

В справочнике приведены методы расчета физико-механических характеристик композиционных материалов и определения состава, структуры и свойств армированных композиционных материалов, экспериментальные данные по взаимодействию в бипарных системах металл — металл и металл — тугоплавкое соединение, основные решения уравнений диффузии для наиболее характерных случаев высокотемпературного взаимодействия в композиционных материалах, упрочненных пластинчатыми, цилиндрическими и сферическими включениями. Систематизированы информация о термодинамических свойствах тугоплавких соединений, сведения о технологии изготовления, механических, физических и химических свойствах волокон (из стекла, бора, карбида кремния, борсики, углерода, керамики, органических соединений, металлов), нитевидных кристаллов и матричных материалов (металлических и полимерных), а также сведения о применении армированных, эвтектических, дисперсно-упрочненных композиционных материалов и псевдосплавов.

Для технологов, конструкторов и научных работников, занимающихся созданием, изучением и применением композиционных материалов, а также для преподавателей, аспирантов и студентов вузов и факультетов материаловедческого профиля.

Рецензенты: Ю. С. Липатов, Э. С. Уманский

Редакция справочной литературы

ЛЕОН РОМАНОВИЧ ВИШНЯКОВ, ТАТЬЯНА ВЕНИАМИНОВНА ГРУДИНА, ВАЛЕРИЙ ХАБИБОВИЧ КАДЫРОВ, ДМИТРИЙ МОИСЕЕВИЧ КАРПИНОС, ВАЛЕНТИНА ИВАНОВНА ОЛЕЙНИК, АЛЛА БЕНЦИОНОВА САПОЖНИКОВА, ЛЕВ ИОСИФОВИЧ ТУЧИНСКИЙ

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ. Справочник

Печатается по постановлению ученого совета
Института проблем материаловедения АН УССР
и решению редакционной коллегии справочной литературы АН УССР

Редакторы Г. М. Ледяева, З. П. Чернюк. Оформление художника А. Л. Омелянюка. Художественный редактор А. В. Косяк. Технический редактор И. А. Рагнер. Корректоры В. С. Дворкина, Л. Г. Бузашвили, Т. Я. Чорная, Л. М. Тищенко

Информ. бланк № 6513.

Сдано в набор 24.04.84. Подл. в печать 18.10.85. БФ 01691. Формат 84×108/32. Бум. тип. № 1. Лит. гарн. Выс. печ. Усл. печ. л. 31,08. Усл. кр.-отт. 31,08. Уч.-изд. л. 38,87. Тираж 7200 экз. Заказ 4-1105. Цена 2 р. 40 к.

Издательство «Наукова думка». 252601 Киев 4, ул. Рейна, 3.

Отпечатано с матриц Головного предприятия республиканского производственного объединения «Полиграфкинг». 252057 Киев, ул. Довженко, 3 в Киевской книжной типографии научной книги. 252004 Киев 4, ул. Рейна, 4. Зак. 5-871.

К 210800000-491
M221 (04)-85 373-85

© Издательство «Наукова думка», 1985

ОГЛАВЛЕНИЕ

Предисловие	11
Принятые сокращения и основные условные обозначения	13

Глава 1

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕХАНИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

1.1. Классификация композиционных материалов	19
1.1.1. Основные понятия и определения	19
1.1.2. Принципы классификации	21
1.2. Требования, предъявляемые к компонентам композиционных материалов	22
1.2.1. Волокна	22
1.2.2. Матрица	23
1.3. Упругие характеристики анизотропных материалов	23
1.3.1. Методы анализа	23
1.3.2. Закон Гука для изотропных материалов	23
1.3.3. Обозначения напряжений и деформаций	24
1.3.4. Правило знаков	25
1.3.5. Закон Гука в тензорной форме	25
1.3.6. Закон Гука в матричной форме	26
1.3.7. Упругий потенциал	27
1.3.8. Закон Гука в технической форме	27
1.3.9. Связь между упругими постоянными и коэффициентами податливости	30
1.3.10. Преобразование упругих постоянных ортотропного материала при повороте координатных осей	31
1.3.11. Связь между модулями упругости ортотропного материала	32
1.3.12. Связь между модулями упругости трансверсально-изотропных материалов	33
1.3.13. Упругие деформации	33
1.4. Прочность анизотропных материалов	34
1.4.1. Анизотропия прочности	34
1.4.2. Критерии предельных напряженных состояний	35
1.4.3. Критерий максимальных напряжений	36
1.4.4. Критерий максимальных деформаций	38
1.4.5. Критерий Мизеса — Хилла и его разновидности	39
1.4.6. Критерий Л. Фишера	40

1.4.7. Критерий К. В. Захарова	40
1.4.8. Критерий Цая-Бу	41
1.4.9. Критерий Гольденблата — Колнова	41
1.5. Расчет упругих характеристик композиционных материалов по свойствам компонентов	47
1.5.1. Однонаправленные композиционные материалы	47
1.5.2. Ортогонально-армированные композиционные материалы	52
1.5.3. Композиционные материалы, армированные пленками	53
1.5.4. Композиционные материалы, армированные дискретными и хаотично ориентированными волокнами	54
1.5.5. Композиционные порошковые материалы с матричной структурой	55
1.5.6. Композиционные материалы с каркасной структурой	56
1.6. Расчет физических свойств композиционных материалов по свойствам компонентов	57
1.6.1. Температурные коэффициенты линейного расширения	57
1.6.2. Коэффициенты теплопроводности	59
1.6.3. Удельная электропроводность	62
1.6.4. Диэлектрическая и магнитная проницаемости	62
1.6.5. Термоэлектродвижущая сила	63
1.7. Расчет прочности композиционных материалов по свойствам компонентов	64
1.7.1. Продольное растяжение однонаправленных композиционных материалов с непрерывными волокнами	64
1.7.2. Продольное растяжение однонаправленных композиционных материалов, армированных дискретными волокнами	67
1.7.3. Продольное сжатие однонаправленных композиционных материалов	67
1.7.4. Поперечное растяжение и сжатие однонаправленных композиционных материалов	69

Глава 2

МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

2.1. Определение механических свойств	71
2.1.1. Статические методы	71
2.1.2. Динамические методы	100
2.2. Определение плотности и пористости	104
2.3. Определение состава	105
2.3.1. Метод взвешивания	105
2.3.2. Метод количественной металлографии	105

Глава 3

МЕЖФАЗНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

3.1. Термодинамическая и кинетическая совместимость компонентов	110
3.2. Виды межфазного взаимодействия	110
3.3. Влияние поверхности раздела на прочность и характер разрушения	111
3.4. Типы связей между компонентами	112
3.5. Кинетика диффузионного взаимодействия компонентов	113
3.5.1. Уравнения Фика	113

3.5.2. Диффузия через плоскую поверхность	114
3.5.3. Диффузия в среде со сферической симметрией	117
3.5.4. Диффузия в среде с цилиндрической симметрией	119
3.6. Смачивание	121
3.6.1. Твердые металлы — жидкие металлы	122
3.6.2. Тугоплавкие соединения — жидкие металлы	122
3.7. Взаимодействие в равновесных условиях	140
3.7.1. Легкие металлы — металлы	140
3.7.2. Жаропрочные металлы — металлы	148
3.7.3. Тугоплавкие металлы — металлы	156
3.7.4. Неметаллы — металлы	170
3.7.5. Тугоплавкие соединения — металлы	176

Глава 4

ВОЛОКНА, ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ ДЛЯ АРМИРОВАНИЯ

4.1. Металлические волокна	191
4.1.1. Стальная проволока	191
4.1.2. Вольфрамовая и молибденовая проволоки	205
4.1.3. Бериллиевая проволока	210
4.1.4. Титановая проволока	210
4.1.5. Биметаллическая проволока	211
4.2. Волокна бора, карбида кремния и борсика	212
4.3. Органические волокна	214
4.4. Углеродные волокна	220
4.5. Стекланные волокна	228
4.6. Керамические волокна	243
4.6.1. Поликристаллические керамические волокна	243
4.6.2. Монокристаллические керамические волокна	245
4.7. Нитевидные кристаллы	247

Глава 5

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТРИЦЫ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

5.1. Матрицы на основе алюминия	255
5.1.1. Алюминий	255
5.1.2. Деформируемые алюминиевые сплавы	256
5.1.3. Литейные алюминиевые сплавы	256
5.1.4. Порошки алюминиевые	257
5.1.5. Фольга алюминиевая техническая	261
5.1.6. Листы из алюминия и алюминиевых сплавов	261
5.1.7. Проволока алюминиевая сварочная	262
5.2. Матрицы на основе магния	263
5.3. Матрицы на основе титана	263
5.4. Матрицы на основе меди	266
5.5. Матрицы на основе никеля	266
5.6. Матрицы на основе кобальта	279
5.7. Композиционные материалы на основе алюминия	281
5.7.1. Алюминий — сталь	287
5.7.2. Al—В и алюминий — борсик	289
5.7.3. Al—С	302
5.7.4. Al—SiO ₂	304
5.7.5. Al—SiC	305
5.7.6. Al—W	305

5.7.7. Al—Mo	305
5.7.8. Al—Be	306
5.7.9. Алюминий — НК Al_2O_3 , алюминий —НК SiC	306
5.7.10. Применение	307
5.7.11. Методы соединения и обработки	307
5.8. Композиционные материалы на основе магния	310
5.8.1. Mg—В	310
5.8.2. Mg—С	312
5.8.3. Mg—SiC	312
5.8.4. Магний — сталь	313
5.8.5. Mg—Ti	313
5.8.6. Mg—Ta	314
5.8.7. Применение	314
5.9. Композиционные материалы на основе титана	314
5.9.1. Ti—В	316
5.9.2. Ti—SiC	317
5.9.3. Титан — борсик	318
5.9.4. Ti—Be	321
5.9.5. Ti—Mo	324
5.9.6. Ti— Al_2O_3	326
5.9.7. (Ti—Al) — В, (Ti—Mg) — В	326
5.9.8. (Ti—Al) — Be	327
5.9.9. (Ti—Mg) — С	327
5.9.10. Применение	327
5.10. Композиционные материалы на основе меди	327
5.10.1. Cu—W	327
5.10.2. Cu—Fe	329
5.10.3. Cu—С	330
5.10.4. Cu—Ta	331
5.10.5. Применение	331
5.11. Композиционные материалы на основе никеля	332
5.11.1. Ni—W	332
5.11.2. Ni—Mo	345
5.11.3. Ni— Al_2O_3	347
5.11.4. Ni— Si_3N_4	352
5.11.5. Ni—SiC	352
5.11.6. Ni—С	353
5.11.7. Применение	356
5.12. Композиционные материалы на основе кобальта	356
5.12.1. Co—W	356
5.12.2. Co—Mo	357
5.12.3. Применение	362

Глава 6

ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

6.1. Общая характеристика	363
6.2. Ориентационные и структурные характеристики	364
6.3. Методы и условия получения эвтектических композиционных материалов	370
6.3.1. Методы направленной кристаллизации	370
6.3.2. Условия образования направленной эвтектической структуры	371
6.3.3. Условия образования волокнистой и пластинчатой структур	372
6.4. Эвтектические композиционные материалы на основе алюминия	373

6.5. Эвтектические композиционные материалы на основе кобальта	474
6.6. Эвтектические композиционные материалы на основе ниобия	474
6.7. Эвтектические композиционные материалы на основе никельных материалов	478
6.8. Эвтектические композиционные материалы на основе титановых материалов	481

7.16. Дисперсно-упрочненные материалы на основе органических металлов

Глава 7

ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПСЕВДОСПЛАВЫ

7.1. Общая характеристика	389
7.2. Методы получения порошковых смесей дисперсно-упрочненных композиционных материалов	389
7.2.1. Механическое смешивание	389
7.2.2. Механическое легирование	392
7.2.3. Реакционное смешивание	392
7.2.4. Химическое смешивание	392
7.2.5. Разложение смеси солей	393
7.2.6. Поверхностное окисление	393
7.2.7. Внутреннее окисление	393
7.2.8. Водородное восстановление в растворах	394
7.2.9. Химическое осаждение из растворов	394
7.3. Особенности формования, деформации и термообработки дисперсно-упрочненных композиционных материалов	395
7.3.1. Формование порошков	395
7.3.2. Спекание	395
7.3.3. Деформация	396
7.3.4. Термообработка	396
7.4. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе алюминия	396
7.5. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе бериллия	400
7.6. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе железа	402
7.7. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе кобальта	404
7.8. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе магния	406
7.9. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе меди	407
7.10. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе никеля	409
7.11. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе платины	412
7.12. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе свинца	414
7.13. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе серебра	416
7.14. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе титана	417
7.15. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе хрома	419

7.16. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы на основе циркония	420
7.17. Методы получения псевдосплавов	422
7.17.1. Пропитка	423
7.17.2. Жидкофазное спекание	423
7.18. Псевдосплавы на основе вольфрама	424
7.18.1. W—Cu	424
7.18.2. W—Ag	427
7.19. Псевдосплавы на основе молибдена	429
7.19.1. Mo—Cu	429
7.19.2. Mo—Ag	430
7.20. Псевдосплавы на основе никеля	430
7.20.1. Ni—Ag	430
7.21. Псевдосплавы на основе железа	431
7.21.1. Fe—Cu (из взаимонасыщенных сплавов)	431
7.21.2. (Fe—C) — Cu	433
7.21.3. (Fe—Mn) — Cu	434
7.21.4. (Fe—Ni—Mo—Mn—C) — Cu	436
7.21.5. (Fe—C) — (Cu—Zn—Pb)	436
7.21.6. Fe—Pb	437
7.21.7. Fe—Ag	439
7.21.8. Fe—Mg	439
7.22. Псевдосплавы на основе титана	441
7.22.1. Ti—Mg	441
7.22.2. Ti—Bi	441
7.23. Псевдосплавы на основе магния	441
7.23.1. Mg—Be	441
7.23.2. Mg—Zr	442
7.23.3. Mg—Nb	444

Глава 8

ПОЛИМЕРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

8.1. Полимеры как матрицы полимерных композиционных материалов	445
8.1.1. Полиэтилен	456
8.1.2. Полипропилен	457
8.1.3. Полистирол	457
8.1.4. Политетрафторэтилен и его модификации	458
8.1.5. Полиметилениоксид	460
8.1.6. Полифениленсульфид	461
8.1.7. Полиэфирмалеинаты	462
8.1.8. Полифениленоксид	462
8.1.9. Полиэтилентерефталат	463
8.1.10. Поликарбонаты	463
8.1.11. Полиарилаты	464
8.1.12. Полиоксибензоаты	465
8.1.13. Полиэфирсульфоны ароматические	465
8.1.14. Полиимиды	466
8.1.15. Полиамиды	467
8.1.16. Эпоксидные смолы	468
8.1.17. Фенолоформальдегидные смолы	469
8.1.18. Анилиноформальдегидные смолы	471
8.1.19. Мочевиноформальдегидные смолы	471
8.1.20. Меламинформальдегидные смолы	472
8.1.21. Фурановые смолы	473

8.1.22. Кремнийорганические полимеры (силиконы, полиорганосилоксаны)	474
8.2. Наполнители	474
8.2.1. Порошкообразные наполнители	478
8.2.2. Волокнистые наполнители	481
8.3. Получение полимерных композиционных материалов и методы переработки их в изделия	482
8.3.1. Прессование	486
8.3.2. Литье под давлением (инжекция, шприц-гус)	487
8.3.3. Автоклавный метод литья под давлением	488
8.3.4. Экструзия (выдавливание, шприцевание, шнекование)	489
8.3.5. Контактное формование	489
8.3.6. Намотка	489
8.3.7. Формование с помощью герметичной эластичной оболочки	490
8.3.8. Пневматическое формование	492
8.3.9. Спекание	493
8.3.10. Штампование	493
8.3.11. Напыление	493
8.4. Свойства полимерных композиционных материалов	525
Список использованной литературы	564
Предметный указатель	589

ПРЕДИСЛОВИЕ

Композиционные материалы обладают высокими прочностью, жесткостью, жаропрочностью, выносливостью, а также специальными физическими и эксплуатационными свойствами. От создания и внедрения новых композиционных материалов в различные отрасли народного хозяйства в значительной мере зависит ускорение научно-технического прогресса.

За последние годы опубликовано большое количество отечественных и зарубежных работ, посвященных вопросам химии, физики, механики, технологии и применения композиционных материалов. Наиболее полные сведения о них представлены в фундаментальном энциклопедическом восьмитомном издании «Композиционные материалы» под общей редакцией Л. Браутмана и Р. Крока (перевод с английского). Значительная информация по композиционным материалам содержится в монографиях и научных статьях [62, 109, 141, 143, 146, 160, 179, 233, 234, 236 и др.]. Однако до настоящего времени нет издания справочного характера, в котором были бы собраны, систематизированы и представлены в удобной для пользования форме накопленные данные по теории, технологии, свойствам и применению композиционных материалов на металлической и полимерной основах. Как попытку такого обобщения авторы и рассматривают предлагаемый читателю справочник.

При отборе теоретического материала предпочтение отдавалось формулам, полученным на моделях, отражающих наиболее характерные особенности композиционных материалов. Одним из критериев отбора являлась доступность использования расчетных формул: громоздкие уравнения, не доведенные до инженерных формул, в справочник не включены. При описании методов определения свойств анизотропных композиционных материалов основное внимание уделялось особенностям их испытаний (по сравнению с традиционными изотропными материалами). При отборе фактического материала в основном использовались обобщающие работы и оригинальные публикации с наиболее обоснованными и надежными данными, при этом учитывалась степень освоенности композиционных материалов в промышленных условиях и ближайшие перспективы получения и применения их.

Полнота данных о различных композиционных материалах не одинакова, что связано с уровнем их разработки и использования. В текстовой части данные приведены в порядке усложнения состава композиционных материалов, в таблицах — в основном в алфавитном. Состав указан в процентах по массе либо в объемных долях компонентов. Физические величины приведены в единицах СИ. Справочник снабжен предметным указателем, списками принятых сокращений, условных обозначений и использованной литературы.

Приведенные в справочнике численные данные о свойствах композиционных материалов согласно ГОСТ 8.310—78 относятся к категории информационных.

Главы 1—3 написаны Л. И. Тучинским; 4 — Л. Р. Вишняковым, Т. В. Грудиной, В. Х. Кадыровым, Д. М. Карпиносом, В. И. Олейник; 5 — Л. Р. Вишняковым, В. Х. Кадыровым, Д. М. Карпиносом, А. Б. Сапожниковой; 6 — Л. Р. Вишняковым, Д. М. Карпиносом; 7 — А. Б. Сапожниковой, Л. И. Тучинским; 8 — Т. В. Грудиной, В. И. Олейник.

Авторы выражают признательность рецензентам акад. АН УССР Ю. С. Липатову и д-ру техн. наук Э. С. Уманскому за полезные замечания при работе над рукописью, а также сотрудникам В. Г. Еневич, Л. А. Исаенко, Л. Н. Клименко, А. П. Сергеевой и Н. И. Шейнис за помощь при подготовке рукописи к изданию.

Авторы

ПРИНЯТЫЕ СОКРАЩЕНИЯ И ОСНОВНЫЕ УСЛОВНЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ

- ДКМ — дисперсно-упрочненные КМ
- КМ — композиционные материалы
- К.т.р. — температурный коэффициент линейного расширения
- НК — нитевидные кристаллы
- ПКМ — полимерные КМ
- САП — спеченный алюминиевый порошок
- СВ — стеклянные волокна
- УВ — углеродные волокна
- ЭКМ — эвтектические КМ
- a — удельная ударная вязкость
- a_n — удельная ударная вязкость при изгибе образцов с надрезом
- a_{iklm} — постоянные упругости (коэффициенты жесткости) анизотропных КМ, образующие тензор четвертого ранга (индексы i, k, l, m принимают значения 1, 2, 3)
- a_{mn} — постоянные упругости, записанные в матричной форме
- b_0 — ширина образца
- C — концентрация
- C_0 — концентрация диффундирующего вещества в момент времени $t = 0$
- c — удельная теплоемкость
- c^v — скорость распространения волны
- c_f, c_m — удельная теплоемкость волокон и матрицы соответственно
- c_{iklm} — коэффициенты податливости анизотропных КМ, образующие тензор первого ранга (индексы i, k, l, m принимают значения 1, 2, 3)
- c_{mn} — коэффициенты податливости, записанные в матричной форме (индексы m, n принимают значения 1, 2, 3)
- c_p^0 — удельная теплоемкость при температуре 298,15 К
- D — коэффициент диффузии
- $D_{ст}$ — дугостойкость
- d — диаметр волокна
- E — модуль упругости (модуль Юнга) при растяжении
- $E_{||}$ — модуль упругости (модуль Юнга) при растяжении в направлении, параллельном оси волокон
- E_{\perp} — модуль упругости (модуль Юнга) при растяжении в направлении, перпендикулярном оси волокон
- E_a — энергия активации
- E_n — модуль упругости (модуль Юнга) при изгибе

$E_{сж}$ — модуль упругости (модуль Юнга) при сжатии
 $E_{уд}$ — удельная жесткость
 E_f, E_m — модуль упругости (модули Юнга) волокон и матрицы соответственно
 E_i — модуль упругости (модуль Юнга) волокон i -го сорта
 E_x, E_y, E_z — модули упругости (модули Юнга) анизотропных КМ при растяжении (сжатии) в направлении осей x, y, z
 $E_{x'}, E_{y'}, E_{z'}$ — модули упругости (модули Юнга) ортотропных КМ при растяжении в направлении осей сравнения x', y', z'
 $E_{xy}^{(45)}$ — диагональный модуль упругости (модуль Юнга) ортотропных КМ при растяжении (сжатии) в направлениях, образующих угол 45° с главными осями симметрии x и y
 E_θ — модуль упругости (модуль Юнга) в окружном направлении
 F — площадь поперечного сечения рабочей части образца
 f — коэффициент трения
 G — модуль сдвига
 G_f, G_m — модуль сдвига волокон и матрицы соответственно
 G_i — модуль сдвига волокон i -го сорта
 G_{xy}, G_{yz}, G_{zx} — модули сдвига КМ для плоскостей, параллельных координатным (двойные индексы соответствуют направлениям, между которыми происходит изменение прямого угла)
 $G_{x'y'}$ — диагональный модуль сдвига (модуль сдвига в осях, повернутых на угол 45° по отношению к двум главным осям симметрии ортотропных КМ)
 H_μ — микротвердость
 HB — твердость по Бринеллю
 HRA, HRB, HRC — твердость по Роквеллу (соответственно A, B, C)
 HV — твердость по Виккерсу
 h — толщина образца
 h_c — толщина стенки трубы или кольца
 I — момент инерции поперечного сечения балки
 I_L — линейная интенсивность изнашивания
 j — плотность потока вещества
 K — модуль объемного сжатия
 K_{1c} — вязкость разрушения
 K_c — коэффициент анизотропии сетки
 K_f, K_m — модуль объемного сжатия волокон и матрицы соответственно
 $k_{пр}$ — константа скорости пропитки
 l — длина волокна
 l_0 — длина образца
 $l_{кр}$ — критическая длина волокна
 $l_{пр}$ — глубина пропитанного слоя
 I_i, n_i, m_i — направляющие косинусы углов, образованных главными осями x, y, z и осями сравнения x', y', z' ($i = 1, 2, 3$)
 M — изгибающий момент
 m — масса
 N — число циклов до разрушения
 n — коэффициент преломления
 P — приложенное усилие
 $P_{раз}$ — разрушающее усилие

p — давление
 $p_{уд}$ — удельное давление
 $q = \frac{a}{d}$ — отношение диаметра полости a к наружному диаметру волокна d (для полых волокон)
 q_i — отношение диаметра полости к наружному диаметру полых волокон i -го сорта
 R — средний радиус трубы
 r, z, θ — цилиндрические координаты
 r, θ, φ — сферические полярные координаты
 $S_{298,15}^0$ — стандартная молярная энтропия
 T — температура
 $T_{0,185}$ — теплостойкость при нагрузке 0,185 МПа
 T_B — теплостойкость по Вика
 $T_{зак}$ — температура закалки
 $T_{кип}$ — температура кипения
 T_M — теплостойкость по Мартенсу
 $T_{мор}$ — температура морозостойкости
 $T_{пл}$ — температура плавления
 $T_{пр}$ — температура горячего прессования
 T_p — температура размягчения
 $T_{расп}$ — температура расплава
 T_c — температура стеклования полимера
 $T_{сп}$ — температура спекания
 T_ϕ — температура формы
 $T_{экс}$ — температура эксплуатации
 t — время
 $u_{кор}$ — скорость коррозии
 V — объемная доля
 $V_{кр}$ — критическая объемная доля волокон
 V_f, V_m — объемная доля волокон и матрицы соответственно
 V_i — объемная доля волокон i -го сорта
 V_{min} — минимальная объемная доля волокон
 v — скорость направленной кристаллизации
 W — момент сопротивления поперечного сечения образца
 W_a — работа адгезии
 x, y, z — оси координат, совпадающие с осями симметрии КМ
 x', y', z' — произвольные оси координат
 α — температурный коэффициент линейного расширения
 α' — угол диэлектрических потерь
 α'' — угол поворота системы координат вокруг оси z
 α_f, α_m — температурный коэффициент линейного расширения волокон и матрицы соответственно
 α_i — температурный коэффициент линейного расширения волокон i -го сорта
 $\alpha_x, \alpha_y, \alpha_z$ — главные температурные коэффициенты линейного расширения анизотропных КМ в направлении осей x, y, z
 γ — плотность
 γ_f, γ_m — плотность волокон и матрицы соответственно
 $\gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$ — упругие относительные сдвиговые (угловые) деформаций в плоскостях xy, yz и zx соответственно
 Δ — относительная упругая объемная деформация

$\Delta H_{298,15}^0$ — стандартная молярная теплота образования
 ΔP — приращение усилия
 δ — относительное удлинение после разрыва
 ε — относительная упругая деформация
 $\dot{\varepsilon}$ — скорость ползучести
 ε_{ik} — обозначение деформаций в нумерованных осях ($i = 1, 2, 3; k = 1, 2, 3$). При $i = k$ деформации линейные, при $i \neq k$ — сдвиговые
 $\varepsilon_m, \varepsilon_n$ — деформации, записанные в матричной форме ($m = 1, 2, \dots, 6; n = 1, 2, \dots, 6$)
 $\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$ — упругие относительные линейные деформации вдоль осей x, y, z соответственно
 η — динамическая вязкость жидкости
 θ — угол между направлением приложения растягивающего (или сжимающего) напряжения и направлением укладки волокон в однонаправленных КМ
 θ_c — краевой угол смачивания
 λ — коэффициент теплопроводности
 λ_f, λ_m — коэффициент теплопроводности волокон и матрицы соответственно
 λ_i — коэффициент теплопроводности волокон i -го сорта
 $\lambda_x, \lambda_y, \lambda_z$ — главные коэффициенты теплопроводности анизотропных КМ в направлении осей x, y, z
 μ — коэффициент Пуассона
 μ_f, μ_m — коэффициенты Пуассона волокон и матрицы соответственно
 μ_i — коэффициент Пуассона волокон i -го сорта
 $\mu_{xy}, \mu_{yx}, \mu_{zx}, \dots, \mu_{yz}, \mu_{x'y'}, \mu_{y'x'}$ и т. д. — коэффициенты Пуассона КМ для плоскостей, параллельных координатным (первый индекс обозначает направление действующего напряжения, второй — направление поперечной деформации)
 ν — магнитная проницаемость
 ν_f, ν_m — магнитная проницаемость волокон и матрицы соответственно
 ν_x, ν_y, ν_z — главные магнитные проницаемости анизотропных КМ в направлении осей x, y, z
 ξ — диэлектрическая проницаемость
 ξ_f, ξ_m — диэлектрическая проницаемость волокон и матрицы соответственно
 ξ_i — диэлектрическая проницаемость волокон i -го сорта
 ξ_x, ξ_y, ξ_z — главные диэлектрические проницаемости анизотропных КМ в направлении осей x, y, z
 Π_i — пористость
 ρ — удельное электрическое сопротивление
 ρ_f, ρ_m — удельное электрическое сопротивление волокон и матрицы соответственно
 ρ_s, ρ_v — поверхностное и объемное удельные электрические сопротивления
 σ — напряжение
 $\sigma_1, \sigma_{10}, \sigma_{100}, \sigma_{1000}$ — пределы длительной прочности при высоких температурах (напряжение, которое доводит образец до разрушения за 1, 10, 100 и 1000 ч)
 σ_{-1} — предел выносливости при изгибе в симметричном цикле

$\sigma_{0,2}$ — условный предел текучести при растяжении (остаточная деформация 0,2 %)
 $\sigma_{0,2/100}, \sigma_{0,5/100}, \sigma_{0,2/1000}, \sigma_{0,5/1000}$ — пределы ползучести при высоких температурах (напряжения, вызывающие деформацию соответственно 0,2 и 0,5 % за 100 и 1000 ч)
 σ_B — предел прочности при растяжении
 $\sigma_{B\parallel}$ — предел прочности КМ при растяжении в направлении, параллельном оси волокон
 $\sigma_{B\perp}$ — предел прочности КМ при растяжении в направлении, перпендикулярном оси волокон
 $\sigma_{B,уд}$ — удельная прочность
 σ_{Bf}, σ_{Bm} — пределы прочности волокон и матрицы соответственно
 $\sigma_{Bx}, \sigma_{By}, \sigma_{Bz}$ — пределы прочности КМ при растяжении (сжатии) в направлении осей x, y, z
 $\sigma_{Bx'}$ — предел прочности ортотропных КМ при растяжении (сжатии) в направлении оси x'
 $\sigma_{Bx}^p, \sigma_{By}^p, \sigma_{Bz}^p$ — пределы прочности однонаправленных КМ в направлении осей x, y, z при растяжении
 $\sigma_{Bx}^a, \sigma_{By}^c, \sigma_{Bz}^c$ — пределы прочности однонаправленного КМ в направлении осей x, y, z при сжатии
 $\sigma_{Bxy}^{45}, \sigma_{Byz}^{45}, \sigma_{Bzx}^{45}$ — пределы прочности КМ при растяжении (сжатии) в диагональных направлениях, лежащих в плоскостях симметрии и составляющих углы 45° с осями симметрии (нижние индексы x, y, z показывают, с какими осями направления действия напряжений образуют углы 45°)
 $\sigma_{B\theta}^p, \sigma_{B\theta}^c$ — предел прочности в окружном направлении, определяемый при испытаниях кольцевых образцов на растяжение и сжатие соответственно
 $\sigma_{ж}$ — поверхностное натяжение жидкости
 $\sigma_{ж.г}$ — межфазное натяжение на границе раздела жидкость — газ
 $\sigma_{и}$ — предел прочности при изгибе
 $\sigma_{пц}$ — предел пропорциональности
 $\sigma_{сж}$ — предел прочности при сжатии
 $\sigma_{т}$ — поверхностное натяжение твердого тела
 $\sigma_{т.ж}$ — межфазное натяжение на границе раздела твердое тело — жидкость
 $\sigma_{Tx}, \sigma_{Ty}, \sigma_{Tz}$ — пределы текучести анизотропных КМ в направлении осей x, y, z
 σ_{ik} — обозначение деформаций в нумерованных осях ($i = 1, 2, 3; k = 1, 2, 3$). При $i = k$ деформации линейные, при $i \neq k$ — сдвиговые
 σ_{lm} — напряжения, записанные в нумерованных осях ($l = 1, 2, 3; m = 1, 2, 3$). При $l = m$ напряжения нормальные, при $l \neq m$ — касательные
 σ_m, σ_n — напряжения, записанные в матричной форме ($m = 1, 2, \dots, 6; n = 1, 2, \dots, 6$)
 σ'_m — напряжение в матрице в момент разрушения волокон
 $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$
 $\sigma_{x'}, \sigma_{y'}, \sigma_{z'}$ — нормальные напряжения в направлениях, совпадающих с координатными осями, указанными индексами

690310

τ — предел прочности КМ при сдвиге
 $\tau_{вху}, \tau_{вyz}, \tau_{вzx}$ — пределы прочности анизотропных КМ при сдвиге в плоскостях, обозначенных попарно индексами x, y, z
 $\tau_{a\theta r}$ — предел прочности кольцевых образцов при межслойном сдвиге
 $\tau_{выд}$ — время выдержки
 $\tau_{гр}$ — прочность границы раздела волокно — матрица при сдвиге
 $\tau_{тху}, \tau_{тыz}, \tau_{тzx}$ — пределы текучести анизотропного КМ при сдвиге в плоскостях, обозначенных попарно индексами x, y, z
 $\tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$ } — касательные напряжения (первый индекс указывает ось, перпендикулярную плоскости, в которой действует напряжение τ , второй индекс — ось, параллельную этому напряжению)
 $\tau_{x'y'}, \tau_{y'z'}, \tau_{z'x'}$ }
 ψ — относительное сужение после разрыва
 Ω — удельная электропроводность
 Ω_f, Ω_m — удельная электропроводность волокон и матрицы соответственно
 ω — прогиб

Глава 1

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МЕХАНИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

1.1. КЛАССИФИКАЦИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

1.1.1. Основные понятия и определения

Композиционными называются материалы, обладающие следующей совокупностью признаков [236]: не встречаются в природе, поскольку созданы человеком; состоят из двух или более компонентов, различающихся по своему химическому составу и разделенных выраженной границей; имеют новые свойства, отличающиеся от свойств составляющих их компонентов; неоднородны в микромасштабе и однородны в макромасштабе; состав, форма и распределение компонентов «запроектированы» заранее; свойства определяются каждым из компонентов, которые в связи с этим должны быть в материале в достаточно больших количествах (больше некоторого критического содержания).

Компонент, непрерывный во всем объеме КМ, называется матрицей, прерывистый, разъединенный в объеме композиции, — арматурой или армирующим элементом. Понятие «армирующий» означает «введенный в материал с целью изменения его свойств» (не обязательно «упрочняющий») [236].

В зависимости от геометрии армирующих элементов и их взаимного расположения КМ бывают изотропными или анизотропными.

Первые имеют одинаковые свойства во всех направлениях, свойства вторых зависят от направления. К макроскопически изотропным КМ относятся дисперсно-упрочненные сплавы, псевдосплавы и хаотично армированные КМ; к анизотропным КМ — материалы, в которых волокна ориентированы в определенных направлениях. Хаотично армированные КМ упрочняются короткими (дискретными) частицами игольчатой формы (отрезками волокон или НК — так называемыми усами), ориентированными в пространстве случайным образом. При этом КМ получают квазиизотропными, т. е. анизотропными в микрообъемах, но изотропными в объеме всего изделия.

Анизотропия КМ, «проектируемая» заранее с целью изготовления из КМ конструкций, в которых наиболее рационально ее использовать, называется конструкционной. Существуют технологическая анизотропия, возникающая при пластической деформации изотропных материалов (металлов), и физическая, присущая кристаллам и связанная с особенностями строения их кристаллической решетки. Обычно в технике используются анизотропные КМ с определенной симметрией свойств (предполагается, что реальный неоднородный материал представляет собой некоторую идеализированную сплошную однородную среду, обладающую симметрией строения и свойств).

Ортотропные (ортогонально анизотропные) материалы характеризуются наличием в каждом элементарном объеме трех взаимно перпендикулярных плоскостей симметрии свойств. К таким материалам относятся КМ, армированные последовательно чередующимися слоями волокон в двух взаимно перпендикулярных направлениях (рис. 1.1) и тканями с

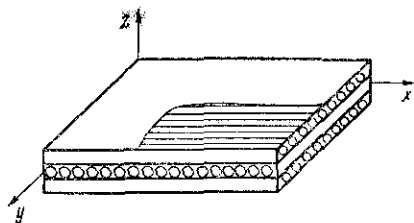


Рис. 1.1. Схематическое изображение структуры ортотропного КМ, армированного чередующимися слоями волокон в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Рис. 1.2. Схема ориентации волокон в слоистых КМ со звездной укладкой волокон в смежных слоях.

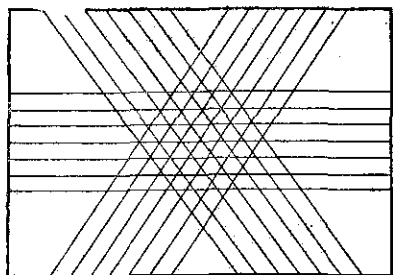
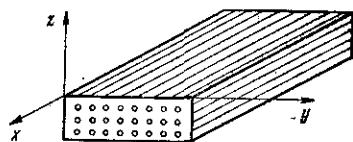


Рис. 1.3. Схематическое изображение структуры однонаправленного КМ.



продольно-поперечной укладкой, а также слоистые КМ, армированные в двух неортогональных направлениях x_1 и x_2 с правильным чередованием слоев. В последнем случае плоскостями симметрии являются срединная плоскость листа и две плоскости, перпендикулярные ей и проходящие через биссектрисы углов, образованных осями x_1 и x_2 .

Слоистые КМ со звездной укладкой волокон в смежных слоях (рис. 1.2) обладают изотропией свойств в плоскости листа в том случае, если угол между направлениями укладки волокон в смежных слоях меньше 72° . Например, в слоистых КМ, у которых волокна в смежных слоях образуют друг с другом равные углы — 60° , 45° или 30° , все направления в плоскости листа эквивалентны друг другу [26]. Такие материалы, имеющие плоскость изотропии и перпендикулярную ей ось симметрии бесконечного порядка, называются трансверсально-изотропными (или транстропными). К трансверсально-изотропным относятся одноосно-армированные, или однонаправленные, КМ, в которых все волокна ориентированы в одном направлении. В этом случае плоскость изотропии yz перпендикулярна направлению укладки волокон x (рис. 1.3). Одноосно-армированные КМ называют также КМ с ориентацией волокон $1:0$; двухосно-армированные слоистые КМ с взаимно перпендикулярной укладкой волокон обозначают дробями $1:1$, $1:2$, $1:3$, $3:4$ и т. д., в которых цифры указывают отношение числа слоев в продольном и поперечном направлениях. Трехосно-армированные ориентированные КМ получают армированием матриц волокнами в трех взаимно перпендикулярных направлениях или объемными тканями.

К некоторым КМ понятие матрицы и арматуры неприменимо. К таким КМ относятся слоистые КМ, состоящие из чередующихся слоев двух металлических сплавов, или псевдосплавы, имеющие каркасное строение (эти материалы получают пропиткой пористой заготовки более легкоплавкими компонентами, их структура представляет собой два взаимно проникающих непрерывных каркаса).

1.1.2. Принципы классификации

Классифицируют КМ по следующим основным признакам: материалу матрицы и армирующих элементов, геометрии компонентов, структуре и расположению компонентов, методу получения. Иногда КМ разделяют по назначению, но так как одни и те же КМ могут иметь различное назначение, то этот принцип классификации используется редко. Полная характеристика КМ должна содержать все указанные признаки, на практике же обычно ограничиваются одним или двумя из них.

Общее название КМ, как правило, происходит от материала матрицы. КМ с металлической матрицей называют металлическими КМ, с полимерной — ПКМ, с неорганической — неорганическими КМ. КМ, содержащий два и более различных по составу или природе матричных материала, называется полиматричным.

Характеристика КМ по материалу матрицы и армирующих элементов указывает на их природу. Название полимерных КМ состоит обычно из двух частей: в первой — указывается материал волокна, второй является слово «пластик» или «волокнит». Например, ПКМ, армированные СВ, называются стеклопластиками или стекловолокнистыми, металлическими — металлопластиками (металловолокнистыми), органическими — органопластиками (органоволокнистыми), борными — боропластиками (бороволокнистыми), УВ — углепластиками (углеволокнистыми), асбестовыми — асбесто-пластиками (асбесто-волокнистыми) и т. д.

Для металлических и неорганических КМ пока нет четко установленной номенклатуры. Чаще других используется двойное обозначение: вначале пишут материал матрицы, затем — материал волокна. Например, обозначение медь — вольфрам (или $Cu - W$) относится к КМ с медной матрицей и вольфрамовыми волокнами; окись алюминия — молибден (или $Al_2O_3 - Mo$) — к КМ на основе Al_2O_3 с арматурой из молибденовых проволок. Составные компоненты заключаются в скобки. Однако в литературе встречаются и другие обозначения: сложное слово, в первой части которого указывается материал волокна, а во второй — матрицы (например, бороалюминий, углеалюминий и др.).

КМ, содержащие два или более различных по составу или природе типа армирующих элементов, называются полиармированными. Полиармированные КМ разделяются на простые, если армирующие элементы имеют различную природу, но одинаковую геометрию (например, стеклоуглепластик — полимер, армированный СВ и УВ), и комбинированные, если армирующие элементы имеют различные и природу, и геометрию (например, КМ, состоящий из алюминиевой матрицы, борных волокон и прослоек из титановой фольги) [236].

В соответствии с геометрией армирующих элементов (порошки или гранулы, волокна, пластины) КМ делятся на порошковые (гранулированные), волокнистые и пластинчатые. К первой группе относятся ДКМ (условно) КМ типа псевдосплавы и другие композиции, получаемые из смесей различных порошков. Ко второй — КМ, армированные непрерывными и дискретными волокнами (например, композиции алюминий — борные волокна, стеклопластики), к третьей — непрерывными и дискретными пластинами (например, слоистые КМ, представляющие собой набор из чередующихся фольг из стали, алюминия и титана). Максимальный размер дискретных волокон и пластин в материалах второй и третьей групп соизмерим с характерным размером образца КМ.

В соответствии с классификацией КМ по структуре и расположению компонентов КМ разделяются на группы с каркасной, матричной, слоистой и комбинированной структурой. К КМ с каркасной структурой относятся, например, псевдосплавы, полученные методом пропитки; с матричной — ДКМ и армированные материалы, со слоистой — композиции, полученные

из набора чередующихся фольг или листов материалов различной природы или состава, и комбинированной — материалы, содержащие комбинации первых трех групп (например, псевдосплавы, каркас которых упрочнен дисперсными включениями, относятся к материалам, сочетающим карбасную и матричную структуры).

КМ с матричной структурой могут быть армированы элементами, имеющими хаотичную ориентацию в пространстве (дисперсными включениями, дискретными или непрерывными волокнами). В этом случае материал является изотропным или квазиизотропным. КМ с матричной структурой, упрочненные армирующими элементами, ориентированными определенным образом в пространстве, относятся к упорядоченно-армированным. Они подразделяются на одноосно-армированные или однонаправленные (с расположением волокон вдоль одной оси), двухосно-армированные (с плоскостным расположением арматуры) и трехосно-армированные (с объемным расположением арматуры).

В соответствии с классификацией по методам получения КМ подразделяются на КМ, полученные жидко- и твердофазными методами, методами осаждения — напыления и комбинированными методами (здесь указаны только главные технологические приемы, обеспечивающие окончательное формирование материала). К жидкофазным методам относятся пропитка (например, пропитка арматуры полимерами или расплавленными металлами), а также направленная кристаллизация сплавов. К твердофазным — прессование, прокатка, экструзия, ковка, штамповка, уплотнение взрывом и другими динамическими методами, диффузионная сварка, волочение и т. п. Для КМ, полученных твердофазными методами, характерно использование матрицы в виде порошка или тонких листов. Армированные КМ, матрица которых в исходном состоянии представляет собой тонкие листы (фольги), а вся заготовка — набор чередующихся слоев матрицы и армирующих элементов, уложенных в заданной последовательности, в литературе иногда называют «композиции типа сэндвич».

При получения КМ методами осаждения — напыления матрица наносится на волокна из растворов солей или других соединений, из парогазовой фазы, из плазмы и т. п. Комбинированные методы заключаются в последовательном или параллельном применении нескольких методов. Например, плазменное напыление используется как предварительная операция, а в качестве окончательной применяется прокатка или диффузионная сварка.

1.2. Требования, предъявляемые

к компонентам композиционных материалов

1.2.1. Волокна

Волокна используются в качестве арматуры КМ. Они должны обладать небольшой плотностью, высокой прочностью во всем интервале рабочих температур, технологичностью, минимальной растворимостью в матрице, высокой химической стойкостью, отсутствием фазовых превращений в зоне рабочих температур и быть нетоксичными при изготовлении и эксплуатации. Для армирования применяют НК (усы), металлическую проволоку, неорганические и органические волокна. НК имеют диаметр от долей микрометра до нескольких микрометров и длину от долей миллиметра до нескольких сантиметров. Широко в качестве армирующих элементов конструктивных КМ они не используются.

Высокопрочная металлическая проволока из стали, вольфрама, молибдена и других металлов, хотя и имеет большую плотность и меньшую прочность, чем усы, благодаря своей технологичности, широкой доступности

и сравнительно невысокой стоимости, используется в качестве арматуры, особенно для КМ на металлической основе, намного чаще, чем НК. Поликристаллические неорганические волокна, как и металлическая проволока, выпускаются в больших количествах. Их недостатком является высокая чувствительность к механическим повреждениям, однако малая плотность, высокая прочность, химическая стойкость углеродных, борных, стекляных, карбидокремниевых, кварцевых и других волокон позволяют широко использовать их для армирования пластмасс и металлов. Органические волокна используются для армирования полимерных матриц.

1.2.2. Матрица

Роль матрицы в армированных КМ заключается в придании изделию необходимой формы и создании монолитного материала. Объединяя в одно целое многочисленные волокна, матрица позволяет композиции воспринимать различного рода внешние нагрузки: растяжение (как в направлении армирования, так и перпендикулярно ему), сжатие, изгиб, сдвиг и др. В то же время матрица должна принимать участие в создании несущей способности композиции, обеспечивая передачу усилий на волокна. За счет пластичной матрицы осуществляется также передача усилий от разрушенных или дискретных (коротких) волокон соседним волокнам и уменьшение концентрации напряжений вблизи различного рода дефектов. Матрица служит и защитным покрытием, предохраняющим волокна от механических повреждений и окисления.

1.3. УПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АНИЗОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ

1.3.1. Методы анализа

Для разработки теории поведения армированных материалов при различных видах нагружения применяются макро- и микромеханический подходы. При макромеханическом подходе КМ рассматривается как однородная анизотропная среда, обладающая симметрией строения и свойств, которые зависят от свойств компонентов. Такой подход позволяет, используя аппарат теории анизотропных сред для расчета макроскопических характеристик КМ, установить закономерности изменения свойств при изменении схемы напряженно-деформированного состояния. Однако замена реального неоднородного материала эквивалентным по прочности и жесткости гомогенным материалом не дает возможности определить поля напряжений и деформаций в микрообъемах КМ, в частности на межфазных границах.

Микромеханический подход предусматривает рассмотрение напряженно-деформированного состояния областей, соизмеряемых с характерными размерами фаз КМ, и установление связи между механическими свойствами КМ и его компонентов. Задачей микромеханики является также анализ распределения напряжений и деформаций внутри компонентов и на межфазных границах.

1.3.2. Закон Гука для изотропных материалов

Закон Гука устанавливает связь между напряжениями σ , действующими на тело, и относительными упругими деформациями ϵ , вызванными этими напряжениями. Для одноосного растяжения или сжатия изотропного

Таблица 1.1. Обозначения напряжений и деформаций

Система обозначения	Компоненты тензора напряжений		Компоненты тензора деформаций	
	Нормальные напряжения	Касательные напряжения	Линейные деформации	Сдвиговые деформации
Буквенная (техническая)	σ_x σ_y σ_z	$\tau_{xy} = \tau_{yx}$ $\tau_{yz} = \tau_{zy}$ $\tau_{zx} = \tau_{xz}$	ϵ_x ϵ_y ϵ_z	$\gamma_{xy} = \gamma_{yx}$ $\gamma_{yz} = \gamma_{zy}$ $\gamma_{zx} = \gamma_{xz}$
Цифровая (тензорная)	σ_{11} σ_{22} σ_{33}	$\sigma_{12} = \sigma_{21}$ $\sigma_{23} = \sigma_{32}$ $\sigma_{31} = \sigma_{13}$	ϵ_{11} ϵ_{22} ϵ_{33}	$\epsilon_{12} = \epsilon_{21}$ $\epsilon_{23} = \epsilon_{32}$ $\epsilon_{31} = \epsilon_{13}$
Цифровая (матричная)	σ_1 σ_2 σ_3	σ_4 σ_5 σ_6	ϵ_1 ϵ_2 ϵ_3	ϵ_4 ϵ_5 ϵ_6

тела закон Гука записывается в виде $\sigma = E\epsilon$. Коэффициент пропорциональности E называется модулем Юнга, или модулем нормальной упругости. Он служит константой изотропного материала, характеризующей его жесткость. Отношение относительной деформации образца в поперечном направлении ϵ_y к его относительной упругой деформации в продольном направлении ϵ_x называется коэффициентом Пуассона μ : $\mu = -\epsilon_y/\epsilon_x$. Касательные напряжения τ_{xy} и соответствующие упругие сдвиговые деформации γ_{xy} связаны между собой: $\tau_{xy} = G\gamma_{xy}$. При гидростатическом сжатии изотропных тел закон Гука устанавливает прямую пропорциональность между гидростатическим давлением p и относительной упругой объемной деформацией Δ : $p = k\Delta$. В общем случае связь между напряжениями и деформациями изотропного тела описывается обобщенным законом Гука, который в обозначениях, используемых в технике (технических обозначениях), имеет вид

$$\begin{aligned} \epsilon_x &= (1/E) [\sigma_x - \mu(\sigma_y + \sigma_z)]; & \gamma_{xy} &= (1/G) \tau_{xy}; \\ \epsilon_y &= (1/E) [\sigma_y - \mu(\sigma_x + \sigma_z)]; & \gamma_{yz} &= (1/G) \tau_{yz}; \\ \epsilon_z &= (1/E) [\sigma_z - \mu(\sigma_x + \sigma_y)]; & \gamma_{xz} &= (1/G) \tau_{xz}. \end{aligned}$$

Упругие постоянные E , G , μ и K связаны между собой соотношениями $E = 2G(1 + \mu)$, $E = 3K(1 - 2\mu)$. Только две из четырех констант независимы, а две другие могут быть вычислены из этих соотношений по двум известным.

1.3.3. Обозначения напряжений и деформаций

Напряженное состояние в любой точке нагруженного тела характеризуется девятью величинами, которые образуют тензор напряжений. При буквенной системе индексов (табл. 1.1) он имеет следующий вид:

$$\begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{pmatrix}.$$

а при цифровой системе преобразуется:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \text{ или } \begin{pmatrix} \sigma_1 & \sigma_6 & \sigma_5 \\ \sigma_6 & \sigma_2 & \sigma_4 \\ \sigma_5 & \sigma_4 & \sigma_3 \end{pmatrix}.$$

Деформированное состояние в точке описывается с помощью тензора деформаций, который при буквенной системе индексов записывается как

$$\begin{pmatrix} \epsilon_x & \frac{1}{2} \gamma_{xy} & \frac{1}{2} \gamma_{xz} \\ \frac{1}{2} \gamma_{yx} & \epsilon_y & \frac{1}{2} \gamma_{yz} \\ \frac{1}{2} \gamma_{zx} & \frac{1}{2} \gamma_{zy} & \epsilon_z \end{pmatrix}.$$

а при цифровой —

$$\begin{pmatrix} \epsilon_{11} & \epsilon_{12} & \epsilon_{13} \\ \epsilon_{21} & \epsilon_{22} & \epsilon_{23} \\ \epsilon_{31} & \epsilon_{32} & \epsilon_{33} \end{pmatrix} \text{ или } \begin{pmatrix} \epsilon_1 & \epsilon_6 & \epsilon_5 \\ \epsilon_6 & \epsilon_2 & \epsilon_4 \\ \epsilon_5 & \epsilon_4 & \epsilon_3 \end{pmatrix}.$$

1.3.4. Правило знаков

Положительными называются напряжения, действующие на площадке с положительной нормалью вдоль положительных направлений соответствующих осей. Линейные деформации растяжения — положительны, а линейные деформации сжатия — отрицательны. Сдвиговые деформации записываются со знаком плюс, если им соответствует уменьшение угла между положительными направлениями осей, со знаком минус — при увеличении этого угла.

1.3.5. Закон Гука в тензорной форме

Для анизотропных материалов закон Гука, устанавливающий пропорциональность между каждым компонентом тензора упругих деформаций и всеми компонентами тензора напряжений, записывается в виде

$$\epsilon_{ik} = c_{iklm} \sigma_{lm}. \quad (1.1)$$

Если значения c_{iklm} одинаковы во всех точках, материал является однородным. Запись (1.1) — сокращенная запись суммирования произведений $\epsilon_{iklm} \sigma_{lm}$ по индексам, встречающимся дважды, т.е. по индексам l и m .

С использованием знаков суммирования она имеет вид $\epsilon_{ik} = \sum_{l=1}^3 \sum_{m=1}^3 c_{iklm} \sigma_{lm}$.

Например, относительное удлинение вдоль оси 1, т.е. при $i = k = 1$, определяется развернутой формулой $\epsilon_{11} = c_{1111} \sigma_{11} + c_{1112} \sigma_{12} + c_{1113} \sigma_{13} +$

+ $c_{1121}\sigma_{21}$ + $c_{1122}\sigma_{22}$ + $c_{1123}\sigma_{23}$ + $c_{1131}\sigma_{31}$ + $c_{1132}\sigma_{32}$ + $c_{1133}\sigma_{33}$; сдвиговая деформация в плоскости при $i = 1$; $k = 2$ — формулой $\epsilon_{12} = c_{1211}\sigma_{11}$ + $c_{1212}\sigma_{12}$ + $c_{1213}\sigma_{13}$ + $c_{1221}\sigma_{21}$ + $c_{1222}\sigma_{22}$ + $c_{1223}\sigma_{23}$ + $c_{1231}\sigma_{31}$ + $c_{1232}\sigma_{32}$ + $c_{1233}\sigma_{33}$.

Для вычисления всех деформаций по уравнению (1.1) необходимо знать 81 коэффициент c_{iklm} , однако благодаря симметрии отличны от нуля и не равны друг другу только 36 компонентов тензора четвертого ранга, образованного коэффициентами c_{iklm} , а существование упругого потенциала сокращает их число до 21.

Соотношение, устанавливающее зависимость напряжений от деформаций, в тензорной форме следующее: $\sigma_{ik} = a_{iklm}\epsilon_{lm}$. Правила суммирования

в этом уравнении такие же, как в уравнении (1.1). Тензорная запись удобна при расчете упругих свойств анизотропных материалов в направлениях, не совпадающих с главными осями симметрии, при анализе плоского и объемного напряженного состояний систем с низкой симметрией, поскольку она позволяет использовать правила тензорного исчисления при повороте координатных осей.

Коэффициенты податливости $c_{i'k'l'm'}$, образующие тензор чет-

вертого ранга, для произвольно ориентированных направлений рассчитываются в соответствии с правилами преобразования тензорных величин при повороте осей координат по формуле

$$c_{i'k'l'm'} = c_{iklm}D_{i'i}D_{k'k}D_{l'l}D_{m'm}, \quad (1.2)$$

где D с двумя индексами — направляющие косинусы углов между новой и старой системами прямоугольных координат (табл. 1.2). Первый индекс соответствует номеру новой оси, второй — номеру старой. Первой считается ось x , второй — y и третьей — z . Например, D_{11} — это косинус угла между новой осью x' и старой x , D_{12} — между новой осью x' и старой y , D_{32} — между новой осью z' и старой y и т. д. Углы между положительными направлениями осей могут изменяться от 0 до 180°, поэтому каждое значение D однозначно определяет угол. Формула (1.2) является сокращенной тензорной записью, она предполагает суммирование по всем индексам, дважды встречающимся в правой части. Все индексы последовательно принимают значения 1, 2 и 3.

1.3.6. Закон Гука в матричной форме

Наряду с тензорной записью закона Гука для анизотропных тел применяется матричная форма записи

$$\sigma_m = a_{mn}\epsilon_n \text{ и } \epsilon_m = c_{mn}\sigma_n. \quad (1.3)$$

От тензорной записи можно перейти к матричной, если два индекса объединить в один по схеме:

Тензорные обозначения	11	22	33	23; 32	31; 13	12; 21
Матричные обозначения	1	2	3	4	5	6

Например, вторая матричная запись (1.3) подробно может быть расписана так:

$$\begin{aligned} \epsilon_1 &= c_{11}\sigma_1 + c_{12}\sigma_2 + c_{13}\sigma_3 + c_{14}\sigma_4 + c_{15}\sigma_5 + c_{16}\sigma_6; \\ \epsilon_2 &= c_{21}\sigma_1 + c_{22}\sigma_2 + c_{23}\sigma_3 + c_{24}\sigma_4 + c_{25}\sigma_5 + c_{26}\sigma_6; \\ \epsilon_3 &= c_{31}\sigma_1 + c_{32}\sigma_2 + c_{33}\sigma_3 + c_{34}\sigma_4 + c_{35}\sigma_5 + c_{36}\sigma_6; \\ \epsilon_4 &= c_{41}\sigma_1 + c_{42}\sigma_2 + c_{43}\sigma_3 + c_{44}\sigma_4 + c_{45}\sigma_5 + c_{46}\sigma_6; \\ \epsilon_5 &= c_{51}\sigma_1 + c_{52}\sigma_2 + c_{53}\sigma_3 + c_{54}\sigma_4 + c_{55}\sigma_5 + c_{56}\sigma_6; \\ \epsilon_6 &= c_{61}\sigma_1 + c_{62}\sigma_2 + c_{63}\sigma_3 + c_{64}\sigma_4 + c_{65}\sigma_5 + c_{66}\sigma_6. \end{aligned}$$

При замене тензорных обозначений матричными коэффициенты c_{iklm} переходят в c_{mn} , σ_{ik} — в σ_m ; при переходе от ϵ_{ik} к ϵ_m замена производится по правилу $\epsilon_{ik} = \epsilon_m$, если $m = 1, 2$ или 3; $2\epsilon_{ik} = \epsilon_m$, если $m = 4, 5$ или 6, и при переходе от c_{iklm} к c_{mn} — по правилу $c_{iklm} = c_{mn}$, если m и n равны 1, 2 или 3; $c_{iklm} = 1/2 c_{mn}$, если или m или n равны 4, 5 или 6; $c_{iklm} = 1/4 c_{mn}$, если и m , и n равны 4, 5 или 6.

Из 36 коэффициентов c_{mn} , входящих во второе уравнение (1.3), попарно равны коэффициенты, имеющие одинаковые индексы ($c_{mn} = c_{nm}$), и достаточно 21 коэффициента для получения полной информации о поведении анизотропного тела в пределах упругости. Коэффициенты c_{mn} называют постоянными (коэффициентами) податливости или коэффициентами деформации, а коэффициенты a_{mn} — коэффициентами упругости или коэффициентами жесткости.

1.3.7. Упругий потенциал

Упругий потенциал \bar{V} равен потенциальной энергии упругой деформации, отнесенной к единице объема. Через деформации упругий потенциал выражается соотношением

$$\bar{V} = \frac{1}{2} (a_{11}\epsilon_1 + \dots + a_{16}\epsilon_6) \epsilon_1 + \dots + \frac{1}{2} (a_{16}\epsilon_1 + \dots + a_{66}\epsilon_6) \epsilon_6,$$

а через напряжения — квадратичной функцией

$$\begin{aligned} \bar{V} &= \frac{1}{2} c_{11}\sigma_1^2 + c_{12}\sigma_1\sigma_2 + \dots + c_{16}\sigma_1\sigma_6 + \\ &+ \frac{1}{2} c_{22}\sigma_2^2 + \dots + c_{26}\sigma_2\sigma_6 + \dots + \frac{1}{2} c_{66}\sigma_6^2. \end{aligned}$$

Выражение для упругого потенциала через напряжения и деформации следующее:

$$\bar{V} = \frac{1}{2} (\sigma_1\epsilon_1 + \sigma_2\epsilon_2 + \dots + \sigma_6\epsilon_6).$$

Упругий потенциал характеризует не только изотермические, но и адиабатические условия деформирования.

1.3.8. Закон Гука в технической форме

При рассмотрении напряженно-деформированного состояния анизотропных материалов с достаточно высоким порядком упругой симметрии (например, трансверсально-изотропных или ортотропных) пользуются упругими постоянными (техническими константами) — модулями Юнга

Таблица 1.3. Упругие постоянные анизотропного материала [28]

Индекс деформации	Индексы напряжений					
	11	22	33	12	23	31
11	$1/E_x$	$-\mu_{yx}/E_y$	$-\mu_{zx}/E_z$	$\nu_{xy,x}/G_{xy}$	$\nu_{yz,x}/G_{yz}$	$\nu_{zx,x}/G_{zx}$
22	$-\mu_{xy}/E_x$	$1/E_y$	$-\mu_{zy}/E_z$	$\nu_{xy,y}/G_{xy}$	$\nu_{yz,y}/G_{yz}$	$\nu_{zx,y}/G_{zx}$
33	$-\mu_{xz}/E_x$	$-\mu_{yz}/E_y$	$1/E_z$	$\nu_{xz,z}/G_{xz}$	$\nu_{yz,z}/G_{yz}$	$\nu_{zx,z}/G_{zx}$
12	$\nu_{x,xy}/E_x$	$\nu_{y,xy}/E_y$	$\nu_{z,xy}/E_z$	$1/G_{xy}$	$\eta_{yz,xy}/G_{yz}$	$\eta_{zx,xy}/G_{zx}$
23	$\nu_{x,yz}/E_x$	$\nu_{y,yz}/E_y$	$\nu_{z,yz}/E_z$	$\eta_{xy,yz}/G_{xy}$	$1/G_{yz}$	$\eta_{zx,yz}/G_{zx}$
31	$\nu_{x,zx}/E_x$	$\nu_{y,zx}/E_y$	$\nu_{z,zx}/E_z$	$\eta_{xy,zx}/G_{xy}$	$\eta_{yz,zx}/G_{yz}$	$1/G_{zx}$

и сдвига, коэффициентами Пуассона, Ченцова и взаимного влияния (табл. 1.3).

Закон Гука для ортотропного материала, на который действуют напряжения, не совпадающие по направлению с его осями симметрии, с использованием упругих постоянных записывается в следующем виде [28, 244]:

$$\begin{aligned} \epsilon_x &= \sigma_x/E_x - \mu_{yx}\sigma_y/E_y - \mu_{zx}\sigma_z/E_z + \nu_{xy,x}\tau_{xy}/G_{xy} + \\ &+ \nu_{yz,x}\tau_{yz}/G_{yz} + \nu_{zx,x}\tau_{zx}/G_{zx}; \\ \epsilon_y &= -\mu_{xy}\sigma_x/E_x + \sigma_y/E_y - \mu_{zy}\sigma_z/E_z + \nu_{xy,y}\tau_{xy}/G_{xy} + \\ &+ \nu_{yz,y}\tau_{yz}/G_{yz} + \nu_{zx,y}\tau_{zx}/G_{zx}; \\ \epsilon_z &= -\mu_{xz}\sigma_x/E_x - \mu_{yz}\sigma_y/E_y + \sigma_z/E_z + \nu_{xy,z}\tau_{xy}/G_{xy} + \\ &+ \nu_{yz,z}\tau_{yz}/G_{yz} + \nu_{zx,z}\tau_{zx}/G_{zx}; \\ \gamma_{xy} &= \nu_{x,xy}\sigma_x/E_x + \nu_{y,xy}\sigma_y/E_y + \nu_{z,xy}\sigma_z/E_z + \tau_{xy}/G_{xy} + \\ &+ \eta_{yz,xy}\tau_{yz}/G_{yz} + \eta_{zx,xy}\tau_{zx}/G_{zx}; \\ \gamma_{yz} &= \nu_{x,yz}\sigma_x/E_x + \nu_{y,yz}\sigma_y/E_y + \nu_{z,yz}\sigma_z/E_z + \eta_{xy,yz}\tau_{xy}/G_{xy} + \\ &+ \tau_{yz}/G_{yz} + \eta_{zx,yz}\tau_{zx}/G_{zx}; \\ \gamma_{zx} &= \nu_{x,zx}\sigma_x/E_x + \nu_{y,zx}\sigma_y/E_y + \nu_{z,zx}\sigma_z/E_z + \eta_{xy,zx}\tau_{xy}/G_{xy} + \\ &+ \eta_{yz,zx}\tau_{yz}/G_{yz} + \tau_{zx}/G_{zx}. \end{aligned}$$

Здесь $\nu_{kl,i}$, $\nu_{i,kl}$, $\eta_{ik,lm}$ — коэффициенты взаимного влияния первого и второго рода соответственно; индексы, стоящие до запятой, означают направление (x, y, z) напряжения, вызвавшего деформацию, а индексы, стоящие после запятой (x, y, z) , — направление деформации. Например, $\nu_{xy,x}$ — коэффициент, определяющий величину линейной деформации в направлении x при действии одних только касательных напряжений τ_{xy} ; $\nu_{x,xy}$ — коэффициент, определяющий величину угловой деформации γ_{xy} при действии одних только нормальных напряжений σ_x ; $\eta_{xy,yz}$ — коэффициент Ченцова, определяющий углы сдвига γ_{yz} при действии касательных напряжений τ_{xy} .

Для анизотропных материалов в общем случае справедливы следующие 15 соотношений [28]: три соотношения вида $\mu_{kl}/E_k = \mu_{lk}/E_l$, девять соотношений вида $\nu_{i,kl}/E_i = \nu_{kl,i}/G_{kl}$, три соотношения вида $\eta_{ik,lm}/G_{ik} = \eta_{lm,ik}/G_{lm}$, где i, k, l, m принимают значения x, y, z .

Для ортотропного материала, оси симметрии которого совпадают с осями координат (табл. 1.4), закон Гука с использованием упругих посто-

Таблица 1.4. Упругие постоянные в осях симметрии ортотропного КМ [26]

Индекс деформации	Индексы напряжений					
	11	22	33	12	23	31
11	$1/E_x$	$-\mu_{yx}/E_y$	$-\mu_{zx}/E_z$	0	0	0
22	$-\mu_{xz}/E_x$	$1/E_y$	$-\mu_{zy}/E_z$	0	0	0
33	$-\mu_{xz}/E_x$	$-\mu_{yz}/E_y$	$1/E_z$	0	0	0
12	0	0	0	$1/G_{xy}$	0	0
23	0	0	0	0	$1/G_{yz}$	0
31	0	0	0	0	0	$1/G_{zx}$

янных записывается в более компактной форме:

$$\left. \begin{aligned} \epsilon_x &= \sigma_x/E_x - (\mu_{yx}/E_y)\sigma_y - (\mu_{zx}/E_z)\sigma_z; \\ \epsilon_y &= -(\mu_{xy}/E_x)\sigma_x + \sigma_y/E_y - (\mu_{zy}/E_z)\sigma_z; \\ \epsilon_z &= -(\mu_{xz}/E_x)\sigma_x - (\mu_{yz}/E_y)\sigma_y + \sigma_z/E_z; \\ \gamma_{xy} &= \tau_{xy}/G_{xy}; \quad \gamma_{yz} = \tau_{yz}/G_{yz}; \quad \gamma_{zx} = \tau_{zx}/G_{zx}. \end{aligned} \right\} (1.4)$$

Уравнения закона Гука для трансверсально-изотропного (транстропного) материала с плоскостью изотропии xy имеют вид [165]

$$\begin{aligned} \epsilon_x &= (1/E')(\sigma_x - \mu''\sigma_y) - (\mu'/E'')\sigma_z; \\ \epsilon_y &= (1/E')(-\mu''\sigma_x + \sigma_y) - (\mu'/E'')\sigma_z; \\ \epsilon_z &= -(\mu'/E')(\sigma_x + \sigma_y) + (1/E'')\sigma_z; \\ \gamma_{xy} &= (1/G')\tau_{xy}; \quad \gamma_{yz} = (1/G')\tau_{yz}; \quad \gamma_{zx} = (1/G')\tau_{zx}, \end{aligned}$$

где E' , E'' — модули упругости для растяжения — сжатия в направлении, нормальном плоскости изотропии и параллельном ей; μ'' — коэффициент Пуассона, определяющий поперечное сжатие в плоскости изотропии при растяжении в этой плоскости; μ' — то же при растяжении в направлении, нормальном к плоскости изотропии; G' , G'' — модули сдвига для плоскости изотропии и любой перпендикулярной ей.

1.3.9. Связь между упругими постоянными и коэффициентами податливости

Коэффициенты податливости c_{iklm} , входящие в уравнение (1.1), образуют тензор четвертого ранга, компоненты которого представлены в табл. 1.5. Связь между тензорными и техническими обозначениями упругих постоянных определяется из сопоставления табл. 1.3 и 1.5 (коэффициент податливости в тензорной форме, занимающий заданную клетку в табл. 1.5,

Таблица 1.5. Тензор податливости анизотропного материала [28]

Вторая пара индексов (индексы деформаций в уравнении (1.1))	Тензор податливости с первой парой индексов (индексы напряжений)					
	11	22	33	12	23	31
11	c_{1111}	c_{2211}	c_{3311}	$2c_{1211}$	$2c_{2311}$	$2c_{3111}$
22	c_{1122}	c_{2222}	c_{3322}	$2c_{1222}$	$2c_{2322}$	$2c_{3122}$
33	c_{1133}	c_{2233}	c_{3333}	$2c_{1233}$	$2c_{2333}$	$2c_{3133}$
12	$2c_{1112}$	$2c_{2212}$	$2c_{3312}$	$4c_{1212}$	$4c_{2312}$	$4c_{3112}$
23	$2c_{1123}$	$2c_{2223}$	$2c_{3323}$	$4c_{1223}$	$4c_{2323}$	$4c_{3123}$
31	$2c_{1131}$	$2c_{2231}$	$2c_{3331}$	$4c_{1231}$	$4c_{2331}$	$4c_{3131}$

Таблица 1.6. Число упругих постоянных, определяющих свойства материалов с различными типами симметрии [39]

Материал	Общее число постоянных, отличных от нуля и входящих в уравнение связи вида $\sigma_m = a_{mn} \varepsilon_n$	Число независимых постоянных
Объемное напряженное состояние		
Анизотропный	36	21
Ортотропный	12	9
Трансверсально-изотропный	12	6
Изотропный	12	2
Плоское напряженное состояние		
Анизотропный	9	6
Ортотропный	5	4
Трансверсально-изотропный		
плоскость изотропии перпендикулярна плоскости слоя	5	4
плоскость изотропии совпадает с плоскостью слоя	5	2
Изотропный	5	2

равен упругой постоянной или выражению, составленному из упругих постоянных, занимающих соответствующую клетку в табл. 1.3):

$c_{1111} = 1/E_x$; $c_{2222} = 1/E_y$; $c_{3333} = 1/E_z$; $4c_{1212} = 1/G_{xy}$; $4c_{2323} = 1/G_{yz}$; $4c_{3131} = 1/G_{zx}$ и т. д. Связь между упругими постоянными и коэффициентами податливости ортотропного материала в тензорной форме устанавливается из сопоставления табл. 1.4 и 1.5. В главных осях симметрии ортотропного материала эта связь следующая: $c_{1111} = 1/E_x$; $c_{1212} = 1/4G_{xy}$; $c_{1122} = -\mu_{xy}/E_x = -\mu_{xy}/E_y$; $c_{2222} = 1/E_y$; $c_{2323} = 1/4G_{yz}$; $c_{2233} = -\mu_{yz}/E_y = -\mu_{yz}/E_z$; $c_{3333} = 1/E_z$; $c_{3131} = 1/4G_{zy}$; $c_{3311} = -\mu_{zx}/E_z = -\mu_{zx}/E_x$. Из 12 упругих постоянных, входящих в уравнение (1.4), девять — независимые. Обычно в качестве независимых упругих постоянных применяют три модуля упругости (E_x, E_y, E_z), три модуля сдвига (G_{xy}, G_{yz}, G_{zx}) и три коэффициента Пуассона ($\mu_{xy}, \mu_{yz}, \mu_{zx}$). Остальные три коэффициента Пуассона рассчитывают из соотношений $E_x \mu_{xy} = E_y \mu_{yx}$; $E_x \mu_{xz} = E_z \mu_{zx}$; $E_y \mu_{yz} = E_z \mu_{zy}$.

Для анизотропных материалов с более высокой симметрией количество независимых упругих постоянных уменьшается (табл. 1.6). Например, у трансверсально-изотропных материалов направления x и y равноценные, поэтому для таких материалов справедливы равенства $E_y = E_x$; $G_{yz} = G_{zx}$; $G_{xy} = E_x/2(1 + \mu_{xy})$; $E_x \mu_{xz} = E_z \mu_{zx}$; $\mu_{yz} = \mu_{xy}$; $\mu_{zy} = \mu_{zx}$; $\mu_{yz} = \mu_{xz}$ и независимыми остаются только пять упругих постоянных. Если ортотропный материал подвержен действию лишь двух взаимно перпендикулярных напряжений σ_x и σ_y , а $\sigma_z = 0$, то его упругое поведение характеризуется четырьмя упругими постоянными: E_x, E_y, G_{xy} и μ_{xy} .

1.3.10. Преобразование упругих постоянных ортотропного материала при повороте координатных осей

При несовпадении направлений напряжений, приложенных к анизотропному материалу, с направлением главных осей его симметрии возникает задача расчета упругих постоянных в заданном направлении. При произвольном повороте главных осей симметрии направляющие косинусы l_i, m_i, n_i углов, образованных старыми осями x, y, z и новыми осями (осями сравнения) x', y', z' , соответствуют обозначениям, принятым в табл. 1.7. Упругие постоянные ортотропного материала в направлении новых осей рассчитываются по формулам [28]

$$1/E_{x'} = n_1^4/E_x + l_1^4/E_x + m_1^4/E_z + \\ + (1/G_{xy} - 2\mu_{xy}/E_x) n_1^2 l_1^2 + \\ + (1/G_{yz} - 2\mu_{yz}/E_y) \times \\ \times l_1^2 m_1^2 + (1/G_{zx} - 2\mu_{zx}/E_z) m_1^2 n_1^2;$$

$$1/G_{x'y'} = 4(n_1^2 n_2^2/E_x + l_1^2 l_2^2/E_y + m_1^2 m_2^2/E_z) - 8(\mu_{xy}/E_x) n_1 n_2 l_1 l_2 + \\ + (\mu_{yz}/E_y) l_1 l_2 m_1 m_2 + (\mu_{zx}/E_z) m_1 m_2 n_1 n_2 + (n_1 l_2 + l_1 n_2)^2/G_{xy} + \\ + (l_1 m_2 + m_1 l_2)^2/G_{yz} + (m_1 n_2 + n_1 m_2)^2/G_{zx};$$

Таблица 1.7. Обозначение направляющих косинусов

Ось сравнения	Направляющие косинусы для главных осей		
	x	y	z
x'	n_1	l_1	m_1
y'	n_2	l_2	m_2
z'	n_3	l_3	m_3

$$\begin{aligned} \mu_{x'y'}/E_{x'} = & -n_1^2 n_2^2 / E_x - l_1^2 l_2^2 / E_y - m_1^2 m_2^2 / E_z + (\mu_{xy} / E_x) (n_1^2 l_1^2 + n_2^2 l_2^2) + \\ & + (\mu_{yz} / E_y) (l_1^2 m_1^2 + l_2^2 m_2^2) + (\mu_{zx} / E_z) (m_1^2 n_1^2 + m_2^2 n_2^2) - n_1 n_2 l_1 l_2 / G_{xy} - \\ & - l_1 l_2 m_1 m_2 / G_{yz} - m_1 m_2 n_1 n_2 / G_{zx}. \end{aligned}$$

Зависимости для расчета $E_{y'}$, $E_{z'}$, $G_{y'z'}$, $G_{z'x'}$, $\mu_{y'z'}$, $\mu_{z'x'}$ и т. д. получают из этих формул путем круговой перестановки индексов при упругих постоянных по схеме $x \rightarrow y \rightarrow z$ и соответствующей перестановки индексов при направляющих косинусах по схеме $1 \rightarrow 2 \rightarrow 3$.

Модули упругости ортотропных материалов в направлениях, не совпадающих с направлениями главных осей симметрии, вычисляются по зависимостям, содержащим диагональные модули $E_{xy}^{(45)}$ и $G_{xy}^{(45)}$. При повороте системы координат на угол α'' вокруг оси z

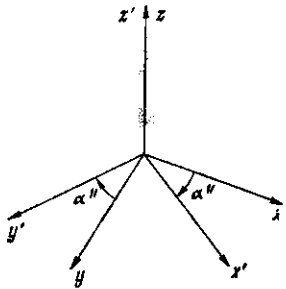


Рис. 1.4. Схема поворота системы координат вокруг оси z на угол α'' .

рис. 1.4) эти зависимости имеют вид

$$E_{x'} = E_x / (\cos^4 \alpha'' + b' \sin^2 2\alpha'' + c' \sin^4 \alpha'');$$

$$G_{x'y'} = G_{xy} / (\cos^2 2\alpha'' + G_{xy} \sin^2 2\alpha'' / G_{xy}^{(45)}),$$

где $c' = E_x / E_y$; $b' = E_x / E_{xy}^{(45)} - (1 - c') / 4$. Аналогичные формулы получаются также при повороте системы координат на угол α'' вокруг осей x и y . Коэффициент Пуассона $\mu_{x'y'}$ ортотропного материала, характеризующий сокращение в направлении оси x' при растяжении в направлении y' , в этом случае определяется соотношением $\mu_{x'y'} / E_{x'} = \mu_{xy} / E_x - (1/2 E_x + 1/2 E_y - 1/E_{xy}^{(45)}) \sin^2 \alpha''$.

1.3.11. Связь между модулями упругости ортотропного материала [28]

Модуль сдвига $G_{xy}^{(45)}$ связан с модулями упругости E_x и $E_{xy}^{(45)}$ соотношением $G_{xy}^{(45)} = E_x E_{xy}^{(45)} / [E_x (1 + \mu_{yx}) + E_y (1 + \mu_{xy})]$. Коэффициенты Пуассона ортотропного тела связаны с его модулями упругости зависимостями

$$\mu_{xy} = \frac{1}{2} (E_x / E_y + E_x / G_{xy} + 1 - 4E_x / E_{xy}^{(45)});$$

$$\mu_{yz} = \frac{1}{2} (E_y / E_z + E_y / G_{yz} + 1 - 4E_y / E_{yz}^{(45)});$$

$$\mu_{zx} = \frac{1}{2} (E_z / E_x + E_z / G_{zx} + 1 - 4E_z / E_{zx}^{(45)}).$$

Модуль объемного сжатия K ортотропного материала рассчитывается

по известным модулям упругости и коэффициентам Пуассона:

$$K = E_x E_y E_z / [(1 - \mu_{zx} - \mu_{zy}) E_x E_y + (1 - \mu_{xy} - \mu_{xz}) E_y E_z + (1 - \mu_{yz} - \mu_{yx}) E_z E_x]. \quad (1.5)$$

Относительная объемная деформация Δ_x при действии на ортотропный материал только одного нормального напряжения σ_x в направлении оси симметрии x определяется по формуле $\Delta_x = \sigma_x / K_x$, где $K_x = E_x / (1 - \mu_{xy} - \mu_{xz})$. Соответственно для других осей $K_y = E_y / (1 - \mu_{yx} - \mu_{yz})$; $K_z = E_z / (1 - \mu_{zx} - \mu_{zy})$; $K = 1 / (1/K_x + 1/K_y + 1/K_z)$.

1.3.12. Связь между модулями упругости трансверсально-изотропных материалов

Соотношения для модулей упругости трансверсально-изотропных материалов получаются при замене индексов y на x (считается, что плоскость xy — плоскость изотропии, а ось z — ось симметрии бесконечного порядка) в соответствующих соотношениях для ортотропных материалов. При этом учитывается, что $E_{xy}^{(45)} = E_x = E_y$; $G_{yz} = G_{zx}$; $\mu_{zx} / E_z = \mu_{yz} / E_y = \mu_{xz} / E_x = \mu_{zy} / E_z$. Например, модуль сдвига трансверсально-изотропного материала в плоскости рассчитывается по формуле $G_{xy} = \frac{1}{2} E_x / (1 + \mu_{xy})$.

1.3.13. Упругие деформации [165, 272]

Одноосное растяжение. Деформации тела, характеризующегося общей анизотропией, под действием растягивающего напряжения $\sigma_i = \sigma$, действующего вдоль оси x , представляются соотношениями $\varepsilon_i = c_{ij} \sigma$, где $i = 1, 2, \dots, 6$. Одноосное растяжение анизотропного стержня в общем случае не только приводит к удлинению в направлении действия силы и сужению в поперечных направлениях (как у изотропных материалов), но и вызывает сдвиговые деформации ε_4 , ε_5 и ε_6 (см. табл. 1.1) во всех плоскостях, параллельных координатным. При деформации прямоугольный параллелепипед из анизотропного материала с плоскостью симметрии $x_1 x_2$ под действием растягивающего напряжения σ превращается в косоугольный параллелепипед (рис. 1.5). Если в каждой точке имеется плоскость упругой симметрии, нормальная к оси, то боковые грани прямоугольного параллелепипеда остаются прямоугольными, а углы поперечного сечения изменяются. Если материал ортотропный, т. е. имеет еще плоскости упругой симметрии, параллельные оси, то сдвиговые деформации отсутствуют и углы граней параллелепипеда остаются прямыми.

Особенности в поведении анизотропных материалов следует учитывать при проведении испытаний на растяжение образцов из КМ в направлениях, не совпадающих с осями симметрии. Конструкция захватов должна предусматривать возможность свободных сдвиговых деформаций образца, иначе могут возникнуть изгибающие моменты, приводящие к искривлению образца и получению некорректных экспериментальных результатов.

Чистый сдвиг. Ненулевые деформации анизотропного тела, находящегося под действием равномерного распределенных касательных напряжений $\sigma_{12} = \sigma_6 = \tau$ и имеющего плоскость симметрии $x_1 x_2$, записываются в виде $\varepsilon_1 = c_{16} \tau$, $\varepsilon_2 = c_{26} \tau$, $\varepsilon_6 = c_{66} \tau$. Кроме сдвиговой деформации ε_6 в анизотропном материале возникают линейные деформации ε_1 и ε_2 , и образец из такого материала не только испытывает сдвиг, но и удлиняется (рис. 1.6). В общем случае анизотропный материал под действием сдвиговых напряже-

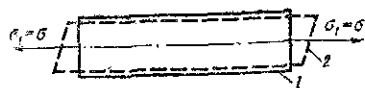


Рис. 1.5. Схема деформации прямоуглового параллелепипеда из анизотропного материала под действием растягивающих напряжений:

1 — исходное состояние; 2 — деформированное состояние.

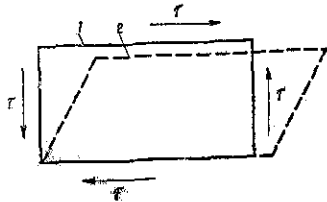


Рис. 1.6. Схема деформации параллелепипеда из анизотропного материала под действием касательных напряжений:

1 — исходное состояние; 2 — деформированное состояние.

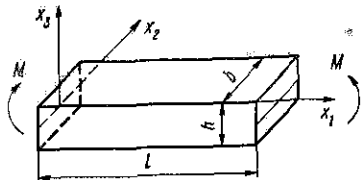


Рис. 1.7. Схема деформации анизотропной балки при чистом изгибе.

ний испытывает упругое изменение объема, чего не наблюдается у изотропных материалов. Если в каждой точке имеется плоскость упругой симметрии, перпендикулярная нагруженным граням, то нормальные деформации образца равны нулю и его объем не изменяется.

Чистый изгиб. Деформации балки из анизотропного материала с моментом инерции сечения I , находящейся под действием изгибающего момента M в плоскости x_1x_3 (рис. 1.7), при условии, что плоскость x_1x_2 совпадает с ее нейтральной поверхностью, описывается соотношением $\epsilon_i = - (M/I) c_{i1}x_3$. Нейтральная поверхность балки не только искривляется, но и закручивается на угол γ' относительно оси x_1 . Эта особенность также должна учитываться при проведении испытаний на изгиб образцов КМ, вырезанных под углом к оси симметрии.

1.4. ПРОЧНОСТЬ АНИЗОТРОПНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Макромеханический подход к проблеме прочности армированных КМ состоит в исследовании анизотропии прочности, т. е. зависимости прочностных характеристик от углов между приложенными напряжениями и осями симметрии КМ, и установлении критериев предельных состояний (прочности и пластичности) при сложных напряженных состояниях. При макромеханическом подходе, как и при анализе упругих деформативных характеристик, армированный КМ рассматривается в качестве анизотропного тела с определенной симметрией структуры.

1.4.1. Анизотропия прочности

Анизотропия прочностных характеристик армированных КМ описывается с помощью зависимостей, подобных тем, которые использовались при рассмотрении анизотропии упругих характеристик. При известных компонентах тензора прочности анизотропного КМ A_{iklm} в трех главных направ-

лениях x, y и z компоненты $A_{i'k'l'm'}$ в направлениях x', y' и z' рассчитываются по формуле, аналогичной формуле (1.1) [27; 28]: $A_{i'k'l'm'} = A_{iklm} D_{i'l'} D_{k'k} D_{l'l} D_{m'm}$, где $D_{i'l'}$, $D_{k'k}$, $D_{l'l}$, $D_{m'm}$ — косинусы углов между старыми и новыми осями координат (см. табл. 1.2). Компоненты A_{iklm} тензора прочности в главных осях анизотропии x, y, z связаны с пределами прочности КМ в различных направлениях следующими соотношениями [28]: $A_{1111} = 1/\sigma_{вх}$; $A_{2222} = 1/\sigma_{ву}$; $A_{3333} = 1/\sigma_{вz}$; $4A_{1212} = 1/\tau_{вху}$; $4A_{2323} = 1/\tau_{вyz}$; $4A_{3131} = 1/\tau_{вzx}$; $2A_{1122} = 4/\sigma_{вху}^{(45)} - 1/\sigma_{вх} - 1/\sigma_{ву} - 1/\tau_{вху}$; $2A_{2233} = 4/\sigma_{вyz}^{(45)} - 1/\sigma_{ву} - 1/\sigma_{вz} - 1/\tau_{вyz}$; $2A_{3311} = 4/\sigma_{вzx}^{(45)} - 1/\sigma_{вz} - 1/\sigma_{вх} - 1/\tau_{вzx}$.

Разрушающие напряжения в произвольном направлении x' при растяжении или сжатии ортотропного КМ (в случае поворота осей вокруг оси z — см. рис. 1.4) оце-

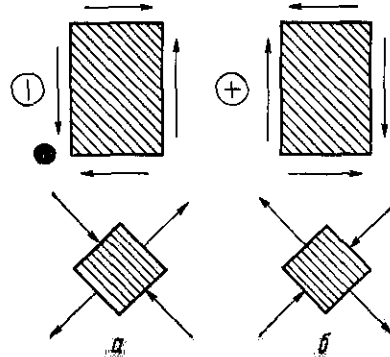


Рис. 1.8. Влияние направления касательных напряжений на характер напряженного состояния матрицы и волокон:

a — волокна сжаты, матрица растянута; b — волокна растянуты, матрица сжата [70].

иваются соотношением

$$\sigma_{вх} = \sigma_0 / (\cos^4 \alpha'' + b \sin^2 2\alpha'' + c \sin^4 \alpha''),$$

где $c = \sigma_0/\sigma_{00}$; $b = a - (1+c)/4$; $a = \sigma_0/\sigma_{45}$ (обозначения см. в табл. 1.8). По известной прочности τ_0 при сдвиге ортотропного КМ в плоскости xy сдвигающая прочность τ_b в плоскости $x'y'$ рассчитывается по приближенной формуле

$$\tau_b = \tau_0 / [\cos^2 2\alpha'' + (\tau_0/\tau_{45}) \sin^2 \alpha''],$$

где α'' также соответствует повороту по схеме, приведенной на рис. 1.4.

Анизотропия прочности КМ выражается не только в зависимости прочности от ориентации усилий, но и в различии пределов прочности при растяжении и сжатии по каждому направлению, а также в зависимости пределов прочности на сдвиг от знака касательных напряжений. Например, под действием касательных напряжений разного знака в КМ, армированном параллельными волокнами, возникают неэквивалентные с физической точки зрения состояния (рис. 1.8). В одном случае волокна испытывают сжатие, и матрица — растяжение (рис. 1.8, a), во втором случае — наоборот (рис. 1.8, b). Поскольку пределы прочности матрицы и волокон обычно существенно отличаются, прочность КМ при сжатии и растяжении в целом также разная, что объясняется различием в механизмах разрушения. Эти особенности необходимо учитывать при разработке критериев предельных состояний анизотропных КМ.

1.4.2. Критерии предельных напряженных состояний

Для оценки прочности КМ в конструкции, находящейся в сложном напряженном состоянии, необходимо знать критерии, устанавливающие допустимые границы напряжений, в которых материал может работать при

Таблица 1.8. Тензор

Вторая пара индексов	Первая пара индексов	
	11	22
11	$1/\sigma_{Bx}$	$\frac{1}{2} (4/\sigma_{45} - 1/\sigma_0 - 1/\sigma_{90} - 1/\tau_0)_{xy}$
22	$\frac{1}{2} (4/\sigma_{45} - 1/\sigma_0 - 1/\sigma_{90} - 1/\tau_0)_{xy}$	$1/\sigma_{By}$
33	$\frac{1}{2} (4/\sigma_{45} - 1/\sigma_0 - 1/\sigma_{90} - 1/\tau_0)_{zx}$	$\frac{1}{2} (4/\sigma_{45} - 1/\sigma_0 - 1/\sigma_{90} - 1/\tau_0)_{yz}$
12	0	0
23	0	0
31	0	0

Примечание. Индексы, стоящие у скобок, обозначают плоскость симметрии в направлении второй из осей, указанных в индексе; σ_0 — предел прочности в диагонали, при котором касательные напряжения параллельны осям, указанным в индексе

заданных условиях без разрушения. Такие критерии называются критериями предельных состояний. Предельными являются состояния, при которых КМ переходит от упругого состояния к пластическому или разрушается. В первом случае критерий предельного состояния называется условием пластичности, во втором — условием прочности. Современные инженерные критерии предельного состояния — феноменологические, они описывают с некоторой степенью надежности макромеханическое поведение КМ в целом, без учета микромеханических особенностей, возникающих в процессе перехода от одного состояния КМ к другому. Для практических расчетов предложены различные критерии прочности и пластичности. Выбор того или иного критерия зависит от природы материала, его состава, степени анизотропии, выбранной концепции расчета, имеющегося объема экспериментальных данных и др.

1.4.3. Критерий максимальных напряжений

В соответствии с критерием максимальных напряжений разрушение КМ, армированного параллельными волокнами, ориентированными в одном направлении, происходит при достижении напряжениями соответствующего предела прочности [60]. Если КМ, волокна которого ориентированы вдоль оси x , образующей с осью x' угол θ , находится под действием напряжений σ_x, σ_y и τ_{xy} , направление которых не совпадает с направлениями главных осей симметрии материала x и y (рис. 1.9), условие прочности записывается в виде $\sigma_x \leq \sigma_{Bx}^D$ или $\sigma_x \leq \sigma_{Bx}^C$; $\sigma_y \leq \sigma_{By}^D$ или $\sigma_y \leq \sigma_{By}^C$;

Тензор ортотропного КМ [28]

Индекс	Первая пара индексов			
	12	23	31	33
12	$1/\tau_{Bxy}$	0	0	0
23	0	$1/\tau_{Byz}$	0	0
31	0	0	$1/\tau_{Bzx}$	0
33	0	0	0	$\frac{1}{2} (4/\sigma_{45} - 1/\sigma_0 - 1/\sigma_{90} - 1/\tau_0)_{zx}$

второй σ_0 — предел прочности при растяжении — сжатии в направлении первой, а σ_{90} — предел прочности при растяжении — сжатии в направлении в той же плоскости; τ_0 — предел прочности при сдвиге в той же плоскости

$\tau_{yx} \leq \tau_{Byx}$. Приложенные напряжения σ_x, σ_y и τ_{xy} связаны с напряжениями $\sigma_{x'}, \sigma_{y'}$ и $\tau_{x'y'}$ соотношениями

$$\sigma_x = \sigma_{x'} \cos^2 \theta + \sigma_{y'} \sin^2 \theta + 2\tau_{x'y'} \cos \theta \sin \theta;$$

$$\sigma_y = \sigma_{x'} \sin^2 \theta + \sigma_{y'} \cos^2 \theta - 2\tau_{x'y'} \cos \theta \sin \theta;$$

$$\tau_{xy} = -\sigma_{x'} \sin \theta \cos \theta + \sigma_{y'} \sin \theta \cos \theta + \tau_{x'y'} (\cos^2 \theta - \sin^2 \theta).$$

Если однонаправленный КМ находится под действием только одного внешнего напряжения σ_x , эти равенства преобразуются к виду $\sigma_x = \sigma_{x'} \cos^2 \theta$; $\sigma_y = \sigma_{y'} \sin^2 \theta$; $\tau_{xy} = -\sigma_{x'} \sin \theta \cos \theta$, а критерий прочности записывается в виде

$$\sigma_{x'} \leq \sigma_{Bx} / \cos^2 \theta;$$

$$\sigma_{y'} \leq \sigma_{By} / \sin^2 \theta;$$

$$\sigma_{x'} = \tau_{Bxy} / (\sin \theta \cos \theta). \quad (1.6)$$

Критерий максимальных напряжений, являющийся простейшим, не

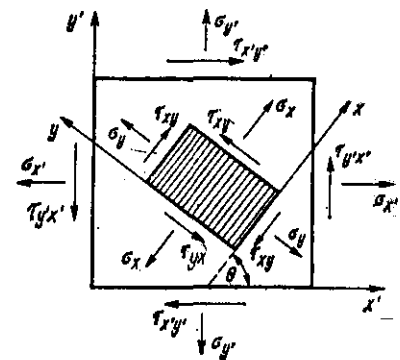


Рис. 1.9. Схема нагружения однонаправленного КМ напряжениями, не совпадающими с направлениями главных осей симметрии [60].

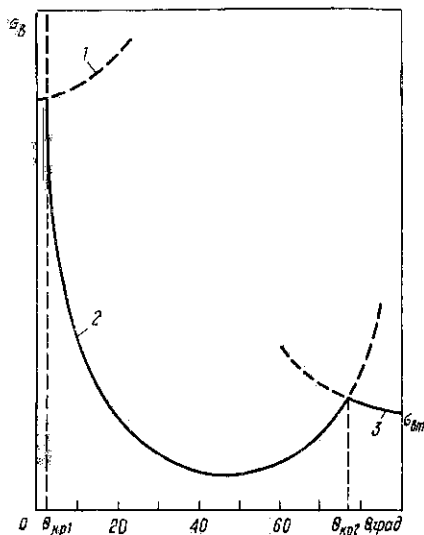


Рис. 1.10. Зависимость предела прочности однонаправленных КМ от ориентации волокон:

1 — соответствует зависимости $\sigma_B = \sigma_{B0}/\cos^2\theta$; 2 — зависимости $\sigma_B = \tau/\sin\theta\cos\theta$; 3 — зависимости $\sigma = \sigma_{B0}/\sin\theta$ [123].

учитывает взаимодействия различных компонентов тензора напряжений, однако учитывает различные механизмы разрушения. Первое неравенство (1.6) характеризует разрушение КМ от нормальных напряжений, действующих вдоль оси волокон. При небольших значениях θ (если θ не превышает нескольких градусов) увеличение его приводит к повышению прочности (рис. 1.10, 1). При некотором критическом значении $\theta = \theta_{кр1}$ прочность КМ начинает контролироваться вторым механизмом — разрушением в результате сдвига по плоскостям, параллельным волокнам (рис. 1.10, 2). Минимум прочности соответствует $\theta = 45^\circ$. Величина $\theta_{кр1}$ определяется абсциссой точки пересечения кривых 1 и 2 и рассчитывается путем приравнивания первого и третьего уравнений (1.6) по формуле $\text{tg } \theta_{кр1} = \tau_{xy}/\sigma_{yx}$. При больших значениях θ прочность КМ определяется третьим видом разрушения (рис. 1.10, 3), который контролируется прочностью КМ в направлении, перпендикулярном волокнам. Величина $\theta_{кр2}$, соответствующая смене второго механизма третьим, определяется из соотношения $\text{tg } \theta_{кр2} = \sigma_{B0}/\tau_{xy}$. Критерий максимальных напряжений используется при оценочных расчетах прочности однонаправленных КМ (как на металлической, так и на полимерной основе) в условиях одноосного напряженного состояния.

результате сдвига по плоскостям, параллельным волокнам (рис. 1.10, 2). Минимум прочности соответствует $\theta = 45^\circ$. Величина $\theta_{кр1}$ определяется абсциссой точки пересечения кривых 1 и 2 и рассчитывается путем приравнивания первого и третьего уравнений (1.6) по формуле $\text{tg } \theta_{кр1} = \tau_{xy}/\sigma_{yx}$. При больших значениях θ прочность КМ определяется третьим видом разрушения (рис. 1.10, 3), который контролируется прочностью КМ в направлении, перпендикулярном волокнам. Величина $\theta_{кр2}$, соответствующая смене второго механизма третьим, определяется из соотношения $\text{tg } \theta_{кр2} = \sigma_{B0}/\tau_{xy}$. Критерий максимальных напряжений используется при оценочных расчетах прочности однонаправленных КМ (как на металлической, так и на полимерной основе) в условиях одноосного напряженного состояния.

1.4.4. Критерий максимальных деформаций [60]

Предельное состояние КМ в соответствии с критерием максимальных деформаций наступает при достижении текущими линейными ϵ_x или ϵ_y или сдвиговыми γ_{xy} деформациями величин, соответствующих допустимым деформациям, т. е. при $\epsilon_x \geq \epsilon_x^p$ или $\epsilon_x \geq \epsilon_x^c$; $\epsilon_y \geq \epsilon_y^p$ или $\epsilon_y \geq \epsilon_y^c$; $\gamma_{xy} \leq \epsilon_{xy}$. Здесь ϵ_x^p , ϵ_x^c — допустимые линейные деформации при растяжении и сжатии вдоль волокон (вдоль оси x); ϵ_y^p и ϵ_y^c — допустимые линейные деформации при растяжении и сжатии перпендикулярно волокнам (вдоль оси y); ϵ_{xy} — допустимая сдвиговая деформация в плоскости xy .

Для одноосного нагружения однонаправленного КМ в пределах упругой деформации условия прочности следующие:

$$\sigma_x \leq \sigma_{B0}(\cos^2\theta - \mu_{xy}\sin^2\theta);$$

$$\sigma_x \leq \sigma_{B0}/(\sin^2\theta - \mu_{xy}\cos^2\theta);$$

$$\sigma_x \leq \tau_{Bxy}/(\sin\theta\cos\theta).$$

Критерий может быть использован для КМ с хрупкими матрицами.

1.4.5. Критерий Мизеса — Хилла и его разновидности [448]

Для КМ, обладающего анизотропией общего вида, критерий Мизеса представляется соотношением $A_{1111}\sigma_x^2 + A_{2222}\sigma_y^2 + A_{3333}\sigma_z^2 + 4A_{3232}\tau_{zy}^2 + 4A_{1313}\tau_{xz}^2 + 4A_{2121}\tau_{xy}^2 + 2A_{1122}\sigma_x\sigma_y + 2A_{2233}\sigma_y\sigma_z + 2A_{3311}\sigma_z\sigma_x + 2A_{1132}\sigma_x\tau_{zy} + 2A_{1113}\sigma_x\tau_{xz} + 2A_{1112}\sigma_x\tau_{xy} + 2A_{2233}\sigma_y\tau_{yz} + 2A_{2213}\sigma_y\tau_{xz} + 2A_{2212}\sigma_y\tau_{xy} + 2A_{3332}\sigma_z\tau_{zy} + 2A_{3313}\sigma_z\tau_{xz} + 2A_{3312}\sigma_z\tau_{xy} + 4A_{3213}\tau_{zy}\tau_{xz} + 4A_{3112}\tau_{xz}\tau_{xy} + 4A_{1223}\tau_{xy}\tau_{yz} = 1$. Коэффициенты A_{iklm} являются константами материала, они выражаются через прочностные характеристики КМ. В общем случае анизотропии число независимых коэффициентов A_{iklm} равно 21. В основной системе координат ортотропного КМ число коэффициентов сокращается до девяти и критерий приобретает вид $A_{1111}\sigma_x^2 + A_{2222}\sigma_y^2 + A_{3333}\sigma_z^2 + 2A_{1122}\sigma_x\sigma_y + 2A_{2233}\sigma_y\sigma_z + 2A_{3311}\sigma_z\sigma_x + 4A_{1313}\tau_{xz}^2 + 4A_{3232}\tau_{zy}^2 + 4A_{2121}\tau_{xy}^2 = 1$.

В тензорной форме критерий Мизеса в осях симметрии ортотропного материала записывается в виде [26] $A_{iklm}\sigma_{ik}\sigma_{lm} = 1$, где $i, k, l, m = 1, 2, 3$. Число независимых коэффициентов A_{iklm} ортотропного КМ сокращается до шести [340, 446] и условие пластичности Мизеса — Хилла в развернутом виде следующее [70]:

$$\begin{aligned} & \sigma_x^2/\sigma_{Tx}^2 + \sigma_y^2/\sigma_{Ty}^2 + \sigma_z^2/\sigma_{Tz}^2 + \tau_{xy}^2/\tau_{Txy}^2 + \tau_{xz}^2/\tau_{Txz}^2 + \tau_{yz}^2/\tau_{Tyz}^2 - \\ & - (1/\sigma_{Tx}^2 + 1/\sigma_{Ty}^2 - 1/\sigma_{Tz}^2)\sigma_x\sigma_y - (1/\sigma_{Ty}^2 + 1/\sigma_{Tz}^2 - 1/\sigma_{Tx}^2)\sigma_y\sigma_z - \\ & - (1/\sigma_{Tz}^2 + 1/\sigma_{Tx}^2 - 1/\sigma_{Ty}^2)\sigma_x\sigma_z = 1. \end{aligned} \quad (1.7)$$

Для установления предельного состояния ортотропных материалов (начала текучести для пластичных или начала разрушения для хрупких) необходимо иметь сведения о шести постоянных, характеризующих переход материала от упругого к пластическому состоянию при чистом растяжении (сжатии) и чистом сдвиге. При плоском напряженном состоянии, при котором $\sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{zy} = 0$, условие (1.7) преобразуется к виду

$$\sigma_x^2/\sigma_{Tx}^2 + \sigma_y^2/\sigma_{Ty}^2 + \tau_{xy}^2/\tau_{Txy}^2 - (1/\sigma_{Tx}^2 + 1/\sigma_{Ty}^2 - 1/\sigma_{Tz}^2)\sigma_x\sigma_y = 1.$$

Прочность однонаправленных волокнистых КМ при плоском напряженном состоянии описывается с помощью критерия Мизеса — Хилла, приведенного к следующему виду [60]:

$$\sigma_x^2/\sigma_{Bx}^2 - \sigma_x\sigma_y/\sigma_{Bx}^2 + \sigma_y^2/\sigma_{By}^2 + \tau_{xy}^2/\tau_{Bxy}^2 = 1.$$

Это условие позволяет достаточно хорошо описать экспериментальные данные для некоторых однонаправленных стеклопластиков.

Обобщением критерия Мизеса — Хилла для анизотропных КМ в случае зависимости предельного состояния от гидростатического давления является условие прочности Е. К. Ашкенази [28], которое при трехосном

напряженном состоянии представляется полиномом четвертой степени:

$$(\sigma_x^2 + c\sigma_y^2 + b\sigma_z^2 + d\tau_{xy} + p\tau_{yz} + r\tau_{zx} + s\sigma_x\sigma_y + t\sigma_y\sigma_z + f\sigma_z\sigma_x)^2 \leq \\ \leq [\sigma_{вх}]^2 (\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 + \tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2 + \sigma_x\sigma_y + \sigma_y\sigma_z + \sigma_z\sigma_x);$$

$$c = \sigma_{вх}/\sigma_{ву}; \quad b = \sigma_{вх}/\sigma_{вz}; \quad d = \sigma_{вх}/\tau_{вху}; \quad p = \sigma_{вх}/\tau_{вyz}; \quad r = \sigma_{вх}/\tau_{вzx};$$

$s = 4\sigma_{вх}/\sigma_{вху}^{(45)} - c - d - 1$; $t = 4\sigma_{вх}/\sigma_{вyz} - c - b - p$; $f = 4\sigma_{вх}/\sigma_{вzx}^{(45)} - b - r - 1$, где $[\sigma_{вх}] = \sigma_{вх}/k_b$ (k_b — коэффициент запаса, принимаемый одинаковым для всех ориентаций). Последние три критерия не учитывают различия свойств при растяжении и сжатии, а также при сдвиге в различных направлениях. Они достаточно хорошо описывают поведение материалов со слабо выраженной анизотропией прочностных характеристик.

Другим обобщением критерия Мизеса — Хилла, учитывающим различное сопротивление однонаправленных КМ растяжению и сжатию, является критерий О. Хоффмана. Для плоского напряженного состояния он записывается в виде [60]

$$(\sigma_x^2 - \sigma_x\sigma_y)/(\sigma_{вх}^c\sigma_{вх}^c) + \sigma_y^2/(\sigma_{ву}^c\sigma_{ву}^c) + [(\sigma_{вх}^c - \sigma_{вх}^p)/(\sigma_{вх}^p\sigma_{вх}^c)]\sigma_x + \\ + [(\sigma_{ву}^c - \sigma_{ву}^p)/(\sigma_{ву}^p\sigma_{ву}^c)]\sigma_y + \tau_{xy}^2/\tau_{вху}^2 = 1.$$

1.4.6. Критерий Л. Фишера [401]

Критерий Л. Фишера учитывает упругие константы и прочностные характеристики анизотропного материала и для плоского напряженного состояния записывается в виде

$$\sigma_x^2/\sigma_{вх}^2 + \sigma_y^2/\sigma_{ву}^2 + \tau_{xy}^2/\tau_{вху}^2 - k_a\sigma_x\sigma_y/(\sigma_{вх}\sigma_{ву}) = 1,$$

где $k_a = [E_x(1 + \mu_{yx}) + E_y(1 + \mu_{xy})] / [2\sqrt{E_xE_y(1 + \mu_{xy})(1 + \mu_{yx})}]$.

Главный недостаток данного критерия, как и критерия Мизеса — Хилла, в том, что прочностные свойства при растяжении и сжатии в одном направлении принимаются одинаковыми, а это не характерно для КМ. Критерий Л. Фишера используется в тех же случаях, что и критерий Мизеса — Хилла, т. е. для описания КМ, у которых свойства при растяжении и сжатии близки.

1.4.7. Критерий К. В. Захарова

В критерии К. В. Захарова учитывается различие прочности КМ при растяжении и сжатии. Для ортотропного КМ в системе координат, совпадающей с его осями симметрии, при плоском напряженном состоянии этот критерий записывается следующим образом [70]:

$$\sigma_x^2 + (\sigma_{вх}^p\sigma_{вх}^c/\sigma_{ву}^p\sigma_{ву}^c)\sigma_y^2 + [1 + \sigma_{вх}^p\sigma_{вх}^c/\sigma_{ву}^p\sigma_{ву}^c + (\sigma_{вх}^c - \sigma_{вх}^p)/\tau_{вх}^{(45)} - \\ - (\sigma_{вх}^p\sigma_{вх}^c/\sigma_{ву}^p\sigma_{ву}^c)](\sigma_{ву}^c - \sigma_{ву}^p)/\tau_{вх}^{(45)} - \sigma_{вх}^p\sigma_{вх}^c/\tau_{вх}^{(45)}] \sigma_x\sigma_y + \\ + (\sigma_{вх}^c - \sigma_{вх}^p)\sigma_x + (\sigma_{вх}^p\sigma_{вх}^c/\sigma_{ву}^p\sigma_{ву}^c)(\sigma_{ву}^c - \sigma_{ву}^p)\sigma_y - \sigma_{вх}^p\sigma_{вх}^c = 0,$$

где $\tau_{вх}^{(45)}$ — предел прочности материала при сдвиге по диагональным площадкам, образующим угол 45° с осями x и y . Критерий К. В. Захарова дос-

точно хорошо аппроксимирует результаты экспериментов для некоторых слоистых пластиков, но он не пригоден для описания КМ, в которых оси симметрии не совпадают с системой координат. Использование этого критерия предусматривает знание пяти прочностных характеристик при плоском напряженном состоянии и девяти — при объемном напряженном состоянии.

1.4.8. Критерий Цая-Ву [157]

В общем виде критерий Цая-Ву с использованием матричных обозначений записывается соотношением

$$(F_i\sigma_i)^{\alpha_1} + (F_{ij}\sigma_i\sigma_j)^{\beta_1} + (F_{ijk}\sigma_i\sigma_j\sigma_k)^{\gamma_1} + \dots = 1,$$

где коэффициенты F_i , F_{ij} , F_{ijk} и показатели степени α_1 , β_1 , γ_1 определяются из условия наилучшего описания экспериментальных данных. Коэффициент F_i , являющийся тензором второго ранга ($F_i\sigma_i = F_{kl}\sigma_{kl}$), имеет шесть независимых компонент, F_{ij} — 21 независимую компоненту.

Для ортотропных КМ, плоскости симметрии которых совпадают с осями координат, критерий Цая-Ву следующий:

$$(F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 + F_3\sigma_3) + (F_{11}\sigma_1^2 + F_{22}\sigma_2^2 + F_{33}\sigma_3^2 + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2 + \\ + 2F_{23}\sigma_2\sigma_3 + 2F_{13}\sigma_1\sigma_3 + F_{44}\sigma_4^2 + F_{55}\sigma_5^2 + F_{66}\sigma_6^2) + \dots = 1;$$

в условиях плоского напряженного состояния он преобразуется:

$$(F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2) + (F_{11}\sigma_1^2 + F_{22}\sigma_2^2 + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2 + F_{66}\sigma_6^2) + \dots = 1.$$

Для неортотропного КМ или для ортотропного КМ, у которого плоскости симметрии не параллельны координатным плоскостям, при плоском напряженном состоянии критерий Цая-Ву определяется соотношением

$$(F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 + F_6\sigma_6) + (F_{11}\sigma_1^2 + F_{22}\sigma_2^2 + F_{66}\sigma_6^2 + \\ + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2 + 2F_{16}\sigma_1\sigma_6 + 2F_{26}\sigma_2\sigma_6) + \dots = 1.$$

Константы, входящие в это уравнение, находят по результатам девяти экспериментов при различных видах нагружения.

Для трансверсально-изотропного КМ с плоскостью изотропии, параллельной координатным осям 1 и 2, $F_2 = F_3$; $F_{12} = F_{13}$; $F_{22} = F_{33}$; $F_{55} = F_{66}$; $F_{44} = 2(F_{22} - F_{23})$. При объемном напряженном состоянии критерий Цая-Ву для такого материала следующий:

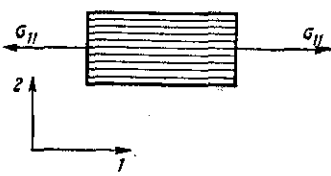

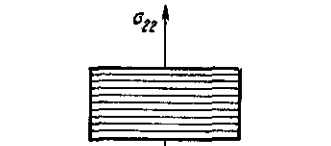
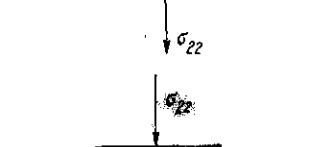
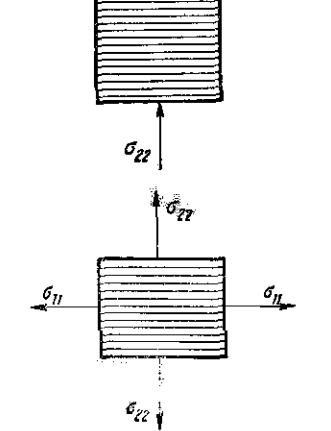
$$[F_1\sigma_1 + F_2(\sigma_2 + \sigma_3)] + [F_{11}\sigma_1^2 + F_{22}(\sigma_2^2 + \sigma_3^2) + 2F_{12}(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_1\sigma_3) + \\ + 2F_{23}\sigma_2\sigma_3 + F_{44}\sigma_4^2 + F_{55}(\sigma_5^2 + \sigma_6^2)] + \dots = 1.$$

Для случаев, когда можно пренебречь эффектом Баушингера и влиянием гидростатического давления на предельное состояние, критерий Цая-Ву трансформируется в критерий Мизеса — Хилла.

1.4.9. Критерий Гольденблата — Кошнова [70]

В соответствии с критерием Гольденблата — Кошнова, обобщающего критерий Мизеса — Хилла, К. В. Захарова и другие, КМ переходит в предельное состояние при достижении критического значения некоторой функцией, зависящей только от напряжений и характеризующей данный КМ. В тензорной форме этот критерий записывается в виде разложения по

Таблица 1.9. Условия прочности Гольденבלата — Кошова для различных схем напряженного состояния [70]

Схема напряженного состояния	Условие прочности
	$\sigma_{11} \leq \sigma_1^p$
	$\sigma_{11} \leq \sigma_1^c$
	$\sigma_{22} \leq \sigma_2^p$
	$\sigma_{22} \leq \sigma_2^c$
	$\frac{\sigma_1^c - \sigma_1^p}{2\sigma_1^p\sigma_1^c} \sigma_{11} + \frac{\sigma_2^c - \sigma_2^p}{2\sigma_2^p\sigma_2^c} \sigma_{22} +$ $+ \frac{1}{2} \left\{ \left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p\sigma_1^c} \right)^2 \sigma_{11}^2 + \right.$ $+ \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p\sigma_2^c} \right)^2 \sigma_{22}^2 +$ $+ \left[\left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p\sigma_1^c} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p\sigma_2^c} \right)^2 - \right.$ $\left. - \left(\frac{\tau_{B45}^+ + \tau_{B45}^-}{\tau_{B45}^+\tau_{B45}^-} \right)^2 \right] \sigma_{11}\sigma_{22} \left. \right\}^{\frac{1}{2}} \leq 1$

Продолжение табл. 1.9

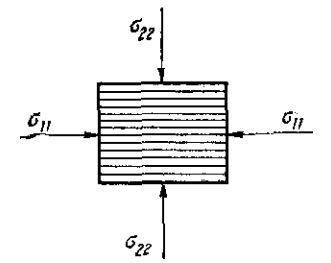
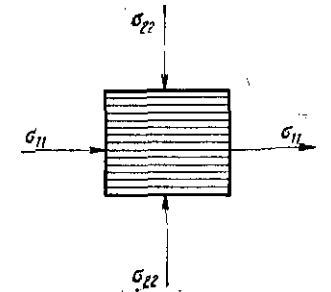
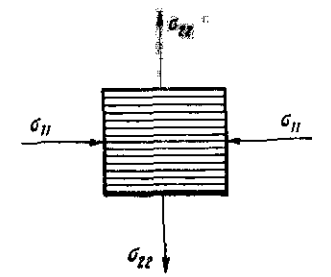
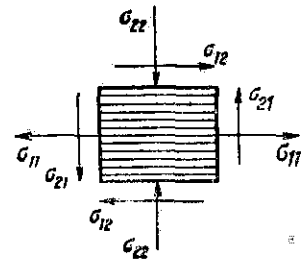
Схема напряженного состояния	Условие прочности
	$- \frac{\sigma_1^c - \sigma_1^p}{2\sigma_1^p\sigma_1^c} \sigma_{11} - \frac{\sigma_2^c + \sigma_2^p}{2\sigma_2^p\sigma_2^c} \sigma_{22} +$ $+ \frac{1}{2} \left\{ \left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p\sigma_1^c} \right)^2 \sigma_{11}^2 + \right.$ $+ \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p\sigma_2^c} \right)^2 \sigma_{22}^2 +$ $+ \left[\left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p\sigma_1^c} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p\sigma_2^c} \right)^2 - \right.$ $\left. - \left(\frac{\tau_{B45}^+ + \tau_{B45}^-}{\tau_{B45}^+\tau_{B45}^-} \right)^2 \right] \sigma_{11}\sigma_{22} \left. \right\}^{\frac{1}{2}} \leq 1$
	$\frac{\sigma_1^c - \sigma_1^p}{2\sigma_1^p\sigma_1^c} \sigma_{11} + \frac{\sigma_2^p - \sigma_2^c}{2\sigma_2^p\sigma_2^c} \sigma_{22} +$ $+ \frac{1}{2} \left\{ \left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p\sigma_1^c} \right)^2 \sigma_{11}^2 + \right.$ $+ \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p\sigma_2^c} \right)^2 \sigma_{22}^2 - \left[\left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p\sigma_1^c} \right)^2 + \right.$ $\left. + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p\sigma_2^c} \right)^2 - \right.$ $\left. - \left(\frac{\tau_{B45}^+ + \tau_{B45}^-}{\tau_{B45}^+\tau_{B45}^-} \right)^2 \right] \sigma_{11}\sigma_{22} \left. \right\}^{\frac{1}{2}} \leq 1$
	$\frac{\sigma_1^p - \sigma_1^c}{2\sigma_1^p\sigma_1^c} \sigma_{11} + \frac{\sigma_2^p - \sigma_2^p}{2\sigma_2^p\sigma_2^c} \sigma_{22} +$ $+ \frac{1}{2} \left\{ \left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p\sigma_1^c} \right)^2 \sigma_{11}^2 + \right.$ $+ \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p\sigma_2^c} \right)^2 \sigma_{22}^2 - \left[\left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p\sigma_1^c} \right)^2 + \right.$ $\left. + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p\sigma_2^c} \right)^2 - \right.$ $\left. - \left(\frac{\tau_{B45}^+ + \tau_{B45}^-}{\tau_{B45}^+\tau_{B45}^-} \right)^2 \right] \sigma_{11}\sigma_{22} \left. \right\}^{\frac{1}{2}} \leq 1$

Схема напряженного состояния	Условие прочности
	$+ \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p \sigma_2^c} \right)^2 - \left(\frac{\tau_{B45}^+ + \tau_{B45}^-}{\tau_{B45}^+ \tau_{B45}^-} \right)^2 \sigma_{11} \sigma_{12} \Bigg\}^{\frac{1}{2}} \leq 1$
	$\sigma_{12} \leq \tau_{B0}$
	$\frac{\sigma_1^c - \sigma_1^p}{2\sigma_1^p \sigma_1^c} \sigma_{11} + \sqrt{\frac{1}{4} \left(\frac{1}{\sigma_1^p} + \frac{1}{\sigma_1^c} \right)^2 \sigma_{11}^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{\tau_{B0}^2}} \leq 1$
	$\frac{\sigma_1^p - \sigma_1^c}{2\sigma_1^p \sigma_1^c} \sigma_{11} + \sqrt{\frac{1}{4} \left(\frac{1}{\sigma_1^p} + \frac{1}{\sigma_1^c} \right)^2 \sigma_{11}^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{\tau_{B0}^2}} \leq 1$
	$\frac{\sigma_2^c - \sigma_2^p}{2\sigma_2^p \sigma_2^c} \sigma_{22} + \sqrt{\frac{1}{4} \left(\frac{1}{\sigma_2^p} + \frac{1}{\sigma_2^c} \right)^2 \sigma_{22}^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{\tau_{B0}^2}} \leq 1$

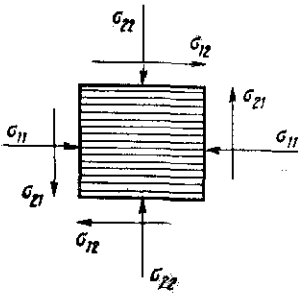
Схема напряженного состояния	Условие прочности
	$\frac{\sigma_2^p - \sigma_2^c}{2\sigma_2^p \sigma_2^c} \sigma_{22} + \sqrt{\frac{1}{4} \left(\frac{1}{\sigma_2^p} + \frac{1}{\sigma_2^c} \right)^2 \sigma_{22}^2 + \frac{\sigma_{12}^2}{\tau_{B0}^2}} \leq 1$
	$\frac{\sigma_1^c - \sigma_1^p}{2\sigma_1^p \sigma_1^c} \sigma_{11} + \frac{\sigma_2^c - \sigma_2^p}{2\sigma_2^p \sigma_2^c} \sigma_{22} + \frac{1}{2} \left\{ \left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p \sigma_1^c} \right)^2 \sigma_{11}^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p \sigma_2^c} \right)^2 \sigma_{22}^2 + \left[\left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p \sigma_1^c} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p \sigma_2^c} \right)^2 - \left(\frac{\tau_{B45}^+ + \tau_{B45}^-}{\tau_{B45}^+ \tau_{B45}^-} \right)^2 \right] \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{4\sigma_{12}^2}{\tau_{B0}^2} \right\}^{\frac{1}{2}} \leq 1$
	$\frac{\sigma_1^p - \sigma_1^c}{2\sigma_1^p \sigma_1^c} \sigma_{11} - \frac{\sigma_2^p - \sigma_2^c}{2\sigma_2^p \sigma_2^c} \sigma_{22} + \frac{1}{2} \left\{ \left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p \sigma_1^c} \right)^2 \sigma_{11}^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p \sigma_2^c} \right)^2 \sigma_{22}^2 - \left[\left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p \sigma_1^c} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p \sigma_2^c} \right)^2 - \left(\frac{\tau_{B45}^+ + \tau_{B45}^-}{\tau_{B45}^+ \tau_{B45}^-} \right)^2 \right] \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{4\sigma_{12}^2}{\tau_{B0}^2} \right\}^{\frac{1}{2}} \leq 1$
	$\frac{\sigma_1^p - \sigma_1^c}{2\sigma_1^p \sigma_1^c} \sigma_{11} - \frac{\sigma_2^p - \sigma_2^c}{2\sigma_2^p \sigma_2^c} \sigma_{22} + \frac{1}{2} \left\{ \left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p \sigma_1^c} \right)^2 \sigma_{11}^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p \sigma_2^c} \right)^2 \sigma_{22}^2 - \left[\left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p \sigma_1^c} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p \sigma_2^c} \right)^2 - \left(\frac{\tau_{B45}^+ + \tau_{B45}^-}{\tau_{B45}^+ \tau_{B45}^-} \right)^2 \right] \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{4\sigma_{12}^2}{\tau_{B0}^2} \right\}^{\frac{1}{2}} \leq 1$

Схема напряженного состояния

Условие прочности



$$\frac{\sigma_1^p - \sigma_1^c}{2\sigma_1^p \sigma_1^c} \sigma_{11} + \frac{\sigma_2^p - \sigma_2^c}{2\sigma_2^p \sigma_2^c} \sigma_{22} + \frac{1}{2} \left\{ \left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p \sigma_1^c} \right)^2 \sigma_{11}^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p \sigma_2^c} \right)^2 \sigma_{22}^2 - \left[\left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p \sigma_1^c} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p \sigma_2^c} \right)^2 - \left(\frac{\tau_{B45}^+ + \tau_{B45}^-}{\tau_{B45}^+ \tau_{B45}^-} \right)^2 \right] \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{4\sigma_{12}^2}{\tau_{B0}^2} \right\}^{\frac{1}{2}} \leq 1$$



$$\frac{\sigma_1^p - \sigma_1^c}{2\sigma_1^p \sigma_1^c} \sigma_{11} - \frac{\sigma_2^c - \sigma_2^p}{2\sigma_2^p \sigma_2^c} \sigma_{22} + \frac{1}{2} \left\{ \left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p \sigma_1^c} \right)^2 \sigma_{11}^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p \sigma_2^c} \right)^2 \sigma_{22}^2 + \left[\left(\frac{\sigma_1^p + \sigma_1^c}{\sigma_1^p \sigma_1^c} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_2^p + \sigma_2^c}{\sigma_2^p \sigma_2^c} \right)^2 - \left(\frac{\tau_{B45}^+ + \tau_{B45}^-}{\tau_{B45}^+ \tau_{B45}^-} \right)^2 \right] \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{4\sigma_{12}^2}{\tau_{B0}^2} \right\}^{\frac{1}{2}} \leq 1$$

Примечание. σ_1^p, σ_2^p — предел прочности материалов, неодинаково сопротивляющихся растяжению и сжатию при растяжении вдоль осей 1, 2; σ_1^c, σ_2^c — предел прочности при сжатии тех же материалов; $\tau_{B45}^+, \tau_{B45}^-$ — пределы прочности при сдвиге по площадкам, наклоненным под углом 45° к основным направлениям; τ_{B0} — предел прочности при сдвиге по основным направлениям.

степеням инвариантов:

$$\left(\sum_{i,k} \Pi_{ik} \sigma_{ik} \right)^{\alpha_2} + \left(\sum_{p,q,r,m} \Pi_{pqrm} \sigma_{pq} \sigma_{rm} \right)^{\beta_2} + \left(\sum_{r,s,t,l,n,m} \Pi_{rstlnm} \sigma_{rs} \sigma_{tl} \sigma_{nm} \right)^{\gamma_2} + \dots \leq 1, \quad (1.8)$$

где Π_{ik}, Π_{pqrm} и т. д. — компоненты тензора прочности различного ранга, не зависящие от напряжений σ_{ik} и характеризующие прочность КМ; $\alpha_2, \beta_2, \gamma_2$ — показатели степени. Они выражаются через прочностные характеристики КМ, определяемые в простых опытах на трубчатых образцах при растяжении, сжатии, сдвиге и кручении.

Критерий Гольденבלата — Копнова учитывает зависимость прочности КМ от знака касательных напряжений и различие в сопротивлении растягивающим и сжимающим нагрузкам. Он справедлив для материалов, прочностные характеристики которых подчиняются условию совместности, являющемуся условием разрешимости системы уравнений для определения компонентов тензоров прочности по прочностным свойствам КМ при простых видах деформации. Если в уравнении (1.8) можно ограничиться только линейными и квадратичными инвариантами тензора напряжений, условие совместности принимает вид $1/\sigma_{Bx}^p - 1/\sigma_{By}^p = 1/\sigma_{Bx}^c + 1/\sigma_{By}^c = 1/\tau_B^{(+45)} - 1/\tau_B^{(-45)}$. Здесь $\tau_B^{(+45)}$ и $\tau_B^{(-45)}$ — пределы прочности на сдвиг по площадкам, наклоненным под углами $+45^\circ$ и -45° к основным направлениям x и y . Знак плюс соответствует углу, при котором под действием касательных напряжений в волокнах возникают растягивающие, а в матрице — сжимающие напряжения; знак минус — углу, при котором в волокнах появляются сжимающие, а в матрице — растягивающие напряжения.

В табл. 1.9 [70] приведены инженерные формулы, выражающие критерии прочности анизотропных материалов для различных случаев линейного и плоского напряженных состояний.

1.5. РАСЧЕТ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО СВОЙСТВАМ КОМПОНЕНТОВ

1.5.1. Однонаправленные композиционные материалы

Продольный модуль упругости E_x (модуль Юнга в направлении, параллельном оси волокон). Оценки упругих характеристик основываются на допущениях о жесткой связи между матрицей и волокнами, их совместной деформации и подчинении закону Гука. Для простейшей модели КМ — системы жестко связанных чередующихся изотропных стержней, обладающих характеристиками волокна, и матрицы — продольный модуль упругости рассчитывается по уравнению аддитивности, или правилу смесей:

$$E_x = E_f V_f + E_m V_m = E_f V_f + E_m (1 - V_m). \quad (1.9)$$

Для более сложной модели (цилиндрический стержень — волокно в коаксиальной оболочке — матрице) [13; 273; 419] учитываются различия в коэффициентах Пуассона матрицы и волокон:

$$E_x = E_f V_f + E_m V_m + \frac{2(\mu_f - \mu_m)^2 E_m E_f V_f (1 - \mu_f)}{E_m (1 - \mu_m) L_f + [L_m V_m + (1 - \mu_m)] E_f}, \quad (1.10)$$

где $L_m = 1 - \mu_m - 2\mu_m^2$; $L_f = 1 - \mu_f - 2\mu_f^2$. В соответствии с формулой Хашина и Розена [339] зависимость продольного модуля упругости однонаправленно-армированных КМ от концентрации и свойств компонентов следующая:

$$E_x = [E_f V_f + E_m V_m] \frac{E_m (D_1 - D_3 F_1) + E_f (D_2 - D_4 F_2)}{E_m (D_1 - D_3) + E_f (D_2 - D_4)}, \quad (1.11)$$

где $D_1 = 1 - \mu_f$; $D_2 = (1 + V_f)/V_m + \mu_m$; $D_3 = 2\mu_f^2$; $D_4 = 2\mu_m^2 V_f/V_m$; $F_1 = (\mu_m V_f E_f + \mu_f V_m E_m)/(\mu_f V_f E_f + \mu_m V_m E_m)$; $F_2 = (\mu_f/\mu_m) F_1$.

Значения E_x , рассчитанные по уравнениям (1.10) и (1.11), обычно выше, чем рассчитанные по уравнению (1.9), однако, как правило, различие несущественно (составляет несколько процентов), поэтому на практике чаще всего для оценочных расчетов используется формула (1.9).

Для двухкомпонентных КМ, армированных полыми волокнами, продольный модуль упругости оценивается по формуле [145]

$$E_x = E_f V_f (1 - q^2) + E_m V_m. \quad (1.12)$$

Для полиармированных КМ, содержащих n сортов сплошных волокон, у которых свойства каждого i -го сорта отличаются от свойств других сортов, продольный модуль упругости рассчитывается по выражению

$$E_x = \sum_{i=1}^n E_i V_i + E_m V_m. \quad (1.13)$$

Для полиармированных КМ, содержащих n сортов полых волокон с различными свойствами каждого сорта [145], формула для расчета следующая:

$$E_x = \sum_{i=1}^n E_i V_i (1 - q_i^2) + E_m V_m. \quad (1.14)$$

Поперечный модуль упругости E_y (модуль Юнга в направлении, перпендикулярном оси волокон). Для наиболее простой модели, предполагающей равенство и однородность напряжений в волокнах и матрице, которые возникают под действием внешнего напряжения σ_y , модуль упругости E_y с учетом закона Гука рассчитывается из соотношения $1/E_y = V_f/E_f + V_m/E_m$ и определяется выражением

$$E_y = E_f E_m / [E_m V_f + E_f (1 - V_f)]. \quad (1.15)$$

Для однонаправленных КМ $E_y = E_z$. При более строгом подходе, учитывающем характер упаковки волокон [145], эти зависимости выражаются следующим образом:

$$1/E_y = 1/E_z = \mu_{xy}^2/E_x + \frac{\chi_m + 1}{8G_m} \left[\frac{2 + (\chi_f - 1) G_m/G_f}{1 + V_m + V_f \chi_m + V_m (\chi_f - 1) G_m/G_f} - \frac{2V_f (1 - G_m/G_f)}{V_f + \chi_m + V_m G_m/G_f} \right], \quad (1.16)$$

где μ_{xy} рассчитывается по формуле (1.21); E_x определяется формулой (1.9); $\chi_m = 3 - 4\mu_m$; $\chi_f = 3 - 4\mu_f$.

Различие в значениях E_y , рассчитанных из выражений (1.15) и (1.16), обычно не превышает 15%. Выражение (1.15) получено для модели, учитывающей влияние большего числа факторов, и используется при оценочных расчетах, выражение (1.16) применяется для более строгих расчетов.

Поперечный модуль упругости КМ, армированного полыми волокнами

ми, определяется из соотношения

$$1/E_y = 1/E_z = \mu_{xy}^2/E_x + [(\chi_m + 1)/8G_m] [1/N' - 2Q'/(1 + Q')], \quad (1.17)$$

где μ_{xy} определяется по формуле (1.23); E_x — по формуле (1.12), $N' = V_m + (\chi_m + 1) V_f (1 - q^2)/[2(1 - q^2) + (\chi_f - 1 + 2q^2) G_m/G_f]$; $Q' = V_f [1 - q^2 - (1 + \chi_f q^2) G_m/G_f]/[(1 - q^2) \chi_m + (1 + \chi_f q^2) G_m/G_f]$.

Для полиармированных КМ, упрочненных n сортами сплошных волокон, поперечный модуль упругости определяется из соотношения

$$1/E_y = 1/E_z = \mu_{xy}^2/E_x + [(\chi_m + 1)/8G_m] [1/R - 2P/(1 + P)], \quad (1.18)$$

где μ_{xy} рассчитывается по формуле (1.24); E_x — по формуле (1.13); $R =$

$V_m + \sum_{i=1}^n (\chi_i + 1) V_i / [2 + (\chi_i - 1) G_m/G_f]$; $P = \sum_{i=1}^n V_i (1 + G_m/G_f) / (\chi_m + G_m/G_f)$; $\chi_i = 3 - 4\mu_i$. Формула для определения поперечного модуля упругости полиармированных КМ, упрочненных n сортами полых волокон, у которого свойства каждого i -го сорта отличаются от свойств других сортов, следующая:

$$1/E_y = 1/E_z = \mu_{xy}^2/E_x + [(\chi_m + 1)/8G_m] [1/N - 2Q/(1 + Q)], \quad (1.19)$$

где μ_{xy} определяется по формуле (1.25), E_x — по формуле (1.14);

$$N = V_m + \sum_{i=1}^n \frac{(\chi_m + 1) V_i (1 - q_i^2)}{2(1 - q_i^2) + (\chi_i - 1 + 2q_i^2) G_m/G_i};$$

$$Q = \sum_{i=1}^n V_i \frac{1 - q_i^2 - (1 + \chi_i q_i^2) G_m/G_i}{(1 - q_i^2) \chi_m + (1 + \chi_i q_i^2) G_m/G_i}.$$

Модули G_{xy} и G_{xz} продольного сдвига. В однонаправленном КМ при совпадении оси x с направлением укладки волокон модули G_{xy} и G_{xz} характеризуют упругие сдвиги КМ в плоскостях xy и xz , параллельных волокнам. Правило аддитивности для КМ со сплошными волокнами следующее:

$$G_{xy} = G_{xz} = G_f G_m / [G_f (1 - V_f) + G_m V_f].$$

Модуль продольного сдвига однонаправленных двухкомпонентных КМ, армированных сплошными волокнами [145], при двоякопериодической упаковке волокон определяется формулой

$$G_{xy} = G_{xz} = G_m \frac{1 + V_f + V_m G_m/G_f}{V_m + (1 + V_f) G_m/G_f},$$

двухкомпонентных КМ, армированных полыми волокнами, — формулой

$$G_{xy} = G_{xz} = \frac{(1 + V_f) (1 - q^2) + V_m (1 + q^2) G_m/G_f}{V_m (1 - q^2) + (1 + V_f) (1 + q^2) G_m/G_f} G_m.$$

Модуль продольного сдвига полиармированных КМ, упрочненных n сортами сплошных волокон, определяется по формуле

$$G_{xy} = G_{xz} = G_m \frac{V_m + 2 \sum_{i=1}^n V_i / (1 + G_m/G_i)}{1 - \sum_{i=1}^n (1 - G_m/G_i) / (1 + G_m/G_i)},$$

а полиармированных КМ, упрочненных n сортами полых волокон, — по формуле

$$G_{xy} = G_{xz} = G_m \frac{V_m + 2 \sum_{i=1}^n \frac{(1 - q_i^2) V_i}{1 - q_i^2 + (1 + q_i^2) G_m/G_i}}{1 - \sum_{i=1}^n V_i \frac{1 - q_i^2 - (1 + q_i^2) G_m/G_i}{1 - q_i^2 + (1 + q_i^2) G_m/G_i}},$$

где $V_m = 1 - \sum_{i=1}^n V_i$ — объемная доля матрицы.

Модуль G_{yz} поперечного сдвига. Модуль G_{yz} характеризует связь между касательными напряжениями и деформацией сдвига в плоскости yz , перпендикулярной оси волокон. Для двухкомпонентных КМ со сплошными волокнами [145] он определяется по формуле

$$G_{yz} = G_m \frac{\chi_m + V_f + V_m G_m/G_f}{V_m \chi_m + (1 + V_f \chi_m) G_m/G_f},$$

где χ_m — те же, что в выражении (1.16), для двухкомпонентных КМ с полыми волокнами — из уравнения

$$G_m/G_{yz} = 1 - V_f (\chi_m + 1) L,$$

где $1/L = -V_m + (\chi_m + 1)(1 - q^2)/(1 - q^2 - (1 + \chi_f q^2) G_m/G_f)$, для полиармированных КМ, упрочненных n сортами сплошных волокон, — по формуле

$$G_{yz} = G_m \frac{1 + \sum_{i=1}^n V_i (1 - G_m/G_i)/(\chi_m + G_m/G_i)}{1 - \chi_m \sum_{i=1}^n V_i (1 - G_m/G_i)/(\chi_m + G_m/G_i)}$$

для полиармированных КМ, упрочненных n сортами полых волокон, — по формуле

$$G_{yz} = G_m \frac{1 + \sum_{i=1}^n V_i \frac{1 - q_i^2 - (1 + \chi_f q_i^2) G_m/G_i}{(1 - q_i^2) \chi_m + (1 + \chi_f q_i^2) G_m/G_i}}{1 - \chi_m \sum_{i=1}^n V_i \frac{1 - q_i^2 - (1 + \chi_f q_i^2) G_m/G_i}{(1 - q_i^2) \chi_m + (1 + \chi_f q_i^2) G_m/G_i}}$$

Коэффициенты Пуассона. Для трансверсально-изотропных КМ, к которым относятся однонаправленные КМ, коэффициенты Пуассона связаны соотношениями $\mu_{xy} = \mu_{xz}$; $\mu_{yz} = \mu_{zx}$; $\mu_{zy} = \mu_{yz}$. Величина μ_{xy} однонаправленного двухкомпонентного КМ по правилу смесей оценивается формулой

$$\mu_{xy} = \mu_f V_f + \mu_m V_m = \mu_f V_f + \mu_m (1 - V_f). \quad (1.20)$$

Для модели двоякопериодической идеализированной структуры со сплошными волокнами [145] коэффициенты Пуассона рассчитываются

по формуле

$$\mu_{xy} = \mu_{xz} = \mu_m - V_f (\chi_m + 1) (\mu_m - \mu_f) / [1 + V_m + V_f \chi_m + V_m (\chi_f - 1) G_m/G_f] \quad (1.21)$$

и из выражения

$$\frac{\mu_{zy}}{E_y} = -\frac{\mu_{xz}^2}{E_x} + \frac{1}{8G_m} \left[4\mu_m + (\chi_m + 1) \times \times V_f \left(\frac{\chi_m - 1 - (\chi_f - 1) G_m/G_f}{1 + V_m + V_f \chi_f + V_m (\chi_f - 1) G_m/G_f} - \frac{2(1 - G_m/G_f)}{V_f + \chi_m + V_m G_m/G_f} \right) \right], \quad (1.22)$$

где E_y определяется из выражения (1.16); E_x — по формуле (1.9). Два последних соотношения используются при расчетах повышенной точности, оценочные расчеты выполняются по первой, более простой формуле. Для двухкомпонентных КМ, армированных полыми волокнами, коэффициенты Пуассона определяются по формуле

$$\mu_{xy} = \mu_{xz} = \mu_m - V_f (\mu_f - \mu_m) (\chi_m + 1) (1 - q^2)/(1 - q^2) \times \times (1 + V_m + V_f \chi_m) + V_m (\chi_f - 1 + 2q^2) G_m/G_f \quad (1.23)$$

и из уравнения

$$\mu_{zy}/E_y = -\mu_{xy}^2/E_x + \mu_m/2G_m + + (\chi_m + 1)/8G_m [(N' - 1)/N' - 2Q'/(1 + Q')],$$

где E_y рассчитывается из выражения (1.17); E_x — по формуле (1.12); N' и Q' — те же, что в соотношении (1.17), для полиармированных КМ [145], содержащих n сортов сплошных волокон, — по формуле

$$\mu_{xy} = \mu_{xz} = \mu_m - \frac{\sum_{i=1}^n V_i (\chi_m + 1) (\mu_m - \mu_i) / [2 + (\chi_i - 1) G_m/G_i]}{V_m + \sum_{i=1}^n (\chi_m + 1) V_i / [2 + (\chi_i - 1) G_m/G_i]} \quad (1.24)$$

и из уравнения

$$\mu_{xy}/E_y = -\mu_{xy}^2/E_x + \mu_m/2G_m + + [(\chi_m + 1)/8G_m] [(R - 1)/R - 2P/(1 - P)],$$

где E_x определяется по формуле (1.13); E_y — из выражения (1.18); R и P — те же, что в выражении (1.18), для полиармированных КМ, содержащих n сортов полых волокон, — по формуле

$$\mu_{xy} = \mu_{xz} = \mu_m -$$

$$\frac{\sum_{i=1}^n [V_i (1 - q_i^2) (\mu_m - \mu_i) (\chi_m + 1)] / [2(1 - q_i^2) + (\chi_i - 1 + 2q_i^2) G_m/G_i]}{V_m + \sum_{i=1}^n [V_i (1 - q_i^2) (\chi_m + 1)] / [2(1 - q_i^2) + (\chi_i - 1 + 2q_i^2) G_m/G_i]} \quad (1.25)$$

и из уравнения

$$\mu_{zy}/E_y = -\mu_{xy}^2/E_x + \mu_m/2G_m + (\lambda_m + 1)/8G_m [(N - 1)/N - 2Q/(1 + Q)],$$

где E_y рассчитывается из выражения (1.19), E_x — по формуле (1.14); N и Q — те же, что в выражении (1.19).

Модуль объемного сжатия K . Зависимость модуля объемного сжатия однонаправленных КМ от концентрации волокон рассчитывается по формуле (1.5), в которой следует положить $E_y = E_z$; $\mu_{xy} = \mu_{xz}$; $\mu_{yx} = \mu_{zx}$; $\mu_{zy} = \mu_{yz}$ и подставить значения соответствующих модулей упругости и коэффициентов Пуассона, рассчитанных по уравнениям (1.14), (1.15) и (1.20) — (1.22).

Модуль K армированных металлических КМ рассчитывается по формуле [273]

$$K = [(K_f + \mu_m)K_m - (K_f - K_m)V_f\mu_m]/[K_f + \mu_m - V_f(K_f - K_m)].$$

В соответствии с теорией Хашина [273] значение K находится между верхней и нижней границами, которые задаются формулами

$$K_m + V_f/[1/(K_f - K_m) + V_m/(K_m + \mu_m)] \leq K \leq K_f + V_m/[1/(K_m - K_f) + V_f/(K_f + \mu_f)].$$

Указанные границы справедливы для однонаправленных КМ как с металлическими, так и с полимерными матрицами.

1.5.2. Ортогонально-армированные композиционные материалы

Расчет упругих характеристик ортогонально-армированных КМ базируется на модели, состоящей из однонаправленных слоев, уложенных поочередно в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Оси координат x и y совпадают с направлениями укладки волокон, а ось z направлена перпендикулярно слоям. Основные допущения, принятые при расчете: каждый элементарный слой в процессе нагружения находится в однородном напряженно-деформированном состоянии и все слои жестко связаны между собой. Такой КМ может считаться ортотропным и в общем случае для его полной характеристики требуется девять независимых упругих характеристик.

Свойства каждого слоя рассчитываются по известным свойствам матрицы и волокон в соответствии с формулами, приведенными в рубрике 1.5.1. Рассматриваемый материал содержит слои с волокнами, ориентированными вдоль оси x (обозначены индексом a), и слои с волокнами, ориентированными вдоль оси y (обозначены индексом b). Объемная доля слоев a равна m , а слоев b равна $(1 - m)$. Упругие характеристики такого материала рассчитываются по формулам [421, 280]

$$E_x = (1 - m)(k_1k_2 - k_3^2)/[c_{a11}(c_{b11}k_2 - c_{b12}k_3) + c_{a12}(c_{b12}k_1 - c_{b11}k_3)]; \quad (1.26)$$

$$E_y = (1 - m)(k_1k_2 - k_3^2)/[c_{a22}(c_{b22}k_1 - c_{b12}k_3) + c_{a12}(c_{b12}k_2 - c_{b22}k_3)]; \quad (1.27)$$

$$E_z = (k_1k_2 - k_3^2)/[k_4(k_2k_5 - k_3k_7) + k_6(k_1k_7 - k_3k_5) + k_8(k_1k_2 - k_3^2)]; \quad (1.28)$$

$$\mu_{yx} = -\frac{c_{a12}(c_{b11}k_2 - c_{b12}k_3) + c_{a22}(c_{b12}k_1 - c_{b11}k_3)}{c_{a22}(c_{b22}k_1 - c_{b12}k_3) + c_{a12}(c_{b12}k_2 - c_{b22}k_3)}; \quad (1.29)$$

$$\mu_{xz} = \{1/[c_{a11}(c_{b11}k_2 - c_{b12}k_3) + c_{a12}(c_{b12}k_1 - c_{b11}k_3)]\} [(1 - m)c_{b31}(k_1k_2 - k_3^2) + m(c_{a31} - c_{b31})(c_{b11}k_2 - c_{b12}k_3) + m(c_{a32} - c_{b32})(c_{b12}k_1 - c_{b11}k_3)]; \quad (1.30)$$

$$\mu_{yz} = \{1/[c_{a22}(c_{b22}k_1 - c_{b12}k_3) + c_{a12}(c_{b12}k_2 - c_{b22}k_3)]\} [(1 - m)c_{b32}(k_1k_2 - k_3^2) + m(c_{a32} - c_{b32})(c_{b22}k_1 - c_{b12}k_3) + m(c_{a31} - c_{b31})(c_{b12}k_2 - c_{b22}k_3)]; \quad (1.31)$$

$$G_{xy} = c_{a66}c_{b66}/[mc_{b66} + (1 - m)c_{a66}]; \quad (1.32)$$

$$G_{xz} = 1/[mc_{a55} + (1 - m)c_{b55}]; \quad (1.33)$$

$$G_{yz} = 1/[mc_{a44} + (1 - m)c_{b44}]. \quad (1.34)$$

Здесь использованы матричные обозначения коэффициентов податливости однонаправленных монослоев: $c_{a11} = 1/E_{ax}$; $c_{a22} = 1/E_{ay}$; $c_{a33} = 1/E_{az}$; $c_{a44} = 1/G_{axy}$; $c_{a55} = 1/G_{axz}$; $c_{a66} = 1/G_{axy}$; $c_{a13} = c_{a31} = -\mu_{axz}/E_{ax} = -\mu_{axz}/E_{ax}$; $c_{a23} = c_{a32} = -\mu_{ayz}/E_{ay} = -\mu_{ayz}/E_{ay}$; $c_{b11} = 1/E_{bx}$; $c_{b22} = 1/E_{by}$; $c_{b33} = 1/E_{bz}$; $c_{b44} = 1/G_{byz}$; $c_{b55} = 1/G_{bzx}$; $c_{b66} = 1/G_{byz}$; $c_{b13} = c_{b31} = -\mu_{bzx}/E_{bz} = -\mu_{bzx}/E_{bz}$; $c_{b23} = c_{b32} = -\mu_{bzy}/E_{bz} = -\mu_{bzy}/E_{bz}$; $k_1 = c_{a11} + [m/(1 - m)]c_{b11}$; $k_2 = c_{a22} + [m/(1 - m)]c_{b22}$; $k_3 = c_{a12} + [m/(1 - m)]c_{b12}$; $k_4 = m(c_{a13} + c_{b13})$; $k_5 = c_{b13} - c_{a13}$; $k_6 = m(c_{a23} + c_{b23})$; $k_7 = c_{b23} - c_{a23}$; $k_8 = mc_{a23} + (1 - m)c_{b33}$.

Для инженерных расчетов модулей упругости E_x и E_y и коэффициента Пуассона μ_{yx} ортогонально-армированных КМ используются упрощенные формулы [421]

$$E_x = [mc_{b11} + (1 - m)c_{a11}]/(c_{a11}c_{b11});$$

$$E_y = [mc_{b11} + (1 - m)c_{a11}]/(c_{a22}c_{b22});$$

$$\mu_{yx} = -c_{a22}/[mc_{a22} + (1 - m)c_{a11}].$$

Если элементарные слои рассматриваемого КМ имеют одинаковую концентрацию волокон, то ошибка при расчете по этим формулам не превышает 1 % по сравнению с формулами (1.26), (1.27) и (1.29).

1.5.3. Композиционные материалы, армированные пленками

КМ, армированные пленками, характеризуются шестью независимыми упругими постоянными, которые рассчитываются по выражениям [280]

$$E_x = E_y = V_f E_m E_f (k_1^2 - k_2^2)/[k_1(1 + \mu_m \mu_f) + k_2(\mu_m + \mu_f)]; \quad (1.35)$$

$$E_z = (k_1 + k_2)/[k_3(k_1 + k_2) - 2k_4k_5]; \quad (1.36)$$

$$\mu_{xy} = \mu_{yz} = [k_1(\mu_m + \mu_f) + k_2(1 + \mu_m \mu_f)]/[k_1(1 + \mu_m \mu_f) + k_2(\mu_m + \mu_f)]; \quad (1.37)$$

$$\mu_{zx} = \mu_{zy} = [\mu_m(k_1 + k_2) - k_5(1 - \mu_m)]/E_m [k_3(k_1 + k_2) + 2k_4k_5]; \quad (1.38)$$

$$G_{xz} = G_{yz} = G_m G_f / [V_f G_m + (1 - V_f) G_f]; \quad (1.39)$$

$$G_{xy} = (1 - V_f) G_m + V_f G_f, \quad (1.40)$$

где $k_1 = (1/E_m) - (1 - V_f)/V_f E_f$; $k_2 = -\mu_m/E_m - (1 - V_f) \mu_f/V_f E_f$; $k_3 = (1 - V_f)E_m + V_f E_f$; $k_4 = -(1 - V_f) \{[\mu_m/E_m - (\mu_f/E_f)]\}$; $k_5 = (\mu_m/E_m) - \mu_f/E_f$.

Для оценочных расчетов вместо формулы (1.35) используется упрощенная зависимость $E_x = E_y = E_f V_f + E_m (1 - V_f)$.

Рассматриваемые КМ являются слоистыми, они не имеют матрицы и волокон, поэтому индексы m и f в выражениях (1.35) — (1.40) проставлены условно. Обычно индекс f относят к более прочным слоям (пленкам), однако выражения остаются справедливыми независимо от присвоения индексов m и f различным слоям.

1.5.4. Композиционные материалы, армированные дискретными и хаотично ориентированными волокнами

Упругие постоянные КМ, армированных ориентированными вдоль оси x короткими цилиндрическими волокнами длиной l и диаметром d , рассчитываются по уравнениям [273]

$$E_x = E_m (1 + V_f \eta_1 l/d) (1 - \eta_1 V_f);$$

$$E_y = E_m (1 + \eta_1 V_f) (1 - \eta_1 V_f);$$

$$G_{xy} = G_m (1 + \lambda_1 V_f) (1 - \lambda_1 V_f);$$

$$\mu_{xy} = \mu_f V_f + \mu_m V_m,$$

где $\eta_1 = (E_f/E_m - 1)/(E_f/E_m + l/d)$; $\lambda_1 = (G_f/G_m - 1)/(G_f/G_m + 1)$.

КМ, армированный хаотично ориентированными волокнами в форме эллипсов с отношением продольного размера к поперечному, равным k_3 , рассматривается как квазизотропный, и его упругие характеристики рассчитываются по формулам [344]

$$K = \langle K \rangle + V_f V_m K_3^2 P_3 (1 + V_f K_3 P_3)^{-1},$$

где $\langle K \rangle = V_f K_f + V_m K_m$; $K_3 = K_f - K_m$; $P_3 = 2(Z_1 + Z_3) + Z_4$, $Z_1 = \Delta_3^{-1} [l_1 m_3 j_1 j_2 + a_3 (\lambda_1 + 2m_3) j_3]$; $Z_3 = -(2\Delta_3)^{-1} [(\lambda_1 + 2\mu_1) a_3 j_3 + m_3 (b_3 j_2 + b_1 j_1 j_2)]$; $Z_4 = \Delta_3^{-1} [m_3 a_1 j_1^2 - (\lambda_1 + \mu_1 + m_3) (a_3 j_3 + m_3 j_1)]$; $\Delta_3 = m_3 b_3 (m_3 + \lambda_1 + \mu_1 + m_1 l_1) + 3m_1 [a_3 (b_3 + a_1) j_3 + m_3 n_1 j_1 j_2]$; $a_3 = l_3 + m_3$; $b_3 = l_3 + 2m_3$; $a_1 = l_1 + m_1$; $b_1 = l_1 + 2m_1$; $l_1 = \lambda_1 - l_3$; $m_1 = \mu_f - m_3$; $n_1 = K_f - n_3$; $n_3 = K_f K_m (V_f K_m + V_m K_f)^{-1}$; $m_3 = \mu_f \mu_m (V_f \mu_m + V_m \mu_f)^{-1}$; $l_3 = n_3 - \frac{2}{3} m_3$; $\lambda_1 = K_f - \frac{2}{3} \mu_f$; $j_1 = (1 - H_3)/(1 - k_3^2)$;

$$j_2 = 1 - j_1; \quad j_3 = [1/2 (1 - k_3^2)^2] [(1 - 2k_3^2) H_3 - 3k_3^2]; \quad H_3 =$$

$$= -\left(k_3 / \sqrt{k_3^2 - 1} \right) \ln \left(k_3 - \sqrt{k_3^2 - 1} \right);$$

$$\mu = \langle \mu \rangle + V_f V_m \mu_3^2 Q_3 (1 + V_f \mu_3 Q_3)^{-1},$$

где $\langle \mu \rangle = V_f \mu_f + V_m \mu_m$; $\mu_3 = \mu_f - \mu_m$; $Q_3 = \frac{2}{15} [Z_3 - 2(Z_1 - Z_3) + 3(Z_2 + Z_6)]$; $Z_2 = -(m_1 + \delta_1)^{-1}$; $\delta_1 = 2b_3 m_3 (a_3 j_3 + b_3 j_2)^{-1}$; $a_3, b_3, m_1,$

m_3, j_2, j_3 — см. на с. 54; $Z_3 = -(m_1 + \delta_2)^{-1}$; $\delta_2 = 2b_3 m_3 [b_3 (1 + j_1) - 4a_3/3]^{-1}$; j_1 — см. на с. 54;

$$\beta = \langle \beta \rangle + K_3^{-1} \beta_3 (K - \langle K \rangle),$$

где $\beta = 3\alpha K$ — коэффициент температурных напряжений; $\langle \beta \rangle = V_f \beta_f + V_m \beta_m$; K_3, K и $\langle K \rangle$ — см. на с. 54; $\beta_3 = \beta_f - \beta_m$; $\beta_f = 3\alpha_f K_f$; $\beta_m = 3\alpha_m K_m$.

Упругие постоянные квазизотропных КМ, армированных хаотично ориентированными в пространстве непрерывными волокнами, рассчитываются по известным характеристикам $E_x, \mu_{xy}, G_{xy}, G_{yz}, K_{yz}$ однонаправленных КМ в соответствии с формулами [157]

$$E = \frac{[E_x + 4(1 - \mu_{xy})^2 K_{yz}][E_x + (1 - 2\mu_{xy})^2 K_{yz} + 6(G_{xy} + G_{yz})]}{3[2E_x + (8\mu_{xy}^2 + 12\mu_{xy} + 7) K_{yz} + 2(G_{xy} + G_{yz})]}$$

$$\mu = \frac{E_x + 2(2\mu_{xy}^2 + 8\mu_{xy} + 3) K_{yz} - 4(G_{xy} + G_{yz})}{2[2E_x + (8\mu_{xy}^2 + 12\mu_{xy} + 7) K_{yz} + 2(G_{xy} + G_{yz})]}$$

$$K = \frac{1}{9} [E_x + 4(1 + \mu_{xy})^2 K_{yz}];$$

$$G = \frac{1}{15} [E_x + (1 - 2\mu_{xy})^2 K_{yz} + 6(G_{xy} + G_{yz})].$$

Упругие характеристики КМ с хаотичной укладкой волокон в одной плоскости оцениваются соотношениями [157]

$$E = (\mu_1^2 - \mu_2^2)/\mu_1; \quad \mu = \mu_2/\mu_1, \quad \text{где } \mu_1 = \frac{3}{8} E_x + G_{xy}/2 + (3 + 2\mu_{xy} + 3\mu_{xy}^2) \times \\ \times G_{yz} K_{yz} / [2(G_{yz} + K_{yz})]; \quad \mu_2 = \frac{1}{8} E_x - G_{xy}/2 + (1 + 6\mu_{xy} + \mu_{xy}^2) \times \\ \times G_{yz} K_{yz} / [2(G_{yz} + K_{yz})].$$

Здесь E_x, μ_{xy}, G_{xy} и G_{yz} рассчитываются по формулам, приведенным в п. 1.5.1; $K_{yz} = K_m + G_m/3 + V_f/[1/(K_f - K_m) + (G_f - G_m)/3] + (1 - V_f)/(K_m + 4G_m/3)$.

1.5.5. Композиционные порошковые материалы с матричной структурой

Верхняя граница модулей объемного сжатия (K_V) и сдвига (G_V) порошковых КМ, содержащих изотропные частицы сферической формы в изотропной матрице, в соответствии с оценкой Фойхта, которая предполагает одинаковую деформацию компонентов в КМ, рассчитывается по формулам [74, 77, 273]

$$K_V = K_f V_f + K_m V_m; \quad G_V = G_f V_f + G_m V_m. \quad (1.41)$$

Оценка по Рейссу, в соответствии с которой предполагается равенство напряжений в матрице и частицах, дает нижнюю границу модулей K_R и G_R :

$$1/K_R = V_f/K_f + V_m/K_m; \quad 1/G_R = V_f/G_f + V_m/G_m. \quad (1.42)$$

В соответствии с моделью, представляющей собой сферу из материала частицы, окруженную жестко связанной с ней сферической оболочкой из матричного материала, эффективный модуль объемного сжатия расчи-

тывается по формуле [273]

$$K = K_R (4G_f K_f + 3K_f K_m) / (4G_f K_R + 3K_f K_m).$$

При одинаковых модулях сдвига матрицы и частиц, т. е. при $G_f = G_m = G$, выражения для расчета упругих характеристик следующие:

$$K = K_R (3K_f K_m + 4G K_V) / (3K_f K_m + 4G K_R);$$

$$\mu = (\mu_m V_m + \mu_f V_f - \mu_m \mu_f) / (1 - V_m \mu_f - V_f \mu_m);$$

$$E = [(E_m V_m + E_f V_f - E_m E_f) / (4G)] / [1 - (V_m E_f + V_f E_m) / (4G)],$$

где K_V и K_R определяются по первой формуле (1.41) и из уравнения (1.42).

Модули объемного сжатия и сдвига порошковых КМ с матричной структурой для модели, состоящей из шара, выполненного из материала частицы и помещенного в сферическую оболочку из матричного материала, которая в свою очередь окружена неограниченной средой, имеющей свойства КМ, рассчитываются по выражениям [273]

$$K = [K_m V_m / (3K_m + 4G_m) + K_f V_f / (3K_f + 4G_m)] / [V_m / (3K_m + 4G_m) + V_f / (3K_f + 4G_m)];$$

$$G = G_f (\alpha_a G_f V_f + V_m) / (\alpha_a G_m V_m + V_f),$$

где $\alpha_a = 15(1 - \mu_m) / [(7 - 5\mu_m) G_m + (8 - 10\mu_m) G_m]$. Модули объемного сжатия и сдвига порошковых КМ с матричной структурой для модели, состоящей из шаровой частицы, помещенной в однородную среду, которая наделена свойствами КМ [273], рассчитываются из выражений

$$3/(3K + 4G) = 3V_m / (3K_m + 4G) + 3V_f / (3K_f + 4G);$$

$$3V_m K_m / (3K_m + 4G) + 3V_f K_f / (3K_f + 4G) + 5[V_m G_f / (G - G_f) + V_f G_m / (G - G_m)] + 2 = 0.$$

При небольших концентрациях дисперсных включений ($V_f < 0,3$) для расчета модуля сдвига используется соотношение Эшелби [362]:

$$G = G_m + 5(G_f - G_m) V_f G / (3G + 2G_f).$$

1.5.6. Композиционные материалы с каркасной структурой

Каркасную структуру имеют КМ (псевдославы), получаемые пропиткой пористого спеченного каркаса более легкоплавким материалом. Для таких КМ, являющихся изотропными, модуль Юнга E находится между верхней и нижней границами, задаваемыми соотношениями [323]

$$(1 - C_V)^2 + (E_f/E_m) C_V^2 + \frac{2(E_f/E_m) C_V (1 - C_V)}{C_V + (E_f/E_m)(1 - C_V)} \leq E/E_m \leq \left[\frac{1 - C_V}{1 - C_V^2 + (E_f/E_m) C_V^2} + \frac{C_V}{(1 - C_V)^2 + (E_f/E_m)(2 - C_V) C_V} \right]^{-1}.$$

а коэффициент Пуассона μ — между границами

$$(1 - C_V)^2 + (\mu_f/\mu_m) C_V^2 + \frac{2[1 - C_V + (\mu_f/\mu_m) C_V](E_f/E_m)(1 - C_V) C_V}{[1 - C_V + (E_f/E_m) C_V][C_V + (E_f/E_m)(1 - C_V)]} \leq \mu/\mu_m \leq \frac{\{1 - C_V^2 [1 - (\mu_f/\mu_m) C_V^2]\} [1 - C_V (1 - n_c)]}{[1 - C_V (1 - n_c)] [1 - C_V (1 - 1/n_c)]}.$$

$$\text{Здесь } m_c = [(1 - C_V)^2 + (\mu_f/\mu_m)(2 - C_V) C_V] / [1 - C_V^2 + (\mu_f/\mu_m) C_V^2];$$

$$n_c = [(1 - C_V)^2 + (E_f/E_m)(2 - C_V) C_V] / [1 - C_V^2 + (E_f/E_m) C_V^2].$$

Геометрический параметр C_V связан с объемной долей V_m компонента, обозначенного индексом m , уравнением $V_m = C_V^2 (3 - 2C_V)$. В КМ с каркасной структурой нет матрицы и волокон, оба компонента образуют два взаимопроникающих геометрически равноправных каркаса, поэтому индексы f и m проставлены условно. Приведенные выше соотношения остаются справедливыми независимо от присвоения индексов f и m различным каркасам. Модули сдвига G и объемного сжатия K материалов с каркасной структурой рассчитываются по известным значениям E и μ из соотношений, приведенных в рубрике 1.3.2.

1.6. РАСЧЕТ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО СВОЙСТВАМ КОМПОНЕНТОВ

1.6.1. Температурные коэффициенты линейного расширения

К. т. р. α_{ij} являются производными относительной температурной деформации материала ϵ_{ij} в ненагруженном состоянии по температуре T : $\alpha_{ij} = d\epsilon_{ij}/dT$. К. т. р. анизотропных материалов образуют тензор второго ранга

$$\begin{Bmatrix} \alpha_{11} & \alpha_{12} & \alpha_{13} \\ \alpha_{21} & \alpha_{22} & \alpha_{23} \\ \alpha_{31} & \alpha_{32} & \alpha_{33} \end{Bmatrix}.$$

Для ортотропных материалов этот тензор приводится к главным осям, вдоль которых термическое расширение определяется тремя главными к. т. р. $\alpha_x, \alpha_y, \alpha_z$:

$$\begin{Bmatrix} \alpha_x & 0 & 0 \\ 0 & \alpha_y & 0 \\ 0 & 0 & \alpha_z \end{Bmatrix}.$$

Значения к.т.р. в произвольном направлении рассчитываются по известным главным к.т.р. по формулам, аналогичным приведенным в рубрике 1.3.10 для преобразования упругих постоянных ортотропных КМ.

К. т. р. α_x однонаправленных КМ вдоль оси волокон (продольный к. т. р.). Продольный к. т. р. двухкомпонентных КМ, матрица и волокна которых деформируются упруго и имеют одинаковые коэффициенты Пуассона, рассчитывается по формуле

$$\alpha_x = [\alpha_m E_m (1 - V_f) + \alpha_f E_f V_f] / [E_m (1 - V_f) + E_f V_f]. \quad (1.43)$$

Для двухкомпонентных КМ со сплошными волокнами, имеющими коэффициент Пуассона, отличающийся от коэффициента Пуассона матрицы [145], продольный к. т. р. рассчитывается по формуле

$$\alpha_x = [\alpha_m - (\alpha_m - \alpha_f)] \{ [1 - (\mu_m) E_f V_f - (1 - \mu_f) (E_x - V_m E_m)] / [(\mu_m - \mu_f) E_x] \}, \quad (1.44)$$

где E_x определяется по формуле (1.9).

Продольный к. т. р. полиармированных КМ, содержащих n сортов сплошных волокон, определяется выражением

$$\alpha_x = \alpha_m - \sum_{i=1}^n V_i (\alpha_m - \alpha_i) E_i/E_x,$$

полиармированных КМ, содержащих n сортов полых волокон, — выражением

$$\alpha_x = \alpha_m - \sum_{i=1}^n V_i (1 - q_i^2) (\alpha_m - \alpha_i) E_i/E_x.$$

Значение E_x определяется по формулам (1.13) и (1.14) соответственно.

Приведенные формулы достаточно хорошо согласуются с экспериментальными результатами, полученными на армированных пластиках, однако для армированных металлов такое согласование обычно не наблюдается, особенно при высоких температурах. Связано это с тем, что для армированных полимерных КМ влияние пластических деформаций компонентов на величину α_x пренебрежимо мало. Для армированных металлов это влияние существенно и учитывается с помощью графоаналитического метода, использующего деформационные кривые компонентов [120].

К. т. р. α_y однонаправленных КМ перпендикулярно оси волокон (поперечный к. т. р.). Для упругих двухкомпонентных КМ со сплошными волокнами поперечный к. т. р. рассчитывается по формуле О. Ф. Шленского [351]

$$\alpha_y = [\alpha_f + 2\alpha_{ms} - 2\mu_f (\alpha_m - \alpha_f)/(1 + E_f V_f/E_m V_m) + 2\mu_s (\alpha_m - \alpha_f)/(1 + E_m V_m/E_f V_f)]/(1 + 2s),$$

где $s = 2(t_f/d - 1)$ (здесь t_f — шаг укладки волокон в направлении оси y), или по выражению [145]

$$\alpha_y = \alpha_z = \alpha_m + (\alpha_m - \alpha_x) \mu_{xy} - (\alpha_m - \alpha_f) (1 + \mu_f) [(\mu_m - \mu_{xy})/(\mu_m - \mu_f)],$$

где α_x и μ_{xy} вычисляются по формулам [1.44] и [1.21], для полиармированных КМ, содержащих n сортов сплошных волокон [145],

$$\alpha_y = \alpha_m + \frac{(\chi_m + 1) \sum_{i=1}^n V_i (1 - \mu_i) (\alpha_m - \alpha_i)/(2 + \chi_i G_m/G_i)}{V_m + \sum_{i=1}^n V_i (\chi_m + 1)/(2 + \chi_i G_m/G_i)} + (\alpha_m - \alpha_x) \mu_{xy}$$

где E_x и μ_{xy} рассчитываются по формулам (1.13) и (1.24), для полиармированных КМ, содержащих n сортов полых волокон,

$$\alpha_y = \alpha_m + (\alpha_m + \alpha_x) \mu_{xy} -$$

$$\frac{(\chi_m + 1) \sum_{i=1}^n (1 - q_i^2) (1 + \mu_i) (\alpha_m - \alpha_i)/[2(1 - q_i^2) + (\chi_i - 1 + 2q_i^2) G_m/G_i]}{V_m + \sum_{i=1}^n V_i (1 - q_i^2) (\chi_m + 1)/[2(1 - q_i^2) + (\chi_i - 1 + 2q_i^2) G_m/G_i]}$$

где E_x и μ_{xy} рассчитываются по формулам (1.14) и (1.25).

К. т. р. порошкового КМ, представленного в виде совокупности сферических включений (обозначенных индексом f), каждое из которых окружено шаровым слоем матричного материала (обозначенного индексом m), рассчитывается по формуле [245]

$$\alpha = \bar{\alpha} - V_m V_f (\alpha_m - \alpha_f) (K_f - K_m) / \{ \bar{K} + K_f (1 + \mu_m) / [2(1 - 2\mu_m)] \},$$

которая при $\mu_m = \mu_f \approx 0,3$ приобретает вид

$$\alpha = \bar{\alpha} - V_m V_f (\alpha_m - \alpha_f) (E_f - E_m) / (E_m V_m + E_f V_f - 1,6 E_f),$$

где $\bar{\alpha} = \alpha_f V_f + \alpha_m V_m$; $\bar{K} = K_f V_f + K_m V_m$.

Для КМ со структурой двухфазной статистической смеси к. т. р. определяется по формуле Кинджери [245]

$$\alpha = (\alpha_m K_m V_m + \alpha_f K_f V_f) / (K_m V_m + K_f V_f),$$

которая при $\mu_f = \mu_m$ приводится к формуле (1.43). Все представленные зависимости используются только при упругом поведении компонентов КМ.

1.6.2. Коэффициенты теплопроводности

Коэффициенты теплопроводности λ_{ij} анизотропных КМ в общем случае образуют тензор второго ранга

$$\begin{Bmatrix} \lambda_{11} & \lambda_{12} & \lambda_{13} \\ \lambda_{21} & \lambda_{22} & \lambda_{23} \\ \lambda_{31} & \lambda_{32} & \lambda_{33} \end{Bmatrix}.$$

Для ортотропных КМ тензор коэффициентов теплопроводности приводится к главным осям

$$\begin{Bmatrix} \lambda_x & 0 & 0 \\ 0 & \lambda_y & 0 \\ 0 & 0 & \lambda_z \end{Bmatrix}.$$

Коэффициенты теплопроводности в любом направлении рассчитываются по формулам преобразования компонентов тензора второго ранга (см. рубрику 1.3.10).

Компоненты теплового потока в направлении главных осей симметрии рассчитываются по выражениям $Q_x = -\lambda_x \frac{dT}{dx}$; $Q_y = -\lambda_y \frac{dT}{dy}$; $Q_z = -\lambda_z \frac{dT}{dz}$, где $\frac{dT}{dx}$, $\frac{dT}{dy}$, $\frac{dT}{dz}$ — градиенты температур в соответствующих направлениях.

Усредненное распределение температур в структуре КМ (перераспределение во времени температуры внутри отдельных ячеек КМ считается пренебрежимо малым) описывается уравнением теплопроводности

$$\frac{dT}{dt} = (\lambda_x/c\gamma) \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + (\lambda_y/c\gamma) \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + (\lambda_z/c\gamma) \frac{\partial^2 T}{\partial z^2},$$

где c — удельная теплоемкость КМ, γ — плотность КМ, определяемые по формулам

$$c = c_f V_f + c_m V_m; \quad \gamma = \gamma_f V_f + \gamma_m V_m.$$

Коэффициенты теплопроводности λ_x однонаправленных КМ вдоль оси волокон [145]. Для двухкомпонентных КМ, армированных сплошными волокнами, коэффициент теплопроводности вдоль оси волокон определяется по формуле

$$\lambda_x = \lambda_f V_f + \lambda_m V_m = \lambda_f V_f + \lambda_m (1 - V_f), \quad (1.45)$$

для двухкомпонентных КМ, армированных полыми волокнами, — по формуле

$$\lambda_x = \lambda_f V_f (1 - q^2) + \lambda_m V_m, \quad (1.46)$$

для полиармированных КМ, имеющих в своем составе n сортов сплошных волокон, — по формуле

$$\lambda_x = \lambda_m V_m + \sum_{i=1}^n \lambda_i V_i, \quad (1.47)$$

для полиармированных КМ, имеющих в своем составе n сортов полых волокон, — по формуле

$$\lambda_x = \lambda_m V_m + \sum_{i=1}^n \lambda_i V_i (1 - q_i^2). \quad (1.48)$$

Коэффициенты теплопроводности λ_y однонаправленных КМ перпендикулярно оси волокон. Для двухкомпонентных КМ со сплошными волокнами [145] коэффициент теплопроводности перпендикулярно оси волокон определяется по формуле

$$\lambda_y = \lambda_z \approx \lambda_m (1 + V_f + V_m \lambda_m / \lambda_f) / [V_m + (1 + V_f) \lambda_m / \lambda_f], \quad (1.49)$$

для двухкомпонентных КМ с полыми волокнами — по формуле

$$\lambda_y = \lambda_z \approx [V_m (1 - q^2) + (1 + V_f) (1 + q^2) \lambda_m / \lambda_f] / [(1 + V_f) (1 - q^2) + V_m (1 + q^2) \lambda_m / \lambda_f], \quad (1.50)$$

для полиармированных КМ с n сортами сплошных волокон — по формуле

$$\lambda_y = \lambda_z \approx \lambda_m \frac{V_m + 2 \sum_{i=1}^n V_i (1 + \lambda_m / \lambda_i)}{1 - \sum_{i=1}^n V_i (1 - \lambda_m / \lambda_i) / (1 + \lambda_m / \lambda_i)}, \quad (1.51)$$

для полиармированных КМ с n сортами полых волокон — по формуле

$$\lambda_y = \lambda_z \approx \lambda_m \frac{V_m + 2 \sum_{i=1}^n V_i (1 - q_i^2) / [1 - q_i^2 + (1 + q_i^2) \lambda_m / \lambda_i]}{1 + \sum_{i=1}^n V_i [1 - q_i^2 - (1 + q_i^2) \lambda_m / \lambda_i] / [1 - q_i^2 + (1 + q_i^2) \lambda_m / \lambda_i]}, \quad (1.52)$$

для полимерных КМ, армированных сплошными волокнами одного сорта, — по приближенной формуле [351]

$$\lambda_y = \lambda_m \{1 + 2,54 V_f / [1 - 1,27 V_f + 2,5 / (\lambda_f / \lambda_m - 1)]\}. \quad (1.53)$$

Коэффициенты теплопроводности ортогонально-армированных КМ. Для КМ, у которых на одно волокно, расположенное вдоль оси y , приходится k_B волокон, расположенных вдоль оси x , коэффициент теплопроводности $\lambda_x^{\text{орт}}$ в направлении x определяется формулой [351]

$$\lambda_x^{\text{орт}} = \lambda_x k_B / (k_B + 1) + \lambda_y / (k_B + 1) = [1 / (k_B + 1)] (\lambda_x k_B + \lambda_y), \quad (1.54)$$

в направлении y — формулой

$$\lambda_y^{\text{орт}} = \lambda_x / (k_B + 1) + \lambda_y k_B / (k_B + 1) = [1 / (k_B + 1)] (\lambda_x + \lambda_y k_B). \quad (1.55)$$

При одинаковом количестве волокон в направлениях x и y $\lambda_x^{\text{орт}} = \lambda_y^{\text{орт}} = (\lambda_x + \lambda_y) / 2$, где λ_x и λ_y определяются из формул (1.45) и (1.53).

Коэффициенты теплопроводности хаотично армированных и порошковых КМ. Коэффициент теплопроводности КМ с включениями сферической и цилиндрической форм рассчитывается по формуле [114, 351]

$$\lambda = \lambda_m \frac{1 - [1 - (\lambda_f / \lambda_m) k_\Phi] V_f}{1 + (k_\Phi - 1) V_f}, \quad (1.56)$$

где k_Φ — коэффициент, учитывающий влияние формы включений на коэффициент теплопроводности КМ, который для включений цилиндрической формы (случай хаотично армированных КМ) определяется соотношением

$$k_\Phi = (5\lambda_m + \lambda_f) / (3\lambda_m + \lambda_f),$$

а для включений сферической формы (случай порошковых КМ) —

$$k_\Phi = 3\lambda_m / (2\lambda_m + \lambda_f).$$

Коэффициенты теплопроводности порошковых КМ с матричной структурой, содержащих небольшие объемные доли включений (до 0,3), рассчитываются по формуле Оделевского [205]

$$\lambda = \lambda_m \left(1 - \frac{V_f}{1 / [1 - (\lambda_f / \lambda_m)] - (1 - V_f) / 3} \right). \quad (1.57)$$

В широком интервале концентраций упрочняющих включений теплопроводность порошковых КМ лежит между границами, задаваемыми соотношениями [89]

$$\frac{1 - [1 - (\lambda_m / \lambda_f)] V_f^{2/3} (1 - V_f^{2/3})}{1 - V_f^{2/3} [1 - (\lambda_m / \lambda_f)]} \leq \lambda / \lambda_m \leq \frac{\lambda_m / \lambda_f + [1 - (\lambda_m / \lambda_f)] V_f^{2/3}}{\lambda_m / \lambda_f + [1 - (\lambda_m / \lambda_f)] V_f^{2/3} (1 - V_f^{2/3})}. \quad (1.58)$$

Для максимального приближения к истинным значениям теплопроводности необходимо использовать среднее арифметическое значение результатов расчетов по формуле (1.58). При упрощенных оценках предпочтение следует отдавать значениям, полученным по формуле, стоящей в левой части соотношения (1.58).

Коэффициент теплопроводности КМ с каркасной структурой. Величина λ псевдосплавов с каркасной структурой рассчитывается по формуле [88, 89]

$$\lambda = \lambda_m \{ (1 - C_V)^2 + (\lambda_f / \lambda_m) C_V^2 + [1 + 2 (\lambda_f / \lambda_m) C_V (1 - C_V) + C_V]^{-1} \}, \quad (1.59)$$

где параметр C_V связан с объемной долей компонента, обозначенного индексом m , соотношением $V_m = C_V^2 (3 - 2C_V)$.

1.6.3. Удельная электропроводность

Формулы для оценки удельной электропроводности Ω КМ аналогичны формулам для оценки коэффициентов теплопроводности, поскольку при расчетах обоих этих показателей используются одинаковые модели. Для вычисления удельной электропроводности КМ в уравнениях (1.45) — (1.59) следует везде вместо λ записать Ω . Например, выражение (1.58) применительно к удельной электропроводности КМ принимает вид

$$\frac{1 - (1 - \Omega_m/\Omega_f) V_f^{1/3} (1 - V_f^{2/3})}{1 - V_f^{1/3} (1 - \Omega_m/\Omega_f)} \leq \Omega/\Omega_m \leq$$

$$\leq \frac{\Omega_m/\Omega_f + (1 - \Omega_m/\Omega_f) V_f^{2/3}}{\Omega_m/\Omega_f + (1 - \Omega_m/\Omega_f) V_f^{1/3} (1 - V_f^{2/3})}.$$

1.6.4. Диэлектрическая и магнитная проницаемости [145]

Диэлектрическая ξ и магнитная ν проницаемости характеризуют электромагнитные свойства материалов. Вектор магнитной индукции \mathbf{B} связан с вектором напряженности магнитного поля \mathbf{H} соотношением $\mathbf{B} = \nu \mathbf{H}$, а связь между вектором электрической индукции \mathbf{D}_z и вектором напряженности электрического поля \mathbf{E}_z устанавливается зависимостью $\mathbf{D}_z = \xi \mathbf{E}_z$.

Проницаемости анизотропных КМ образуют тензоры второго ранга. Для ортотропных и трансотропных КМ эти тензоры приводятся к главным осям, в направлении которых они характеризуются тремя главными проницаемостями ξ_x, ξ_y, ξ_z и ν_x, ν_y, ν_z . Диэлектрическая ξ_x и магнитная ν_x проницаемости полиармированных однонаправленных КМ вдоль оси волокна определяются соответственно по уравнению аддитивности:

$$\xi_x = \xi_m V_m + \sum_{i=1}^n \xi_i V_i; \quad \nu_x = \nu_m V_m + \sum_{i=1}^n \nu_i V_i.$$

Для двухкомпонентных однонаправленных КМ в направлении, перпендикулярном оси волокон, диэлектрическая ξ_y и магнитная ν_y проницаемости оцениваются по формулам

$$\xi_y = \xi_m (1 + V_f + V_m \xi_m/\xi_f) / [V_m + (1 + V_f) \xi_m/\xi_f];$$

$$\nu_y = \nu_m (1 + V_f + V_m \nu_m/\nu_f) / [V_m + (1 + V_f) \nu_m/\nu_f];$$

$$\xi_y = \xi_z \quad \text{и} \quad \nu_y = \nu_z.$$

Для КМ, армированных полыми или составными волокнами (составные волокна имеют цилиндрическую полость, заполненную другим материалом), проницаемости ξ_y и ν_y определяются приближенными выражениями

$$\xi_y = \xi_z \approx$$

$$\frac{1 + V_f + V_m \xi_m/\xi_f - (1 - \xi_m/\xi_f) [(1 + \xi_3/\xi_f)/(1 - \xi_3/\xi_f)] V_m q^2 - 2V_f q^2 (1 - \xi_3/\xi_f)/(1 + \xi_3/\xi_f)}{V_m + (1 + V_f) \xi_m/\xi_f - (1 - \xi_m/\xi_f) [(1 + \xi_3/\xi_f)/(1 - \xi_3/\xi_f)] V_m q^2 + 2V_f q^2 [(1 - \xi_3/\xi_f)/(1 + \xi_3/\xi_f)] (\xi_m/\xi_f)};$$

$$\nu_y = \nu_z \approx$$

$$\frac{1 + V_f + V_m \nu_m/\nu_f - (1 - \nu_m/\nu_f) [(1 + \nu_3/\nu_f)/(1 - \nu_3/\nu_f)] V_m q^2 - 2V_f q^2 (1 - \nu_3/\nu_f)/(1 + \nu_3/\nu_f)}{V_m + (1 + V_f) \nu_m/\nu_f - (1 - \nu_m/\nu_f) [(1 + \nu_3/\nu_f)/(1 - \nu_3/\nu_f)] V_m q^2 - 2V_f q^2 [(1 - \nu_3/\nu_f)/(1 + \nu_3/\nu_f)] (\nu_m/\nu_f)};$$

в которых индекс z относится к материалу, заполняющему полость волокна, а индекс f — к материалу оболочки волокна.

Диэлектрические ξ_y и магнитные ν_y проницаемости полиармированных КМ, содержащих n сортов волокон, оцениваются следующими соотношениями:

$$\xi_y = \xi_x \approx \xi_m \frac{V_m + 2 \sum_{i=1}^n V_i / (1 + \xi_m/\xi_i)}{1 - \sum_{i=1}^n [(1 - \xi_m/\xi_i)/(1 + \xi_m/\xi_i)] V_i};$$

$$\nu_y = \nu_x = \nu_m \frac{V_m + 2 \sum_{i=1}^n V_i / (1 + \nu_m/\nu_i)}{1 - \sum_{i=1}^n [(1 - \nu_m/\nu_i)/(1 + \nu_m/\nu_i)] V_i}.$$

Проницаемости однонаправленного КМ на площадках, наклоненных к оси волокон, определяются по формулам преобразования компонентов тензора второго ранга при повороте осей координат (см. рубрику 1.3.10). Например, при повороте системы координат на угол α' вокруг оси z

$$\xi_x^1 = \xi_x \cos^2 \alpha' + \xi_y \sin^2 \alpha'; \quad \xi_y^1 = \xi_y \cos^2 \alpha' + \xi_x \sin^2 \alpha'.$$

1.6.5. Термоэлектродвижущая сила [286]

ТермоЭДС КМ, армированных волокнами, в направлении, параллельном волокнам, определяется выражением

$$\mathcal{E}_x = ((1/\rho) [X_a/(X_a - V_f)] (\mathcal{E}_m - \mathcal{E}_f)) / ((1/\rho) [1/(X_a - V_f) + (1 - X_a)/V_f] + (1/\rho) (X_a/V_f)) + \mathcal{E}_m,$$

а в направлении, перпендикулярном волокнам, —

$$\mathcal{E}_y = \mathcal{E}_m + ((1/\rho) [\mathcal{E}_m (1 - V_f/X_a) + \mathcal{E}_f V_f/X_a - \mathcal{E}_m]) / (1/\rho_m + [(1 - X_a)/X_a] (1 - V_f/X_a) \cdot 1/\rho - (1/\rho) (1 - X_a) V_f/X_a^2),$$

где $\mathcal{E}_m, \mathcal{E}_f$ — термоЭДС матрицы и волокон; $X_a = \sum_i (l_0 - \delta_i)/l_0$ — степень непрерывности волокон (для КМ с непрерывными волокнами $X_a = 1$); l_0 — длина образца; δ — расстояние между соседними волокнами (суммирование ведется вдоль осевой линии волокон).

1.7. РАСЧЕТ ПРОЧНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО СВОЙСТВАМ КОМПОНЕНТОВ

1.7.1. Продольное растяжение однонаправленных композиционных материалов с непрерывными волокнами

Уравнение аддитивности для двухкомпонентных КМ, армированных непрерывными волокнами. Расчет прочности по уравнению аддитивности применяется для оценки прочностных характеристик КМ при растяжении (во многих случаях расчет оправдывает себя, хотя он не всегда физически обоснован). Математическая запись уравнения аддитивности для прочности двухкомпонентных КМ, состоящих из матрицы и волокон, следующая: $\sigma_{\text{вк}}^{\text{D}} = \sigma_{\text{вф}} V_f + \sigma'_m (1 - V_f)$. Это выражение называют также правилом смесей. При его выводе используются предположения об отсутствии разброса прочности матрицы и волокон и о совместном их деформировании [149, 191, 250]. На практике такие допущения, как правило, не выполняются. Отклонения реального КМ от идеализированной модели учитываются с помощью корректировочных коэффициентов, определяемых экспериментально. В данном случае математическая запись правила смесей принимает вид $\sigma_{\text{вк}}^{\text{D}} = \sigma_{\text{вф}} V_f k_f + \sigma'_m (1 - V_f) k_m$, где k_f — коэффициент условий работы волокон в КМ, k_m — коэффициент условий работы матрицы в КМ.

Коэффициент k_f представляется в виде произведения ряда коэффициентов, каждый из которых учитывает определенную особенность КМ. Например, разориентация волокон учитывается коэффициентом k_1 , разброс прочности волокон — коэффициентом k_2 и т. д. Коэффициент k_m учитывает пористость матрицы, влияние внутренних напряжений, возможность того, что фактические напряжения в матрице в момент разрушения КМ могут быть выше, чем напряжения, взятые непосредственно из диаграммы растяжения матрицы. Для реальных КМ k_f и k_m могут принимать значения от 0,1 до 1.

Уравнение аддитивности учитывает все виды взаимодействия матрицы и волокон интегрально, не учитывая механизм разрушения КМ. Однако благодаря простоте и удобству его используют при оценочных расчетах.

Минимальная и критическая концентрации непрерывных волокон в КМ. Понятие минимальной концентрации (доли) волокон V_{min} вводится применительно к КМ, у которых матрица более пластична, чем волокна. При значениях $V_f < V_{\text{min}}$ разрушение волокон не приводит к немедленному разрушению всего КМ, поскольку оставшееся неразрушенным сечение матрицы способно нести более высокую нагрузку, чем суммарное сечение разрушенных волокон. Растущая нагрузка приводит к разрушению волокон на более мелкие части. Это явление называется множественным разрушением [159]. Если $V_f > V_{\text{min}}$, то при внешней нагрузке, соответствующей прочности волокон, происходит их разрушение; напряжение, действовавшее на волокна, перераспределяется на матрицу, прочность которой недостаточна для того, чтобы выдержать это напряжение, — и поэтому происходит катастрофическое разрушение всего КМ. Такой вид разрушения называется единичным (все волокна и матрица разрушаются в одном сечении). Значение минимальной концентрации волокон определяется из условия $\sigma_{\text{вф}} V_{\text{min}} + \sigma'_m (1 - V_{\text{min}}) = \sigma_{\text{вм}} (1 - V_{\text{min}})$ и равна

$$V_{\text{min}} = (\sigma_{\text{вм}} - \sigma'_m) / (\sigma_{\text{вф}} + \sigma_{\text{вм}} - \sigma'_m). \quad (1.60)$$

Критической объемной долей волокон $V_{\text{кр}}$ называется такая объемная доля, при которой прочность КМ равна прочности неармированной матри.

цы. Величина $V_{\text{кр}}$ рассчитывается из условия $\sigma_{\text{вф}} V_{\text{кр}} + \sigma'_m (1 - V_{\text{кр}}) = \sigma_{\text{вм}}$ и равна

$$V_{\text{кр}} = (\sigma_{\text{вм}} - \sigma'_m) / (\sigma_{\text{вф}} - \sigma'_m). \quad (1.61)$$

График зависимости прочности от концентрации волокон для КМ, у которых матрица более пластична, чем волокна, имеет два участка — падающий и восходящий (рис. 1.11, а).

Если волокна обладают большим запасом пластичности, чем матрица, то переход от единичного разрушения к множественному (рис. 11, б) прс-

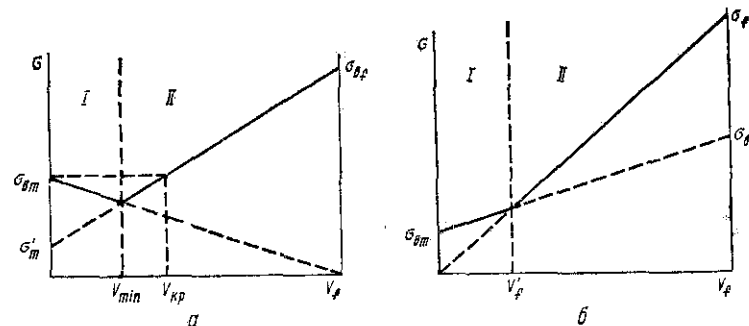


Рис. 1.11. Зависимость прочности КМ от объемной доли волокон:

а — КМ с пластичной матрицей и хрупкими волокнами (I — множественное разрушение, II — единичное разрушение); б — КМ с хрупкой матрицей и пластичными волокнами (I — единичное разрушение, II — множественное разрушение) [159].

исходит при концентрации волокон V'_f , определяемой из условия $\sigma_{\text{вф}} V'_f = \sigma_{\text{вм}} (1 - V'_f) + \sigma'_m V'_f$ по формуле $V'_f = \sigma_{\text{вм}} / (\sigma_{\text{вф}} + \sigma_{\text{вм}} - \sigma'_m)$, где σ'_f — напряжение в волокнах при деформации разрушения матрицы. КМ с пластичной матрицей разрушаются по механизму единичного разрушения при высоких концентрациях волокон, а с хрупкой матрицей — при малых концентрациях волокон.

Механизм разрушения волокон определяет вид диаграммы растяжения КМ. Пилообразный вид диаграммы растяжения КМ, в котором матрица пластична, а волокна хрупкие (рис. 1.12), связан с разрывами волокон в различных сечениях. Когда волокно разрывается, нагрузка, которая им воспринималась, передается матрице, а на диаграмме растяжения появляется зуб, пропорциональный величине этой нагрузки. При дальнейшем деформировании в матрице происходит локальный наклеп и напряжение возрастает настолько, что она становится способной нагрузить новые отрезки до их разрушения в другом сечении.

Удельная прочность КМ. Удельной прочностью материала называется отношение его предела прочности $\sigma_{\text{уд}}$ к плотности γ : $\sigma_{\text{уд}} = \sigma_{\text{в}} / \gamma$. Удельная прочность измеряется в джоулях, деленных на килограмм. Аналогично определяются удельные модули упругости.

При $V_f > V_{\text{min}}$ удельная продольная прочность однонаправленного КМ при растяжении [108; 123] определяется выражением

$$\sigma_{\text{уд}} = [\sigma'_m + (\sigma_{\text{вф}} - \sigma'_m) V_f] / [\gamma_m + (\gamma_f - \gamma_m) V_f],$$

а при $V_f < V_{\min}$ — выражением $\sigma_{уд} = \sigma_{вм}(1 - V_f)/(\gamma_m + (\gamma_f - \gamma_m)V_f)$. Значение V_{\min} не зависит от плотности матрицы и волокон и определяется выражением (1.60).

Величина $V_{кр.уд}$, соответствующая такому составу однонаправленного КМ, при котором его удельная прочность при растяжении равна удельной прочности неармированной матрицы, в отличие от V_{\min} , зависит не только от прочностных характеристик компонентов, но и от их плотности. Она определяется соотношением

$$V_{кр.уд} = [1 + (\sigma_{вф} - \sigma_{вм}\gamma_f/\gamma_m)/(\sigma_{вм} - \sigma'_m)]^{-1}. \quad (1.62)$$

При $\gamma_f \neq \gamma_m$ $V_{кр.уд}$ растет с увеличением отношения плотности волокон к плотности матрицы; при $\gamma_f/\gamma_m = 1$ $V_{кр.уд} = V_{кр}$, определяемому по формуле (1.61). При одинаковых удельных прочностях матрицы и волокон $V_{кр.уд} = 1$, т. е. при любых значениях V_f удельная прочность КМ не превышает удельной прочности матрицы. При $\gamma_m > \gamma_f$ зависимость (1.62) теряет физический смысл.

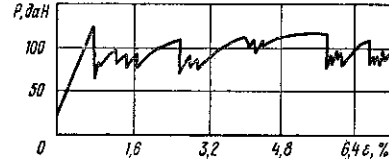


Рис. 1.12. Диаграммы растяжения однонаправленных КМ медь—вольфрамовая проволока при $V_f < V_{\min}$ ($V_f = 10\%$).

волокнами; полимеры, армированные УВ и СВ), следует учитывать, что предельные деформации волокон различны (например, предельная деформация СВ составляет 1—2%, борных — 0,5—0,7%, УВ — 0,2—0,5% [279]), поэтому они разрушаются не одновременно.

Механизм разрушения трехкомпонентных КМ изменяется при критическом значении $c''_{кр}$, которое вычисляется по формуле [279]

$$c''_{кр} = e'_f E'_f / (e'_f E'_f V_m + e'_f E'_f - e'_f E''_f),$$

где e'_f , V'_f и E'_f — предельная деформация, объемная доля и модуль упругости более хрупких волокон; e''_f , V''_f , E''_f — те же характеристики более пластичных волокон. При $c'' < c''_{кр}$, где c'' — доля пластичных волокон в общем объеме волокон, определяемая по формуле

$$c'' = V''_f / (V'_f + V''_f),$$

прочность трехкомпонентного КМ рассчитывается по формуле

$$\begin{aligned} \sigma_{вх}^p &= e'_f (V'_f E'_f + V''_f E''_f + V_m E_m) = \\ &= e'_f [(1 - V_f) E_m + c E''_f V_f + (1 - c'') V_f E'_f], \end{aligned}$$

а при $c'' > c''_{кр}$ — по формуле

$$\sigma_{вх}^p = e''_f [E_m (1 - c'' V_f) + E'_f c'' V_f],$$

где V_f — общая объемная доля всех волокон в КМ.

При низкой концентрации хрупких волокон основной вклад в деформацию всего КМ вносят пластичные волокна, а при высоких значениях c'' — хрупкие волокна.

1.7.2. Продольное растяжение однонаправленных композиционных материалов, армированных дискретными волокнами

Критическая длина волокон. При продольном нагружении КМ, армированных параллельно уложенными короткими волокнами длиной l , нагрузка передается волокнами за счет касательных напряжений на поверхностях раздела между волокнами и матрицей. В зависимости от длины возможны два случая поведения волокон в КМ. При $l < l_{кр}$ величина растягивающих напряжений недостаточна для того, чтобы вызвать разрушение волокон, поэтому они вытягиваются из матрицы и их прочность оказывается недоиспользованной. При $l > l_{кр}$ волокна разрушаются от растягивающих напряжений, при этом чем больше l , тем большую прочность имеет КМ в целом.

Критическая длина волокон $l_{кр}$ — минимальная длина, при которой происходит разрушение волокон в КМ, — оценивается по формуле [284] $l_{кр}/d = \sigma_{вф}/2\tau_{гф}$. С уменьшением прочности границы раздела между волокном и матрицей и повышением прочности волокон критическая длина увеличивается.

Продольная прочность КМ, армированных дискретными волокнами. Прочность $\sigma_{вх}^{дискр}$ КМ, упрочненных параллельными отрезками волокон, в направлении укладки волокон оценивается по уравнению аддитивности с учетом краевого эффекта (концентрации напряжений у концов волокон). При $l < l_{кр}$ разрушение КМ сопровождается вытягиванием волокон из матрицы и

$$\sigma_{вх}^{дискр} = (\tau_{гф} l/d) V_f + \sigma_{вм} (1 - V_f).$$

Прочность таких КМ возрастает с увеличением объемной доли волокон, отношения длины волокон к их диаметру и прочности границы раздела, оставаясь при этом меньше прочности КМ, армированных непрерывными волокнами. При $l > l_{кр}$

$$\sigma_{вх}^{дискр} = \sigma_{вф} [1 - (1 - k)(l_{кр}/l)] V_f + \sigma'_m (1 - V_f),$$

где $k < 1$ — коэффициент [284]. При среднем значении $k \approx 0,5$ оценочное соотношение между прочностью $\sigma_{вх}^{дискр}$ КМ, упрочненных дискретными волокнами, и прочностью $\sigma_{вх}$ КМ, армированных непрерывными волокнами [284], следующее:

$$\sigma_{вх}^{дискр}/\sigma_{вх} = 1 - 1/2 (l/l_{кр}) [1 + (\sigma'_m/\sigma_{вф}) (1/V_f - 1)].$$

При $l/l_{кр} > 10$ прочность КМ с дискретными волокнами может достигать более 90% прочности КМ с непрерывными волокнами. Критическая доля дискретных волокон в КМ определяется формулой [284]

$$V_{кр}^{дискр} = (\sigma_{вм} - \sigma'_m) / (\sigma_{вф} [1 - (1 - k) l/l_{кр}] - \sigma'_m).$$

Она всегда больше, чем критическая доля непрерывных волокон.

1.7.3. Продольное сжатие однонаправленных композиционных материалов

Прочность КМ, в котором предельная деформация матрицы при сжатии больше предельной деформации волокон, приближенно оценивается по формуле [347]

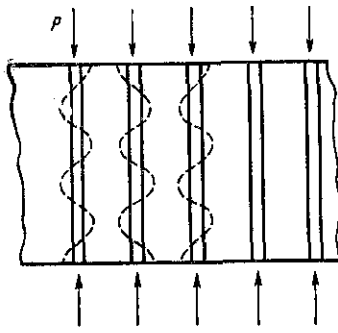
$$\sigma_{вх}^c = \sigma_{вф}^c (V_f + V_m E_m / E_f),$$

где $\sigma_{вф}^c$ — предел прочности волокон при сжатии.

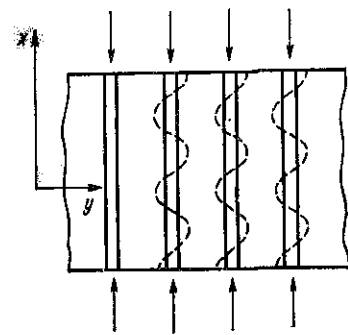
Если волокна пластичнее матрицы, то

$$\sigma_{\text{вх}}^c = \sigma_{\text{вм}}^c (V_m + V_f E_f / E_m),$$

где $\sigma_{\text{вм}}^c$ — предел прочности матрицы при сжатии. Эти формулы согласуются с данными, полученными при исследовании КМ Си — W, полиэфирная смола — сталь [159], однако в большинстве случаев рассчитанные по этим формулам величины существенно отличаются от экспериментальных результатов.



а



б

При продольном сжатии однонаправленных КМ возможны два вида разрушения, обусловленных потерей устойчивости волокон. Первый вид реализуется, когда смежные волокна выпучиваются в противоположных направлениях (рис. 1.13, а) симметрично относительно плоскости, проходящей посередине между соседними волокнами, второй — когда волокна, изгибаясь в одной фазе, образуют асимметричную картину (рис. 1.13, б) относительно этой плоскости. Разрушение в первом случае происходит по так называемой моде растяжения — за счет растяжения матрицы перпендикулярно оси волокон, во втором — по «моде сдвига» — матрица разрушается за счет деформации сдвига. В первом случае прочность КМ определяется по формуле [471]

$$\sigma_{\text{вх}}^c = 2V_f \sqrt{V_f E_m E_f / 3(1 - V_f)}, \quad (1.63)$$

а во втором — по формуле

$$\sigma_{\text{вх}}^c = G_m / (1 - V_f). \quad (1.64)$$

Рис. 1.13. Двухмерная модель сжатия однонаправленного КМ:

а — симметричное выпучивание волокон; б — асимметричное [471].

При малых объемных долях волокон разрушение происходит по «моде растяжения», а при больших — по «моде сдвига».

Критическая деформация $\epsilon_{\text{кр}}$, соответствующая разрушению КМ по «моде растяжения», определяется формулой

$$\epsilon_{\text{кр}} = 2 \sqrt{V_f / 3(1 - V_f)} (E_m / E_f)^{1/2},$$

соответствующая разрушению по «моде сдвига», — формулой

$$\epsilon_{\text{кр}} = \{1 / [V_f(1 - V_f)]\} G_m / E_f.$$

Теоретически рассчитанные значения прочности КМ при сжатии ближе к экспериментальным, если учитывается пластичность матрицы. Этот учет осуществляется путем замены модулей упругости текущими модулями, зависящими от деформации и уменьшающимися с ее увеличением.

Кроме концентрации волокон на характер разрушения КМ влияет отношение модуля упругости волокон E_f к модулю сдвига матрицы G_m .

Чем больше E_f / G_m , тем шире область значений V_f , в которой наблюдается разрушение по «моде растяжения». В реальных КМ область значений V_f , в которой происходит разрушение по «моде сдвига», намного больше, чем область разрушения по «моде растяжения». Реальная прочность полимерных КМ обычно существенно ниже расчетной, тогда как для металлических КМ соответствие эксперимента с оценками по формуле [1.63] и [1.64] лучше.

Влияние пористости на прочность КМ при продольном сжатии учитывается формулой Фойе [347]

$$\sigma_{\text{вх}}^c = \left(\frac{G_m}{1 - V_f + V_f G_m / G_f} \right) \left[\frac{1 - 2V_n / (1 - V_f) + V_n^2 / (1 - V_n)^2}{1 + V_n / (1 - V_n)} \right], \quad (1.65)$$

где V_n — объемная концентрация пор. При $V_n = 0$ и $G_m / G_f \ll 1$ формула (1.65) сводится к формуле (1.64). Увеличение пористости приводит к резкому снижению $\sigma_{\text{вх}}^c$. Для КМ, имеющих поры, связь между кажущимися V_f и V_m и истинными \bar{V}_f и \bar{V}_m объемными долями волокон и матрицы устанавливается соотношениями [347] $\bar{V}_f = (1 - V_n) V_f$; $\bar{V}_m = (1 - V_n) (1 - V_f)$; $V_m = 1 - V_f$.

Формула (1.65) при введении в нее поправочного коэффициента 0,63 хорошо согласуется с экспериментальными результатами, полученными на боропластиках. Прочность КМ при продольном сжатии резко снижается, если армирующие волокна изогнуты.

Расчет по уравнениям, предусматривающим разрушение КМ от выпучивания волокон, следует рассматривать как верхнюю оценку свойств КМ. Этот предел не всегда может быть достигнут, так как при более низких напряжениях может наступить отслоение волокон от матрицы, расцепление волокон, пластическое течение матрицы и т. п.

1.7.4. Поперечное растяжение и сжатие однонаправленных композиционных материалов

Причиной разрушения однонаправленных КМ при поперечном растяжении и сжатии считается разрушение либо матрицы, либо границы раздела волокно — матрица. Условия разрушения матрицы записываются в виде

$$\sigma_m^{\text{max}} \geq \sigma_{\text{вм}} \quad (1.66)$$

или

$$\epsilon_m^{\text{max}} \geq \epsilon_m^{\text{пред}}, \quad (1.67)$$

где σ_m^{max} — максимальные напряжения, действующие в матрице; ϵ_m^{max} — максимальные деформации, возникающие в матрице; $\epsilon_m^{\text{пред}}$ — предельная деформация матрицы до разрушения.

Величина σ_m^{max} находится по формуле [347] $\sigma_m^{\text{max}} = \sigma_y k_{y\sigma}$, где $k_{y\sigma}$ — максимальный коэффициент концентрации напряжений в матрице при поперечном нагружении КМ, который определяется выражением

$$k_{y\sigma} = [1 - V_f(1 - E_m / E_f)] / [1 - (4V_f / \pi)^{1/2}(1 - E_m / E_f)].$$

Прочность КМ при поперечном растяжении с учетом условия (1.66) равна

$$\sigma_{\text{вх}}^p = \sigma_{\text{вм}}^p / k_{y\sigma} \quad (1.68)$$

МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

при поперечном сжатии — $\sigma_{yy}^c = \sigma_{вм}^c / k_{ye}$, где $\sigma_{вм}^p$ и $\sigma_{вм}^c$ — пределы прочности матрицы при растяжении и сжатии соответственно.

Величина ϵ_m^{\max} находится по формуле $\epsilon_m^{\max} = \epsilon_y k_{ye}$, где k_{ye} — коэффициент концентрации деформаций матрицы, который определяется по формуле [347] $k_{ye} = 1/[1 - (1 - E_m/E_f)(4V_f/\pi)^{1/2}]$. Предельная деформация $\epsilon_y^{\text{пред}}$ КМ при поперечном растяжении или сжатии с учетом условия (1.67) определяется формулой $\epsilon_y^{\text{пред}} = \epsilon_m^{\text{пред}}/k_{ye}$.

Прочность КМ при поперечном растяжении (если она контролируется прочностью матрицы) оценивается по формуле [279]

$$\sigma_{yy}^p = \sigma_{вм} / (\bar{\sigma}_{Ax} \sqrt{1 - \mu_m^2}), \quad (1.69)$$

где $\bar{\sigma}_{Ax} = (1/E_y)(B - \mu_{yx}D)/(AB - CD)$. Здесь $A = (1 - V_f)/E_m + V_f/E_f + [(d_{11}d_{13}^2 - 2d_{12}d_{13}d_{14} + d_{22}d_{14}^2)/(d_{12}^2 - d_{11}d_{22})]V_f(1 - V_f)$;
 $B = [\mu_m(d_{13}/E_f + d_{11}\mu_f/E_f) + d_{11}/E_f + d_{12}\mu_f/E_f]/[(d_{11}^2 - d_{12}^2)E_m]$;
 $C = \mu_m/E_m + V_f[(d_{11}d_{13} - d_{12}d_{13}) - \mu_m(d_{11}d_{13} - d_{12}d_{13})]/[(d_{11}^2 - d_{12}^2)E_m]$;
 $D = \mu_f/E_f + (1 - V_f)[(d_{13}d_{13} - d_{13}d_{11})/E_f + (d_{11}d_{13} - d_{12}d_{12})\mu_f/E_f]/[d_{11}^2 - d_{12}^2]$;
 $d_{11} = V_f/E_m + (1 - V_f)/E_f$; $d_{12} = -(1 - V_f)\mu_f/E_f - V_f\mu_m/E_m$;
 $d_{13} = \mu_f/E_f = \mu_m/E_m$; $d_{14} = \mu_f/E_f - \mu_m/E_m$; $d_{22} = V_f/E_f + (1 - V_f)/E_f$.

Если причиной разрушения КМ является разрушение границы раздела волокно — матрица, то [279]

$$\sigma_{yy}^p = \sigma_{гр} \bar{\sigma}_{Ax}, \quad (1.70)$$

где $\sigma_{гр}$ — прочность на отрыв границы раздела волокно — матрица.

Уравнения (1.68) — (1.70) связывают прочность КМ при поперечном растяжении со свойствами его компонентов и границ раздела. Если первой разрушается матрица, прочность КМ определяется выражением (1.68) или (1.69), если первой разрушается граница раздела — выражением (1.70). При одновременном разрушении границы раздела и матрицы условие разрушения следующее [279]: $\sigma_{вм} = \sigma_{гр} \sqrt{1 - \mu_m^2}$.

Разработка новых КМ проводится обычно в два этапа. На первом — расчетном — анализируются предполагаемые условия нагружения конструкции, изготовленной из КМ, и оцениваются возможности материала на основе расчета его упругих констант, прочности и других физико-механических свойств. На втором этапе — экспериментально-технологическом — осуществляется экспериментальное исследование свойств КМ и выбираются оптимальные технологические варианты их получения. На первом этапе необходимо максимально использовать весь арсенал аналитических методов расчета, чтобы свести к минимуму экспериментальные исследования на втором.

2.1. ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Анизотропные КМ требуют определения большего числа упругих и прочностных характеристик, чем традиционные изотропные машиностроительные материалы. Например, для определения всех девяти упругих постоянных ортотропного КМ необходимо испытать на одноосное растяжение (или сжатие) шесть видов образцов. В зависимости от назначения КМ количество подлежащих определению параметров может быть уменьшено. В некоторых случаях для оценки эксплуатационных возможностей КМ достаточно провести испытания двух-трех видов образцов.

Специфической структурой армированных КМ обусловлены особенности их поведения при различных видах нагружения. Так, при одноосном растяжении или сжатии КМ могут происходить сдвиговые деформации, у изотропных же материалов это явление отсутствует. В связи с анизотропией КМ при испытаниях их следует определять такие характеристики, которые при испытаниях обычных материалов, как правило, не учитываются. Например, само понятие «межслойный сдвиг» для изотропного материала не имеет смысла, в то же время для многих КМ прочность при межслойном сдвиге — одна из наиболее важных характеристик, от которой зависят эксплуатационные свойства КМ. Для анизотропных КМ такие понятия, как прочность, жесткость, теплопроводность и др., теряют смысл, если они указываются в отрыве от направления. В некоторых случаях формулы, применяемые при расчете механических характеристик изотропных материалов, оказываются неприменимыми для анизотропных.

2.1.1. Статические методы

Растяжение. Испытание материалов на одноосное растяжение является традиционно самым распространенным видом механических испытаний. При растяжении ортотропных КМ в направлении главных осей симметрии определяются модули упругости, пределы прочности и коэффициенты

Пуассона в трех взаимно перпендикулярных направлениях. В армированных КМ более резко, чем у обычных материалов, выражены концевые эффекты, связанные с неравномерностью распределения напряжений по длине образца. Чтобы избежать влияния мест захвата на результаты испытаний и обеспечить однородное напряженное состояние на измеряемой базе, необходимо увеличить длину рабочей части образцов.

Специфика поведения КМ при растяжении отчетливо проявляется при нагружении образцов под углом к направлению укладки волокон, не равным 0 или 90°. В этом случае под действием растягивающих напряжений образец испытывает не только линейные, но и сдвиговые деформации. Если не принять специальных мер, то стеснение сдвиговых деформаций может влиять на результаты испытаний, поскольку в стандартных машинах для определения механических свойств свободное деформирование образцов не всегда предусмотрено.

Если укладка волокон симметрична относительно оси растяжения, то при деформировании без стеснения продольной деформации образец сохраняет прямоугольную форму. Однако у образцов с несимметричной укладкой волокон даже при растяжении без стеснения концов происходит трансформация прямоугольной формы в параллелограмм, а при стеснении — дополнительно искривление оси образца. Кроме того, если КМ слоистой структуры армирован в двух или более направлениях, то при его растяжении под углом к осям армирования вследствие взаимодействия соседних слоев также наблюдается стеснение деформации, на этот раз вблизи краев образца. Для уменьшения влияния краевых эффектов нужно увеличить ширину образца: эффективный модуль Юнга таких многослойных образцов растет с увеличением ширины образца, асимптотически приближаясь к значению модуля упругости одного слоя [301].

В настоящее время стандартами предусматривается форма образцов и методика испытаний на растяжение армированных пластмасс. Применительно к армированным металлам специально методика испытаний не разработана, однако, поскольку анизотропия свойств в армированных металлах обычно выражена меньше, чем в КМ на полимерной основе, размеры и форма образцов, применяемых для испытаний пластмасс, могут быть использованы для испытаний армированных металлов, хотя экономически это не всегда оправдано.

Для испытаний на одноосное растяжение применяют плоские, трубчатые и кольцевые образцы. Результаты, полученные при осевом растяжении плоских и трубчатых образцов, часто не совпадают. Причина этого — различия в технологии получения (плоские образцы получают обычно прессованием, а трубчатые — намоткой) и в схемах напряженного состояния. В трубчатых образцах происходит концентрация напряжений вблизи захватов, распределение напряжений по длине трубчатого образца отличается от такового в плоском, поэтому результаты испытаний плоских и трубчатых образцов сравнивать между собой нельзя.

Испытание плоских образцов. Плоские образцы по форме бывают двух видов: полоски [441] и двусторонние лопатки [304]. Первые (рис. 2.1) обычно используются при испытаниях на растяжение вдоль направления армирования, они наиболее просты по форме и обеспечивают стабильность измерений. Недостаток образцов-полосок — трудность надежного крепления в захватах испытательных машин. При небольших длине и ширине образца трудно предотвратить его проскальзывание или раздавливание в захватах. Для частичного устранения этих недостатков к полоске приклеивают или приваривают накладки из материала, имеющего большую пластичность и меньшую жесткость, чем испытываемый КМ. Например, на боропластики рекомендуется наклеивать стеклотекстолит, на углепластики — накладки из древесного шпона. Толщина накладок должна быть в один — три раза больше толщины испытываемого КМ, их длина и ширина —

Рис. 2.1. Образцы-полоски для испытаний боропластиков на растяжение:

а — с накладками из стеклотекстолита; б — с комбинированными накладками из стеклотекстолита и алюминия [441].

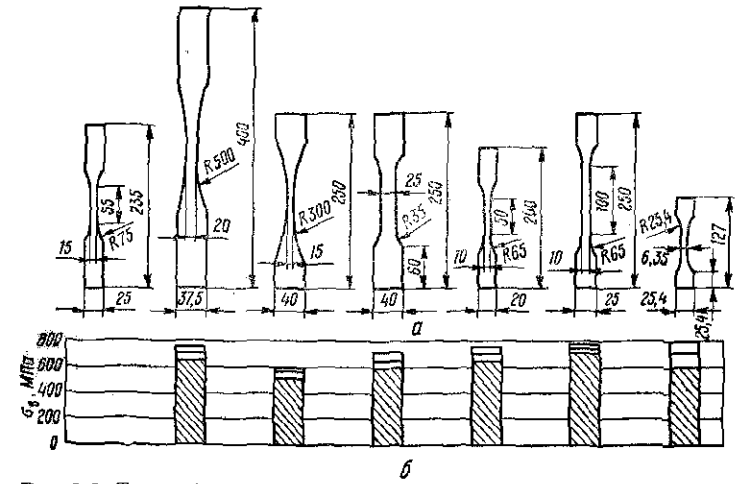
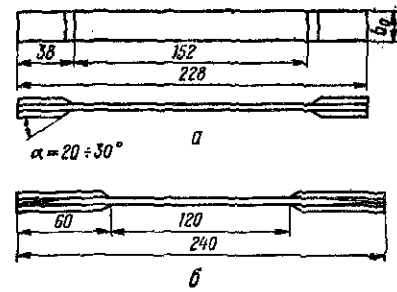


Рис. 2.2. Типы образцов для испытания стеклопластиков на растяжение (а) и полученные на них значения минимальной, средней и максимальной прочностей (б) [304].

достаточны для того, чтобы воспринимаемое ими разрывное усилие было больше разрывного усилия рабочей части образца [38].

Образцы в форме двусторонних лопаток (рис. 2.2) используют при испытаниях на растяжение перпендикулярно слоям арматуры. При этом уменьшается вероятность разрушения в местах крепления и гарантируется разрушение в рабочей части.

Для устранения влияния изгиба на измеряемую прочность и жесткость КМ образцы необходимо очень точно устанавливать в захватах. Это обеспечивается сверлением в головках образца отверстий, расположенных по оси, в которые вставляются фиксирующие пальцы (рис. 2.3) [413]. Одновременно фиксирующие пальцы предотвращают проскальзывание в захватах. Отверстия должны находиться на достаточно большом расстоянии от концов головок, чтобы исключить разрушение последних от сдвиговых напряжений, особенно при испытаниях образцов со структурой I : 0 в направлении армирования.

Испытание трубчатых образцов. При испытаниях плоских образцов КМ с высоко модульными волокнами трудно обеспечить однородность напряженного состояния по всей ширине образца. Поэтому часто вместо

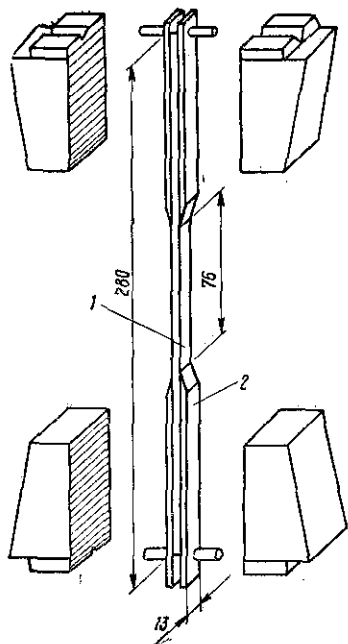


Рис. 2.3. Крепление образца при помощи фиксирующих пальцев, опирающихся в пазах захватов:

1 — образец; 2 — накладка из стеклотекстолита [413].

плоских образцов используют трубчатые (рис. 2.4), которые можно рассматривать как образцы бесконечной ширины. В таких образцах устранены эффекты, связанные с перерезыванием волокон при изготовлении плоских образцов, влияющие на результаты испытаний.

Для определения модулей упругости, пределов прочности и коэффициентов Пуассона при растяжении армированных КМ используются те же формулы, что для обычных материалов. Модуль упругости E рассчитывается по формуле $E = (\Delta P/F) (l_0/\Delta l_0)$, где ΔP — приращение нагрузки в пределах упругой деформации; Δl_0 — деформация образца на базе l_0 при изменении нагрузки на ΔP .

Для определения предела прочности σ_B используется соотношение $\sigma_B = P_{разр}/F$, а коэффициент Пуассона μ находится по формуле $\mu = (\Delta l_y/l_y)/(\Delta l_x/l_x) = \epsilon_y/\epsilon_x$, где Δl_y и Δl_x — абсолютные поперечная и продольная деформации образца на базах l_y и l_x соответственно.

Испытание кольцевых образцов. Одним из самых распространенных методов получения труб, оболочек, колец и других изделий из полимерных

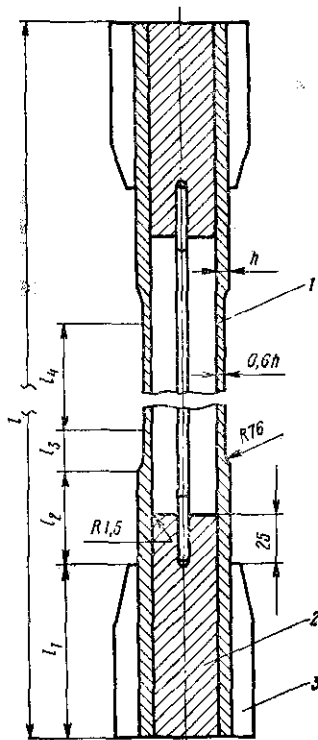


Рис. 2.4. Крепление трубчатого образца с наружным диаметром до 50 мм:

1 — образец; 2 — металлическая пробка; 3 — захваты; l_1 — длина захватов ($l_1 \geq 90$ мм); l_2 — зона краевого эффекта ($l_2 \geq 50$ мм); l_3 — переход (длина зависит от толщины стенки h); l_4 — длина рабочей части ($l_4 = 60$ мм); l — длина образца ($l_{\min} = (175 + 215) + 2l$, мм) [301].

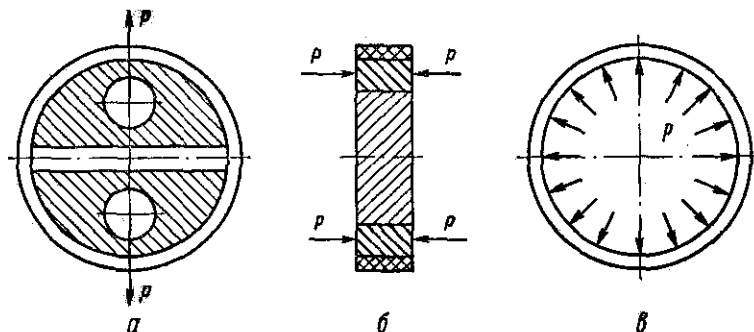


Рис. 2.5. Схема нагружения кольцевых образцов из КМ внутренним давлением с помощью жестких полудисков (а), резинового кольца (б) и жидкости (в) [252].

КМ является намотка. Этот метод применяется также при изготовлении металлических КМ. Испытания плоских образцов не дают достаточно корректной информации о свойствах таких КМ, поскольку технология изготовления намоточных изделий отличается от технологии получения плоских материалов. Такие специфические особенности процесса намотки, как степень натяжения волокон, их искривление, наличие уплотняющего межслойного давления и внутренних напряжений, учитываются с помощью испытаний кольцевых образцов, на которых определяются все необходимые характеристики КМ — прочность и жесткость при растяжении, сжатии, сдвиге, изгибе и др.

Намотанные образцы на растяжение испытываются нагружением жестких полудисков (рис. 2.5, а), на которые одето испытываемое кольцо [252]. Предварительно контактирующие поверхности колец и полудисков смазываются графитовыми или другими смазками для уменьшения трения. Модуль упругости при растяжении E_{θ}^p в окружном направлении определяется по результатам измерения изменения расстояния ΔU между полудисками при увеличении нагрузки на ΔP [301]:

$$E_{\theta}^p = [\Delta P / (2b_0 h_c)] D_{cp} / (2\Delta U), \quad (2.1)$$

где D_{cp} — средний диаметр кольца.

Предел прочности в окружном направлении $\sigma_{\theta 0}^p$ КМ при растяжении рассчитывается по формуле

$$\sigma_{\theta 0}^p = P_{разр} / (2b_0 h_c). \quad (2.2)$$

Размеры образцов выбираются в большинстве случаев из конструктивных соображений. Для испытаний стеклопластиков применяются образцы с внутренним диаметром $146,05 \pm 0,05$ мм, толщиной $1,52 \pm 0,05$ или $3,18 \pm 0,05$ мм и шириной $6,35 \pm 0,13$ мм. С увеличением шага намотки ширина образцов должна возрастать.

Свойства, рассчитанные по формулам (2.1) и (2.2), в строгом смысле не являются истинными характеристиками КМ при растяжении, поскольку вблизи мест разреза полудисков в результате изменения кривизны кольца происходят деформации растяжения и изгиба, причем их соотношение зависит от отношения толщины стенки кольца к его диаметру h_c/D_{cp} . Чем больше это отношение и чем сильнее выражена анизотропия КМ, тем

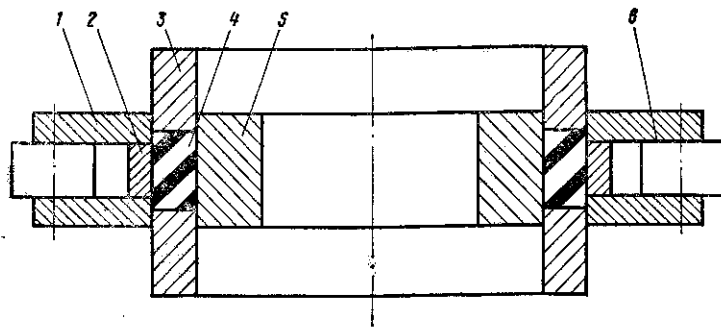


Рис. 2.6. Схема приспособления для испытания на растяжение кольцевого образца из КМ с помощью внутреннего резинового кольца: 1 — наружный диск; 2 — образец; 3 — нажимное кольцо; 4 — резиновое кольцо; 5 — внутреннее кольцо; 6 — дистанционная прокладка [301].

сильнее сказывается влияние изгиба, поэтому такие испытания следует проводить только как сравнительные.

Деформация изгиба практически отсутствует при нагружении кольцевых образцов с помощью резинового кольца (рис. 2.5, б) или жидкости (рис. 2.5, в). Давление на внутреннюю поверхность образца создается за счет сжатия резинового кольца 4 (рис. 2.6) между нажимными кольцами 3. Модуль упругости и предел прочности при растяжении определяются по формулам

$$E_{\theta}^p = pD_{\text{вн}}/(2h_c \epsilon_n); \quad \sigma_{\theta}^p = p_{\text{разр}} D_{\text{вн}}/(2h_c),$$

где p — давление резины на внутреннюю поверхность кольца; $D_{\text{вн}}$ — внутренний диаметр кольца; ϵ_n — относительная деформация, измеряемая на наружной поверхности кольца; $p_{\text{разр}}$ — давление, вызывающее разрушение образца.

Те же зависимости используются при испытаниях образцов гидравлическим способом, который дает наиболее достоверные результаты, но одновременно требует применения сложного оборудования.

Сжатие. Определение прочности и жесткости анизотропных армированных КМ при сжатии производится по тем же формулам, что и при растяжении. Однако механизмы разрушения КМ при сжатии и растяжении отличаются друг от друга. Одной из основных причин разрушения армированных КМ под действием сжимающих нагрузок является потеря устойчивости волокнами, которая происходит либо из-за слабого сопротивления КМ сдвиговым напряжениям, либо из-за выпучивания слоев арматуры, расположенных вблизи боковых поверхностей образца. В последнем случае на диаграммах нагрузка — деформация будут наблюдаться характерные изломы, и показатели жесткости и прочности, определенные по таким диаграммам, могут оказаться некорректными. Существенно искажают результаты неточная установка образцов, неправильный выбор их размеров и формы, приводящие к неоднородному напряженному состоянию в рабочей части образца.

Подход к определению прочности и упругих постоянных при сжатии должен быть дифференцированным. Для определения модулей упругости используются длинные образцы, имеющие достаточно однородное поле напряжений в рабочей части; для изучения прочности — более короткие, разных размеров и форм, хотя и в этом случае размеры образцов могут влиять на показатели прочности (рис. 2.7) [304].

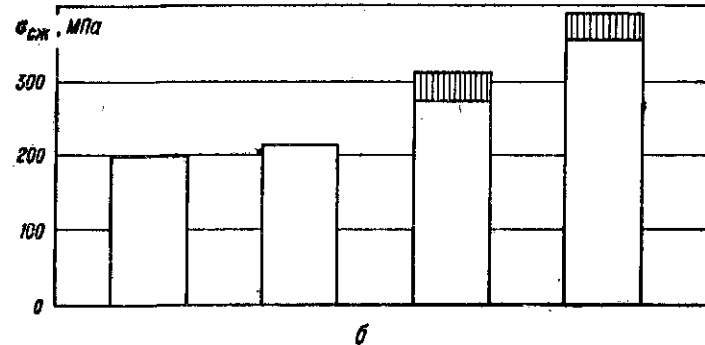
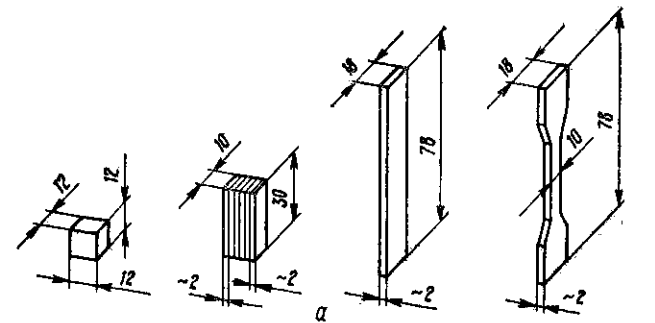


Рис. 2.7. Типы образцов для испытаний армированных пластиков на сжатие (а) и значения прочности, полученные на них (б) (разброс заштрихован) [304].

Явления «размочаливания» торцов из-за смятия, наблюдаемые при испытаниях КМ на сжатие, предупреждаются путем заделки торцов в обоймы с заливкой полимера или легкоплавкого сплава либо использованием специальных захватов, зажимающих торцы (рис. 2.8) [38].

При испытаниях на сжатие очень важно обеспечить параллельность торцов. Тангенс угла между осью образца и направлением приложения нагрузки не должен превышать 0,001 [301]. Обычно у полимерных и металлических КМ твердость волокон намного больше твердости матрицы,

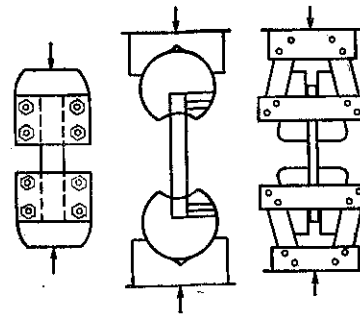


Рис. 2.8. Конструкции захватов для испытаний образцов на сжатие [38].

Рис. 2.9. Образец с острыми концами для испытаний КМ на сжатие [456].

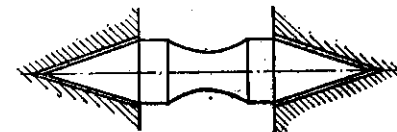


Таблица 2.1. Методы испытаний армированных

Метод	Определяемые характеристики		Измеряемые в эксперименте величины при определении	
	Упругие постоянные	Предел прочности	упругих постоянных	предела прочности
Растяжение в направлении главных осей	$E_x; E_y; E_z;$ $\mu_{xy}; \mu_{xz}; \mu_{yz}$	$\sigma_{вх}; \sigma_{вy};$ $\sigma_{вz}$	$P; \epsilon_x; \epsilon_y;$ ϵ_z	$P_{раз}$
под углом α'' к главным осям упругой симметрии	$E'; \mu';$ косвенно $G_{xy}; G_{xz}; G_{yz}$	$\sigma'_{вх}; \sigma'_{вy};$ $\sigma'_{вz}$	$P; \epsilon_{\alpha''}$	$P_{раз}$
Сжатие в направлении главных осей	$E_x; E_y; E_z; \mu_{xy};$ $\mu_{xz}; \mu_{yz}$	$\sigma_{вх}; \sigma_{вy};$ $\sigma_{вz}$	$P; \epsilon_x; \epsilon_y;$ ϵ_z	$P_{раз}$
под углом α'' к главным осям упругой симметрии	$E'; \mu';$ косвенно $G_{xy}; G_{xz}; G_{yz}$	$\sigma'_{вх}; \sigma'_{вy};$ $\sigma'_{вz}$	$P; \epsilon_{\alpha''}$	$P_{раз}$

Примечание. E', μ' — модуль Юнга и коэффициент Пуассона в направлении формирования и предел прочности КМ в том же направлении.

поэтому гладкие опорные поверхности образца получить не удастся, так как концы волокон выступают над поверхностью матрицы. Чтобы обеспечить полный контакт между торцами образца и пуансоном испытательной установки, пуансоны необходимо изготавливать из мягкой стали или заострять концы образцов (рис. 2.9) [456], нагружая материал за счет бокового обжатия, препятствующего расслоению.

Прочность некоторых КМ при сжатии ниже, чем при растяжении, поскольку при сжатии тонкие волокна не успевают полностью реализовать свою высокую прочность из-за потери устойчивости. Однако, когда

КМ на растяжение и сжатие [301]

Форма образцов для определения		Оборудование для проведения испытаний	Недостатки и ограничения метода
упругих постоянных	предела прочности		
Полоска, двусторонняя лопатка с рабочей частью поперечного сечения	Двусторонняя лопатка с рабочей частью поперечного сечения	Разрывная машина со специальными захватами	Трудно обеспечить однородное напряженное состояние при испытаниях высокопрочных однонаправленных КМ
Прямоугольный параллелепипед (полоска), трубчатый образец	То же	То же	Результаты испытаний плоских образцов зависят от выбора размеров образцов и способа нагружения. Они практически не сопоставимы с результатами испытаний трубчатых образцов
Прямоугольный параллелепипед (полоска), двусторонняя лопатка с рабочей частью постоянного поперечного сечения	Разрывная машина с приспособлением для центрирования нагрузки и предотвращения потери устойчивости	Разрывная машина с приспособлением для центрирования нагрузки и предотвращения потери устойчивости	Существует опасность перехода от одного вида разрушения к другому (сжатие, складыванию, потере устойчивости)
Прямоугольный параллелепипед (полоска), трубчатый образец	Разрывная машина с приспособлением для нагружения без стеснения деформаций, центрирования нагрузки и предотвращения потери устойчивости образца	Разрывная машина с приспособлением для нагружения без стеснения деформаций, центрирования нагрузки и предотвращения потери устойчивости образца	Результаты испытаний плоских образцов зависят от выбора размеров образцов и способа нагружения. Они практически не сопоставимы с результатами испытаний трубчатых образцов

ни, образующем угол α'' с главными осями симметрии КМ; $\epsilon_{\alpha''}, \sigma'_{в}$ — относительная де-

диаметр волокон большой (100 мкм и более) и они имеют высокую жесткость, а следовательно, и хорошую устойчивость, прочность КМ при сжатии может оказаться выше, чем при растяжении, как это наблюдается у боропластиков. Краткая информация о возможностях различных методов испытаний на растяжение и сжатие КМ, показателях, измеряемых при проведении этих испытаний, применяемых образцах и оборудовании, а также о недостатках и ограничениях рассмотренных методов содержится в табл. 2.1.

Испытание плоских образцов. Образцы в форме куба со стороной 12 мм могут иметь прочность при сжатии в 1,5 раза ниже, чем образцы в виде

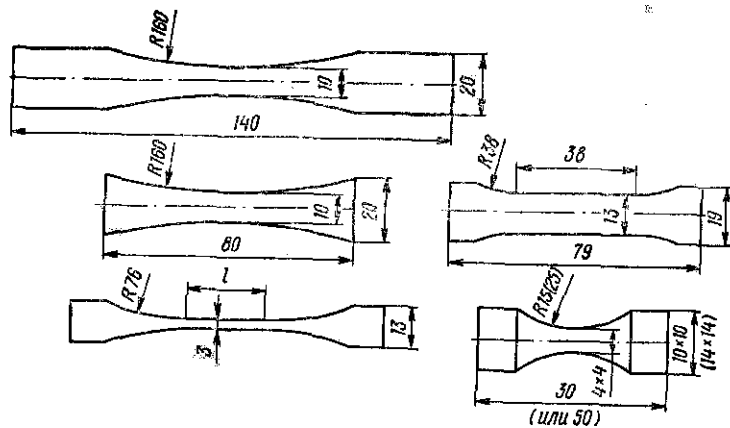


Рис. 2.10. Образцы для испытаний армированных пластиков на сжатие в виде двусторонних лопаток [301].

тонких пластин $78 \times 18 \times 2$, и почти в два раза ниже, чем образцы-лопатки таких же размеров. Объясняется это тем, что в коротких образцах не обеспечивается равномерность деформаций по длине рабочей части, поперечная деформация их стеснена из-за трения в опорных поверхностях. В длинных образцах стеснение деформации в опорах намного меньше влияет на поведение рабочей зоны. Испытания на сжа-

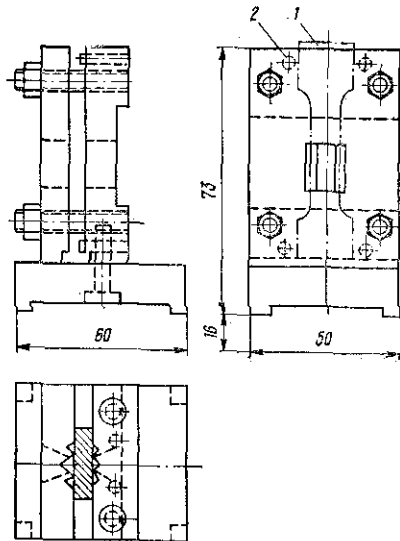


Рис. 2.11. Приспособление для испытания тонких образцов из КМ на сжатие:

1 — образец; 2 — направляющий штифт [452].

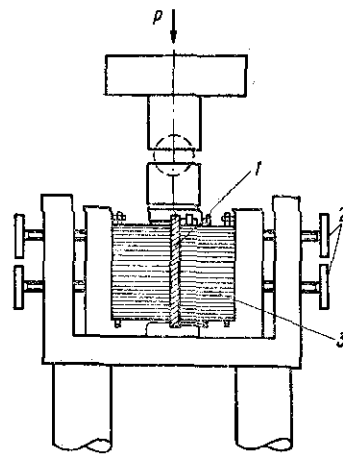


Рис. 2.12. Приспособление для испытания на сжатие тонких пластин из КМ:

1 — образец; 2 — центрирующие болты; 3 — поддерживающие пластины или мягкий наполнитель [397].

тие проводят на трех видах образцов: на параллелепипедах, двусторонних лопатках и на образцах с круглым поперечным сечением. Рекомендации по выбору размеров образцов есть только для полимерных КМ [301].

Образцы-параллелепеды применяются для измерения упругих постоянных КМ, нагружаемых вдоль главных осей сравнительно небольшими нагрузками. Ширина b_0 выбирается в пределах 13—30 мм, длина l_0 рассчитывается таким образом, чтобы гибкость образца, равная

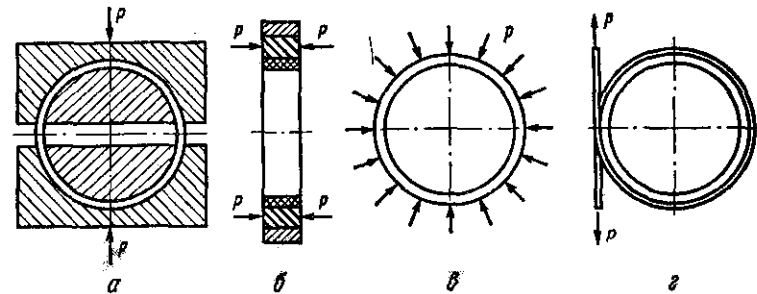


Рис. 2.13. Схема нагружения кольцевых образцов наружным давлением с помощью жестких полудисков (а); резинового кольца (б); жидкости или рычагов (в); упругой стальной ленты (г) [38].

$l_0/\sqrt{I_{\min}/F}$, находилась в пределах 11—15 (I_{\min} — минимальный момент инерции). Для предотвращения смятия концов образца на них наклеивают накладки, материал для которых выбирается так же, как для испытаний на растяжение. Образцы-параллелепеды используются для определения характеристик при сжатии образцов с ориентацией волокон под углом 45° к направлению сжимающей нагрузки. В этом случае для устранения влияния концевых эффектов должно быть выдержано соотношение $l_0/b_0 \geq 3$.

Двусторонние лопатки (рис. 2.10), имеющие четко выраженную рабочую часть, используются для измерений жесткости и прочности КМ с различной ориентацией арматуры. При испытаниях тонких образцов для предотвращения их выпучивания применяются специальные приспособления, которые поддерживают образец со стороны широких поверхностей с помощью призматических выступов (рис. 2.11) [452] или мягких наполнителей (рис. 2.12) [397].

Испытание кольцевых образцов. Сжатие кольцевых образцов, как и растяжение, осуществляется с помощью полудисков, резинового кольца и жидкости (рис. 2.13, а, б, в); кроме того, используется сжатие с помощью упругой стальной ленты (рис. 2.13, г), которая обматывается вокруг кольца [38]. Прорезь в месте пересечения ленты дает возможность замкнуть поверхность разрушения. Обычно в этом месте помещается прокладка, предупреждающая изгиб кольца. Предел прочности рассчитывается по формуле $\sigma_{в0}^c = P_{раз}/(b_0 h_c)$. В зависимости от отношения h_c/D_{cp} кольцевые образцы при сжатии могут разрушаться по различным механизмам. При очень малых h_c/D_{cp} образец будет разрушаться из-за потери устойчивости, в очень толстых образцах на механические свойства кроме окружных напряжений существенно будут влиять также радиальные и сдвиговые напряжения. Поэтому правильный выбор размеров образца имеет важное значение для определения характеристик КМ при сжатии. Для КМ рекомендуется использовать образцы с отношением $h_c/D_{cp} \approx 0,05$ [301].

Таблица 2.2. Методы испытания колец и труб из КМ [301]

Метод	Сределяемые характеристики		Измеряемые в эксперименте величины при определении		Форма образцов для определения		Оборудование для проведения испытаний	Недостатки и ограничения метода	
	Упругие постоянные	Предел прочности	упругих постоянных	предела прочности	упругих постоянных	предела прочности			
Ц е л и									
Растяжение					к о л ь ц а				
жесткими полудисками	E_{θ}^p	$\sigma_{\theta\theta}^p$	$P; \epsilon_{\theta}^p$	$P_{раз}$	Тонкостенное кольцо ($h_c/R < 0,1$)		Разрывная машина, жесткие полудиски или подобные им приспособления	Трудно обеспечить равномерное распределение окружных деформаций	
гидростатически	E_{θ}^p	$\sigma_{\theta\theta}^p$	$p; \epsilon_{\theta}^p$	$P_{раз}$	То же		Источники давления: гидравлическая система, сжимаемое внутри образца резиновое кольцо	Испытательная установка, особенно гидравлическая, сложная, требуется высокая точность изготовления образцов	
сосредоточенной силой (двухточечная схема)	$E_{\theta}^p; G_{\theta r}$	$\tau_{\theta\theta r}$	$P; \omega_0; \omega_1$	$P_{раз}$	Тонкостенное кольцо ($h_c/R < 0,1$) или кольцо средней относительной толщины (для стеклопластиков $0,08 \leq h_c/R \leq 0,18$)	Кольцо средней относительной толщины (для стеклопластиков $0,08 \leq h_c/R \leq 0,18$)	Разрывная машина	При определении упругих постоянных требуется высокая точность измерений (ограничены максимальные деформации)	
Сжатие									
жесткими полудисками	E_{θ}^c	$\sigma_{\theta\theta}^c$	$P; \epsilon_{\theta}^c$	$P_{раз}$	Тонкостенное кольцо ($h_c/R < 0,1$)		Разрывная машина, жесткие полудиски	Те же, что и при растяжении колец жесткими полудисками	
гидростатически	E_{θ}^c	$\sigma_{\theta\theta}^c$	$p; \epsilon_{\theta}^c$	$P_{раз}$	То же		Источники давления: гидравлическая система, сжимаемое снаружи резиновое кольцо, рычажная система, стальная лента	Испытательная установка сложная. Существует опасность перехода от одного вида разрушения к другому (сжатию, потере устойчивости)	
гидравлически на жесткой оправке	E_r	—	$p; \epsilon_{\theta}^c$	—	Широкое тонкостенное кольцо	—	Источник давления: гидравлическая система, специальная испытательная установка	Необходимы вспомогательные эксперименты	
сосредоточенной силой (двухточечная схема)	$E_{\theta}^c; G_{\theta r}$	$\tau_{\theta\theta r}$	$P; \omega_0; \omega_1$	$P_{раз}$	Тонкостенное кольцо ($h_c/R < 0,1$) или кольцо средней относительной толщины (для	Кольцо средней относительной толщины (для	Разрывная машина	Опасность перехода от одного вида разрушения к другому (сжатию, потере устойчивости). При	

Метод	Определяемые характеристики		Измеряемые в эксперименте величины при определении		Форма образцов для определения		Оборудование для проведения испытаний	Недостатки и ограничения метода
	Упругие постоянные	Предел прочности	упругих постоянных	предела прочности	упругих постоянных	предела прочности		
Кручение	$G_{\theta r}; G_{\theta z}$	—	$P; \omega$	—	Кольцо средней относительной толщины	—	Разрывная машина или специальное приспособление	определении упругих постоянных требуется высокая точность измерений (допустимые максимальные деформации ограничены)
Осевой срез	—	$\tau_{ср}$	—	$P_{раз}$	—	Кольцо	То же	Метод неэкономичен
Окружной срез	—	$\tau_{ср}$	—	$P_{раз}$	—	Кольцо с надрезами	Разрывная машина	Дает усредненные качественные характеристики
Разрезные					кольца			
Растяжение								
нагружение в точке разреза (в плоскости кольца)	E_{θ}^p	—	$P; U_p$	—	Разрывное кольцо	—	Разрывная машина	***
нагружение по вертикальному диаметру в плоскости кольца	E_{θ}^p	—	$P; \omega_0$	—	То же	—	То же	***
Испытания сегментов кольца	—	$\tau_{ср}$	—	$P_{раз}$	—	Сегмент кольца	»»	Метод применим только для качественного сопоставления материалов
Трубы					бы			
Испытания труб внутренним давлением	E_{θ}	$\sigma_{в\theta}$	$p; \epsilon_{\theta}$	$p_{раз}$	Тонкостенная намотанная труба ($h_c/R < 0,01$)	—	Установка для гидравлических испытаний	Применение для толсто-стенных труб ограничено
наружным давлением	—	$\sigma_{в\theta}$	—	$p_{раз}$	—	Толстостенная намотанная труба	То же	Метод применим только для качественного сопоставления материалов
на осевой срез	—	$\tau_{ср}$	—	$P_{раз}$	—	Намотанная труба с надрезами по окружности	Разрывная машина	Метод неэкономичен

Примечание. $E_{\theta}^p, E_{\theta}^c$ — модули упругости в окружном направлении при деформации сжатия (с) и растяжения (р) в окружном направлении; $G_{\theta r}, G_{\theta z}$ — модуль сдвига в окружном направлении; $\sigma_{в\theta}$ — предел прочности в радиальном направлении; ω — прогиб в точке приложения нагрузки; $\tau_{ср}$ — прочность на срез; $p_{раз}$ — давление,

растяжения (р) и сжатия (с); E_r — модуль упругости в радиальном направлении; $\epsilon_{\theta}^c, \epsilon_{\theta}^p$ — ли сдвига в плоскостях $\theta r, \theta z$; $\sigma_{в\theta}^p, \sigma_{в\theta}^c$ — пределы прочности при растяжении (р) и сжатии (с); ω_0 — перемещения (прогибы) по вертикальному и горизонтальному диаметрам кольца; $p_{раз}$ — давление, вызывающее разрушение кольца; U_p — перемещение в точке приложения нагрузки.

Кроме указанных схем нагружения для определения комплекса механических свойств КМ, полученных намоткой, используют двух-, трех- и четырехточечное нагружения целых колец, испытания на срез, изгиб, растяжение и кручение разрезных колец, нагружения внутренним и внешним давлением труб и т. д. (табл. 2.2).

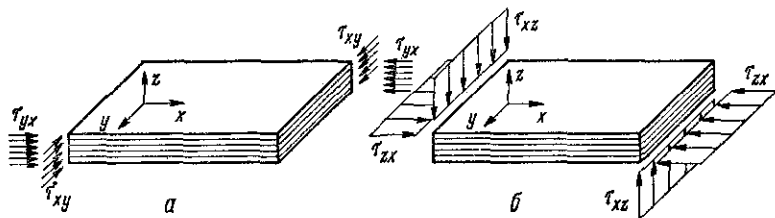


Рис. 2.14. Схема приложения касательных напряжений: а — в плоскости укладки арматуры ($\tau_{xy} = \tau_{yx}$); б — между слоями ($\tau_{xz} = \tau_{zx}$).

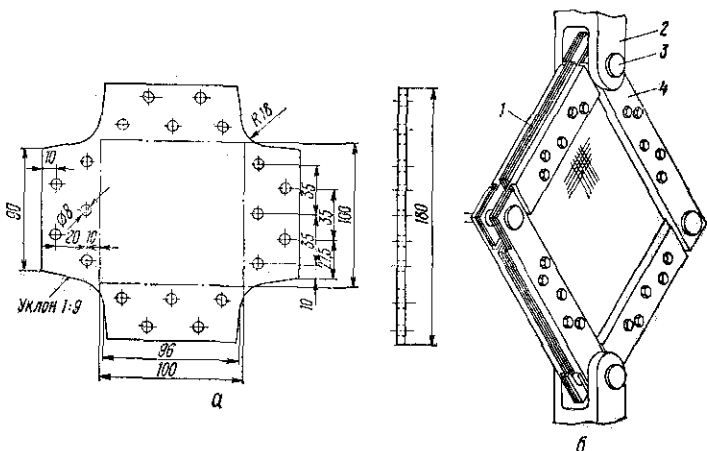


Рис. 2.15. Образец (а) и стандартный шарнирный четырехзвенник (б) для испытаний армированных КМ на сдвиг:

1 — образец; 2 — захваты; 3 — ось шарнира; 4 — подвижные звенья [242, 301].

Сдвиг. КМ на полимерной и металлической основах обычно состоят из сравнительно малопрочной и низко модульной матрицы и высокопрочных и высоко модульных волокон. Такие КМ (в первую очередь армированные пластики) слабо сопротивляются сдвиговым напряжениям.

В КМ с ориентированной структурой различают два вида сдвига: сдвиг в плоскости укладки арматуры, происходящий под действием касательных напряжений τ_{xy} или τ_{yx} (рис. 2.14, а), и межслойный сдвиг, обусловленный действием касательных напряжений τ_{xz} или τ_{zx} (рис. 2.14, б). Основной вклад в величину модулей сдвига и сдвиговой прочности вносит матрица. Сдвиговые характеристики обязательно должны входить в число определяемых при паспорттизации новых КМ.

Для определения сдвиговых характеристик используются образцы в виде пластин, труб, полосок с надрезами, кольцевые образцы с надрезами.

Эти характеристики могут определяться как непосредственно при испытаниях на сдвиг, так и при испытаниях на изгиб, кручение, растяжение.

Сдвиг в плоскости укладки арматуры. При испытаниях на сдвиг в плоскости укладки арматуры определяются модуль сдвига G_{xy} и сдвиговая прочность τ_{vxy} . Один из наиболее распространенных методов определения этих характеристик — метод перекашивания пластин в шарнирном четырехзвеннике.

Образец в виде тонкой пластины (рис. 2.15, а) [242] закрепляется с четырех сторон в шарнирном четырехзвеннике (рис. 2.15, б) [301], который растягивается силой P , действующей вдоль одной из диагоналей пластины.

Модуль сдвига G_{xy} определяется по формуле [301]

$$G_{xy} = [P/(\sqrt{2} a_0 h)] (1 + \epsilon'_1 - \epsilon'_2) / (\epsilon'_1 + \epsilon'_2),$$

где a_0 — длина стороны рабочей части пластины (на рис. 2.15, а — сторона квадрата, ограниченного штрихпунктирными линиями; $a_0 = 100$ мм); h — толщина пластины; ϵ'_1 и ϵ'_2 — относительные деформации пластины вдоль диагоналей растяжения и сжатия соответственно. Сдвиговая прочность τ_{vxy} в плоскости листа рассчитывается по соотношению

$$\tau_{vxy} = P_{\text{разр}}/F = P_{\text{разр}}/(\sqrt{2} a_0 h).$$

Рассмотренные конструкции образца и четырехзвенника имеют существенный недостаток — вблизи углов рабочей части возникает концентрация напряжений, а у мест крепления возможно выпучивание образцов. Это приводит к погрешностям при испытаниях сильно анизотропных КМ. Для последних рекомендуется изготавливать образцы в виде пластин с пропилами (рис. 2.16, а) и проводить испытания в модифицированных шарнирных четырехзвенниках (рис. 2.16, б). При этом значительно уменьшается влияние концентрации напряжений, поскольку нагрузка прикладывается на некотором расстоянии от рабочей части образца.

Кручение труб. Метод применяется при испытаниях намотанных конструкций с симметричной структурой. Суть его сводится к кручению тонкостенной трубы вокруг продольной оси. При этом касательные напряжения распределены равномерно по длине и по окружности трубы. Для цилиндров с тонкими стенками изменением касательных напряжений по толщине стенок можно пренебречь. При проведении испытаний следует исключить возможность возникновения изгибающих моментов (за счет строгой центричности установки образца), появления осевых напряжений (обеспечив свободное осевое перемещение) и разрушения образца в зоне крепления (используя склейку с захватами на достаточно длинном участке снаружи и внутри трубы). Разрушение образца в результате потери устойчивости происходит за счет правильного выбора толщины стенок и диаметра трубы.

Величина критического сдвигового напряжения $\tau_{кр}$, при котором происходит потеря устойчивости зажатой по торцам ортотропной трубы, определяется по формуле [38]

$$\tau_{кр} = \frac{1}{3} E_z^{3/4} [E_\theta / (1 - \mu_{z\theta} \mu_{\theta z})]^{1/4} h_c^{1/4} L_0^{-1/4} R^{-3/4},$$

где $\mu_{z\theta}$ и $\mu_{\theta z}$ — коэффициенты Пуассона при нагружении в направлениях цилиндрических координат z и θ (ось трубы совпадает с осью z); L_0 — длина трубы между захватами.

Трубы, изготовленные окружной намоткой, имеют более высокую крутильную устойчивость, чем трубы, армированные волокнами вдоль оси. Испытания стеклопластиков на кручение проводятся на трубчатых образцах (рис. 2.17) [274, 465]. Для КМ, который при испытаниях разрушается

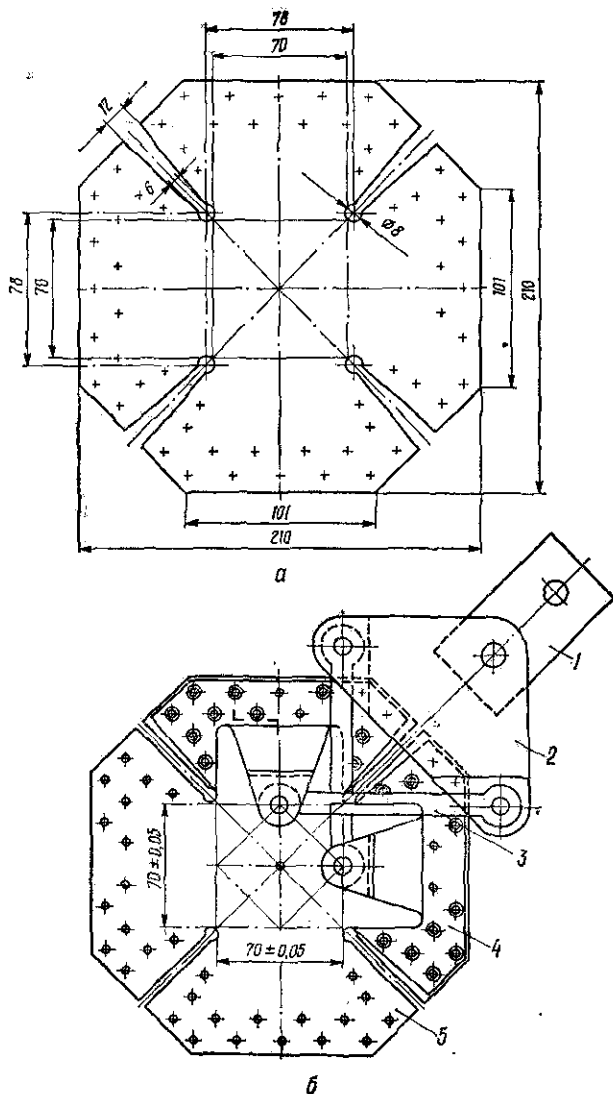


Рис. 2.16. Образец с пропилами (а) и модифицированный шарнирный четырехзвенник (б) для испытаний КМ на сдвиг:

1 — узел крепления в испытательной машине; 2 — траверса; 3 — тяга; 4 — звено четырехзвенника; 5 — образец [301].

от сдвиговых напряжений в плоскости, эти напряжения подсчитываются по формуле [301]

$$\tau_{xy} = 2M_{кр}R / [\pi(R_n^4 - R_{вн}^4)] \approx M_{кр} / (2\pi R^2 h_c).$$

Если разрушение КМ произошло от потери устойчивости, эту формулу использовать нельзя. Модуль сдвига G_{xy} определяется по выражению [301]

$$G_{xy} = M_{кр} / (I_p \Delta\varphi) = 2M_{кр} / [\pi(R_n^4 - R_{вн}^4) \Delta\varphi] \approx M_{кр} / (2\pi R^3 h_c \Delta\varphi).$$

В двух последних формулах $M_{кр}$ — крутящий момент; I_p — полярный момент инерции; $R_n, R_{вн}$ — наружный и внутренний радиусы трубчатого образца; $\Delta\varphi$ — угол закручивания, отнесенный к единице длины образца.

Кручение пластин. Метод используется для определения модуля

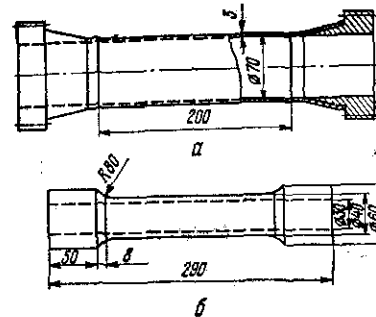


Рис. 2.17. Трубчатые образцы для испытаний на кручение: а — тонкостенный [465]; б — толстостенный [274].

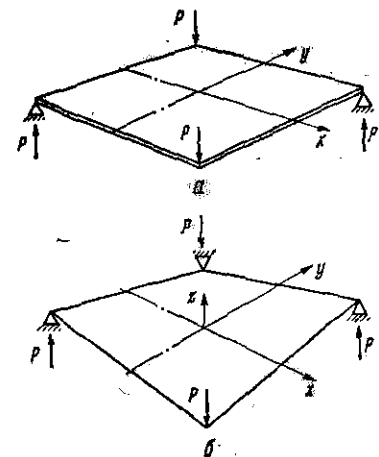


Рис. 2.18. Схема нагружения пластины при испытании на кручение: а — при двух неподвижных опорах; б — при трех неподвижных опорах [301].

сдвига в плоскости листа. Различают двух- и трехточечный варианты. В первом квадратная пластина покоится на двух опорах, расположенных по ее противоположным углам, и нагружается двумя сосредоточенными силами P , приложенными к двум противоположным углам (рис. 2.18, а). Во втором варианте пластина нагружается силой P только в одном углу, а три других угла лежат на опорах (рис. 2.18, б). Определение упругих постоянных требует проведения достаточно трудоемких расчетов [301].

Межслойный сдвиг. Модуль упругости при межслойном сдвиге контролируется свойствами матрицы, а прочность — величиной адгезии матрицы к волокнам. Характеристики межслойного сдвига определяются растяжением плоских образцов с надрезами, изгибом коротких стержней и растяжением кольцевых образцов с надрезом.

Обычно для испытаний КМ используют образцы двух типов: с двумя надрезами в разных сечениях (рис. 2.19, а) и с двумя надрезами в одном сечении и центральным отверстием (рис. 2.19, б). В образцах первого типа появляется изгибающий момент, равный $M = Pt/2$, где t — ширина целой части образца в ослабленном сечении. Это вызывает уменьшение измеряемой разрушающей нагрузки. Для предотвращения влияния

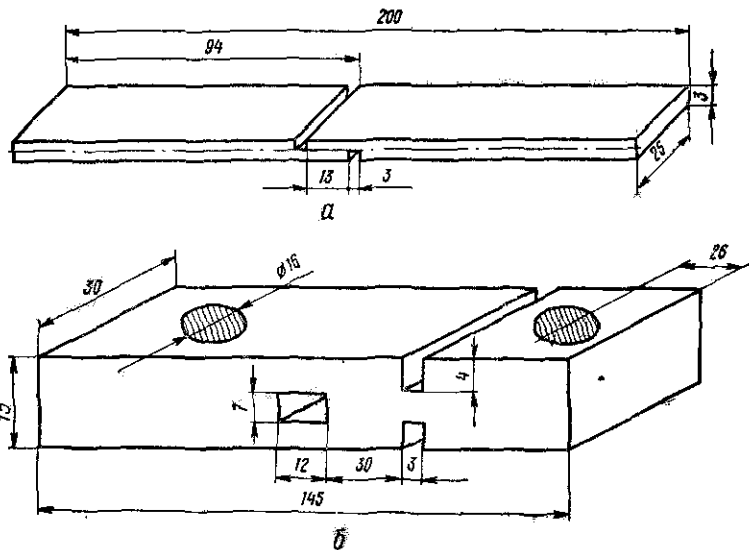


Рис. 2.19. Образцы для испытаний на межслойный сдвиг:

a — с двумя надрезами в разных сечениях; *б* — с двумя надрезами в одном сечении и центральным отверстием [301].

изгибающего момента на сдвиговые характеристики образцов следует испытывать в направляющих, которые не допускают появления изгиба. Для образцов обоих типов касательные напряжения распределяются по длине рабочих поверхностей неравномерно.

Концентрация напряжений зависит от отношения максимального касательного напряжения τ_{\max} к среднему значению касательных напряжений τ и определяется выражением [301]

$$\tau_{\max}/\tau = \sqrt{G_m/2E\delta} \cdot a_p/\sqrt{t},$$

где a_p — расстояние между надрезами; $\delta = h - 2t$; t — ширина целой части в ослабленном сечении. Поскольку концентрация напряжений увеличивается пропорционально расстоянию между надрезами, значение a_p рекомендуется выбирать в интервале 10—30 мм.

Концентрация напряжений снижает значение измеренной прочности, так как разрушение инициируется максимальными напряжениями при сравнительно низких средних напряжениях, которые определяются в ходе испытаний. Прочность при межслойном сдвиге $\tau_{\text{вхз}}$ рассчитывается по формуле $\tau_{\text{вхз}} = P_{\text{раз}}/F$. Для образцов с двумя надрезами в разных сечениях $F = a_p b_0$, а для образцов с надрезами в одном сечении и центральным отверстием $F = 2a_p b_0$.

Модуль межслойного сдвига [301] $G_{xz} = \Delta P/(F\Delta\gamma_m)$, где $\Delta\gamma_m$ — среднее приращение деформации сдвига, соответствующее ΔP . Оно вычисляется по формуле $\Delta\gamma_m = \Delta l_c/h_1$, где Δl_c — смещение, определяемое разностью общего смещения Δ_c , измеряемого в процессе испытаний, и деформации растяжения Δl_p по формуле $\Delta l_c = \Delta_c - \Delta l_p = \Delta_c - \Delta P l_{\text{усл}}/(b_0 h E)$, где h_1 — средняя толщина одного слоя связующего, равная h/n_c (здесь n_c — число слоев волокон в образце); $l_{\text{усл}}$ — база тензомера.

Для испытаний на межслойный сдвиг используются также кольцевые образцы с надрезами (рис. 2.20). Ширина надреза примерно 5 мм, глубина немного больше $h_c/2$. Расчет предела прочности $\tau_{\text{вср}}$ при межслойном сдвиге для образца с двумя пазами (рис. 2.20, *a*) производится по формуле $\tau_{\text{вср}} = P_{\text{раз}}/F$, а для образца с четырьмя диаметрально расположенными пазами (рис. 2.20, *б*) — по формуле $\tau_{\text{вср}} = P_{\text{раз}}/(2F)$.

На показатели межслойного сдвига существенно влияют размеры и форма образцов, технологические и структурные дефекты КМ, которые трудно

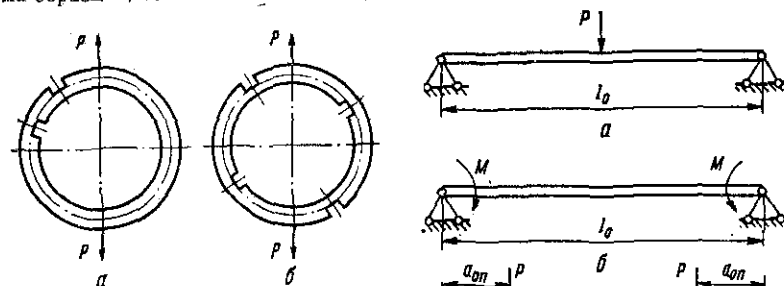


Рис. 2.20. Кольцевые образцы для испытаний на межслойный сдвиг (по окружности):

a — образец с двумя пазами; *б* — образец с четырьмя диаметрально расположенными пазами [301].

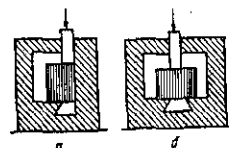


Рис. 2.21. Схемы испытаний образцов из КМ на межслойный сдвиг по одной (*a*) и двум (*б*) плоскостям [38].

Рис. 2.22. Схема нагружения образцов при испытаниях на изгиб:

a — трехточечная; *б* — четырехточечная; *в* — пятиточечная; *г* — с жестким закреплением концов [301].

учесть аналитически. Поэтому данные, полученные при этих испытаниях, можно рассматривать как условные, пригодные только для сопоставления свойств различных КМ.

Многослойные образцы испытываются также на межслойный сдвиг (рис. 2.21). Обобщенная информация о методах определения сдвиговых характеристик КМ содержится в табл. 2.3 [301].

Изгиб. Для определения упругих и прочностных характеристик при изгибе чаще всего используются призматические, реже — цилиндрические образцы. При испытаниях изотропных КМ на изгиб обычно определяют модуль упругости E_n и предел прочности при изгибе σ_n . При этом используются зависимости между экспериментально измеряемыми нагрузками P

Таблица 2.3. Методы испытаний КМ на сдвиг [301]

Метод	Определяемые характеристики		Измеряемые в эксперименте величины при определении		Форма образцов для определения		Оборудование для проведения испытаний	Недостатки и ограничения метода
	Упругие постоянные	П предел прочности	упругих постоянных	предела прочности	упругих постоянных	предела прочности		
Сдвиг в плоскости	G_{xy}	$\tau_{вхy}$	$P; \epsilon'_1; \epsilon'_2$	$P_{раз}$	Тонкая квадратная пластина с выступами для крепления в приспособлении (применяются также толстые образцы в виде кубиков)	Разрывная машина, шарнирный четырехзвенник или его модификации	Ограничено применение для ортотропных МК и для определения прочности; большое влияние краевого эффекта	
Кручение пластины двухточечная схема	G_{xy} (косвенно и другие упругие постоянные)	—	$P; \omega$	—	Тонкая квадратная пластина	Приспособление для опирания и нагружения пластины	Непригоден для определения прочности; требует высокой точности измерения нагрузки и прогиба; чувствителен к форме образца (выступы для опирания и т. п.)	
трехточечная схема	То же	—	$P; \omega_0$	—	То же	То же	То же	
Чистый сдвиг	G_{xy}	—	$P; U; \epsilon_{45}$	—	Тонкая пластина или трехслойная крестовина	Приспособление для опирания и нагружения образца	Трудности обеспечения чистого сдвига; в случае испытания трехслойной крестовины — сложная конструкция образца	
Кручение труб	G_{xy}	$\tau_{вхy}$	$M_{кр}; \Delta\phi$	$M_{кр.раз}$	Трубы, намотанные из нити (тонкостенные) или ткани (толстостенные)	Машина или установка для испытаний на кручение	При определении прочности трудно обеспечить разрушение от сдвига в плоскости армирования КМ	
Межслойный сдвиг растяжение (сжатие) стержня с надрезами	G_{xy}	$\tau_{вхz}$	$P; \Delta_0$	$P_{раз}$	Брусок с двумя надрезами в одном сечении и центральным отверстием	Брусок с одним или двумя надрезами в двух сечениях	Разрывная машина	Полученные в эксперименте характеристики являются усредненными; метод применим для качественного сопоставления разных КМ
изгиб коротких стержней	—	$\tau_{вхz}$	—	$P_{раз}$	—	Короткий стержень (с малым отношением l/h)	Разрывная машина с приспособлением для испытаний на изгиб	То же
Косвенные методы кручение стержней круглого поперечного сечения	$G_{xy}; G_{xz}; G_{yz}$	—	$M_{кр}; \Delta\phi$	—	Стержень с круглым поперечным сечением	—	Машина или установка для испытаний на кручение	Для определения прочности не применяется; для изготовления трех одинаковых типов образцов вдоль осей x, y и z необходим КМ в виде достаточно толстой плиты

Метод	Определяемые характеристики		Измеряемые в эксперименте величины при определении		Форма образцов для определения		Оборудование для проведения испытаний	Недостатки и ограничения метода
	Упругие постоянные	Предел прочности	упругих постоянных	предела прочности	упругих постоянных	предела прочности		
кручение стержней прямоугольного сечения	$G_{xy}; G_{xz}; G_{yz}$	—	$M_{кр}; \Delta\varphi$	—	Стержень с прямоугольным поперечным сечением	—	То же	Для определения прочности не применяется; сложная обработка результатов эксперимента
Растяжение анизотропной полосы	$E_x; E_y; G_{xy}; \mu_{xy}$	—	$P; \epsilon_0; \epsilon_{45}; \epsilon_{90}$	—	Прямоугольная полоса	—	Машина или приспособление для испытаний на растяжение	Необходимы независимые дополнительные испытания
Срез одинарный или двойной призматических образцов	—	$\tau_{ср}$	—	$P_{раз}$	—	Образец в виде короткого бруска или прутка	Разрывная машина (пресс) и специальное приспособление	Полученные в эксперименте характеристики являются усредненными; метод применим для качественного сопоставления разных КМ
тонких пластин	—	$\tau_{ср}$	—	$P_{раз}$	—	Образец специальной формы	Разрывная машина (пресс) и приспособление для установки образца	То же

Примечание. ϵ'_1, ϵ'_2 — относительные деформации вдоль диагоналей растяжения образца; $M_{кр}$ — крутящий момент; $M_{кр,раз}$ — крутящий момент при разрушении образца по длине мерной базы; ω_0 — прогиб в точке приложения нагрузки; Δ_c — смещение.

и соответствующими им прогибами ω балок. Например, при трехточечном изгибе стержня (рис. 2.22 а) модуль упругости E_H и предел прочности σ_H при изгибе определяются по формулам

$$E_H = P l_{оп}^3 / (48 I \omega_{max}); \quad (2.3)$$

$$\sigma_H = \frac{3}{2} P_{раз} l_{оп} / (b \omega h^2), \quad (2.4)$$

где ω_{max} — прогиб в середине пролета балки; $l_{оп}$ — расстояние между опорами. Формула (2.4) пригодна для оценки прочности при изгибе, если разрушение происходит в упругой области. Кроме нормальных напряжений в изгибаемой балке действуют касательные напряжения, влияние которых на прочность и жесткость изотропных КМ пренебрежимо мало.

Формулы (2.3) и (2.4) не учитывают возможность межслойных сдвигов, поскольку само понятие макрослоев для изотропного КМ не имеет смысла — он равнопрочен во всех направлениях. Наблюдаемая на практике некоторая анизотропия свойств реальных гомогенных материалов, связанная с влиянием пластической деформации, неравномерной кристаллизации и т. д., обычно выражена намного слабее, чем у армированных КМ, и ею при ис-

пользовании указанных зависимостей можно пренебречь. Армированный КМ представляет собой составную конструкцию, слабыми местами которой являются низкие сдвиговая жесткость и прочность в некоторых направлениях; применение к ним обычных формул теории изгиба, не учитывая структурных особенностей, может привести к грубым ошибкам.

Разрушение при изгибе изотропных КМ обычно происходит под действием нормальных напряжений. Армированные анизотропные КМ в зависимости от размеров образца могут при трехточечном изгибе разрушаться как от нормальных, так и от касательных нагрузок. В последнем случае формула (2.4) для вычисления прочности неприменима, поскольку при таких испытаниях определяется не прочность при изгибе, а предел прочности $\tau_{вхз}$ при межслойном сдвиге, и рабочая формула для ее расчета имеет вид [301]

$$\tau_{вхз} = \frac{3}{4} P_{раз} / (b \omega h). \quad (2.5)$$

Таким образом, при испытаниях на изгиб в зависимости от характера разрушения образца можно определить прочность при изгибе или при межслойном сдвиге. На практике в образце всегда действуют и нормальные, и сдвиговые напряжения, поэтому при определении свойств анизотропных КМ на изгиб следует учитывать их взаимное влияние.

Трехточечный изгиб. Наиболее распространен трехточечный изгиб (рис. 2.22, а), когда свободно опирающийся на две опоры образец нагружается в середине пролета сосредоточенной силой P . Для расчета модуля упругости при испытаниях слоистых КМ на трехточечный изгиб следует пользоваться уточненными зависимостями [302], учитывающими влияние сдвиговых деформаций и связывающими максимальный прогиб ω_{\max} балки посредине пролета с приложенной силой P , истинным модулем упругости при изгибе $E_n^{\text{ист}}$ и модулем межслойного сдвига G_{xz} :

$$\omega_{\max} = - (Pl_0^3 / 48E_n^{\text{ист}}I) [1 + \alpha_h (h/l_0)^2 E_n^{\text{ист}} / G_{xz}]. \quad (2.6)$$

Здесь α_h — коэффициент, зависящий от формы поперечного сечения балки (для прямоугольного сечения $\alpha_h \approx 1,2$). Истинный модуль упругости при изгибе $E_n^{\text{ист}}$ связан с фиктивным модулем E_n , рассчитываемым по формуле (2.3), соотношением

$$1/E_n = 1/E_n^{\text{ист}} + (1,2/G_{xz}) (h/l_0)^2. \quad (2.7)$$

Чем больше отношение толщины образца к его длине (h/l_0) и чем больше степень анизотропии КМ, характеризуемая отношением $E_n^{\text{ист}}/G_{xz}$, тем больше отличается значение истинного модуля упругости $E_n^{\text{ист}}$ от фиктивного E_n [303].

С помощью единичного эксперимента по формуле (2.6) нельзя вычислить модули упругости, поскольку она содержит две неизвестные величины $E_n^{\text{ист}}$ и G_{xz} (экспериментально в процессе испытания замеряются ω_{\max} и P). Чтобы получить значения $E_n^{\text{ист}}$ и G_{xz} , испытываются несколько образцов с разным отношением h/l_0 , и строится график, по оси абсцисс которого откладывается величина $(h/l_0)^2$, а по оси ординат — $(1/E_n)$ [303]. В этих координатах зависимость (2.7) должна изображаться прямой линией, пересекающей ось ординат в точке, соответствующей $(1/E_n^{\text{ист}})$, а тангенс угла наклона этой прямой к оси абсцисс равен $1,2/G_{xz}$. Значения $E_n^{\text{ист}}$ и G_{xz} определяются методом наименьших квадратов:

$$E_n^{\text{ист}} = (mS_{11} - S_1^2) / (S_{11}S_2 - S_1S_2);$$

$$G_{xz} = 1,2 (mS_{11} - S_1^2) / (mS_{12} - S_1S_2),$$

где $S_1 = \sum_{j=1}^m (h/l_j)^2$; $S_{11} = \sum_{j=1}^m (h/l_j)^4$; $S_2 = \sum_{j=1}^m 1/E_{nj}$; $S_{12} = \sum_{j=1}^m (1/E_{nj}) \times$

$\times (h/l_j)^2$; E_{nj} определяется по формуле (2.3); m — число экспериментальных точек, равное сумме всех замеров hn/l_j (здесь n — число измерений прогиба при $h/l_j = \text{const}$).

Графики, полученные при определении модуля упругости и модуля межслойного сдвига стеклотекстолита и некоторых боропластиков по изложенной методике, представлены на рис. 2.23.

Модули упругости $E_n^{\text{ист}}$ и G_{xz} определяются также с помощью построения графика в координатах $l_0^2 - |\omega_{\max}|/l_0$, который в соответствии с выражением (2.6) должен представлять собой прямую линию. При этом испытываются партии образцов одинакового поперечного сечения, но различной длины l_0 . Отрезок, отсекаемый прямой от оси ординат, равен $P\alpha_h/(4G_{xz}F)$, а тангенс угла наклона к оси абсцисс равен $P/(48E_n^{\text{ист}}I)$.

Значения $E_n^{\text{ист}}$ и G_{xz} находятся графически или методом наименьших квадратов [303].

Уточненная формула для расчета максимальных нормальных напряжений σ^* при изгибе имеет вид [301]

$$\sigma^* = \sigma_n \left(1 + \frac{1}{15} \kappa_a^2 - \frac{1}{525} \kappa_a^4 \right), \quad (2.8)$$

а для расчета максимальных сдвиговых напряжений [301] —

$$\tau_{xz}^* = \tau_{\text{вхз}} \left(1 - \frac{1}{60} \kappa_a^2 + \frac{1}{12\,600} \kappa_a^4 \right). \quad (2.9)$$

Здесь σ_n и $\tau_{\text{вхз}}$ определяются по формулам (2.4) и (2.5) соответственно; $\kappa_a = (\pi h/2l_0) \sqrt{E_n G_{xz}}$ — параметр анизотропии.

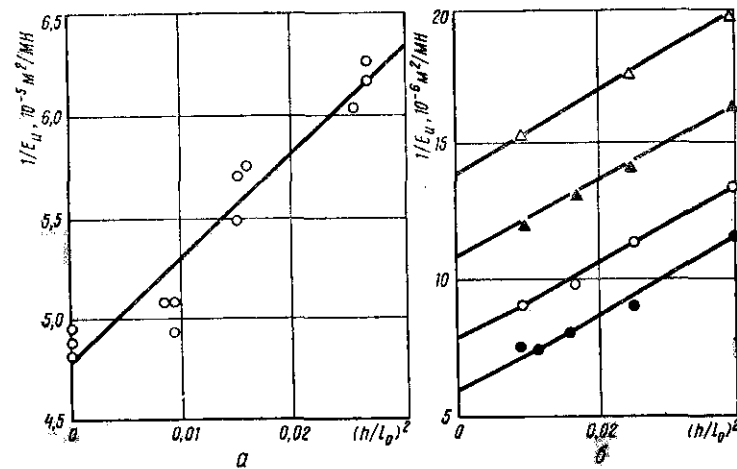


Рис. 2.23. Экспериментальные графики для определения модуля упругости E_n и модуля сдвига G_{xz} стеклотекстолита ЭФ 32-301 (а) и боропластиков (б). Укладка волокон у боропластиков:

Δ — : 1 : 1 : 1; \blacktriangle — 1 : 1; \circ — 2 : 1; \bullet — 1 : 0; для стеклотекстолита $E_n = 21\,000 \text{ МН/м}^2$; $G_{xz} = 21\,000 \text{ МН/м}^2$ [301].

Различие между результатами, полученными при использовании формул (2.4) и (2.8) для расчета прочности по нормальным напряжениям и формул (2.5) и (2.9) — по касательным, существенно только для боро- и углепластиков при больших отношениях h/l_0 . При $\kappa_a < 1,2$ без ущерба для практической точности прочность можно рассчитывать по формулам (2.4) и (2.5).

Величина максимальных касательных напряжений τ_{\max} в изгибаемой по трехточечной схеме балке изменяется обратно пропорционально отношению l_0/h и прямо пропорционально величине нормальных напряжений σ в соответствии с формулой $\tau_{\max} = \frac{1}{2} \sigma_{\max} / (l_0/h)$. Эта зависимость справедлива как для изотропных, так и для анизотропных КМ, но у первых прочность при сдвиге высока, а их разрушение от касательных напряжений практиче-

Таблица 2.4. Методы испытаний

Метод	Определяемые характеристики		Измеряемые в эксперименте величины при определении		Форма образцов для определения		Оборудование для проведения испытаний	Недостатки и ограничения метода
	Упругие постоянные	Предел прочности	упругих постоянных	предела прочности	упругих постоянных	предела прочности		
Трехточечная схема	$E_{yx}; E_{xy}; G_{xz}; G_{yz}$	$\sigma_{yx}; \sigma_{xy}$	$P; \omega$	$P_{раз}$	Прямоугольный параллелепипед (брусек)	Разрывная машина с приспособлением для испытаний на изгиб	Для определения упругих постоянных необходимо иметь серию образцов с разными отношениями h/l_0 . В зависимости от величины отношения h/l_0 возможно разрушение образца от нормальных или касательных напряжений	
Четырехточечная схема	$E_x^p, E_y^p, E_x^c, E_y^c$	σ_{yx}	$P; e_x^p, e_y^p, e_x^c, e_y^c$	$P_{раз}$	Прямоугольный параллелепипед (брусек), трехслойная балка	Разрывная машина с приспособлением для испытаний на изгиб или специальное приспособление	При неправильном выборе отношения c/l_0 возможно разрушение образца от межслойного сдвига или смятия — среза; грубые ошибки при больших прогибах. В случае испытаний трехслойных балок — сложная конструкция образцов	
Пятиточечная схема	$E_{yx}; E_{xy}; G_{xz}; G_{yz}$	—	$P; \omega$	—	Прямоугольный параллелепипед	—	Специальное приспособление	Сложная схема нагружения
Чистый изгиб	$E_x^p, E_y^p, E_x^c, E_y^c$	$\sigma_{yx}; \sigma_{xy}$	$M; e_x^p, e_y^p, e_x^c, e_y^c$	$M_{раз}$	Прямоугольный параллелепипед (брусек)	То же	Сложность создания чистого изгиба, опасность зоны краевого эффекта	

Примечание. E_{yx}, E_{xy} — модули упругости в направлениях x и y , определенных x и y при растяжении (р) и сжатии (с); σ_{yx}, σ_{xy} — пределы прочности при изгибе (р) и сжатии (с).

ски никогда не происходит. В слоистых же КМ с низкой прочностью при межслойном сдвиге величина максимальных касательных напряжений при малых отношениях l_0/h может превысить предел прочности при сдвиге, в результате материал разрушится путем расслоения вблизи нейтральной оси образца-балки, в отличие от разрушения под действием нормальных напряжений, сопровождаемого первоначальным разрывом поверхностных растянутых или сжатых слоев. На практике существует переходная область значений l_0/h , в которой происходит смешанное разрушение от обоих видов напряжений, связанное с разбросом прочности при сдвиге, который вызван несовершенством технологии.

Для испытания армированных пластиков на межслойный сдвиг рекомендуются образцы с отношением $l_0/h \approx 5$, а для испытаний на чистый изгиб — с отношением $l_0/h > 30$ [301]. Для армированных металлов рекомендованных размеров образцов нет; их определяют опытным путем. При испытаниях на изгиб всегда следует указывать вид разрушения образца, чтобы избежать ошибок в интерпретации полученных результатов. Поскольку в образцах с малым значением отношения l_0/h напряженное состояние неопределенно, результаты их испытаний можно использовать только для

армированных КМ на изгиб [301]

деляемые при испытаниях на изгиб; $E_x^p, E_x^c, E_y^p, E_y^c$ — модули упругости в направлениях x и y ; $e_x^p, e_x^c, e_y^p, e_y^c$ — деформации в направлениях x и y при растяже-

качественного сопоставления сопротивления различных КМ межслойному сдвигу.

Чистый изгиб. Испытания на чистый изгиб позволяют установить разномодульность материала при растяжении и сжатии. Нагружение образца при чистом изгибе происходит путем приложения сосредоточенных изгибающих моментов по его концам (см. рис. 2.22, б). Практически это достигается за счет поворота специальных блоков-головок, в которых закреплены концы образцов. При чистом изгибе отсутствуют сдвиговые деформации, напряженное состояние по всей длине образца однородно и разрушение за счет касательных напряжений исключается. При таких испытаниях могут быть определены модули упругости при растяжении E_n^p и сжатии E_n^c , а также предел прочности σ_n . Для определения модулей используются следующие соотношения [301]:

$$E_n^p = \frac{1}{2} (M/W) (e^p + e^c) / (e^p)^2;$$

$$E_n^c = \frac{1}{2} (M/W) (e^p + e^c) / (e^c)^2;$$

где ϵ^p и ϵ^c — относительные деформации крайних растянутых и сжатых волокон балки, определяемые экспериментально.

Модули упругости могут быть рассчитаны также по результатам измерений максимального прогиба ω_{\max} посередине образца: $E_H = M l_0^2 / (8 \omega_{\max} I)$ или угла φ поворота концевого сечения стержня: $E_H = M l_0 / (2 I \varphi)$, где $I = b_0 h^3 / 12$ — момент инерции сечения образца.

Предел прочности при чистом изгибе при разрушении без остаточных деформаций рассчитывается по формуле $\sigma_H = M_{\text{раз}} / W$, где $M_{\text{раз}}$ — разрушающий изгибающий момент.

Четырехточечный изгиб. Этот вид испытаний позволяет определить модуль упругости и прочность при изгибе на образцах меньшего размера по сравнению с испытаниями на чистый изгиб. Испытания по четырехточечной схеме проводят двумя способами. При первом две одинаковые силы P прикладываются внутри пролета на одинаковом расстоянии $a_{\text{оп}}$ от опор (см. рис. 2.22, *а*), при втором силы прикладываются вне пролета l_0 на расстоянии $c_{\text{оп}}$ от опор (см. рис. 2.22, *б*). При четырехточечной схеме нагружения чистый изгиб наблюдается на участке между точками приложения сил первым способом и между опорами — вторым. Однако, когда силы действуют внутри пролета, деформации сдвига действуют на участках $c_{\text{оп}}$ и их влияние сказывается на величине прогиба балки. Более корректным и надежным является второй способ. Касательные напряжения действуют на отрезках $c_{\text{оп}}$, а вся рабочая часть образца между опорами испытывает чистый изгиб, при котором прогиб не зависит от сдвиговой жесткости материала. В этом случае связь между максимальным прогибом ω_{\max} и приложенными силами P_{\max} выражается той же зависимостью, что для изотропных КМ:

$$\omega_{\max} = P_{\max} c_{\text{оп}}^2 / (8 E_H I).$$

Опасность разрушения от касательных напряжений на участке $c_{\text{оп}}$ предотвращается при выполнении условия [301] $c_{\text{оп}} / h > \frac{1}{4} \sigma_H / \tau_{\text{вхз}}$.

Существуют также методы испытаний на изгиб по пятиточечной схеме (рис. 2.22, *в*) и с жестким закреплением концов образца (рис. 2.22, *г*), их анализ применительно к анизотропным КМ сложен, и поэтому такие схемы используются редко.

Краткая характеристика методов испытаний КМ на изгиб содержится в табл. 2.4.

2.1.2. Динамические методы

Ультразвуковой метод. В зависимости от соотношения длины волны λ_n и размеров образца в материале могут распространяться различные типы волн (рис. 2.24). Если размеры образца намного превышают длину волны (неограниченная среда), в нем появляются чисто продольные и чисто поперечные (сдвиговые) волны. В тонких пластинах, толщина которых существенно меньше λ_n (среда, ограниченная только в одном измерении), могут возбуждаться изгибные волны; в стержнях с диаметром $d \approx \lambda_n$ — продольные волны. На поверхности твердых тел могут распространяться поверхностные волны (волны Рэлея), являющиеся разновидностью поперечных волн, локализованных в слое толщиной $\lambda_n = 2\lambda_n$. Скорость распространения различных типов волн неодинаковая.

В изотропном теле неограниченных размеров продольные волны распространяются со скоростью [161]

$$c^p = \sqrt{E/\gamma} (1 - \mu) / [(1 + \mu)(1 - 2\mu)].$$

Скорость распространения поперечных волн в изотропном КМ

$$c_t^p = \sqrt{G/\gamma} = \sqrt{0,5(E/\gamma)/(1 + \mu)}.$$

В тонкой ортотропной пластине, главные направления анизотропии которой совпадают с осями координат x и y , скорости распространения продольных (c_x^p и c_y^p) и сдвиговых (c_G) волн по главным направлениям рассчитываются по формулам [161]:

$$c_x^p = \sqrt{E_x / [\gamma(1 - \mu_{yx}\mu_{xy})]}; \quad (2.10)$$

$$c_y^p = \sqrt{E_y / [\gamma(1 - \mu_{yx}\mu_{xy})]}; \quad (2.11)$$

$$c_G^s = \sqrt{G_{xy} / \gamma}. \quad (2.12)$$

Пять упругих постоянных ($E_x, E_y, G_{xy}, \mu_{xy}, \mu_{yx}$) тонкой ортотропной пластины, которая рассматривается как двумерная среда, определяются по скоростям c_x^p и c_y^p продольных волн и c_G^s сдвиговой волны, распространяющейся в направлении, составляющем угол 45° с осями координат. Коэффициенты Пуассона такой пластины вычисляются по формулам [161]

Рис. 2.24. Основные типы волн в твердых телах:

а — продольные; *б* — поперечные (сдвиговые); *в* — изгибные; *г* — продольные в стержне с диаметром $d \approx \lambda_n$ [161].

$$\mu_{xy} = -\frac{(c_G^s/G_y)^2 + \sqrt{(c_G^s/c_y^p)^4 - (c_G^s/c_y^p)^2 - (c_x^p/c_y^p)^2 + (c_x^p/c_y^p)^2}}{c_x^p/c_y^p};$$

$$\mu_{yx} = -\frac{(c_G^s/c_x^p)^2 + \sqrt{(c_G^s/c_x^p)^4 - (c_G^s/c_x^p)^2 - (c_y^p/c_x^p)^2 + (c_y^p/c_x^p)^2}}{c_y^p/c_x^p}.$$

После определения μ_{xy} и μ_{yx} из формул (2.10) и (2.11) рассчитываются E_x и E_y , а из формулы (2.12) — G_{xy} .

Коэффициенты упругости a_{ik} однонаправленного КМ, являющегося трансверсально-изотропным, могут быть определены также путем измерения скорости распространения ультразвуковых продольных и сдвиговых волн в пяти направлениях по формулам [38]: $a_{11} = \gamma (c_{11}^p)^2$; $a_{22} = a_{33} = \gamma (c_{22}^p)^2$; $a_{23} = a_{33} - 2\gamma (c_{23}^p)^2$; $a_{55} = a_{66} = \gamma (c_{21}^p)^2$; $a_{13} = a_{12} = -a_{66} + \{4a_{11}a_{23} + a_{11}a_{66} + a_{33}a_{66} + a_{66}^2 - 2(a_{11} + a_{33} + 2a_{66})\gamma (c_2^p)^2 + [2\gamma (c_2^p)^2]^2\}^{\frac{1}{2}}$, где a_{11}, a_{22}, a_{33} — коэффициенты упругости, относящиеся

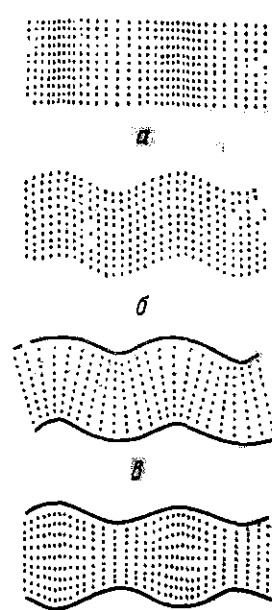


Таблица 2.5. Зависимость параметров

ν_0	α_0 при $b_0 = 0,5h$	α_1 при $b_0 = h$	α_2 при $b_0 = 1,5h$	α_3 при $b_0 = 2h$
0,3	0,0133	0,0240	0,0481	0,0750
0,4	0,0150	0,0383	0,0760	0,1099
0,5	0,0188	0,0568	0,1016	0,1406
0,6	0,0243	0,0690	0,1262	0,1661
0,7	0,0311	0,0932	0,1475	0,1869
0,8	0,0391	0,1099	0,1663	0,2037
0,9	0,0484	0,1263	0,1822	0,2174
1,0	0,0574	0,1408	0,1958	0,2287
1,2	0,0770	0,1663	0,2175	0,2459
1,4	0,0838	0,1869	0,2336	0,2536
1,6	0,1239	0,2038	0,2459	0,2678
1,8	0,1282	0,2175	0,2556	0,2746
2,0	0,1398	0,2287	0,2633	0,2808

Примечание. Для практических целей рекомендуется использовать образцы, соответствующие к осям 1, 2, 3; a_{44} , a_{55} , a_{66} — коэффициенты упругости, связанные с действием сдвига в плоскостях 23, 31, 12; a_{12} , a_{13} , a_{23} (a_{ij}) — коэффициенты упругости, характеризующие нормальные напряжения, действующие в направлении i из-за нормальных деформаций в направлении j ; c_{11}^B — скорость распространения продольной волны в направлении 1, совпадающем с направлением укладки волокон; c_{22}^B — скорость распространения продольной волны в направлении 2, перпендикулярном волокнам; c_{21}^B и c_{23}^B — скорость распространения сдвиговых волн перпендикулярно волокнам в плоскостях 21 и 23 соответственно; c_3^B — скорость распространения сдвиговой волны под углом 45° к оси 1 в плоскости, образованной пересечением направления распространения волны с осью 1. Обычно для упругих постоянных, определяемых динамическими методами, разброс экспериментальных результатов меньше, чем для таковых, определяемых статическими методами.

Для полной характеристики ортотропных КМ, которые нельзя представить в виде двумерных пластин, необходимо вычислить девять упругих постоянных. Уравнения для их расчета на основании измерений скорости распространения ультразвуковых волн в общем виде очень громоздки [451]. Только шесть постоянных можно получить в результате экспериментального определения скоростей распространения волн простого типа; для определения остальных трех необходимо использовать колебания смешанного типа [38].

Вибрационный метод [67, 281]. С помощью вибрационного метода определяются модули нормальной упругости и сдвига КМ. Первые находят по зависимостям, связывающим их с частотами собственных изгибных и продольных колебаний, путем экспериментального определения этих частот для призматических образцов. Метод отличается от статических методов определения модулей упругости быстротой, простотой и высокой точностью измерения. С помощью вибрационного метода, так же как и с помощью других динамических методов, получают значения модулей, усредненных по всему объему образца, статическими методами определяется модуль только на поверхности образца, в местах установки тензометров или наклеивания датчиков.

анизотропии α_2/α_1 от величин α_0 и ν_0 [67]

α_0 при $b_0 = 3h$	α_2/α_1	α_3/α_1	α_4/α_2	α_5/α_0
0,1262	2,004	3,125	1,682	7,639
0,1663	1,984	2,869	1,513	7,327
0,1958	1,829	2,475	1,393	7,479
0,2175	1,789	2,407	1,309	6,835
0,2336	1,583	2,005	1,250	6,009
0,2467	1,513	1,854	1,211	5,210
0,2567	1,443	1,721	1,181	4,492
0,2633	1,391	1,624	1,151	3,984
0,2750	1,308	1,479	1,118	3,194
0,2833	1,250	1,382	1,097	3,082
0,2896	1,207	1,314	1,081	2,161
0,2944	1,175	1,263	1,072	2,142
0,2980	1,151	1,229	1,062	2,009

резко отличающиеся по ширине, например: $b = 0,5h$; $b = 2h$ и $b = 3h$.

Образцы для испытаний ПКМ изготавливаются в виде прямоугольных параллелепипедов со следующими размерами [281]:

Толщина, мм	Длина, мм	Ширина, мм
4—6 ± 0,3	150—200 ± 2	10 ± 0,2
6,1—8 ± 0,3	200—250 ± 2	10—15 ± 0,2
8,1—12 ± 0,3	250—300 ± 2	15—20 ± 0,2

Ширину и толщину измеряют с точностью до 0,01 мм, длину — до 0,1 мм. На концы образцов из ПКМ приклеивают металлические пластинки. После замера и взвешивания образцы испытывают на вибрационной установке, с помощью которой определяют частоту их собственных колебаний.

Модули сдвига КМ определяются по экспериментально найденным частотам собственных крутильных колебаний призматических образцов (рис. 2.25) с использованием зависимостей, связывающих частоты собственных колебаний анизотропных стержней с модулями сдвига. Для ортотропных КМ зависимость первой частоты собственных крутильных колебаний f_k от модуля сдвига G_{yz} в плоскости листа следующая [67]:

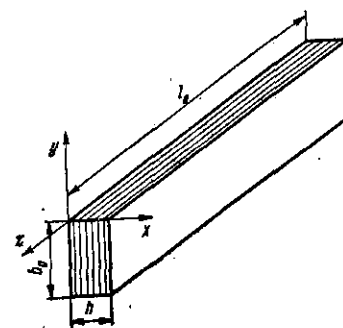
$$f_k^2 = [h^3 b_0 / (h^3 + b_0^3)] [3\alpha_0 g G_{yz} / (P_B I_0)], \quad (2.13)$$

где P_B — вес образца; g — ускорение свободного падения; α_0 — безразмерный коэффициент (табл. 2.5), зависящий от отношения сторон сечения образца и параметра ν_0 , который определяется по формуле

$$\nu_0 = \sqrt{G_{xz} / G_{yz}}. \quad (2.14)$$

Для образцов, имеющих поперечные сечения $h/b_0 = 1$ (образец 1)

Рис. 2.25. Образец для определения модулей сдвига ортотропного КМ [67].



и $h/b_0 = \frac{1}{2}$ (образец 3), отношение частот собственных крутильных колебаний составляет в соответствии с формулой (2.13) [67] $(f_3/f_1)^2 = \frac{2}{5} \alpha_3/\alpha_1$ или

$$\frac{5}{2} (f_3/f_1)^2 = \alpha_3/\alpha_1. \quad (2.15)$$

Методика определения модулей сдвига вибрационным методом сводится к экспериментальному определению первых частот собственных крутильных колебаний двух образцов различного сечения, например f_3 и f_1 , вычислению по формуле (2.15) отношения α_3/α_1 , нахождению по табл. 2.5 с помощью линейной интерполяции параметра ν_0 и соответствующих параметров α_0 (в рассматриваемом случае α_3 или α_1) и расчету по формуле (2.13) модуля сдвига G_{yz} и по формуле (2.14) — модуля сдвига G_{xz} . Аналогично для образцов с $h/b_0 = 2$ (образец 0) и $h/b_0 = \frac{1}{2}$ (образец 3) $\alpha_3/\alpha_0 = 4 (f_3/f_0)^2$; для образцов с $b_0 = 2h$ и $b_0 = h$ $\alpha_2/\alpha_1 = \frac{13}{8} (f_2/f_1)^2$; для образцов с $b_0 = 3h$ и $b_0 = 2h$ $\alpha_4/\alpha_3 = 2 (f_4/f_3)^2$. Методика определения модулей сдвига та же.

При определении модуля G_{xy} необходимо испытывать образцы, вырезанные из пластины ортотропного КМ вдоль оси y (см. рис. 2.25).

2.2. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛОТНОСТИ И ПОРИСТОСТИ

Плотность КМ определяется расчетным и гидростатическим методами. Расчетный метод применяют в тех случаях, если из КМ можно изготовить образцы правильной геометрической формы. Для образцов сложной конфигурации используют гидростатический метод. Сущность расчетного метода состоит в определении плотности по результатам измерения линейных размеров образцов и их массы. С помощью микрометра или другого измерительного инструмента определяют размеры образцов и вычисляется их объем. Плотность γ КМ рассчитывается по формуле $\gamma = m_0/v$, где m_0 — масса образца, измеренная с помощью аналитических весов; v — его объем. Перед испытанием образцы очищаются от загрязнения; те из них, которые имеют раковины, трещины, сколы, неровные кромки, отбраковываются.

Сущность гидростатического метода заключается в измерении объема по результатам взвешивания на воздухе и в жидкости. Вначале определяется масса образца на воздухе G_B , затем масса этого образца, пропитанного расплавленным парафином или покрытого тонким слоем вазелина либо лака, на воздухе (G_1) и в жидкости (G_2), имеющей плотность $\gamma_{ж}$.

Плотность КМ вычисляют по формуле $\gamma = G_B \gamma_{ж} / (G_1 - G_2)$. В качестве жидкости чаще всего используют дистиллированную воду; можно применять также этиловый спирт, безводный керосин, бензин или другое жидкое вещество с известной плотностью, хорошо смачивающее исследуемый образец без образования воздушных пузырей на его поверхности [188].

Относительную плотность КМ ($\gamma_{отн}$) в процентах вычисляют по формуле $\gamma_{отн} = (\gamma_{эк}/\gamma_T) 100$, где $\gamma_{эк}$ — плотность КМ, определенная экспериментально; γ_T — теоретическая плотность компактного КМ заданного состава, которая рассчитывается по формуле $\gamma_T = \gamma_f V_f + \gamma_m (1 - V_f)$.

Общую пористость $\Pi_{об}$ в процентах вычисляют по формуле $\Pi_{об} = 100 - \gamma_{отн} = (1 - \gamma_{эк}/\gamma_T) 100$.

Пористость в КМ может быть открытой и закрытой. Открытая пористость, обуславливающая проницаемость материалов, измеряется на изделиях, имеющих общую пористость выше 10 %, путем заполнения их жидкостью. Сухие образцы взвешивают на аналитических весах на воздухе, затем пропитывают в вакууме жидкостью, выбор которой определяется исследуемым КМ. В качестве пропитывающей жидкости для ПКМ используют дистиллированную воду с добавками, снижающими ее поверхностное натяжение. Для металлических КМ применяют дегазированное или обычное индустриальное масло, ксилолбензиловый спирт и др. Пропитанный образец взвешивают на воздухе и в воде. Открытую пористость $\Pi_{от}$ в процентах вычисляют по формуле $\Pi_{от} = (m_1 - m_2) \gamma_B / 100 [(m_1 - m_2) \gamma_{ж}]$, где m_B , m_1 , m_2 — результаты взвешивания сухого образца на воздухе, пропитанного образца соответственно на воздухе и в воде; γ_B — плотность воды; $\gamma_{ж}$ — плотность пропитывающей жидкости.

Закрытую пористость $\Pi_{зак}$ в процентах вычисляют как разность между общей $\Pi_{об}$ и открытой $\Pi_{от}$ пористостью: $\Pi_{зак} = \Pi_{об} - \Pi_{от}$.

2.3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ СОСТАВА

2.3.1. Метод взвешивания

В двухкомпонентном КМ для определения состава достаточно знать концентрацию одного из компонентов, поскольку сумма концентраций равна 100 %. Для определения содержания матрицы и волокон в полимерных КМ образец из угле-, боро- и стеклопластика или другого ПКМ массой m_B помещают в прокаленный керамический тигель массой m_T и выдерживают в печи при температуре 773—823 К до полного выгорания связующего. Образец считается выжженным, если после повторного нагрева в течение 1 ч потеря массы не превышает 0,01 г [188]. После выжигания рассчитывают массу арматуры m_f по формуле $m_f = m_3 - m_T$, где m_3 — масса тигля с образцом после выжигания.

В металлических КМ матрицу удаляют растворением в кислоте или щелочи, не реагирующей с волокнами и активно растворяющей матричный металл. После растворения определяют массу оставшихся волокон m_f . Содержание матрицы n_m и волокон n_f в КМ в процентах определяется по формулам $n_m = [(m_B - m_f)/m_B] 100$; $n_f = (m_f/m_B) 100$. При расчете содержания связующих в ПКМ вводят поправку k_3 (табл. 2.6), учитывающую их зольность [188]: $n_m = \{(m_B - m_f)/[m_B (1 - k_3)]\} 100$; $n_f = 100 - n_m$.

Объемная доля матрицы (в процентах) вычисляется по формуле [188]

$$V_m = (n_m \gamma_m (1 - \Pi_1) / [\gamma_m + n_m (\gamma_f - \gamma_m)]) 100.$$

2.3.2. Методы количественной металлографии [40, 260]

Определение концентрации фаз КМ металлографическими методами базируется на анализе микроструктур КМ. Основной принцип, положенный в основу этих методов, состоит в том, что относительное содержание

Таблица 2.6. Некоторые характеристики матриц ПКМ, необходимые для расчета их состава [188]

Марка материала	γ , 10 ⁻³ кг/м ³	k_3
КМФ	1,31	0,52
ФН	1,30	0
ЭЛТ-10	1,21	0,022
ЭМР-1	1,29	0,071
712-9М	1,27	0,206
9МР	1,20	0,587

фазы по объему в многофазной системе равно относительной доле площади, занимаемой этой фазой в произвольном плоском сечении образца, или относительной доле фазы на произвольной линии, проходящей через образец КМ, или доле беспорядочно распределенных точек, попадающих в пределы данной фазы. В соответствии с этим различают планиметрический, линейный и точечный методы определения фазового состава КМ по объему.

Планиметрический метод основывается на измерении площади, занятой исследуемой фазой на плоском сечении (шлифе) КМ (рис. 2.26). Объемная доля V_i фазы i рассчитывается по формуле $V_i = S_i/S$, где S_i — площадь, занятая фазой i ; S — вся исследуемая площадь. Площадь из-

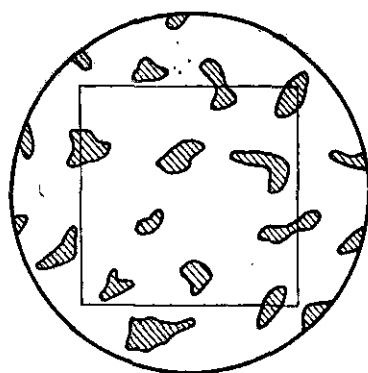


Рис. 2.26. Схема подсчета суммарной площади сечений микрочастиц внутри квадратного контура [260].

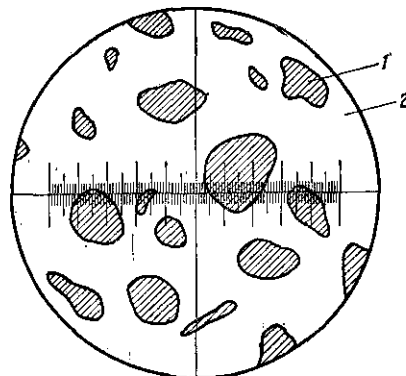


Рис. 2.27. Схема определения объемной доли фазы включения линейным методом при неподвижном шлифе: 1 — включения; 2 — матрица [260].

меряется различными способами — с помощью планиметра, вырезанием площади, занятой искомой фазой на микрофотографии, и взвешиванием отрезков фотобумаги и др. Наиболее простым способом является визуальное сравнение микрофотографий с набором эталонных карт, однако он дает низкую точность и результаты анализа существенно зависят от исследователя.

Учитывая возможную неоднородность структуры КМ, для получения достаточно надежных результатов следует использовать большое число микрофотографий. Из-за трудоемкости планиметрический метод широкого распространения не получил.

Линейный метод [260] использует равенство между объемной долей фазы и долей длины секущей линии, проходящей через эту фазу на шлифе. Метод сводится к измерению и суммированию длин отрезков секущей линии, проходящей через данную фазу, на определенной длине секущей линии (рис. 2.27). Объемная доля фазы i определяется по формуле $V_i = l_i/l_c$, где l_i — суммарная длина отрезков случайной секущей линии, проходящих через участки фазы i ; l_c — полная длина секущей линии, проходящей через исследуемое поле. Секущая линия должна пересекать структуру, характерную для всего образца, поэтому ее длина l_c должна быть достаточно большой. Например, для шлифа, изображенного на рис. 2.27, суммарная длина отрезков секущей линии, лежащих на фазе 1, составляет 42 деления ($12 + 2 + 19 + 9$), а длина всей осевой линии линейки окуляра-микрометра — 100 делений. Объемная доля фазы 1 в КМ равна 0,42, или 42%. Измерения повторяются несколько раз, и результаты расчетов усредняются.

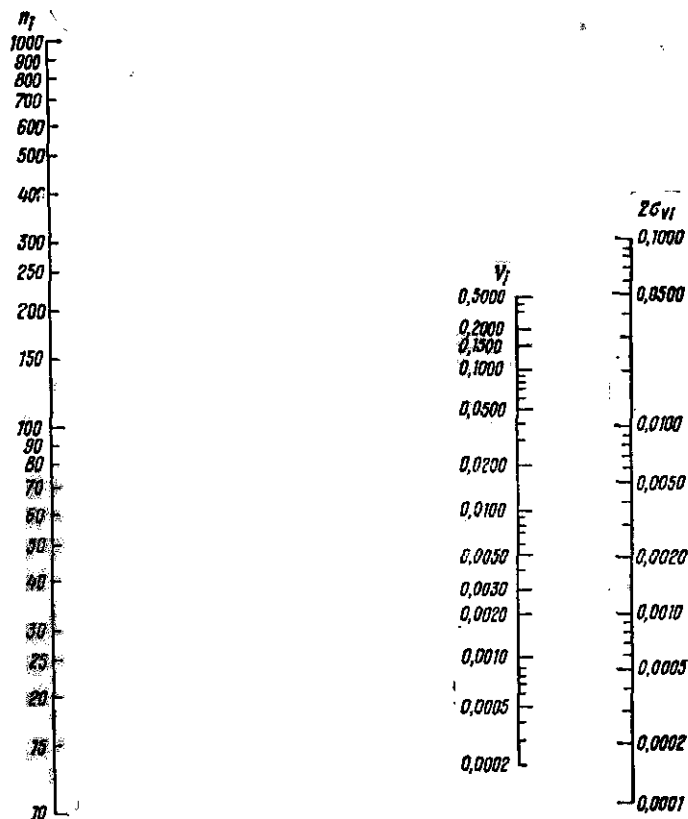


Рис. 2.28. Номограмма для определения точности линейного анализа [40].

Если число фаз в КМ больше двух, измеряются и суммируются длины отрезков, пересекающих каждую из них в отдельности. В итоге получаются доли объема всех фаз. Точность линейного метода зависит от числа участков фазы, попадающих на секущую, и объемной доли этой фазы. Для определения числа пересекаемых участков n_i , необходимых для получения заданной среднеквадратичной ошибки σ_{V_i} при данной доле фазы V_i , пользуются номограммой (рис. 2.28) [40]. Чтобы определить погрешность измерений, следует приложить линейку поперек трех шкал и найти ошибку σ_{V_i} , связанную с данным числом пересекаемых участков n_i данной объемной доли V_i фазы.

Точечный метод основан на том, что доля беспорядочно нанесенных на микрофотографию точек, попадающих на изображение исследуемой фазы, равна объемной доле этой фазы. На практике обычно используют упорядоченную систему точек (сетку с крупными ячейками), предполагая, что структурные составляющие распределены хаотически (рис. 2.29). При этом следует учитывать, что расстояние между узловыми точками должно быть больше размеров исследуемых фаз. Объемная доля фазы i вычисляется

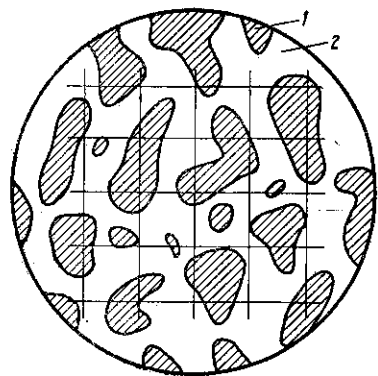
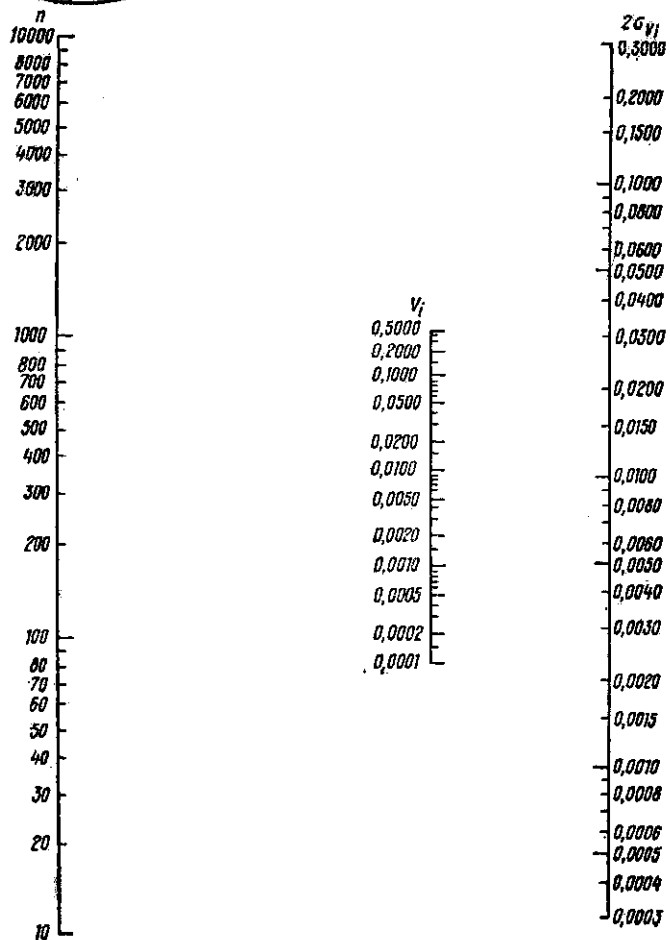


Рис. 2.29. Схема определения объемных долей фаз 1 и 2 точечным методом путем наложения квадратной сетки с 25 узловыми точками: 1 — включения; 2 — матрица [260].

Рис. 2.30. Номограмма для определения точности точечного анализа [40].



по формуле $V_i = n_i/n$, где n_i — число точек, попавших на участки фазы i , n — общее число точек, нанесенных на изображение.

При малых концентрациях фазы в некоторых полях зрения на нее может не попасть ни одной узловой точки. В таком случае число узловых точек сетки, умноженное на число таких «пустых» полей зрения, обязательно должно войти в общее число точек, использованных в процессе анализа. Число точек, попавших на данную фазу, надо разделить на общее число точек, чтобы вычислить объемную долю фазы [260]. Например, при определении доли фазы включения на рис. 2.29 использовали сетку с 25 узловыми точками. При изучении 100 полей зрения в 90 полях на исследуемой фазе узловых точек нет, а в остальных 10 полях на нее попали 13 узловых точек. Доля этой фазы рассчитывается как отношение 13 к общему числу точек, использованных при анализе, т. е. к $100 \cdot 25 = 2500$. Она равна $13 : 2500 \cdot 100 = 0,52\%$ [260]. Соотношение между общим числом точек n , объемной долей фазы V_i и среднеквадратичной ошибкой определения объемной доли σ_{V_i} может быть установлено с помощью номограммы (рис. 2.30) [40].

Точечный метод применяется для определения объемной доли дисперсных микроструктурных составляющих, а линейный — для более грубых. В армированных КМ для определения V_f и V_m используются поперечные шлифы. Точечный и линейный методы могут быть полностью автоматизированы. Для микроструктурного анализа КМ и определения их состава широко используются приборы типа «Квантимет», «Классимат», «Видеомат», позволяющие измерять несколько десятков полей в 1 мин и автоматически выдавать необходимые данные, рассчитанные с помощью ЭВМ.

МЕЖФАЗНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ

3.1. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ И КИНЕТИЧЕСКАЯ СОВМЕСТИМОСТЬ КОМПОНЕНТОВ

Большинство КМ — представители термодинамически неравновесных систем, для которых характерно наличие развитой сети внутренних границ раздела и градиентов химических потенциалов элементов в матрице и армирующих элементах. Эти градиенты являются движущей силой процессов межфазного взаимодействия, в частности взаимной диффузии и химических реакций. Межфазное взаимодействие в ограниченной степени необходимо для получения КМ с оптимальными свойствами, однако интенсивное взаимодействие обычно приводит к ухудшению механических свойств КМ.

Химическое взаимодействие может происходить как при изготовлении КМ, так и при их высокотемпературной эксплуатации. Интенсивное межфазное взаимодействие — главное препятствие на пути создания жаропрочных КМ. Для того чтобы КМ обладал стабильными свойствами при повышенных температурах, его компоненты должны быть химически совместимы. Понятие химической совместимости включает понятия термодинамической совместимости и кинетической совместимости.

Термодинамическая совместимость — способность матрицы и армирующих элементов находиться в состоянии термодинамического равновесия неограниченное время при температурах получения и эксплуатации. Термодинамически совместимы в изотермических условиях ограниченное число КМ, состоящих из компонентов, практически нерастворимых друг в друге в широком интервале температур (например, $\text{Cu} - \text{W}$). Большинство КМ состоит из термодинамически несовместимых компонентов, для которых из диаграмм состояния можно определить только возможные фазовые равновесия и направленность реакций.

Кинетическая совместимость — способность компонентов КМ находиться в состоянии метастабильного равновесия, контролируемого такими факторами, как адсорбция, скорость диффузии, скорость химической реакции и т. п. Термодинамически несовместимые составляющие КМ в определенных температурно-временных интервалах могут быть совместимы кинетически и достаточно надежно работать в конструкциях. Наряду с химической совместимостью важно обеспечить механическую совместимость компонентов КМ, т. е. соответствие их упругих постоянных, к. т. р. и показателей пластичности, позволяющее достичь прочности связи, необходимой для эффективной передачи напряжений через поверхность раздела.

3.2. ВИДЫ МЕЖФАЗНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ

В соответствии с классификацией А. Меткалфа [186] по видам межфазного взаимодействия все КМ делятся на три класса. К первому относятся КМ, у которых волокна и матрица взаимно нерастворимы и не образуют химических соединений, ко второму — КМ, у которых волокна и мат-

рица образуют друг с другом твердые растворы и не образуют химических соединений, к третьему — КМ, у которых волокна и матрица взаимодействуют с образованием химических соединений. Такая классификация условна, поскольку КМ, содержащие волокна и матрицу на основе одних и тех же компонентов, могут относиться к различным классам в зависимости от концентрации легирующих элементов, условий получения и эксплуатации. Например, КМ с матрицей из чистой меди, армированной вольфрамовыми волокнами, относится к первому классу; если медь легирована небольшим количеством титана, этот же КМ следует отнести ко второму

Таблица 3.1. Классификация КМ по видам межфазного взаимодействия [186]

Первый класс	Второй класс	Третий класс
Алюминий — нержавеющая сталь *; $\text{Ag}-\text{Al}_2\text{O}_3$; $\text{Al}-\text{B}$ *; $\text{Al}-\text{B}/\text{BN}$; $\text{Al}-\text{SiC}$ *; $\text{Cu}-\text{Al}_2\text{O}_3$; $\text{Cu}-\text{W}$; $\text{Mg}-\text{B}$	Направленные эвтектики; $\text{Nb}-\text{W}$; $\text{Ni}-\text{C}$; $\text{Ni}-\text{W}$ (выше 1233 К)	$\text{Al}-\text{C}$ (выше 973 К); $\text{Al}-\text{SiO}_2$; $\text{Ti}-\text{Al}_2\text{O}_3$; $\text{Ti}-\text{B}$; $\text{Ti}-\text{SiC}$

Примечание. Звездочкой обозначена система псевдопервого класса; B/BN означает бор, покрытый нитридом бора.

классу, так как в данной системе уже появляется взаимная растворимость; при повышенных концентрациях титана на поверхности раздела появляются интерметаллические соединения и КМ следует отнести к третьему классу.

Существуют, например, КМ псевдопервого класса. Это — системы, состоящие из кинетически совместимых компонентов, в которых принципиально возможно образование новых химических соединений на поверхности раздела. Однако оптимальная технология позволяет избежать их появления в ходе технологического цикла, а эксплуатация осуществляется при достаточно низких температурах, исключающих возможность прохождения химической реакции. Например, КМ $\text{Al} - \text{B}$, полученный пропиткой борных волокон расплавленным алюминием, относится к третьему классу, так как при изготовлении композиции на границе раздела волокно — матрица образуется слой бориды алюминия. Однако этот же КМ, полученный по оптимальной технологии диффузионной сварки, следует отнести к КМ псевдопервого класса (табл. 3.1), поскольку реакция образования бориды не успевает пройти.

3.3. ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА НА ПРОЧНОСТЬ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ

Прочность поверхности раздела может быть как выше, так и ниже прочности матрицы. Часть свойств КМ определяется прочностью границы раздела на отрыв (поперечная прочность, прочность на сжатие, вязкость, разрушения), часть — прочностью границы раздела на сдвиг (продольная прочность при растяжении КМ, армированных короткими волокнами; критическая длина волокон и т. п.).

Для КМ третьего класса (см. табл. 3.1) различают три участка на графике зависимости прочности КМ от толщины реакционной зоны x_r . На первом участке выраженной зависимости σ_b от x_r не наблюдается. Здесь толщина реакционной зоны мала (в среднем 0,5—4 мкм), концентрация напряжений в ней меньше, чем концентрация напряжений, обусловленная

дефектами самого волокна. Критическое значение толщины реакционной зоны $x'_{кр}$, соответствующее первому участку, рассчитывается по формуле [236]

$$x'_{кр} \approx [E_f / (10B\sigma_{пр})]^2 r',$$

где B — коэффициент, зависящий от распределения напряжений вблизи вершины трещины; r' — радиус кривизны в вершине трещины. При $x_3 < x'_{кр}$ трещины в реакционной зоне не влияют на прочность волокна.

На втором участке прочность КМ с увеличением толщины реакционной зоны снижается. Здесь $x_3 > x'_{кр}$ и концентрация напряжения в зоне выше концентрации напряжений от собственных дефектов волокон. Средние размеры реакционной зоны для различных КМ, соответствующей второму участку, составляют 0,5—10 мкм. Существует вторая критическая толщина зоны $x''_{кр}$, которая оценивается по формуле [236]

$$x''_{кр} = [E_{пр} / (10B\sigma_{пр})]^2 r',$$

где $E_{пр}$, $\sigma_{пр}$ — модуль упругости и предел прочности продуктов реакции.

В пределах $x'_{кр} \leq x_3 \leq x''_{кр}$ прочность КМ снижается с увеличением x_3 . Предельная деформация ε_f до разрушения волокон в КМ связана с x_3 зависимостью

$$\varepsilon_f = (1/10B) (r'/x_3)^{1/2}.$$

Третий участок начинается при значениях $x_3 > x''_{кр}$. Здесь прочность волокон равна прочности продуктов реакции и не зависит от толщины реакционной зоны.

3.4. ТИПЫ СВЯЗЕЙ МЕЖДУ КОМПОНЕНТАМИ

В КМ связи между матрицей и волокнами могут быть шести типов. Механическая связь (рис. 3.1, а) осуществляется за счет чисто механического зацепления неровностей контактирующих поверхностей матрицы m и волокна f или за счет сил трения. КМ с этим типом связи имеют низкую прочность при поперечном растяжении и продольном сжатии.

Связь при смачивании и растворении (рис. 3.1, б) реализуется благодаря силам поверхностного натяжения. Обычно смачивание сопровождается

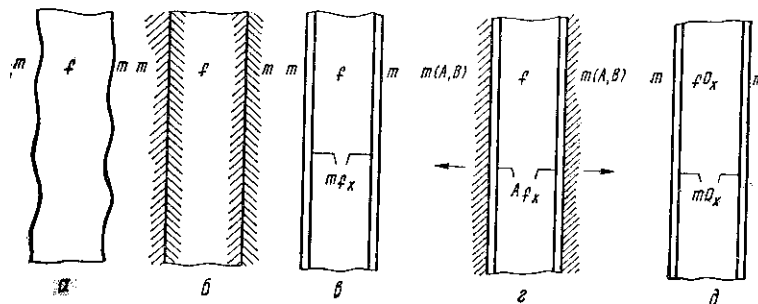


Рис. 3.1. Схемы основных типов связи:

а — механическая связь; б — связь путем смачивания и растворения, например Nb—W; в — реакционная связь, например Ti—C; г — обменно-реакционная связь, например Ti (Al) — В; д — оксидная связь [187].

небольшим растворением компонентов. Этот тип связи реализуется при пропитке волокон f расплавленной матрицей m в отсутствие химических реакций. Как и предыдущий, он характерен для КМ первого класса.

Реакционная связь (рис. 3.1, в) возникает при протекании химической реакции на границе раздела m и f с образованием новых химических соединений mf_x . Этот тип связи присущ КМ третьего класса.

Обменно-реакционная связь (рис. 3.1, г) является разновидностью реакционной связи, когда общая химическая реакция происходит в несколько стадий, одна из которых контролирует скорость образования связи. Например, матрица m из титана A , легированного алюминием B , взаимодействует с борными волокнами f в две стадии. Вначале твердый раствор алюминия в титане реагирует с бором с образованием сложного диборида Af_x , который затем реагирует с титаном, образуя диборид титана и твердый раствор алюминия в титане.

Оксидная связь (рис. 3.1, д) также может рассматриваться как разновидность реакционной связи, которая характерна для металлов m , армированных волокнами из оксидов fO_x . Эта связь реализуется за счет образования либо шпинелей на межфазных границах, либо продуктов реакции в виде оксидной пленки mO_x , через которую осуществляется связь.

Смешанный тип связи возникает в КМ псевдопервого класса после разрушения оксидных пленок и начала химического или диффузионного взаимодействия. Он реализуется, например, при частичном переходе систем псевдопервого класса в системы второго и третьего классов.

3.5. КИНЕТИКА ДИФФУЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ КОМПОНЕНТОВ

Анализ межфазного взаимодействия в КМ, компоненты которого образуют между собой твердые растворы или соединения, связан с решением двух типов задач. Первый тип — расчет распределения концентраций компонентов в диффузионной зоне по известному коэффициенту диффузии при заданных граничных и начальных условиях — решается обычно на основе уравнений диффузии Фика, описывающих закономерности переноса вещества. Целью задач второго типа является определение коэффициентов диффузии или констант (коэффициентов) скорости роста диффузионных зон по известному распределению концентраций в этих слоях.

3.5.1. Уравнения Фика

Первый закон Фика. Уравнение первого закона Фика для одномерной диффузии в направлении x записывается в виде [42]

$$j_x = -D \left(\frac{\partial C}{\partial x} \right),$$

где j_x — плотность потока вещества (в направлении x). Знак «минус» означает, что поток направлен из области с большей концентрацией в область с меньшей. Для трехмерной диффузии уравнение первого закона Фика приобретает форму $j = -D \text{grad } C$.

Второй закон Фика. Математически второй закон Фика для одномерной диффузии выражается уравнением [12, 48, 56]

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2},$$

для трехмерной диффузии — уравнением

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + D \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + D \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \quad (3.1)$$

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D (\text{div grad } C).$$

Если коэффициент диффузии D зависит от концентрации C , то

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D \frac{\partial C}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(D \frac{\partial C}{\partial z} \right).$$

Уравнение (3.1) с учетом преобразований $x = r \sin \theta \cos \varphi$; $y = r \sin \theta \sin \varphi$; $z = r \cos \theta$ в сферических полярных координатах r , θ , φ принимает вид [56]

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{D}{r^2} \left[\frac{\partial}{\partial r} \left(r^2 \frac{\partial C}{\partial r} \right) + \frac{1}{\sin \theta} \frac{\partial}{\partial \theta} \left(\sin \theta \frac{\partial C}{\partial \theta} \right) + \frac{1}{\sin^2 \theta} \frac{\partial^2 C}{\partial \varphi^2} \right]. \quad (3.2)$$

Для диффузии в среде со сферической симметрией уравнение (3.2) переходит в уравнение

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial C}{\partial r} \right), \quad (3.3)$$

так как $\frac{\partial C}{\partial \theta} = 0$ и $\frac{\partial^2 C}{\partial \varphi^2} = 0$.

С учетом $x = r \cos \theta$ и $y = r \sin \theta$ уравнение (3.1) выражается в цилиндрических координатах r , θ , z [56]

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{D}{r} \left[\frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial C}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial \theta} \left(\frac{1}{r} \frac{\partial C}{\partial \theta} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(r \frac{\partial C}{\partial z} \right) \right]. \quad (3.4)$$

При малых концевых эффектах принимается $\frac{\partial C}{\partial \theta} = 0$ и $\frac{\partial^2 C}{\partial z^2} = 0$ и уравнение (3.4) преобразуется к более простому виду

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left[\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial C}{\partial r} \right) \right], \quad (3.5)$$

3.5.2. Диффузия через плоскую поверхность [42, 48]

Диффузия из бесконечно тонкого слоя в неограниченный образец. Неограниченный образец считается бесконечной средой ($-\infty < x < \infty$). В точке x_0 находится бесконечно тонкий слой диффундирующего вещества (мгновенный источник мощностью Q_0). Во всех других точках образца в начальный момент концентрация этого вещества равна 0. В момент времени t распределение концентрации диффундирующего вещества описывается выражением

$$C(x, t) = \frac{1}{2} (Q_0 / \sqrt{\pi D t}) \exp \left[- (x - x_0)^2 / (4 D t) \right].$$

В частном случае при $x_0 = 0$

$$C(x, t) = \frac{1}{2} (Q_0 / \sqrt{\pi D t}) \exp \left[- x^2 / (4 D t) \right].$$

Максимального значения в этом случае концентрация достигает при $x = 0$. Распределение вещества, имеющее в начальный момент характер

δ -функции, со временем изменяется, как показано на рис. 3.2. Максимум кривой распределения соответствует $C_{\text{max}} = \frac{1}{2} Q_0 / \sqrt{\pi D t}$.

Диффузия из слоя конечной толщины $2a_c$ в неограниченный образец. При $t = 0$ в слое конечной толщины $-a_c < x < a_c$ концентрация диффундирующего вещества постоянна и равна C_0 , а в остальных точках $C(x, 0) = 0$. При этих условиях

$$C(x, t) = (C_0/2) \left\{ \text{erf} [(a_c - x)/(2\sqrt{Dt})] + \text{erf} [(a_c + x)/(2\sqrt{Dt})] \right\},$$

где $\text{erf } z$ — функция ошибок Гаусса (или иначе интеграл вероятности) определяется по формуле

$$\text{erf } z = (2/\sqrt{\pi}) \int_0^z \exp(-\xi^2) d\xi.$$

Значения функции ошибок, ее производных и интегралов табулированы (табл. 3.2). Графики распределения концентраций при диффузии из слоя конечной толщины для различных значений Dt/a_c^2 приведены на рис. 3.3.

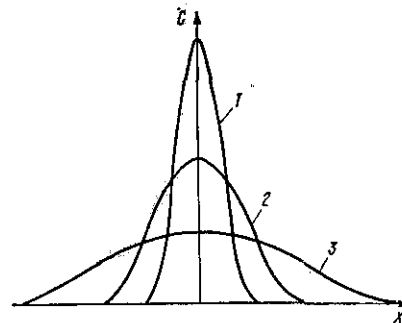


Рис. 3.2. Концентрационные кривые диффузии из бесконечно тонкого слоя в неограниченный образец: 1 — при t_1 ; 2 — при t_2 ; 3 — при t_3 ($t_3 > t_2 > t_1$) [42].

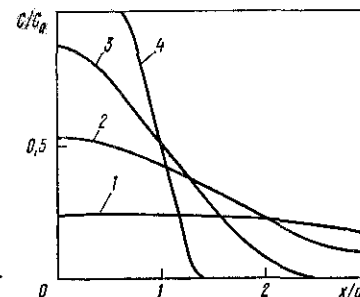


Рис. 3.3. Концентрационные кривые диффузии из слоя конечной толщины в неограниченный образец:

1 — $Dt/a_c^2 = 5$; 2 — $Dt/a_c^2 = 1$; 3 — $Dt/a_c^2 = 0,2$; 4 — $Dt/a_c^2 = 0,01$ [12]

Диффузия в полуограниченный образец. При диффузии в полуограниченный образец ($0 < x < \infty$) с нулевой начальной концентрацией $C(x, 0) = 0$ из другого полуограниченного образца ($-\infty < x < 0$) с постоянной начальной концентрацией C_0 концентрация диффундирующего вещества изменяется в соответствии с выражением

$$C(x, t) = (C_0/2) \{ 1 - \text{erf} [x/(2\sqrt{Dt})] \}$$

и распределение концентраций при различных значениях t имеет вид, изображенный на рис. 3.4.

При $t > 0$ концентрация в плоскости раздела (плоскость $x = 0$) постоянна и равна $C_0/2$. Если на плоской поверхности ($x = 0$) поддерживается постоянная концентрация C_0 , не зависящая от времени, то

$$C(x, t) = C_0 \{ 1 - \text{erf} [x/(2\sqrt{Dt})] \}.$$

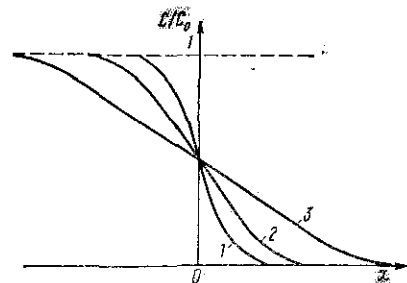
Таблица 3.2. Функция ошибок Гаусса, ее производные и интегралы

z	$\exp(z^2) \times \operatorname{erfc}(z)$	$1/2 \times \frac{z}{\exp(z^2)}$	$1/2 \times \frac{z}{\exp(z^2)}$	$\operatorname{erf} z$	$\operatorname{erfc}(z)$	$2z \operatorname{erfc}(z)$	$4z^3 \operatorname{erfc}(z)$
0	1,0	0	1,1284	0	1,0	1,1284	1,0
0,05	0,9460	0,1126	1,1256	0,05637	0,9436	1,0312	0,8921
0,10	0,8965	0,2234	1,1172	0,11246	0,88754	0,9396	0,7936
0,15	0,8509	0,3310	1,1033	0,16800	0,83200	0,8537	0,7040
0,20	0,8090	0,4336	1,0841	0,22270	0,77730	0,7732	0,6227
0,25	0,7703	0,5300	1,0600	0,27633	0,72367	0,6982	0,5491
0,30	0,7346	0,6188	1,0313	0,32863	0,67137	0,6284	0,4828
0,35	0,7015	0,6988	0,9983	0,37938	0,62062	0,5639	0,4233
0,40	0,6708	0,7692	0,9615	0,42839	0,57161	0,5043	0,3699
0,45	0,6423	0,8294	0,9215	0,47548	0,52452	0,4495	0,3223
0,50	0,6157	0,8788	0,8788	0,52050	0,47950	0,3993	0,2799
0,6	0,5678	0,9447	0,7872	0,60386	0,39614	0,3119	0,2090
0,7	0,5259	0,9678	0,6913	0,67780	0,32220	0,2402	0,1541
0,8	0,4891	0,9520	0,5950	0,74210	0,25790	0,1823	0,1120
0,9	0,4565	0,9035	0,5020	0,79691	0,20309	0,1364	0,0803
1,0	0,4276	0,8302	0,4151	0,84270	0,15730	0,1005	0,0568
1,2	0,3785	0,6416	0,2673	0,91031	0,08969	0,0521	0,0272
1,4	0,3387	0,4450	0,1589	0,95228	0,04772	0,0253	0,0122
1,6	0,3060	0,2791	0,0872	0,97635	0,02365	0,0115	0,0052
1,8	0,2786	0,1591	0,0442	0,98909	0,01091	0,0049	0,0021
2,0	0,2554	0,0827	0,0207	0,99532	0,00468	0,0020	0,0008
2,5	0,2108	0,0109	0,0022	0,99959	0,00041	0,0001	—
3,0	0,1790	0,0008	0,0001	0,99998	0,00002	—	—

Примечание. Выражением $\operatorname{erfc}(z)$ обозначена разность $1 - \operatorname{erf} z$.

Диффузия в образце конечных размеров. Диффузия в пластину толщиной l_n с нулевой начальной концентрацией и постоянной концентрацией C_0 на концах (концы пластины совпадают с плоскостями $x = 0$ и $x = l_n$) описывается уравнением

$$C(x, t)/C_0 = 1 - \frac{4}{\pi} \sum_{n=0}^{\infty} [1/(2n+1)] \exp[-(2n+1)^2 \pi^2 Dt/l_n^2] \times \sin[(2n+1)\pi x/l_n].$$



При $t \geq 0,05 l_n^2/D$ для практических расчетов ограничиваются одним членом ряда

$$C(x, t)/C_0 \approx 1 - \frac{4}{\pi} \times \exp(-\pi^2 Dt/l_n^2) \sin(\pi x/l_n).$$

Рис. 3.4. Концентрационные кривые диффузии из одного полуограниченного образца в другой:

1 — при t_1 ; 2 — при t_2 ; 3 — при t_3 ($t_3 > t_2 > t_1$) [12].

Количество вещества, проникающего в пластину за время t через поверхность S , определяется из соотношения

$$m(t_n, t)/(C_0 l_n S) = 1 - \frac{8}{\pi^2} \exp(-\pi^2 Dt/l_n^2).$$

Если вещество уходит из пластины, имевшей постоянную начальную концентрацию, через границы ($x = 0$, $x = l_n$), на которых поддерживается нулевая концентрация, то

$$C(x, t) = (4C_0/\pi) \sum_{n=0}^{\infty} [1/(2n+1)] \exp[-(2n+1)^2 \pi^2 Dt/l_n^2] \times \sin[(2n+1)\pi x/l_n].$$

3.5.3. Диффузия в среде со сферической симметрией [56, 246]

Распределение концентрации C вещества, диффундирующего в сферически-симметричном слое, определяется выражением

$$C = C_0 + [(C_1 - C_0)(r_2 - r) r_1 + (C_2 - C_0)(r - r_1) r_2] / [r(r_2 - r_1)] + [2(C_1 - C_0) r_1 / (\pi r)] \sum_{n=1}^{\infty} [(-1)^n / n] \sin[(r_2 - r) n \pi / (r_2 - r_1)] \times \exp[-n^2 \pi^2 Dt / (r_2 - r_1)^2] + [2(C_2 - C_0) r_2 / (\pi r)] \times \sum_{n=1}^{\infty} [(-1)^n / n] \sin[(r - r_1) n \pi / (r_2 - r_1)] \exp[-n^2 \pi^2 Dt / (r_2 - r_1)^2],$$

где C_1 — концентрация на внутренней границе сферического слоя ($r = r_1$) в течение всего времени диффузии; C_2 — концентрация на внешней границе сферического слоя ($r = r_2$) в течение всего времени диффузии. Эту формулу используют при больших значениях t (точнее, больших параметрических числа Фурье $Dt/(r_2 - r_1)^2$). При $(Dt/(r_2 - r_1)^2) \ll 1$ удобнее пользоваться выражением

$$C = C_0 + (C_1 - C_0)(r_1/r) \sum_{n=0}^{\infty} \{ \operatorname{erfc}[2n(r_2 - r_1) + r - r_1] / (2\sqrt{Dt}) - \operatorname{erfc}[2(n+1)(r_2 - r_1) - (r - r_1)] / (2\sqrt{Dt}) \} + (C_2 - C_1)(r_2/r) \sum_{n=0}^{\infty} \{ \operatorname{erfc}[(2n+1)(r_2 - r) - (r - r_1)] / (2\sqrt{Dt}) - \operatorname{erfc}[(2n+1)(r_2 - r_1) + r - r_1] / (2\sqrt{Dt}) \},$$

где erfc означает $1 - \operatorname{erf}$.

Количество вещества, поглощенного или выделенного за время t в процессе диффузии из сферически-симметричного слоя при нулевой начальной концентрации ($C_0 = 0$) и при больших значениях t , определяется выражением

$$m(t) = 4\pi \int_{r_1}^{r_2} C(r, t) r^2 dr = 2\pi r_1 r_2 (r_2 + r_1) (C_1 - C_2) +$$

$$+ 4\pi (C_2 r_2 - C_1 r_1) (r_2^2 + r_2 r_1 + r_1^2) / 3 - [8(r_2 - r_1) / \pi] \times$$

$$\times \sum_{n=1}^{\infty} \{ [r_2 C_2 (-1)^n - r_1 C_1] [r_2 (-1)^n - r_1 / n^2] \exp [-n^2 \pi D t / (r_2 - r_1)^2].$$

При малых диффузионных числах Фурье количество поглощенного диффундирующего вещества рассчитывается по более удобной формуле

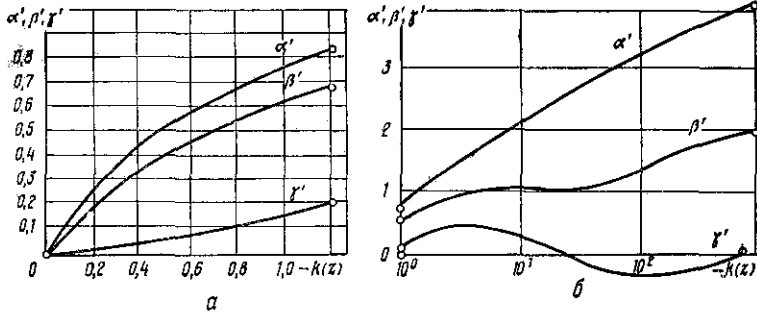


Рис. 3.5. Зависимость коэффициентов α' , β' , γ' от параметра $k(z)$ при малых (а) и при больших (б) значениях $k(z)$ [65].

$$m(t) = 4\pi \{ 2[(C_1 - C_0) r_1^2 + (C_2 - C_0) r_2^2] \sqrt{Dt} \times$$

$$\times \left[1/\sqrt{\pi} + 2 \sum_{n=1}^{\infty} \text{ierfc } n(r_1 - r_1) / \sqrt{Dt} \right] - 4(C_1 - C_2 - 2C_0) r_1 r_2 \sqrt{Dt} \times$$

$$\times \sum_{n=0}^{\infty} \text{ierfc} [(2n+1)(r_2 - r_1) / (2\sqrt{Dt})] - [(C_2 - C_0) r_2 - (C_1 - C_0) r_1] Dt,$$

где $\text{ierfc } x = e^{-x^2} / \sqrt{\pi} - x \text{erfc } x$.

При униполярном растворении сферического включения, когда диффузия внутри его пренебрежимо мала и его растворение определяется диффузией в матрице неограниченных размеров, изменение относительных размеров включения во времени описывается рядом [65] $\rho/\rho_0 = 1 + \alpha' \sqrt{\tau} +$

$+ \beta' \tau + \gamma' \tau^2 + \dots$, где ρ_0 и ρ — соответственно начальный и текущий радиус включения; α' , β' , γ' — безразмерные коэффициенты; $\tau = Dt/\rho_0^2$ — безразмерное время. Предполагается, что на поверхности включения сохраняется равновесная для данной температуры концентрация C_1 , определяемая из диаграммы состояния. Начальный радиус включения ρ_0 , текущий радиус — $\rho(t)$. Вдали от включения сохраняется исходная концентрация C_0 , т. е. $\lim_{r \rightarrow \infty} C = C_0$. Непосредственно у поверхности сферической частицы

$C(\rho(t), t) = C_1$. Начальное условие $C(r, 0) = C_0$.

Коэффициенты α' , β' , γ' являются функцией одного параметра $k(z) = (C_1 - C_0)/(C_1 - C_2)$ (рис. 3.5).

3.5.4. Диффузия в среде с цилиндрической симметрией

Уравнение (3.5) для радиального потока в цилиндре преобразуется в уравнение Бесселя нулевого порядка. Его решение выражается через соответствующие функции Бесселя, выбор которых зависит от граничных и начальных условий.

Диффузия в цилиндре с постоянной концентрацией на поверхности [56]. Распределение концентрации диффундирующего вещества в цилиндре радиусом $r_{\text{ц}}$ при постоянной концентрации C_1 на поверхности выражается уравнением

$$C = C_1 \left[1 + (2/r_{\text{ц}}) \sum_{n=1}^{\infty} (1/\alpha_n) I_0(\alpha_n r) \exp(-D\alpha_n^2 t) / I_0'(\alpha_n r_{\text{ц}}) \right],$$

где α_n — n -й корень уравнения $I_0(\alpha_n r_{\text{ц}}) = 0$; $I_0(x)$ — функция Бесселя первого рода нулевого порядка; $I_0'(x)$ — ее дифференциал.

Первые четыре корня уравнения $I_0'(\alpha_n r_{\text{ц}}) = 0$ равны

$$\alpha_1 = 2,405/r_{\text{ц}}; \alpha_2 = 5,520/r_{\text{ц}}; \alpha_3 = 8,654/r_{\text{ц}}; \alpha_4 = 11,7915/r_{\text{ц}}. \quad (3.6)$$

Эти корни дают четыре члена бесконечного ряда, которых достаточно для практических целей. При больших значениях t обычно ограничиваются одним членом функции Бесселя. Данная функция $I_0(x)$ и ее дифференциал $I_0'(x)$ даются рядами

$$I_0(x) = 1 - \left(\frac{1}{2}x\right)^2 + \frac{\left(\frac{1}{2}x\right)^4}{1^2 \cdot 2^2} - \frac{\left(\frac{1}{2}x\right)^6}{1^2 \cdot 2^2 \cdot 3^2} + \dots; \quad (3.7)$$

$$I_0'(x) = -\left(\frac{1}{2}x\right) + \frac{\left(\frac{1}{2}x\right)^3}{1^2 \cdot 2} - \frac{\left(\frac{1}{2}x\right)^5}{1^2 \cdot 2^2 \cdot 3} + \dots \quad (3.8)$$

Их значения приводятся в специальных таблицах [53, 366].

Количество вещества $m_{\text{в}}$, продиффундировавшего через единицу длины цилиндра за время t , определяется выражением

$$m_{\text{в}} = 2\pi \int_0^{r_{\text{ц}}} C r dr = \pi r_{\text{ц}}^2 C_1 \left[1 - (4/r_{\text{ц}}^2) \sum_{n=1}^{\infty} (1/\alpha_n^2) e^{-D\alpha_n^2 t} \right],$$

где первые четыре значения α рассчитываются по формулам (3.6).

Диффузия в цилиндре с начальным распределением концентраций $C = f(r)$. Распределение концентрации растворенного вещества в текущий момент времени t при граничных и начальных условиях: $C_1 = 0$ при $r = r_{\text{ц}}$ для всех t , $C = f(r)$ для $r_{\text{ц}} < r < 0$ при $t = 0$ следующее:

$$C = (2/r_{\text{ц}}^2) \sum_{n=1}^{\infty} \exp(-D\alpha_n^2 t) \frac{\int_0^a r f(r) I_0(\alpha_n r) dr}{[I_0'(\alpha_n r_{\text{ц}})]^2} I_0(\alpha_n r).$$

При $f(r) = C_0$

$$C = -(2C_0/r_{\text{ц}}) \sum_{n=1}^{\infty} (1/\alpha_n) e^{-D\alpha_n^2 t} I_0(\alpha_n r) / I_0'(\alpha_n r_{\text{ц}}).$$

Значения α_n , $I_0(\alpha_n r)$ и $I_0'(\alpha_n r_{\text{ц}})$ находят по соотношениям (3.6) — (3.8).

Количество растворенного вещества, продиффундировавшего из цилиндра через единицу его длины, рассчитывается по формуле

$$m_b = \pi r_u^2 C_0 - 2\pi \int_0^a C r dr = \pi r_u^2 C_0 \left[1 - (4/r_u^2) \sum_{n=1}^{\infty} (1/\alpha_n^2) e^{-D\alpha_n^2 t} \right]$$

Если граничные и начальные условия имеют вид $C = C_1$ при $r = r_u$ для всех t , $C = f(x)$ для $r_u < r < 0$ и $t = 0$, распределение концентрации растворенного вещества определяется выражением

$$C = C_1 \left\{ 1 + (2/r_u) \sum_{n=1}^{\infty} (1/\alpha_n) [I_0(\alpha_n r)/I_0(\alpha_n r_u)] \exp(-D\alpha_n^2 t) \right\} + (2/r_u^2) \sum_{n=1}^{\infty} \exp(-D\alpha_n^2 t) \int_0^a r f(r) I_0(\alpha_n r) dr / [I_0(\alpha_n r_u)]^2$$

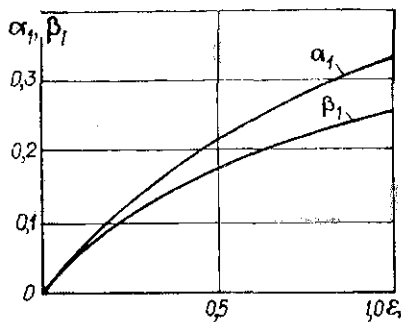


Рис. 3.6. Зависимость коэффициентов α^1 и β^1 от параметра ϵ [95].

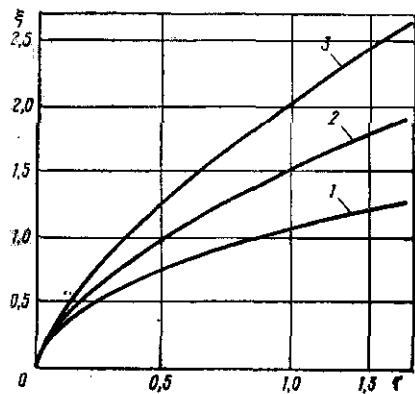


Рис. 3.7. График функции $\xi(\tau)$ для случаев растворения в матрице плоского (1), цилиндрического (2) и сферического (3) включений [95].

При $f(r) = C_0$

$$C = C_1 + (2/r_u) \sum_{n=1}^{\infty} (1/\alpha_n) \times \exp(-D\alpha_n^2 t) [I_0(\alpha_n r)/I_0(\alpha_n r_u)] \times (\alpha_n r_u) (C_1 - C_0)$$

Диффузионное растворение цилиндрического включения в матрице [95]. Если самодиффузия внутри включения мала по сравнению с диффузией в матрице, толщина переходного слоя значительно меньше размеров включения и на границе включения с матрицей выполняется условие термодинамического равновесия, то задача сводится к решению уравнения типа

$$\frac{\partial U}{\partial \tau} = \frac{\partial^2 U}{\partial x^2} + \frac{1}{x} \frac{\partial U}{\partial x}$$

с граничными и начальными условиями $U(x, 0) = U_0$; $\lim_{x \rightarrow \xi(\tau)+0} U(x, \tau) = \kappa$; $\lim_{x \rightarrow \infty} U(x, \tau) = U_0$ и условием баланса масс $\lim_{x \rightarrow \infty} \frac{\partial U}{\partial x} = (1 - \kappa) \frac{d\xi}{dt}$, где $U_0 = C_0/C_2$; $\kappa = C_1/C_2$ (здесь C_1 — равновесная концентрация на границе фаз; C_2 — средняя концентрация внутри включения); $U(x, \tau) = C(r, t)/C_2$; $x = r/\rho_0$; $\xi(\tau) = \rho(t)/\rho_0$; $\tau =$

$= t/t_0$; $\tau_0 = \rho_0^2/D$ (здесь $\rho_0, \rho(t)$ — начальный и текущий радиусы включения).

При малых τ аналитическая зависимость радиуса включения от времени t выражается уравнением $\xi(\tau) = 1 - 2\alpha_1 \sqrt{\tau} - \beta_1 \tau$, где α_1 и β_1 — функции параметра $\epsilon' = (C_1 - C_0)/(C_2 - C_1)$, определяемые из графиков (рис. 3.6).

При $\epsilon' \ll 1$ $\xi(\tau) = 1 - \epsilon' \xi_1(\tau)$. Функция $\xi_1(\tau)$ в интервале $\tau = 0 \div 1$ аппроксимируется с точностью до сотых полиномом вида $\xi_1(\tau) = 1,128 \sqrt{\tau} + 0,5\tau - 0,141\tau^{3/2} + 0,063\tau^2$.

Форма включений существенно влияет на их кинетическую устойчивость в матрице: цилиндрические включения менее устойчивы, чем включения в виде пластин (рис. 3.7), сферические — менее устойчивы, чем цилиндрические.

3.6. СМАЧИВАНИЕ

Смачивание — одна из важных характеристик межфазного взаимодействия в КМ, учитываемая при планировании их получения жидкофазными методами. Получение КМ методом пропитки и обеспечение прочной связи между компонентами возможно только при условии, что жидкая матрица смачивает поверхность армирующих элементов.

Увеличение поверхности как жидкого, так и твердого тела сопровождается совершением работы. Величина, численно равная работе обратимого изотермического образования единицы поверхности тела, называется удельной свободной поверхностной энергией σ_n . Наряду с ней при анализе процессов смачивания используется коэффициент поверхностного натяжения (или просто поверхностное натяжение), характеризующий силу поверхностного натяжения, приходящуюся на единицу длины свободной поверхности и действующую в направлении, перпендикулярном этой линии. Поверхностное натяжение определяется формулой $\sigma_n = P/l_{\text{пов}}$, где P — сила поверхностного натяжения; $l_{\text{пов}}$ — длина свободной поверхности, на которой действует эта сила.

Для жидкостей удельная свободная поверхностная энергия и коэффициент поверхностного натяжения совпадают как по размерности, так и по численному значению (они измеряются либо в ньютонах, деленных на метр, либо в джоулях, деленных на метр квадратный). Для твердых тел их значения могут существенно различаться, что обусловлено анизотропией кристаллов и наличием дефектов кристаллической решетки. Коэффициенты поверхностного натяжения расплавов чистых металлов при температуре плавления приведены в табл. 3.3. Свободная поверхностная энергия металлов сильно зависит от наличия примесей. Небольшие добавки в расплавленный металл поверхностно-активных веществ приводят к резкому снижению величины σ_n .

Силы сцепления жидкости с твердым телом характеризуются работой адгезии W_a , равной работе разделения их по межфазной границе и определяемой по уравнению Дюпре [196]

$$W_a = \sigma_{\tau} + \sigma_{\text{ж}} - \sigma_{\tau, \text{ж}}$$

При разрыве однородной жидкости работа образования новой поверхности W_k , называемая работой когезии, подсчитывается по формуле [225] $W_k = 2\sigma_{\text{ж}}$. Работа адгезии является мерой взаимодействия двух фаз на их границе раздела, а работа когезии характеризует силы связи внутри фазы.

В системе жидкость — твердое тело — газ жидкость может смачивать поверхность твердого тела и растекаться по ней или же не смачивать ее. Смачивание характеризуется краевым углом θ_c , образованным поверх-

Таблица 3.3. Коэффициенты поверхностного натяжения расплавов чистых металлов при температуре плавления [227]

Металл	$\sigma_{ж}^*$ Н/м	Металл	$\sigma_{ж}^*$ Н/м	Металл	$\sigma_{ж}^*$ Н/м	Металл	$\sigma_{ж}^*$ Н/м
Алюминий	0,914	Иттербий	0,450	Ниобий	2,150	Скандий	0,800
Барий	0,330	Иттрий	0,900	Олово	0,554	Стронций	0,350
Бериллий	1,145	Кадмий	0,558	Осмий	2,600	Сурьма	0,384
Ванадий	1,750	Калий	0,101	Палладий	1,600	Таллий	0,490
Висмут	0,390	Кальций	0,420	Платина	1,740	Тантал	2,400
Вольфрам	2,300	Кобальт	1,870	Празеодим	0,690	Тербий	0,650
Гадолиний	0,650	Лантан	0,700	Радий	0,450	Титан	1,390
Галлий	0,707	Литий	0,930	Рений	2,500	Торий	1,050
Гафний	1,460	Лютеций	0,950	Родий	2,050	Уран	1,300
Германий	0,600	Магний	0,569	Ртуть	0,478	Хром	1,590
Гольмий	0,650	Марганец	1,750	Рубидий	0,090	Цезий	0,060
Диспрозий	0,640	Медь	1,351	Рутений	2,050	Церий	0,680
Европий	0,450	Молибден	2,050	Самарий	0,620	Цинк	0,810
Железо	1,840	Натрий	0,191	Свинец	0,480	Цирконий	1,400
Золото	1,134	Неодим	0,680	Селен	0,106	Эрбий	0,620
Индий	0,559	Никель	1,810	Серебро	0,930		

ностью жидкости на стыке с твердой поверхностью (отсчет угла θ_c производится через жидкую фазу). Величина работы адгезии рассчитывается по уравнению Т. Юнга:

$$W_a = \sigma_{ж} (1 + \cos \theta_c).$$

Условие самопроизвольного растекания жидкости по гладкой твердой поверхности имеет вид $\sigma_{ж} + \sigma_{т.ж} - \sigma_t < 0$.

При устойчивом равновесии системы краевой угол смачивания θ_c определяется уравнением $\cos \theta_c = (\sigma_t - \sigma_{т.ж})/\sigma_{ж}$, или $\cos \theta_c = (W_a - \sigma_{ж})/\sigma_{ж}$, т. е. зависит от свойств жидкости ($\sigma_{ж}$) и от интенсивности взаимодействия жидкости и твердого тела. При $\theta_c < 90^\circ$ жидкость будет смачивать твердое тело, а при $\theta_c > 90^\circ$ — не будет.

3.6.1. Твердые металлы — жидкие металлы

Ювенильные металлические поверхности обычно хорошо смачиваются жидкими металлами, т. е. в системе твердый металл — жидкий металл $\theta_c < 90^\circ$ [94]. Однако наличие оксидных пленок или других примесей на поверхности контакта обычно приводит к нарушению смачивания. В таких случаях добиться растекания жидкого металла по твердому помогает специальная температурная обработка, прежде всего повышение температуры расплава (табл. 3.4—3.6). Большую роль при этом также играют чистота и шероховатость поверхности, применение флюсов, легирование, среда и др.

3.6.2. Тугоплавкие соединения — жидкие металлы

В системах тугоплавкое соединение — жидкий металл смачивание происходит преимущественно благодаря химическому взаимодействию, которое определяется установлением химических связей между жидкостью и твердой поверхностью. Физическое взаимодействие, определяемое диспер-

Таблица 3.4. Условия смачивания армо-железа расплавами металлов в водороде (точка росы 223 К) [227]

Смачивающий металл	T, К	$\tau_{\text{выд.}}$ с	Смачивающий металл	T, К	$\tau_{\text{выд.}}$ с
Алюминий	1543	30	Кобальт	1765	30
Бериллий	1623	60	Марганец	1537	60
Висмут	1433	60	Медь	1423	60
Галлий	1393	30	Никель	1743	30
	1373	60	Олово	1273	60
Германий	1343	60	Свинец	1273	60
Золото	1373	60	Серебро	1373	60
Индий	1233	60	Сурьма	1013	60

Примечание. Исследования с алюминием и бериллием проводились в вакууме.

Таблица 3.5. Условия смачивания никеля расплавами металлов в водороде [227]

Смачивающий металл	T, К	$\tau_{\text{выд.}}$ с	Смачивающий металл	T, К	$\tau_{\text{выд.}}$ с
Висмут	1373	60	Медь	1373	60
Галлий	1323	30	Олово	973	60
Германий	1273	60	Свинец	1273	60
Золото	1353	60	Серебро	1253	60
Индий	1073	60	Сурьма	1073	60
Лантан	1473	60	Церий	1493	60
Марганец	1533	30			

Таблица 3.6. Условия смачивания меди расплавами металлов [227]

Смачивающий металл	T, К	$\tau_{\text{выд.}}$ с	Среда	Смачивающий металл	T, К	$\tau_{\text{выд.}}$ с	Среда
Висмут	1243	240	Вакуум	Олово	653	300	Вакуум
Галлий	1273	180	»	Свинец	753	480	Водород
Германий	1303	360	Водород	Сурьма	543	60	»
Индий	753	120	Вакуум	Таллий	1253	540	Вакуум
Лантан	1273	540	Водород	Церий	1293	600	Водород

сионными и индукционными силами, играет существенную роль при смачивании в системах с низкой поверхностной энергией (например, при смачивании твердых тел водой, органическими жидкостями), но при смачивании расплавленными металлами его роль пренебрежимо мала.

Взаимодействие жидких металлов с оксидами определяется взаимодействием металла с кислородом оксида. Твердый оксид лучше смачивается металлом, имеющим большее сродство к кислороду, чем металл в оксиде, этот металл в свою очередь лучше смачивает оксид, имеющий меньшую энергию образования (табл. 3.7) [94].

Таблица 3.7. Смачиваемость оксидов расплавленными металлами [262, 266]

Смачивающий металл	T, K	Среда	θ_c , град
		Al_2O_3	
Алюминий	1173—1443	Вакуум	118—70
	1213	Аргон	170
	1528	»	48
Висмут	$\sim T_{пл}$	Вакуум	90
Германий	$\sim T_{пл}$	»	90
Железо	1823	Азот	139
	1823	Вакуум	141
	1853	Восстановительная, вакуум, инертная	90
Индий	$\sim T_{пл}$	Вакуум	90
Кобальт	1723	Водород	125
	1803	Аргон	134
	1803	Вакуум	114
	1823	Восстановительная, инертная, вакуум, углеродсодержащая	90
Марганец	1573	Воздух	0—20
		Вакуум	0—10
		Восстановительная	90
		Инертная, воздух, углеродсодержащая	45
Медь	1373	Восстановительная, инертная, вакуум	90
	1373	Гелий	154
	1473	Аргон	141
	1473	Вакуум	138
	1473	Водород	136
Никель	1723	Восстановительная, инертная, вакуум, воздух, углеродсодержащая	90
	1773	Вакуум	128
	1773	Водород	133
	1773	Гелий	140
Олово	$\sim T_{пл}$	Вакуум	90
	523	Восстановительная	90
Свинец	1073	Водород	150
	623	Восстановительная	90
	673	Водород	144
	1173	»	133
Серебро	1273	Вакуум	148
	1373	Гелий	150
Хром	2223	Восстановительная, воздух	1—10
Цинк	723	Восстановительная	90
Алюминий	1273	BeO	Металл просачивается сквозь оксид

Продолжение табл. 3.7

Смачивающий металл	T, K	Среда	θ_c , град
Железо	1823	Водород	147
	1823	Гелий	127
Медь	1373—1573	Аргон	140—122
Никель	1723	Вакуум	128
	1773	Водород	152
	1773	Гелий	146
Олово	1073—1373	Вакуум	158—139
Свинец	933—1173	Водород	138—134
Серебро	1348	Аргон	137
	1348	Воздух	90
		Cr_2O_3	
Железо	1823	Вакуум	75
	1873	Аргон	88
		MgO	
Алюминий	1253	Вакуум	155
Галлий	303	»	116
Железо	1823	»	123
	1823	Гелий	130
	1833	Аргон	139
Индий	429	Вакуум	133
Натрий	673	»	142
Никель	1773	Аргон	127
	1773	Вакуум	132
	1773	Водород	152
	1773	Гелий	132
Олово	505	Вакуум	121
Серебро	1248	Аргон	136
		SiO_2	
Железо	1823	Азот	115
Индий	429	Вакуум	128
Кадмий	303	»	126
Медь	1373	Воздух	148
Никель	1823	Азот	125
Олово	505	Вакуум	124
Ртуть	298	Воздух	140
Свинец	1073	Гелий	164
Серебро	1273	»	139
		ThO_2	
Железо	1823	Водород	111
	1823—2373	Гелий	100—78
	2373—2673	»	78—10
Никель	1773	Водород	131
	1773	Гелий	134
Платина	2053—2513	»	52—45
Родий	2213—2273	»	92—40

Продолжение табл. 3.7

Смачивающий металл	T, K	Среда	θ_c , град
Серебро	1273—1573	Воздух	90
		TiO ₂	
Железо	1773	Вакуум	72
	1823	Водород	84
	1823	Гелий, аргон	0
Кобальт	1773	Гелий	109
Никель	1773	Аргон	112
	1773	Вакуум	104
	1773	Водород	143
	1773	Гелий	120
Серебро	1473	Воздух	73
		UO ₂	
Алюминий	973	Вакуум	145
Висмут	673—1515	Аргон	118—92
Медь	1418	»	134
	1448—1578	Вакуум	113—92
Натрий	473	Аргон	145
	573—773	»	119—42
Олово	773	Вакуум	140—104
Свинец	683—928	Аргон	138—127
	973	Водород	100
		ZrO ₂	
Ванадий	1983—2473	Гелий	48—28
Железо	1823	Вакуум	92
	1823	Водород	111
	1823	Гелий	102
Кобальт	1803	Аргон	117
	1803	Вакуум	111
Никель	1773	»	118
	1773	Водород	130
	1773	Гелий	120
Платина	2073—2133	»	70—32
	2133—2623	»	32
Родий	1243—2293	»	88—47
Хром	2123—2173	»	90—40

Смачивание карбидов, боридов, нитридов расплавленными металлами зависит как от взаимодействия металла с углеродом (бором, азотом), так и от взаимодействия расплавленного металла с металлом тугоплавкого соединения (табл. 3.8—3.10). Переходные металлы лучше смачивают тугоплавкие соединения, чем непеходные. Это наблюдается также при смачивании графита (алмаза) расплавленными металлами (табл. 3.11, 3.12) [94].

Таблица 3.8. Смачиваемость карбидов расплавленными металлами [262, 266]

Смачивающий металл	T, K	Среда	θ_c , град
		B ₄ C	
Алюминий	873—943	Вакуум	119—117
Железо	2053	Гелий	Взаимодействуют
Кобальт	2053	»	90
Медь	1268—1363	Вакуум	113—17
Никель	2053	Гелий	90
Свинец	498—668	Вакуум	121—113
Цинк	813—893	»	121—119
		Be ₂ C	
Никель	1773	Вакуум	92
	1773	Водород	90
	1773	Гелий	75
		Cr ₃ C ₂	
Алюминий	1173—1273	Вакуум	120—121
Висмут	593	»	102
Галлий	1073	»	120
Германий	1273	»	121
Железо	1763	»	0
	1823	Аргон	0
Индий	523	Вакуум	143
Кобальт	1693	»	0
	1723	Аргон	0
Марганец	$T_{пл}$	»	0
Медь	1373—1473	Вакуум	47—44
Никель	1653	Аргон	0
	1673	Вакуум	0
Олово	573	»	120
Свинец	673	»	124
Сурьма	973	»	106
Таллий	673	»	133
		HfC	
Алюминий	1173—1273	Вакуум	148—146
Висмут	593	»	148
Галлий	1073	»	147
Германий	1273	»	140
Железо	1823	Аргон	148
	1823	Вакуум	52
Индий	523	»	147
Кобальт	1693	»	40
	1823	Аргон	40
	1823	Вакуум	36
Медь	1373—1473	»	134—131
Молибден	2883	Гелий	14
Никель	1723	Аргон	28
	1723	Вакуум	28

Продолжение табл. 3.8

Смачивающий металл	T, K	Среда	θ_c , град
Олово	573	Вакуум	153
Свинец	673	»	150
Сурьма	973	»	130
Таллий	673	»	132
		Mo ₂ C	
Алюминий	1173—1273	Вакуум	118
Висмут	593	»	105
Галлий	1073	»	118
Германий	1273	»	76
Железо	1763	»	0
	1823	Аргон	0
Индий	523	Вакуум	150
Кобальт	1693	»	0
	1723	Аргон	0
Марганец	T _{пл}	»	0
Медь	1373—1473	Вакуум	18—0
Никель	1653	»	0
	1673	Аргон	0
Олово	573	Вакуум	140
Свинец	673	»	141
Сурьма	973	»	141
Таллий	673	»	130
		NbC	
Алюминий	1173—1273	Вакуум	136—134
Висмут	593	»	135
Галлий	1073	»	108
Германий	1273	»	148
Железо	1763	»	25
	1823	Аргон	0
	1823	Вакуум	0
Золото	...	»	60
Индий	523	»	151
Кобальт	1693	»	14
	1773	Аргон	0
	1773	Вакуум	0
Медь	1373—1473	»	70—48
Никель	1723	Аргон	0
	1723	Вакуум	0
Олово	573	»	130
Свинец	673	»	148
Сурьма	973	»	111
Таллий	673	»	121
		NbC _{0,82}	
Медь	1373	Вакуум	85
		NbC _{0,75}	
Медь	1373	Вакуум	90

Продолжение табл. 3.8

Смачивающий металл	T, K	Среда	θ_c , град
		NbC _{0,86}	
Медь	1373	Вакуум	70
		TaC	
Алюминий	1173—1273	Вакуум	145—146
Висмут	593	»	135
Галлий	1073	»	130
Германий	1273	»	128
Железо	1763	»	23
	1823	Аргон	0
	1823	Вакуум	0
Индий	523	»	154
Кобальт	1693	Аргон	13
	1773	»	0
	1773	Вакуум	0
Медь	1373—1473	»	60—78
Никель	1653	»	16
	1673	Аргон	0
	1673	Вакуум	0
Олово	573	»	140
Свинец	673	»	130
Сурьма	973	»	119
Таллий	673	»	138
		TaC _{0,9}	
Медь	1373	Вакуум	~80
		TaC _{0,78}	
Медь	1373	Вакуум	~100
		TiC	
Алюминий	973	Аргон	118
	1273	Вакуум	149
Висмут	573—873	»	138—122
	593	»	145
Галлий	1073	»	147
Германий	1273	»	133
Железо	1823	Аргон	125
	1823	Вакуум	41
	1823	Водород	39
	1823	Гелий	36
Индий	523	Вакуум	145
Кобальт	1723	Аргон	16
	1773	Вакуум	5
	1773	Водород	36
	1773	Гелий	39
Магний	1573	Аргон	15
	1573	Вакуум	50
Марганец	T _{пл}	Аргон	68
Никель	1723	»	25

Продолжение табл. 3.8

Смачивающий металл	T, К	Среда	θ_c , град
Никель	1723	Водород	17
	1723	Гелий	32
	1773	Аргон	0
	1773	Вакуум	38
Олово	2473	»	20
	573	»	138
	973	»	145
Свинец	673	»	143
	673—1273	Аргон	152—89
Серебро	933	Вакуум	120
	1253	»	108
Таллий	675	»	127
Цинк	673	»	120
Медь	1373	TiC _{0,99}	105
		Вакуум	
Медь	1373	TiC _{0,88}	100
		Вакуум	
Медь	1373	TiC _{0,75}	90
		Вакуум	
Медь	1373	TiC _{0,6}	50
		Вакуум	
Медь	1373	VC	50
		Вакуум	
Алюминий	1173	Вакуум	130
Висмут	593	»	103
Галлий	1073	»	120
Германий	1273	»	121
Железо	1763	»	20
	1823	Аргон	0
	1823	Вакуум	0
Индий	523	»	119
Кобальт	1693	»	13
	1773	Аргон	0
	1773	Вакуум	0
Натрий	473—773	Аргон	157—80
Никель	1653	Вакуум	17
	1723	Аргон	0
	1723	Вакуум	0
Олово	1273	»	130
Свинец	673	»	130
Сурьма	973	»	113
Таллий	673	»	111

Продолжение табл. 3.8

Смачивающий металл	T, К	Среда	θ_c , град
Медь	1373—1473	VC _{0,88}	50—40
		Вакуум	
Медь	1373—1473	VC _{0,83}	38—25
		Вакуум	
Алюминий	1173—1273	WC	135—133
		Вакуум	
Висмут	593	»	144
		»	
Галлий	973—1373	Аргон	140—52
		Вакуум	
Германий	1073	»	122
		»	
Железо	1273	»	63
		»	
Индий	1763	Аргон	0
		Вакуум	
Кобальт	1823	»	0
		»	
Медь	523	Аргон	148
		Вакуум	
Никель	1693	»	0
		»	
Медь	1773	Аргон	0
		Вакуум	
Олово	1373—1473	»	20—7
		»	
Олово	573	Аргон	0
		Вакуум	
Свинец	773—1573	Аргон	141
		Вакуум	
Сурьма	673	»	145
		»	
Сурьма	973	»	98
		»	
Алюминий	1173—1273	ZrC	150
		Вакуум	
Висмут	593	»	141
		»	
Галлий	1073	»	134
		»	
Германий	1273	»	135
		»	
Железо	T _{пл}	Аргон	50
		Вакуум	
Золото	1763	»	45
		»	
Индий	1823	Аргон	140
		Вакуум	
Кобальт	1823	»	49
		»	
Марганец	...	»	151
		»	
Медь	523	Аргон	143
		Вакуум	
Никель	T _{пл}	»	86
		»	
Никель	1693	Аргон	36
		Вакуум	
Никель	1773	»	15
		»	
Никель	T _{пл}	»	70
		»	
Никель	1373	Вакуум	135
		Аргон	
Никель	1373—1773	»	140—118
		»	
Никель	T _{пл}	»	43
		»	
Никель	1653	Вакуум	24
		Аргон	
Никель	1723	»	32
		»	
Олово	573	Вакуум	150
		»	
Свинец	673	»	147
		»	
Сурьма	973	»	110
		»	
Таллий	673	»	128
		»	

Таблица 3.9. Смачиваемость боридов расплавленными металлами [262, 266]

Смачивающий металл	T, К	Среда	θ_c , град
		CrB_2	
Алюминий	1173—1373	Гелий	96
	1373	Вакуум	58
	1473	Гелий	36
Висмут	643	Вакуум	135
Галлий	673	Аргон	128
Германий	1273	»	126
	1373	»	77
Железо	$T_{\text{пл}}$	»	25
	1723—1823	»	0
Индий	773	»	78
Кадмий	723	Вакуум	112
Кобальт	$T_{\text{пл}}$	»	76
	1773—1873	Аргон	28—0
Марганец	$T_{\text{пл}}$	»	0
Медь	1373	»	26
	1473	»	15
	1753	Гелий	50
Никель	$T_{\text{пл}}$	Аргон	40
	1753—1873	»	31—23
Олово	523—873	»	100
	623	Вакуум	147
Свинец	623—1073	Аргон	124
	723	Вакуум	135
		NbB_2	
Алюминий	1173—1373	Аргон	134
	1473	»	119
Германий	1273	»	141
Железо	1723—1823	»	100
Индий	773	Вакуум	114
Кобальт	1773—1873	Аргон	54—10
Никель	1753—1873	»	102—99
		Mo_3B_5	
Алюминий	1173—1373	Аргон	134
	1273	Вакуум	Взаимодействуют
	1473	Аргон	88
Висмут	643	Вакуум	133
Германий	1273	Аргон	28
Железо	1723—1823	»	0
Кадмий	723	Вакуум	140
Кобальт	$T_{\text{пл}}$	»	85
	1773—1873	»	46—22
Марганец	$T_{\text{пл}}$	Аргон	0
Медь	1373	»	104
	1373	Вакуум	127

Продолжение табл. 3.9

Смачивающий металл	T, К	Среда	θ_c , град
Никель	$T_{\text{пл}}$	Аргон	75
	1753—1873	»	0
Олово	1753	Гелий	8
	523—873	Аргон	100
Свинец	623	Вакуум	135
	723	»	120
		NbB_2	
Алюминий	1173—1373	Аргон	125
	1473	»	25
Висмут	593	»	110
Галлий	673	»	103
Германий	1273	»	66
Железо	1723—1823	»	30—0
Индий	773	Вакуум	133
Кобальт	1773—1873	Аргон	46—22
	1373	»	109
Медь	1473	»	107
	1753—1873	»	24
Олово	523—873	»	102
Свинец	623—1073	»	125
		TaB_2	
Алюминий	1173—1373	Аргон	138
	1473	»	73
Железо	1723—1823	»	0
Индий	773	»	117
Кобальт	1773—1873	»	26—0
Медь	1373—1673	»	77—47
Никель	1773	»	43
Серебро	1773	»	118
		TiB_2	
Алюминий	1173—1373	Аргон	98
	1273	Вакуум	114
Висмут	1473	Аргон	60
	593	»	141
	643	Вакуум	34
Галлий	1073	»	115
Германий	1273	»	127
	1373	Аргон	70
Железо	$T_{\text{пл}}$	»	118
	1723—1823	»	100
Индий	773	»	124
Кадмий	723	Вакуум	122
Кобальт	$T_{\text{пл}}$	Аргон	25
	1773—1873	»	100—64
Марганец	$T_{\text{пл}}$	»	75

Продолжение табл. 3.9

Смачивающий металл	T, К	Среда	θ_c , град
Медь	1373	Аргон	143
	1393	Вакуум	142
	1473	Аргон	137
Никель	$T_{пл}$	»	64
	1753—1873	»	83—72
	1753	Гелий	39
	1773	Вакуум	0
Олово	523—873	Аргон	114
	623	Вакуум	132
Свинец	623—1073	Аргон	106
	723	Вакуум	130
		VB_2	
Германий	1273	Аргон	60
Кобальт	1773—1873	»	54—10
Медь	1373—1673	»	150—114
		W_2B_5	
Алюминий	1273	Вакуум	Взаимодействуют
Висмут	593	Аргон	128
	643	Вакуум	115
Германий	1273	Аргон	128
Железо	$T_{пл}$	»	Взаимодействуют
	1723—1823	»	40—0
Индий	773	»	130
Кадмий	723	Вакуум	138
Кобальт	$T_{пл}$	Аргон	97
	1773—1873	»	128—94
Марганец	$T_{пл}$	»	22
Медь	1373	»	101
	1373	Вакуум	60
	1473	Аргон	93
Никель	$T_{пл}$	»	84
Олово	523—873	»	100
	623	Вакуум	105
Свинец	723	»	102
		ZrB_2	
Алюминий	1173—1373	Аргон	106
	1273	Вакуум	107
	1473	Аргон	103
Висмут	643	Вакуум	127
Галлий	1073	»	117
Германий	1273	Аргон	102
Железо	$T_{пл}$	»	122
	1723—1823	»	105

Продолжение табл. 3.9

Смачивающий металл	T, К	Среда	θ_c , град
Индий	773	Аргон	114
Кадмий	723	Вакуум	136
Кобальт	1773—1873	Аргон	88—81
	1773	Вакуум	39
Марганец	$T_{пл}$	Аргон	56
Медь	1373	»	135
	1673	»	36
Никель	1753—1873	»	89—78
	1773	Вакуум	55
Олово	523—873	Аргон	110
	523	Вакуум	127
Свинец	623	»	110

Таблица 3.10. Смачиваемость нитридов расплавленными металлами [262, 266]

Смачивающий металл	T, К	Среда	θ_c , град
		AlN	
Алюминий	1123—1273	Вакуум	138
	1243—1403	»	123—84
Висмут	523	»	98
Железо	1773—1873	»	He смачивает
Кобальт	1773—1873	»	»
Медь	1373	»	100
	1453	»	155
Никель	1773—1873	»	He смачивает
Олово	523	»	100
Свинец	673—823	»	154—143
Серебро	1253—1353	»	135—127
		BN	
Алюминий	1123—1273	Вакуум	142
Висмут	643	»	134
Железо	$\sim T_{пл}$	Аргон	112
Кадмий	723	Вакуум	130
Кобальт	$\sim T_{пл}$	Аргон	118
Марганец	$\sim T_{пл}$	»	119
Медь	1273	Вакуум	146
Никель	1373	Аргон	134
Олово	523	Вакуум	150
Свинец	723	»	145

Продолжение табл. 3.10

Смачивающий металл	T, К	Среда	θ_c , град
Cr₃N			
Алюминий	1173	Вакуум	Взаимодействует
Железо	1773—1873	»	»
Кобальт	1773—1873	»	»
Медь	1453	»	36
Никель	1773—1873	»	Взаимодействует
NbN			
Алюминий	1173	Вакуум	156
Железо	1773—1873	»	Взаимодействует
Кобальт	1773—1873	»	»
Медь	1453	»	130
Никель	1773—1873	Аммиак	150
		Вакуум	Взаимодействует
Sr₃N₂			
Висмут	643	Аргон	130
Железо	~T _{пл}	»	90
Кадмий	723	Вакуум	129
Кобальт	~T _{пл}	Аргон	90
Марганец	~T _{пл}	»	74
Медь	1373	Вакуум	60
Никель	~T _{пл}	Аргон	90
Олово	1823	Вакуум	120
	623	»	135
	723	»	126
	1473	»	29
Свинец	723	»	105
TiN			
Алюминий	1123—1273	Вакуум	147
	1173	Аргон	135
	1253—1373	Вакуум	84—45
Висмут	643	Аргон	147
Железо	~T _{пл}	Аммиак	91
	1823	Аргон	132
	1823	Вакуум	100
Кадмий	723	»	139

Продолжение табл. 3.10

Смачивающий металл	T, К	Среда	θ_c , град
Кобальт	~T _{пл} 1823	Аргон	84
		Вакуум	104
Марганец	~T _{пл} 1373	Аргон	74
Медь	1403	Вакуум	180
	1453	Аргон	136
	1833	Вакуум	126
		Аммиак	148
Никель	T _{пл} 1723—1773	Аргон	113
		Азот	110
	1823	Вакуум	70
Олово	623	»	140
Палладий	723	»	102
ZrN			
Алюминий	1123—1273	Вакуум	160
	1173	Аргон	167
Висмут	643	Вакуум	120
Железо	1823	Аммиак	140
	1823	Вакуум	110
Золото	...	»	140
Кадмий	723	»	120
Кобальт	1773—1873	»	7
Марганец	~T _{пл}	Аргон	76
Медь	1453	Вакуум	148
	1773	Аммиак	146
	1823	Вакуум	72
Никель	623	»	130
Олово	723	»	105
Свинец	723	»	105

Таблица 3.11. Смачивание графита расплавленными металлами [196]

Смачивающий металл	T, К	Среда	θ_c , град	Смачивающий металл	T, К	Среда	θ_c , град
Алюминий	1148	Вакуум	153	Медь	1373	Вакуум	157
	1273	»	163		1373	Водород	150
Железо	1698	»	60		1423	Вакуум	170
	1810	»	60	Никель	1728	»	50
	1823	»	0		1773	Водород	68
	1823	Водород	37	Ниобий	2973	Вакуум	60
Кобальт	1698	Вакуум	82	Ртуть	1293	Воздух	154
Литий	473	Аргон	115	Серебро	1273	Вакуум	167
	573	»	80	Титан	1998	»	0
	673	»	110	Цирконий	2173	»	0

Таблица 3.12. Смачивание графита сплавами в вакууме [196]

Атомная доля компонента								сплав, %						T, K	θ _c , град
Cu	Ti	Cr	Mn	Ni	V	Nb	Sn	Mo	W	Al	Fe	C	Co		
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	95	5	0	1812	130
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	95,7	4,3	0	1812	90
0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	2,7	97,3	1769	130
0	0	0	0	97,7	0	0	0	0	0	0	0	2,3	0	1728	145
89,8	10,2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1423	0
99,4	0	0,6	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1423	84
93,9	0	6,1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1423	40
88,0	0	12,0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1423	23
76,0	0	0	24	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1473	70
95,0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	5	1573	138
95,0	0	0	0	5	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1573	140
98,76	0	0	0	0	1,24	0	0	0	0	0	0	0	0	1423	118
														1473	110
														1523	75
96,25	0	0	0	0	3,75	0	0	0	0	0	0	0	0	1423	90
														1473	75
93,81	0	0	0	0	6,19	0	0	0	0	0	0	0	0	1423	130
														1473	60
														1523	40
89,46	0	0	0	9,3	1,24	0	0	0	0	0	0	0	0	1423	110
														1473	67
														1523	55
86,95	0	0	0	9,3	3,75	0	0	0	0	0	0	0	0	1423	115
84,51	0	0	0	9,3	6,19	0	0	0	0	0	0	0	0	1423	70
														1473	30
90,02	0	0	0	9,3	0	0,68	0	0	0	0	0	0	0	1473	150
														1523	140
90,7	0	0	0	9,3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1573	140
90,02	0	0	0	9,3	0	0,68	0	0	0	0	0	0	0	1573	120
89,33	0	0	0	9,3	0	1,37	0	0	0	0	0	0	0	1473	150
89,33	0	0	0	9,3	0	1,37	0	0	0	0	0	0	0	1523	95
														1573	50
87,25	0	0	0	9,3	0	3,45	0	0	0	0	0	0	0	1523	35
83,65	0	0	0	9,3	0	7,05	0	0	0	0	0	0	0	1473	40
88,63	0	0	0	9,3	0	2,07	0	0	0	0	0	0	0	1573	5
79,0	0	0	0	21	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1773	134
75,0	0	0	0	25	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1773	128
70,0	0	0	0	30	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1773	120
65,0	0	0	0	35	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1773	115
0	0	0	0	25	0	0	75	0	0	0	0	0	0	1773	143
61	0	0	0	25	0	0	8	0	6	0	0	0	0	1573	115
53	0	0	0	35	0	0	3	0	9	0	0	0	0	1573	85
62	0	0	0	28	0	0	4	0	6	0	0	0	0	1573	90
48	0	0	0	36	0	0	7	0	9	0	0	0	0	1693	61
94,4	0	0	0	0	0	0	5,6	0	0	0	0	0	0	1423	135
88,5	0	0	0	0	0	0	11,5	0	0	0	0	0	0	1423	135
94,4	2,7	0	0	0	0	0	2,9	0	0	0	0	0	0	1423	28
93,1	4	0	0	0	0	0	2,9	0	0	0	0	0	0	1423	21
93	1,4	0	0	0	0	0	5,6	0	0	0	0	0	0	1423	48
90,45	3,95	0	0	0	0	0	5,6	0	0	0	0	0	0	1423	21

Атомная доля компонента в								сплаве, %						T, К	θ _c , град
Cu	Ti	Cr	Mn	Ni	V	Nb	Sn	Mo	W	Ag	Fe	C	Co		
90,30	4,1	0	0	0	0	0	5,6	0	0	0	0	0	0	1423	10
87,76	0,74	0	0	0	0	0	11,5	0	0	0	0	0	0	1423	70
87,03	1,47	0	0	0	0	0	11,5	0	0	0	0	0	0	1423	22
85,60	2,9	0	0	0	0	0	11,5	0	0	0	0	0	0	1423	14
0	0,1	0	0	0	0	0	0	0	0	99,9	0	0	0	1273	85
0	1,0	0	0	0	0	0	0	0	0	99,0	0	0	0	1273	7
0	0,9	0	0	0	0	0	99,1	0	0	0	0	0	0	1423	76
0	7,1	0	0	0	0	0	92,9	0	0	0	0	0	0	1423	5

3.7. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В РАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ

Выбор компонентов КМ в плане их термодинамической совместимости базируется на соответствующих диаграммах состояния. В табл. 3.13—3.35 систематизированы сведения о взаимодействии различных компонентов (металлов, неметаллов, тугоплавких соединений с металлами), представляющих практический интерес при создании новых КМ [58, 150, 253, 264, 327].

Цифры, приведенные в скобках в графе «Растворимость», означают температуру в кельвинах, при которой измерялась эта величина. В графе «Соединения и фазы» под соединениями переменного состава, образующимися за счет перитектических реакций и обозначенными буквами α, β, γ, δ и т. д., в скобках указана предельная для данного соединения атомная доля

3.7.1. Легкие металлы — металлы

Таблица 3.13. Взаимодействие

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атомная)	
		металла в алюминии	
Легкоплавкие			
Висмут	Ограниченная смешиваемость в расплаве	0,026 (948)	
Кадмий	Ограниченная смешиваемость в расплаве; ограниченные твердые растворы	0,1 (1186)	
Олово	Эвтектическая смесь	0,023 (803—913)	
Свинец	Н. в.	0,025	
Цинк	Ограниченные твердые растворы	66,5 (655); 16,0 (548); 1,7 (373)	
Легкие			
Бериллий	Ограниченные твердые растворы	0,17 (918)	
Магний	Ограниченные твердые растворы; соединения	18,9 (723); 2,1 (373)	

алюминия с металлами [150]

доля), %	Соединения и фазы, образующиеся		
	алюминия в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
металлы			
В твердом состоянии н. р.	Н. с.		Н. с.
Н. р.	Н. с.		Н. с.
Н. р.	Н. с.		Н. с.
Н. р.	Н. с.		Н. с.
2,4 (655); 1,5 (548)	Н. с.		Н. с.
металлы			
0,35	Н. с.		Н. с.
11,6 (710); 1,3 (373)	Mg ₂ Al ₃ ; Mg ₁₇ Al ₁₂		ε-фаза (~43 % Mg)

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атомная доля), %		Соединения и фазы, образующиеся	
		металла в алюминии	алюминия в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
Благородные металлы и медь					
Золото	Ограниченные твердые растворы; соединения	0,2 (898)	14,7 (843); 12,0 (723); 6,0 (573)	Au_4Al ; Au_2Al_2 ; Au_2Al ; $AuAl$; $AuAl_2$	Н. с.
Медь	То же	2,5 (821); 0,6 (723); 0,19 (573)	16,0 (1310); 19,6 (841)	θ -фаза ($\sim Cu_2Al_3$); ϵ_2 -фаза (42—46 % Al); ϵ_1 -фаза ($\sim Cu_3Al_2$); γ_1 -фаза (Cu_2Al); χ -фаза (30—31 % Al); β -фаза ($\sim Cu_3Al$)	η -фаза (48,5—50 % Al); ζ -фаза (41—44 % Al); δ -фаза (37—38,5 % Al); γ_2 -фаза (30—37 % Al); γ -фаза (~ 21 % Al)
Платина	» »	» »	16,0 (1780)	Pt_3Al ; Pt_2Al_2 ; Pt_5Al_3 ; $PtAl$; Pt_2Al_3 ; $PtAl_2$; $PtAl_3$; $PtAl_4$	Н. с.
Серебро	» »	23,8 (839); 2,5 (673)	17,8 (1053); 17,0 (673); 8,7 (473)	β -фаза (22—28 % Al); ξ -фаза (22—41 % Al)	μ -фаза (включает состав Ag_5Al)
Жаропрочные металлы					
Железо	Ограниченные твердые растворы; соединения	0,9 (928)	~ 50 (1473)	$FeAl_2$; Fe_2Al_5 ; ϵ -фаза (65—70 % Al); Fe_3Al ; $FeAl$	
Кобальт	То же	<0,45 (930)	19,5 (1673); 0,0 (473)	$CoAl$; Co_2Al_3 ; Co_4Al_{13} ; Co_3Al_9	Н. с.
Никель	» »	0,05 (913)	21,0 (1658); 11,5 (873)	Ni_3Al ; $NiAl$; Ni_2Al_3 ; $NiAl_3$	Н. с.
Тугоплавкие металлы					
Молибден	Ограниченные твердые растворы; соединения	$\sim 0,06$ (933); $\sim 0,03$ (773)	$\sim 18,0$ (2423); $\sim 4,0$ (1473)	$MoAl_{12}$; $MoAl_6$; $MoAl_3$; $MoAl_4$; $MoAl_3$; $MoAl_2$; $MoAl$; Mo_3Al	Н. с.
Ниобий	То же	0,06 (941); 0,04 (293)	18,0 (2393); 13,5 (293)	$NbAl_3$; Nb_2Al ; Nb_3Al	Н. с.
Тантал	» »	0,03 (941); 0,009 (293)	» »	$TaAl_3$	Н. с.
Титан	» »	0,06 (823); 0,04 (673)	44,0 (1793); 40,0 (1523); 17,7 (1353); 14,0 (773)	$TiAl_3$; $TiAl$	Ti_3Al ; Ti_4Al
Хром	» »	0,42 (934); 0,15 (673)	45,8 (1623); 39,6 (1023)	$CrAl_7$; Cr_2Al_{11} ; $CrAl_4$; $CrAl_3$	Cr_4Al_9 ; Cr_5Al_8 ; Cr_2Al
Цирконий	» »	0,08 (923); 0,003 (293)	36,0 (1623); 11,0 (1213); 1,2 (973)	$ZrAl_3$; $ZrAl_2$; Zr_2Al_3 ; Zr_5Al_4 ; Zr_3Al_2 ; Zr_5Al_3 ; Zr_2Al ; Zr_3Al	

Таблица 3.14. Взаимодействие

бериллия с металлами [150]

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атомная доля), %		Соединения и фазы, образующиеся	
		металла в бериллии	бериллия в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
Легкоплавкие металлы					
Висмут	Весьма ограниченная смешиваемость в расплаве	Н. р.	Н. р.	Н. с.	Н. с.

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атомная доля), %		
		металла в бериллии	бериллия в металле	Соединения и фазы, образующиеся при кристаллизации
		в твердом состоянии		
Олово	Ограниченная смешиваемость в расплаве, ограниченные твердые растворы	В расплаве ~0,01 (1473) В твердом состоянии н. р.	0,21 (1473); 0,0006 (813) В твердом состоянии ~3,82	Н. с.
		Легкие металлы		
Алюминий	Ограниченные твердые растворы	<0,35	0,17 (918)	Н. с.
Магний	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	<0,05	Н. р.	MgBe ₁₃
		Благородные металлы и медь		
Золото	Ограниченные твердые растворы; соединения	<3,0	<0,2	Au ₂ Be; AuBe; AuBe ₃
Медь	То же	8,0 (1423); 4,0 (873)	16,4 (1139); 9,2 (848); 1,35 (573)	β-фаза (27—38 % Be); β'-фаза (47,5—48,5 % Be); Be ₃ Cu
Платина	» »	Незначительна, точно не установлена	1,28 (293)	Pt ₁₅ Be; Pt ₅ Be ₂₁
Серебро	» »	~5,0	10,5 (1154); 1,6 (1033)	δ-фаза (75 % Be)
		Жаропрочные металлы		
Железо	Ограниченные твердые растворы; соединения	<0,4 (1498); <0,01 (1373)	33,0 (1373); 11,0 (873)	FeBe ₁₁ ; FeBe ₆ ; FeBe ₂ ; FeBe
Кобальт	То же	4,0 (1518); 2,6 (1323); 1,0 (473)	12,0 (1393); 7,0 (473); 6,0 (293)	CoBe; CoBe ₃ ; Co ₆ Be ₂₁ ; CoBe ₁₂
Никель	» »	4,93 (1338); 4,0 (973)	15,3 (1430); 1,8 (673)	NiBe; Ni ₅ Be ₂₁
		Тугоплавкие металлы		
Молибден	Ограниченные твердые растворы; соединения	...	0,53 (2143); 0,2 (1753)	MoBe ₂ ; MoBe ₁₃ ; MoBe ₂₂
Ниобий	То же	...	~20,0 (2273)	NbBe ₁₂ ; NbBe ₈ ; NbBe ₅ ; NbBe ₂
Тантал	Соединения	Ta ₂ Be ₁₇ ; TaBe ₂
Титан	Ограниченные твердые растворы; соединения	...	2,0 (1253); 0,2 (1083)	TiBe (Ti ₄ Be ₃); TiBe ₂ ; TiBe ₄ ; TiBe ₁₀ ; TiBe ₁₂ ; Ti ₂ Be ₁₇
Хром	То же	Незначительная	0,2 (1773)	CrBe ₂ ; CrBe ₁₂
Цирконий	» »	0,3	20 в β-Zr 10 в α-Zr	ZrBe ₂ ; ZrBe ₆ ; ZrBe ₉ (Zr ₂ Be ₁₇); ZrBe ₁₃

Примечание. Литературных данных о взаимодействии бериллия с адмием вследствие неизоморфности решеток и большой разницы в атомных радиусах (55 % заметных областей твердых растворов вряд ли возможно из-за большой разницы в атомных из-за близких значений величин электроотрицательности этих металлов.

цинком и цинком нет. Образование твердых растворов бериллия и свинца невозможно. Хотя бериллий с кадмием и бериллий с цинком имеют изоморфные решетки, образование радиусов (35 и 22 % соответственно); образование соединений также вряд ли возможно

Таблица 3.15. Взаимодействие

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атом)	
		металла в магнии	
Легкоплавкие			
Висмут	Ограниченные твердые растворы; соединения	1,12 (824); 0,18 (673)	
Кадмий	Непрерывные твердые растворы; соединения	100	
Олово	Ограниченные твердые растворы; соединения	3,5 (834); 0,95 (673); 0,10 (473)	
Свинец	То же	7,75 (739); 2,3 (573); 0,5 (473)	
Цинк	» »	3,3 (616); 1,25 (523)	
Легкие			
Алюминий	Ограниченные твердые растворы; соединения	11,6 (710); 1,3 (373)	
Бериллий	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	Н. р.	
Благородные			
Золото	Ограниченные твердые растворы; соединения	~0,1 (849)	
Медь	То же	<0,2 (757); 0,08 (573)	
Платина	Соединения	...	
Серебро	»	4,0 (744); 0,7 (573)	
Жаропрочные			
Железо	Весьма ограниченная смешиваемость в расплаве	В расплаве 0,06 (1173) В твердом состоянии 0,001	
Кобальт	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	0,002 (905)	
Никель	То же	<0,04 (773)	
Тугоплавкие			
Молибден	Н. в.	Н. р.	
Ниобий	Ограниченная смешиваемость в расплаве; ограниченные твердые растворы	0,13 (1473); 0,06 (1273)	
Титан	Ограниченные твердые растворы	0,40 (1473); 0,08 (973)	
Цирконий	То же	3,8 (926); 0,3 (573)	

магния с металлами [150]

ная доля) %	Соединения и фазы, образующиеся		
	магния в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
металлы			
~30,0 (773); ~15,0 (573)	Mg_3Bi_2		Н. с.
100			Н. с.
0,2 (473)	Mg_2Sn		Mg_3Cd ; $MgCd$; $MgCd_3$
5,9 (526); 1,0 (373)	Mg_2Pb		Н. с.
0,3 (640); 0,18 (473)	Mg_7Zn_3 ; $MgZn$; Mg_2Zn_3 ; $MgZn_2$; Mg_2Zn_{11}		Н. с.
металлы			
18,9 (723); 2,1 (373)	$Mg_{17}Al_{12}$; Mg_2Al_3		<i>e</i> -фаза (~43% Mg)
<0,05	$MgBe_{13}$		Н. с.
металлы и медь			
25,0 (1100)	Mg_3Au ; Mg_5Au ; Mg_9Au ; $MgAu$		Н. с.
7,4 (973); 3,1 (673)	Mg_2Cu ; $MgCu_2$		Н. с.
...	Mg_3Pt ; Mg_2Pt ; $MgPt_3$; $MgPt$		Н. с.
29,3 (1032); 26,5 (573)	Mg_3Ag ; $MgAg$		$MgAg_2$
металлы			
В расплаве и твердом состоянии н. р.		Н. с.	Н. с.
Точно не установлена	Mg_2Co		Н. с.
<0,24 (1373)	Mg_3Ni ; $MgNi_2$...
металлы			
Н. р.			
0,1 (293)		Н. с.	Н. с.
1,38 (1373)		Н. с.	Н. с.
...		Н. с.	Н. с.

3.7.2. Жаропрочные

Таблица 3.16. Взаимодействие

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость		
		металла в		
		α-модификация	γ-модификация	
		Легкоплавкие		
Висмут	Н. в.	Н. р.	Н. р.	
Кадмий	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	
Олово	Ограниченные твердые растворы; соединения	8,3 (1403); 9,3 (1173); 4,9 (953)	1,1 (1423)	
Свинец	Н. в.	Н. р.	Н. р.	
Цинк	Ограниченные твердые растворы; соединения	17,6 (896); 3,9 (473)	42,2 (1055); 24,5 (896)	
		Легкие		
Алюминий	Ограниченные твердые растворы; соединения	~50 (473)	...	
Бериллий	То же	11 (873)	3 (1373)	
Магний	Н. в.	Н. р.	Н. р.	
		Благородные		
Золото	Ограниченные твердые растворы	1,5 (1123)	8 (1441); 4,1 (1444)	
Медь	То же	1,2 (1108)	7,5 (1367); ~3,0 (1123)	
Платина	С γ-Fe непрерывные твердые растворы; с α- и δ-Fe ограниченные твердые растворы; соединения	20 (293)	100	
Серебро	Н. в.	Н. р.	Н. р.	
		Жаропрочные		
Кобальт	С γ-Fe непрерывные твердые растворы; с α- и δ-Fe ограниченные твердые растворы; соединения	88,5 (873)	100	
Никель	То же	10 (473)	100	

металлы — металлы

железа с металлами [150]

(атомная доля), %		Соединения фазы, образующиеся	
железе	железа в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
δ-модификация			
металлы			
Н. р.	Н. р.	—	—
...	0,0001 (673)	Fe ₁₇ Cd ₁₃ ; Fe ₂ Cd	Н. с.
8,3 (1403); 9,3 (1173); 4,9(953)	Н. р.	Fe ₃ Sn; Fe ₂ Sn; Fe ₃ Sn ₂ ; FeSn; FeSn ₂ ; γ-фаза (43,5—44 % Sn)	Н. с.
Н. р.	Н. р.	—	—
—	0,033 (673)	γ-фаза (67—74 % Zn); δ ₁ -фаза (91,9 % Zn); ξ-фаза (92,1 % Zn)	Н. с.
металлы			
—	0,9 (928)	FeAl; FeAl ₂ ; Fe ₂ Al ₅ ; Fe ₃ Al; FeAl ₃ ; ε-фаза (65—70 % Al)	Н. с.
—	<0,4 (1498); <0,01 (1373)	FeBe; FeBe ₂ ; FeBe ₃ ; FeBe ₁₁	Н. с.
Н. р.	~0,001	Н. с.	Н. с.
металлы и медь			
~4 (1703)	~75 (1441); 56 (1173); 16 (673)	Н. с.	Н. с.
~6,0 (1757)	~3,2 (1367); 1,6 (1178)	Н. с.	Н. с.
~2,3 (1792)	100	Н. с.	PtFe ₃ ; PtFe; Pt ₃ Fe
Н. р.	Н. р.	—	—
металлы			
16,5 (1772)	100 в β-Co; ~3 (573) в α-Co	Н. с.	Fe ₃ Co; FeCo; FeCo ₃
4,3 (1785)	100	Н. с.	Fe ₃ Ni; Fe ₂ Ni; FeNi ₃

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость		(атомная доля), %		Соединения и фазы, образующиеся	
		металла в		железе	железа в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
		α -модификации	γ -модификации				
			Тугоплавкие		металлы		
Молибден	Ограниченные твердые растворы; соединения	26 (1723)	~4	26 (1723)	16,7 (1753); 4,5 (1373)	Mo ₂ Fe ₃ ; MoFe	Н. с.
Ниобий	То же	0,6 (1262)	1,2 (1493)	2,75 (1633)	~3,0 (1773); ~2,2 (1473)	NbFe ₂ ; Nb ₂ Fe ₃ ; Nb ₃ Fe ₂	δ -фаза (50 % Nb)
Тантал	» »	0,32 (1245)	~0,95 (1493); ~0,2 (1245)	2,3 (1683)	...	TaFe ₂ ; TaFe	Н. с.
Титан	» »	~7,5 (1613)	0,6 (1373)	...	22 (1373) в β -Ti; 0,2 (888) в α -Ti	TiFe ₂ ; TiFe; Ti ₂ Fe	Н. с.
Хром	С α -Fe непрерывные твердые растворы; с γ -Fe ограниченные твердые растворы; соединения	100	~13,3 (1373)	100	100	Н. с.	CrFe
Цирконий	Ограниченные твердые растворы; соединения	Н. р.	~0,6 (1593)	~4 (1618)	5,5 (1207); 4,0 (1073) в β -Zr	η -фаза ZrFe ₂	Zr ₄ Fe

Таблица 3.17. Взаимодействие

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость		(атомная доля), %		Соединения и фазы, образующиеся	
		металла в кобальте		кобальта в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии	
		Легкоплавкие					
Висмут	Н. в.	Н. р.	Н. р.	Н. р.	—	—	—
Кадмий	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	0,16 (745)	0,16 (745)	0,002 (673)	Co ₃ Cd ₂₁	Н. с.	—
Олово	Ограниченные твердые растворы; соединения	2 (1385); 0 (573)	2 (1385); 0 (573)	Н. р.	Co ₂ Sn; CoSn; CoSn ₂	Н. с.	—
Свинец	Н. в.	Н. р.	Н. р.	Н. р.	—	—	—
Цинк	Ограниченные твердые растворы; соединения	37,5 (1198); 3,7 (673)	37,5 (1198); 3,7 (673)	0,01 (673)	β_1 -фаза (55,5—59,0 % Zn); γ -фаза (83,2—87,7 % Zn); γ_1 -фаза (89 % Zn); γ_2 -фаза (91 % Zn)	Н. с.	—
			Легкие		металлы		
Алюминий	Ограниченные твердые растворы; соединения	19,5 (1673); 0 (473)	19,5 (1673); 0 (473)	~0,45 (930)	CoAl; Co ₂ Al ₅ ; Co ₄ Al ₁₃ ; Co ₂ Al ₉	Н. с.	—
Бериллий	То же	12 (1393); 7 (473); 6 (293)	12 (1393); 7 (473); 6 (293)	~4 (1518); 2,6 (1323); 1 (473)	CoBe; Co ₅ Be ₂₁ ; CoBe ₃ ; CoBe ₁₂	Н. с.	—

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость		Соединения и фазы, образующиеся		
		металла в кобальте	кобальта в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии	(атомная доля), %
Магний	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	...	0,002 (905)	Mg ₂ Co	Н. с.	
Благородные металлы и медь						
Золото	Ограниченные твердые растворы	1,9 (1269); 1,1 (673)	23,5 (1269); 0,2 (673)	Н. с.	Н. с.	
Медь	То же	12,0 (1383); 1,7 (578)	5,5 (1383); 0,13 (778)	Н. с.	Н. с.	
Платина	Непрерывные твердые растворы; соединения	100	100	Н. с.		PtCo; Pt ₂ Co
Серебро	Эвтектическая смесь	Н. р.	Н. р.	Н. с.	Н. с.	
Жаропрочные металлы						
Железо	С γ-Fe непрерывные твердые, с α- и δ-Fe ограниченные твердые растворы; соединения	100 в β-Co; ~3 (573) в α-Co	16,5 (1772) в δ-Fe; 100 в γ-Fe; 88,5 (873) в α-Fe	Н. с.		FeCo ₃ ; FeCo; Fe ₃ Co
Никель	Непрерывные твердые растворы; соединения	100	100	Н. с.		CoNi ₃
Тугоплавкие металлы						
Молибден	Ограниченные твердые растворы; соединения	18,5 (1613); ~7 (1073)	11,5 (1893); 4,4 (1753); ~1 (1523)	ε-фаза (54—55 % Co); δ-фаза (36—37 % Co)		θ-фаза (82 % Co); MoCo ₃
Ниобий	То же	~4 (1508); 2,6 (1303); 2 (873)	1,57 (1523)	NbCo ₃ ; NbCo ₂ ; NbCo	Н. с.	
Тантал	» »	~5 (1549); ~4 (1281); 0 (740)	...	Ta ₂ Co ₅ ; TaCo ₂	Н. с.	
Титан	» »	13 (1408); 8 (1163)	14,5 (1298); 8 (1076); <0,8 (958)	TiCo ₃ ; TiCo ₂ ; TiCo; Ti ₂ Co	Н. с.	
Хром	» »	41 (1673); 38 (1263); ~13 (573)	33 (1743); 34 (1533); 10 (1173)	δ-фаза (56—61 % Cr)		CrCo ₃ ; CrCo ₂ ; Cr ₂ Co ₃ ; CrCo; δ-фаза (56—65 % Cr)
Цирконий	» »	13 (1733); 1,3 (763)	...	ZrCo ₄ ; ZrCo ₂	Н. с.	

Таблица 3.18. Взаимодействие

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атом)		Соединения и фазы, образующиеся		
		металла в никеле	никеля в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии	(атомная доля), %
Легкоплавкие металлы						
Висмут	Перитектическая смесь; соединения	Н. р.	Н. р.	NiBi; NiBi ₃	Н. с.	
Кадмий	Ограниченные твердые растворы; соединения	...	~1,2 (673)	β-фаза (48 % Ni); γ-фаза (18,5 % Ni); γ'-фаза (29 % Ni); NiCd,	Н. с.	

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атом		ная доля), %	Соединения и фазы, образующиеся	
		металла в никеле			никеля в металле	при кристаллизации
Олово	Ограниченные твердые растворы; соединения	~10,4 (1403); ~1,0 (773); 0,0 (293)		Н. р.	Ni_3Sn ; Ni_3Sn_2 ; Ni_3Sn_4	Н. с.
Свинец	Н. в.	Н. р.		Н. р.	—	—
Цинк	Ограниченные твердые растворы; соединения	39,5 (1313); 33,5 (1083); 26,0 (293)		0,05 (673)	$NiZn$; $NiZn_3$; Ni_5Zn_{21} ; $NiZn_8$	Н. с.
			Легкие	металлы		
Алюминий	Ограниченные твердые растворы; соединения	21,0 (1658); 11,6 (873)		0,05 (913)	Ni_3Al ; $NiAl$; Ni_2Al_3 ; $NiAl_3$	Н. с.
Бериллий	То же	15,3 (1430); 1,8 (673)		4,93 (1339); 4,0 (973)	$NiBe$; Ni_5Be_{21}	β -фаза (8 % Ni)
Магний	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	<0,24 (1373)		<0,04 (773)	$MgNi_2$; Mg_2Ni	Н. с.
			Благородные	металлы и медь		
Золото	Непрерывные твердые растворы (выше 850 °С) и ограниченные твердые растворы	100 (>1123); 20 (1073); 1,0 (573)		100 (>1123); 60 (1073); ~7 (573)	Н. с.	Н. с.
Медь	Непрерывные твердые растворы; соединения	100		100	Н. с.	$NiCu_5$
Платина	То же	100		100	Н. с.	$PtNi_5$; $PtNi$
Серебро	Ограниченная смешиваемость в расплаве	~2 (1708)		2,7 (1708); ~0,1 (1193)	Н. с.	Н. с.
			Жаропрочные	металлы		
Железо	С γ -Fe непрерывные твердые растворы; с α -Fe ограниченные твердые растворы; соединения	100		~4,3 (1785) в δ -Fe; 100 в γ -Fe; 10 (473) в α -Fe	Н. с.	$FeNi_3$; Fe_2Ni ; Fe_9Ni
Кобальт	Непрерывные твердые растворы; соединения	100		100	Н. с.	$CoNi_3$
			Тугоплавкие	металлы		
Молибден	Ограниченные твердые растворы; соединения	28,4 (1591); 22,5 (1200); 16 (1073)		1,8 (1635); 0,1 (1178)	δ -фаза (47 % Ni)	$MoNi_3$; β -фаза (81 % Ni)
Ниобий	То же	14,0 (1543); ~6 (1273)		8 (1843); 4 (1673); ~2 (1473); ~1 (1073)	$NbNi_3$; $NbNi$	Nb_5Ni
Тантал	» »	~15,4 (1633); ~2,6 (1073)		~6 (1873); ~0,48 (1573)	$TaNi_3$; $TaNi_2$; $TaNi$; Ta_2Ni	Н. с.
Титан	» »	11,8 (1373); 9,6 (1073)		13,0 (1228) в β -Ti; 4,0 (1043) в β -Ti; 0,2 (1043) в α -Ti	$TiNi_3$; $TiNi$; Ti_2Ni	Н. с.

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атомная доля), %		Соединения и фазы, образующиеся	
		металла в никеле	никеля в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
Хром	Ограниченные твердые материалы; соединения	46 (1618); 38 (1073)	~39,5 (1618); ~0,1 (1073)	Н. с.	CrNi ₃
Цирконий	То же	<2 (1443)	1,9 (1233) в β-Zr; <0,05 в α-Zr	ZrNi ₅ ; ZrNi ₄ ; ZrNi ₃ ; Zr ₂ Ni ₇ ; Zr ₂ Ni ₅ ; Zr ₇ Ni ₁₀ ; Zr ₉ Ni ₁₀ ; ZrNi; Zr ₂ Ni	Н. с.

3.7.3. Тугоплавкие

металлы — металлы

Таблица 3.19. Взаимодействие

молибдена с металлами [150]

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атомная доля), %		Соединения и фазы, образующиеся	
		металла в молибдене	молибдена в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
Легкоплавкие металлы					
Свинец	Н. в.	Н. р.	Н. р.	—	—
Цинк	Н. в.	Н. р.	Н. р.	—	—
Легкие металлы					
Алюминий	Ограниченные твердые растворы; соединения	18,0 (2423); ~4,0 (1473)	~0,06 (933); ~0,003 (773)	MoAl; Mo ₃ Al; MoAl ₂ ; MoAl ₃ ; MoAl ₅ ; MoAl ₁₂ ; MoAl ₆ ; MoAl ₄	Н. с.
Бериллий	То же	0,53 (2143); 0,2 (1753)	...	MoBe ₂ ; MoBe ₁₂ ; MoBe ₂₂	Н. с.
Магний	Н. в.	Н. р.	Н. р.	—	—
Благородные металлы и медь					
Золото	Ограниченные твердые растворы	Очень мала	1,25 (1327); 0,9 (873)	Н. с.	Н. с.
Медь	Н. в.	Н. р.	Н. р.	—	—
Платина	Ограниченные твердые растворы; соединения	Очень мала	42,0 (2073); 25,0 (1273)	δ-фаза (30—40 % Pt); ε-фаза (35—55 % Pt)	α-фаза (60—62 % Pt)
Серебро	Н. в.	Н. р.	Н. р.	—	—
Жаропрочные металлы					
Железо	Ограниченные твердые растворы; соединения	16,7 (1753); 4,5 (1373)	26 (1723) в α (δ)-Fe; ~4,0 в γ-Fe	Mo ₂ Fe ₃ ; MoFe	Н. с.
Кобальт	То же	11,5 (1893); 4,4 (1753); 1,0 (1523)	18,5 (1613); ~7,0 (1073)	σ-фаза (36—37 % Co); ε-фаза (54—55 % Co)	MoCo ₃ (82 % Co)
Никель	» »	1,8 (1635); 0,1 (1178)	28,4 (1591); 22,7 (1200); 16,0 (1073)	δ-фаза (47 % Ni)	MoNi ₃ ; β-фаза (81 % Ni)

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атом)	
		металла в молибдене	
Тугоплавкие			
Ниобий	Непрерывные твердые растворы	100	
Тантал	То же	100	
Титан	Неограниченные твердые растворы; ограниченные твердые растворы	100 (>1155); ~80 (873)	
Хром	Непрерывные твердые растворы	100	
Цирконий	Ограниченные твердые растворы; соединения	...	

Примечание. Литературных данных о взаимодействии молибдена с висмутом ограничена растворимость висмута в молибдене.

Таблица 3.20. Взаимодействие

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость	
		металла в ниобии	
Легкоплавкие			
Олово	Ограниченные твердые растворы; соединения	12,0 (2323); ~3 (1073)	
Легкие			
Алюминий	Ограниченные твердые растворы; соединения	18,0 (2393); 13,5 (293)	
Бериллий	То же	~20 (2273)	
Магний	Ограниченная смешиваемость в расплаве; ограниченные твердые растворы	1,5 (293)	
Благородные			
Золото	Соединения	...	
Медь	Ограниченные твердые растворы	~23,0	
Платина	Ограниченные твердые растворы; соединения	<1,0 (2273)	
Жаропрочные			
Железо	Ограниченные твердые растворы; соединения	~3 (1773); ~2,2 (1473)	
Кобальт	То же	1,57 (1523)	
Никель	» »	~4,0 (1673); ~1,0 (1073)	

Металл	Соединения и фазы, образующиеся	
	при кристаллизации	в твердом состоянии
металлы		
100	Н. с.	Н. с.
100	Н. с.	Н. с.
100 (>1155) в β -Ti; >1,0 в α -Ti	Н. с.	Н. с.
100	Н. с.	Н. с.
21,0 (1793) в β -Zr; ZrMo ₂		Н. с.
0,2 (1053) в α -Zr		

металлы

100 Н. с.
 100 Н. с.
 100 (>1155) в β -Ti; >1,0 в α -Ti Н. с.
 100 Н. с.
 21,0 (1793) в β -Zr; ZrMo₂ Н. с.
 0,2 (1053) в α -Zr

том, кадмием и оловом нет. Вследствие различия в атомных радиусах (~11,8 %) возмож-

ниобия с металлами [150]

Металл	Соединения, образующиеся	
	при кристаллизации	в твердом состоянии
металлы		
1,0 (1173)	Nb ₃ Sn; Nb ₄ Sn; Nb ₂ Sn ₃	Nb ₂ Sn
металлы		
0,06 (941); 0,04 (293)	Nb ₃ Al; Nb ₂ Al; NbAl ₃	Н. с.
...	NbBe ₁₂ ; NbBe ₈ ; NbBe ₂	Н. с.
0,13 (1473); 0,06 (1273)	Н. с.	Н. с.
металлы и медь		
...	Nb ₃ Au	...
1,14 (1373); 0,3 (1273)	Н. с.	Н. с.
36 (1973)	Nb ₃ Pt; Nb ₂ Pt	NbPt ₃
металлы		
2,75 (1633) в δ -Fe; 1,2 (1493) в γ -Fe; 0,6 (1262) в α -Fe	Nb ₃ Fe ₂ ; Nb ₂ Fe ₃ ; NbFe ₂	σ -фаза (50 % Nb)
~4,0 (1508); 2,6 (1303); 2,0 (873)	NbCo; NbCo ₂ ; NbCo ₃	Н. с.
14,0 (1543); 6,0 (1273)	NbNi ₃ ; NbNi	Nb ₅ Ni

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость		(атомная доля), %			
		металла в ниобии		ниобия в металле		Соединения, образующиеся	
					при кристаллизации	в твердом состоянии	
			Тугоплавкие		металлы		
Молибден	Непрерывные твердые растворы	100		100	Н. с.	Н. с.	
Тантал	То же	100		100	Н. с.	Н. с.	
Титан	Непрерывные твердые растворы; ограниченные твердые растворы	100 (>1155); ~2,0 (973)		100 (>1155); ~40 (873)	Н. с.	Н. с.	
Хром	Ограниченные твердые растворы; соединения	~20,0 (1933); ~10,0 (1623)		~10,0 (1913); ~3,0 (1573)	NbCr ₂	Н. с.	
Цирконий	Непрерывные твердые растворы; ограниченные твердые растворы	100 (>1273)		100 (>1273) в β-Zr; ~2 (883) в α-Zr	Н. с.	Н. с.	

Примечание. Взаимодействие висмута, золота, кадмия, свинца, серебра и

цинка с ниобием не изучено.

Таблица 3.21. Взаимодействие

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость		(атомная доля), %			
		металла в тантале		тантала в металле		Соединения, образующиеся	
					при кристаллизации	в твердом состоянии	
			Легкоплавкие		металлы		
Олово	Соединения	Ta ₃ Sn	...	
			Легкие		металлы		
Алюминий	Ограниченные твердые растворы; соединения	...		~0,03 (941); 0,009 (293)	TaAl ₃	Н. с.	
Бериллий	Соединения	Ta ₂ Be ₁₇ ; TaBe ₁₂	Н. с.	
			Благородные		металлы и медь		
Медь	Н. в.	Н. р.		Н. р.	—	—	
Платина	Ограниченные твердые растворы; соединения	...		10 (1773); 20 (1273)	TaPt ₄ ; TaPt ₃ ; TaPt ₂	Н. с.	
Серебро	Н. в.	Н. р.		Н. р.	—	—	
			Жаропрочные		металлы		
Железо	Ограниченные твердые растворы; соединения	...		~2,3 (1683) в δ-Fe; ~0,95 (1493) и ~0,2 (1245) в γ-Fe; 0,32 (1245) в α-Fe	TaFe ₂ ; TaFe	Н. с.	
Кобальт	То же	...		~5,0 (1549); ~4,0 (1281); н. р. (740)	Ta ₂ Co ₅ ; TaCo ₂	Н. с.	
Никель	» »	~6,0 (1873); ~0,48 (1573)		~15,4 (1633); ~2,6 (1073)	TaNi ₃ ; TaNi ₂ ; TaNi; Ta ₂ Ni	Н. с.	

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость	
		металла в тантале	
Тугоплавкие			
Молибден	Непрерывные твердые растворы	100	
Ниобий	То же	100	
Титан	Непрерывные твердые растворы; ограниченные твердые растворы	100 (>1155); ~40 (873)	
Хром	Ограниченные твердые растворы; соединения	...	
Цирконий	Непрерывные твердые растворы; ограниченные твердые растворы	100 (>2053)	

Примечание. Взаимодействие тантала с висмутом, кадмием, свинцом и цинком различны в атомных радиусах тантала и магния (11,75 %) и изоморфности кристаллических решеток, возможно образование весьма разбавленных твердых растворов, так как температуры кипения и плавления тантала и магния значительно различаются.

Таблица 3.22. Взаимодействие

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость	
		металла в титане	
		α -модификации	β -модификации
Легкоплавкие			
Висмут	Ограниченные твердые растворы; соединения	~1,0	~10
Кадмий	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения
Олово	Ограниченные твердые растворы; соединения	~9,5	~12 (1863); ~8 (1163)
Свинец	То же	4,2 (998)	16 (1578)
Цинк	Соединения
Легкие			
Алюминий	Ограниченные твердые растворы; соединения	17,7 (1353); 14,0 (773)	44,0 (1793); 40 (1523)
Бериллий	То же	0,2 (1083)	2 (1253)
Магний	Ограниченные твердые растворы	...	1,38 (1373)

(атомная доля), %	Соединения, образующиеся		
	тантала в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
металлы			
100		Н. с.	Н. с.
100		Н. с.	Н. с.
100 (>1155); ~1,0 (873)		Н. с.	Н. с.
1,5		TaCr ₃	Н. с.
100 (>2053); ~0,2 (1008)		Н. с.	Н. с.

ком не изучено. Литературных данных о взаимодействии тантала с магнием нет. Следующих решеток, возможно образование весьма разбавленных твердых растворов, так

титана с металлами [150]

(атомная доля), %	Соединения, образующиеся		
	титана в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
металлы			
...		Ti ₃ Bi; Ti ₂ Bi	Н. с.
0,015 (673)		Ti ₂ Cd	Н. с.
Очень мала		Ti ₃ Sn; Ti ₂ Sn; Ti ₅ Sn ₃ ; Ti ₆ Sn ₅	Н. с.
...		Ti ₄ Pb; Ti ₂ Pb или Ti ₃ Pb	Н. с.
<4 · 10 ⁻⁴		TiZn ₁₆ ; TiZn ₃ ; TiZn ₅ ; TiZn ₅ ; TiZn	Н. с.
металлы			
0,06 (823); 0,04 (673)		TiAl; TiAl ₃	Ti ₃ Al; Ti ₆ Al
...		TiBe (Ti ₄ Be ₃); TiBe ₂ ; TiBe ₄ ; TiBe ₁₀ ; TiBe ₁₂ ; Ti ₂ Be ₁₇	Н. с.
0,40 (1478); 0,08 (973)		Н. с.	Н. с.

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость	
		металла в титане	
		α -модификации	β -модификации
Благородные			
Золото	Ограниченные твердые растворы; соединения	1,7 (1105); 0,5 (673)	15,0 (1663); 6,0 (1273)
Медь	То же	1,6 (1071); 0,55 (871)	13,4 (1263)
Платина	» »	~0,5 (1113)	~9,5 (1583)
Серебро	» »	~7,0 (1128)	15,0 (1303); ~12,0 (1203)
Жаропрочные			
Железо	Ограниченные твердые растворы; соединения	0,2 (888)	22 (1373)
Кобальт	То же	<0,8 (958)	14,5 (1298); 8,0 (1073)
Никель	» »	0,2 (1043)	13,0 (1228); 4,0 (1043)
Тугоплавкие			
Молибден	Непрерывные твердые растворы; ограниченные твердые растворы	>1,0	100 (>1155)
Ниобий	То же	~2,0 (973)	100 (>1155)
Тантал	» »	~1,0	100 (>1155)
Хром	Непрерывные твердые растворы; ограниченные твердые растворы; соединения	~1,0 (973)	100 (1623); ~26 (1273)
Цирконий	Непрерывные твердые растворы	100	100

Таблица 3.23. Взаимодействие

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость	
		металла в хrome	
Легкоплавкие			
Свинец	Ограниченная смешиваемость в расплаве	Н. р.	
Цинк	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	...	

(атомная доля), %	Соединения, образующиеся		
	титана в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
металлы и медь			
~10,0 (1388)		Ti ₃ Au; TiAu; TiAu ₂ ; TiAu ₆	Н. с.
5,6 (1158); 1,0 (873)		TiCu ₃ ; TiCu ₂ ; Ti ₂ Cu ₃ ; TiCu; Ti ₂ Cu	Н. с.
~17,6 (773)		TiPt ₂ ; TiPt; Ti ₃ Pt	Н. с.
...		Ti ₃ Ag; TiAg	Н. с.
металлы			
~7,5 (1613) в α -Fe; 0,6 (1373) в γ -Fe		TiFe ₂ ; Ti ₂ Fe; TiFe	Н. с.
13 (1408); 8,0 (1163)		TiCo ₃ ; TiCo ₂ ; TiCo; Ti ₂ Co	Н. с.
11,8 (1373); 9,6 (1073)		TiNi ₃ ; TiNi; Ti ₂ Ni	Н. с.
металлы			
100 (1155); ~80 (873)		Н. с.	Н. с.
100 (>1155); ~40,0 (873)		Н. с.	Н. с.
100 (>1155); ~40,0 (873)		Н. с.	Н. с.
~7,0 (1273)		Н. с.	TiCr ₂
100		Н. с.	Н. с.

хрома с металлами [150]

(атомная доля), %	Соединения, образующиеся		
	хрома в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
металлы			
Н. р.		Н. с.	Н. с.
0,04 (688); 0,013 (623)		Н. с.	Н. с.

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость	
		металла в хrome	
Легкие			
Алюминий	Ограниченные твердые растворы; соединения	45,8 (1623); 39,6 (1023)	
Бериллий	То же	9,2 (1773)	
Благородные			
Золото	Ограниченные твердые растворы; соединения	~6,0 (1423); ~6,0 (1173)	
Медь	Ограниченная смешиваемость в расплаве; ограниченные твердые растворы	...	
Платина	Ограниченные твердые растворы; соединения	2,5 (1173)	
Серебро	Ограниченная смешиваемость в расплаве	~3,5 (1718)	Растворимость
Жаропрочные			
Железо	Непрерывные твердые растворы; ограниченные твердые растворы; соединения	100 в α (δ)-Fe	
Кобальт	Ограниченные твердые растворы; соединения	33 (1743); 34 (1533); 10 (1173)	
Никель	То же	~39,5 (1618); ~0,1 (1073)	
Тугоплавкие			
Молибден	Непрерывные твердые растворы	100	
Ниобий	Ограниченные твердые растворы; соединения	~10 (1913); ~3 (1573)	
Тантал	То же	1,5	
Титан	Непрерывные твердые растворы; ограниченные твердые растворы; соединения	~7,0 (1273)	
Цирконий	Ограниченные твердые растворы; соединения	<1,5	

(атомная доля), %	Соединения, образующиеся	
	хрома в металле	при кристаллизации в твердом состоянии
металлы		
0,42 (934); 0,15 (673)	CrAl ₇ ; Cr ₂ Al ₁₁ ; CrAl ₆ ; CrAl ₃	Cr ₄ Al ₉ ; Cr ₅ Al ₈ ; Cr ₂ Al
Очень мала	CrBe ₂	Н. с.
металлы и медь		
49,7 (1433); 25,3 (673)	Н. с.	Н. с.
0,9 (1348); 0,8 (1073)	Н. с.	Н. с.
78,0 (1673); 71,0 (1273)	Cr ₃ Pt	CrPt ₃ ; CrPt
в расплаве 15,0 (1718)	Н. с.	Н. с.
металлы		
100 в α (δ)-Fe; ~13,3 (1373) в γ -Fe	Н. с.	CrFe
41 (1673); 38 (1263); ~13 (573)	δ -фаза (56—61 % Cr)	CrCo ₂ ; CrCo ₃ ; CrCo; σ -фаза (~60 % Cr); Cr ₂ Co ₃
46,0 (1618); 38,0 (1073)	Н. с.	CrNi ₈
металлы		
100	Н. с.	Н. с.
~20 (1933); ~10 (1623)	NbCr ₂	Н. с.
...	TaCr ₂	Н. с.
100 (1623); ~1,0 (973)	Н. с.	TiCr ₂
7,8 (~1573)	ZrCr ₂	Н. с.

Примечание. Висмут, кадмий, олово с хромом не взаимодействуют

Таблица 3.24. Взаимодействие

циркония с металлами [150]

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость			Соединения и фазы, образующиеся		
		металла в цирконии			циркония в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
		α -модификация	β -модификация	(атомная доля), %			
Легкоплавкие				металлы			
Висмут	Ограниченные твердые растворы; соединения	4 (1173); 2,8 (873)	7,7 (1373); 2,9 (1173)	...	γ -фаза (~20 % Bi)	...	
Кадмий	Соединения	ν -фаза (~60 % Cd)	...	
Олово	Ограниченные твердые растворы; соединения	~5 (1253)	~17 (1863)	~21,0 (1413)	Zr ₅ Sn ₃ ; ZrSn ₂	Zr ₄ Sn	
Свинец	То же	3,8 (873)	7,5 (1273); 3,8 (1173)	...	Zr ₅ Pb ₃	...	
Цинк	Соединения	ZrZn ₁₄ ; ZrZn ₈ ; ZrZn ₃ ; ZrZn ₂ ; ZrZn	Н. с.	
Легкие				металлы			
Алюминий	Ограниченные твердые растворы; соединения	11,0 (1213); 1,2 (973)	26,0 (1623)	0,08 (933); 0,03 (293)	ZrAl ₃ ; ZrAl ₂ ; Zr ₂ Al ₃ ; Zr ₄ Al ₃ ; Zr ₃ Al ₂ ; Zr ₅ Al ₃ ; Zr ₂ Al; Zr ₃ Al	ZrAl; ZrAl ₃	
Бериллий	То же	0,1	0,3	0,3	ZrBe ₂ ; ZrBe ₈ ; ZrBe ₉ (Zr ₂ Be ₁₇); ZrBe ₁₃	Н. с.	
Магний	Ограниченные твердые растворы	3,8	Н. с.	Н. с.	
Благородные				металлы и медь			
Золото	Ограниченные твердые растворы; соединения	7,4 (1273); 4,4 (1073); 0,75 (773)	ZrAu ₄ ; Zr ₇ Au ₁₀ ; ZrAu ₅ ; Zr ₂ Au; ZrAu ₃	Н. с.	
Медь	То же	0,5 (1155)	5,3 (1268)	0,17 (1253)	ZrCu ₃ ; Zr ₂ Cu ₅ ; Zr ₂ Cu ₃ ; ZrCu; Zr ₂ Cu	Н. с.	
Платина	Соединения	ZrPt ₃	...	
Серебро	Ограниченные твердые растворы; соединения	Очень мала	6,4 (1523)	...	ZrAg; Zr ₃ Ag; Zr ₂ Ag	Н. с.	
Жаропрочные				металлы			
Железо	Ограниченные твердые растворы; соединения	4,0 (1073)	5,5 (1207)	~4,0 (1618) в δ -Fe; 0,6 (1593) в γ -Fe; очень мала в α -Fe	ZrFe ₂	Zr ₄ Fe	
Кобальт	То же	1,3 (1733); 1,3 (763)	ZrCo ₄ ; ZrCo ₂	Н. с.	
Никель	» »	<0,05	1,9 (1233)	<2 (1443)	ZrNi ₅ ; ZrNi ₄ ; ZrNi ₃ ; Zr ₂ Ni ₇ ; Zr ₂ Ni ₅ ; Zr ₇ Ni ₁₀ ; Zr ₉ Ni ₁₁ ; ZrNi; Zr ₂ Ni	Н. с.	
Тугоплавкие				металлы			
Молибден	Ограниченные твердые растворы; соединения	<0,2 (1053)	21,0 (1793)	...	ZrMo ₃	Н. с.	
Ниобий	Непрерывные твердые растворы; ограниченные твердые растворы	~2,0 (883)	100 (>1273)	100 (>1273)	Н. с.	Н. с.	

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость		атомная доля), %	Соединения и фазы, образующиеся	
		металла в цирконии			циркония в металле	при кристаллизации
		α-модификации	β-модификации			
Тантал	Непрерывные твердые растворы; ограниченные твердые растворы	~0,2 (1008)	100 (~2053)	100 (>2053)	Н. с.	Н. с.
Титан	Непрерывные твердые растворы	100	100	100	Н. с.	Н. с.
Хром	Ограниченные твердые растворы; соединения	Очень мала	7,8 (~1573)	<1,5	ZrCr ₂	Н. с.

3.7.4. Неметаллы —

Таблица 3.25. Взаимодействие

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атомная доля), %		атомная доля), %	Соединения, образующиеся	
		металла в боре			бора в металле	при кристаллизации
Легкие металлы				металлы		
Таблица 3.25. Взаимодействие				бора с металлами [150]		
Алюминий	Ограниченные твердые растворы; соединения	Незначительная, точно не установлена		2,7 (2273)	AlB ₂ ; AlB ₁₂ (α, β); AlB ₁₀	Н. с.
Бериллий	Соединения	Be ₂ B; BeB ₃ ; BeB ₆	Н. с.
Магний	»	Твердых растворов		замещения нет	MgB ₂ ; MgB ₆ ; MgB ₁₂	Н. с.
Благородные металлы				металлы и медь		
Медь	Ограниченные твердые растворы; соединения	...		0,53 (1333)	CuB ₁₂	Н. с.
Платина	Соединения	...		Н. р.	Pt ₃ B; PtB; Pt ₂ B ₃	Н. с.
Жаропрочные металлы				металлы		
Железо	Ограниченные твердые растворы; соединения	0,77 (1422) в γ-Fe; 0,01 (1073) в α-Fe		Н. р.	Fe ₂ B; FeB	Н. с.
Кобальт	То же	5,2 (1375); 1,33 (1368)		Н. р.	Co ₃ B; Co ₂ B; CoB	Н. с.
Никель	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	~1,1 (1353)		Н. р.	Ni ₂ B; Ni ₃ B ₂ ; NiB; Ni ₂ B ₃ ; Ni ₃ B; NiB ₂	Н. с.
Тугоплавкие металлы				металлы		
Молибден	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	Очень мала		...	Mo ₃ B ₆ ; MoB ₂ ; MoB; Mo ₃ B ₂ ; Mo ₂ B	Н. с.
Ниобий	Ограниченные твердые растворы; соединения	~3,0 (1773)		~3,0 (2273)	Nb ₃ B ₂ ; NbB; Nb ₃ B ₄ ; NbB ₂	Н. с.

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атом)		Соединения, образующиеся		
		металла в боре		ная доля), %	при кристаллизации	
				бора в металле		
Тантал	Ограниченные твердые растворы; соединения	~4,0 (2073)		~2,0 (2073)	Ta ₂ B; Ta ₃ B ₂ ; TaB; Ta ₃ B ₄ ; TaB ₂	Н. с.
Титан	То же	0,5 (1943) в β-Ti; ~0,25 (1159) в α-Ti		Н. р.	Ti ₂ B; TiB; TiB ₂ ; Ti ₂ B ₅	Н. с.
Хром	» »	~5,0 (1843)		Мала, точно не определена	Cr ₅ B; Cr ₄ B; Cr ₂ B; CrB; Cr ₃ B ₄ (Cr ₃ B ₅); CrB ₂ ; CrB ₆	Н. с.
Цирконий	» »	5,0 (2033) в β-Zr; ~2,0 в α-Zr		...	ZrB; ZrB ₂ ; ZrB ₁₂	Н. с.

Примечание. Взаимодействие бора с золотом, кадмием и серебром не изучено.

Таблица 3.26. Взаимодействие

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атом)		Соединения и фазы, образующиеся		
		металла в кремнии		ная доля), %	при кристаллизации	
				кремния в металле		
Легкоплавкие						
Висмут	Ограниченная смешиваемость в расплаве	2,0 в расплаве		Металлы		
Кадмий	Эвтектическая смесь	Н. р.		...	Н. с.	Н. с.
Олово	То же	Н. р.		Н. р.	Н. с.	Н. с.
Свинец	Весьма ограниченные твердые растворы	5,5 (1823); 0,15 (1523)		Н. р.	Н. с.	Н. с.
Цинк	Н. в.	Н. р.		Н. р.	—	—
Легкие						
Алюминий	Ограниченные твердые растворы	1,59 (850); 0,16 (623)		металлы		
Бериллий	Эвтектическая смесь	Н. р.		0,05 (850); 0,02 (293)	Н. с.	Н. с.
Магний	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	<0,1		Н. р.	Н. с.	Н. с.
				Н. р.	Mg ₂ Si	Н. с.
Благородные						
Золото	Эвтектическая смесь	Н. р.		металлы и медь		
Медь	Ограниченные твердые растворы; соединения	11,25 (1125); 9,95 (728)		Н. р.	Н. с.	Н. с.
Платина	То же	~1,4 (1073)		3,0 · 10 ⁻³ (1603); 0,09 · 10 ⁻³ (1073)	β-фаза (~16 % Si); Cu ₃₁ Si ₅ ; η-фаза (23—25 % Si)	Н. с.
Серебро	Эвтектическая смесь	Н. р.		Н. р.	Pt ₅ Si ₂ ; Pt ₂ Si; PtSi; Pt ₃ Si; Pt ₇ Si ₃ ; Pt ₈ Si ₅	Н. с.
				Н. р.	Н. с.	Н. с.

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атомная доля), %		Соединения и фазы, образующиеся	
		металла в кремнии	кремния в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
Жаропрочные металлы					
Железо	Ограниченные твердые растворы; соединения	4,2 (1473) в γ -Fe; >2,0 (1473); 9,5 (293) в $\alpha(\delta)$ -Fe	~4 (1373)	Fe ₃ Si; Fe ₅ Si ₃ ; FeSi; Fe ₂ Si ₅	Н. с.
Кобальт	То же	~13 (1473); 0 (673)	~8	Co ₃ Si; Co ₂ Si; CoSi; CoSi ₂	Н. с.
Никель	» »	17,6 (1398); 12,7 (1173); 10 (293)	~0,1	Ni ₃ Si; Ni ₅ Si ₂ ; Ni ₂ Si; Ni ₃ Si ₂ ; NiSi; NiSi ₂	Н. с.
Тугоплавкие металлы					
Молибден	Ограниченные твердые растворы; соединения	~5,5 (2343); ~0,08 (1603)	...	MoSi; Mo ₃ Si; Mo ₃ Si ₂ ; MoSi ₂	...
Ниобий	То же	5,0 (2153)	Ничтожно мала	Nb ₄ Si; Nb ₅ Si ₃ ; NbSi ₂	Н. с.
Тантал	» »	<1,3 (2573)	Н. р.	Ta _{4,5} Si; Ta ₂ Si; Ta ₅ Si ₃ ; TaSi ₂	Н. с.
Титан	» »	5,0 в β -Ti; 0,8 в α -Ti	Очень мала	Ti ₆ Si ₃ ; TiSi; TiSi ₂	Н. с.
Хром	» »	1,8	Н. р.	Cr ₃ Si; Cr ₅ Si ₃ ; CrSi; CrSi ₂	Н. с.
Цирконий	» »	0,65 в β -Zr; <0,3 в α -Zr	...	Zr ₄ Si; Zr ₂ Si; Zr ₅ Si ₃ ; Zr ₄ Si ₃ ; Zr ₆ Si ₅ ; ZrSi; ZrSi ₂	Н. с.

Таблица 3.27. Взаимодействие углерода с металлами [150]

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атомная доля), %		Соединения, образующиеся	
		металла в углероде	углерода в металле	при кристаллизации	в твердом состоянии
Легкоплавкие металлы					
Висмут	Ограниченная смешиваемость в расплаве	Н. р.	Н. р.	Н. с.	Н. с.
Олово	Н. в.	Н. р.	Н. р.	—	—
Свинец	Н. в.	Н. р.	Н. р.	—	—
Цинк	Н. в.	Н. р.	Н. р.	—	—
Легкие металлы					
Алюминий	Весьма ограниченные твердые растворы; соединения	...	<0,05 (1573)	Al ₄ C ₃ ; Al ₃ C	Н. с.
Бериллий	Соединения	Незначительная, точно не установлена	...	Be ₂ C	Н. с.
Магний	»	Н. р.	Н. р.	Mg ₅ C и MgC ₂ нестабильны. Образуются в результате взаимодействия металла с углеводородами	

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атом)	
		металла в углероде	
Благородные			
Золото	Ограниченные твердые растворы	4,95	
Медь	Н. в.	Н. р.	
Серебро	Н. в.	Н. р.	
Платина	Ограниченные твердые растворы	1,45	
Жаропрочные			
Железо	Ограниченные твердые растворы; соединения	0,46 (1766) в δ -Fe; 8,91 (1420) и 3,61 (996) в γ -Fe; 0,1 (996) в α -Fe	
Кобальт	То же	4,5 (1582); 1,6 (1273)	
Никель	» »	~2,7 (1591); ~0,4 (973)	
Тугоплавкие			
Молибден	Ограниченные твердые растворы; соединения	0,12	
Ниобий	То же	0,3	
Тантал	» »	0,2; ~0,3	
Титан	» »	0,55 (1831)	
Хром	Соединения	1,4 (1771); 0,026 (1173)	
Цирконий	Ограниченные твердые растворы; соединения	~2,0	

3.7.5. Тугоплавкие соединения — металлы

Таблица 3.28. Взаимодействие боридов с металлами [262]

Металл	T, K	Характер взаимодействия	Примечание
W_2B_5			
Вольфрам	1673	Начало взаимодействия	
Молибден	1573	» »	
Ниобий	1673	» »	
Тантал	1673	» »	

Металл	Тип взаимодействия	Растворимость (атом)		Соединения, образующиеся	
		металла в углероде		при кристаллизации	в твердом состоянии
металлы и медь					
Н. р.		Н. с.		Н. с.	
Н. р.		—		—	
Н. р.		—		—	
Н. р.		Н. с.		Н. с.	
металлы					
Н. р.		Fe_3C ; Fe_2C ; FeC		Н. с.	
Н. р.		Co_2C		Н. с.	
Н. р.		Ni_3C устойчив выше 1873 K		Н. с.	
металлы					
...		Mo_2C ; Mo_3C_2 ; MoC		Н. с.	
Н. р.		Nb_2C ; NbC		Н. с.	
...		Ta_3C ; TaC		Н. с.	
...		TiC		Ti_3C (точно не установлено)	
Н. р.		Cr_4C ; Cr_7C_3 ; Cr_9C_2		Н. с.	
...		ZrC		...	

Металл	T, K	Характер взаимодействия	Примечание
Mo_2B_5			
Вольфрам	1473	Начало взаимодействия	
Железо	1973—2023	Взаимодействует с образованием $FeB+MoB_2$	
Молибден	1573	Начало взаимодействия	
Ниобий	1573	» »	
Тантал	1573	» »	

Металл	T, К	Характер взаимодействия	Примечание
		TaB₂	
Вольфрам	1773	Начало взаимодействия	
Молибден	1673	»	»
Ниобий	1673	»	»
Тантал	1673	»	»
		TiB₂	
Алюминий (расплав)	1273	Н. в.	Время контакта 0,2 ч; среда — аргон
Висмут (расплав)	648	Н. в.	Время контакта 80 ч
Вольфрам	>2073 2223—2673	Начало взаимодействия	
		Взаимодействуют с образованием TiB ₂ +β-WB	
Железо	1523	Взаимодействуют с образованием FeB	
Кадмий (расплав)	723	Н. в.	Время контакта 80 ч; среда — воздух
Кобальт *	1523	Взаимодействуют с образованием Co ₃ B	
расплав	1823	Взаимодействуют	Время контакта 0,3 ч; среда — CO + N ₂
Молибден	1673 2223—2323	Начало взаимодействия	
		Взаимодействуют с образованием TiB+β-MoB	
Никель *	1523	Взаимодействуют с образованием Ni ₃ B	
расплав	1773	Взаимодействуют	Время контакта 0,3 ч; среда — CO+N ₂
Ниобий	1573	Начало взаимодействия	
Олово (расплав)	623	Н. в.	Время контакта 80 ч; среда — воздух
Свинец (расплав)	723	Н. в.	То же
Тантал	1873	Начало взаимодействия	
Хром	2123—2273	Взаимодействуют с образованием TiB+CrB	
расплав	2173	Активно взаимодействуют	Время контакта 0,3 ч; среда — CO+N ₂
		ZrB	
Алюминий (расплав)	1273	Н. в.	Время контакта 0,2 ч; среда — аргон
Висмут (расплав)	648	Н. в.	Время контакта 80 ч; среда — воздух
Вольфрам	1473	Начало взаимодействия	
Вольфрам*	2323—2373	Взаимодействуют с образованием ZrB+β-WB	
Кобальт*	1473	Взаимодействуют с образованием Co ₃ B	

Металл	T, К	Характер взаимодействия	Примечание
расплав	1823	Взаимодействуют	Время контакта 0,2 ч; среда — CO+N ₂
Медь (расплав)	723	Н. в.	Время контакта 80 ч; среда — CO+N ₂
Молибден	1473	Начало взаимодействия	
Молибден*	2323	Взаимодействуют с образованием ZrB+β-MoB	
Никель*	1473	Взаимодействуют с образованием Ni ₃ B	
расплав	1773	Взаимодействуют	Время контакта 0,3 ч; среда — CO+N ₂
Олово (расплав)	623	Н. в.	Время контакта 80 ч; среда — воздух
Свинец (расплав)	723	Н. в.	То же
Тантал	1473	Начало взаимодействия	
Хром*	2073—2273	Взаимодействуют с образованием ZrB+CrB	
расплав	2173	Слабо взаимодействуют	Время контакта 0,2 ч; среда — CO+N ₂
Цинк (расплав)	1213	Н. в.	Время контакта 180 ч; среда — CO+N ₂

Примечание. Звездочкой помечены данные о реакции в смесях порошков, остальные относятся к взаимодействию компактных материалов.

Таблица 3.29. Взаимодействие карбидов с металлами [262]

Металл	T, К	Характер взаимодействия	Примечание
		WC	
Вольфрам	2273	Начало взаимодействия	
Железо*	1763	Образуется эвтектика	
Кобальт*	1663	»	»
Молибден	2073—2273	Начало взаимодействия	
Никель*	1726	Образуется эвтектика	
Ниобий	2173	Начало взаимодействия	
Тантал	2973	»	»
		HfC	
Вольфрам	2273	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Железо*	1713	Образуется эвтектика	
Кобальт*	1683	»	»
Молибден	1773	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Никель*	1633	Образуется эвтектика	
Ниобий	1673	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Тантал	1673	»	То же

Металл	T, К	Характер взаимодействия	Примечание
SiC			
Вольфрам*	1173	Н. в.	При выдержке 300 ч волокна SiC взаимодействуют с подложкой из вольфрама
Титан*	1173	Взаимодействуют с образованием Ti_3Si	При выдержке 300 ч волокна SiC взаимодействуют с титановой матрицей
Mo_2C			
Вольфрам	1973	Начало взаимодействия	
Железо*	1583	Образуется эвтектика	
Кобальт*	1583	»	»
Молибден	1973	Начало взаимодействия	
Никель*	1603	Образуется эвтектика	
Ниобий	2173	Начало взаимодействия	
Тантал	2073	»	»
NbC			
Вольфрам	2473	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Железо*	1663	Образуется эвтектика	
Кобальт*	1673	»	»
Молибден	1973	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Никель*	1603	Образуется эвтектика	
Ниобий	1973	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Тантал	1973	»	То же
TaC			
Вольфрам	2173	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Железо*	1633	Образуется эвтектика	
Кобальт*	1673	»	»
Молибден	2273	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Никель*	1613	Образуется эвтектика	
Ниобий	1673	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Тантал	2473	»	То же
TiC			
Вольфрам	2273	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Кобальт*	1656	Образуется эвтектика	
Молибден	2273	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Никель*	1613	Образуется эвтектика	
Ниобий	1973	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Тантал	2173	»	То же

Металл	T, К	Характер взаимодействия	Примечание
Cr_3C_2			
Железо*	1553	Образуется эвтектика	
Кобальт*	1558	»	»
Никель*	1528	»	»
ZrC			
Вольфрам	2473	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Железо*	1753	Образуется эвтектика	
Кобальт*	1683	»	»
Молибден	2273	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Никель*	1623	Образуется эвтектика	
Ниобий	1673	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Тантал	2473	»	То же

Примечание. Звездочкой помечены данные о реакции в смесях порошков, остальные относятся к взаимодействию компактных материалов.

Таблица 3.30. Взаимодействие нитридов с металлами [262]

Металл	T, К	Характер взаимодействия	Примечание
AlN			
Молибден	2073	Н. в.	
BN			
Железо (расплав)	1873	Н. в.	Время контакта 5 ч
Молибден*	1873	Взаимодействуют	
Титан*	1473—2273	Взаимодействуют с образованием TiB , TiN , TiB_2	Время контакта 10 мин (горячее прессование)
Цирконий	1473—2273	Взаимодействуют с образованием ZrB_2 , ZrB , ZrB_{12}	То же
Si_3N_4			
Алюминий (расплав)	1273	Н. в.	Время контакта 950 ч
Магний (расплав)	1023	Слабо взаимодействуют	Время контакта 20 ч
Медь (расплав)	1423	Взаимодействуют	Время контакта 7 ч
Олово (расплав)	573	Н. в.	Время контакта 114 ч
Цинк (расплав)	773	Н. в.	Время контакта 500 ч

Металл	T, К	Характер взаимодействия	Примечание
Титан*	1473—1873 1473	Взаимодействуют с образованием TiN Взаимодействуют: на титане образуются Ti_5Si_3 и $TiSi_2$, на нитриде кремния — TiN	Время контакта 5 мин (горячее прессование)
		TiN	
Висмут (расплав)	648	Н. в.	Время контакта 10 ч; среда — воздух
Вольфрам	2273	Начало взаимодействия	Время контакта 5 ч
Кадмий (расплав)	723	Слабо взаимодействуют; 0,20 % Ti переходит в расплав	Время контакта 10 ч; среда — воздух
Молибден	2273	Начало взаимодействия	Время контакта 2 ч
Ниобий	2073	»	Время контакта 5 ч
Олово (расплав)	623	Слабо взаимодействуют; 0,26 % Ti переходит в расплав	Время контакта 40 ч; среда — воздух
Свинец (расплав)	723	Слабо взаимодействуют; 0,20 % Ti переходит в расплав	То же
Тантал	2273	Начало взаимодействия	Время контакта 2 ч
		UN	
Вольфрам*	2673	Н. в.	Время контакта 2 ч; среда — азот под давлением 66,7 кПа
Молибден*	2273	Взаимодействуют	Время контакта 1 ч; среда — азот под давлением 117 кПа
	2273	Н. в.	Время контакта 1 ч; среда — азот под давлением 66,7 кПа
		ZrN	
Вольфрам	>2373	Начало взаимодействия	
Молибден	2373	»	
Ниобий	2273	»	
Тантал	>2373	»	Время контакта 5 ч

Примечание. Звездочкой помечены данные о реакции в смесях порошков, остальные относятся к взаимодействию компактных материалов.

Металл	T, К	Характер взаимодействия	Примечание
		Al_2O_3	
Бериллий	≤ 1623	В твердой фазе н. в.	Нейтральная среда
Молибден	1473—2223	Взаимодействуют, начиная с 2173 К с образованием оксидов молибдена и пор в металле	Вакуум
	2073	Н. в.	Нейтральная среда
Никель	1673	Н. в.	То же
Ниобий	1363—1913 1873—2073	Н. в. Взаимодействуют слабо с образованием Nb_2O_5	Вакуум
Тантал	1363—2173	Выше 1873 К взаимодействие сопровождается разложением оксида	Нейтральная среда
Титан	973—1973	Взаимодействуют с образованием твердых растворов	Вакуум
	1123	Титан проникает по границам зерен оксида	»
	1873	Взаимодействуют незначительно	Нейтральная среда
		BeO	
Алюминий	< 873	Н. в.	Вакуум
Бериллий	< 1623	Н. в.	Нейтральная среда
Железо	1273—1473	В смеси порошков слабо взаимодействуют с восстановлением BeO	Нейтральная среда
Молибден	1973—2173	Взаимодействуют с образованием бериллида молибдена	Вакуум
	2073	Н. в.	Нейтральная среда
Никель	1273—1723	Н. в.	То же
Ниобий	1363—1813 1673—2073	Н. в. Взаимодействуют слабо, происходит слипание образцов, при 2073 К взаимодействие идет по границам зерен оксида с образованием Nb_2O_5	Вакуум
	1973—2173	Взаимодействуют с образованием бериллида ниобия	Вакуум
Свинец	573	Н. в.	Вакуум
Тантал	1363—1813	Н. в.	Вакуум
	1873	Начало взаимодействия	»
	1973—2473	Взаимодействуют с образованием новой фазы	»
Титан	1673	Взаимодействуют в смеси порошков с восстановлением BeO до Be	»

Продолжение табл. 3.31

Металл	T, К	Характер взаимодействия	Примечание
Хром	1273—1473	В смеси порошков взаимодействуют с восстановлением ВеО	
Цирконий	1703	В смеси порошков взаимодействуют с восстановлением ВеО до металла высокой чистоты	Вакуум
	2073	В компактных образцах цирконий проникает по границам зерен оксида; образование ZrO_2 по границам контакта	Нейтральная среда
		Y_2O_3	
Молибден*	1923	Слабое прилипание образцов	Вакуум
Ниобий	1363—1813	Взаимодействуют	»
		SiO_2	
Алюминий	723	Взаимодействуют с образованием на границе раздела кристаллического кремния	
		MgO	
Бериллий	1873—2073	Взаимодействуют с окислением металла, а при 2073 К — с сильной коррозией поверхности оксида	Нейтральная среда
Молибден	2073 2273	Н. в. На MgO образуется серебристый налет	То же Вакуум
Никель	1673—2073	Н. в.	Нейтральная среда
Ниобий	1363—1813 1673—2073	Н. в. Слабо взаимодействуют, начиная с 2073 К с образованием Nb_2O_5	Вакуум Нейтральная среда
	2173—2273	Взаимодействуют с образованием новой фазы	Вакуум
Титан	1123	Титан проникает по границам зерен оксида; происходит слабое разъедание кристаллов MgO на границе раздела	
	1673—2073	При 1673 К взаимодействуют слабо, при 1873—2073 происходит сильная коррозия поверхности оксида с образованием Mg_2TiO_4	

Продолжение табл. 3.31

Металл	T, К	Характер взаимодействия	Примечание
Цирконий	2073	Взаимодействуют с сильной коррозией поверхности оксида	Нейтральная среда
	2173—2273	Взаимодействуют с образованием новой фазы TiO_2	Вакуум
Молибден	2073	Н. в.	Нейтральная среда
Ниобий	1873—2073	Взаимодействуют с коррозией поверхности оксида	То же
Титан	1123—2073	Взаимодействуют слабо с поверхностным обесцвечиванием оксида и взаимной диффузией TiO_2 и титана, а при 2073 К — с сильной коррозией поверхности оксида	
		ThO_2	
Бериллий	<1623	В твердой фазе н. в.	Нейтральная среда
Молибден	2073 2173—2573	Н. в. Взаимодействуют с образованием налетов; происходит слабое прилипание образцов; при 2573 К взаимодействуют слабо	То же Вакуум
Никель	1723	В твердой фазе не взаимодействуют	Нейтральная среда
Ниобий	1873—2073	Взаимодействуют слабо; при 2073 К ниобий проникает по границам зерен; происходит коррозия поверхности оксидов	То же
	2373	Н. в.	Вакуум
Тантал	2173	Начало взаимодействия	»
Титан	2073	Титан проникает по границам зерен; новой фазы не обнаружено	Нейтральная среда
Цирконий	1673, 1873	Взаимодействуют слабо, происходит коррозия поверхности оксида	Нейтральная среда
	2073	Цирконий проникает по границам зерен, образуется ZrO_2	То же
		UO_2	
Алюминий	773	Взаимодействуют с образованием UAl_3 , UAl_4	

Продолжение табл. 3.31

Металл	T, К	Характер взаимодействия	Примечание
Бериллий	873	Взаимодействуют слабо	
Железо	1073	Взаимодействуют при прессовании	
Золото	≤1336	В твердой фазе н. в.	
Молибден	2893	Н. в.	Вакуум, нейтральная среда
Никель	1673	Взаимодействуют слабо	
	1773	Н. в.	Вакуум
Ниобий	1273	Взаимодействуют с образованием твердого раствора	
	2773	Н. в.	Вакуум, нейтральная среда
Тантал	2203—3033	Н. в.	То же
	2423	Взаимодействуют с образованием темно-серой фазы из оксидов тантала, улетучивающейся при длительном нагреве	Вакуум
Цирконий	673—723	Взаимодействуют слабо	
		ZrO ₂	
Алюминий	1873	Н. в.	
Бериллий	≤1623	В твердой фазе н. в.	Нейтральная среда
Молибден	1723—2573	Взаимодействуют, начиная с 2173 К с образованием оксидов молибдена и пор в металле, прилипанием при 2473 К и разложением при 2573 К	
	2073	Н. в.	Нейтральная среда
Ниобий	1673	Взаимодействуют слабо	То же
	2273	»	Вакуум
Тантал	1873	Начало взаимодействия	
	2073—2373	Взаимодействуют с образованием новой фазы	Вакуум
Титан	1673—1873	Взаимодействуют слабо при 1873 К	Нейтральная среда
	1223	Титан проникает по границам зерен оксида, разъедает края кристаллов на границе раздела	
Цирконий	2073	Н. в.	Нейтральная среда

Термодинамические свойства тугоплавких соединений. При анализе межфазного взаимодействия волокон или частиц тугоплавких соединений с матрицей в армированных КМ и ДКМ одними из наиболее важных параметров процесса являются термодинамические характеристики этих соединений (стандартные теплоты образования, энтальпии, теплоемкости,

к. т. р. и др.). В ряде случаев межфазное взаимодействие в таких КМ может быть представлено как поэлементное растворение соединения в матрице [194, 195]. Обычно в качестве упрочняющей фазы в ДКН и защитных покрытиях на волокнах используются бориды, карбиды, нитриды, оксиды. Их термодинамические свойства приведены в табл. 3.32—3.35.

Таблица 3.32. Термодинамические свойства боридов [58, 253, 262]

Соединение	$-\Delta H_f^{298,15}, 10^3$ кДж/моль	$S_{298,15}^0$ кДж/(моль · К)	$\alpha, 10^{-6} \text{ К}^{-1}$	c_p^0 Дж/(моль · К)
Be ₄ B	79
Be ₂ B	70
BeB ₂	65
BeB ₄	87
BeB ₉	161
CrB ₂	125	39	10,5—11,8 (300—2300)	...
FeB	38
HfB	196
HfB ₂	358	59	6,3—6,8 (300—2300)	50
Mg ₄ B	70
Mg ₂ B	59
MgB ₂	56	36	...	48
MgB ₄	74	52	...	70
MgB ₆	94
MgB ₁₂	144	89	...	151
Mo ₃ B	107
Mo ₃ B ₂	176
MoB	68	69,8
MoB ₂	96	...	7,7	...
Mo ₂ B ₅	209	51	8,6—9,9 (300—2300)	...
NbB ₂	247	43	8,0—8,5 (300—2300)	...
TaB ₂	188	58	8,2—8,8 (300—2300)	...
TiB ₂	293	31	4,6—5,2 (300—2300)	44
Ti ₂ B ₅	>439
VB	130	28
VB ₂	259	33	7,6—8,3 (300—2300)	...
W ₂ B	100
WB	71	63
W ₂ B ₅	146	118
ZrB	>163
ZrB ₂	321	45	5,9—6,5 (300—2300)	50
ZrB ₁₂	>502

Примечание. В скобках указан температурный интервал.

Таблица 3.33. Термодинамические свойства карбидов [58, 253, 262]

Соединение	$-\Delta H_{298,15}^0$ 10 ³ кДж/кмоль	$S_{298,15}^0$ кДж/(кмоль · К)	$\alpha, 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	c_p^0 Дж/(моль · К)
Be ₂ C	113	16	10,5	49
Co ₃ C	—16	98
Co ₂ C	—17	74
Cr ₇ C ₃	204	201	9,4 (293—1373)	209
Cr ₃ C ₂	98	85	11,7 (293—1373)	98
Fe ₃ C	—25	101	13,2—17,5 (293—1403)	107
Fe ₂ C	—21
HfC	227	41
Mg ₂ C ₃	75	92	...	94
MgC ₂	84	58	...	56
Mn ₃ C	15	99	...	93
Mn ₇ C ₃	83	239	...	249
Mo ₂ C	46	83	7,8—9,3	61
MoC	10
Nb ₂ C	190	64	7,0—8,7	...
NbC	140	37
Ni ₃ C	—38	106
Ta ₂ C	197	83	7,8 (298—1273)	...
TaC	145	42	...	37
TiC	231	24	...	34
V ₂ C	148	66	...	56
W ₂ C	46	...	6,4—8,1	...
WC	35	36	3,9	36
ZrC	199	35	...	38

Таблица 3.34. Термодинамические свойства нитридов [58, 253, 262]

Соединение	$-\Delta H_{298,15}^0$ 10 ³ кДж/кмоль	$S_{298,15}^0$ кДж/(кмоль · К)	$\alpha, 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	c_p^0 Дж/(моль · К)
Co ₂ N	—8
Cr ₂ N	105	75	9,4 (293—1373)	72
CrN	118	33	2,3 (293—1073)	46
Fe ₄ N	11	156	...	132
Fe ₂ N	4	101	...	70

Продолжение табл. 3.34

Соединение	$-\Delta H_{298,15}^0$ 10 ³ кДж/кмоль	$S_{298,15}^0$ кДж/(кмоль · К)	$\alpha, 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	c_p^0 Дж/(моль · К)
HfN	369	55	6,9 (293—1373)	44
Mg ₃ N ₂	461	88	...	101
Mo ₂ N	69	88	6,2 (293—1373)	71
Mn ₄ N	129	126
Mn ₃ N	130
Mn ₅ N ₂	201	192	...	180
Nb ₂ C	255	...	3,3 (293—1373)	67
NbN	237	44	10,1 (293—1273)	43
Ni ₃ N	—1
Re ₂ N	—4
Ta ₂ N	270	...	5,2 (293—1273)	68
TaN	247	51	3,6 (293—973)	41
TiN	336	38	9,5 (298—1373)	37
VN	251	37	...	38
W ₂ N	72	75
ZrN	365	39	7,2 (293—1373)	45

Таблица 3.35. Термодинамические свойства оксидов [327]

Соединение	$-\Delta H_{298,15}^0$ 10 ³ кДж/кмоль	$S_{298,15}^0$ кДж/(кмоль · К)	$\alpha, 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	c_p^0 Дж/(моль · К)
Al ₂ O ₃	167	51	6,2 (273—573)	79
BeO	599	14	5,0 (323)	25
CaO	636	40	10,2 (298—573)	50
CoO	239	53	14,0 (273—673)	55
Cr ₂ O ₃	1141	81	9,6 (293—1673)	119
FeO	265	61	12,3 (295—723)	50
Fe ₂ O ₃	823	88	12,5 (373—1473)	104
MgO	602	27	11,7 (293—373)	38
Nb ₂ O ₅	1899	137	0 (273—473)	132
NiO	240	38	10,0 (273)	44
SiO ₂	912	42	4,3 (293—573)	44
ThO ₂	1228	65	9,9 (560—1120)	62
TiO	526	35	6,7 (298)	40
TiO ₂	945	50	8,2 (273—773)	55

Соединение	$-\Delta H_{298,15}^0$ 10 ³ кДж/кмоль	$S_{298,15}^0$ кДж/(кмоль · К)	α , 10 ⁻⁶ К ⁻¹	c_p^0 , Дж/(моль · К)
VO	432	34	...	39
V ₂ O ₃	1220	98	...	103
WO ₂	590	56	...	56
WO ₃	843	76	...	74
Y ₂ O ₃	1758	123	7,2 (293—1273)	97
ZrO ₂	1101	50	7,2 (≤1273)	56

Глава 4

ВОЛОКНА, ИСПОЛЬЗУЕМЫЕ ДЛЯ АРМИРОВАНИЯ

4.1. МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА

Металлическая проволока — одно из самых доступных волокон, которое по конструктивной прочности часто превосходит другие виды. Она также более технологична, выгодна с экономической точки зрения и более надежна в эксплуатации. Благодаря высокой технологичности и пластичности (например, по сравнению с волокнами бора) тонкую металлическую проволоку можно перерабатывать текстильными методами в сетки различного переплетения, также используемые в качестве армирующего компонента.

Для армирования КМ применяют металлическую проволоку из сталей, вольфрама, молибдена, бериллия, титана, ниобия и других металлов и сплавов.

4.1.1. Стальная проволока

Наиболее часто для армирования КМ используется стальная проволока диаметром 20—1500 мкм [109, 118, 141, 236, 270], изготовленная из высокоуглеродистых и малолегированных (табл. 4.1), нержавеющей и мартенситно-старяющихся сталей. Высокопрочная проволока из нержавеющей сталей — один из наиболее распространенных упрочнителей КМ, работающих при температурах 77—623 К. Преимущество ее по сравнению с проволокой из углеродистых сталей заключается в большей теплостойкости и наличии пассивной поверхности, слабо взаимодействующей не только с атмосферой, но и с матричными материалами.

Таблица 4.1. Содержание углерода и легирующих компонентов наиболее распространенных углеродистых и малолегированных сталей, применяемых для получения проволок [249]

Марка стали	Содержание, %				
	C	Mn	Si	Cr	Ni
65	0,62—0,70	0,50—0,80	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25
70	0,67—0,75	0,50—0,80	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25
75	0,72—0,80	0,50—0,80	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25
85	0,82—0,90	0,50—0,80	0,17—0,37	≤0,25	≤0,25
У7А	0,65—0,74	0,15—0,30	0,15—0,35	0	0
У9А	0,85—0,94	0,15—0,30	0,15—0,35	0	0
У10А	0,95—1,04	0,15—0,30	0,15—0,35	0	0
У11А	1,05—1,14	0,15—0,30	0,15—0,35	0	0
У12А	1,15—1,24	0,15—0,30	0,15—0,30	0	0

Продолжение табл. 4.1

Марка стали	Содержание, %				
	C	Mn	Si	Cr	Ni
55ГС	0,52—0,60	0,60—0,90	0,50—0,80	≤0,30	≤0,25
50ХГ	0,46—0,54	0,70—1,00	0,17—0,37	0,90—1,20	≤0,25
50ХГА	0,47—0,52	0,80—1,00	0,17—0,37	0,95—1,20	≤0,25
55ХГР	0,52—0,60	0,90—1,20	0,17—0,37	0,90—1,20	≤0,25
50С2	0,47—0,55	0,60—0,90	1,50—2,00	≤0,30	≤0,25
55С2	0,52—0,60	0,60—0,90	1,50—2,00	≤0,30	≤0,25
55С2А	0,53—0,58	0,60—0,90	1,50—2,00	≤0,30	≤0,25
60С2	0,57—0,65	0,60—0,90	1,50—2,00	≤0,30	≤0,25
60С2А	0,58—0,63	0,60—0,90	1,60—2,00	≤0,30	≤0,25
70С3А	0,60—0,74	0,60—0,90	2,40—2,80	≤0,30	≤0,25
50ХФА	0,46—0,54	0,50—0,80	0,17—0,37	0,80—1,10	≤0,25
50ХГФА	0,48—0,55	0,80—1,00	0,17—0,37	0,95—1,20	≤0,25
70С2ХА	0,65—0,75	0,40—0,60	1,40—1,70	0,20—0,40	0
50ХСА	0,45—0,55	0,30—0,50	0,80—1,20	0,90—1,20	≤0,25
60С2ХА	0,56—0,64	0,40—0,70	1,40—1,70	0,70—1,00	≤0,25
60С2ХФА	0,56—0,64	0,40—0,70	1,40—1,80	0,90—1,20	≤0,25
65С2ВА	0,61—0,69	0,70—1,00	1,50—2,00	≤0,30	≤0,25
60С2Н2А	0,56—0,64	0,40—0,70	1,40—1,80	≤0,30	1,40—1,70

Примечание. Содержание бора в стали 55ХГР составляет 0,001—0,003 %, ванадия в стали 50ХФА — 0,1—0,2 %, в стали 50ХГФА — 0,15—0,25 %, в стали 60С2ХФА — 0,1—0,2 %; вольфрама в стали 65С2ВА — 0,80—1,20 %.

Таблица 4.2. Содержание углерода и легирующих компонентов в высоко

Марка стали	Содержа			
	C	Si	Mn	Cr
СССР				
12Х18Н9	≤0,12	≤0,8	≤2,0	17,0—19,0
17Х18Н9	0,13—0,21	≤0,8	≤2,0	17,0—19,0
08Х18Н10Т	≤0,08	≤0,8	≤2,0	17,0—19,0
12Х18Н10Т	≤0,12	≤0,8	≤2,0	17,0—19,0
12Х18Н9Т	≤0,12	≤0,8	≤2,0	17,0—19,0
10Х17Н13М2Т	≤0,10	≤0,8	≤2,0	16,0—18,0
08Х17Н15М3Т	≤0,08	≤0,8	≤2,0	16,0—18,0
10Х17Н13М3Т	≤0,10	≤0,8	≤2,0	16,0—18,0
Велико				
En58A	0,12	1,0	2,0	18,5
En58B	0,12	1,0	2,0	18,5
En58D	0,12	1,0	2,0	12,5
En58F	0,10	1,0	2,0	18,5
США				
301	0,15	1,0	2,0	16,0—18,0
302	0,15	1,0	2,0	17,0—19,0
302В	0,15	2,0—3,0	2,0	17,0—19,0
303	0,15	1,0	2,0	17,0—19,0

Нержавеющие стали по структуре, приобретаемой после термообработки, делятся на три класса: аустенитные, аустенитно-мартенситные и мартенситные (табл. 4.2—4.4). Способность мартенситно-старееющих сталей упрочняться в результате старения — свойство, ценное при использовании их в качестве армирующих волокон для КМ на основе легких сплавов. Поэтому при изготовлении, например КМ на алюминиевой основе, армированных волокнами из мартенситно-старееющих сталей, диффузионную сварку, прокатку или горячее прессование целесообразно проводить именно в том интервале температур, в котором такие армирующие волокна упрочняются. Высокопрочные стальные проволоки других классов при температуре формирования КМ разупрочняются.

Химический состав мартенситно-старееющих сталей, используемых для производства высокопрочной проволоки, приведен в табл. 4.5.

Технология получения. Оптимальным вариантом производства проволоки высокой прочности из высокоуглеродистых сталей является сочетание патентирования и последующего холодного волочения [237, 249]. Катанку из высокоуглеродистых сталей диаметром 6000 мкм при патентировании нагревают до температуры аустенизации (1133—1213 К), выдерживают при этой температуре, а затем подвергают ступенчатому охлаждению. Для нагревания стали марки У12А используются патентировочные печи (нагрев — обычно до температуры 1373—1453 К — производят газовым или мазутным топливом) либо электрические протяжные. Наиболее экономичны установки для патентирования с электроконтактным нагревом [237, 365].

Ступенчатое охлаждение заключается в погружении нагретой катанки или передельной заготовки в ванну с расплавом свинца или расплавом смеси солей (температура 683—823 К) и последующем охлаждении на воздухе

прочных нержавеющей аустенитных сталях [141, 343]

Марка стали	Содержа			
	Ni	Mo	Ti	других элементов
британия				
	8,0—10,0	0	0	0
	8,0—10,0	0	0	0
	9,0—11,0	0	0,4—0,7	0
	9,0—11,0	0	0,6—0,8	0
	8,0—9,5	0	0,6—0,8	0
	12,0—14,0	2,0—3,0	0,5—0,7	0
	14,0—16,0	3,0—4,0	0,3—0,6	0
	12,0—14,0	3,0—4,0	0,6—0,7	0
США				
	6,0—8,0	0	0	0
	8,0—10,0	0	0	0
	8,0—10,0	0,60	0	≤0,60 Zr; 0,20 P; 0,15 S
	8,0—10,0	0	0	0

Марка стали	Содержа		
	C	Si	Mn
ГДР			
20 Cr 52 (SEL)	0,17—0,22	0,3—0,5	0,2—0,4
FLW 1556	0,35—0,50	0,5—0,7	0,3—0,5
Korrofest 13/2	0,20—0,25	0,4—0,6	0,3—0,5
Korrofest 17/2	0,22—0,26	0,4—0,6	0,3—0,5
Korrofest VIM	0,22	0	0
Korrofest KWB	0,30	0,6	0
Korrofest V3M	0,40	0	0
Remanit 1540	0,42	0	0
Remanit 1790	1,00	0	0
США			
431	0,20	≤1,0	≤1,0
W	0,07	0	0,5
17-4PH	0,07	≤1,0	1,0
Я п о			
Sus 52	0,16—0,20	0,6	1,0
Sus 53			
Sus 420A	0,21—0,30	0,6	1,0
Sus 420B	0,31—0,40	0,6	1,0
Sus 24	0,12	0,75	1,0
Sus 44	0,20	1,0	1,0
Sus 440A	0,60—0,75	1,0	1,0
Sus 440B	0,75—0,95	1,0	1,0
Sus 440C	0,95—1,20	1,0	1,0

Таблица 4.4. Содержание углерода и легирующих компонентов в

Марка стали	Содержа		
	C	Si	Mn
СССР			
09X17H7Ю	≤0,09	≤0,8	≤0,8
09X15H8Ю	≤0,09	≤0,8	≤0,8
08X17H5M3	0,06—0,10	≤0,8	≤0,8
07X16H6	0,05—0,09	≤0,8	≤0,8
США			
1727PH	≤0,09	16,0—18,0	6,5—7,5
PH15-7Mo	≤0,09	14,0—16,0	6,5—7,5
AM-350	0,08—0,12	16,0—17,0	4,0—5,0
AM-355	0,10—0,15	15,0—16,0	4,0—5,0
PH14-8Mo	≤0,05	14,0	8,0

ние, %			
Cr	Ni	других элементов	
12,5—13,5	0	0	
13,0—16,0	0	0	
12,5—13,5	0	0	
16,5—18,0	1,3—1,8	0	
17,0	1,5	0	
18,0	1,5	0	
13,0	0,5—0,6	0	
12,5—14,5	0,5	0	
17,0	0	1,0 Co	
15,0—17,0	1,25—2,50	0	
16,75	16,75	0,80 Ti; 0,20 Nb	
17,0	4,0	4,0 Cu; 0,35 Nb	
н и я			
12,0—14,0	0	0	
12,0—14,0	0	0	
12,0—14,0	0	0	
16,0—18,0	0	0	
15,0—17,0	1,25—2,50	0	
16,0—18,0	0	0,75 Mo	
16,0—18,0	0	0,75 Mo	
16,0—18,0	0	0,75 Mo	

высокопрочных аустенитно-мартенситных сталей [141, 343]

ние, %				
Cr	Ni	Mo	Al	других элементов
16,0—17,5	7,0—8,0	0	0,5—0,8	0
14,0—16,0	7,0—9,4	0	0,7—1,3	0
16,0—17,5	4,5—5,5	0	0	3,0—3,5 Mo
15,5—17,5	5,0—8,0	0	0	0
1,0	1,0	2,0	0,75—1,50	0
1,0	1,0	2,0—3,0	0,75—1,50	0
0,5	0,50—1,25	2,50—3,75	0	0,10 N
0,5	0,50—1,25	2,50—3,25	0	0,07—0,13 N
1,0	1,0	2,2	1,0	0

Марка стали	Содержа		
	C	Si	Mn
AM-357	0,21—0,26	13,5—14,5	4,0—5,0
15-4Mo	0,13	15,5	4,3
FV 520 (B)	0,07	13,5—14,5	5,0—5,8
FV 520 (S)	0,04—0,08	15,3—16,0	5,0—5,8
T-15APH	0,07	15,0	4,39
PH13-8Mo	0,04	12,75	8,10
15-5PH	0,04	15,0	4,60
Я по			
4PH	0,07	15,5—17,5	3,5—5,0
7PH	0,09	16,0—18,0	6,5—7,75

Таблица 4.5. Содержание углерода и легирующих компонентов в отечественных мартенситно-старееющих сталях [9, 75, 164, 185]

Марка стали	Содержание, %			
	Ni	Co	Mo	Ti
07H13M10K16T	12,5—13,5	15,5	9,5—10	0,8
11H8M18K14T	8,0	14	17,5—18	0,6
03H16M5K4T	16,4	4,0	4,7	1,3

Марка стали	Содержание, %			
	Si	C	Mn	Cr
07H13M10K16T	0,04	0,05—0,1	0,03	0,1
11H8M18K14T	0,04	0,08—0,15	0,03	0,15
03H16M5K4T	0,08	0,03	0,1	0,08

или в воде. С увеличением диаметра проволоки необходимо снижать температуру ванны во избежание получения грубодисперсных структур. Свинцовые ванны обладают большей охлаждающей способностью, поэтому температура в них на 30—40 К выше, чем в солевых. Поскольку применение расплава свинца сопряжено с опасностью загрязнения окружающей среды, чаще используют солевые ванны. Оптимальная температура патентирования определяется по формуле [237, 249] $T = (900 - 50C + 0,01d_3) + 273$, где C — содержание углерода, %; d_3 — диаметр патентируемой волоочильной заготовки, мкм.

Такую обработку высокоуглеродистых сталей проводят для получения в них структур мартенсита и бейнита, но чаще всего тонкопластинчатого перлита. Для получения однородной структуры перед патентированием

ние, %	Содержание, %				
	Cr	Ni	Mo	Al	других элементов
0,5	0,50—1,25	2,50—3,25	0	0,07—0,13 N	
1,0	1,0	2,75	0	0,10 N	
0	0	1,20—2,00	0	1,20—2,00 Cu; 0,20—0,90 Nb	
0	0	1,20—2,20	0	0,20 Cu	
0	0	2,53	0	0,44 Nb	
0,30	0,30	2,15	0	0	
0,40	0,40	0	0	0,23 (Co, Ta)	
н и я					
1,0	0	0	0	3,50—4,0 Cu; 0,10—0,25 Ti	
1,0	1,0	0	0,75—1,50	0	

проводится высокотемпературная нормализация заготовки. После термообработки (нормализации и патентирования) заготовка подвергается волоочению. Волочение углеродистых сталей производят с единичными обжатиями 10—37 % [237], волочение высокопрочной проволоки из углеродистых сталей на заключительном этапе — с высокими скоростями и относительно малыми единичными обжатиями (10 — 12 %) во избежание появления винтовых трещин. Чаще всего суммарное обжатие составляет около 80 %, в некоторых случаях его увеличивают до 90—94 % [106, 141]. Свойства патентированной проволоки зависят от величины общей (суммарной) деформации и от величины единичного обжатия. Упрочнение тем выше, чем больше суммарное обжатие. Оптимальная величина единичных обжатий должна быть примерно 10—12 %.

В результате упрочняющей холодной пластической деформации патентированная проволока из высокоуглеродистой стали приобретает значительные остаточные напряжения, которые сильно снижают предел упругости и почти не влияют на предел прочности. Для уменьшения этих напряжений и повышения предела упругости и релаксационной стойкости проволоку подвергают низкотемпературному отпуску в интервале температур 473—573 К, в результате чего предел упругости увеличивается на 100 %, предел прочности — на 10 %.

Для повышения прочности проволоки заготовки (катанки) с аустенитной, мартенситной и аустенитно-мартенситной структурой после термообработки подвергаются волочению с общей деформацией до 97 % и единичными обжатиями 10—40 %. Между единичными обжатиями проволоку отжигают при температуре 473—673 К. В процессе холодной пластической деформации проволоки из аустенитных сталей в структуре происходит мартенситное превращение, приводящее к увеличению прочности и снижению пластичности [139].

Высокопрочную проволоку из нержавеющей сталей получают также волочением заготовок с предварительным их подогревом для повышения пластичности (а следовательно, и допустимых единичных обжатий) или с охлаждением до отрицательных температур. При этом в процессе пластической деформации сталей с нестабильным аустенитом мартенситное превращение интенсифицируется. Так, в результате волочения заготовок из стали 12X18H10T при температуре 203 К мартенситное превращение

завершается при деформациях 45—50 %, а при обычном холодном волочении требуются деформации 75—80 % [139]. Окончательной операцией при получении высокопрочных проволок таким методом является калибровочная протяжка через алмазную фильеру, которая способствует достижению более однородной структуры и большей стабильности механических свойств.

Технологический процесс производства проволок из мартенситно-стареющих сплавов включает основные операции, характерные для производства высокопрочных проволок из нержавеющей сталей. Стабильные механические характеристики мартенситно-стареющих сталей получают гомогенизацией заготовок при температурах 1473—1533 К в течение 1 ч. Прокатку заготовок начинают при этих же температурах и заканчивают при 1033—1273 К. Мартенситно-стареющие стали способны хорошо деформироваться как в горячем, так и в холодном состоянии. Холодная деформация этих сталей со степенью обжатия свыше 25 % возможна после закалки их с температур аустенизации. При закалке с температур 1073—1273 К предел прочности почти не изменяется. Иногда (при наличии в структуре стали после прокатки карбонитридов титана) закалку проводят с температуры 1473 К. Закалка придает мартенситно-стареющим сталям очень высокую пластичность: $\delta \geq 15\%$, $\psi = 75 \div 85\%$.

Завершающая операция в технологическом процессе получения проволок из мартенситно-стареющих сталей — старение, которое придает им высокую прочность. Его проводят при температурах 723—783 К в течение 6—8 ч.

Свойства. В зависимости от прочности и разброса величин прочностных характеристик проволоки из высокоуглеродистых и малолегированных сталей выпускаются максимальной (класс I), повышенной (классы II и IIA) и нормальной (класс III) прочности (табл. 4.6). Прочность проволоки тем

Таблица 4.6. Предел прочности при растяжении проволок из углеродистых и легированных сталей (ГОСТ 9389—75, ГОСТ 14959—79)

d, мкм	σ_B , МПа			
	Класс I	Класс II	Класс IIA	Класс III
140	2800—3150	2350—2800	2250—2700	1850—2350
150	2800—3150	2350—2800	2250—2700	1850—2350
160	2800—3150	2350—2800	2250—2700	1850—2350
180	2800—3150	2350—2800	2250—2700	1850—2350
200	2750—3100	2300—2750	2250—2700	1800—2300
220	2750—3100	2300—2750	2250—2700	1800—2300
250	2750—3100	2300—2750	2250—2700	1800—2300
280	2750—3100	2300—2750	2250—2700	1800—2300
300	2750—3100	2300—2750	2250—2700	1800—2300
320	2700—3050	2250—2700	2200—2650	1750—2250
360	2700—3050	2250—2700	2200—2650	1700—2250
400	2650—3000	2200—2650	2200—2650	1700—2200
450	2650—3000	2200—2650	2200—2650	1700—2200
500	2650—3000	2200—2650	2200—2650	1700—2200
560	2650—3000	2200—2650	2200—2650	1700—2200
600	2650—3000	2200—2650	2200—2650	1700—2200
630	2600—2950	2200—2600	2150—2600	1700—2200
700	2600—2950	2200—2600	2150—2600	1700—2200
800	2600—2950	2150—2600	2150—2600	1700—2150
900	2550—2850	2150—2550	2100—2550	1650—2150
1000	2500—2800	2100—2500	2050—2500	1600—2100

d, мкм	σ_B , МПа			
	Класс I	Класс II	Класс IIA	Класс III
1100	2450—2750	2050—2450	1950—2400	1550—2050
1200	2400—2700	2000—2400	1950—2400	1550—2000
1300	2350—2650	2000—2350	1900—2300	1550—2000
1400	2350—2600	1950—2300	1900—2300	1500—1950

выше, чем больше степень холодной пластической деформации или чем меньше диаметр. При малых диаметрах прочность существенно зависит от диаметра, при больших она с увеличением диаметра практически не меняется. Прочность проволок из углеродистых сталей сохраняется при нагреве до температур 623—673 К, а затем резко снижается (табл. 4.7). По показателям длительной прочности и ползучести (табл. 4.8) даже проволоку из углеродистой стали можно рассматривать как перспективный материал для армирования пластиков и легкоплавких матриц.

Таблица 4.7. Прочностные характеристики проволок из сталей различных марок [118, 141]

d, мкм	l_1 , 10 ³ мкм	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
У8А					
80	10	293	3968	4408	8,20
80	10	473	3971	4243	...
80	10	673	1458	2201	...
80	10	873	388	628	...
80	40	293	3495	3931	2,20
80	60	293	2781	3705	1,60
80	80	293	2488	3580	1,40
80	100	293	2415	3542	1,35
80	120	293	2372	3533	1,33
120	10	293	3678	4091	8,50
160	10	293	3583	3982	8,35
200	10	293	3420	3804	8,60
260	10	293	3268	3637	9,60
12X18H10T					
80	10	293	2091	2802	9,45
120	10	293	1875	2506	9,75
120	10	673	930	1548	...
120	40	293	1811	2302	2,50
120	80	293	1752	2234	1,50
120	100	293	1731	2218	1,45
120	120	293	1708	2198	1,40
160	10	293	9,80
240	10	293	9,85
09X13H13M2					
40	10	293	2468	3604	8,05
90	10	293	2325	3398	8,10

Продолжение табл. 4.7

d , мкм	l_1 , 10^3 мкм	T , К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
90	10	473	3215	3331	...
90	10	673	2993	3194	...
90	10	873	1455	1593	...
90	40	293	2988	3078	2,20
90	80	293	2691	2791	1,30
90	120	293	2618	2735	1,25
120	10	293	3008	3142	8,20
170	10	293	2960	3115	8,35
2Х15Н5АМ3					
150	50	293	...	3000	...

Таблица 4.8. Длительная прочность и ползучесть проволоки диаметром 150 мкм из стали марки У8А [118]

T , К	σ_B , МПа	σ_{10} , МПа	σ_{100} , МПа	σ_{1000} , МПа	σ^* , МПа
473	3800	2320	2020	1720	1590/1450
573	2800	1500	1080	785	490/350

Примечание. В последней колонке в числителе приведено значение напряжения для $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ ч}^{-1}$, в знаменателе для $\dot{\epsilon} = 10^{-5} \text{ ч}^{-1}$.

Большинство высокопрочных стальных проволок в нагартованном состоянии чувствительны к поверхностным и внутренним дефектам. Поэтому при растяжении проволок с увеличением длины образца средняя прочность снижается (табл. 4.9). Основное снижение предела прочности и пластичности приходится на область баз (расстояние между захватами l_1) малой длины, с увеличением длины базы прочность убывает незначительно. Прочность высокоуглеродистых сталей при $l_1 > 250$ мм остается постоянной. Истинный уровень пластичности стальных проволок выявляется лишь при испытаниях на малых базах ($l_1 < 10$ мм, $l_1/d = 100$). На больших базах ($l_1 > 40$ мм, $l_1/d = 400$) проволоки всех марок разрушаются при практически одинаковом относительном удлинении после разрыва (2—3 %).

Таблица 4.9. Механические свойства проволок из мартенситно-старееющих сталей [9, 75, 164, 185]

Марка стали	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	HRC
07Н13М10К16Т	2700	2800	8	42	62—63
11Н8М18К14Т	3400	3500	1	3	66—67
03Н16М5К4Т	3350	3400	1	2,5	64—66

Прочность при растяжении проволок из нержавеющей сталей (см. табл. 4.7) при комнатной температуре меньше прочности проволок из углеродистых сталей. Проволоки из мартенситно-старееющих сталей обладают большей прочностью, чем проволоки из нержавеющей сталей (табл. 4.9).

Применение. Стальная проволока перерабатывается в тканые сетки и сетки трикотажного плетения, которые используются для получения КМ с ориентацией арматуры в двух направлениях.

Производство металлических тканых сеток. Тканая сетка образуется при перекрестном переплетении проволоки или прядей основы (проволоки, проходящей вдоль полотна сетки) с проволокой утка (проволокой, проходящей поперек полотна сетки) (рис. 4.1). Параметры и основные предель-

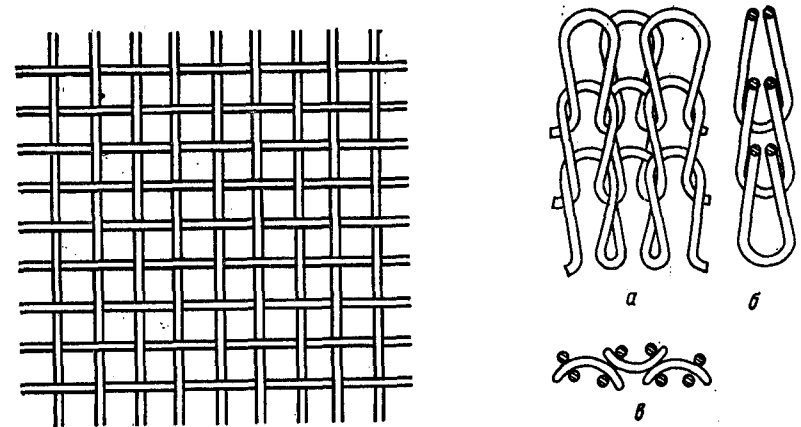


Рис. 4.1. Тканая сетка.

ные размеры тканых сеток, рекомендуемых в качестве армирующих элементов, приведены в табл. 4.10. Основным недостатком тканых сеток заключается в том, что их можно изготавливать только из высокопластичной проволоки (пластичностью около 20 %), которая, как правило, имеет низкие показатели прочности. Кроме того, в местах контакта между проволокой основы и утка в таких сетках происходят пережимы в процессе получения КМ даже при малых давлениях. Поэтому армирование КМ ткаными сетками не улучшает их сдвиговых характеристик.

Производство металлических сеток трикотажного плетения. Вязаные металлические сетки трикотажного плетения лишены недостатков, присущих тканым сеткам. Различают сетки типа «кулирная гладь», «ластик» (рис. 4.2), «фанг», «полуфанг», при этом заправка может быть в одну и несколько нитей, а также из волокон различных материалов [169]. Сетки трикотажного плетения изготавливаются из высокопрочной, нагартованной металлической проволоки с удлинением всего 2—3 % и диаметром 20—200 мкм. Размер ячейки и объемность сетки регулируются от 600—800 до 2000—2500 мкм. Упругая петельная объемная структура сеток обеспечивает уменьшение контактных напряжений и числа контактов, особенно при использовании порошковых матриц. Благодаря этому разрушение сетки в КМ происходит не в контактных зонах, а по длине проволочек. Стальная сетка легко закручивается, растягивается и обеспечивает упрочнение КМ в двух направлениях (табл. 4.11).

Рис. 4.2. Трикотажная сетка типа «ластик» (а), ее продольный (б) и поперечный (в) разрезы.

Таблица 4.10. Сетки тканые из металлических волокон (ГОСТ 2715—75)

Тип переплетения	Конструктивные особенности	Размерная характеристика	Размер ячейки в свету, мкм	Диаметр проволоки или сторона квадрата, мкм	Материал сетки
Плотняное с квадратными ячейками	Переплетение проволок основы и утка через одну проволоку	Сетка характеризуется размером ячейки в свету и диаметром проволоки. За размер стороны ячейки в свету принимается расстояние между соседними проволоками основы или утка	40—20000	30—3000	Стальная отожженная низкоуглеродистая (светлая, темная, оцинкованная, луженая), отожженная высоколегированная (травленая, светлая) проволока; проволока из латуни, фосфористой бронзы, платины, никеля
с прямоугольными ячейками	Переплетение проволок основы и утка через одну проволоку. Диаметр проволоки утка больше диаметра проволоки основы или равен ему	Сетка характеризуется размерами стороны ячейки в свету и диаметрами проволок основы и утка. За размер стороны ячейки в свету принимается расстояние между соседними проволоками основы и соседними проволоками утка	Между проволоками основы 140—3000, между проволоками утка 160—6000	Диаметр проволоки основы 100—700, утка 100—1000	Стальная отожженная низкоуглеродистая (светлая, темная, оцинкованная, луженая), отожженная высоколегированная (светлая) проволока; проволока из латуни, фосфористой бронзы, платины, никеля
Саржевое с квадратными ячейками	Переплетение проволок основы и утка через две проволоки. Диаметр проволоки утка больше диаметра проволоки основы или равен ему	Сетка характеризуется размером стороны ячейки в свету и диаметрами проволок основы и утка. За размер стороны ячейки в свету принимается расстояние между соседними проволоками основы или утка	40—1000	30—550	Стальная отожженная низкоуглеродистая (светлая), отожженная высоколегированная (светлая) проволока. Проволока из латуни и молибдена

Таблица 4.11. Прочностные и деформационные свойства сеток трикотажного плетения типа «Ластик 1—1» при ширине полоски сетки $5 \cdot 10^4$ мкм и $d = 100$ мкм [118]

T, K	$\sigma_{вф}$, МПа	$P_{раз}$, МПа	K_c	ϵ , %
У8А				
273	4200	840/289	2,91	45/294
473	4000	598/207	2,89	46,5/305
673	2050	565/208	2,73	49/335
873	540	430/153	2,81	75,5/438
12X18N10T				
273	2300	532/188	2,82	52,2/303
473	1960	54/316
673	1340	470/177	2,65	56,5/340
873	720	410/157	2,62	68/430
09X13N13M2				
273	3400	762/268	2,85	48,5/301
473	3300	694/249	2,78	51,6/314
673	3060	635/224	2,83	55/336
873	1840	545/197	2,76	73,5/428

Примечание. В числителе приведены значения величин P и ϵ вдоль петельных столбиков, в знаменателе — вдоль петельных рядов.

Экспериментальные значения предельных деформаций сеток при температурах до 673 К значительно меньше расчетных, что объясняется влиянием упругих сил на процесс деформации. При температуре 873 К влияние упругих сил практически отсутствует и разница в экспериментальных и расчетных данных лежит в пределах погрешности эксперимента и расчета.

4.1.2. Вольфрамовая и молибденовая проволоки

Проволоки из вольфрама и молибдена (табл. 4.12) имеют высокие прочность и жесткость. Благодаря своим физическим свойствам (табл. 4.13) они используются для получения КМ на основе жаропрочных матриц (из меди, никеля, кобальта, титана и их сплавов).

Технология получения. Технологическая схема производства вольфрамовой проволоки включает следующие основные стадии: прессование смеси порошков с получением штабиков; спекание штабиков в атмосфере водорода; глубокий прогрев металла с целью сварки штабиков при температуре, близкой к температуре плавления; высокотемпературную обработку давлением (ротационная ковка, прокатка на планетарном стане, гидростатическое выдавливание) с целью образования компактной прутковой заготовки; волочение заготовки диаметром 2,75 мм без предварительного отжига; волочение на барабанных станах (начинается при температуре 1173—1273 и заканчивается при 873 К) с промежуточными отжигами. Промежуточные отжиги (окислительные) проводятся на воздухе в газовом пламени при температуре 1173—1273 К. Первый — до волочения, последующие — при достижении проволокой диаметров 500, 300 и 120 мкм и окончательный — при минимальном диаметре (обычно 20 мкм). При температурах отжига выше

Таблица 4.12. Химический состав сплавов на основе молибдена и вольфрама, применяемых для производства проволок [403]

Марка сплава	Содержание, %							
	W	Mo	Ti	Zr	C	Nb	ThO ₂	Re
Вольфрамовые сплавы								
BM	99,3	0,5	0,04	0,06	0	0,1	0	0
BM-5	94,8	5,0	0,06	0,04	0	0	0	0
BM-10	89,7	10,0	0,05	0,05	0	0,1	0	0
BM-15	84,8	15,0	0,05	0,1	0	0,05	0	0
BM-25	74,8	25,0	0,05	0,05	0	0,1	0	0
BP-10	89,8	0,1	0,05	0,05	0	0	0	10
BP-20	79,7	0,1	0,05	0,05	0	0,1	0	20
BT-2	97,8	0,1	0,05	0,05	0	0	2	0
BT-10	89,8	0,1	0,05	0,05	0	0	10	0
BP10T2	86,7	0,1	0,05	0,05	0	0,1	2	10
Молибденовые сплавы								
MT	0	99,48	0,5	0	0,02	0	0	0
TZM	0	98,68	0,5	0,8	0,02	0	0	0
TZC	0	98,5	1,2	0,15	0,15	0	0	0
BM-1	≤0,6	98,74—	≤0,4	0,08—	≤0,01	0	0	0
		99,92		0,25				
BM-2	≤0,2	99,18—	≤0,2	0,25—	≤0,02	0	0	0
		99,75		0,40				
BM-3	0	95,8—	0,8—1,3	0,3—0,6	0,25—0,5	0	1,0—1,8	0
		97,65						

1273 К прочность проволоки заметно снижается [12, 265, 268, 283, 313, 317]. Для очистки от смазки поверхности вольфрамовой проволоки проводится нитевой отжиг при температуре 1173—1273 К в атмосфере увлажненного водорода со скоростью 0,04 м/с при расходе водорода 0,3 м³/г.

Технология изготовления молибденовой проволоки аналогична технологии изготовления вольфрамовой. При обработке молибдена ротационная ковка производится за 37—40 переходов до диаметра 2,75—3,0 мм.

Таблица 4.13. Физические свойства вольфрама и молибдена технической чистоты [265, 268, 283, 317]

Материал	T _{пл.} , К	T _{кип.} , К	γ, 10 ³ кг/м ³	с, 10 ³ Дж/(кг · К) при 293 К
Вольфрам	3653	6173	19,3	24,66
Молибден	2883	5833	10,22	24,07

Материал	α, 10 ⁻⁶ К ⁻¹ при (293—1273) К	λ, 10 ⁻² Вт/(м · К) при 293 К	ρ, 10 ⁴ Ом · м при 293 К
Вольфрам	4,76	1,67	5,5
Молибден	6,9	1,37	5,2

Таблица 4.14. Механические характеристики вольфрамовых проволок [119]

T, К	σ _B , МПа	σ ₁ , МПа	σ ₁₀ , МПа	σ ₁₀₀ , МПа	σ, МПа, при ε, ч ⁻¹	
					10 ⁻⁴	10 ⁻⁵
ВА						
1173	1320	920	770	630	940	760
1273	1130	750	620	480	770	630
1373	...	540	440	350	600	470
1473	740	460	390	330	480	380
BT-15						
1273	1200	910	790	660	930	830
1373	1090	720	570	440	690	600
1473	850	610	510	410	600	520
BP-20						
1173	2570	2260	2020	1770	2210	1950
1273	2140	1570	1320	1060	1680	1300
1373	1990	870	640	420	770	690
1473	1390	600	420	240	540	350
Рекристаллизованный прутковый вольфрам						
1173	250	250	240	220
1273	230	230	220	190
1373	210	220	200	160
1473	190	180	150	100

Таблица 4.15. Зависимости ползучести вольфрама марки ВА от напряжения при времени испытания 4 ч [118]

σ, МПа	$\dot{\epsilon}, 10^{-6} \text{ К}^{-1}$	σ, МПа	$\dot{\epsilon}, 10^{-6} \text{ К}^{-1}$	σ, МПа	$\dot{\epsilon}, 10^{-6} \text{ К}^{-1}$	σ, МПа	$\dot{\epsilon}, 10^{-6} \text{ К}^{-1}$
T = 2523 К							
19	1	5,5	1	14	10	10,5	5
28	10	15,5	10	19	100	12,0	10
42	100	24	100	24	1000	14,5	100
T = 2773 К							
T = 2973 К							
T = 3073 К							
						19	400

Таблица 4.16. Свойства молибдена и его сплавов при повышенных температурах [265, 317, 403]

T, К	σ _{0,2} , МПа	σ _B , МПа	δ, %	ψ, %
Mo — Ti при содержании Ti 0,5 % деформированный				
293	675	775	29	...
1144	...	610	17	...
1255	...	460	25	...

Продолжение табл. 4.16

T, K	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
1366	...	420	15	...
1477	...	350
1644	...	140	53	...
1922	...	70	56	...
<i>отожженный</i>				
297	...	790
1255	...	470
1588	...	130
<i>рекристаллизованный</i>				
297	...	550
1588	...	140
ВМ-2				
<i>деформированный</i>				
293	...	750	10	30
1073	...	570	13	60
1273	...	420	10	60
1473	...	450	13	70
1773	...	160	15	70
2073	...	90	18	...
2273	...	30	20	...
ВМ-3				
<i>отожженный</i>				
293	...	800—860	0,3	...
1423	...	600—680	6—12	20
1573	...	500—570	6—12	30
<i>рекристаллизованный</i>				
293	...	430—600	2—8	0,7—40
1673	...	300—330	15—33	50
1873	...	260—290	30—40	50
2073	...	120—135	48—50	6,5
TZM				
<i>деформированный</i>				
1255	...	945
1366	...	630
1579	...	410
1922	...	100
<i>рекристаллизованный</i>				
297	...	560
1255	...	290
1588	...	170

Продолжение табл. 4.16

T, K	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
TZC				
<i>деформированный</i>				
297	790	950—960	22	...
1253	430	480	20	...
1477	370	430	11	...
<i>отожженный</i>				
1473	...	430
1573	...	420
ВМ-1 и ЦМ2А				
<i>деформированные</i>				
203	...	1000	7	...
223	...	940	7	...
243	...	900	9	...
293	680	800	10	...
473	...	680	11,5	...
673	...	650	5	...
873	...	550	7	...
1073	...	500
1273	...	420
1473	...	340	14	...
1773	...	140	25	...
2073	...	100	50	...

Примечания. 1. Величины σ_{100} , σ_{300} , σ_{1000} деформированного сплава ВМ-2 при температуре 1273 К составляют соответственно 370—380, 350—360 и 340—350 МПа, при температуре 1473 К — соответственно 150—160, 100—120 и 90—100 МПа. 2. σ_{100} отожженного сплава ВМ-3 при температуре 1573 К составляет 250—270 МПа, рекристаллизованного при температуре 1673 К — 160 МПа; σ_{100} , σ_{300} , σ_{1000} деформированных сплавов ВМ и ЦМ2А при температуре 1273 К составляют соответственно 320—330, 300—310 и 290—300 МПа, при температуре 1773 К — соответственно 80—90, 70 и 65 МПа.

Волочение ведется с большими коэффициентами вытяжки (1,20—1,24) на барабанных волочильных станах без промежуточных отжигов. После волочения молибденовая проволока отжигается при температуре 1073 К в атмосфере водорода в течение 180—500 с во избежание разупрочнения [136].

Свойства. Вольфрам и молибден в деформированном состоянии обладают высокими прочностью и длительной прочностью при комнатной и повышенных температурах (табл. 4.14—4.16) [268, 317]. Прочность проволоки из вольфрама с присадками по сравнению с проволокой из чистого вольфрама после отжига при температурах 1073—1573 К снижается в меньшей степени. Ниже 373—423 К от температуры зависит только предел прочности вольфрама, а удлинение и сужение в этих условиях равны нулю.

Механические свойства вольфрама сильно зависят от скорости деформации, особенно при температурах в области перехода из пластичного состояния в хрупкое [268, 317]. Модуль упругости вольфрама при 298 К составляет 410 ГПа, при 2673 К — 227 ГПа. По величине модуля упругости вольфрам уступает только осмию, иридию и рению [283]. Модуль сдвига тянутой вольфрамовой проволоки увеличивается с возрастанием степени

деформации и для тонких (диаметром 50—120 мкм) проволок равен 220 ГПа [283]. Для монокристаллической проволоки модуль упругости равен 394 ГПа, а модуль сдвига — 153,5 ГПа [283].

Применение. Из тонких (диаметром 20—80 мкм) вольфрамовой и молибденовой проволок изготавливаются тканые и трикотажные сетки различного плетения.

4.1.3. Бериллиевая проволока

Бериллиевая проволока имеет высокие удельную прочность и модуль упругости. В отличие от большинства металлов бериллий разупрочняется при введении легирующих элементов, поэтому высокопрочную проволоку лучше всего изготавливать из бериллия с небольшими добавками ($\text{BeO} \leq 3,0\%$; $\text{C} \leq 0,20\%$; $\text{Fe} \leq 0,20\%$; $\text{Al} \leq 0,18\%$; $\text{Si} \leq 0,15\%$; $\text{Mg} \leq 0,08\%$) [54, 403, 459].

Технология получения. Технологическая схема производства бериллиевой проволоки включает стадию получения заготовки и стадию последующего ее волочения. Первая стадия состоит из нескольких этапов: образование гранул из фторида бериллия, расплавление их и литье слитков, переработка слитков в стружку и далее стружки в порошок, прессование (брикетирование), спекание, обработка давлением различными способами [403].

Заготовки (диаметром 6—20 мм) под волочение вытачиваются механически из горячепрессованных в вакууме прутков (или брикетов) бериллия либо изготавливаются выдавливанием штабиков при температуре 723—1212 К (степень обжатия при 723 К равна 10, а при 1212 К — 20). При получении заготовки прессованием из порошка производится промежуточный отжиг. Проволоку диаметром менее 150 мкм можно получить только из ваготки, прессованной из слитка [459].

Свойства. Прочность при растяжении бериллиевой проволоки диаметром 127 и 51 мкм составляет соответственно 1336 и 1455 МПа, а предел текучести — 1055 и 1300 МПа.

Применение. Бериллиевая проволока используется для армирования КМ в виде непрерывных и дискретных волокон. Ввиду высокой жесткости в сетки ее не перерабатывают.

4.1.4. Титановая проволока

Титановая проволока имеет высокую удельную прочность вплоть до температур 623—673 К и высокую коррозионную стойкость [314]. Использование титана в КМ ограничено из-за трудоемкости производства титановой проволоки [156, 243]. Химический состав отечественных титановых сплавов, применяемых для изготовления проволок, приведен в табл. 4.17.

Технология получения. Технологическая схема производства титановой проволоки заключается в вакуумно-дуговом литье слитков для получения катанки, предварительной горячей ковке заготовки с последующим волочением со смазкой (суммарное обжатие не превышает 85 %) и окончательной термообработке [12, 269, 317].

Свойства. Механические свойства титановой проволоки приведены в табл. 4.18.

Применение. Титановая проволока используется для армирования КМ в виде непрерывных и дискретных волокон. Вследствие высокой жесткости в сетки ее не перерабатывают.

Таблица 4.17. Химический состав отечественных титановых сплавов, применяемых для изготовления проволоки [99, 118]

Марка сплава	Содержание, %				
	Al	Mo	V	Cr	Si
BT1-0	0	0	0	0	0
BT3-1	5,5—7,0	2,0—3,0	0	0,8—2,3	0,15—0,40
OT4	3,5—5,0	0	0	0	0
BT5	4,3—6,2	0	0	0	0
BT6	5,3—6,8	0	3,5—5,3	0	0
BT9	5,8—7,0	2,8—3,8	0	0	0,20—0,35
BT14	3,5—6,3	2,5—3,8	0,9—1,9	0	0
BT16	1,8—3,8	4,5—5,5	4,0—5,5	0	0

Примечание. Содержание железа в сплаве BT3-1 составляет 0,2—0,7 %; циркония в сплаве BT9 — 0,8—2,0 %; марганца в сплаве OT4 — 0,8—2,0 %.

Таблица 4.18. Механические свойства титановой проволоки диаметром 800 мкм [237]

Марка сплава	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
BT1-0	...	1400	5—6
BT5	...	1250	2
BT9	1722	1820	3,5
OT4	...	1540	4—6

4.1.5. Биметаллическая проволока

Биметаллическая проволока состоит из сердечника и оболочки, которые изготовлены из двух разных металлов или сплавов. Она отличается от проволоки, например стальной, покрытой металлом (оцинкованной, луженой, медненной, алюминированной и т. д.) для повышения стойкости проволоки против коррозии. Покрытие в этом случае имеет небольшую толщину и мало влияет на прочность проволоки. В биметаллической проволоке объемная доля наружного слоя составляет 20—40 %. Роль плакирующего слоя в ней определяется не только химическими (противодействие коррозии, адгезия), но еще в большей мере физическими (электропроводность, магнетизм, плотность) свойствами [271, 300].

Технология получения. Технологическая схема производства биметаллической проволоки заключается в получении с помощью литья, сварки под давлением, электросварки, гальванического осаждения, спайки, металлзации биметаллической заготовки и последующего ее волочения.

Параметры процесса волочения определяются качеством полученной биметаллической заготовки, а также содержанием пластичной составляющей (оболочки), которое для облегчения совместной пластической деформации разнородных металлов должно быть минимальным. Чем выше энергия деформации пластичного металла (т. е. чем больше его объем), тем больше вероятность надрывов и обрывов твердого, менее пластичного металла. Поэтому для объемных долей пластичной составляющей более 0,4 рекомендуются небольшие степени деформации, так как при этом получают небольшие долевые (растягивающие) и высокие сжимающие напряжения.

Несоблюдение данного условия может привести к периодическим разрывам сердечника. При объемной доле пластичной составляющей до 0,4, особенно при увеличенной прочности сердечника, рекомендуются большие степени деформации, способствующие уменьшению радиальных сжимающих напряжений и снижению сил контактного трения, отгоняющих металл обложки к выходу из волокон.

Свойства. Механические, физические и технологические свойства биметаллической проволоки зависят от свойства и объемной доли составляющих ее компонентов и от способа ее производства.

Применение. Биметаллическая проволока, которая сама по себе уже является КМ, используется в качестве армирующего волокна для введения в матрицу и для плетения сеток различной структуры. Кроме того, биметаллическая проволока применяется самостоятельно как полуфабрикат КМ для получения КМ намоткой биметаллических нитей, укладкой их с последующим уплотнением энергией взрыва, диффузионной сваркой, горячим прессованием и др.

4.2. ВОЛОКНА БОРА, КАРБИДА КРЕМНИЯ И БОРСИКА

Благодаря высокой прочности, жесткости, малой плотности волокна бора, карбида кремния и борсика (B/SiC) перспективны для упрочнения матриц на основе легких металлов (Al, Mg, Ti и их сплавы) [118, 346, 356, 502—504].

Технология получения. Волокна бора и карбида кремния получают осаждением из газовой фазы бора и SiC на нагретую до температуры 1373—1473 К поверхность вольфрамовой проволоки диаметром 12,5 мкм. Диаметр волокон, выпускаемых промышленностью, 90—150 мкм [99, 152, 391]. Для получения волокон используют одно- или двухкамерный реактор, через который со скоростью 4,7—18 м/ч протягивается вольфрамовая нить, нагретая с помощью прямого пропускания тока, подводимого через затворы-контакты. Соотношение компонентов парогазовой фазы подбирается в зависимости от требуемого конечного диаметра волокна, диаметра вольфрамовой подложки и размеров реактора.

Образование осаждающегося бора путем восстановления его из тетрахлорида бора протекает в среде водорода по реакции [99, 132] $2\text{BCl}_3 + 3\text{H}_2 \rightarrow 2\text{B} + 6\text{HCl}$. Сердцевина волокон бора, полученных на вольфрамовой подложке, состоит из боридов вольфрама WB , W_2B_5 и WB_4 [31]. При продолжительном нагреве сохраняется в основном фаза WB_4 [132]. Образование указанных соединений происходит в результате реактивной диффузии при взаимодействии вольфрама с бором в условиях высокотемпературного нагрева.

Волокна бора имеют кристаллическую структуру β -ромбической модификации, формирующейся при температуре 1473 К. Примеси в исходных продуктах влияют на фазовые превращения. Предел прочности сердцевинных волокон существенно ниже предела прочности волокна в целом. Кроме того, сердцевина волокна нагружена большими сжимающими напряжениями, а бор в области, прилегающей к первоначальной зоне подложки (вольфрамовой нити), — растягивающимися. Это ведет к возникновению радиальных трещин в борных волокнах вследствие больших остаточных напряжений.

При осаждении карбида кремния парогазовой фазой служит смесь метилтрихлорсилана CH_3SiCl_3 , аргона и водорода. Образование осаждающегося карбида кремния протекает по суммарной реакции [391] $\text{CH}_3\text{SiCl}_3 \rightarrow \text{SiC} + 3\text{HCl}$.

Карбид кремния используют и как покрытие для повышения жаростойкости борных волокон. Это дает возможность вводить борные волокна

Таблица 4.19. Физико-механические свойства волокон бора, борсика и карбида кремния [62, 236]

Материал волокна	d, мкм	E, ГПа	G, ГПа	μ	σ_B , МПа	$\sigma_{из}$, МПа	δ , %	
							0,2	0,5
B	100	385—448	169—183	0,2—0,25	2500—3800	6000—6500	0,2—0,8	...
B/SiC	104—145	420	2980
SiC	100	400—500	170	...	2000—4000	7000	0,3—0,5	...

Материал волокна	H_{μ} , 10^8 МПа	$\frac{\sigma_{пол}}{\sigma_B}$	$\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_B}$	$T_{пл}$, К	γ , 10^3 кг/м ³	α , 10^{-6} К ⁻¹ в интервале температур, К	
						293—593	293—613
						B	34
B/SiC	2760	...	5,22
SiC	33,4	2823	3300—3450	3,3	3,24

Таблица 4.20. Температурная зависимость модуля упругости и прочности волокон [62, 236]

T, К	E, ГПа			σ_B , МПа		
	B	B/SiC	SiC	B	B/SiC	SiC
293	385—448	420	400—500	2500—3800	2980	2000—4000
478	455	...	2920	2110
588	455	...	2710	2080
698	...	350	455	...	1830	2070
813	...	280	455	...	1580	2050

в некоторые металлические матрицы, с которыми тот активно взаимодействует, например в расплавленный алюминий. Волокна бора, покрытые тонким (3—5 мкм) слоем карбида кремния, называются волокна борсика. Карбид кремния для покрытия образуется по той же реакции, по которой получают непрерывные волокна карбида кремния, но при этом подложкой является не вольфрамовая проволока, а борное волокно.

При повышенных температурах на воздухе прочность волокон борсика и карбида кремния значительно превышает прочность волокон бора. Поэтому такие волокна используют в высокотемпературных материалах на основе титана и жаропрочных сплавов.

Свойства. Физико-механические свойства волокон бора, карбида кремния и борсика приведены в табл. 4.19, температурная зависимость модуля упругости и прочности волокон — в табл. 4.20. Прочность волокон карбида кремния уменьшается выше 1000 °С, что является следствием $\beta \rightarrow \alpha$ -перехода в небольших объемах и взаимодействия вольфрама с карбидом крем-

ния, приводящего к образованию соединений α -W₂C и W₅Si₃ [391]. Разрушение волокон бора, борсика и карбида кремния происходит главным образом в результате появления дефектов на поверхности волокна. Дефекты на поверхности и внутри подложки возникают реже и поэтому играют незначительную роль при разрушении. Средняя прочность волокон бора монотонно снижается по мере увеличения базы образца l_1 (табл. 4.21).

Таблица 4.21. Зависимость прочности волокон от длины базы [236]

$l_1, 10^3$ мкм	σ, МПа, при коэффициенте прочности, %		$l_1, 10^3$ мкм	σ, МПа, при коэффициенте прочности, %	
	35	13		35	13
10	3600	2800	100	2400	1900
20	3050	2400	200	2050	1700
50	2800	2080	600	1800	...

Таблица 4.22. Прочностные характеристики волокон карбида кремния длиной $5 \cdot 10^3$ мкм [238]

Волокно	$d, \mu\text{мкм}$	$d_{II}, \mu\text{мкм}$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\sigma_H, \text{МПа}$
Без обработки	100	18,8	1990	2460
После электролитического травления	100	18,8	2350	3930

Примечание. d_{II} — диаметр вольфрамовой подложки.

На поверхности волокон бора, карбида кремния и борсика есть дефекты разной длины и с различными радиусами округления. Так, на боковой поверхности волокон карбида кремния с помощью фрактографии обнаружены дефекты размером в несколько десятых долей микрометра в направлении оси волокна, которые ответственны за хрупкое разрушение [238]. Поверхностное травление позволяет уменьшить дефектность поверхностного слоя и, как следствие, увеличить прочность (табл. 4.22).

Применение. Волокна бора, карбида кремния и борсика используются для армирования КМ в дискретном и непрерывном виде, а также в виде полуфабрикатов — предварительно подготовленных однонаправленных лент. Ввиду высокой жесткости в сетки их не перерабатывают.

4.3. ОРГАНИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА [310, 361, 398, 399]

Создание синтетических органических волокон основано на использовании высоких жесткости и прочности вытянутых макромолекул полимеров, в которых цепочки молекул расположены параллельно оси волокна. Поскольку плотность полимерных волокон в два-три раза ниже плотности минеральных, удельные значения их прочности и жесткости во многих случаях выше. Существенный недостаток полимерных органических волокон заключается в резком уменьшении прочности и деформационной устойчивости с повышением температуры, а также в низких температурах стеклования и деструкции. Основные виды органических волокон, выпускаемых промышленностью, представлены в табл. 4.23.

Технология получения. Большинство синтетических органических волокон вырабатывают пряжением из расплава или раствора полимера, при котором нити образуются продавливанием полимера, находящегося в вязкотекучем состоянии, через тонкие отверстия с последующим затвердеванием вытекающих жидких струй.

Волокнообразующий полимер переводится в вязкотекучее состояние плавлением, растворением, пластификацией или в результате образования коллоидных систем, в которых полимер выступает как дисперсная фаза. В промышленности в основном используются методы формования волокон из расплава и раствора. Из дисперсий формируют только волокна политетра-

Таблица 4.23. Органические волокна, выпускаемые промышленностью

Волокна	Марка (страна)
Полиолефиновые полиэтиленовые волокна	Геркулон (США); пайлен (Япония); мераклон (Италия); спанстрон (Англия)
полипропиленовые нити, штапельное и моноволокно	(СССР, США)
Фторволокна (фторлон): комплексные нити, штапельное и моноволокно	Полифен (СССР); тефлон (США); тойофлон (Япония)
Полиэтилентерефталатные нити, жгуты и штапельное волокно	Лавсан (СССР)
Волокна и нити на основе ароматических полиамидов	Волокно ЗМП, волокно НТ-4, конекс, номекс (США); сульфон-Т, фенилон (СССР); кевлар-29, кевлар-49 (Франция);
Полиимидные Волокна	Аримид ПМ, аримид-Т (СССР) (США)
Комплексные нити фирмы «Дюпон»	Оксалон (СССР)
Полиоксадиазольные волокна и нити	
Полибензимидазольные волокна, нити, комплексные нити, резаные волокна из полимера на основе 3,3'-диаминобензидина и дифенилизобфта-лата (опытное производство)	(СССР)
Волокна лестничного строения	ВВВ, лола (СССР)
Полиамидоимидные волокна	Кермель (Франция)

фторэтилена ввиду нерастворимости и неплавкости исходного полимера. Сформованные волокна затем подвергаются термообработке, в процессе которой частицы политетрафторэтилена спекаются.

При формировании волокон из расплава вытекающие струи затвердевают в результате охлаждения их ниже температуры плавления полимера, при формировании волокон из раствора — в результате испарения растворителя (сухой способ) или замены его на осадитель, осуществляемой путем диффузии (мокрый способ). Сухо-мокрый способ формирования волокон из раствора (формование с воздушной прослойкой), представляющий собой комбинацию двух предыдущих способов, применяется пока только в производстве термостойких волокон из жесткоцепных полимеров.

Метод формирования волокон из расплава имеет ряд преимуществ: высокую скорость (обычно 800—1200 м/мин), безвредность, хорошие физико-механические свойства получаемых волокон. Недостаток метода — невозможность применения фильер с большим числом отверстий (более 1000).

Таблица 4.24. Механические свойства органических волокон [146]

Волокно, марка	γ , кг/м ³	P_0 , сН/текс	δ , %	E , МПа	$T_{\text{вкс}}$, К
Полиолефиновые волокна					
Полипропиленовое волокно					
моноволокно	910	50—60	15—25	6—8	413
нить	910	45—75	18—30	4—9	413
штапельное	910	30—60	20—100	1,5—3,0	413
Полиэтиленовое волокно					
	920—950	40—60	10—20	4—8	383
Фторволоконна					
Волокна из политетрафторэтилена					
	2160	10—18	13—25	3300	623
Волокна из ацетонорастворимого фторопласта (фторлон)					
	1960	500—600*	7—20	2500—15000	623
Полиэфирные волокна					
Полиэтилентерефталатное волокно (лавсан)					
моноволокно	1380—1390	30—40	10—20	...	453
текстильная нить	1380—1390	34—45	15—30	(1—1,2) 10 ⁴	453
техническая нить	1380—1390	65—80	8—15	100—140	453
штапельное	1380—1390	30—45	40—60	25	453
Полиамидные волокна					
Капроновое волокно					
	1140—1150	400—500*	40—90	(2,5—3,5) 10 ³	423
Комплексная нить					
	1140—1150	450—550*	25—35	(2,5—4) 10 ³	423
Волокна на основе ароматических полиамидов					
Номекс	1380	50	15—20	1,23 · 10 ⁴	573
Фенилон	1380	45—50	15—20	1,3 · 10 ⁴	573
Сульфон-Т	1450	35—40	16—18	6 · 10 ³	573
НТ-4	1480	30—40	6—8	1,6 · 10 ⁴	573
Кевлар	1450	225	3—5	6,85 · 10 ⁴ —1,28 · 10 ⁵	573
Полиимидные волокна					
Аримид ПМ					
	1410	45—50	6—10	1,04 · 10 ⁴	673
Аримид-Т					
	1450	45—60	...	1,5 · 10 ⁴	673
Полиимидные комплексные нити фирмы «Дюпон»					
	1410	62	13	10000	673

Формование новых термостойких волокон осуществляется в основном прядением из растворов полимеров в апротонных полярных растворителях (N, N-метилпирролидоне, диметилацетамиде и др.) или в концентрированной серной кислоте сухим, мокрым или сухо-мокрым способом.

Свойства. Механические свойства органических волокон во многом зависят от последующей обработки свежесформованного волокна (степени вытяжки, термообработки и др.). Теоретически (если предположить, что все молекулярные цепи макромолекул полимера вытянуты строго параллельно оси волокна) можно получить волокна полиэтилена с модулем упругости $3,06 \cdot 10^4$ МПа, поли-*n*-бензамида с модулем упругости $1,8 \times 10^4$ МПа, а волокна капрона и лавсана с пределом прочности $(4—5) \times 10^3$ МПа. Однако достигнутые до сих пор модуль упругости и предел прочности (волокна полиэтилена) равны соответственно $8,4 \cdot 10^3$ и 286 МПа.

В настоящее время наиболее высокие показатели прочности у волокон поли-*n*-бензамидов, полиамидгидразидов.

Новые термостойкие органические волокна характеризуются высокой степенью сохранения прочности при длительном воздействии повышенных температур. Полипиромеллитимидное волокно аримид с прочностью 500 МПа и относительным удлинением при разрыве 8—12 % после выдержки в течение 100 ч при температуре 573 К сохраняет 74 % начальной прочности, а при температуре 673 К — 35 %. Полиоксадиазольные волокна после выдержки в течение 100 ч при температуре 573 К сохраняют 50 % начальной прочности, а после 40 ч при температуре 673 К — 69 %.

Наибольшее практическое значение при изучении механических свойств химических волокон и нитей имеют характеристики, определяемые при растяжении: разрывная нагрузка, разрывное напряжение, относительная разрывная нагрузка, относительное удлинение при разрыве, модуль упругости (табл. 4.24).

Термомеханические свойства. Термостойкость полиолефиновых волокон (особенно полипропиленового волокна) сравнительно невысока. Прочность полиэтилентерефталатного волокна при температуре 223 К увеличивается на 35—40 % (относительное удлинение падает, но волокно не становится хрупким); при температуре 453 К сохраняется 50 % прочности, которая полностью восстанавливается при охлаждении до 253 К; при нагревании на воздухе до температуры 453 К в течение 500 и 1000 ч прочность сохраняется соответственно на 28,8 и 24,6 %.

Волокна на основе ароматических полиамидов способны выдерживать действие температур до 573—623 К: при 573 К они теряют половину исходной прочности через 150—200 ч. Ряд волокон сохраняет прочность до 773 К, но при этой температуре их термостабильность низка. До 523 К практически все волокна ароматических полиамидов устойчивы к термоокислительной деструкции, в интервале температур 573—623 К термостабильность волокон резко падает. При температуре 673 К практически ни одно полиамидное волокно не работоспособно длительное время. Падение механической прочности волокон в результате механического воздействия начинается при температурах, значительно ниже температур начала интенсивной термоокислительной деструкции. Для длительной эксплуатации выше 573 К волокна ароматических полиамидов не рекомендуются.

Полиимидные волокна по термомеханическим свойствам превосходят обычные промышленные волокна и волокна ароматических полиамидов: $T_c > 573$ К, термоокислительная деструкция начинается выше 723 К (в вакууме при более высоких температурах), при 673 К сохраняют свыше 30 % исходной прочности, усадка наблюдается только при 773 К, выдерживают кратковременное нагревание до 773—823 К, в инертной атмосфере теряют 40 % массы при температуре 923 К, а затем масса остатка не изменяется до температуры 1123 К. Стойкость полиимидных волокон к действию повышенных температур ниже, чем у соответствующих полимеров.

Продолжение табл. 4.24

Волокно, марка	γ , кг/м ³	P_0 , сН/текс	δ , %	E , МПа	$T_{\text{экс}}$, К
Полиоксадиазольные волокна					
Волокна оксалон	1430	50—70	4—8	30000—54000	573
Полибензимидазольные волокна					
Волокна на основе 3,3'-диаминобензидина и дифенилизофталата (комплексная нить)					
	1320	50	10—12	16750	723
Волокна лестничного строения					
Волокно дола	1450	15—20	15—25	9000	623
упрочненное	1350	35—40	2—6	28000	623
Полиамидоимидные волокна					
Кермель	1390	24—44	10—20	7800	533

Примечания. 1. P_0 — относительная разрывная нагрузка, которая определяется как отношение разрывной нагрузки (наибольшего усилия, выдерживаемого образцом до разрыва) к линейной плотности (толщине). Выражается в ньютонах на текс (сН/текс) и др. 2. Текс — единица измерения линейной плотности, г/км (мг/м — ГОСТ 10878—70). Допускается использование кратных единиц — килотекс (ктекс) и дольных — миллитекс (мтекс) и децитекс (дтекс). 3. Звездочкой помечены значения разрывного напряжения σ_p (МПа), которое представляет собой отношение разрывной нагрузки P_0 к площади поперечного сечения образца, заполненной веществом без пустот и каналов: $\sigma_p = P_0/S$.

Свойства полиимидных волокон при температуре 473 К не изменяются, а в интервале температур 553—573 К на воздухе (значительно ниже температуры деструкции полимеров) механические свойства волокон ухудшаются. При температуре выше 623 К на воздухе прочность резко падает.

Снижение прочности полиоксадиазольных волокон на 50 % происходит после 700 ч нагревания на воздухе при температуре 573 К.

Полибензимидазольные волокна вследствие длительного старения при температуре 577 К на воздухе теряют прочность быстрее, чем волокна ароматических полиамидов (номекс). Они имеют низкую стойкость к термоокислительной деструкции; теплостойкость их значительно превосходит теплостойкость волокна номекс: при температуре 723 К сохраняют 20—30 % исходной прочности, в то время как волокно номекс в этих условиях разрушается.

Термомеханические свойства полиамидоимидных волокон зависят от химической структуры. После 1000 ч прогрева при 533 К на воздухе волокна с оксидной группой сохраняют около 80 % первоначальной прочности, волокна с дифенилметановой группой — только 30 %. При температуре 653—673 К волокна разлагаются с обугливанием в среде азота и на воздухе.

Физические свойства. Многие физические свойства (электрофизические, теплофизические) органических волокон определяются соответствующими свойствами исходного полимера (см. рубрику 8.1).

Полиолефиновые волокна имеют хорошие тепло- и электроизоляционные свойства. Полипропиленовые волокна эластичны, полиэтиленовые во-

локнам свойственна низкая эластичность. Полиолефиновые волокна склонны к текучести на холоду под нагрузкой. Светостойкость волокон невысокая.

Фторволокна характеризуются комплексом ценных свойств: стойкостью к действию агрессивных сред в широком интервале температур, высокими теплостойкостью и радиационной стойкостью, отличными диэлектрическими свойствами, низким коэффициентом трения.

Полиэтилентерефталатные волокна по термостойкости превосходят обычные натуральные и химические волокна, кроме фторволокна; они высокоэластичны, напоминают натуральную шерсть. Недостатки — сильная электризуемость, низкая прочность и жесткость изделий.

Волокна на основе ароматических полиамидов обладают хорошими электроизоляционными свойствами, стабильностью размеров, тепло- и термостабильностью. Они способны сохранять комплекс физико-механических свойств при длительном воздействии повышенных температур (573—623 К), радиационностойки, стойкость к УФ-излучению у них невысока.

Полиимидные волокна способны сохранять комплекс физико-механических свойств при длительном воздействии повышенных температур. Они стойки к воздействию излучений высоких энергий.

Основное достоинство полиоксадиазольных волокон — способность сохранять комплекс физико-механических свойств при повышенных температурах. Они стойки к действию УФ-излучения. Стойкость к действию открытого пламени у них низкая: воспламеняются, поддерживают горение и не загорают даже после вынесения их из пламени.

Полибензимидазольные волокна способны сохранять комплекс физико-механических свойств при кратковременном воздействии силовых и тепловых полей, обладают гигроскопичностью, низкой светостойкостью, сравнительно высокой радиационной стойкостью, которая мало изменяется при суммарном воздействии излучения и тепла.

Волокна лестничного строения исключительно радиационно стойки, они не теряют прочности и эластичности после облучения дозой до 10^4 Мрад при бомбардировке электронами с энергией 2 МэВ в вакууме. К действию УФ-излучения эти вещества, кроме волокон марки ВВВ, не стойки.

Полиамидоимидные волокна сочетают в себе свойства волокон из полностью ароматических полиамидов и полиимидов. Они негорючи, под действием открытого пламени только обугливаются.

Химическая стойкость. Полиолефиновые волокна стойки к действию кислот, щелочей, органических растворителей. Могут растворяться практически только в некоторых углеводородах при нагревании (тетрамеине, декалине, *o*-ксилоле, α -хлорнафталине и др.).

Фторволокна характеризуются стойкостью даже к высококонцентрированным кислотам и щелочам, при температуре до 533 К не растворяются ни в одном известном растворителе. Они стойки к действию сильных окислителей.

Полиэтилентерефталатные волокна растворяются в крезоле и других фенолах; частично растворяются, разрушаясь, в концентрированной серной (выше 83 %) и азотной кислотах; полностью разрушаются при кипячении в концентрированных растворах щелочей. Обработка водяным паром при 373 К сопровождается снижением прочности. Устойчивы к действию ацетона, четыреххлористого углерода, дихлорэтана и других растворителей.

Волокна на основе ароматических полиамидов стойки к действию химических реагентов кислотного характера и органических растворителей. При кипячении в 10 %-ном растворе щелочи в течение 24 ч волокно номекс разрушается.

Полиамидные волокна не растворяются в органических растворителях, включая амидные, растворяются в кипящих азотной и серной кислотах,

устойчивы к действию кипящей воды. Щелочи при нагревании разрушают эти волокна.

Полиоксадиазольные волокна по стойкости к действию кислых сред близки к полиамидным и полиимидным волокнам. Волокно оксалон сохраняет 50 % исходной прочности при кипячении в 10 %-ном растворе щелочи в течение 24 ч.

Под действием химических реагентов даже при комнатной температуре происходит сильная усадка полибензимидазольных волокон. Гидролитическая стойкость их ниже, чем у волокна номекс.

Волокна лестничного строения (в частности, волокно лола) устойчивы к действию разбавленных и концентрированных кислот, щелочей и органических апротонных растворителей.

Применение. Органические волокна перерабатываются в нити, комплексные нити, ткани различных переплетений (полотняного, саржевого, сатинового и др.), трикотаж, ровницу, маты, нетканые материалы на машинах текстильного и трикотажного производства.

4.4. УГЛЕРОДНЫЕ ВОЛОКНА

Благодаря разнообразным ценным, а по ряду показателей уникальным механическим и физико-химическим свойствам среди жаростойких волокон особое положение занимают УВ. В них удачно сочетаются высокие прочность и модуль упругости с низкой плотностью, поэтому по удельным показателям они превосходят все жаростойкие волокна. Высокопрочные высокомодульные УВ имеют $\sigma_b = 2,5 \div 3,5$ ГПа и $E = 200 \div 700$ ГПа при $\gamma = (1,6 \div 1,8) \cdot 10^3$ кг/м³ [310]. УВ присуща высокая теплоустойчивость, они разнообразны по электрофизическим свойствам (от полупроводников до проводников с проводимостью, характерной для металлов) и могут иметь сильно развитую поверхность (1000—2000 м²/г).

УВ относятся к гомогенно-неграфитирующимся формам углерода. Структура УВ наследуется от исходного сырья: УВ, полученные из химических волокон построены из фибрилл, которые содержатся в исходном волокне и сохраняются в измененной форме в УВ. Такие волокна анизотропны. УВ на основе пеков и фенольных смол изотропны и представляют собой типичный стеклоуглерод.

Ценные свойства определяют широкое применение УВ в качестве армирующих наполнителей КМ (теплозащитных, теплоизоляционных, конструкционных и др.) с полимерной, углеродной, керамической и металлической матрицами.

УВ делятся на карбонизованные (температура термообработки 1173—2273 К, содержание углерода 80—99 %) и графитированные (температура термообработки до 3273 К, содержание углерода выше 99 %) [146, 310].

Технология получения. Производство УВ основано на термической деструкции органических полимеров, при которой в инертной среде образуются летучие продукты и твердый остаток — углерод (кококовый остаток).

УВ получают только из волокнистых полимеров, не плавящихся при термообработке, обеспечивающих высокий выход углерода и необходимые механические и физико-химические свойства УВ [7, 310]. Исходным сырьем для получения УВ служат природные и химические органические волокна. В результате термообработки в инертной среде органические волокна превращаются в УВ. Этот сложный переход сопровождается одновременным протеканием большого числа последовательных и параллельных гетеролитических и гомолитических реакций. Происходит изменение структуры при сохранении элементов первоначального полимерного скелета. Вид сырья, условия получения, дополнительные специальные обработки определяют прочностные и физико-химические свойства УВ.

Основными видами сырья для получения УВ являются полиакрилонитрильные (ПАН-В) и гидратцеллюлозные (вискозные ГЦ-В) волокна. К перспективным видам сырья относятся разнообразные пеки (обыкновенные и мезофазные), богатые углеродом, и фенольные смолы, из которых сначала получают органические волокна, перерабатываемые затем в УВ [146, 310].

ПАН-В используются преимущественно для производства высокопрочного высокомодульного УВ, а для углеродных волокнистых материалов другого ассортимента и назначения применяются ГЦ-В. Преимуществами ПАН-В по сравнению с ГЦ-В являются большой выход углерода (около 40 % массы полимера) и менее сложная технология, а их существенным недостатком — выделение синильной кислоты в процессе переработки ПАН-В. ГЦ-В гораздо дешевле и доступнее ПАН-В, но УВ с высокими механическими показателями могут быть получены из ГЦ-В только после графитации с вытяжкой при температуре не менее 3073 К. При использовании ПАН-В этот же эффект достигается при более низких температурах.

Из пеков и фенольных смол изготавливаются УВ средней прочности и с низким модулем, однако из пеков могут быть получены высокопрочные и высокомодульные волокна [385]. Преимуществами пеков являются их доступность, низкая стоимость, высокое содержание углерода (85—96 %) и высокий выход УВ; недостаток — наличие в составе большинства из них канцерогенных веществ. Фенолоформальдегидные смолы по сравнению с обычными пеками имеют следующие преимущества: синтез смол проще предварительной подготовки пеков, смолы стандартны по составу и свойствам, не содержат канцерогенных компонентов. К недостаткам фенольных смол относится сложность процесса отверждения, а также трудность получения высокопрочных высокомодульных волокон. Использование фенольных смол перспективно для получения УВ с развитой поверхностью (2000—3000 м²/г) и полых УВ [7, 146, 153, 310, 385].

Процесс получения УВ из любого вида сырья включает высокотемпературную обработку (карбонизацию и графитизацию) органического волокна, при которой в результате термической деструкции осуществляется переход от органического к УВ. Две стадии высокотемпературной обработки (карбонизация и графитация) разграничены конечной температурой обработки. Карбонизация заканчивается в интервале температур 1173—2273 К (по данным различных авторов), и содержание углерода в волокне составляет 80—99 %. Волокна, полученные на этой стадии, называются карбонизованными. Графитизация проводится при температурах до 3273 К. Исходным материалом для графитации служат, как правило, карбонизованные волокна, а получаемые УВ называют графитированными. Это название в известной мере условно, так как волокна имеют турбостратную структуру, отличную от структуры графита. Содержание углерода в графитированном волокне выше 99 %. При графитации в карбонизованном волокне протекают структурные превращения, вследствие чего изменяются свойства.

Карбонизация и графитация волокон проводятся при строго регулируемых температурно-временных режимах в вакууме и различных средах (метане и других углеводородах, азоте, аргоне, водороде, оксиде и диоксиде углерода, в смеси хлора с гелием, хлориде водорода при воздействии радиационного излучения и т. д.), а также в угольной, коксовой и графитной засыпках.

Для получения УВ высокого качества как карбонизация, так и графитация проводятся с одновременным вытягиванием волокна, что способствует совершенствованию структуры и повышению прочности и модуля упругости УВ. На стадии карбонизации часто применяются катализаторы и вещества, модифицирующие УВ.

В зависимости от вида сырья и назначения УВ в технологический цикл наряду с карбонизацией и графитацией включаются другие операции.

Исходное волокно частично подвергается предварительному окислению, которое существенно влияет на механические свойства УВ; для удаления примесей волокна специально обрабатывают; из пеков и фенольных смол предварительно формируют волокна. В технологический цикл могут быть включены текстильная подготовка исходного волокна, текстильные операции на отдельных технологических переходах.

Для модификации теплофизических, электрофизических и других свойств УВ в прядильный раствор вводят тугоплавкие и термостойкие соединения (соли и оксиды гафния, бора, кремния, циркония, ванадия и др.) либо этими соединениями пропитывают исходные, частично или полностью карбонизованные волокна (ткани). В результате термообработки образуются УВ (ткани) с покрытиями (оксидами, карбидами). Наиболее эффективен для модификации свойств УВ метод газозащитного нанесения на поверхность карбонизованных волокон пироуглерода, карбида кремния, нитрида бора.

Свойства. Механические свойства. УВ имеют высокие значения удельных механических характеристик ($\sigma_{в.уд} = (9 \div 20) 10^4 \text{ м}^{-1}$, $E_{уд} = (4 \div 32) 10^6 \text{ м}^{-1}$), но разброс этих показателей вследствие неоднородности исходного волокна значительный, он возрастает при высокотемпературной обработке. Коэффициент вариации может достигать 20—25 % [310].

Механические свойства УВ определяются особенностями структуры и зависят от наличия дефектов. В высокомодульных УВ, полученных при высокой температуре обработки, преобладающее влияние на прочность оказывают внутренние дефекты, а в высокопрочных УВ, полученных при более низких температурах, — внешние. Залечивание внешних дефектов (травление, ионная бомбардировка плазмой) приводит к повышению прочности УВ.

По прочности УВ делятся на три группы [310]: низкопрочные ($\sigma_{в} < 500 \text{ МПа}$), средней прочности ($\sigma_{в} = 500 \div 1500 \text{ МПа}$) и высокопрочные ($\sigma_{в} > 1,5 \text{ ГПа}$). Модуль упругости УВ может изменяться в широких пределах — от 30 до 700 ГПа, он возрастает пропорционально плотности УВ.

Для армирования конструкционных материалов используются в основном УВ с высокими показателями механических свойств. Условно они делятся на две группы: высокомодульные ($E = 300 \div 700 \text{ ГПа}$, $\sigma_{в} = 2 \div 2,5 \text{ ГПа}$) и высокопрочные ($\sigma_{в} = 2,5 \div 3,2 \text{ ГПа}$, $E = 200 \div 250 \text{ ГПа}$). Получены также волокна, в которых сочетаются высокая прочность и высокий модуль упругости.

Высокопрочные высокомодульные УВ (табл. 4.25), как правило, изготавливаются в виде нитей, жгутиков и лент. УВ, получаемые в настоящее время из пеков и фенольных смол, имеют более низкие показатели механических свойств (табл. 4.26).

Углеродные волокнистые материалы средней прочности вырабатывают в виде тканей (табл. 4.27 и 4.28) различных структур, пряжи, нитей, жгутов, войлока, кнопа и др. Стоимость УВ средней прочности значительно ниже стоимости высокопрочных высокомодульных УВ, а по механическим показателям они вполне удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалам теплозащитного, теплоизоляционного и другого назначения.

Физические свойства. Плотность УВ значительно ниже плотности графита (2260 кг/м^3), что обусловлено менее совершенной структурой и большей пористостью УВ (табл. 4.29). Для УВ характерны развитая пористость, обычно с диаметром пор $(3-50) 10^{-4} \text{ мкм}$, и очень большая удельная поверхность, достигающая $2000 \text{ м}^2/\text{г}$ при специальной обработке. Эти величины можно регулировать температурой термообработки, типом исходного волокна, условиями активации [310].

Углеродные волокнистые материалы имеют низкую поверхностную энергию, значительно меньшую, чем стеклянные, поэтому они плохо

Таблица 4.25. Свойства высокопрочных высокомодульных УВ [130, 146, 147, 175, 310]

Марка волокна	d , мкм	ρ , 10^3 кг/м^3	E , ГПа	$\sigma_{в}$, 10^2 МПа	δ , %
С С С Р					
ВМН-3	7,0	...	250	14,3	...
ВМН-4	6,0	1,71	270	22,1	...
ВЭН-210	9,9	...	343	14,7	...
Кулон	...	1,90	400—600	20,0	...
ЛУ-2	...	1,70	230	20—25	...
ЛУ-3	...	1,70	250	25—30	...
ЛУ-4	...	1,70	250	30,1—35	...
Урал-15	...	1,50—1,60	70—80	15—17	...
Урал-24	...	1,70—1,80	150—200	17—20	...
Элур	...	1,60	150	20,0	...
В е л и к о б р и т а н и я					
Графил-А	...	1,76	192	25,5	...
Графил-НМС	...	1,88	365—400	20,0	0,5—0,7
Графил-НТС	8,0	1,77	240	25—29	1,0
Модмор I	7,8	2,0	400—450	17—25	0,5
Модмор II	8,1	1,8	270	28,0	0,8—1,0
RAE-I	7,8	1,99	407	17,4	...
RAE-II	8,1	1,74	240	29,2	...
С Ш А					
Тип ВМ	7,5	1,94	380	18,9	...
Тип ВП	7,5	1,84	259	20,7	...
Торнел-40	6,9	1,56	276	17,2	0,8
Торнел-50	6,6	1,63	345	19,7	0,8
Торнел-75	...	1,86	525	24,5	...
Торнел-100	9,4	1,95	690	34,5	...
Торнел-50S	...	1,67	392	19,6	...
Торнел-75S	...	1,82	540	23,5	...
Торнел-300	...	1,70	225	20,6	0,8
Торнел-400	...	1,78	206	27,5	1,0
Ф р а н ц и я					
Ригилор-АС	12,4	1,75	200	20,0	1,5
Ригилор-АГ	11,0	2,0	420	19,0	0,5
Я п о н и я					
Карболон-Z	6,0	1,95	380	24,15	...
Торейка-Т-300А	8,4	1,75	220—250	25—31	0,9—1,2
Торейка-М-40А	7,9	1,80	370—430	20—25	0,5—1,7
Тормолон-S	414	17,9	...

Таблица 4.26. Некоторые свойства УВ фирмы «Taiyo Ka'ep» («Тайё какен») полученных из нефтяного пека [310]

Марка волокна	C _C , %	d, мкм	γ, 10 ³ кг/м ³	E, ГПа	σ _B , 10 ² МПа	δ, %
KCF-100	95—98	10—12	1,6—1,7	40—50	7—10	1,5—2,5
KCF-200	99	10—12	1,5	40—50	7—10	1,5—2,5

Таблица 4.27. Некоторые характеристики углеродных тканей, производимых в СССР [175]

Марка ткани	h, мм	m, г	σ, кН	
			основа	утёк
ВГ	0,4—0,6	320—420	0,35—0,6	0,2—0,3
ТКК-2)С покрытием	...	300—410	0,5—0,7	0,1—0,25
ТКК-5)пирокарбидом кремния	...	300	0,5—0,7	0,05—0,1
ТКЦ-2)С покрытием	...	400	0,5—0,7	0,1—0,2
ТКЦ-5)пирокарбидом циркония	...	300	0,4—0,5	0,05—0,1
ТМП-3)С пиролиítico	0,6—0,8	285±25	0,8	0,2
ТМП-4)ческим покрытием углеродом	0,65—0,85	350—420	0,7	0,2
УВМ-4	2,3	1150	2,0—1,0	0,7—1,7
УТМ-8	0,5—0,9	300—450	0,5	0,2
УУТ-2	0,5—0,6	310—380	0,85—0,75	0,4—0,35
УУТ-2/4	1,25	650	0,5—0,9	0,4—0,6

Марка ткани	δ, %		Примечание
	основа	утёк	
ВГ	2—12	3—12	C _C ≥ 98 %
ТКК-2)С покрытием	C _{Si} = 0,6÷3,0 %
ТКК-5)пирокарбидом кремния	C _{Si} = 0,3÷3,0 %
ТКЦ-2)С покрытием	C _{Zr} = 0,5÷4,0 %
ТКЦ-5)пирокарбидом циркония	C _{Zr} = 0,4÷4,0 %
ТМП-3)С пиролиítico	5—20	10—35	Зольность не более 1 %
ТМП-4)ческим покрытием углеродом	3—15	3—25	Содержание пироуглерода 8—15 %
УВМ-4	4,0	3,0	
УТМ-8	C _C = 1,5 ÷ 3,5 %; C _B = 2 ÷ 4 %
УУТ-2	5—18	2—12	Зольность не более 4,5 %
УУТ-2/4	4,0	4,0	

Примечание: m — масса 1 м² ткани; σ — прочность полоски шириной 5 см.

Таблица 4.28. Некоторые характеристики углеродных тканей, производимых за рубежом [175, 310]

Марка ткани	C _C , %	d, мкм	h, мм	m, г	γ, 10 ³ кг/м ³	σ, кН		δ, %	
						основа	утёк	основа	утёк
Плутон-В	96,9	8,4	0,6	245	1,53	3,6	3,6
ССА-1	93,8	9,91	0,4	254,3	1,49	3,1	1,6
СССС-2	99,3	7,62	0,4	254,3	1,50
G-1550	99,9	10,16	0,3	210,2	1,62	8,9	4,2	2,0	4,9
GSGS-2	...	7,62	0,4	254,3	1,50
Hitco	...	7,6	0,3	200,0	1,35
VCA	94,4	8,38	0,7	254,3	1,45	1,1	6,8
VCK	99,1	10,16	0,7	288,2	1,49	2,3	2,4
WCB	99,6	8,38	0,6	257,7	1,50	8,2	7,9	8,6	8,4
WCK	99,6	7,62	0,6	274,7	1,50	6,8	6,1

Примечание: d — диаметр элементарной нити; m — масса 1 м² ткани; σ — прочность полоски шириной 1 м.

Таблица 4.29. Некоторые физические свойства УВ [310]

УВ	γ, 10 ³ кг/м ³	T _{субл} , К	S _{уд} , м ² /г	Г, %	c _r , кДж/(кг · К)
Графитированное	1,3—1,9	3873	0,15—3,0	1,0	0,66
Карбонизованное	1,30—1,65	...	0,3—1000	0,1—10	0,66

УВ	c, 10 ⁻⁶ К ⁻¹	λ, Вт/(м · К)	ρ, 10 ⁻⁵ Ом · м	tg σ', при 10 ⁶ Гц
Графитированное	2	83,74—125,6	0,003—0,6	0,25—0,33
Карбонизованное	4	0,837—20,934	0,4—70	0,17—0,42

Примечание. T_{субл} — температура сублимации; S_{уд} — удельная поверхность; Г — гигроскопичность.

смачиваются полимерными связующими, а ПКМ на их основе характеризуются более низким напряжением сдвига.

Адгезия УВ к связующему повышается снятием пленки замасливателя с поверхности УВ после окончания текстильной переработки, аппретирования УВ, нанесением на его поверхность тонкого слоя мономера, в результате полимеризации которого УВ покрываются тонким слоем полимера-протектора, травлением поверхности УВ окислителями, выращиванием на поверхности волокон НК, обладающих высоким сопротивлением срезу (ворсеризация или вискеризация) [146, 231, 316, 389, 495, 505].

По величине коэффициента теплопроводности УВ, особенно графитированные, приближаются к металлам. Эффективная теплопроводность зависит от текстильной формы материала. С ростом температуры термообработки теплопроводность ткани увеличивается в большей степени, чем волокон [17]. Уплотнение пироуглеродом приводит к повышению теплопроводности ткани за счет увеличения числа контактов между нитями.

В соответствии со значениями удельного объемного электросопротивления карбонизованные волокна относятся к полупроводникам, а графитированные занимают промежуточное положение между полупроводниками и проводниками, приближаясь по мере повышения температуры термообработки к проводникам [310]. Электропроводность карбонизованных волокон

Таблица 4.30. Химическая стойкость в различных агрессивных средах высокомолекулярного УВ, полученного из ПАН-В [310]

Реагента	d, мкм	T, К	E, ГПа	σ_B , МПа
Без реагента	6,2	...	404	2144
50 %-ный раствор				
HCl	5,9	323	414	1882
H ₂ SO ₄	6,3	323	400	1538
HNO ₃	6,8	323	338	1469
NaOH	6,5	323	365	1772
H ₄ P ₂ O ₆	6,5	323	421	1586
H ₃ PO ₄	6,5	323	421	1710
CH ₃ COOH (ледяная)	6,1	...	434	1965
HCOOH (90 %-ный раствор)	6,1	293	421	1848
Сульфобензойная кислота (32 %-ный раствор)	6,5	...	441	2055

Примечание. Продолжительность воздействия реагента 257 суток.

значительно повышается путем металлизации (покрытие палладием, никелем, медью) [1].

Углеродные волокнистые материалы обладают исключительно высокой теплостойкостью. В инертной среде прочность и модуль упругости практически не изменяются до температуры 1773 К [310]. Термостойкость углеродных волокнистых материалов зависит от структуры, характера поверхности, температуры термообработки и других факторов. Предельная температура длительной эксплуатации в воздушной среде составляет 573 К для карбонизованного волокна и 673 К — для графитированного [310]. При более высоких температурах происходит окисление и уменьшение массы образца.

Поверхность углеродных волокнистых материалов предохраняют от окисления путем нанесения кислородостойких защитных покрытий из тугоплавких карбидов, оксидов, нитридов и пироуглерода. Наибольший эффект достигается при применении газозащитного метода нанесения на поверхность углеродных волокнистых материалов пироуглерода, карбида кремния, нитрида бора. При нанесении защитных покрытий из газовой фазы заделываются трещины и возрастает прочность УВ.

При использовании углеродных волокнистых материалов в КМ матрица защищает волокно от непосредственного воздействия кислорода воздуха и вследствие этого повышается предельная температура эксплуатации изделий. В случае полимерных связующих предельная температура эксплуатации определяется термостойкостью матрицы.

Химические свойства. УВ характеризуются высокой химической стой-

костью к большинству агрессивных сред. Так, при воздействии на высокомолекулярные УВ кислот, за исключением HNO₃, модуль упругости практически не изменяется; при воздействии HNO₃, H₂SO₄, H₄P₂O₆, а также 50 %-ного раствора NaOH происходит некоторое снижение прочности (табл. 4.30). Механические свойства УВ практически не изменяются даже после длительного воздействия (около года) при комнатной температуре воды, минеральных кислот (H₂SO₄, HCl, HNO₃), раствора KOH (40 %-ного) [182]. К действию окислителей (HNO₃, гипохлорит натрия и др.) УВ чувствительны при повышенных температурах, в мягких условиях происходит травление поверхности окислителями, способствующее устранению дефектов и возрастанию прочности УВ [310, 495].

Химическая стойкость УВ зависит от типа исходного сырья, типа УВ, температуры термообработки и других факторов. Так, под действием кон-

Таблица 4.31. Химическая стойкость УВ к действию K₂Cr₂O₇ в присутствии H₂SO₄ или H₃PO₄ [310]

УВ	Кислота	t, ч	T, К	Δt , %
Графитированное	H ₃ PO ₄	5	406	63,2
	H ₂ SO ₄	4,25	383	100,0
Карбонизованное	H ₃ PO ₄	5	406	71,2
	H ₂ SO ₄	4,25	383	51,5

центрированной HNO₃ (393 К, 5 ч) свойства УВ, термообработанных при различных температурах изменяются по-разному [182]:

Температура термической обработки, К	Изменение свойств УВ
1173—1373	Полностью разрушается
1573—2073	Прочность составляет 40—80 % исходной
2273	Свойства не изменяются

Повышенная чувствительность графитированного волокна к смеси H₂SO₄, K₂Cr₂O₇ и H₂O объясняется химическим взаимодействием волокна с H₂SO₄, способствующим разрыхлению структуры и облегчающим проникновение окислителей внутрь волокна (табл. 4.31). УВ, полученные из ГЦ-В, имеют более высокую химическую стойкость по сравнению с УВ, полученными из ПАН-В при той же температуре термообработки [182].

При обработке УВ соединениями бора возрастают их модуль упругости и электропроводность [326]. Обработка хлоридами брома и иода приводит к пластификации УВ [497]. При контакте графита с металлами ускоряется коррозия металла. Это необходимо учитывать при эксплуатации КМ с УВ [498].

Переработка. Углеродные волокнистые наполнители изготавливаются в виде нитей бесконечной длины, жгутов, войлока, лент, тканей различного ассортимента, трикотажных изделий и т. д. [130, 146, 203, 310]. В отличие от других видов волокнистых наполнителей, текстильная форма углеродных волокнистых материалов определяется геометрией исходного материала. При использовании нитей получается углеродная нить, из жгута вырабатывается углеродный жгут, из тканых материалов — углеродные ткани различной структуры, при резке углеродного жгута получается штапельное волокно (войлок) или кноп. Разработаны способы изготовления тканей (полотна, трикотажа) из углеродных нитей, а также гибридных тканей на основе углеродных, органических волокон или СВ.

4.5. СТЕКЛЯННЫЕ ВОЛОКНА

{ СВ сочетают сравнительно малую плотность с высокими теплостойкостью, химической стойкостью и прочностью, низкими теплопроводностью и к. т. р., они негорючи, стойки к биологическому воздействию.

Известно два основных вида СВ: непрерывное и штапельное. Для первого характерны неограничено большая длина, прямолинейность и параллельное расположение волокон в нити; для второго — небольшая длина, извитость и хаотическое расположение волокон в пространстве.

Обычно СВ имеют форму сплошного круглого цилиндра, СВ другой формы, например полые, называются профилированными [284, 296]. К наиболее перспективным профилированным СВ относятся волокна, имеющие в сечении форму треугольника, квадрата, шестигранника, волокна ленто-видной и других форм с гладкой и гофрированной поверхностью.

{ **Технология получения.** Непрерывные СВ изготавливаются вытягиванием волокон из расплавленной стекломассы через фильеры одно- или двухстадийным способом либо из стеклянных штабиков [199, 294, 296]. Штапельное волокно формируется путем вытягивания непрерывного СВ из струи расплавленного стекла с последующим разрывом его на отрезки ограниченной длины (способ воздушного вытягивания) или разделением струи (пленки) расплавленного стекла на отдельные объемы, растягиваемые в короткие волокна раздувом (дутьевой способ), центробежным или комбинированным способами [241, 294, 296, 350]. Полые СВ получают протягиванием расплавленной стекломассы через фильеры при подаче воздуха под давлением в зону формирования через сопло, расположенное внутри фильеры concentрически ее отверстию [296]. Профилированные СВ с поперечным сечением сложной формы изготавливают вытягиванием заготовки с поперечным сечением такой же формы, как у готового СВ [284], вытягиванием стекломассы через фильеры, имеющие форму сектора [221], а также через коническую диафрагму [213]. Плоские непрерывные СВ вырабатывают путем предварительного пропускания стекломассы через формирующее устройство, с открытой стороны которого стекломасса охлаждается быстрее, чем с закрытой [220]. }

Одно из видов СВ, кварцевое волокно, вырабатывается при температуре 2423 К, поскольку кварц имеет исключительно высокую вязкость (10^4 — 10^5 Па · с при 2373—2473 К) даже при температурах, близких к температуре кипения. Кроме того, интенсивное испарение кремнезема при температурах выше 2073 К затрудняет процесс формирования кварцевого волокна из расплава и делает его возможным лишь в защитной среде, при течи расплава через фильеры под давлением либо при введении легирующих добавок [296]. Поэтому при промышленном производстве непрерывного и штапельного кварцевого волокна применяется преимущественно штабиковый метод получения волокон из стержней прозрачного кварцевого стекла или из штабиков, сформованных из порошкообразных смесей чистого кремнезема и жидкого связующего.

Производство кремнеземного волокна (94—99 % SiO₂) основано на выщелачивании некоторых оксидов из алюмоборосиликатного (волокно рефразил), натрийсиликатного и других силикатных стекол под действием кислот и щелочей [130, 296].

{ Состав стекла определяет способ, условия формирования и область применения СВ. Для технического назначения СВ получают из стекол различных составов (табл. 4.32), СВ высокопрочные высокомодульные [2, 21, 22, 296], с низкой и высокой диэлектрической проницаемостью [22, 107], полупроводящие [25] и другие — из стекол специальных составов. }

Составы и промышленные способы производства высокотемпературостойких СВ приведены в табл. 4.33.

{ **Обработка поверхности.** Поверхность непрерывных СВ в процессе их

вытягивания из фильер покрывается замасливателем, который соединяет волокна в нить, предотвращает истирание волокон, защищает их от разрушения во время текстильной переработки, препятствует накоплению зарядов статического электричества при трении.

Применяются два вида замасливателей: технологические (текстильные) и прямые (активные, гидрофобно-адгезионные) [199, 241, 341]. Первые служат только для обеспечения текстильной переработки стеклонитей и состоят из клеящих и пластифицирующих (или смазывающих) веществ, обычно растворенных или эмульгированных в воде, реже — в органических растворителях. В отечественной промышленности наиболее часто применяется водно-эмульсионный замасливатель называемый «парафиновая эмульсия». За рубежом используют замасливатели на основе крахмала. Текстильные замасливатели ухудшают адгезию волокна к полимерной матрице, поэтому перед изготовлением КМ их необходимо удалить. Существует три способа удаления замасливателя [296]: термообработка при температуре 973—1023 К и высокой скорости движения стеклонеполнителя через тепловой агрегат (непрерывный процесс); термообработка при температуре 573—623 К в течение длительного времени (периодический процесс); отмывка без воздействия повышенной температуры. Применение того или иного способа определяется допустимым снижением прочности стеклянной нити и экономическими соображениями.

После удаления замасливателя на поверхность стеклянного наполнителя в ряде случаев наносят аппреты — вещества, способствующие созданию прочной связи на границе СВ — связующее. В качестве аппретов применяют обычно кремнийорганические и металлорганические соединения [199, 230, 341]. Удаление текстильного замасливателя и последующее аппретирование усложняет и удорожает подготовку стеклонеполнителей, поэтому более эффективно применение прямых (активных) замасливателей, в состав которых наряду с пленкообразующими смазками входят и аппреты (табл. 4.34). Прямой замасливатель выполняет двойную функцию — предохраняет волокна от разрушения и усиливает адгезию между стеклом и полимерной матрицей.

{ **Свойства. Механические свойства.** По прочности (1000—6000 МПа) технические СВ значительно превосходят исходные массивные стекла (100 МПа) [35] вследствие более изотропной структуры высокотемпературного расплава стекла, из которого вырабатываются волокна, и высокой скорости их охлаждения, предотвращающей образование опасных микродефектов и микротрещин на поверхности СВ в процессе их формирования [24, 296]. Наиболее высокую техническую прочность, достигающую прочности кварцевых волокон, имеют СВ из стекол магнийалюмосиликатного состава (табл. 4.35).

На прочность СВ помимо химического состава стекла влияют метод и условия формирования и главным образом состояние поверхности волокон и физико-химическое взаимодействие поверхностных дефектов с окружающей средой [20, 23, 101, 296]. Наиболее высокой прочностью обладают СВ с неповрежденной поверхностью, так называемые нетронутые волокна (отобранные сразу после вытяжки из фильер до контакта с замазывающим и наматывающим устройствами) [21]. Прочность «нетронутых» волокон ниже теоретической из-за структурной неоднородности. Выпускаемые промышленностью СВ имеют механически и химически поврежденную поверхность, что снижает их прочность и увеличивает разброс показателей.

Термообработка СВ без нагрузки приводит к уменьшению их прочности и тем в большей степени, чем выше температура и продолжительность обработки. Понижение прочности кварцевых волокон наступает при температуре обработки 873 К, бесщелочных алюмоборосиликатных — при 573 К, натрийкальцийсиликатных, боратных, свинцовых и фосфатных — при 373—473 К [296].

Таблица 4.32. Составы некоторых стекол, приме

Страна	Co					
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	B ₂ O ₃	CaO	MgO	R ₂ O
Бесщелочные алюмобороси						
СССР	53,0	15,0	10,0	17,0	4,0	0,3
Великобритания	53,6	14,0	10,0	21,0	0,6	0,6
ГДР	54,4	14,6	7,5	18,0	4,5	1,0
США	54,8	11,5	5,5	18,0	5,0	0,8
Франция	54,2	14,4	8,5	18,3	3,7	0,7
Щелочные нейтральные						
СССР	70,5	3,1	0	8,7	3,1	14,4
№ 20						
СССР	61,0	7,0	3,0	8,0	0	14,5
№ 663-М						
СССР	58,5	4,3	1,5	18,0	6,0	11,5
А-						
США	72,0	0,6	0	10,0	2,5	14,2
Бесщелочные или малощелочные						
№ 7-А						
СССР	64,0	5,5	0	12,0	2,0	9,5
С-стекло						
США	65,0	4,0	5,5	14,0	3,0	8,5
Высокопрочные магниёалюмосиликатные						
S-994						
США	64,32	24,8	0,01	0,01	10,27	0,27
Высокомодульные						
М-						
США	53,7	0	0	12,9	9,0	3,0
Свинцовосиликатные						
L-						
США	34,0	3,0	0	0	0	0,5—3,5

няемых для производства СВ [230, 284, 296]

став, %				Применение
BaO	Mn ₂ O ₄	Fe ₂ O ₃	других оксидов	
ликатные стекла — тип Е				
0	0	0,1	0,6	Производство непрерывного СВ фильерным способом для электроизоляционных конструктивных и других материалов
0,2	0	0	0	
0	0	0	0	
0	0	0	4,4	
0	0	0,2	0	
стекла — тип А				
ное				
0	0	0,2	0	Производство штапельных СВ различными способами, матов, войлока
0	0	1,5	5,0	
0	0	0	0,2	
стекло				
0	0	0	0,7	
щелочные стекла — тип С				
2,0	1,7	1,0	ZrO ₂ —2,0; других—0,3	Производство СВ, стойких к действию кислотных сред
ло				
0	0	0	0	
моносиликатные стекла				
0	0	0,21	0,11	Производство высокопрочных СВ фильерным способом
ные стекла				
стекло				
0	0	0,5	BeO—8,0; ZrO ₂ —2,0; TiO ₂ —7,9; CeO ₂ —3,0;	Производство высококомодульных СВ фильерным способом
катные стекла				
стекло				
0	0	0	PbO—59,0; других—3,5—0,5	Производство СВ, стойких к действию у-лучей, фильерным способом

Таблица 4.33. Состав и промышленные способы производства

Состав, %							
SiO ₂	Al ₂ O ₃	Na ₂ O + B ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	ZrO ₂	TiO ₂	Cr ₂ O ₃	Других оксидов и примесей
Кварцевое							
99,95	0	0	0	0	0	0	0,05
Кремнеземное							
94—99	0—3	0—4	0—1	0—1	0—1	0—1	0—1
Алюмокремнеземное							
28,0	72,0	0	0	0	0	0	0
Алюмосилика Каолиновое							
55—45	45—55	0	0	0	0	0	1—2
Файберфракс (США, коротко							
47,5	51,2	1,4	0	0	0	0	0
длинново							
45,3	51,3	0	0	3,4	0	0	0
Каовул (США,							
51,9	45,1	0	1,3	0	1,7	0	0
I-M керафайбр (США,							
50	42	0	0	0	6,0	0	2
Файберхром (США, «Джон							
46—57	37—53	0	0	0	0	1—6	0
Алюмохромосили							
46—57	37—53	0	0	0	0	1—6	0

Примечание. Волокно файберхром устойчиво до температуры 1773 К.

различных видов высокотемпературостойких СВ [130, 294, 296]

Сырье	Способ производства
волокно	
Стержни (штабики) из прозрачного кварцевого стекла или из порошкообразных смесей чистого кремнезема и жидкого связующего; кварцевое стекло	Преимущественно штабиковый, а также вытягивание из расплава через фильеры под давлением в защитной среде
волокно	
СВ бесцелочного алюмосиликатного, натрийсиликатного и других составов	Выщелачивание оксидов из силикатных стекол в кислых растворах
волокно (СССР)	
СВ натрийалюмоборосиликатного состава при соотношении Na ₂ O к Al ₂ O ₃ , равном единице	Выщелачивание легкоплавких компонентов
ные волокна	
волокно (СССР)	
Технический глинозем, кварцевый песок	Дутьевой (раздув инжектирующей кольцевой струей пара)
«Карборундум К ^с »	
волокнистое	
Технический глинозем, кварцевый песок (добавки — борная кислота, циркон)	Дутьевой (раздув струей пара или воздуха)
локнистое	
Технический глинозем, кварцевый песок (добавки — борная кислота, циркон)	Центробежный роторный
«Бабкок — Вилкокс К ^с »	
Природный каолин Al ₂ O ₃ · 2SiO ₂ · 2H ₂ O	Центробежный роторный
«Джон Мэнвилл корп.»	
Природный кионит 3Al ₂ O ₃ · 2SiO ₂ , кварцевый песок	Центробежно-валковый
Мэнвилл корп., «Карборундум К ^с »	
Технический глинозем, кварцевый песок, оксид хрома	Дутьевой; центробежный
катное (СССР)	
Технический глинозем, кварцевый песок, оксид хрома	Дутьевой

Таблица 4.34. Ассортимент и назначение прямых замазливателей [290]

Марка замазливателя	Ассортимент стекловолоконистых материалов и их назначение
Полиамидное связующее	
78	Нити и ровинг для конструкционных стеклопластиков и пресс-материалов
Полиэфирное связующее	
3	Ровинг рассыпающийся для холстов
28	Ровинг рассыпающийся для волокнистого стеклопластика
289	Ровинг намоточный для труб и емкостей
9	Ровинг рассыпающийся для холстов и пресс-материалов
30	Сетка стеклянная ССП-30 для рулонного светопрозрачного стеклопластика
A-41	Ткани сатинового переплетения ТС-41 и жгутовые ткани типа ТЖС для конструкционных стеклопластиков
Фенольное и эпоксидно-фенольное связующие	
78	Ткани электроизоляционные толщиной 0,1 мм и более для стеклотекстолитов марок СТ и СТЭФ
78	Ткани из стекла ВМ-1 для конструкционных стеклопластиков
78	Ровинг намоточный для высокопрочных изделий из стеклопластиков, имеющих форму тел вращения
752	Ткани для конструкционных стеклопластиков
270	Нити крученые для изделий из стеклопластиков, получаемых методом сухой намотки
Эпоксидное	
78	Ткани типа Т, жгутовые типа ТЖС и сатин ТС-8/3 для конструкционных стеклопластиков
Эпоксидное и эпоксидно-фенольное связующие	
625	Ткани многослойные, ткани из крученых нитей любых марок из стекла Е и ВМ-1 для конструкционных стеклопластиков
Эпоксидное, эпоксидно-фенольное и фенольное связующие	
80	Ткани типа Т-10-80, ТС-8/3-250 для конструкционных изделий из стеклопластиков
80	Ровинг намоточный из стекла ВМ-1 для конструкционных изделий из стеклопластиков

Прочность СВ возрастает с уменьшением их диаметра, но эта зависимость не всегда справедлива и определяется условиями формирования волокон, их составом и условиями эксплуатации. Так, в ПКМ зависимость прочности дефектных волокон от их геометрических параметров проявляется лишь при значительных диаметрах и можно достаточно эффективно использовать СВ диаметром 10—50 мкм и более [10].

СВ имеют низкую стойкость к многократному изгибу и истиранию, которые значительно повышаются после пропитки их лаками, смолами. Склеивание волокон в нить увеличивает ее прочность на 20—25 %, а пропитка лаками — на 80—100 %. Сопротивление изгибу и кручению растет с уменьшением диаметра СВ [294].

При комнатной температуре, влажности примерно 50—55 % и кратковременном нагружении СВ ведут себя вплоть до разрушения как идеальные упругие тела, подчиняясь закону Гука [199, 296]. С повышением температуры модуль упругости СВ уменьшается незначительно до температуры размягчения. Исключение составляют кварцевые волокна, модуль упругости

Таблица 4.35. Механические свойства СВ [10, 230, 284, 296]

Тип, марка стекла	E, ГПа	σ_B , Па	δ , %
Алюмоборосиликатное Е-стекло	73,5	3500	4,8
Высокомодульное			
ВМ-1 (СССР)	95	4200	4,8
М-стекло (США)	110	3500	...
Высокопрочное магнийалюмосиликатное			
ВМП (СССР)	93,0
УП-68 (СССР)	84,7
УП-73 (СССР)	82,6
S-994 (США)	86,8	4650—4900	5,4
Д-стекло с низкой диэлектрической проницаемостью (США)	52,5	2450	4,7
Известково-натриево А-стекло (США)	66,0	2400	4,0
Кислотостойкое			
№ 7-А (СССР)	74,0	2000	3,6
С-стекло (США)	70,0	3150	...
Плавленый кварц	74,2	6000	...
Свинцовосиликатное L-стекло (США)	51,0	1680	4,6

ти которых с температурой линейно увеличивается от 74,2 ГПа при 293 К до 82,9 ГПа при 1173 К [230].

Высокомодульные волокна в большинстве случаев имеют меньшую прочность и более высокую плотность, а следовательно, меньшие значения удельной жесткости и прочности.

Прочность кремнеземных волокон зависит от состава стекол, из которых они вышелочены, структуры волокон. Наибольшую прочность (800—1000 МПа) имеют кремнеземные волокна, полученные из натрийсиликатных стекол, низкую (1000—1500 МПа) — алюмокремнеземные и алюмосиликатные волокна.

Физические свойства СВ идентичны свойствам массивных стекол того же состава и определяются в основном химическим составом стекла (табл. 4.36). Несколько более низкие значения плотности, к. т. р., удельной теплоемкости и показателя преломления СВ по сравнению с массивным стеклом объясняются тем, что в результате быстрого охлаждения при вытягивании в СВ фиксируется структура высокотемпературного наиболее однородного и рыхлого расплава стекла [199, 284, 296].

Кремнеземные волокна обладают высокой температурой размягчения. Так, температура размягчения высококремнеземных волокон типа «викор» равна 1773 К, волокна рефразил (98—99 % SiO₂) не плавятся и не испаряются до температуры 1923 К [296]. Все виды кремнеземных

Таблица 4.36. Физические свойства СВ

Тип, марка стекла, волокна	$\gamma, 10^8 \text{ кг/м}^3$		$T_p, \text{ К}$	n	
	Стекло	Волокно	Стекло	Стекло	Волокно
Алюмоборосиликатное					
Е-стекло	2,58	2,54	1118	1,548	1,542
Высокомодульное					
ВМ-1 (СССР)	...	2,58	1140
М-стекло (США)	...	2,89	1,635
Высокопрочное магниило- мосиликатное					
ВМП (СССР)	...	2,58	1218	...	1,546
УП-68 (СССР)	...	2,46	1423	...	1,519
УП-73 (СССР)	...	2,40	1533	...	1,511
S-994 (США)	2,52	2,49	1243	1,523	1,529
Д-стекло с низкой диэлектри- ческой проницаемостью (США)	...	2,16	1043	1,47	...
Известково-натриевое					
А-стекло (США)	2,49	...	880	1,518	1,516
Кислотостойкое					
№ 7-А (СССР)	2,61	2,56	...	1,552	1,55
С-стекло (США)	2,54	2,49	1023	1,541	...
Плавный кварц	2,21	2,21	1940	1,458	1,458
Свинцовосиликатное					
L-стекло (США)	4,80	4,30	853

Примечание. Звездочкой обозначены значения ξ и $\text{tg } \alpha'$ при частоте 10^{10} Гц

волокон имеют хорошие теплофизические (при температуре 538 К $\lambda = 0,087 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$, $c = 1,006 \text{ кДж/(кг} \cdot \text{К)}$) и электроизоляционные свойства, мало изменяющиеся с повышением температуры. Алюмокремнеземные волокна имеют более высокую температуру спекания (1973 К), чем кремнеземные [296]. Высокие температуры плавления (1973—2063 К) и спекания (1723—1773 К), хорошие электроизоляционные, теплоизоляционные ($\lambda = 0,22 \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$) при температуре 373 К), звукоизоляционные свойства и низкую плотность ($80\text{--}100 \text{ кг/м}^3$) имеют алюмосиликатные волокна (каолиновые, каоул, фиберфракс). Алюмосиликатные и алюмохромосиликатные волокна могут длительно эксплуатироваться при температурах 1473—1723 К.

Полые (капиллярные) СВ по сравнению со сплошными имеют низкие значения плотности, диэлектрической проницаемости, тангенса угла диэлектрических потерь и теплопроводности, а также более высокие жесткость при изгибе и прочность при сжатии [22]. Свойства полых СВ в значительной степени определяются коэффициентом капиллярности, который представляет собой отношение внутреннего диаметра волокна к его наружному диаметру. Полые СВ из бесщелочного алюмоборосиликатного стекла типа Е при кажущейся плотности 1700 кг/м^3 , среднем наружном диаметре 10,2 мкм, среднем коэффициенте капиллярности 0,57 имеют среднюю прочность при растяжении 2500—2800 МПа.

Химические свойства. Химическая стойкость СВ зависит от состава стекла, природы, концентрации, температуры и продолжительности действия реагента [101, 199, 296] и определяется потерями массы и прочностью

стекло различного состава [10, 230, 284, 296]

$c, \text{ кДж/кг}$	$\alpha, 10^{-6} \text{ К}^{-1} (293\text{--}393 \text{ К})$		$\lambda, \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$	$\rho, \text{ Ом} \cdot \text{м}$	ξ	$\text{tg } \alpha' \times 10^{-3}$
	Стекло	Волокно				
Стекло	Стекло	Волокно	Стекло	Стекло (при частоте 10^6 Гц)		
0,8	6,0	5,0	0,86—0,92	$1,9 \cdot 10^6$	6,32	1—1,5
...	...	3,6	7,0—7,7*	...
...	...	3,6—4,6
...	3,5	5,93*	10,0*
...	2,6	5,18*	8,0*
...	2,2	4,96*	7,0*
0,74	2,9	2,5	...	$2,0 \cdot 10^6$	4,53	2,0
0,73	3,1	$1,0 \cdot 10^7$	3,56	0,5
...	8,55	6,9	...
...	7,7	7,0	...	$2,0 \cdot 10^7$
0,79	7,2	...	1,01—1,04	$5,8 \cdot 10^6$	6,24	5,2
1,42	0,55	...	1,428	$10^{10} (523 \text{ К})$	3,78	0,15
...	9,49	0,7

под воздействием агрессивных сред. СВ имеют развитую поверхность и поэтому разрушаются интенсивнее, чем массивные стекла [199]. Хотя химическая стойкость СВ не зависит от их диаметра, абсолютная растворимость в различных агрессивных средах выше у тонких СВ вследствие более развитой поверхности [101].

Высокой химической стойкостью к воде и пару высокого давления обладают кварцевые, кремнеземные, каолиновые, бесщелочные алюмоборосиликатные волокна. При длительном воздействии водяного пара различного давления прочность тонких волокон из многокомпонентных бесщелочных стекол снижается. В щелочных стеклах с увеличением содержания щелочных оксидов снижается стойкость к действию воды и водяного пара вследствие интенсивного выщелачивания, которое приводит к полному распаду структурной сетки стекла.

Кварцевые, кремнеземные и бесщелочные алюмосиликатные волокна, не содержащие борного ангидрида, стойки к действию органических и минеральных кислот, за исключением фтористоводородной, которая разрушает все виды стекол и СВ уже при нормальной температуре, и ортофосфорной, разрушающей СВ при температуре выше 573 К. При введении в алюмосиликатные стекла некоторых оксидов (титана, циркония, церия и др.) кислотостойкость волокон резко повышается.

Химическая стойкость и прочность волокон из Е-стекла под действием минеральных кислот различной концентрации снижается. При обработке кислотой волокон многощелочного состава растворяются все компоненты стекла, за исключением SiO_2 .

Все СВ недостаточно устойчивы к действию щелочных растворов, что обусловлено хорошей растворимостью в щелочах кремнеземного каркаса. Кварцевые и кремнеземные волокна в щелочных средах разрушаются медленнее, чем волокна из обычных стекол. Стойкость СВ к щелочным растворам повышается при введении в стекло оксидов, уплотняющих их структуру. К таковым относятся оксиды циркония, алюминия, железа, цинка, олова, лантана и некоторые др.

Применение. СВ разнообразного состава широко используются в качестве армирующих элементов КМ в виде элементарных волокон разного диаметра, нитей и жгутов различной толщины, лент, тканей разнообразного плетения, матов, холстов и других нетканых материалов. Это обусловлено свойствами СВ, доступностью и распространенностью сырья и относительно простой технологией их получения и переработки.

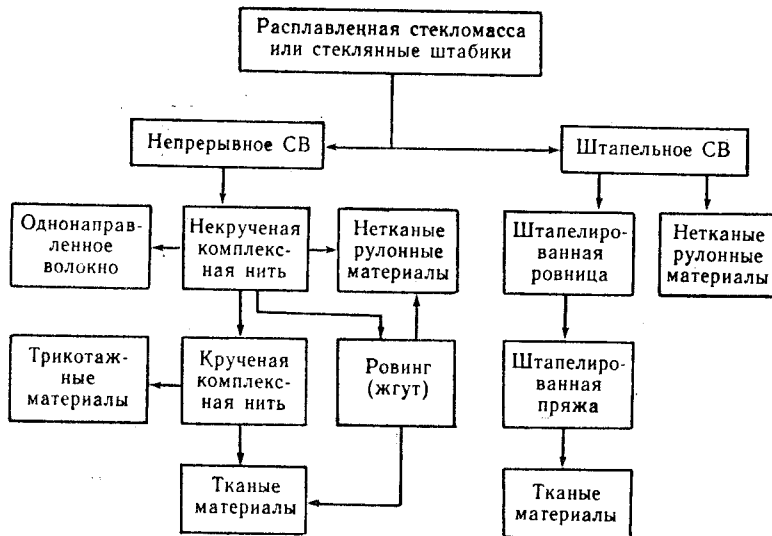


Рис. 4.3. Схема переработки СВ.

Из непрерывных и штапельных СВ изготавливаются различные волокнистые наполнители (рис. 4.3), которые делятся на две большие группы — тканые и нетканые.

Тканые наполнители (ткани, сетки, ленты) получают путем текстильной переработки и тканья крученой комплексной стеклонити, стекложгута, штапелированной пряжи и ровницы [241, 296]. Для текстильной переработки используются СВ диаметром 3—11 мкм. Благодаря тканым наполнителям в ПКМ значительно увеличивается по сравнению с неткаными объемное содержание наполнителя и создается нужная ориентация волокон. В ПКМ на основе тканых наполнителей достигается высокая степень одновременности работы волокон в результате переплетения стеклонитей. Этот вид наполнителя характеризуется высокой технологичностью и удобен при изготовлении крупногабаритных деталей. Свойства тканей определяются свойствами волокон, из которых они изготовлены, и строением, т. е. видом переплетения и плотностью нитей по основе и утку. Стекловолоконные сетки отличаются от тканей разряженностью структуры. Для изготовления ПКМ применяются в основном ткани полотняного и

сатинового переплетений. В тканях полотняного переплетения основа и уток взаимно переплетены. В тканях сатинового переплетения каждая нить основы (или утка) проходит над несколькими нитями утка (или основы). Ткани сатинового переплетения более прочны, так как нити в этих тканях менее изогнуты, почти прямолинейны. Ткани полотняного переплетения технологичны и более дешевы.

Выпускаемые промышленностью тканые наполнители различаются по составу стекла, характеристикам нитей, лежащих в их основе, виду переплетения, толщине, прочности, виду замасливателя и другим показателям. Ассортимент, характеристики и назначение тканых наполнителей приведены в ГОСТ 5.1737—72, 8481—75, 19170—73, 19907—74 и во многих публикациях [220, 290].

Многослойные стеклянные и комбинированные ткани и цельнотканые контурные заготовки (из стеклянных, углеродных, асбестовых и синтетических нитей) [296] служат наполнителями в КМ, применяемых в изделиях конструкционного, теплозащитного и радиотехнического назначения, которые должны иметь значительную толщину и не расслаиваться при продольном сжатии и интенсивной тепловой нагрузке. В трехмерных армирующих наполнителях с объемной структурой нити расположены по трем взаимно перпендикулярным направлениям (x, y, z) [296]. Изготовленные на основе таких наполнителей КМ имеют одинаковые или близкие значения механических характеристик по трем главным направлениям, что определяет их существенные преимущества перед слоистыми КМ и позволяет эффективно использовать в авиа- и судостроении, в космической технике.

Нетканые наполнители обладают рядом технических и экономических преимуществ по сравнению с тканями. Большинство нетканых наполнителей, предназначенных для получения высокопрочных ПКМ, не имеет характерного для ткани изгиба нитей, что значительно уменьшает степень повреждения элементарных волокон. Нетканые наполнители вырабатываются по непрерывным, менее трудоемким и более высокопроизводительным по сравнению с ткаными технологическим процессам. Исключаются операции подготовки нитей к тканью и само тканье, т. е. операции, вызывающие повреждения СВ и нитей, и создается возможность перерабатывать волокна большего диаметра (более 10 мкм) и СВ в комбинации с другими волокнами (борными, углеродными, асбестовыми и др.) [241, 296]. Основные виды нетканых материалов представлены на рис. 4.4.

Наиболее прочные и высокомодульные КМ получают при использовании элементарных СВ, вытягиваемых непосредственно из фильер стекляноплавильного сосуда при одновременном нанесении на них полимерного связующего. Высокую прочность имеют также комплексные нити (крученые и некрученые), состоящие из непрерывных элементарных СВ (50—800 штук), склеенных между собой замасливателем. Комплексные стеклянные нити используются непосредственно как нетканый армирующий наполнитель в виде непрерывных, рубленых и однонаправленных нитей и волокон, а также служат основным полуфабрикатом для производства многих нетканых материалов. Однонаправленные стеклянные нити и волокна представляют собой срезы с бобин или других упаковок стеклянных комплексных нитей или непрерывных элементарных волокон. Основные характеристики комплексных стеклянных нитей, выпускаемых отечественной промышленностью, приведены в ГОСТ 8325—78, 10727—73 и в [10, 296].

Ровинги (жгуты), применяемые для армирования, представляют собой непрерывные пряжи ориентированных равномерно натянутых комплексных нитей (не более 60 штук), намотанных крестообразно в бухты. В зависимости от назначения различают три типа ровингов: тип Р — рассыпающийся ровинг для изготовления жестких и мягких холстов, получения стеклопластиков способом напыления рубленых нитей, производства премиксов;

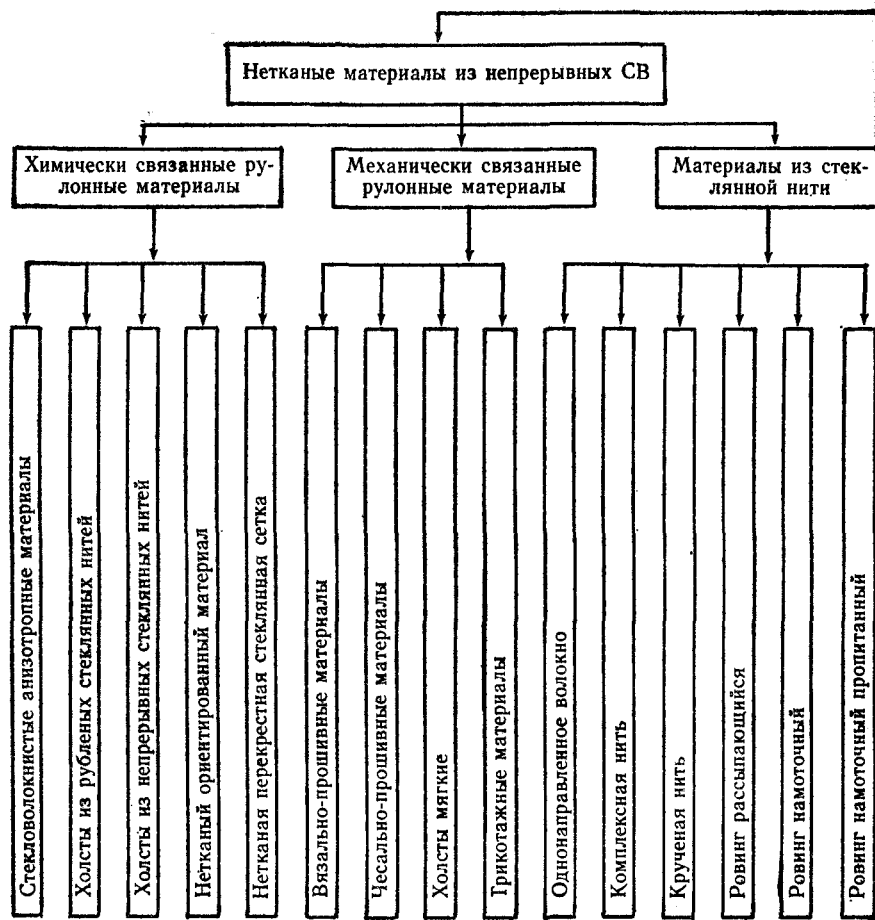
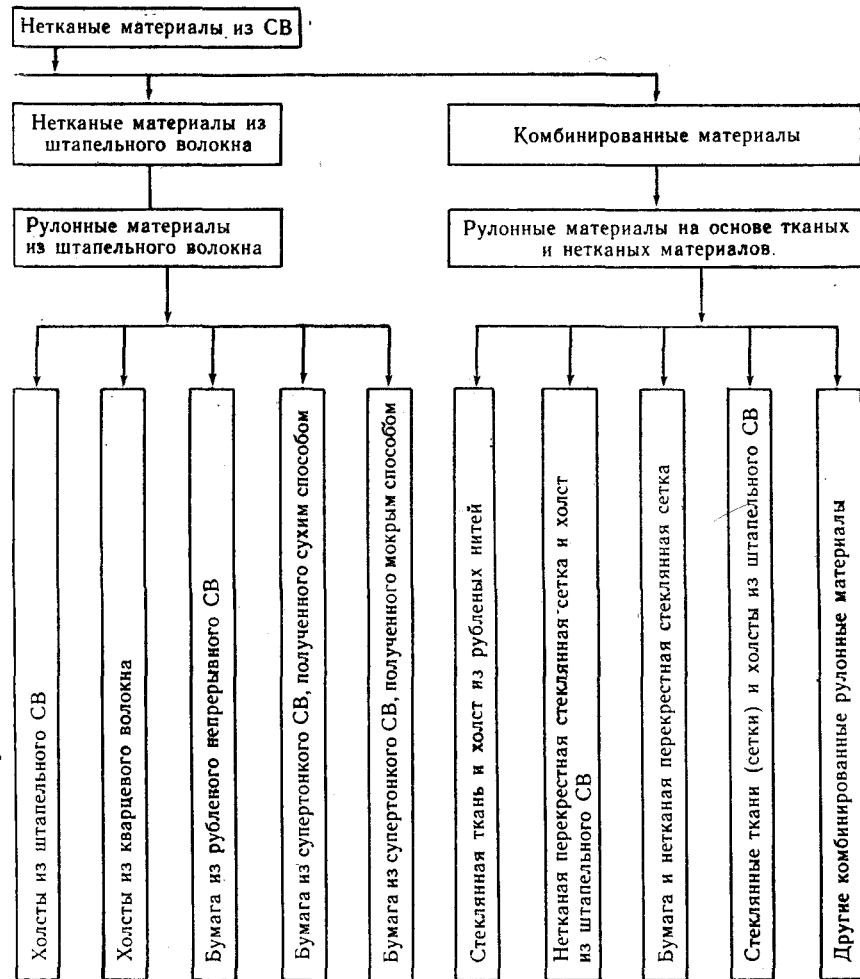


Рис. 4.4. Схема группового разделения нетканых матери-

тип Т — ровинг для выработки тканей; тип Н — ровинг для изготовления стеклопластиков методом намотки и протяжки и наполнения термопластов. Ассортимент, характеристики и требования, предъявляемые к ровингам, регламентированы ГОСТ 17139—79.

Вместо стеклянных нитей и в комбинации со стеклянными тканями, сетками или с другими видами нетканых материалов используются рулонные нетканые материалы (толщина до 2 мм), называемые холстами (матами). Это неориентированные наполнители, в которых отрезки нитей или волокна скреплены химически (жесткие холсты) или механически (мягкие холсты). Различают холсты из непрерывных СВ (химически и механически связанные); холсты из штапельных СВ, связанные преимущественно хи-



алов из СВ по видам и способам их получения [1].

мически; холсты из штапельного кварцевого волокна. Холсты из непрерывных химически связанных СВ бывают двух видов: из рубленых непрерывных СВ и из непрерывных (нерубленых) комплексных нитей. Механически связанные (мягкие) холсты изготавливаются из рубленых непрерывных СВ. Существенное различие между этими холстами состоит в том, что у химически связанных холстов отрезки непрерывных стеклянных нитей (обычно длиной 50 мм) или хаотически уложенные комплексные нити скрепляются между собой жидким или порошковым связующим, а в мягких холстах связь осуществляется игольно-набивным способом, при котором слой хаотически расположенных отрезков стеклянных нитей скрепляется с материалом подложки путем прошивания стеклянными нитями. Для подложки

используется холст из штапельного волокна, тканый стекловолнокистый материал любого вида или материалы из других волокон.

Жесткие холсты из рубленых нитей применяются для изготовления методами контактного и вакуумного формования крупногабаритных стеклопластиковых изделий (корпуса лодок, катеров, детали корпусов автомобилей, панели для домов и др.), мягкие — в основном для изготовления изделий методом прессования. Характеристики нетканых рулонных материалов приведены в [10, 296].

ПКМ, армированные неориентированными рулонными материалами, квазиизотропны в плоскости армирования, содержат меньше СВ и значения механических характеристик их более низкие, чем у ПКМ, армированных ориентированными материалами, и стоимость их, как правило, ниже. Кроме того, высокое содержание связующего и относительно низкая склонность к трещинообразованию таких ПКМ делает их незаменимыми в тех случаях, когда к изделию предъявляются требования герметичности, химической или атмосферной стойкости.

Очень близки к стеклотканям по структуре и свойствам вязально-прошивные и перекрестные клееные нетканые материалы, представляющие собой ориентированные рулонные нетканые наполнители, которые лишены некоторых недостатков тканых наполнителей (нити не перегибаются). Нетканые вязально-прошивные материалы — это свободно наложенные друг на друга стеклянные жгуты в 10 или 20 сложений (основа и уток), прошитые кручеными стеклянными, капроновыми или другими нитями. В нетканых перекрестных материалах связь между продольной и поперечной системами нитей или ровингов осуществляется путем склеивания с помощью жидкого связующего или термопластичных нитей, вводимых в структуру материала и подплавляемых на одной из стадий технологического процесса.

Большой деформативностью, хорошей формообразующей способностью, но меньшей прочностью при растяжении обладают стеклотрикотаж-

ные материалы. Используются они как наполнители КМ, из которых получают изделия сложной конфигурации, в случае, если к КМ не предъявляются высокие требования по механическим характеристикам.

Основные характеристики нетканых ориентированных материалов систематизированы [10, 83, 290].

4.6. КЕРАМИЧЕСКИЕ ВОЛОКНА

Керамические волокна изготавливают из наиболее прочных, тугоплавких, химически и эрозивно стойких материалов — оксидов, некоторых карбидов и боридов. Они перспективны для теплозащитных и жаропрочных КМ.

По структуре керамические волокна делят на поли- и монокристаллические.

4.6.1. Поликристаллические керамические волокна

Волокна имеют структуру спеченной беспористой керамики с неориентированными зернами, размеры которых значительно меньше размеров поперечного сечения волокна. Прочность поликристаллических волокон при растяжении больше, чем тех же материалов в массивной форме, но меньше, чем у монокристаллических НК. По теплофизическим и химическим свойствам они практически не отличаются от массивных керамических материалов. По сравнению с НК поликристаллические волокна имеют следующие преимущества: большую однородность и меньший разброс прочности, лучшую технологичность и значительно меньшую стоимость.

Таблица 4.37 Свойства керамических волокон, исполь-

Добавка	Содержание добавки, %	d, мкм	E, 10 ⁴ МПа	E _{уд} , 10 ⁸ Дж/кг
Волокна на				
Без добавки	0	3,0	17,2	55,9
Без добавки*	0	20,0	35,0—38,5	88,6—97,4
SiO ₂ ; C	10; 2	9,0	19,55—22,64	60—69,5
B ₂ O ₃ ; SiO ₂ **	14; 24	...	15,0	60
SiO ₂ ; Cr ₂ O ₃	28; 2	...	15,6	55,6
Волокна на				
Без добавки	0	6,1	34,4	72,6
SiO ₂	33	...	9,6	15,0
Волок				
Без добавки	0	6,6—7,1	9,0	47,8
Волок				
Без добавки	0	10,0	27,6—48	122—198

Примечание. Звездочкой обозначены данные для волокон марки FP; двумя —

зюемых для армирования КМ [62, 111, 388]

σ _в , МПа	σ _{в,уд} , 10 ⁸ Дж/кг	δ, %	T _{пл} , К	γ, 10 ⁸ кг/м ³
основе Al ₂ O ₃				
2070	66	...	2313	3,14
1400—2100	35,5—53,2	0,4	2313	3,95
1220—1530	37,7—47,1	0,6—0,7	1973	3,25
1720	76,6	...	1973	2,50
1460	52,1	...	1973	2,80
основе ZrO ₂				
2070	43	...	2923	4,84
1380	37,3	...	1973	3,7
на BN				
1170—1380	63—74	1—2	3253	1,9
на B ₄ C				
2070—2420	91—99	...	2723	2,3—2,5

для марки АВ312.

Технология получения. Существует три метода производства поликристаллических керамических волокон: пленочный метод, экструзия и деформация порошковых смесей.

Пленочный метод заключается в нанесении тонкой пленки растворов органических солей алюминия, гафния, тория, ниобия, тантала, хрома, марганца, железа, кобальта или никеля на гладкую поверхность (подложку), нагреве до температур 293—393 К для удаления растворителя,

Таблица 4.38. Зависимость прочности при растяжении волокон ZrO_2 , $Li_2O \cdot 5Al_2O_3$ и Al_2O_3 от площади поперечного сечения S [284]

S , мкм ²	σ_B , МПа			S , мкм ²	σ_B , МПа		
	ZrO_2	Li_2O	$5Al_2O_3; Al_2O_3$		ZrO_2	Li_2O	$5Al_2O_3; Al_2O_3$
10	4500	80	750	1050	...
20	2800	100	550	1000	...
40	2000	2000	...	200	250	700	...
60	1000	1100	...	400	120

сушке образовавшейся пленки и разрыве ее на полоски. После отделения от подложки полоски обжигаются в печи с воздушной средой для удаления органических веществ и превращения материала в оксидную керамику. Этим методом получают волокна оксидов и смесей оксидов толщиной 0,5—5, шириной 50—500 мкм и длиной до 40 мм. Недостаток процесса — невозможность получения волокон цилиндрической формы и непрерывных прядей волокон.

Таблица 4.39. Прочность при растяжении волокна ZrO_2 при высоких температурах [284]

T , К	σ_B , МПа	T , К	σ_B , МПа
1173	1180	1423	300
1223	1180	1473	180
1273	1180	1523	150
1323	1100	1573	120
1373	600	1673	120

Экструзия заключается в приготовлении экструдруемой массы на основе вязкого металлоорганического раствора либо на основе суспензии тонкодисперсного порошка с органическим связующим, экструзии волокна (с одновременным постепенным их отверждением, вытяжкой при намотке на барабан и удалением растворителя) и обжиге сырого волокна при температуре, достаточной для удаления органических веществ. Этим методом получают непрерывные волокна оксидов металлов диаметром 5—30 мкм, волокна карбидов и силицидов диаметром 100—160 мкм [32, 284].

Деформация порошковых смесей заключается в приготовлении смесей порошков и тугоплавких металлов, например вольфрама, холодном пресовании цилиндрических заготовок с последующим спеканием в восстановительной атмосфере, горячей экструзии заготовок в контейнерах с высокими степенями обжатия и выделения керамических волокон из полученного стержня путем удаления контейнера и металлической связки, напри-

мер электролитическим травлением. Исходными материалами служат порошки или гранулы оксидов и порошков металлической связки [429]. Этим методом получают волокна оксидов ZrO_2 , HfO_2 , ThO_2 диаметром 40—100 мкм и длиной 2,5—38 мм. Недостатки метода — невозможность получения непрерывных волокон и необходимость удаления металлической связки.

Свойства. Свойства волокон зависят от химического состава (табл. 4.37), прочность при растяжении волокон — от площади поперечного сечения (табл. 4.38). При температурах выше температуры перехода моноклинной модификации ZrO_2 в тетрагональную прочность волокон ZrO_2 резко снижается (табл. 4.39). Прочность волокон нитрида бора при температуре 1173 К та же, что и при комнатной температуре [111].

Применение. Керамические поликристаллические волокна предназначены для упрочнения металлов и керамики. Ими также армируют ПКМ с целью повышения жесткости и эрозионной стойкости. Переработка волокон ведется с использованием приемов текстильного производства: из непрерывных волокон производят пряжу или ровницу, которые перерабатывают в ткани. В изделиях, получаемых намоткой, волокна используют в виде одиночного непрерывного волокна. Короткие волокна перерабатывают в пряжу или нетканые материалы с неориентированной структурой (войлок, маты).

4.6.2. Монокристаллические керамические волокна

Волокна обладают большими потенциальными возможностями для армирования КМ, особенно жаропрочных, поскольку прочность их приближается к прочности НК, модуль упругости высокий, а плотность невысока. Монокристаллические волокна сапфира $\alpha-Al_2O_3$ и рубина $Al_2O_3 \cdot Cr_2O_3$ сохраняют высокие прочность и модуль упругости при температурах выше 1473 К.

Технология получения. Керамические поликристаллические волокна выращивают из расплавов методами Вернейля, Чохральского, Тейлора и плавающей зоны.

При выращивании монокристаллов из расплавов методом Вернейля исходный материал в виде тонкодисперсного порошка непрерывно подается на расплавленную верхнюю часть подложки кристалла, который нагревается с помощью кислородно-водородного пламени либо радиационным, индукционным, дуговым или плазменным методом. При этом не требуются тигли для расплава, что позволяет выращивать кристаллы тугоплавких материалов и веществ, для которых не удается подобрать инертный тигельный материал. Этим методом получают монокристаллы тугоплавких металлов, их карбидов, силицидов, боридов, оксидов алюминия, титана и циркония, ферритов. Недостатки метода — большие внутренние напряжения и отклонения состава кристаллов от стехиометрического из-за перепадов температуры и влияния среды плавления.

При получении непрерывных монокристаллических керамических волокон из расплава методом Чохральского в расплавленную в тигле шихту вводится затравка, ориентированная в требуемом направлении, расплав переохладается и затравка с волокном вытягивается через плавающую на поверхности расплава фильеру или капилляр, устанавливаемый на дне тигля. Вытягивание через капилляр обеспечивает большую стабильность процесса, постоянство диаметра в широких интервалах температур и скоростей роста кристаллов. Методом Чохральского получают непрерывные монокристаллические волокна сапфира диаметром 0,04—0,5 мм. Метод позволяет одновременно использовать несколько капиллярных питателей и вытягивать несколько нитей. Недостатком метода является пористость волокна, которая может появиться при затвердевании расплава.

Таблица 4.40. Прочность при растяжении сапфировых волокон марки Тайко диаметром 0,25 мм [190]

T, К	σ_B , МПа, при кристаллографической ориентации осей		T, К	σ_B , МПа, при кристаллографической ориентации осей	
	<0001>	<1120>		<0001>	<1120>
298	2500	2300	1173	1600	1300
473	2000	2100	1273	1300	1100
673	1700	1900	1373	900	900
873	1700	1600	1473	800	800
1073	1700	1600	1573	700	650

Метод Тейлора заключается в совместном вытягивании из расплава керамических нитей, покрытых стеклянной оболочкой. В кварцевый капилляр (вместо металла) помещаются штабики или стержни исходного керамического сырья, например глинозема. В зоне нагрева глинозем плавится и вместе с кварцевой оболочкой вытягивается в волокно, наматываемое на барабан. Поскольку время нагрева мало, химическая реакция между диоксидом кремния и материалом волокна протекает в незначительной степени. Метод отличается высокой производительностью. Методом Тейлора получают непрерывные волокна сапфира в кварцевой оболочке диаметром 1 мкм.

При методе плавающей зоны с помощью разогрева слитка или цилиндрической прессовки из порошка исходного вещества создается узкая расплавленная зона, которая удерживается силами поверхностного натяжения жидкости и сжимающего эффекта электромагнитного поля (в случае индукционного нагрева). Эта зона с постоянной скоростью перемещается вдоль прессовки, а компактное волокно вытягивается из зоны плавления. Диаметр волокна регулируется путем подбора скорости вытяжки. Методом плавающей зоны получают непрерывные монокристаллические волокна сапфира, рубина, TiC , TiB_2 [190].

Свойства. Волокна сапфира, выращенные методом Вернейля, имеют небольшую длину (до 10 см) и невысокую прочность, обусловленную поверхностными дефектами. Эти дефекты устраняются методом бесцентрового шлифования с последующей пламенной полировкой в кислородно-водородном пламени. Недостаток — необходимость индивидуальной обработки каждого волокна и небольшая длина получаемого волокна. Прочность волокна сапфира зависит от кристаллографической ориентации оси роста табл. 4.40).

Таблица 4.41. Свойства керамических

Материал	Метод получения	d, мкм	E, 10 ⁴ МПа
Al_2O_3	Вытягивание из расплава и пламенная полировка	127—501	47—53
$Al_2O_3 \cdot Cr_2O_3$	Метод плавающей зоны с лазерным нагревом	280	47
TiC	То же	280	45

Примечание. Максимальные значения σ_B и $\sigma_{B,уд}$ для волокон рубина состав

С уменьшением диаметра волокон их прочность увеличивается. Волокна сапфира марки Тайко диаметром 0,1—0,15 мм имеют максимальные значения предела прочности 3500 МПа, а диаметром 0,04 мм — 4500 МПа. С повышением температуры предел прочности снижается, однако его значение до 1573 К высоко: у волокон диаметром 24—51 мкм при температуре 1473 К предел прочности составляет 1030 МПа [163].

Волокна рубина, выращенные методом плавающей зоны, при комнатной температуре имеют предел прочности на изгиб 9650 МПа [68]. При температуре 1366 К их удельная сточасовая длительная прочность составляет $1,4 \cdot 10^{11}$ Дж/кг, а при температуре 1589 К — $1,2 \cdot 10^{11}$ Дж/кг. Основные физико-механические свойства керамических монокристаллических волокон, используемых для армирования КМ, приведены в табл. 4.41.

Применение. Керамические монокристаллические волокна предназначены для упрочнения жаропрочных металлов и сплавов. Их вводят в КМ в виде одиночного непрерывного волокна или стержней, укладываемых послойно в требуемом направлении.

4.7. НИТЕВИДНЫЕ КРИСТАЛЛЫ

НК, используемые для армирования, условно делятся на керамические и металлические. К НК относятся также нитевидные и пластинчатые наполнители ЭКМ. НК имеют монокристаллическую структуру и диаметр до 10 мкм при отношении длины к диаметру 20—100.

Технология получения. НК вырабатывают несколькими методами: выращиванием из покрытий или в электрическом поле, осаждением из газовой фазы, химическими методами, кристаллизацией из растворов, висцеризацией волокон [11, 32, 37, 51, 52, 76, 79, 130, 160].

Метод выращивания из покрытий заключается в самопроизвольном росте НК из тонких (5—10 мкм) покрытий, наносимых электролитическим путем парового осаждения или погружения в расплав. Самопроизвольный рост происходит за счет интенсификации процесса рекристаллизации в условиях пластической деформации и воздействия повышенных температур. Скорость роста при комнатной температуре составляет 0,5—4 нм/с. Метод не требует специального оборудования. Этим методом получают НК легкоплавких металлов (цинка, кадмия, олова, индия, сурьмы), а также НК золота и платины диаметром 0,1—2 мкм и длиной несколько миллиметров. При повышенных температурах наблюдается рост НК на покрытиях из никеля, меди, железа, магния, молибдена, палладия, серебра, тантала, титана, вольфрама (при 673 К) и свинца (при 473 К). Вероятно, эти НК являются оксидами [37].

К методам выращивания НК в электрическом поле относятся электролитическое осаждение и выращивание в дуге высокого давления. Электро-

монокристаллических волокон [62]

$E_{уд}$, 10 ⁸ Дж/кг	σ_B , МПа	$\sigma_{B,уд}$, 10 ⁸ Дж/кг	$T_{пл}$, К	γ , 10 ⁸ кг/м ³
121—136	2410—4140	62—110	2313	3,96
120	3400—4140	90—110	2313	4,0
94	1540	32	3339—3473	4,9

ляют соответственно 9640 МПа и $250 \cdot 10^8$ Дж/кг.

литическое осаждение проводится в присутствии органических примесей (желатина, глюкозы, олеиновой кислоты) и неорганических частиц (стекла и графита). Молекулы примесей, адсорбируясь на боковых гранях волокон, ограничивают рост НК в поперечном направлении. Ввиду неизбежного загрязнения примесями и газами электролита прочность НК, получаемых этим методом, невысока. Электролитическим осаждением выращивают НК железа, серебра, меди диаметром 0,1—5 мкм и длиной несколько миллиметров.

Выращивание НК в дуге высокого давления производится в дугоразрядных камерах с графитовыми электродами, наполненных инертным газом. По мере испарения положительного электрода на отрицательном электроде образуются графитовые булы длиной несколько сантиметров, проросшие НК. Извлекают НК путем раскола булы. Этим методом выращивают НК графита диаметром 0,5—5 мкм и длиной до 3 см.

Сущность процесса осаждения из газовой фазы заключается в возгонке или испарении исходного вещества, его массопереносе через газовую фазу и конденсации в зоне осаждения. Исходное вещество в вакуумируемом или заполненном инертным газом сосуде помещается в печь с градиентом температур. Вещество испаряется, пары переносятся в более холодную зону, в которой происходит кристаллизация. НК образуются в областях малых пересыщений при температурах на 20—200 К ниже температуры плавления. Методом осаждения из газовой фазы получают НК алюминия, бария, вольфрама, германия, железа, золота, меди, никеля, платины, серебра, ртути, цинка, кадмия и соединений диаметром от долей микрометра до 40 мкм и длиной от долей миллиметра до нескольких сантиметров.

Химические методы получения НК подразделяются на восстановление химических соединений, осаждение из парогазовой среды, кристаллизацию из газовой фазы через жидкую по механизму пар — жидкость — кристалл, окисление, пиролиз. Методом восстановления химических соединений (сульфидов, галогенидов, оксидов) в водороде получают НК металлов, полупроводников, двух- или трехкомпонентных смесей металлов (меди, железа, кобальта, никеля, алюминия), оксидов (Al_2O_3 , MgO), карбидов диаметром до десятков микрометров и длиной до нескольких сантиметров.

Метод осаждения из парогазовой среды заключается в реакции взаимодействия между газообразными веществами с последующей конденсацией продуктов взаимодействия в зоне осаждения на неподвижных или подвижных подложках — зародышах НК. Процесс осаждения НК управляется путем изменения парциальных давлений участвующих в реакции веществ и варьированием скорости потока газовой смеси. Осаждением из парогазовой среды получают НК оксидов, карбидов, нитридов, боридов, бора диаметром 5—100 мкм и длиной от долей миллиметра до нескольких сантиметров. Этот метод лежит в основе промышленной технологии выращивания НК.

Сущность метода кристаллизации из газовой фазы через жидкую по механизму пар — жидкость — кристалл заключается в том, что образование НК происходит путем кристаллизации паров исходного вещества через промежуточный слой жидкости (раствора или расплава), присутствующей на подложке в виде капли. Кристаллизуемое вещество поступает из газовой фазы. На поверхности жидкости (капли) происходит преимущественная конденсация пара. Капля пересыщается веществом, поступающим из пара, которое выделяется на границе кристалл — жидкость. Скорость роста НК определяется скоростью кристаллизации, толщина НК — диаметром капли, которая во время кристаллизации находится на вершине растущего кристалла. Этим методом получают НК кремния, германия, селена, бора и соединений GaAs, GaP, SiC, Al_2O_3 , MgO, NiBr₂, NiO, а также алмаза диаметром до 100 мкм и длиной до нескольких сантиметров.

Сущность процесса окисления заключается в том, что образование НК

происходит путем нагрева металлов на воздухе в атмосфере кислорода либо влажных водорода или нейтрального газа. НК активнее растут на предварительно окисленных поверхностях, на металлах с примесями, при окислении отожженных металлов. Местами зарождения НК служат преимущественно границы зерен и другие неоднородности поверхности. Рост НК всегда происходит с вершины. Этим методом получают НК оксидов некоторых металлов диаметром 0,01—5 мкм и длиной до нескольких миллиметров.

Процесс получения НК при пиролизе представляет собой разложение органических веществ под действием высоких температур (иногда в присутствии катализаторов) без доступа воздуха. Пиролизом получают НК графита и SiC диаметром 3—10 мкм.

Таблица 4.42. Влияние степени вискеризации НК SiC на физико-механические свойства УВ [79]

A, %	d, мкм	E, 10 ⁴ МПа	σ_B , 10 ⁴ МПа	δ , %
0	6,13	27,9±1,15	21,9±4,2	0,77±0,9
0,3—0,45	6,80	27,3±1,9	22,5±3,6	0,69±0,03
2,5	6,21	30,4±2,32	19,9±3,0	0,93±0,15
3,3	6,45	32,2±2,25	12,6±1,9	0,39±0,04

Примечание. A — степень вискеризации НК — отношение массы НК к массе УВ.

Кристаллизация НК из насыщенных растворов осуществляется быстрым охлаждением растворов, медленным охлаждением влажного кристалла, выращиванием НК в растворах, содержащих органические примеси и выращиванием НК из растворов через пористую среду. При быстром охлаждении насыщенных растворов солей на первых и последних стадиях кристаллизации происходит образование НК. Этим методом получают НК и пластины KBr, KI, CaI₂ диаметром до 10 мкм и длиной до 1 см.

При медленном охлаждении влажного кристалла на его гранях образуются НК. Этим методом получают НК NaClO₂, NaCl, KCl, KBr, KI диаметром 1—20 мкм и длиной до 15 мм. Выращивание НК в растворах, в которых присутствуют органические примеси, заключается в образовании НК на кристаллической затравке, помещенной в насыщенный раствор, содержащий примеси веществ с длинноцепочечными молекулами (поливиниловый спирт, жирные кислоты и др.). Этим методом получают НК KBr, LiF, NaCl диаметром 2—30 мкм и длиной до 50 см.

Метод выращивания НК из растворов через пористую среду заключается в образовании НК при кристаллизации насыщенных растворов солей через пористую керамику, коллоиды, целлофан, гель за счет направленного питания растущего НК через поры. Поперечное сечение НК определяется размером и формой поры. Этим методом получают НК LiF, NaCl, KCl, алюмокалиевых и хромовокалиевых квасцов диаметром до 15 мкм и длиной 2—3 см.

Вискеризация — процесс выращивания НК на поверхности волокна с целью увеличения прочности связи на границе волокно — матрица. Особенно эффективна вискеризация УВ, используемых в качестве наполнителя ПКМ. УВ, вискеризованные НК кремния и соединений SiC, Si₃N₄, TiO₂, значительно увеличивают сопротивление межслоевому сдвигу и поперечному отрыву в углепластиках.

Вискеризацию УВ НК кремния ведут в процессе водородного восстановления тетрахлорида кремния [11]. На количество выросших на волокнах

Таблица 4.43. Свойства

НК	d , мкм	E , 10^4 МПа	$E_{уд}$, 10^8 Дж/кг
Графит	...	70—100	432—482
Пироуглерод	20	21	105
Al_2O_3	0,5—11,0	41—103	107—267
	3—5	46,7	110
$3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ (муллит)	3
	3—5	17,9	56
AlN	...	35	106
	20	38	115
B_4C	...	48	195
BeO	11,0—30,0	28—85	93,2—287
	10	37,8	123
MgO	...	34,2	96
NiO	...	31,3	47
Si	1,0	18	78
SiC	3	49	153
SiO_2 (α -кварц)	0,51—11,0	45—103	142—330
	...	9,9	30
Si_3N_4	1,1—11,0	28—38	88,2—122,0
TiO_2	...	37	86,8
	2,0	40	100

Примечание. Одной звездочкой обозначена температура сублимации, двумя

Таблица 4.44. Прочность металлических НК

НК	Способ получения	Диаметр (толщина), мкм
Вольфрам	Осаждение из газовой фазы	11
Германий	» » » »	1,9
Железо	Восстановление галогенида	1,6
Золото	Осаждение из газовой фазы	...
Кадмий	» » » »	3
Кобальт	Восстановление галогенида	3,5
Марганец	» »	1,7
Медь	» »	...
Никель	» »	1
Олово	Выращивание из покрытий	2—3
Серебро	Восстановление галогенида	3,8
Цинк	Осаждение из газовой фазы	1

Примечания. 1. Тип разрушения: пластический — для вольфрама, золота, кадмия для кадмия 250, для кобальта 700, для золота 3, для цинка 600 %. 3. Расчетные [100], [110], [111]; медь — 920 МПа для [111] и [101]; серебро — 720 МПа для [111] и

керамических НК

σ_B , 10^2 МПа	$\sigma_{в.уд}$, 10^8 Дж/кг	$T_{пл}$, К	γ , 10^8 кг/м ³	Литературный источник
196—207	1000—1200	3923*	1,66—2,1	[62]
16	80	3873	2,0	[226]
41—24,1	110—620	2313	3,96	[62]
20,6	530	2323	3,96	[32]
17	55	2173±20	3,10	[145]
26,5	80	2207	3,23	[32]
70	210	2273**	3,00	[132]
35	106	2703	3,3	[226]
13,8	560	2723	2,52	[62]
13,8—19,3	470—650	2843	3,01	[62]
13,7	480	2843	2,85	[32]
14,7	410	3073	3,65	[32]
13,7	200	2273	6,82	[32]
70	300	1450	2,3	[132]
80	250	2873	3,20	[226]
138—414	440—1320	3123	3,22	[62]
9,8	38	2001	2,65	[32]
48—138	150—440	2173**	3,18	[62]
15,6	370	2093	4,26	[32]
22	55	2053	4,01	[226]

— температура разложения.

при растяжении и изгибе [37]

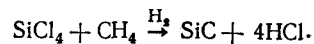
Направление роста	Вид деформации	σ_B , МПа	δ , %
...	...	13 200	...
[111]	Изгиб	4380	1,98
[100], [110], [111]	Растяжение	13 400	4,9
[110]	...	1010	1,9
...	Растяжение	600	...
[111], [110]	»	3300	...
...	Изгиб	3100	1,5
[111]	Растяжение	3600	3
...	»	4500	...
...	»	2960	1,8
...	»	1250	...
[100]	»	1760	4
[2110]	»	910	2

кобальта, меди, олова, серебра, цинка; хрупкий — для железа. 2. Предельная деформация: железо — 364 МПа для направлений роста в ориентации [101].

НК кремния и их размеры влияют температура, концентрация тетрахлорида кремния в газовой фазе и вид покрытия на волокне-подложке. На УВ диаметром 6—10 мкм вискеризация происходит в интервале температур 1373—1548 К. При молярном отношении водорода к тетрахлориду кремния в подаваемой газовой смеси, равном 10—40, и температурах 1398—1498 К вырастают НК диаметром 0,5—1 мкм, а увеличение концентрации водорода до молярного отношения 80 и температуры до 1548 К приводит к утолщению НК до 5 мкм. Длина НК кремния зависит от продолжительности процесса и составляет 5—50 мкм, ориентация [111], поперечное сечение — правильный шестиугольник.

Покрытие УВ медью способствует увеличению концентрации НК кремния на волокне. Длина НК, выращенных на УВ с медным покрытием, составляет 100 мкм и более, а отношение массы НК кремния к массе УВ — 0,1—0,2 %. Прочность связи НК кремния с волокном достигает 1000—1500 МПа, однако само УВ при вискеризации разупрочняется на 40—60 %.

Вискеризация УВ НК SiC и Si₃N₄ проводится из газовой фазы [76, 79]. Например, при выращивании на углеродной подложке НК SiC используют метод кристаллизации из газовой фазы через жидкую по механизму пар — жидкость — кристалл, для чего на поверхность волокон наносится капелки металлов, являющихся зародышами НК. Вискеризацию УВ, смоченного раствором хлорного железа, проводят при температуре 1423—1523 К по реакции



Режим вискеризации регулируется температурой, составом газовой смеси, концентрацией раствора хлорного железа, остаточным давлением в зоне реакции. Этим методом можно получать редкие и длинные НК SiC или густые НК в виде агломератов. Степень вискеризации НК SiC влияет на физико-механические свойства УВ (табл. 4.42). При оптимальной степени вискеризации (2,5 %) не происходит значительного разупрочнения подложки, трансверсальная прочность в углепластике, армированном вискеризованными волокнами, значительно увеличивается [76].

Свойства НК. Определение механических свойств НК (при растяжении, изгибе, кручении и др.) связано с рядом трудностей, вызываемых их малыми размерами [338]. Испытания проводят на специально сконструированных установках, в которых применяются небольшие усилия (0,05 Н) и скорости нагружения порядка 0,005 см/мин. Характер деформирования при растяжении большинства НК, особенно хрупких веществ, практически совпадает с видом диаграмм растяжения массивных материалов [45]. Однако у НК металлов, обладающих гранцентрированной и гексагональной решетками (серебра, меди, золота, цинка, кадмия), сначала происходит упругая деформация, а затем — течение при значительно меньших нагрузках.

Модуль упругости НК рассчитывают, исходя из диаграммы нагрузка — деформация, но большую точность получают, используя способ измерения скорости распространения ультразвуковых колебаний [73].

При испытаниях НК наблюдается большой разброс прочности, который обусловлен состоянием поверхности и дефектами внутренней структуры образцов. Прочность НК зависит от их диаметра и приближается к теоретической при диаметрах менее 10 мкм [133]. При толщине НК более 20—40 мкм их прочность совпадает с прочностью массивных кристаллов. При создании конструктивных КМ предпочтение отдается керамическим НК (табл. 4.43) по сравнению с металлическими (табл. 4.44) вследствие их более высоких показателей удельных характеристик, меньшей подверженности разупрочнению при высоких температурах и лучшей совместности с металлическими матрицами (табл. 4.45—4.48).

Таблица 4.45. Влияние температуры на прочность НК железа [52, 109]

Т, К	d _f , мкм	σ _{вф} , МПа (средние значения)
20	8	8700
	10	6500
	20	2800
	30	1000
77	8	5000
	10	3900
	20	1900
	30	750
138*	9,3	1630
200	8	2200
	10	1700
	20	900
	30	400
298*	5,3	1570
300	8	800
	10	700
	20	500
	30	300
473*	5,4	1000
673*	5,1	740
823*	5,4	620

Примечание. Звездочкой обозначены данные для НК с ориентацией [100].

Таблица 4.46. Влияние температуры на прочность НК Al₂O₃ [52]

Т, К	σ _{вф} , МПа	
	средний	максимальный
298	6500	10 000
473	6100	10 000
673	6000	9800
873	5500	9200
1073	5050	8700
1273	4500	7500
1473	3500	6500
1673	2400	4500
1873	1800	2800
2073	1300	2500
2273	1000	1700

Таблица 4.47. Влияние температуры на среднюю прочность НК В₄C [189]

Т, К	σ _{вф} , МПа, при испытаниях в среде	
	гелия	воздуха
298	3500	3500
673	2900	...
823	...	350
973	2500	<150
1173	2300	...
1273	1400	...
1323	<50	...

Таблица 4.48. Длительная прочность НК Al₂O₃ [52]

Т, К	σ _{вф} , МПа, при времени до разрушения, с				
	1	3	10 ²	10 ³	10 ⁴
903	5500—7300	...	4700—7000	4600—6800	4400—6600
1333	3600—5000	...	3000—4200	2500—4900	2200—3500
1823	...	1200—2300	1050—2000	900—1900	750—1700

Применение. НК применяются как армирующие наполнители в металлических, керамических и полимерных матрицах. Технология переработки НК при изготовлении КМ состоит из следующих операций: переработка сырья; нанесение покрытий; ориентирование; объединение компонентов; уплотнение; формование.

Поскольку выращенные НК существенно отличаются друг от друга по размерам, степени совершенства кристаллической структуры, поверхности, механическим свойствам, их очищают, разделяют на отдельные волокна

и сортируют по размерам. Слабые кристаллы с наростами и ветвлениями дробятся, а обломки удаляются на мойющих установках, аппаратах для воздушного отмучивания и другими приемами, применяемыми в текстильном производстве.

Сортировка НК или классификация их по площади поперечного сечения, длине либо по обоим этим размерам проводится жидкостным или воздушным методом. Жидкостная сортировка применяется для самых тонких НК (диаметром 1—5 мкм и длиной 100—1000 мкм). Воздушная сортировка (отмучивание) проводится путем разделения отдельных фракций НК струями воздуха. Размер собираемой фракции определяется скоростью воздушного потока: с увеличением скорости потока увеличивается размер НК, выносимых на ситовой сборник. Этот метод хорошо зарекомендовал себя для классификации НК Al_2O_3 с металлическими покрытиями.

Покрытия на НК наносятся для улучшения смачивания НК расплавом матрицы, предотвращения повреждений их при переработке, исключения вредного взаимодействия НК с матрицей и придания им ориентации в КМ. Покрытия служат также зоной передачи напряжений от матрицы к волокнам. Наносятся покрытия химическим парофазным осаждением, распылением, вакуумным испарением, электролизом, погружением в систему металл — органическая удаляемая связка. Наиболее распространены первые два способа.

НК ориентируют экструзией с помощью жидкого носителя (отмучиванием, направленным истечением), действием вибрации, магнитного или электрического поля, текстильными методами (вытягиванием, разравниванием гребенкой и т. д.), ситовыми методами, применяемыми в бумажном производстве.

Для объединения НК с матрицей применяют осаждение, жидко- и твердофазные способы объединения НК с матрицей. Процессы осаждения состоят в химическом или электролитическом осаждении молекул матрицы на поверхности НК из пара или раствора. При электролитическом осаждении в матрице почти всегда остаются пустоты, что вызывает необходимость дальнейшего уплотнения КМ. Из жидкостных процессов наиболее широко применяется пропитка, поскольку проникновение (инфильтрация) жидкой матрицы в пучки выровненных НК или в неориентированные маты не приводит к значительным разрывам армирующих волокон. Твердофазные методы объединения НК и матрицы состоят в механическом объединении (смешении) матрицы в виде порошка или фольги с НК.

Глава 5

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТРИЦЫ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

5.1. МАТРИЦЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Алюминий и сплавы на его основе, используемые в качестве матрицы КМ, выпускаются промышленностью в виде слитков, листов, лент, фольг, прутков, проволоки и порошка. Основными требованиями, предъявляемыми к матрицам на основе алюминия и его сплавов, являются совместимость с материалом армирующих волокон при температурах получения и эксплуатации КМ; высокие значения прочности и пластичности при нормальной и повышенной температурах; высокие технологические свойства и коррозионная стойкость. В зависимости от технологических особенностей получения КМ и типа волокон для армирования применяют алюминий, деформируемые и литейные алюминиевые сплавы.

5.1.1. Алюминий

В качестве матриц применяют алюминий технической чистоты (табл. 5.1). Алюминий используется для получения КМ как жидко-, так и твердофазными методами. Механические свойства технического алюминия

Таблица 5.1. Химический состав алюминия первичного технической чистоты (ГОСТ 11069—74)

Марка материала	Химический состав, %					
	Al, не менее	Fe	Si	Cu	Zn	Ti
A85	99,8	0,08	0,06	0,01	0,02	0,01
A8	99,8	0,12	0,10	0,01	0,04	0,02
A7	99,7	0,16	0,16	0,01	0,04	0,02
A7E	99,7	0,20	0,08	0,01	0,04	0,01*
A6	99,6	0,25	0,20	0,01	0,06	0,03
A5	99,5	0,30	0,30	0,02	0,06	0,03
A5E**	99,5	0,35	0,12	0,02	0,04	0,01*
A0	99,0	0,50	0,5	0,02	0,08	0,03

Примечание. Звездочкой обозначена сумма титана, вольфрама, марганца и хрома, двукра — марка сплава, в которой содержание железа допускается не менее 0,18 %

марки АД приведены в табл. 5.2. Физические его свойства следующие: при 293 К $\gamma = 2,7 \cdot 10^3$ кг/м³, $T_{пл} = 933,2$ К, $c = 0,93 \cdot 10^3$ Дж/кг при 373 К, $\alpha = 21,7 \cdot 10^{-6}$ К⁻¹ в интервале температур 213—293 К. Относительная электропроводность по сравнению с отожженной медью составляет 64,94 %.

Таблица 5.2. Механические свойства технического алюминия марки АД [176]

Состояние материала	E , ГПа	G , МПа	μ	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	$HВ$, МПа	σ_{-1} , МПа, при $N = 5 \times 10^6$
Нагартованный	71	27	0,31	100	140	6	60	320	50
Отожженный	71	27	0,31	30	80	35	80	250	40

Таблица 5.3. Содержание легирующих компонентов и примесей

Марка материала	Содержание легирующих компонентов, %					
	Cu	Mg	Mn	Si	Cr	Fe
АД0	0	0	0	0	0	0
АД1	0	0	0	0	0	0
АМц	0	0	1,0—1,6	0	0	0
АМг2	0	1,8—2,6	0,2—0,6	0	0	0
АМг3	0	3,2—3,8	0,3—0,6	0,5—0,8	0	0
АМг5	0	4,8—5,8	0,3—0,8	0	0,5	0,0002—0,005
АМг6	0	5,8—6,8	0,5—0,8	0	0	0,0002—0,005
АД33	0,15—0,40	0,8—1,2	0	0,4—0,8	0,15—0,35	0
Д1	3,8—4,8	0,4—0,8	0,4—0,8	0	0	0
Д16	3,8—4,9	1,2—1,8	0,3—0,9	0	0	0
АК4	1,9—2,5	1,4—1,8	0	0,5—1,2	0	0
В95	1,4—2,0	1,8—2,8	0,2—0,6	0	0,1—0,25	0

Примечание. Содержание легирующих компонентов никеля и железа в сплаве АМг5, АМг6 — 0,02—0,1 %. хрома в сплавах АМг2 и АМг3 — 0,05 %.

5.1.2. Деформируемые алюминиевые сплавы

Деформируемые алюминиевые сплавы (табл. 5.3) используются для получения КМ твердофазными методами. Большинство из них имеют небольшую плотность, высокие тепло- и электропроводность, хорошую коррозионную стойкость, высокую технологическую пластичность (табл. 5.4, 5.5). Технологические свойства деформируемых матричных алюминиевых сплавов указаны в табл. 5.6.

В табл. 5.7 приведены обозначения и химический состав наиболее распространенных алюминиевых деформируемых сплавов, применяемых в США в качестве матричного материала, а в табл. 5.8 — некоторые их механические свойства.

5.1.3. Литейные алюминиевые сплавы

Для получения КМ на основе алюминия жидкофазными методами (пропиткой, литьем и т. д.) используются литейные алюминиевые сплавы, обладающие повышенной жидкотекучестью, сравнительно невысокой ли-

нейной усадкой и пониженной склонностью к образованию трещин при повышенных температурах. В качестве матричного материала применяется большинство известных литейных сплавов системы Al—Mg, Al—Si, Al—Cu и сплавы, сложные по химическому и фазовому составу (табл. 5.9). Механические и физические свойства литейных алюминиевых сплавов приведены в табл. 5.10, 5.11.

5.1.4. Порошки алюминиевые

Для получения КМ методами порошковой металлургии, а также для газотермического напыления применяют выпускаемые промышленностью порошки алюминия и специально получаемые порошки алю-

мисей в деформируемых алюминиевых сплавах (ГОСТ 4784—74)

Fe	Примеси, %, не более							Прочие примеси	
	Si	Cu	Mn	Ni	Zn	Ti	Mg	Каждая в отдельности	Сумма примесей, не более
0,30	0,30	0,02	0,25	0	0,1	0,1	0,05	0,02	0
0,30	0,30	0,05	0,25	0	0,1	0,15	0,05	0,02	0
0,7	0,6	0,15	0	0	0,1	0,2	0,2	0,05	0,1
0,4	0,4	0,1	0	0	0,2	0,1	0	0,05	0,1
0,5	0	0,1	0	0	0,2	0,1	0	0,05	0,1
0,5	0	0,1	0	0	0,2	0,1	0	0,05	0,1
0,4	0,4	0,1	0	0	0,2	0	0	0,05	0,1
0,7	0	0	0,15	0	0,25	0,15	0	0,05	0,1
0,7	0,7	0	0	0,1	0,3	0,1	0	0,05	0,1
0,5	0,5	0	0	0,1	0,3	0,1	0	0,05	0,1
0	0	0	0,2	0	0,3	0,1	0	0,05	0,1
0,5	0,5	0	0	0,1	0	0	0	0,05	0,1

АК4 составляет 0,8—1,3 %. цинка в сплаве В95 — 5,0—7,0 %, примесей титана в сплавах

Таблица 5.4. Механические свойства матричных деформируемых алюминиевых сплавов [176]

Обозначение сплава и состояния материала	Термическая обработка	T , К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	σ_{100} , МПа	$\sigma_{0,2/100}$, МПа	σ_{-1} , МПа
Сплавы, неупрочняемые термической обработкой									
АДН	Б. о.	293	100	150	6	60	42—63
АДМ	» »	293	30	80	35	80	35
АМцН	» »	293	180	220	5	50	70
АМц1/2Н	» »	293	130	170	10	55	65
АМцМ	» »	293	50	130	23	70	50
АМг21/2Н	» »	293	210	250	6	125
АМг2М	» »	293	80	190	23	64	120
АМг31/2Н	» »	293	100	240	20

Продолжение табл. 5.4

Обозначение сплава и состояния материала	Термическая обработка	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_{Bp} , МПа	δ , %	ψ , %	σ_{100} , МПа	$\sigma_{0,2/100}$, МПа	σ_{-1} , МПа
AMg3M	Б. о.	293	90	190	15
AMg5M	» »	293	120	270	18
AMg6M	» »	293	150	300	18
Сплавы, упрочняемые термической обработкой									
AD33	З., И. с.	293	270	320	10	25	110
	То же	293	130	230	20
AD33M	Б. о.	293	50	130	30
Д1	З., Е. с.	293	250	410	15	30	125
Д16	То же	293	380	520	11	15	140
	О.	293	100	220	13	30	90
		293	230	430	13	15
AK4	З., И. с.	293	320—360	390—430	10	20—25	135
		473	200	150	...
		503	120	75	...
		573	40	35	...
		593	30	25	...
B95	То же	293	530—550	560—600	8	12	155

Примечания. 1. E = 71 ГПа. 2. Б. о. — без обработки; З — закалка; И. с. — искусственное старение; Е. с. — естественное старение; О. — отжиг.

Таблица 5.5. Физические свойства матриц на основе деформируемых алюминиевых сплавов [176]

Марка материала	ρ , 10 ³ кг/м ³	ϵ , 10 ³ Дж/(кг × К) × К, при T, К		α_{cp} , 10 ⁻⁶ К ⁻¹ , в интервале T, К					ρ , мкОм · м
		373	673	α_{cp} , 10 ⁻⁶ К ⁻¹ , в интервале T, К					
				223—293	293—373	293—473	293—573	293—673	
AD0	2,71	23,5	24,6	25,6
AD1	2,71	23,5	24,6	25,6
AMц	2,73	1,09	1,3	...	24	...	25
AMg2	2,67	23,8
AMg3	2,67	0,88	1,05	...	23,5	26,1	49,6
AMg5	2,65	24,1	...	26,2	...	62,6
AMg6	2,64	0,92	1,09	24,7	...	26,5	71
AD33	2,71	0,94	24,1	...	26	...
Д1	2,8	0,92	1,05	21,8	22,0	...	25	...	54
Д16	2,78	0,92	1,17	21,4	22,0	...	24,7	...	73
AK4	2,77	0,84	1,05	...	21,8	23,1	24,9	24,8	50
B95	2,85	22,0	23,6	24,2	26,2	...	42

Таблица 5.6. Технологические свойства деформируемых алюминиевых сплавов [176]

Марка материала	Пластичность		Обрабатываемость резанием			Свариваемость
	в отожженном состоянии	Интервал температур деформации, К	в отожженном состоянии	в полунагартованном состоянии	в нагартованном и искусственно состаренном состоянии	
AD0 и AD1	В.	533—783	Н.	...	У.	Х.
AMц	В.	723—753	Н.	Х.
AMg2 и AMg3	В.	723—753	Н.	У.	...	У.
AMg5 и AMg6	В.	733	П.	У.	...	У.
Д1	У.	723—748	П.	...	У.	Х. при точечной сварке, У. при газовой
Д16	У.	723—748	П.	...	У.	То же
AD33	В.	...	У.	» »
AK4	У.	623—723	Х.	» »
B95	С.	653—703	Х.	» »

Примечания. 1. Пластичность всех сплавов в полунагартованном состоянии средняя, в нагартованном — низкая. 2. В. — высокая; Н. — неудовлетворительная; П. — пониженная; У. — удовлетворительная; Х. — хорошая.

Таблица 5.7. Химический состав, применяемых в США матричных алюминиевых деформируемых сплавов [62, 109, 141, 144, 176]

Марка материала	Химический состав, %				
	Al	Si	Fe	Cu	Zn
1100	98,65	0	1,0	0,2	0,1
2024	91,5—93,45	0,5	0,5	3,8—4,9	0,25
5052	96,1—96,9	0	0,45	0,1	0,1
5056	93,1—94,6	0,3	0,4	0,1	0,1
6061	96—97,25	0,4—0,8	0,7	0,15—0,4	0,25
7075	86,9—89,72	0,5	0,7	1,2—2,0	5,1—6,1
7178	86,1—88,6	0,5	0,5	1,6—2,4	6,3—7,3

Марка материала	Химический состав, %				Марка аналога в СССР
	Mn	Mg	Ti	Cr	
1100	0,05	0	0	0	AD1
2024	0,3—0,9	1,2—1,8	0	0	Д16
5052	0,1	2,2—2,8	0	0,15—0,35	AMg1
5056	0,05—0,2	4,5—5,6	0	0,05—0,2	AMg5
6061	0,15	0,8—1,2	0,15	0,15—0,35	AD33
7075	0,3	2,1—2,9	0,2	0,18—0,4	B95
7178	0,3	2,4—3,1	0,2	0,1	—

Таблица 5.8. Механические свойства применяемых в США матричных алюминиевых деформируемых сплавов [62, 109, 141, 144, 176]

Марка материала	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ψ , %
1100	63	43	86	20
2024	71	128	240	13
5052	68	135	265	13
6061	70	77	136	16

Таблица 5.9. Химический состав матричных литейных алюминиевых сплавов (ГОСТ 2685—75)

Марка материала	Химический состав, %				
	Al	Mg	Si	Mn	Cu
AL13	92,8—94,6	4,5—5,5	0,8—1,3	0,1—0,4	0
AL2	87—90	0	10,0—13,0	0	0
AL9	91,6—93,8	0,2—0,4	6—8	0	0
AL19	93,35—94,75	0	0	0,6—1,0	4,5—5,3
AL3	91—93,05	0,35—0,6	4,5—5,5	0,6—0,9	1,5—3,0
AL1	93,25—93,50	1,25—1,75	0	0	3,75—4,5

Примечание. Содержание титана в AL19 — 0,15—0,35 %, никеля в AL1 — 1,75—2,25 %.

Таблица 5.10. Механические свойства матричных литейных алюминиевых сплавов [176]

Марка материала	Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	σ_H , Дж/м ²	НВ, МПа	σ_{100} , МПа, при T, K			σ_{-1} , МПа
							473	523	573	
AL2	T2	90	180	5	5,0	500	70	40	28	42
	T4	140	200	5	5,0	500	45
AL9	T5	160	220	3	...	750	60	45	25	...
	T1	170	200	1,0	...	700
AL3	T1	140	180	1,5	...	650
	T5	180	240	0,8	...	750	90	60	37,5	...
	T6	210	270	0,8	5,0	850	60
AL13	T7	...	210	1,0	...	700
	T2	110	170	3,0	...	650
AL19	T4	180	320	9	1,0	800	160	120	65	70
	T5	250	360	5	10	1000	160	120	65	70
AL1	T5	200	260	0,6	8	1000	130	70	55	58,6
	T7	180	220	1,2	...	900

Примечание. T1 — нагрев до температур 453 ± 10 K в течение 5—17 ч (применяется для деталей средней нагруженности); T2 — нагрев при температуре 573 ± 10 K в течение 2—4 ч, охлаждение на воздухе (применяется для деталей, требующих постоянства размеров и снятия внутренних напряжений); T4 — нагрев под закалку при температуре 808 ± 5 K в течение 2—6 ч, охлаждение в воде, имеющей температуру 293—373 K (применяется для деталей, от которых требуется повышенная пластичность); T5 — режим закалки тот же, что и при T4, искусственное старение при 423 ± 5 K в течение 1—3 ч (применяется для деталей, от которых требуются повышенные значения предела текучести и твердости); T6 — режим закалки тот же, что и при T4, искусственное старение при 473 ± 5 K в течение 2—5 ч (применяется для деталей, от которых требуется повышенная прочность); T7 — режим закалки тот же, что и при T4, искусственное старение при 498 ± 10 K в течение 3—5 ч (применяется для деталей, от которых требуется достаточная прочность и сравнительно высокая стабильность геометрических размеров).

Таблица 5.11. Физические свойства матриц на основе литейных алюминиевых сплавов [176]

Марка материала	T, K	γ , 10 ⁶ кг/м ³	ϵ , 10 ⁶ Дж/(кг × K)	α , 10 ⁻⁶ K ⁻¹ , при температуре (293 — T) K	λ , 10 ⁸ Вт/(м · K)	ρ , мкОм · м
AL13	293	2,6	0,126	64,3
	373		0,963	20,0
	573		1,050	...	0,138	...
AL2	293	2,65	0,176	...
	373		0,837	21,1	...	83,7
	573		0,921	23,3	0,167	92,1
AL9	293	2,66	0,151	...
	373		0,879	23,0	...	87,9
	573		1,005	24,5	0,167	1,005
AL19	293	2,78	0,105	...
	373		0,837	19,5	...	83,7
	573		1,050	21,9	0,142	105,0
AL3	293	2,7	0,163	...
	373		0,921	22,0	...	92,1
	573		1,088	24,0	0,159	108,8
AL1	293	2,75	0,129	...
	373		0,795	22,3	...	79,5
	573		0,921	24,4	0,155	92,1

миниевых сплавов. Марки алюминиевых порошков следующие: АПП (из первичного алюминия), АПВ (из вторичного алюминия), АСД-1 (дисперсный), АСД-Т (то же с добавкой титана) [176, 180].

5.1.5. Фольга алюминиевая техническая

Для изготовления КМ методами диффузионной сварки часто используют фольгу алюминия и его сплавов. Фольга алюминиевая техническая (ГОСТ 618—73) выпускается толщиной 5—200 мкм в рулонах шириной от 0,01 до 0,96 м; изготавливается из алюминия марок АД1, АД, А99, А97, А95, А7, А6 и А5. Кроме того, в лабораторных условиях выпускаются фольги из высокопрочных деформируемых сложнлегированных алюминиевых сплавов. Используя явление сверхпластичности получают также фольги из некоторых литейных алюминиевых сплавов.

Для производства КМ применяется и фольга алюминиевая пищевая гладкая (марка ФГ), которая выпускается промышленностью толщиной от 9 до 200 мкм в рулонах шириной от 0,025 до 1 м (ГОСТ 745—79).

5.1.6. Листы из алюминия и алюминиевых сплавов

Листы из алюминия и алюминиевых сплавов толщиной до 2,5 мм применяют для получения КМ и изделий из них преимущественно сваркой взрывом. Листы из алюминия и алюминиевых сплавов (ГОСТ 21631—76)

подразделяют на неплакированные из алюминия марок А0, АД0, АД1 и сплавов АМц, ММ, Д12, АМг2, АМг3, АМг5, АМг6 и АВ (обозначаются маркой сплава без дополнительных знаков); плакированные технологической плакировкой из сплавов марок Д16 и АМг6 (дополнительно обозначаются буквой «Б»); плакированные нормальной плакировкой из сплавов марок Д1, Д16, В95, В95-2, ВД1 (дополнительно обозначаются буквой «А»); плакированные утолщенной плакировкой из сплавов марок Д16 и АМг6 (дополнительно обозначаются буквой «У»). Листы поставляют отожженные (дополнительно обозначаются буквой «М»), полунагартованные (дополнительно обозначаются выражением «1/2Н»), нагартованные (дополнительно обозначаются буквой «Н»), закаленные и естественно состаренные (дополнительно обозначаются буквой «Т»), нагартованные после закалки и естественного старения (дополнительно обозначаются буквами «ТН»). Размеры листов: толщина от 0,3 до 10,5 мм, ширина от 600 до 2000 мм и длина от 2000 до 7200 мм [176, 180].

5.1.7. Проволока алюминиевая сварочная

Для нанесения матричного материала на волокна методом плазменного, газопламенного и электродугового напыления используют проволоку алюминиевую сварочную (ГОСТ 7871—75) марок СВА97 (99,97 % Al и 0,03 % примесей); СВА5 (не менее 99,5 % Al, 0,2—0,35 % Fe, 0,1—0,25 % Si, 0,5 % примесей); СВАмц (96,35 % Al, 1—1,5 % Mn, 0,3—0,5 % Fe, 0,2—0,4 % Si, 1,35 % примесей); СВАМг3 (94,35 % Al, 3,2—3,8 % Mg, 0,3—0,6 % Mn, 0,5—0,8 % Si, 0,85 % примесей); СВАМг5 (92,2 % Al, 4,8—5,8 % Mg, 0,5—0,8 % Mn, 0,1—0,2 % Ti, 0,002—0,005 % Be, 1,4 %

примесей); СВАМг6 (91,55 % Al, 5,8—6,8 % Mg, 0,5—0,8 % Mn, 0,1—0,2 % Ti, 0,002—0,005 % Be, 1,2 % примесей); СВАК5 (93,4 % Al, 4,5—6,0 % Si, 0,1—0,2 % Ti, 1,0 % примесей); СВАК10 (Al — остальное, 7,0—10,0 % Si, 1,1 % примесей). Проволока выпускается диаметром 0,8—12,5 мм, поставляется в прутках не короче 3 м или в бухтах [176, 180].

5.2. МАТРИЦЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ

Магниевые сплавы отличаются малой плотностью, высокой удельной прочностью, способностью поглощать энергию удара и вибрационных колебаний, хорошей обрабатываемостью резанием. Большим преимуществом магниевых сплавов как матрицы КМ является то, что они практически не реагируют с основными классами армирующих волокон.

Для изготовления КМ с магниевой матрицей используют технический магний, сплавы МЛ12, ИМВ2, АЗ31В, АЗ33, АЗ92, LA141А, ZK60А и др. (табл. 5.12, 5.13).

Магниевые сплавы обладают пониженной коррозионной стойкостью, однако при надлежащей защите изделия из магниевых сплавов могут надежно эксплуатироваться во всех климатических условиях и неагрессивных по отношению к магнию средах.

5.3. МАТРИЦЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

По комплексу физико-механических свойств (высокие прочность, удельная прочность и коррозионная стойкость, нехладноломкость, немагнитность) титан является одним из наиболее перспективных легких материалов для авиационной и космической техники. Армирование титана и

Таблица 5.12. Состав и механические свойства магниевых сплавов

Марка материала	Добавка	Содержание добавки, %	Вид полуфабриката	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Литературный источник
ИМВ-2	Без добавки	0	Л.	45	26	80—110	6—8	[173]
	Li	7—10	Л. г.	44,5	170—210	230—270	5—25	[86]
	Al	4—6						
	Cd	3—5						
	Zn	0,8—2						
МЛ12	Mn	0,15—0,5						
	Al	4,0—5,0	Л. и Т.	44	140	250	8	[173]
АЗ31В	Zr	0,6—1,1						
	Al	3	Л. г.	45	157	252—283	8—12	[359]
АЗ33	Zn	1						
	Mn	0,2						
АЗ92	Редкоземельные металлы	3	Л. и О.	45	...	142—173	3—6	[359]
	Zn	3						
LA141А	Al	9	Л. и Т.	45	112	181	...	[359]
	Zn	2		46	119	147	25—30	[359]
ZK60А	Li	14	Л. г.					
	Al	1						
	Mn	0,15						
ZK60А	Zn	5,5	П.	45	183—268	299—346	14—16	[359]
	Zr	0,5						

Примечание. Л.—литой; Л. г.—листы горячекатаные; Т.—термообработанный; П.—поковки; О.—отожженный.

ботанный; П.—поковки; О.—отожженный.

Таблица 5.13. Физические свойства магниевых сплавов

Марка сплава	$T_{пл}, K$	$\gamma, 10^3 \text{ кг/м}^3$	$c, \frac{\text{Дж}}{\text{кг} \cdot \text{K}}$ при $T = 293-373 \text{ K}$	$\alpha, 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, при $T = 293-473 \text{ K}$	$\lambda, \text{ Вт/(м} \cdot \text{K)}$	$\rho, \text{ мкОм} \cdot \text{м}$	Литературный источник
Mg	924	1,74	1047	27,0	167	0,047	[173]
ИМВ2	846	1,59	1250	32,4	50	...	[86]
МЛ12	...	1,81	...	26,2—29,5	134	...	[173]
AZ31В	903	1,78	1047	26,0	84	0,10	[359]
LA141A	853	1,35	1465	21,0	43	0,15	[359]
ZK60A	903	1,83	1047	26,0	117	0,06	[359]

Таблица 5.14. Характеристика титановых сплавов [62, 150, 348]

Марка материала	Структура	Добавка, %
BT1-0	α	Без добавки
BT1-00	α	» »
Ti75A	α	» »
BT6C	$\alpha + \beta$	(5,3—6,5) Al; (3,5—4,5) V
BT22	$\alpha + \beta$	(4,4—5,9) Al; (4,0—5,5) V; (4,0—5,5) Mo; (0,5—2,0) Cr; (0,5—1,5) Fe
IM1318A	$\alpha + \beta$	6Al; 4V
—	$\alpha + \beta$	3Al; 2,5V
Ti-5621S	$\alpha + \beta$	6V; 5Al; 2Zr; 1Mo; 0,2Si
—	$\alpha + \beta$	6Al; 6V; 2Sn
Бета-III	β	11Mo; 5Zr; 5Sn
B120VCA	β	13V; 11Cr; 3Al

Таблица 5.15. Механические свойства

Марка материала	Термообработка	T, K	$E, \text{ ГПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{ МПа}$
BT1-0	O.	293	103—108	294—412
		473	103—108	186—196
		573	103—108	147—167
		673	103—108	167
		293	103—108	245—373
BT1-00	»	293	103—108	481
Ti75A	»	293	103—108	481
BT6C	»	293	120	900
		673	94	420
		293	115	...
BT22	З. и С.	293	119	1095
IM1318A	То же	293	91	738
		573	91	738
		293	116	880
Ti-5621S	Г., С.	293	106	1370
Бета-III	То же	293	106	1370
B120VCA	З., С.	293	148	1200—1500

Примечание. Г. — гомогенизация; З. — закалка; O. — отжиг; С. — старение.

Таблица 5.16. Механические свойства изделий из порошков сплавов на основе титана [63, 64]

Добавка	Содержание добавки, %	Технологическая схема	$\sigma_B, \text{ МПа}$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$\Pi_1, \%$
Без добавки	0	Холодное прессование, спекание	410	35,2	56,4	4
		Горячая экструзия	380	41,3	76,2	0
		Горячая объемная штамповка	420	38,2	58,5	0
		Прессование, спекание	893	5,0	5,0	5
Al	6	Прессование, спекание, термообработка	1100	3,0	...	5
		Прессование, спекание, ковка, отжиг	893	10,0	16,0	0
V	4	Экструзия, термообработка	1500	6,0	19,2	0
		Sn	2			

Таблица 5.17. Физические свойства титановых сплавов [62, 64, 348]

Марка материала	$\gamma, 10^3 \text{ кг/м}^3$	$\alpha, 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	$\lambda, \text{ Вт/(м} \cdot \text{K)}$	$\rho, \text{ мкОм} \cdot \text{м}$
BT1-0	4,51	8,3	16,3	0,47
BT6C	4,43	8,4	8,4	1,60
Ti-5621S	4,51	9,9
Бета-III	5,07	8,6

свойства листовых титановых сплавов

$\sigma_B, \text{ МПа}$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$a, 10^5 \text{ Дж/м}^2$	$\sigma_{-1}, \text{ МПа}$, при $N = 10^7$	Литературный источник
343—490	30	60	12	230	[64]
206—245	22—26	73—74	
196—206	20	72—82	
177—186	15—23	73—99	
294—441	30	60	15	160	[64]
549	20	45	[64]
950—1150	10—13	25—60	3	530—560	[348]
820	9	38	...	420	
1400	[348]
1195	9	460	[348]
914	7	
...	[62]
...	[62]
1300—1600	4—8	[348]

его сплавов высокомодульными волокнами производится главным образом с целью повышения жесткости. Для изготовления КМ с титановой матрицей используются преимущественно технический титан марок ВТ1-0, ВТ1-00, Ti75A и сплавы ВТ6С, ВТ22, IM1318A, Ti-5621S, В120VCA, бета-III и др. в виде фольги или порошка (табл. 5.14).

Прочность изделий из порошков сплавов на основе титана близка к прочности листовых титановых сплавов, полученных плавкой (табл. 5.15, 5.16). Титан обладает низкой плотностью, относительно малыми тепло- и электропроводностью (соответственно в 16 и 25 раз меньшей, чем медь), невысоким коэффициентом теплового расширения (табл. 5.17). Это один из самых коррозионно-стойких материалов, что связано с образованием на его поверхности пассивной оксидной пленки. Титан и титановые сплавы удовлетворительно обрабатываются резанием, поддаются газовой и аргодуговой сварке.

5.4. МАТРИЦЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Медь и медные сплавы обладают высокими тепло- и электропроводностью, значительной коррозионной стойкостью, хорошо обрабатываются давлением и широко используются в различных областях промышленности. К недостаткам медных сплавов относятся их низкие прочностные свойства при повышенных температурах. С целью улучшения высокотемпературных прочностных свойств медь армируют волокнами вольфрама, железа, графита и др. Из меди готовят проволоку, прутки, листы, полосы, ленты, фольгу, трубы, профили. Свойства технической меди следующие [282]:

E , ГПа, при T , К	δ , %		
273	132	мягкая	60
373	128	твердая	6
473	124	ψ , %	
573	118	мягкая	75
873	96	твердая	35
$HВ$, МПа		$T_{пл}$, К	1356
мягкая	450	$T_{кип}$, К	2633
твердая	1100	γ , 10^3 кг/м ³	8940
σ_{-1} , МПа, при $N = 10^8$		c , Дж/(кг · К), при $T = 293$ К	385
мягкая	70	α , 10^{-6} К ⁻¹ , при T , К	
твердая	120	293—373	16,8
G , ГПа	42	293—573	17,7
$\sigma_{0,2}$, МПа		λ , Вт/(м · К)	387
мягкая	60	ρ , мкОм · м, при $T = 293$ К	0,017—
твердая	340		0,018
σ_B , МПа			
мягкая	220—240		
твердая	400		

5.5. МАТРИЦЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

Никель и никелевые сплавы, пригодные для применения в качестве матрицы КМ, выпускаются промышленностью в виде листов, лент и порошков (табл. 5.18, 5.19). Технически чистый никель можно использовать при получении КМ, армированных проволоками тугоплавких металлов, керамическими волокнами и УВ, методами, предотвращающими взаимодействие

волокон и матрицы. Однако жаростойкость КМ на основе технического никеля низка. Более широко применяются КМ на основе промышленных окалиностойких и жаропрочных никелевых сплавов (табл. 5.20).

Окалиностойкие сплавы системы Ni—Cr обладают повышенной стойкостью против разрушения поверхности в газовых средах при нагревании выше температуры 823 К и при небольших нагрузках. Присутствие в них значительного количества хрома (19—30 %) повышает сопротивление окислению, а добавки вольфрама, молибдена, алюминия и титана увеличивают жаропрочность и термическую стойкость.

Жаропрочные деформируемые сплавы сочетают существенную окалиностойкость со способностью работать в нагруженном состоянии при высоких температурах. Повышенные длительная прочность, сопротивление ползучести и усталости достигаются в этих сплавах за счет введения титана и алюминия, образующих дисперсные упрочняющие фазы Ni₃Ti и Ni₃Al (γ' -фаза), а также за счет легирования тугоплавкими элементами (вольфрамом, молибденом, ниобием), упрочняющими твердый никелевый раствор, и малыми добавками бора, церия и других элементов, увеличивающими стабильность межзеренных границ. Жаропрочные литейные сплавы имеют тот же механизм упрочнения, что и деформируемые, однако они легированы большим количеством тугоплавких элементов, которые обеспечивают более высокую жаропрочность вплоть до температуры 1373 К. Их основной технологический недостаток — низкая пластичность. Поэтому жаропрочное литье применяют преимущественно в термически обработанном состоянии.

Матрицы КМ на никелевой основе должны быть совместимы с материалом армирующих волокон, прочными при высоких температурах, пластичными, обладать сопротивлением высокотемпературной коррозии и технологичностью. Никелевый матричный сплав считается совместимым с армирующими волокнами, если при температурах предполагаемой эксплуатации КМ не происходят процессы, разупрочняющие арматуру и материал в целом (химическая реакция между компонентами, взаимная диффузия, интенсивная рекристаллизация волокон). Наилучшей совместимостью с вольфрамовой проволокой при температурах 1273—1473 К обладает отечественный сплав ХН60ВТ, из зарубежных (США) — NASA-1, NASA-3, NASA-5 и NASA-7 [458].

При температурах ниже 1373 К жаропрочная матрица способна вносить достаточно большой вклад в прочность КМ (табл. 5.21). Пластичность ряда никелевых сплавов позволяет обеспечить сопротивление КМ ударным нагрузкам и снятие термических напряжений, возникающих в КМ вследствие различных к. т. р. Внутренние термические напряжения образуются в КМ при нестационарных температурных режимах и могут привести к растрескиванию хрупкой матрицы. При создании КМ на никелевой основе необходимо учитывать значения к. т. р. и теплопроводности матричных сплавов (табл. 5.22).

В условиях эксплуатации КМ подвергаются воздействию внешней среды (окислению, сульфидной коррозии и т. д.), поэтому одним из требований, предъявляемых к жаропрочной матрице, является жаростойкость (табл. 5.23) и обеспечение надежной защиты поверхности легкоокисляющейся армировки от коррозионного разрушения.

Окалиностойкие никелевые сплавы хорошо деформируются в холодном и горячем состоянии. Жаропрочные деформируемые сплавы обрабатываются методами пластической деформации при нагревании (табл. 5.24). Для получения КМ на основе окалиностойких сплавов используются заготовки типа «сэндвич», состоящие из чередующихся тонких матричных листов и слоев армирующих волокон, которые уплотняют методами пластической деформации (динамическое горячее прессование, диффузионная сварка, прокатка и др.).

Таблица 5.18. Химический состав полу

Марка материала	Содержание Ni, %, не менее	Содержание примесей, %			
		C	Mg	Si	P
Никель полуфабри					
НП1	99,9	0,01	0,01	0,03	0,001
НП2	99,5	0,10	0,10	0,15	0,002
НП3	99,3	0,15	0,10	0,15	0
НП4	99,0	0,2	0,10	0,15	0
Порошки карбонильные					
ПНК-УТ1	99,9	0,1	0,0003	0,001	0,0003
ПНК-УТ2	99,9	0,1	0,0003	0,001	0,0003
ПНК-УТ3	99,9	0,1	0,0003	0,001	0,0003
ПНК-УТ4	99,9	0,1	0,0003	0,001	0,0003
ПНК0Т1	99,9	0,15	0,001	0,001	0,001
ПНК0Т2	99,9	0,15	0,001	0,001	0,001
ПНК0Т3	99,9	0,15	0,001	0,001	0,001
ПНК0Т4	99,9	0,15	0,001	0,001	0,001
ПНК1Л5	99,7	0,3	0,001	0,001	0,001
ПНК1Л6	99,7	0,3	0,001	0,001	0,001
ПНК1Л7	99,7	0,3	0,001	0,001	0,001
ПНК1Л8	99,7	0,3	0,001	0,001	0,001
ПНК2Т1	99,7	0,3	0,001	0,002	0,001
ПНК2Т2	99,7	0,3	0,001	0,002	0,001
ПНК2Т3	99,7	0,3	0,001	0,002	0,001
ПНК2Т4	99,7	0,3	0,001	0,002	0,001
электролитические					
ПНЭ1	99,5	0,02	0	0,03	0
ПНЭ2	99,3	0,04	0	0,02	0
ПНЭ3	99,5	0,04	0	0,03	0
распыленные					
ПРН	95,0	0,1	0	0	0,03

Таблица 5.19. Химический состав порошко

Марка материала	Содержание основных компонентов, %		
	Cr	C	Si
ПХ14Н78СР	13—15	0,5—0,7	3,0—3,7
ПХ40Н60	38—42	0	0
ПГХН80СР-3	12—16	0,4—0,8	0,4—0,8
ПГХН80СР-4	13—17	0,8—1,0	0,8—1,0
ПХ20Н80-1	19—22	0	0,06
ПХ20Н80-2	18—23	0	0,10
ПХ20Н80-3	18—23	0	0,20

фабрикатного никеля и никелевых порошков

Марка материала	Содержание Ni, %, не менее	Содержание примесей, %			
		S	Mn	Fe	Cu
катный (ГОСТ 492—73)					
		0,001	0,002	0,04	0,015
		0,005	0,05	0,10	0,10
		0,015	0,20	0,15	0,15
		0,015	0,20	0,30	0,15
порошковый (ГОСТ 9722—79)					
		0,001	0,0003	0,0015	0,0003
		0,001	0,0003	0,0015	0,0003
		0,001	0,0003	0,0015	0,0003
		0,001	0,0003	0,0015	0,0003
		0,001	0,0005	0,015	0,001
		0,001	0,0005	0,015	0,001
		0,001	0,0005	0,015	0,001
		0,001	0,0005	0,015	0,001
		0,001	0,001	0,002	0,001
		0,001	0,001	0,002	0,001
		0,001	0,001	0,002	0,001
		0,001	0,001	0,01	0,003
		0,001	0,001	0,01	0,003
		0,001	0,001	0,01	0,003
		0,001	0,001	0,01	0,003
(ГОСТ 9722—79)					
		0,008	0	0,1	0,06
		0,02	0	0,25	0,08
		0,01	0	0,2	0,08
(ГОСТ 14086—68)					
		0	0	0	0,6

химических сплавов на основе никеля [81]

Марка материала	Содержание основных компонентов, %			ГОСТ или ТУ
	В	Fe	Ti	
ПХ14Н78СР	2,7—3,2	0,3	0,1	ТУ14—1—938—74
ПХ40Н60	0	0,3	0,1	
ПГХН80СР-3	2—3	0,5	0,1	
ПГХН80СР-4	2,5—4,0	0,5	0,1	
ПХ20Н80-1	0	0,20	0,05	ГОСТ 13084—67
ПХ20Н80-2	0	0,30	0,10	
ПХ20Н80-3	0	0,50	0,20	

Таблица 5.20. Химический состав и назначение сплавов на никелевой основе [177, 259, 275, 288, 342, 354, 355, 402]

Марка материала	Содержание, %							Содержание, %					Применение	
	Co	Cr	Mo	W	Nb	Ti	Al	B	C	Mn	Si	Fe		других элементов
Окалинностойкие сплавы														
XH78T	0	19—22	0	0	0	0,15—0,35	<0,15	0	<0,12	<0,7	<0,8	<6,0	0	Детали газопроводных систем, камеры сгорания, жаровые трубы
XH75МБТЮ	0	19—22	1,8—2,3	0	0,9—1,3	0,35—0,75	0,35—0,75	0	<0,1	<0,4	<0,8	<6,0	0	Листовые детали турбин, работающие при 1073—1223 К
XH70Ю	0	26—29	0	0	0	0	2,8—3,5	0	<0,1	<0,3	<0,8	<1,0	<0,03 Ce; <0,1 В	Листовые детали, газопроводы, работающие при умеренных напряжениях и температурах 1123—1373 К
XH60BT	0	23,5—26,5	0	13—16	0	0,3—0,7	<0,5	0	<0,1	<0,5	<0,8	<4,0	0	Листовые детали для камер сгорания, работающие при температурах до 1373 К
Жаропрочные сплавы														
<i>деформируемые</i>														
XH77ТЮР	0	19—22	0	0	0	2,4—2,8	0,6—1,0	<0,01	<0,07	<0,4	0,6	<4,0	<0,02 Ce	Рабочие лопатки, турбинные диски, кольца и детали газовых турбин, работающие при температурах 873—1023 К
XH55ВМТКЮ	12—16	9—12	4—6	4,5—6,5	0	1,4—2,0	3,6—4,5	0,02	<0,12	<0,5	<0,5	<5,0	(0,2—0,8) V	Рабочие лопатки газотурбинных двигателей, работающие при температурах 1173—1223 К
XH67МВТЮ	0	17—22	4—5	4,5	0	2,2—2,8	1,0—1,5	0,01	<0,08	<0,5	<0,6	<4,0	<0,1 Ce	Детали газовых турбин, работающие при температурах 1023—1173 К
Нимокаст-713С	0	12	4,5	0	2,0	0,6	6,0	0,1	0,10	0,5	≤0,2	≤2,5	0,05 Zr; >2,0 (Ta + Nb)	Сопловые лопатки, роторы газовых турбин
Хастеллой-Х	1,5	22	9	0,6	0	3,5	4,25	0,05	0,15	0	0	18,5	0	Фланцы, кольца соплового аппарата горячей части газовых турбин реактивных двигателей, детали камер сгорания
<i>литые</i>														
ЖС6К	4—5	10,5—12,5	3,5—4,5	4,5—5,5	0	2,5—3,0	5—6	0,02	0,13—0,2	≤0,4	≤0,4	≤2,0	0	Рабочие и сопловые лопатки, цельнолитые роторы
ЕРД-16	0	6,0	2,0	11,0	1,5	0	6,0	0	0	0	0	0	0	Лопатки и детали газовых турбин
Нимокаст 258	20	10	5	0	0	3,7	5	0,02	0,2	0,3	0,3	<2	0	Сопловые лопатки газовых турбин
NASA-TRW-1VA	7,5	6,1	2,0	5,8	0,5	1,0	5,4	0,02	0,13	0	0	0	9,0 Ta; 0,13 Zr	Лопатки газовых турбин
Inco-713C	0	12,5	4,2	0	1,0	0,8	6,1	0,02	0,12	0,15	0,4	1,0	(0,05—0,2) Zr	То же
MAR-M200	10	9,0	0	12,5	1,0	2,0	5,0	0,015	0,15	0	0	<1,5	0,05 Zr	>>
ОПЫТНЫЕ сплавы														
NASA-1	0	20,0	0	25,0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	Матрицы КМ, армированных вольфрамовой проволокой
NASA-3	0	15,0	0	25,0	0	2,0	2,0	0	0	0	0	0	0	То же
NASA-5	0	19,0	4,0	4,0	1,25	0	0	0	0	0	0	0	1,25 Ta	>>
NASA-7	0	15,0	4,0	4,0	1,25	3,5	4,2	0	0	0	0	0	1,25 Ta	>>

Таблица 5.21. Механические свойства никелевых матричных сплавов [177, 259, 275, 287, 342, 354, 355, 402, 458]

Марка материала	Термическая обработка	T, К	E, ГПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	$\frac{\sigma}{10^3}$, Дж/м ²	σ_{100} , МПа	σ_{1000} , МПа	$\sigma_{0,2/100}$, МПа	σ_{-1} , МПа, при N = 10 ⁷
НП2	Отжиг	293	175	450	120	50	77
		873	138	225	...	66	75
		1073	118	120	...	70	100	...	4—5
		1173	100	100	...	68	100
		1273	...	70	...	70	105
ХН78Т	Закалка с 1253—1293 К на воздухе	293	195	730—780	270—300	38	40	220
		873	140	600—620	210—220	38—40
		973	120	400—420	190—200	35—38	105	...	38	155
		1073	96	180—220	109—110	60—70	45	...	10	140
		1173	...	100—120	...	80—90	15	100
		1273	...	60—70	...	100—105
		1373	...	40—50	...	110—115	10
		1473	...	20—30	...	120—130
ХН75МБТЮ	Закалка с 1323—1353 К, охлаждение на воздухе	293	20	860	400	40	45	280
		873	150	660	300	42
		973	137	550	270	42	160	...	68	240
		1073	100	290	150	40	70	...	21	190
		1173	...	170	...	78	29
ХН70Ю	Закалка с 1473 К на воздухе	293	...	750	30	45
		973	...	420	10	11
		1073	...	360	14	25
		1173	...	150	65	40	12—30	...	25 *	...
		1273	...	86	55	55	8	...	12 *	...
		1373	...	38	79	55	6	...	7 *	...
		1473	...	24	136	3
ХН60ВТ	Закалка (5—10 мин) с 1473 К на воздухе	293	20	750—900	300—350	45—65	60	300
		773	...	650—720	...	50—65
		873	...	600—650	...	55—68
		973	139	510—560	210—250	45—55
		1073	112,5	380—430	190—230	40—55	110	...	33	165
		1173	81	210—250	100—140	50—60	52	...	12	125
		1273	5	130—160	60—70	50—62
		1373	...	80—90	...	55—68	11
		1473	...	40—45	...	55—70
ХН77ТЮР	Закалка (8 ч) с 1353 К на воздухе, старение (16 ч) при 973 К на воздухе	293	21	950—1100	620—700	15—30	15—30	4—10	370
		873	162,5	850—950	580—650	20—30	25—40	...	750	600	...	310—360
		973	153	800—900	550—620	15—30	20—30	6—12	450	320	260	370—390
		1073	13	500—600	420—480	12—20	20—45	...	250	120	150	260—290
		1123	115	370—450	300—350	12—25	30—60
		1173	150
ХН55ВМТКЮ	Первая закалка (2 ч) с 1493 К, охлаждение на воздухе (4 ч), вторая закалка	293	210	1000—1200	710—800	6—12	8—12
		873	170	900—1000	700—750	8—12	10—12
		973	165	900—1000	700—750	8—12	10—15	...	740	600	...	330

Марка материала	Термическая обработка	T, К	E, ГПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	a , Дж/м ²	σ_{100} , МПа	σ_{1000} , МПа	$\sigma_{0,2/100}$, МПа	σ_{-1} , МПа, при N = 10 ⁷	
	(4 ч) 1323 К, старение (8 ч) при 1123 К на воздухе	1073	158	800—900	600—700	9—12	10—15	...	450	310	350	330—360	
		1173	144	600—700	400—500	11—20	12—25	...	220	120	140	300—350	
		1273	120	250—430	190—250	17—20	20—30	...	70	...	80	...	
	Без термообработки	293	...	700—750	550—680	7—10	5—12	2—5	
		1023	...	450—640	380—520	7—20	7—30	2,5—9	
ХН67МВТЮ		293	240	950	560	16	18	4—8	
	Закалка (5 ч) с 1423—1443 К, охлаждение на воздухе, старение (10 ч) при 1123 К на воздухе	973	180	850	500	16	16	5—9	500	400	...	310	
		1073	...	700	500	12	15	5—9	280	180	...	320	
		1123	17	500	480	13	20	6—10	200	120	...	270	
		1173	14,5	480	420	16	18	9—15	130	700	
	Закалка (2 ч) с 1433 К, охлаждение на воздухе	1273	...	230	...	32	...	30	
		1323	...	100	...	70	...	34	
		1373	...	30—50	...	150	...	30	
		1373	15	10	
	ЖС6К	Закалка (4 ч) с 1473 ± 20 К на воздухе	293	200	1000	840	1,5—2,5	6,5	1—3	270
		1073	151	920	840	2	5	...	520	400	380	...	
		1173	12,7	780	515	2	3	...	320	180	190—200	230—260	
		1273	12	540	310	4,5	6,5	...	150—160	65	55—60	...	
		1373	10	260—320	170	10	20	...	50—60	27	
		1473	...	95	85	16,4	
NASA-3 (порошковый)	Шликерное литье, спекание при 1088 К, изостатическое горячее прессование при 1088 К	293	0,36	
		1366	3,8	210	
		1477	7	
Нимокаст-258	Без термообработки	293	212	1040	684	7,0	...	12,9	
		523	...	912	757	6,0	...	14,6	
		773	...	910	740	11,5	...	7,62	
		823	...	872	767	4,5	...	10,1	430	
		1273	...	321	240	8,5	...	3,81	90	
		1373	...	132	77	1,52	25	
	Закалка (4 ч) с 1173 К на воздухе, старение (16 ч) при 1123 К на воздухе	293	...	825—826	781—803	3,4—4,5	
	Нимокаст-713 С	Закалка (4 ч) с 1448 К на воздухе	293	...	880	...	6,0
			1073	...	900	...	6,0	120
			1173	...	680	...	6,0	120
		1273	50	30	
ЕРД-16	Без термообработки	293	...	740	660	7,7	...	2,92	
		773	...	700	616	7,9	...	6,22	
		1173	...	630	420	4,7	...	1,58	
		1273	...	380	192	3,3	...	0,63	147	
		1373	51,5	

Марка материала	Термическая обработка	T, К	E, ГПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	α , 10^5 Дж/м ²	σ_{100} , МПа	σ_{1000} , МПа	$\sigma_{0,2/100}$, МПа	σ_{-1} , МПа при N = 10 ⁷
		773	160	680
		1005	140	450	179	130
		1144	130	200	1,4	57	120 ***
		1255	125	160	32—36	21	...	40 ***
		1373	...	90
		1523	...	40

Примечания. 1. Звездочкой обозначены значения $\sigma_{0,5/100}$ двумя — данные при N = 10⁶.

для материала, полученного методом порошковой металлургии, тремя — значение σ_{-1}

Таблица 5.22. Физические свойства никелевых матричных сплавов [287, 328]

Марка материала	T, К	γ , 10 ³ кг/м ³	α , 10 ⁻⁶ К ⁻¹		λ , Вт/(м × К)
			от 293 К до T	от T до T + 100 К	
	373		13,6	...	59,2
	473		14,0	...	57,6
	573		14,60	...	55,0
	673		14,98	...	52,9
	873		15,56	...	57,9
	1073		16,13
ХН78Т	373	8,35	12,8	14,22	14,7
	473		13,5	15,88	16,8
	573		14,3	16,95	18,5
	673		14,96	17,84	20,1
	773		15,54	18,7	23,6
	873		16,06	20,5	24,8
	973		16,98	21	26,9
	1073		17,48	21,87	29,0
	1173		17,97	...	31,9
ХН75МБТЮ	373	8,3	12,4	13,47	13,4
	473		12,93	14,2	15,1
	573		13,35	15,0	16,8
	673		13,77	15,8	18,5
	773		14,17	16,5	20,0
	873		14,56	18,1	22,3
	973		15,07	19,0	24,4
	1073		15,56	19,6	26,9
	1173		16,0	20,8	29,4
ХН70Ю	373	7,9	13,14	...	12,6
	473		13,86	...	13,8
	573		14,75	...	15,4

Марка материала	T, К	γ , 10 ³ кг/м ³	α , 10 ⁻⁶ К ⁻¹		λ , Вт/(м × К)
			от 293 К до T	от T до T + 100 К	
	773		16,39	...	18,9
	873		17,81	...	21,0
	973		22,42	...	23,1
	1073		25,47	...	24,8
	1173		21,34	...	26,9
	1273		21,21
ХН60ВТ	373	8,88	...	12,7	10,5
	473		13,2	13,66	11,7
	573		13,6	14,54	13,8
	673		14,1	15,36	16,4
	773		14,5	16,16	18,9
	873		15,1	17,98	21,4
	973		15,6	18,80	23,5
	1073		16,0	18,88	25,6
	1173		16,2	19,66	28,1
	1273		16,8	20,40	...
ХН77ТЮР	373	8,2	...	12,4	13,8
	473		12,9	13,4	15,5
	573		13,3	14,2	17,2
	673		13,8	15,0	18,9
	773		14,2	15,8	21,0
	873		14,6	16,9	23,5
	973		15,1	17,7	25,5
	1073		15,5	18,7	28,1
	1173		16,2	21,3	31,1
	1273		16,8	22,6	...
ХН55ВМТКЮ	373	8,4	10,79	...	8,4
	473		11,67	...	10,1

Продолжение табл. 5.22

Марка материала	T, К	$\gamma, 10^8 \text{ кг/м}^2$	$\alpha, 10^{-6} \text{ К}^{-1}$		$\lambda, \text{ Вт/(м} \times \text{К)}$
			от 293 К до T	от T до T + 100 К	
ХН55ВМТКЮ	573		12,44	...	12,2
	673		12,82	...	14,3
	773		13,41	...	16,4
	873		13,77	...	18,5
	973		14,14	...	20,6
	1073		14,47	...	24,4
	1173		15,52	...	26,9
ЖС6К	373	8,1	11,0	...	8,4
	473		11,7	...	9,6
	573		13,6	...	11,7
	673		14,9	...	13,4
	773		15,3	...	15,9
	873		15,7	...	18,0
	973		16,5	...	19,7
	1073		18,1	...	21,4
	1173		19,1
	1273		22,1	...	25,2
Нимокаст 258	373	7,92	11,7
	773		14,0
	1173		16,2
Хастеллой-Х	773	8,23	13,3
	1173		11,8

Таблица 5.23. Жаростойкость сплавов на никелевой основе [287, 342]

Марка материала	T, К	$\Delta t, \text{ г/(м}^2 \cdot \text{ч)}$	Марка материала	T, К	$\Delta t, \text{ г/(м}^2 \cdot \text{ч)}$	
НП2	973	1	ХН75МБТЮ	1373	0,51	
	1271	13		1473	1,8	
	1375	26		1573	5,0	
Х20Н80	973	0,35	ХН70Ю	1373	0,067	
	1271	4,2		1473	0,16—0,48	
	1375	8,0		1573	0,365	
ХН78Т	1173	0,048—0,059	ХН60ВТ	1373	0,365	
	1273	0,156		1473	0,607	
	1373	0,315—0,466		ХН77ТЮР	1073	0,04
	1473	0,507—0,655			1173	0,065
ХН75МБТЮ	1173	0,05	ЖС6К	1173	0,06	
	1273	0,18		1273	0,13	
				1373	0,23	

Таблица 5.24. Режимы горячей обработки давлением никелевых матричных сплавов [287]

Марка материала	Температура деформации, К		$\epsilon, \%$
	начала	конца	
Окалиностойкие сплавы			
ХН78Т	1453	1173	50—60
ХН75МБТЮ	1423	1223	50—60
ХН70Ю	1473	1373	50—60
ХН60ВТ	1453	1323	50—60
Жаропрочные сплавы			
ХН77ТЮР	1423	1253	35—40
ХН55ВМТКЮ	1453	1353	45

Примечание. Охлаждение проводится на воздухе.

Жаропрочные деформируемые никелевые сплавы выпускают в виде отливок, поковок или проката. Их армируют волокнами с помощью жидкофазных методов (литья, вакуумного всасывания), прокаткой либо способами порошковой металлургии. Литейные жаропрочные сплавы выпускают в виде отливок, выплавляемых преимущественно в вакууме методами индукционной, дуговой, электронно-лучевой и плазменной плавки. КМ из них изготавливают жидкофазными методами и методами порошковой металлургии. Окалиностойкие никелевые сплавы хорошо свариваются различными видами сварки с применением присадочного материала того же состава. Прочность сварного соединения достигает 70—100 % прочности свариваемого материала. Жаропрочные дисперсионно-твердеющие сплавы склонны к образованию при сварке трещин, поэтому перед сваркой их необходимо закалить на твердый раствор, а после сварки сварное соединение подвергать термической обработке.

5.6. МАТРИЦЫ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Использование кобальтовых сплавов в качестве матриц КМ ограничено в связи с высокой стоимостью кобальта и его дефицитом. Промышленностью поставляется кобальт в виде катодных пластин и порошков, полученных электролизом сернокислых солей (табл. 5.25). Механические свойства кобальта зависят от способа его получения и режимов термической обработки (табл. 5.26).

Таблица 5.25. Химический состав кобальтовых пластин и порошков (ГОСТ 123—78, ГОСТ 9721—79) [41, 342]

Марка материала	Содержание, %							
	Со не менее	Ni	Cu	Fe	C	Si	S	Mn
Пластины катодные								
К0	99,98	0,005	0,001	0,003	0,005	0,001	0,001	0,001
К1	99,25	0,3	0,04	0,2	0,03	0,001	0,004	0,07
К2	98,30	0,5	0,1	0,5	0,1	0,001	0,01	0,15

Продолжение табл. 5.25

Марка материала	Содержание, %							
	Со не менее	Ni	Cu	Fe	C	Si	S	Mn
П о р о ш к и								
ПК-1	99,2	0,4	0,05	0,2	0,02	0,03	0	0
ПК-2	98,2	1,0	0,1	0,5	0,05	0,05	0	0

Примечания. 1. В кобальтовых пластинах допускаются незначительные количества примесей (0,0003—0,001 % Mg, Al, Zn, Cd, Sn, Sb, Pb и Bi). 2. В порошках допускается содержание кислорода до 0,1 %.

Таблица 5.26. Механические свойства технического кобальта [342, 464]

Термическая обработка	T, K	$\sigma_{в'}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Ковка, нормализация при температуре 1073 K	293	370	330	2,3	2,95
Отжиг 50 ч при температуре 1073 K, охлаждение со скоростью 6 K/с	293	470	300	3,5	4,6
Закалка с температуры 1473 K в воде	293	280	210	3,9	8,1
	673	210	...	4,2	11,0
	723	180	...	4,5	2,0
	773	190	...	7,2	2,4
	1073	87	...	0,65	2,8
Литье без термической обработки	293	240
	293	260
Отжиг	293	260
	293	260
Горячее прессование при температуре 1533 K, давлении 31,7 МПа в течение 1 ч	1363	20
Горячее прессование при температуре 1533 K, давлении 31,7 МПа в течение 1 ч и горячая прокатка	293	790	536	3	...

В КМ на кобальтовой основе преимущественно используют матрицу в виде порошков кобальта и его сплавов [29, 163, 190, 464], в виде тонкой ленты, расплава или частиц, наносимых газозафазными методами. Промышленностью сплавы, совпадающие по составу с матрицами структурно стабильных КМ на основе кобальта, не выпускаются.

В зарубежных кобальтовых сплавах основными легирующими элементами являются никель, хром, вольфрам, молибден, алюминий, титан, бор, цирконий, тантал, рений (табл. 5.27). Введение никеля вместо 25—30 % Со снижает стоимость жаропрочных кобальтовых сплавов, не уменьшая их прочностных характеристик.

Вследствие отсутствия интерметаллидного упрочнения, характерного для никелевых сплавов, кобальтовые сплавы при повышенных температурах имеют меньшую прочность по сравнению с никелевыми (табл. 5.28, 5.29). Однако выше максимальной температуры растворения γ' -фазы (1394 K) кобальтовые сплавы за счет более высокой температуры плавления по прочности могут превосходить никелевые. По физическим свойствам кобальт и его сплавы близки к никелевым сплавам (табл. 5.30).

При окислении кобальт образует два оксида: СоО и Со₃O₄. При нагревании до температуры 1173 K образуется окалина, состоящая из двух слоев

внешнего Со₃O₄ и внутреннего СоО, прочно связанного с подложкой. Выше температуры 1223 K преимущественно образуется СоО. На жаростойкость кобальта существенно влияют присадки (табл. 5.31). Например, введение хрома увеличивает ее: при температурах до 1273 K эффективна присадка около 20 % Cr, а при более высоких температурах — 27 % Cr. Окисления высокохромистых сплавов кобальта состоит из жаростойкого оксида хрома Cr₂O₃. При окислении кобальтохромоникелевых сплавов, содержащих 50 % Со, 20 % Cr, 20 % Ni до температуры 1173 K увеличение массы не превышает 0,2 г/(м² · ч). При температуре 1373 K наиболее жаростойки сплавы с присадкой 10 % W.

Кобальтовые сплавы по технологическому признаку делятся на деформируемые и литейные. Методы пластической деформации при получении кобальтовых КМ применимы лишь к деформируемым сплавам. Жидкофазные методы и методы порошковой металлургии могут быть использованы как для деформируемых, так и для литейных сплавов.

Сплав L-605 [190, 464], являющийся дисперсионно-твердеющим деформируемым сплавом с повышенной жаропрочностью и окислительной стойкостью, обычно применяют в термически обработанном состоянии после закалки от температур 1473—1553 K при быстром охлаждении. Сплав L-605 можно также подвергать старению при температурах 1143—1313 K. Он хорошо сваривается электродуговой сваркой и сваркой сопротивлением. Сплав жаростоек вплоть до температуры 1143 K в режиме термоциклирования и до температуры 1368 K при непрерывной работе. Как матрица сплав L-605 используется в виде порошка [464].

5.7. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Упрочнение алюминия высокопрочными и высокомодульными волокнами позволяет создавать КМ с высокими удельными прочностью и жесткостью, высокой жаропрочностью и регулируемой анизотропией свойств. В КМ на основе алюминия матрицей служат сплавы АД1, АМг2, АМц, АМг3, АМг6, Д16, 2024, 7075, армирующими элементами — волокна стали, бора, борсика, углерода и карбида кремния [62, 144, 396]. Кроме того, разработаны КМ на основе алюминия с волокнами вольфрама, молибдена, бериллия, титана и SiO₂. Известны КМ на основе алюминия, армированные НК Al₂O₃, SiC [31, 62, 254].

При изготовлении КМ на основе алюминия применяют жидко- и твердофазные методы (горячее прессование, прокатку, экструзию, сварку взрывом), а также процессы осаждения. Так, горячим прессованием получают КМ Al—В, алюминий — борсик, Al—Ве, алюминий — сталь, Al—SiC, Al—SiO₂, матрица которых представляет собой фольгу, ленту, лист или порошок. Процесс осуществляется в вакууме, на воздухе или в контролируемой атмосфере и контролируется напряжением течения или ползучестью матричного материала. Для снижения температуры и давления могут использоваться вспомогательные средства — припой, легкоплавкие металлы или металлы, образующие эвтектику. Недостаток — прерывистость процесса. Параметры процесса получения КМ с объемной долей волокон бора 0,5 таковы: время — 1 ч, давление — примерно 500 МПа, температура — 753 K. Этим способом могут быть получены многослойные ленты, листы, стержни, профили, лопатки компрессоров и турбин. Для выработки полуфабрикатов и изделий большой длины можно применять ступенчатое (последовательное) прессование.

Прокаткой изготавливают КМ, армированные металлическими проволоками, например КМ Al—В, алюминий — сталь. Процесс, осуществляемый при температурах (0,7—0,9) T_{пл}, является полунепрерывным или полностью непрерывным. Недостаток его заключается в том, что при

Таблица 5.27. Химический состав и применение неко

торых сплавов на кобальтовой основе [342, 402]

Марка материала	Содержа							
	Ni	Cr	W	Mo	Fe	Al	Ti	Nb
	Деформируе							
L-605	10	20	15	0	0	0	0	0
M-203	24,5	19,5	12	0	1,6	0,75	2,15	1,5
M-204	24,5	18,5	12	0	1,6	0	0	1,2
M-205	24,5	18,5	12	0	1,6	2,75	0	1,2
S-816	20	20	4,0	4,0	4,0	0	0	4,0
	Литейные							
HS-21	3	27	0	5	1	0	0	0
HS-31	10	25	8	0	1,5	0	0	0
HS-36	10	19	14,5	0	1,0	0	0	0
MAR-M-302	0	21,5	10	0	1,0	0	0	0
S-816B	20	20	4,0	4,0	3,0	0	0	4,0
	Опытные							
NASA Co—W—Cr	0	3	25	0	0	0	1	0
NASA Co—W—Cr—Re	0	3	25	0	0	0	1	0

ше, %						Применение
C	Mn	Si	B	Zr	других элементов	
мые сплавы						
0,15	1,5	0,5	0	0	0	Лопатки газовых турбин, пружины, болты, кольца, детали форсажных камер, сопловые аппараты, детали из листа Рабочие и сопловые лопатки То же » »
0,07	0	0	0	0	0	
0,07	0	0	0,22	0	0	
0,07	0	0	0	0	0	
0,38	1,20	0,40	0	0	0	Лопатки газотурбинных двигателей, работающие при 1073 К
сплавы						
0,25	0,60	0,60	0	0	0	Лопатки турбокомпрессоров, сопловые лопатки для работы при температурах 1373—1423 К
0,50	0,50	0,50	0	0	0	Топливные насосы турбинных двигателей, лопатки и диафрагмы сопел
0,40	1,2	0,50	0,03	0	0	Литые рабочие и сопловые лопатки газовых турбин
0,85	0,3	0,05	0,05	0,2	Ta—9	Рабочие и сопловые лопатки газовых турбин
0,40	1,00	0,40	1,0	0	0	То же
сплавы						
0,4	0	0	0	0,05	0	Сопловые лопатки газотурбинных двигателей
0,4	0	0	0	0,05	Re—2	То же

Таблица 5.28. Механические свойства некоторых

жиропрочных кобальтовых сплавов [98, 342, 402]

Марка материала	Термическая обработка	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа
HS-21	Литье без термической обработки	1088	343
		1143	...
		1253	...
HS-31	То же	1088	311
		1143	...
		1253	...
L-605	Закалка с температур 1473—1553 К, быстрое охлаждение	293	590
		922	390

σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	σ_{100} , МПа	σ_{1000} , МПа	σ_{-1} , МПа, при N = 10 ⁷
413	6,8	12	150	100	231 *
...	120	96	...
233	35	52,4	66	49	...
417	10,3	14,1	200	160	...
...	140	98	...
...	70	54	...
1250	47
650	29	440

Марка материала	Термическая обработка	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	σ_{100} , МПа	σ_{1000} , МПа	σ_{-1} , МПа, при $N = 10^7$
		1133	340	510	12	420
		1088	340	390	16	...	170	120	...
		1143	260	280	25	...	110	73	330
		1200	190	200	37	140
		1253	49	27	...
NASA Co—W—Cr	Нагрев в течение 16 ч при температуре 1593 К в аргоне, охлаждение в воде	293	550	1020	20	15
		1253	...	270	19
		1283	120	90	...
		1366	60
NASA Co—W—Cr—Re	То же	1283	130	70	...
		1366	84

Примечание. Звездочкой обозначены значения σ_{-1} при $N = 10^6$.

Таблица 5.29. Длительная прочность некоторых жаропрочных кобальтовых сплавов при повышенных температурах [98, 342, 402]

Марка материала	σ_{100} , МПа, при T, К			σ_{1000} , МПа, при T, К		
	1088	1143	1253	1088	1143	1253
Деформируемые сплавы						
M-203	210	130
M-204	200	120
M-205	190	120
S-816	200	108	...	130	70	...
Литейные сплавы						
HS-36	200	160	73	180	130	50
MAR-M-322	190	150	80—100
S-816	190	130	77	150	91	45
S-816B	310	210	100	230	150	55

Таблица 5.30. Физические свойства кобальта и кобальтовых сплавов [328, 342]

Марка материала	γ , 10^3 кг/м ³	T, К	α , 10^{-6} К ⁻¹ , в интервале от 293 К до T	λ , Вт/(м · К)	E, ГПа
Co	8,9	293	12,2	70,0	209,0
		373	12,5	94,0	205,0
		473	13,1	119	196,1
		573	13,5	...	184,5
		673	13,9	...	182,5
		773	14,3	...	183,4
		873	14,6	...	175,6

Марка материала	γ , 10^3 кг/м ³	T, К	α , 10^{-6} К ⁻¹ , в интервале от 293 К до T	λ , Вт/(м · К)	E, ГПа
Co		973	14,8	...	165,8
		1073	15,1	107	156,0
		1123	149,7
		1273	...	74,5	...
	
HS-21	8,3	373	13,1	...	196,5
		473	13,6	21,0	...
		573	14,1	23,0	...
		673	14,5
		773	15,0	27,4	...
		873	15,3	29,5	187,0
		973	15,7	...	162,0
		1073	16,2	...	132,5
		1173	16,7
		1273	17,2
HS-31	8,61	473	...	21,4	187
		573	14,05
		673	14,4	25,3	...
		773	14,9	27,8	...
		873	15,5	31,5	...
		973	16,35
		1073	16,7	...	141,5
HS-36	9,04	1173	16,75
		573	14,5
		673	14,65
		773	14,85
		873	15,25
		973	15,7

Продолжение табл. 5.30

Марка материала	γ , 10^3 кг/м ³	T, К	α , 10^{-6} К ⁻¹ , в интервале от 293 К до T	λ , Вт/(м · К)	E, ГПа
HS-36		1073	16,25
		1173	16,9
L-605	9,15	573	13,65
		773	14,65
		873	15,3
		973	15,85
		1073	16,3
S-816	8,66	473	...	22,8	...
		573	17,7	24,7	...
		673	17,55
		773	17,55	29,5	...
		873	17,55	32,2	...
		973	17,6
		1073	17,65
1173	17,75		

Таблица 5.31. Влияние различных присадок на окисление кобальтовых сплавов [342]

Присадка	Содержание присадки, %	Δt , 10^4 г/м ² , при T, К				
		1073	1173	1273	1373	1473
Без присадки	0	0,020	0,042	0,045	0,148	0,165
Al	5	0,0008	0,019	0,054	0,105	0,212
Mo	5	0,011	0,023	0,049	0,090	...
	10	0,011	0,022	0,045	0,064	...
Ni	40	0,0008	0,00019	0,0214	0,0458	...
	W	5	0,031	0,046	0,078	0,119
	10	0,037	0,041	0,062	0,111	0,158
	15	0,023	0,030	0,059	0,104	0,142

больших степенях обжатия происходит разрушение волокон. Для предупреждения этого применяют поперечную прокатку. При прокатке используется матрица в виде фольги, ленты, листа или порошка. Прокаткой могут быть получены КМ в форме монослойной ленты, листов, балок.

Методом экструзии изготавливаются КМ (в виде прутков и трубок), армированные непрерывными и дискретными преимущественно металлическими волокнами. Экструзия осуществляется как в холодном, так и в горячем состоянии заготовки. Матрица используется в виде порошка, прутков и трубчатых заготовок. Как правило, экструзия осуществляется в контейнерах.

Сваркой взрывом изготавливаются КМ, армированные металлическими волокнами, например КМ алюминий — сталь. Достоинством метода является его дешевизна и возможность получения листов и изделий большого размера, недостатком — разрушение хрупких волокон типа бора и карбида

кремния. Сваркой взрывом можно производить листы, плиты, трубы, оболочки.

Процессы осаждения, заключающиеся в напылении или осаждении матричного материала, который применяется обычно в виде порошка или проволоки (при плазменном напылении), не окончательные. Они позволяют изготавливать полуфабрикаты для последующего уплотнения. Наиболее распространены и доступны полуфабрикат КМ Al—B, полученный плазменным распылением алюминиевой проволоки на ориентированные волокна бора.

Жидкофазными процессами, заключающимися в пропитке расплавом алюминия и его сплавов армирующих волокон, можно вырабатывать КМ Al—B, Al—C, Al—B/SiC, Al—SiC, Al—B (с покрытием BN), алюминий — сталь. Процесс осуществляется в вакууме или контролируемой атмосфере при температуре примерно 973 К. Для предотвращения взаимодействия волокон бора или стали с расплавом применяются покрытия, а для улучшения смачиваемости волокон расплавом — покрытия или поверхностно-активные вещества.

5.7.1. Алюминий — сталь

КМ алюминий — сталь весьма перспективны для применения в различных отраслях техники благодаря прочностным характеристикам и сравнительно малой стоимости [394].

Взаимодействие. В соответствии с диаграммой состояния Fe—Al алюминий с железом образует твердые растворы, интерметаллические соединения и эвтектику. Растворимость железа в твердом алюминии весьма незначительна; граница твердого раствора железа в алюминии при температурах 498—873 К находится в интервале 0,01—0,022 % Fe [254], при эвтектической температуре (927 К) она составляет 0,053 % Fe [254], при комнатной температуре железо в алюминии не растворяется. В КМ алюминий — сталь в процессе изготовления и эксплуатации при повышенных температурах происходят процессы физико-химического взаимодействия компонентов приводит образование хрупких интерметаллических соединений типа Fe₃Al₅, FeAl₃ [31, 85, 357]. В КМ, армированных нержавеющей и мартенситно-старееющими сталями, в образовании интерметаллидов участвуют также хром, никель, кобальт и другие легирующие элементы.

Таблица 5.32. Уравнения для определения толщины реакционной зоны в КМ алюминий АД1 — сталь при твердофазном взаимодействии [118]

Марка стали	T, К	Уравнение
КМ, полученный динамическим горячим прессованием		
У8А	773—893	$x_3^2 = 0,8886 \exp(-22016/RT) t$
12Х18Н10Т	773—893	$x_3^2 = 0,05848 \exp(-30908/RT) t$
09Х13Н13М2	773—893	$x_3^2 = 0,063 \exp(-33070/RT) t$
КМ, полученный горячим прессованием		
09Х13Н13М2	773—873	$x_3^2 = 2,35 \exp(-36575/RT) t$
03Н16К4М5Т	773—893	$x_3^2 = 0,082 \exp(-29500/RT) t$

Примечания. 1. В качестве матрицы использована фольга толщиной 80—200 мкм. 2. Объемная доля стальной проволоки диаметром 80—120 мкм составляет 15—25 %.

Наличие развитой реакционной зоны, состоящей из интерметаллидов, приводит к существенному ухудшению механических свойств КМ [85, 357]. Зависимость толщины этой зоны (x_z) в КМ алюминий — сталь от времени изотермической выдержки (t) может быть выражена степенной функцией $x_z^n = kt$, где k — коэффициент роста слоя, пропорциональный коэффициенту диффузии (табл. 5.32).

При каждой температуре существует некоторый промежуток времени (латентный период), в течение которого реакция образования интерметаллических соединений фактически не развивается (табл. 5.33). Латентный период — важный технологический параметр, который позволяет определить время нагрева и выдержку при данной температуре, обеспечивающие отсутствие взаимодействия компонентов. Образование интерметаллических соединений в зоне контакта различных волокон с матрицей в одном и том же образце происходит одновременно. Первоначально прослойка

Таблица 5.33. Латентный период для КМ алюминий АД1 — сталь, полученных динамическим горячим прессованием [118]

Марка стали	Латентный период, с		Марка стали	Латентный период, с		Марка стали	Латентный период, с	
	T, К	Т, К		T, К	Т, К		T, К	Т, К
У8А	773	7200	12Х18Н10Т	773	6120	09Х13Н13М2	723	5760
	813	5400		813	3600		773	6480
	853	1440		853	1800		813	1800

Примечания. 1. В качестве матрицы использована фольга толщиной 80—200 мкм. 2. Объемная доля стальной проволоки диаметром 80—120 мкм составляет 15—25 %.

вокруг волокна состоит из отдельных островков интерметаллидов, а на некоторых участках вдоль линии контакта интерметаллиды вообще не просматриваются. Такой неравномерный рост интерметаллической прослойки по поверхности раздела волокон — матрица при нагреве КМ обусловлен неоднородностью сцепления компонентов КМ на различных участках. С увеличением времени выдержки при отжиге вклад неровностей фронта роста в общую ширину слоя уменьшается.

Интерметаллическая прослойка шириной 0,5—10 мкм образуется в КМ алюминий — сталь уже в процессе получения такими методами, как горячее прессование, пропитка, заливка, прокатка. После изготовления КМ импульсными методами (взрывным прессованием, динамическим горячим прессованием) интерметаллическая прослойка оптической микроскопией и микрорентгеноспектральным анализом не обнаруживается.

Технология получения. Благодаря технологичности стальных волокон и меньшей по сравнению с хрупкими волокнами их чувствительности к повреждениям КМ на основе алюминия и его сплавов, армированных стальными волокнами, вырабатываются практически с помощью всех известных технологических методов производства КМ: диффузионной сваркой, горячим прессованием, пропиткой, заливкой, прокаткой, экструзией, протягиванием через расплав, взрывным прессованием, динамическим горячим прессованием и др. При получении КМ, армированных волокнами из углеродистых и малолегированных сталей вследствие их низкой теплостойкости

преимущественно используются импульсные (взрывное прессование, динамическое горячее прессование) методы формирования (табл. 5.34).

Свойства. Армирование алюминия и его сплавов волокнами из высокопрочных сталей позволяет существенно повысить их абсолютную и удельную прочность, сохранить удовлетворительную пластичность при комнатной температуре и значительно увеличить прочность при температурах до 623 К [18]. Многообразие свойств матриц на основе алюминия и его сплавов, свойств стальных волокон, а также методов изготовления предопределяют широкий диапазон свойств КМ этого типа (табл. 5.35).

КМ на основе термически упрочняемых алюминиевых сплавов с целью повышения прочности дополнительно подвергают закалке и старению по режимам для матричных сплавов [17]. Прочность термически упрочненных листов приведена в табл. 5.36. Пределы длительной прочности и выносливости КМ алюминий — сталь приведены в табл. 5.37.

Применение стальных армирующих волокон в виде тканых и вязаных металлических сеток позволяет получать КМ с заданной анизотропией свойств. При использовании для армирования анизотропных сеток с коэффициентом анизотропии K_c прочность КМ в продольном направлении определяется выражением [118]

$$\sigma_{\parallel} = \frac{K_c}{K_c + 1} \sigma_{bf} V_f + \sigma_m^* (1 - V_f),$$

в поперечном — выражением

$$\sigma_{\perp} = \frac{1}{K_c + 1} \sigma_{bf} V_f + \sigma_m^* (1 - V_f),$$

где σ_m^* — напряжение в матрице в момент разрушения волокон. Коэффициент анизотропии КМ K_{KM} , равный отношению продольной прочности КМ к поперечной, определяется по уравнению

$$K_{KM} = \frac{[\sigma_{bf} V_f / \sigma_m^* (1 - V_f) + 1] + 1}{(K_c + 1) + \sigma_{bf} V_f / \sigma_m^* (1 - V_f)},$$

зависит не только от анизотропии сетки, но и от ее объемной доли в КМ и величины отношения $\sigma_{bf} / \sigma_{вм}$.

Механические свойства КМ зависят от типа армирующей сетки (тканая, вязаная трикотажная (табл. 5.38, 5.39)). Физические свойства КМ алюминий — сталь приведены в табл. 5.40.

5.7.2. А1—В и алюминий — борсик

КМ А1—В и алюминий — борсик (бор, покрытый SiC) сочетают в себе высокие прочность и жесткость, а также малую плотность с хорошей технологичностью и конструктивной надежностью матрицы из алюминиевых сплавов. КМ А1—В по сравнению с полимерными КМ более прочны в направлениях, отличных от направления укладки волокон. Они имеют высокие электро- и теплопроводность, пластичность, ударную вязкость и абразивную стойкость. На них легко наносится покрытие, они поддаются термической обработке, невоспламеняемы, влагустойчивы. Конструкции из этих КМ способны работать при высоких температурах.

Взаимодействие. Алюминий и сплавы алюминия при повышенных температурах химически активны и склонны к взаимодействию с волокнами бора в условиях получения КМ и эксплуатации. Взаимодействие приводит к образованию хрупких реакционных зон и снижению прочности волокон и КМ.

Таблица 5.34. Технологические процессы

Название процесса	Матрица	Волокно	Основная характеристика процесса	Получаемый полуфабрикат или изделие	Примечания
Горячее прессование	Алюминий, деформируемые сплавы алюминия в виде фольги, ленты, листа, порошка	Нержавеющая и мартенситно-старенная стали ($d = 100 \rightarrow 500$ мкм, $V_f \leq 0,5$)	Температура 673—813 К, давление 100 МПа, время выдержки 20—60 мин. Процесс осуществляется в вакууме или контролируемой атмосфере	Листы размером $0,5 \times 24 \times \times (0,001—0,035)$ м, плиты, профили, трубы, прутки	Для производства листов большой длины применяют последовательное прессование на вертикальных и горизонтальных прессах между подогреваемыми плитами, в вакуумных камерах или камерах с контролируемой атмосферой. Для производства прутков, труб и профилей применяют изостатическое прессование в газостатах и автоклавах
Динамическое горячее прессование	То же	Углеродистая, нержавеющая и мартенситно-старенная стали ($d = 50 \rightarrow 300$ мкм, $V_f \leq 0,6$)	Для прессования применяют молоты или быстроходные прессы. Прессование осуществляется в вакуумных контейнерах или на воздухе. Температура нагрева заготовки 673—853 К, время нагрева 8—10 мин	Листы, плиты	
Прокатка (профильная)	Алюминий, деформируемые сплавы алюминия в виде листов фольги, порошка	Нержавеющая и мартенситно-старенная стали ($d = 50 \rightarrow 500$ мкм, $V_f \leq 0,5$)	Процесс заключается в сборке пакета, состоящего из чередующихся слоев матричных листов и волокон, герметизации пакета, нагрева и деформации пакета прокаткой. Суммарное обжатие 40—60 %, температура прокатки 673—723 К	Лист, лента, фольга, профили	При производстве армированных профилей применяют сортовые станы
Прокатка (поперечная)	То же	Нержавеющая и мартенситно-старенная стали ($d = 50 \rightarrow 500$ мкм, $V_f \leq 0,3$)	Суммарное обжатие 70—81 %, температура прокатки 653—723 К. При поперечной прокатке происходит искривление волокон, выпуклостью обращенное в сторону направления прокатки. Для уменьшения искривления прокатку ведут попеременно в двух противоположных направлениях	Лист, лента, фольга	При поперечной прокатке трудно достичь большого содержания волокон в КМ. Обычно в таких КМ $V_f = 0,05 \rightarrow 0,15$
Сварка взрывом	Алюминий, деформируемые и литейные сплавы алюминия в виде листа, плиты, фольги, труб и порошка	Углеродистая, нержавеющая и мартенситно-старенная стали ($d = 100 \rightarrow 2000$ мкм, $V_f \leq 0,5$)	...	Лист, плита, оболочка, профиль	Метод перспективен для внешнего армирования

производства КМ алюминий — сталь [118]

Таблица 5.35. Механические свойства КМ сплав алюминия — сталь [46, 109, 117, 118, 141, 363]

Объемная доля стальной проволоки, %	Т, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа		δ , %
			проволоки	КМ	
КМ, полученные прокаткой					
Алюминий АД1 — сталь 12Х18Н9Т					
6,7	293	...	1850	160	...
9,1	293	...	1850	235	...
16,1	293	...	1850	340	...
24,3	293	...	1850	466	...
Сплав АМг6 — сталь 12Х18Н9Т					
5	293	...	2000	394,4	...
10	293	...	2000	459,2	...
15	293	...	2000	536,0	...
20	293	...	2000	628,0	...
5	573	98	...	163	19,2
10	573	171	...	236	6,2
15	573	243	6,0
20	573	183	...	251	2,5
5	623	75	...	126	17,1
10	623	102	...	163	10,3
15	623	107	...	184	9,9
Сплав АМг6 — сталь Х13Н13М2					
5	293	...	2700	422,5	...
10	293	...	2700	525,0	...
15	293	...	2700	692,0	...
25	293	...	3000	1020,0	...
5	573	143	...	212	5,1
15	573	302	3,7
5	623	128	...	193	12,3
15	623	264	8,9
Сплав АК8 — сталь 12Х18Н9Т					
5	293	...	1900	336,0	...
10	293	...	1900	388	...
15	293	...	1900	469	...
Сплав Д20 — сталь 12Х18Н9Т					
5	293	...	2000	250	...
10	293	...	2000	300	...
15	293	...	2000	430	...
30	293	...	2000	700	...
Сплав Д20 — сталь 2Х15НМ3					
14	293	...	2400	469	...
20	293	...	2400	604	...

Продолжение табл. 5.35

Объемная доля стальной проволоки, %	Т, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа		δ , %
			проволоки	КМ	
Сплав В95 — сталь 12Х18Н9Т					
5	293	...	2000	327	...
14	293	...	2000	437	...
20	293	...	2000	537	...
Сплав В95 — сталь 2Х15НМ3					
28	293	...	3980	1206	...
Сплав Д16 — сталь 12Х18Н9Т					
5	293	...	2000	253	...
14	293	...	2000	440	...
20	293	...	2000	530	...
КМ, полученные горячим прессованием					
Алюминий — сталь ВНС-9					
25	293	...	3600	1000—1250	...
40	293	...	3600	1450	...
40	293	...	4000—4200	1600—1750	...
40	373	...	3600	1400	...
40	473	1120	...
40	573	960	...
40	673	750	...
40	773	400	...
КМ, полученные динамическим горячим прессованием					
Алюминий АД1 — сталь 12Х18Н10Т					
10	293	...	2500	300	...
20	293	...	2500	500	...
30	293	...	2500	700	...
40	293	...	2500	880	...
КМ, полученные сваркой взрывом					
Сплав В95 — сталь 12Х18Н10Т					
20	293	...	1750	690	...
Сплав В95 — сталь 2Х15Н5АС3					
20	293	720—930	...
Сплав В95 — сталь 2Х15Н5АМ3					
30	293	1210—1400	...

Продолжение табл. 5.35

Объемная доля стальной проволоки, %	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа		δ , %
			проволоки	КМ	
<i>Сплав САП-1 — сталь 12Х18Н10Т</i>					
10	293	...	1750	440	...
20	293	...	1750	600	...
30	293	...	1750	750	...
<i>Сплав САП-1 — сталь У9А</i>					
10	293	...	3000	560	...
20	293	...	3000	720	...
30	293	...	3000	1060	...
40	293	...	3000	1300	...

Таблица 5.36. Прочность КМ сплав алюминия — сталь после закалки и старения [109, 140, 141]

Объемная доля стальной проволоки, %	σ_B , МПа		Объемная доля стальной проволоки, %	σ_B , МПа	
	проволоки	КМ		проволоки	КМ
<i>КМ, полученные сваркой взрывом</i>		<i>КМ, полученные диффузионной сваркой</i>			
<i>Сплав АК8 — сталь 12Х18Н9Т</i>			<i>Сплав Д16 — сталь 12Х18Н9Т</i>		
5	1900	450	14	2000	553
10	1900	500	20	2000	640
15	1900	564			
<i>Сплав Д20 — сталь 12Х18Н9Т</i>			<i>Сплав В95 — сталь 12Х18Н9Т</i>		
15	2000	466	14	2000	590
16,5	2000	573	20	2000	687
21	2000	593			
<i>Сплав Д20 — сталь 2Х15Н5АМ3</i>			<i>Сплав В95 — сталь 2Х15Н5АМ3</i>		
14	2400	610	28	3980	1402
20	2400	720			

Таблица 5.37. Пределы длительной прочности и выносливости КМ сплав алюминия — сталь [109, 141, 363]

Объемная доля стальной проволоки, %	T, К	σ_{100} , МПа	σ_{-1} , МПа	Объемная доля стальной проволоки, %	T, К	σ_{100} , МПа	σ_{-1} , МПа
24	673	55	8	40	293	...	350
				40	673	450	...
<i>Алюминий АД1 — сталь ВНС9</i>							
25	293	...	300				
25	673	450	...				

Таблица 5.38. Механические свойства КМ сплав алюминия — сталь (сетка типа «ластик 1 + 1» с $K_c = 2,8$) [118]

Объемная доля сетки, %	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа		
			проволоки	КМ вдоль петельных столбиков	КМ вдоль рядов
<i>Алюминий АД1 — сталь 12Х18Н10Т</i>					
10	293	2200	158	93	122
	373	2200	152	89	125
	473	2200	125	74	110
	573	2200	85	50	62
22	673	2200	75	44	57
	293	2200	225	107	160
	373	2200	190	90,5	...
	473	2200	150	71	137
	573	2200	105
	673	2200	85	40	...
<i>Сплав АМг6 — сталь 12Х18Н10Т</i>					
10	293	2200	255	150	237
	473	2200	220	130	205
	573	2200	135	80	115
	673	2200	98	58	75

Примечание. Предел текучести определен в продольном направлении.

Волокна бора с алюминиевой матрицей начинают реагировать уже на стадии получения КМ жидко- и твердофазными методами. Особенно интенсивно эта реакция протекает при температурах выше 833 К. В интервале температур прессования 753—833 К понижение прочности волокон бора незначительно. После прессования при температуре 753 К лишь в отдельных местах на поверхности вытравленных волокон видны следы взаимодействия. В основном поверхность сохраняет характерную для исходных волокон структуру «кукурузного початка». По мере повышения температуры

Таблица 5.39. Механические свойства КМ сплав алюминия — сталь (тканые и вязаные трикотажные сетки) [109, 118]

Объемная доля сетки, %	T, К	σ_b , МПа		
		тканая сетка	вязаная трикотажная сетка типа «ластик 1 + 1»	
			вдоль петельных столбиков	вдоль петельных рядов
КМ на основе АД1				
10	293	110	160	125
	473	105	130	115
22	293	145	225	160
	473	124	150	132
КМ на основе АМг1				
10	293	210	225	235
	473	190	220	205
КМ на основе АМц				
10	293	194
20	293	235

Таблица 5.40. Физические свойства КМ сплав алюминия — сталь [118, 284, 368]

Объемная доля стальной проволоки, %	E, ГПа	E _н , ГПа	γ , 10 ³ кг/м ³	α , 10 ⁻⁶ К ⁻¹ , в интервале температур, К				
				293—373	293—473	293—573	293—678	293—773
С п л а в				АД1				
—	70	...	2,71	23,5	24,6	25,5	26,3	27,7
С т а л				12X18H10T				
—	210	...	7,82	16,8	17,1	17,5	17,9	18,3
С п л а в АМг6				сталь 12X18H9T				
6	72,8	72,8	2,95
8	76,6	76,1	3,05
15	80,1	85,3	3,41
20	90,8	...	3,67
С п л а в АД1				сталь 12X18H10T				
10	3,22	16,9—21,4	17,1—21,8	15,1—22,2	15,5—21,6	16,0—21,4
20	3,73	17,0—20,5	17,1—21,0	16,3—21,2	16,4—20,8	16,9—20,5
30	4,24	17,0—19,7	17,1—20,1	16,5—20,3	16,9—20,2	17,3—20,0
40	4,75	17,0—19,0	17,1—19,4	16,6—19,4	17,2—19,5	17,7—19,3
50	5,26	17,0—18,5	17,1—19,0	16,7—18,6	17,4—19,0	18,0—18,8
А л ю м и н и й				сталь 2X15H5AM3				
40	110	...	4,8

прессования реакционная зона становится толще, ее структура изменяется. На поверхности волокон, извлеченных из композиции после прессования при температуре 833 К, наблюдается сплошная рыхлая корка, имеющая кристаллическую структуру. В результате взаимодействия бора с алюминиевой матрицей иглообразные кристаллы AlB₂ прорастают в матрицу. Растворимость бора в алюминии при температуре 1003 К равна 0,9 % и резко уменьшается с повышением температуры. Реакция между бором и твердым алюминием с образованием диборида алюминия протекает в том же температурном интервале, что и прессование КМ и его термическая обработка [236, 368]. Процесс взаимодействия состоит из двух стадий [236]. Вначале происходит разрушение и коагуляция пленки оксида алюминия, связанная с диффузией кислорода, в дальнейшем — химическая реакция с образованием включений диборида алюминия, приводящая к резкому снижению прочности как КМ, так и волокна и матрицы. Толщина реакционной зоны в системе Al—B составляет обычно 1 мкм и менее, точное ее измерение сопряжено с большими трудностями.

Для уменьшения взаимодействия применяют волокна бора, покрытые карбидом кремния (волокна борсик). Использование волокон борсика и волокон бора, покрытых нитридом бора, позволяет значительно повысить температуру прессования и сократить время процесса, а также обеспечивает получение беспористого монолитного материала с высокой прочностью связи.

Технология получения. Основным методом производства КМ на основе алюминия и его сплавов, армированных волокнами бора, является диффузионная сварка, реже применяются пропитка в вакууме и заливка. При этом как правило, используются волокна борсика или волокна бора, покрытые

Таблица 5.41. Зависимость прочности КМ сплав алюминия — борсик от режимов изготовления [236, 368, 396]

Режим сварки				$\sigma_{в}$, МПа
T, К	p, МПа	t, с	Среда	
Сплав 6021 — борсик, сплав 2024 — борсик				
755—839	14—56	1800	Воздух	110
763—838	40	3600	Вакуум	83—129
Сплав 1100 — борсик				
773	35	3600	Воздух	22,5
811	70	300	»	57
866	70	300	»	76
866	70	300	Аргон	92

Примечание. Объемная доля волокна борсик в КМ сплав 6021 — борсик и сплав 2024 — борсик составляет 50 %, в КМ сплав 1100 — борсик — 36 %.

Таблица 5.42. Прочность при растяжении КМ сплав алюминия — бор, полученных диффузионной сваркой [236, 368]

Объемная доля волокон бора, %	Режим сварки			$\sigma_{в. max}$, МПа	$\sigma_{в. min}$, МПа	$\sigma_{в. ср}$, МПа
	T, К	p, МПа	t, с			
Сплав 6061 — бор						
22	727	50	3600	700	610	670
	750	35	2400	690	470	600
40—42	773	50	1800	600	300	490
	727	50	3600	1130	940	1040
	750	35	2400	1230	880	1100
	773	50	1800
Сплав 2024 — бор						
32	727	50	3600	980	700	840
	750	35	2400
	773	50	1800
Сплав 1145 — бор						
35—36	727	50	3600
	750	35	2400	1270	780	990
	773	50	1800	1010	850	930

Примечание. $\sigma_{в. max}$, $\sigma_{в. min}$, $\sigma_{в. ср}$ — максимальный, минимальный и средний пределы прочности КМ.

нитридом алюминия. Матрица для диффузионной сварки должна быть в виде фольги и порошка. Диффузионная сварка осуществляется в две стадии — при повышенной и при пониженной температурах в вакууме при растяжении до $6,7 \cdot 10^{-3}$ МПа либо в контролируемой атмосфере или на воздухе. Основные параметры процесса следующие: температура 853 К, давление 30 МПа, выдержка 120 с (высокотемпературная стадия); температура 727—773 К, давление 35—50 МПа, выдержка 1800—5400 с (низкотемпера-

Таблица 5.43. Механические свойства КМ сплав алюминия — бор при растяжении в продольном направлении [236, 368, 396]

Объемная доля волокон бора, %	E, ГПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
Al — B			
0	70	70—140	...
10	105	300—380	...
20	130—140	500—650	...
30	180	700—900	0,7
40	190—220	900—1140	0,7
50	200—257	1100—1400	0,6
Сплав 6061 — бор			
50	220—240	1100—1200	...
60	260—277	1400—1600	0,5
Сплав 2024 — бор			
50	220—240	1100—1200	...
70	280	1600—1800	0,7
Сплав 1100 — бор			
50	220—240	1100—1200	...

Таблица 5.44. Механические свойства КМ сплав алюминия — бор при растяжении в поперечном направлении [236, 368, 396]

d, мкм	E, ГПа		$\sigma_{в}$, МПа		δ , %	
	без т. о.	с т. о.	без т. о.	с т. о.	без т. о.	с т. о.
Сплав 6061 — бор						
101	112	...	109	176	0,3	...
142	141	141	133—155	245—306	0,6	0,6
203	141	148	137	259	0,7	0,2
Сплав 2024 — бор						
142	147	158	184—191	268—337	...	0,2

Примечания. 1. Термическая обработка: закалка с искусственным старением — т. о. 2. Объемная доля волокон бора составляет 50 %. 3. Предел прочности сплава 2024 без т. о. равен 19 МПа, с т. о. — 49 МПа.

турная стадия). Уплотнение производится в пресс-форме, в камере с контролируемой атмосферой, в газостатах или автоклавах. Чаще всего уплотнению подвергают пакеты-заготовки из однонаправленно-армированных монслоев, полученных плазменным напылением алюминия. Прочность КМ зависит от режима изготовления (табл. 5.41). Так, при прессовании на воздухе прочность волокон снижается примерно на 15 %, а при прессовании в аргоне — почти на 13 %.

Диффузионной сваркой изготавливаются монслои, листы, плиты, трубы, уголки и другие профили. Прокатку для получения КМ Al—B

Таблица 5.45. Механические свойства КМ сплав 6061 — бор при растяжении в зависимости от диаметра армирующего волокна [236, 368, 396]

d, мкм	E, ГПа		σ_B , МПа		δ , %	
	без т. о.	с т. о.	без т. о.	с т. о.	без т. о.	с т. о.
101	239	...	1510	1550	0,7	...
142	200—238	238	1200—1540	1380—1520	0,6—0,7	0,7—0,8
203	232	239	1580	1670	0,8	0,8

Примечания. 1. Термическая обработка: закалка с искусственным старением — т. о. 2. Объемная доля волокон бора составляет 50 %. 3. Предел прочности сплава 6061 без т. о. равен 130 МПа, с т. о. — 320 МПа.

Таблица 5.46. Свойства КМ сплав 6061 — бор с различной укладкой волокон [236, 368, 396]

Угол прил- жения на- грузки, град	Содержание волокон по направлению укладки, %	Объемная до- ля волокон бора, %	E, ГПа	σ_B , МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	δ , %
---	---	---------------------------------------	--------	------------------	---------------------	--------------

Укладка волокон однонаправлена

0	100	25	165	...	860	...
45	100	25	138	...	240	...
90	100	25	103	...	140	...
0	100	37	142	...	1090	...
90	100	37	104	...	160	...
0	100	50	176—250	...	1160—1850	...
45	100	50	117	...	270	...
90	100	50	100—131	...	170—340	...

Укладка волокон 0°/90°

0	100/0	50	182—211	1100—1140	...	0,6
0	80/20	50	147—196	680—1040	...	0,6—0,7
0	60/40	50	126—183	740—790	...	0,7
0	50/50	50	132—176	...	600—1000	...
0	40/60	50	...	330—380	...	0,5
0	20/80	50	49—154	77—340	...	0,1—0,6
0	0/100	50	98	84—105	...	0,1
45	50/50	50	160	...	520	...

Укладка волокон +30°/—30°

0	50/50	50	140—219	310	900	...
45	50/50	50	162	...	700	...
90	50/50	50	165	...	300	...

Продолжение табл. 5.46

Угол прило- жения на- грузки, град	Содержание волокон по направлению укладки, %	Объемная до- ля волокон бора, %	E, ГПа	σ_B , МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	σ , %
Укладка волокон +45°/—45°						
0	50/50	50	106	...	210	...
Укладка волокон +60°/—60°						
0	50/50	50	124	105

Примечание. Диаметр волокон бора равен 110 мкм.

Таблица 5.47. Свойства КМ сплав 6061 — бор при повышенных температурах [236, 368, 396]

T, К	E , ГПа	E _⊥ , ГПа	$\sigma_{B }$, МПа	$\sigma_{B⊥}$, МПа
293	210—257	141	1100—1300	83—155
373	190—253	135	1000—1200	85—130
473	248	131	900—1150	83—112
573	189—240	126	850—1050	40—74
673	176—232	...	750—1000	...
773	225	...	650—950	...

Примечание. Объемная доля волокон бора составляет 50 %.

Таблица 5.48. Предел выносливости КМ сплав алюминия — бор [236, 368, 396]

Объемная до- ля волокон бора, %	T, К	σ , МПа, при N					
		10 ⁴	10 ⁵	10 ⁶	5 · 10 ⁶	10 ⁷	10 ⁸
Сплав 1100 — бор							
25	293	430	350	320	320
Сплав 6061 — бор							
25	293	580	480	430	430
47	293	...	690	620	...	550	430
	523	...	600	400	...	240	...

Таблица 5.49. Физические свойства КМ А1 — В [46]

Объемная доля волокон бора, %	$\gamma, 10^8$ кг/м ³	$\alpha, 10^{-6} \text{ К}^{-1}$, в интервале температур, К				
		293—373	373—473	473—573	573—673	673—773
30	2,67	10,2	5,4	3,1	4,0	5,7
45	2,66	4,7	5,0	5,3	6,1	6,6

применяют очень редко и ведут чаще всего с небольшими степенями деформации за несколько проходов. Температура процесса 873—923 К. Наилучший результат с точки зрения сохранения прочности волокон дает поперечная прокатка, однако при этом трудно достичь объемной доли волокон более 25 %.

Свойства. Прочность КМ алюминий — бор определяется методом получения и режимами технологического процесса (табл. 5.42). Свойства КМ алюминий — бор зависят от свойств упрочнителя и матрицы, содержания армирующих элементов в КМ, направления его укладки (табл. 5.42—5.44), а также от марки сплава матрицы, термической обработки, диаметра упрочняющих волокон (табл. 5.45), типа укладки этих волокон (табл. 5.46) и температуры испытаний (табл. 5.47). Предел выносливости КМ на основе различных алюминиевых сплавов зависит от содержания борных волокон (табл. 5.48). Он весьма высок и даже при температуре 523 К значительно превышает предел выносливости стандартных алюминиевых сплавов при комнатной температуре: для алюминиевых сплавов составляет 0,3—0,5 предела прочности, для КМ на основе алюминиевых сплавов — 0,6—0,75. Физические свойства КМ А1—В приведены в табл. 5.49.

5.7.3. А1—С

Взаимодействие. При высоких температурах в результате взаимодействия алюминия с углеродом образуется карбидная фаза (Al_4C_3) в виде тонких пластинок с хаотической ориентацией [236, 284]. Обычно снижение прочности КМ отмечается при содержании карбида алюминия, превышающем 0,1 % (по массе). При низких температурах прессования процесс взаимодействия матрицы с УВ практически не развивается и карбидная фаза не обнаруживается методами оптической металлографии.

Атомная доля углерода, способного раствориться в жидком алюминии, составляет около 0,1 %. При концентрации углерода в расплаве, близкой к этой величине, начинает интенсивно образовываться карбид алюминия. Для предотвращения взаимодействия УВ с матрицей, а также для улучшения смачиваемости применяют покрытия из никеля, меди, серебра. Прочность УВ, выдержанных в контакте с алюминием при температуре 773 К в течение семи суток, заметно не уменьшается. Взаимодействие УВ с алюминиевой матрицей, приводящее к разупрочнению волокон, проявляется после термообработки в течение 24 ч при температуре 773 К [46, 236]. Рабочая температура КМ А1—С может быть выше 623 К.

Технология получения. Существует несколько основных методов получения КМ А1—С (табл. 5.50), наиболее перспективным является метод пропитки предварительно металлизированных УВ расплавом алюминия. Для металлизации УВ с целью получения тонких технологических покрытий применяют химическое никелирование, меднение и серебрение. Составы электролитов и условия осаждения приведены в табл. 5.51. Скорость осаждения 0—0,04 мкм/с: покрытия толщиной 0,1—0,5 мкм получают за

Таблица 5.50. Технологические процессы производства КМ А1 — С [46, 236]

Название процесса	Основная характеристика процесса	Получаемый полуфабрикат или изделие	Примечание
Горячее прессование	$T = 823 \text{ К}, P = 60 \text{ МПа}$ $t = 30 \text{ мин}$	Монослой, лист, лопатки компрессоров, турбин, уголки и другие профили	
Прокатка	Прокатка осуществляется при температуре солюдуса алюминиевой матрицы	Лист, лента, плита, фольга	
Пропитка	Пропитка может осуществляться методом вакуумного всасывания либо автоклавным методом	Стержень, трубка, лист	УВ металлизировано никелем, медью или серебром
Электроосаждение	Осаждение в электролите при комнатной температуре и плотности тока 10 А/м ² на оправку с намотанным слоем волокна	Однонаправленно армированный монослой	Набор монослоев уплотняется горячим прессованием

Таблица 5.51. Составы электролитов и условия осаждения некоторых металлов на УВ [46, 236]

Осаждаемый металл	Электролит		Т, К	рН
	Компоненты	С, %		
Ag	Нитрат серебра; кали; едкий натр	0,5; 0,5; 0,35	273	...
Cu	Сегнетова соль; натр; сульфат меди; ацетат натрия	17,0; 5,0; 3,5; 3,0	273	12,3
Ni	Сульфат никеля; ацетат никеля; гипофосфит натрия; малеиновый ангидрид	2,1; 1,0; 0,24; 0,15—0,2	363	5,2—5,5
	Сульфат никеля; гидразин-сульфат	2,9; 1,3	363—365	9,2—9,5
	Хлорид никеля; хлорид аммония; гипофосфит натрия; нитрат натрия	3,0; 2,0; 1,0; 1,0	360—363	5,2

3—5 мин, толщиной до 3 мкм — за 9—12 мин. В процессе нанесения покрытий прочностные характеристики волокон не изменяются.

Свойства. КМ Al—C обладают высокой прочностью и малой плотностью. Их свойства зависят от свойств упрочняющих волокон (табл. 5.52), а также в значительной степени от метода изготовления и технологических параметров

Таблица 5.52. Свойства при растяжении КМ сплав алюминия — углерод [236, 284, 368]

Добавка в сплав алюминия	Содержание добавки в сплаве алюминия, %	Объемная доля УВ, %	E, ГПа	$\sigma_{в. min}$, МПа	$\sigma_{в. max}$, МПа
КМ с волокнами Торнел - 75					
Без добавки	0	32	182,5	457	816
	0	35	150	597	732
Mg	7	31	199	612	873
	13	22	168,5	513	618
Zn	7	32	169	415	918
	7	38	194	716	1055
КМ с волокнами Торнел - 50					
Si	12	28	148	730 (660)	...

Примечания. 1. $\sigma_{в. min}$, $\sigma_{в. max}$ — минимальный и максимальный пределы прочности КМ. 2. Испытания проводились при $T = 293$ К, в скобках приведен результат испытаний при $T = 773$ К.

ров. Предел прочности КМ заметно не меняется вплоть до температуры плавления матрицы [236, 284]. Длительная (100-часовая) прочность КМ Al—C при 673 К составляет 150—200 МПа. Предел выносливости КМ Al—C с объемной долей УВ 33—38 % при 293 К составляет 270, 230, 200 и 170 МПа, соответственно при базах испытания 10^4 , 10^5 , 10^6 и 10^7 циклов [236].

5.7.4. Al—SiO₂

Взаимодействие. В твердом состоянии алюминий с оксидом кремния не взаимодействует.

Технология получения. Основными методами получения КМ Al—SiO₂ являются горячее прессование, пропитка и протягивание волокон через расплав алюминия с последующим горячим прессованием. Горячее прессо-

Таблица 5.53. Свойства КМ Al—SiO₂, полученного горячим прессованием [163, 284]

T, К	$\sigma_{в.}$, МПа	σ_{-1} , МПа	T, К	$\sigma_{в.}$, МПа	σ_{-1} , МПа
293	770—840	127	573	730	98
373	820	127	673	470	98
473	780	127	723	390	98

Примечание. Объемная доля SiO₂ составляет 50 %.

вание осуществляется при температуре 623—793 К и давлении 5—20 МПа с выдержкой 45—90 мин, пропитка — при температуре 973—993 К в течение 30—60 с [163, 284].

Свойства. КМ Al—SiO₂ имеет высокую прочность, мало изменяющуюся при температурах до 473—573 К. Модуль упругости КМ близок по величине к модулю упругости алюминиевых сплавов, однако он практически не снижается с ростом температуры и поэтому КМ данного типа целесообразно применять при повышенных температурах. Свойства КМ Al—SiO₂ приведены в табл. 5.53.

5.7.5. Al—SiC

КМ Al—SiC используются реже, чем КМ Al—B и алюминий — борсик, вследствие высокой плотности волокон карбида кремния, их относительно меньшей прочности и большей стоимости. Однако в перспективе с разработкой промышленной технологии получения волокон карбида кремния большей прочности (до 4000 МПа), волокон с углеродным керном и волокон без керна волокна карбида кремния благодаря высокой термостойкости и жесткости смогут конкурировать с борными волокнами в качестве армировки для алюминия и его сплавов.

Взаимодействие. В твердом состоянии алюминий с карбидом кремния не взаимодействует [437].

Технология получения. Для изготовления КМ Al—SiC применяются те же технологические методы, которые используются для производства КМ Al—B и алюминий — борсик. Вследствие высокой термостойкости волокон карбида кремния получать КМ Al—SiC можно при более высоких температурах и больших выдержках.

Свойства. По своим прочностным характеристикам КМ Al—SiC уступает, как правило, КМ Al—B из-за более низкой прочности волокон карбида кремния. Так, предел прочности КМ Al—SiC при объемной доле волокон 0,1, 0,3 и 0,5 составляет соответственно 270; 610 и 950 МПа [236, 284].

5.7.6. Al—W

Взаимодействие. Алюминий с вольфрамом образует следующие фазы: WAl₁₂, WAl₅, WAl₄. Растворимость вольфрама в алюминии в твердом состоянии при температуре 923 К составляет 1,5 %.

Технология получения. Для получения КМ Al—W могут применяться практически все известные жидко- и твердофазные процессы производства КМ с металлической матрицей. Наиболее часто используется диффузионная сварка и сварка взрывом.

Свойства. Ввиду высокой плотности вольфрамовых волокон КМ Al—W по удельным характеристикам значительно уступает всем другим КМ на основе алюминия. КМ Al—W, полученные сваркой взрывом, при объемной доле волокон 0,018; 0,1 и 0,09—0,17 имеют предел прочности соответственно 131,2; 370 и 404 МПа. Эти КМ перспективны для получения материалов с плотностью (7—12,5) 10³ кг/м³.

5.7.7. Al—Mo

Взаимодействие. Алюминий с молибденом образуют следующие фазы: MoAl₅ (41,56 % Mo), MoAl₃ (54,24 % Mo) и MoAl₂ (64 % Mo). Кроме этого в системе в интервале атомных долей молибдена 0—40 % обнаружены две промежуточные фазы, близкие по составу к MoAl₅ и MoAl₃. Растворимость молибдена в алюминии в твердом состоянии составляет 0,01—0,02 % при температуре 783 К и около 0,2 % при 933 К.

Технология получения та же, что и для КМ Al—W.

Свойства. Подобно КМ Al—W, КМ Al—Mo ввиду высокой плотности молибденовых волокон по удельным характеристикам значительно уступают всем другим КМ на основе алюминия. КМ Al—Mo, полученные диффузионной сваркой, при объемной доле волокон 0,2 и 0,4 имеют предел прочности соответственно 440 и 780 МПа [236, 284]. Как и КМ Al—W, эти КМ перспективны для получения материалов с высокой плотностью.

5.7.8. Al—Be

КМ данного типа благодаря малой плотности бериллия уникальны среди металлических КМ, армированных металлическими волокнами. Однако из-за ограниченного производства проволоки из бериллия, связанного с токсичностью последнего, КМ данного типа распространения не получили.

Взаимодействие. Растворимость бериллия в алюминии составляет 0,05—0,06 % при температуре 918 К; 0,02—0,03 % при 873 К; 0,005—0,01 % при 723 К и практически равна нулю при более низких температурах.

Технология получения. Уплотнению подвергаются заготовки, представляющие собой пакеты из чередующихся слоев уложенной бериллиевой проволоки и алюминиевой фольги (бериллиевая проволока может дополнительно закрепляться слоем алюминия, нанесенным плазменным методом), из уложенной в форму бериллиевой проволоки с нанесенным на ее поверхность алюминием, из чередующихся слоев бериллиевой и алюминиевой проволоки.

КМ Al—Be в виде листов, плит, уголков и других профилей получают диффузионной сваркой и сваркой взрывом [109, 141]. Диффузионная сварка осуществляется в вакууме или контролируемой атмосфере при температуре 780—810 К, давлении 50—70 МПа с выдержкой 5—90 мин.

Свойства. Пределы прочности КМ Al—Be при объемной доле волокон бериллия 0,4 и 0,75 составляют соответственно 231 и 700 МПа, модуль упругости при объемной доле 0,75—242 ГПа [109, 141].

5.7.9. Алюминий — НК Al₂O₃, алюминий — НК SiC

КМ на основе алюминия, армированные НК, не получили широкого распространения из-за дороговизны последних и технологических трудностей, связанных с отбором НК и введением их в металлическую матрицу.

Взаимодействие. В твердом состоянии алюминий с НК оксида алюминия и карбида кремния не взаимодействует.

Таблица 5.54. Свойства КМ Al—НК Al₂O₃ и Al—НК SiC [163]

НК	Объемная доля НК, %	Технология изготовления	E, ГПа	σ _B , МПа, при T, К	
				293	773
Al ₂ O ₃	20	Вакуумная пропитка	126	420	210
		Горячее прессование с последующей прокаткой	122	380	...
SiC	23	Горячее прессование	...	380—440	200
		Пропитка	...	800	...

Технология получения. Основным технологическим методом получения КМ из алюминия, армированного НК, является вакуумная пропитка лучка волокон. Реже применяется метод смешения порошка матричного материала с НК и последующего горячего прессования или экструзии.

При вакуумной пропитке ориентированные и уложенные в форму НК после вакуумирования пропитываются при температурах выше 973 К расплавом алюминиевого сплава. Методом вакуумной пропитки получают КМ в виде трубок, прутков. Для улучшения смачивания НК оксида алюминия и карбида кремния матричным расплавом при вакуумной пропитке на НК методом катодного напыления или другими методами наносят покрытие из никеля, хрома, нихрома и т. п.

При использовании метода горячего прессования маты из порошка алюминиевого сплава и НК, полученные из водной суспензии, подвергают прессованию при температуре 725—853 К и давлении 0,5—0,7 МПа, температура последующей прокатки обычно составляет 650—755 К.

При изготовлении КМ экструзией смесь порошка матричного материала и НК с добавкой пластификатора предварительно экструдирована при комнатной температуре. Полученные таким образом заготовки подвергают горячему изостатическому прессованию при температуре 823—853 К, давлении 40—65 МПа в течение 30—60 мин.

Свойства. Свойства КМ Al—НК Al₂O₃ и Al—НК SiC зависят от технологии изготовления и вида НК (табл. 5.54).

5.7.10. Применение

КМ на основе алюминия предназначены главным образом для авиационной и космической техники, где высокая стоимость первоначальных разработок может окупаться за счет выигрыша в эксплуатационных характеристиках. КМ на основе алюминия могут использоваться при температурах до 723 К: из них изготавливаются детали газотурбинных двигателей самолетов и других летательных аппаратов [62].

5.7.11. Методы соединения и обработки

Соединение. КМ на основе алюминия соединяются с помощью пайки, диффузионной, дуговой и точечной сварки, болтовых, заклепочных, клеевых, клеесварных и клееболтовых соединений.

Пайка производится в печах или с помощью мощных кварцевых ламп с использованием низко- и высокотемпературных припоев, определяющих качество соединения (табл. 5.55) (в случае высокотемпературных припоев — в вакууме или в соляной ванне). Для улучшения смачиваемости и растекания припоя на соединяемые поверхности наносится тонкий слой никеля. Припой системы Al—Si применяют также для соединения КМ с титаном. В этом случае на поверхность титана необходимо наносить слой никеля.

Диффузионная сварка осуществляется в печах или с местным нагревом под давлением. Процесс заключается в нанесении на поверхность КМ тонкого слоя металла, образующего в результате взаимодействия эвтектику с металлом матрицы. При использовании в качестве материала тонкого слоя серебра, меди, магния, хрома, цинка эвтектическая температура соответственно составляет 512; 820; 711; 697 и 655 К. Соединения способны работать при температурах, превышающих температуру пайки.

Дуговую сварку проводят на переменном токе валиковым швом с помощью стандартных сварочных машин с вольфрамовым электродом диаметром 1 мм в струе аргона. В качестве присадочного материала используют проволоку из алюминиевого сплава. Способ пригоден только для шовной сварки с оплавлением лишь матричного материала без разрушения волокон.

Прочность соединения на срез составляет (0,7—0,8) $\tau_{ср}$ матричного материала.

Точечная сварка является наиболее дешевым и надежным соединением КМ на основе алюминия как между собой, так и со сплавами алюминия и титаном. Осуществляется на стандартных сварочных машинах для точечной сварки. Процесс заключается в импульсной контактной сварке внахлест соединяемых поверхностей. Волокна в месте сварки не перерезаются и не подвергаются длительному воздействию высоких температур. Режим сварки легко контролируется. Необходимая прочность соединения обеспечивается расчетным количеством сварных точек. Прочность соединения

в сварной точке на срез составляет (0,8—0,9) $\tau_{ср}$ матричного материала.

Болтовые и заклепочные соединения менее эффективны, чем соединения, полученные точечной или диффузионной сваркой. Процесс заключается в сверлении отверстий в КМ и установке болтов или заклепок. Необходимая прочность соединения обеспечивается расчетным количеством отверстий и лимитируется преимущественно прочностью КМ на срез и смятие. Для КМ с перекрестным армированием, а также с поверхностной плакировкой из стальной или титановой фольги, прочность болтовых и заклепочных соединений значительно выше, чем для однонаправленно-армированных, и зависит от схемы армирования.

Таблица 5.55. Характеристики паяных соединений [236, 284]

Состав припоя	T, К	$\tau_{ср}$
Низкотемпературные		
55 % Cd, 45 % Ag	365	90
95 % Zn, 5 % Al	590	30
Высокотемпературные		
Al — Si (эвтектический сплав)	590	90

Примечание. Соединение, полученное с помощью припоя состава 95 % Zn, 5 % Al, устойчиво при термоциклировании в интервале температур 75—368 К.

Клеевые, клеесварные и клееболтовые соединения получают с использованием технологии склеивания. Прочностные свойства клеевого соединения КМ, такие же, как у клеевого соединения соответствующих матричных алюминиевых сплавов. Прочностные показатели комбинированных клееболтовых и клеесварных соединений в три раза выше клеевых. Технология склеивания КМ на основе алюминия и его сплавов ничем не отличается от технологии склеивания соответствующих сплавов. Для увеличения прочности клеевые соединения дополнительно усиливаются болтами или заклепками. Прочность на сдвиг листового соединения для полиамидных клеев составляет 21 МПа при комнатной температуре и 10,5 МПа при 588 К.

Формообразование. Способность к формоизменению металлических КМ в основном определяется природой упрочняющих волокон. Материалы, упрочненные металлическими волокнами, способны к значительным формоизменениям. Например, алюминий, армированный стальной проволокой, допускает гибку как в направлении волокон, так и в других направлениях, а также выдавливание с небольшими степенями вытяжки [236, 284]. Металлы, армированные хрупкими неметаллическими волокнами, либо совершенно не способны к формоизменениям (например, КМ Al — C), либо способны к деформации в ограниченных пределах (например, КМ Al — B) [236, 284]. Поэтому для таких КМ использование большинства традиционных методов формообразования, основанных на пластической деформации, исключено, а формирование их весьма затруднительно и требует специальных приспособлений и оснастки, тщательного выбора режимов и пределов деформации. Максимально допустимая температура формообразования КМ на основе алюминия в твердом состоянии не превышает 873 К, волокна при этом испытывают очень малые пластические деформации до разрушения.

Гибка КМ с волокнами бора, борсика, бериллия в направлении, при котором ось изгиба перпендикулярна оси волокон, вызывает часто разрушение волокон в результате действия растягивающих напряжений во внешних слоях листа. Для предотвращения этого используются специальные прокладки, при наличии которых все слои материала при гибке испытывают сжимающие напряжения [236]. Материал с перекрестным размещением волокон, как правило, более податлив, хотя и в этом случае процесс гибки весьма затруднен.

Гибка в направлении, при котором ось изгиба параллельна волокнам, осуществляется значительно легче. Однако при больших степенях деформации во внешних слоях, подверженных действию максимальных напряжений, образуются трещины. Важным технологическим фактором, обеспечивающим достаточную пластичность матрицы, является температура. В зависимости от свойств матричного сплава она изменяется в пределах 673—723 К. При этом степень деформации, определяемая как отношение радиуса нейтральной оси к толщине изгибаемого листа, может составлять 15—20. Для достижения больших степеней деформации используются материалы с выборочным армированием, в которых в зоне изгиба волокна либо отсутствуют полностью, либо содержатся в небольших количествах.

Режим гибки одноосно-армированных КМ в направлении, при котором ось изгиба перпендикулярна волокнам (в жесткой оснастке), следующий: температура 723—773 К; скорость нагружения $1,7 \cdot 10^{-5}$ м/с; радиус изгиба 0,01—0,015 м; минимальный угол изгиба 60°; толщина технологической прокладки $2h$ со стороны растягиваемых волокон (h — толщина листа); угол пружинения (упругий возврат) 15°. При более низких температурах гибки угол пружинения возрастает и может составлять 25—30°. Выдержка листа в согнутом состоянии при температуре гибки в течение 20—30 мин несколько уменьшает его.

Обработка. Большинство металлических КМ, армированных металлическими волокнами, удовлетворительно обрабатываются резкой, сверлением, фрезерованием, шлифованием. Некоторые трудности возникают при обработке материалов, упрочненных стальными и вольфрамовыми проволоками относительно большого диаметра (0,3 мм и более) [236].

КМ, армированные УВ, поддаются всем видам механической обработки. Обработка резанием КМ, армированных волокнами бора и борсика, из-за высокой твердости волокон практически невозможна. Обычными методами эти материалы не обрабатываются. Листы из КМ Al — B можно разрезать с помощью механических ножниц, однако вблизи линии разреза волокна крошатся, поэтому способ может быть использован лишь для предварительного раскройки листа на заготовки, удаления дефектной зоны края листа и др.

Борные волокна, обладающие высокими абразивными свойствами, быстро притупляют режущие кромки инструмента. Неудовлетворительные режимы обработки приводят к механическим повреждениям, разрушению и выдергиванию волокон из матрицы, разогреву инструмента и материала, потере прочности волокон, расслоению материала и другим нежелательным явлениям. Абразивная резка — один из лучших процессов (для прямолинейной резки), обеспечивающий хорошее качество краев независимо от направления армирующих волокон. Она отличается высокой производительностью, стойкостью режущего инструмента и экономически выгоднее других процессов [236].

Для шлифования КМ Al — B применяют обычные шлифовальные круги. Процесс проводится в эмульсии.

Операции вырубки и прошивки отверстий также применимы к КМ Al — B, однако износ пуансонов при прошивке отверстий настолько велик, что кромки пуансона нуждаются в заточке уже после 10—12 операций. Как и при резке с помощью механических ножниц, толщина проши-

ваемого листа не должна превышать критической — 2200 мкм. Для сверления используют сверла с алмазным покрытием режущей кромки [236]. Воздействие на сверла с алмазным покрытием ультразвуковых колебаний во время сверления уменьшает износ инструмента на порядок, при этом уменьшается качество отверстий и повышается производительность процесса.

Отверстия очень высокого качества, например в КМ Al — В, получают при использовании ультразвуковой и электроэрозионной прошивки. В первом случае разрушение волокон незначительно, во втором — волокна не разрушаются совсем.

Электроэрозионную прошивку можно применять и для резки КМ Al — В. В качестве инструмента для резки используется электрод (медная пластина или латунная проволока), для прошивки отверстий — медная трубка. Режимы механической обработки листового КМ Al — В следующие: при резке — частота 8 кГц, сила тока 15—20 А, напряжение 25—30 В; при прошивке отверстия диаметром 0,006 м — частота 8 кГц, сила тока 4—5 А, напряжение 25 В. Линейная скорость прошивки и резки составляет (1—8,3) 10^{-5} м/с [236]. Для резания листов на детали сложного профиля используются электроискровые станки с движущимся проволочным режущим инструментом (резка по профилю, по шаблону) и с программным управлением [236].

5.8. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ

Особенностью КМ на основе магния является высокая термическая стабильность структуры и свойств вплоть до начала размягчения [318]. По удельной прочности и жесткости КМ Mg — В превосходят большинство КМ на металлической основе (в том числе и на основе алюминия), предназначенных для использования при температурах 293—773 К [297]. Кроме борных волокон для армирования магния применяют УВ, волокна карбида кремния, стали, титана, тантала, оксида алюминия, с которыми магний и магниевые сплавы практически не реагируют.

Основные методы получения КМ — диффузионная сварка, непрерывное литье, пропитка.

5.8.1. Mg—В

Взаимодействие. До температуры 673 К межфазное взаимодействие в системе Mg — В отсутствует. При длительных отжигах (100—500 ч) в интервале температур 673—773 К в результате химического взаимодействия на границе волокно — матрица образуется пленка толщиной не более 2 мкм, состоящая из диборида магния [47, 109].

Технология получения. Магний — практически единственный конструкционный металл, стабильный по отношению к бору в жидком состоянии, что позволяет получать КМ Mg—В методами пропитки и непрерывного литья. Волокнами бора армируют чистый магний и сплавы AZ 31В, AZ92, AZ33 и др. [109, 320]. Пропитку проводят в вакууме, под давлением или путем *центральной заливки* [109, 320, 390, 423, 481]. Пучок волокон помещают в керамическую форму, внутренняя поверхность которой покрыта коллоидным графитом, диспергированным в этаноле. Оптимальная температура пропитки 973—1023 К, продолжительность контакта волокон с расплавленным металлом около 5 мин, объемная доля волокон составляет 10—75 %.

Заготовки различного профиля (прутки, трубы, швелеры, плиты, листы и др.) из КМ Mg—В изготавливают методом непрерывного литья [8, 187, 320, 370]. Пучок не соприкасающихся друг с другом волокон

Таблица 5.56. Свойства КМ Mg — В, полученных пропиткой

Объемная доля волокон, %	E, ГПа	σ_B , МПа	δ , %	Литературный источник
10	59	155	0,43	[423]
14	83	213	0,52	[423]
19	110	312	0,42	[423]
28	119	545	0,30	[423]
30	215	950	...	[369]
50	200	1250	...	[320]
69	...	1400	...	[369]

Таблица 5.57. Свойства КМ Mg — В, полученных непрерывным литьем

Объемная доля волокон бора, %	E, ГПа	E_H , ГПа	σ_B , МПа	σ_H , МПа	Литературный источник
25	...	105	...	1150	[8]
30	220	...	960	...	[173]
75	330—340	245	1300	1600	[8]

Таблица 5.58. Свойства КМ Mg — В, полученных диффузионной сваркой

Объемная доля волокон бора, %	E, ГПа	σ_B , МПа, при T, К		δ , %	γ , 10^8 кг/м ³	Литературный источник
		293	673			
25	...	914—970	870	[173]
30	...	960	770	0,6	...	[173]
45	220	1200—1300	800	0,5	2,2	[318]
48	219	1200	820	0,6	2,1	[115]

Примечание. Для КМ с объемной долей волокон бора 45 % $\sigma_{100} = 700$ МПа при T = 673 К, $\sigma_H = 600$ МПа при N = 10^8 циклов.

пропускают со скоростью 30—60 см/мин через ванну с расплавленным металлом и протягивают через фильеру. Длина пучка может превышать 1 м. Структура КМ, полученных методом непрерывного литья, аналогична структуре крученого каната. Объемная доля волокон в КМ составляет 25—75 %.

Диффузионную сварку КМ Mg—В осуществляют в интервале давлений 35—150 МПа при температурах 623—873 К [47, 109, 173, 320, 369, 390]. Режим горячего прессования монослоев из магниевой фольги и волокон бора следующий: давление 70 МПа, температура 798 К, продолжительность 1 ч, среда — аргон [109].

Монослой Mg — В могут быть получены путем плазменного напыления магния на волокна [115]. Объемная доля волокон бора составляет 20—50 %.

КМ Mg — В производят также из порошков магния и бора. Смесь порошков подвергают прокатке при температуре 698 К и экструзии при температуре 883 К. Объемная доля волокон бора составляет 25 % [422].

Свойства. Прочность КМ, полученных пропиткой, существенно ниже, чем КМ, полученных диффузионной сваркой (табл. 5.56—5.58), что связано с частичной потерей прочности волокон при выдержке в расплавленном магнии (степень реализации прочности волокон 50—70 %). Модуль упругости КМ Mg — В соответствует значениям, рассчитанным по уравнению аддитивности. Прочность и жесткость КМ в интервале температур 293—673 К изменяются незначительно.

КМ Mg — В обладают пониженной коррозионной стойкостью. В растворе NaCl наблюдаются избирательное растворение матрицы КМ и значительная катодная активность борных волокон (в основном вольфрамовой сердцевин) по отношению к магнию [297].

5.8.2. Mg—C

Взаимодействие в системе Mg—C не обнаружено [109, 423].

Технология получения. При изготовлении КМ Mg—C в качестве матрицы используют технический магний, сплав GA_3Z_1 и другие сплавы, для армирования — УВ типа АС, Модмор, Торнел-75 [109, 187].

КМ Mg — C получают пропиткой или горячим прессованием в присутствии жидкой фазы. Для повышения степени смачивания волокна предварительно покрывают титаном (путем плазменного или вакуумного напыления), никелем (электролитически) или комбинированным покрытием никель — бор (химическим осаждением) [187]. Пучок волокон, уложенный в графитовую форму, в течение нескольких минут пропитывают жидким магнием в атмосфере инертного газа под давлением 0,5—1 МПа. Дискретные волокна формируют в пучок с помощью парафина, который удаляют при температуре 673 К. Объемная доля волокон в КМ составляет 20—70 % [109].

При получении КМ методом горячего прессования смесь магниевого порошка и волокон графита, покрытых слоем титана толщиной примерно 2 мкм, прессуют в среде аргона при температуре 943 К и давлении 275 МПа в течение 10 мин. При этом магний расплавляется и обволакивает волокна. Объемная доля волокон графита в КМ составляет 10—11 %, титана — 21—22 % [443].

Свойства. Для КМ Mg—C с объемной долей волокон Торнел-75 42 % $E = 185$ ГПа, $\sigma_b = 450$ МПа, $\gamma = 1,77 \cdot 10^3$ кг/м³. Значения модуля упругости и предела прочности составляют соответственно 85 и 53 % величин, рассчитанных по уравнению аддитивности [187].

5.8.3. Mg—SiC

Взаимодействие в системе Mg—SiC не обнаружено [109, 423].

Технология получения. В качестве матрицы применяется технический магний в виде слитка или порошка, деформируемый магниевый сплав AZ31B, порошковый сплав Mg — Al и другие, для армирования — непрерывные волокна карбида кремния и НК α -SiC и β -SiC [173].

КМ получают пропиткой [215], непрерывным литьем, горячим прессованием в присутствии жидкой фазы [173] и горячим прессованием в твердой фазе [115]. Для пропитки НК карбида кремния ($d = 0,3 \div 3$ мкм и $l = 50 \div 500$ мкм) суспензируют в щелочи или этиловом спирте, шликер фильтруют в вакууме. Мат из произвольно ориентированных кристаллов карбида кремния подвергают дегазации в вакууме при температуре 1033—1143 К в течение 12 ч, затем в течение 0,25—2 ч пропитывают расплавом магния при температуре 1023 К. Объемная доля SiC в КМ достигает 90 % [215].

Процесс непрерывного литья состоит в пропускании матов из НК карбида кремния через ванну с расплавленным металлом и фильеру соответствующего профиля [173].

При изготовлении КМ методом горячего прессования в жидкой фазе смесь порошка чистого магния или сплава магния с НК карбида кремния ориентируют путем экструдирования или магнитным методом и прессуют при давлении 28 МПа [173].

Диффузионную сварку монослоев КМ Mg — SiC, полученных методом плазменного напыления магния на непрерывные волокна карбида кремния, проводят при температуре 823—853 К и давлении 30—60 МПа с продолжительностью выдержки 30—60 мин. Объемная доля волокон составляет 20—50 % [115].

Свойства [109, 215]. Для КМ Mg—SiC, полученных пропиткой, с объемной долей волокон 10 % $\sigma_{0,2} = 110$ МПа, $\sigma_b = 118$ МПа, $\sigma_{сж} = 310$ МПа; для КМ с объемной долей волокон 30 % $\sigma_{сж} = 445$ МПа. Для КМ с матрицей из сплава магния и объемной долей волокон 30 % $E = 91$ ГПа, $\sigma_{0,2} = 420$ МПа.

5.8.4. Магний — сталь

Взаимодействие. В системе Mg—Fe взаимная растворимость отсутствует [109]. Жидкий сплав LA141A и проволока из нержавеющей стали AFC-77 взаимодействуют с образованием реакционной зоны, не влияющей на свойства проволоки [500].

Технология получения. В КМ магний — сталь матрицей служат технический магний и сплавы магния с литием [109, 370], арматурой — волокна нержавеющей стали [466], проволока сталей AFC-77 [500], 07X21Г7АН5 [115], У8А [109] и др.

КМ получают пропиткой, горячим прессованием или сваркой взрывом. КМ с матрицей из сплава LA141A и волокон стали AFC-77 изготавливаются путем вакуумной пропитки. В стальную трубу укладывается стальная проволока, один конец трубы закрывается матричным сплавом, труба вакуумируется, помещается в расплав матрицы и выдерживается 3,5 мин при температуре 973 К [500].

Монослой КМ магний — сталь получают методом плазменного напыления порошка магния на волокна стали 07X21Г7АН5. Пакеты из монослоев прессуют при температуре 823—853 К и давлении 70—100 МПа, продолжительность изотермической выдержки 30—60 мин [115]. КМ с матрицей из магниево-литиевого сплава (92 % Mg, 8 % Li), армированный проволокой из стали У8А, получают сваркой взрывом [109].

Свойства. КМ магний — сталь обладают высокой прочностью при пониженных температурах. Интервал рабочих температур КМ с матрицей из магниево-литиевого сплава 203—473 К (табл. 5.59).

При изучении коррозионной стойкости КМ магний — сталь в 2 %-ном растворе щавелевой кислоты обнаружено наличие гальванических эффектов и интенсивная локальная коррозия матрицы [109].

5.8.5. Mg—Ti [109]

Взаимодействие в системе Mg—Ti не обнаружено.

Технология получения. КМ на основе магниево-литиевого сплава, армированный сплавом титана, получают пропиткой, которую проводят в центрифуге в течение 1 мин при температуре 903—923 К. Расплавленный матричный сплав под действием центробежных сил заполняет форму с волокном ($d = 100$ мкм) титанового сплава.

Таблица 5.59. Свойства КМ сплав магния — сталь

Состав матрицы, %				Марка стали	Объемная доля стали, %	E, ГПа	σ_B , МПа, при T, К		δ , %	γ , 10 ³ кг/м ³	Литературный источник
Mg	Li	Al	Mn				293	673			
84,5	14	1	0,15	AFC-77	32	...	760	3,5	[500]
100	0	0	0	07X21Г7АН5	33	91	1045	618	1,8	3,7	[115]
100	0	0	0	07X21Г7АН5	48	126	1433	998	1,4	4,1	[115]
92	8	0	0	У8А	16	64	600	...	5	2,4	[109]

Свойства. Для КМ магниевно-литиевый сплав — сплав титана при объемной доле волокон титана 40 % $E = 66$ ГПа, $\sigma_B = 400$ МПа, $\delta = 12$ %, $\sigma_{1000} = 235$ МПа. КМ обладает повышенным сопротивлением ползучести.

5.8.6. Mg—Ta [423]

Взаимодействие в системе Mg—Ta не обнаружено.

Технология получения. КМ Mg—Ta получают путем пропитки пучка волокон тантала расплавом магния в среде аргона. Продолжительность контакта волокон с расплавленным магнием 5 мин.

Таблица 5.60. Механические свойства КМ Mg — Ta

Объемная доля волокон тантала, %	E, ГПа	$\delta_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
10	...	63	110	7,7
17	70	99	170	11,5
28	81	148	208	14,0
32	90	184	221	13,5
40	91	257	199	15,7

Свойства. Упругие и прочностные характеристики КМ Mg—Ta соответствуют рассчитанным по уравнению аддитивности. Прочность волокон тантала в процессе изготовления КМ не изменяется. С увеличением объемной доли волокон растет относительное удлинение КМ (табл. 5.60).

5.8.7. Применение

КМ на основе магния предназначены для создания деталей самолетов и космических конструкций, а также ядерных реакторов [481]. Они эффективны в высоконагруженных конструкциях [173].

5.9. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Упрочнение титана высокомодульными волокнами позволяет создавать КМ с высокими удельной прочностью, жесткостью, жаропрочностью и малой анизотропией свойств [62, 187]. Наиболее важное значение имеют КМ на основе сплава титана с алюминием и ванадием (90 % Ti, 6 % Al, 4 % V), армированные волокнами бора, борсика, карбида кремния и бериллия.

Кроме того, разработаны КМ на основе титана с волокнами молибдена и оксида алюминия. Известны КМ с комбинированной матрицей из титана и алюминия, титана и магния.

Свойства КМ на основе титана превосходят свойства КМ на основе алюминия, за исключением предела прочности при растяжении и предела выносливости в направлении армирования. КМ на основе титана (в частности, КМ Ti — Be) имеют высокую прочность при растяжении под углом к оси волокон и в поперечном направлении. Их можно использовать при более высоких температурах, чем КМ с алюминиевой или полимерной матрицей. Важной характеристикой КМ, конструкционное применение которых предполагает возможность разрушения, является стойкость к баллистическому удару. По остаточной прочности после удара КМ с титановой матрицей превосходят КМ на основе алюминия. КМ изготавливаются с помощью экструзии иковки. Титан и сплавы титана при повышенных температурах химически активны и в условиях изготовления КМ и их эксплуатации склонны к взаимодействию с волокнами бора, борсика, карбида кремния, оксида алюминия, которое приводит к образованию хрупких реакционных зон и снижению прочности волокон и КМ. Пластичные волокна бериллия и молибдена практически не разупрочняются при взаимодействии с матрицей [62].

Волокна карбида кремния более стабильны в титановой матрице, чем волокна бора, но в связи с меньшей плотностью и стоимостью для армирования применяются преимущественно волокна бора, покрытые карбидом кремния [353].

Для решения проблемы совместимости волокон с матрицей в КМ на основе титана [187, 352] используются высокоскоростные методы получения КМ, обеспечивающие минимальную толщину реакционной зоны, и низкотемпературные процессы производства КМ. Например, ленты из КМ Ti — В с объемной долей бора 30 % изготавливаются путем электрического нагрева фольги и волокон в процессе их прохождения между подогретыми валами (температура процесса 1255 К, продолжительность выдержки 1—2 с, толщина слоя TiV₂ менее 0,05 мкм). КМ с матрицей из сплава титана (90 % Ti, 6 % Al, 4 % V) и объемной долей борсика 21—27 % получают горячим прессованием при температуре 1088 К и давлении 100 МПа (продолжительность выдержки 15 мин, толщина реакционной зоны 0,05 мкм).

Проблема совместимости между волокнами и матрицей решается также благодаря матрицам с низкой реакционной способностью (сложнолегированный сплав титана состава 69,5 % Ti, 13 % V, 10 % Mo, 5 % Zr, 2,5 % Al совместим с волокнами бора), барьерным покрытиями на волокнах (покрытия из карбида бора и карбида кремния снижают степень взаимодействия волокон бора с нелегированным титаном и со сплавами титана), созданию КМ из систем с повышенным допуском на толщину реакционной зоны. К таким системам относятся Ti — Al₂O₃, Ti — Be, Ti — Mo. Интерметаллид Ti₃Al, образующийся в системе Ti — Al₂O₃, обладает некоторой

пластичностью и не снижает прочность КМ. В системе Ti — В продуктом реакции является хрупкий интерметаллид TiBe₁₁, однако при зарождении трещин на поверхности раздела фаз концентрация напряжений ослабляется пластическим течением бериллия.

5.9.1. Ti—В

Взаимодействие. В КМ, полученных горячим прессованием в вакууме, образование диборида титана наблюдается уже при температуре 1173 К [82], причем после 10-часовой выдержки толщина реакционной зоны (x_3) составляет 1 мкм. Рост ее в указанном интервале температур подчиняется параболической зависимости $x_3^2 = kt$, где k — коэффициент роста слоя, при этом показатель степени n с повышением температуры изменяется от 1 до 4.

Энергия активации роста реакционной зоны составляет 113 кДж/моль [236], рост зоны происходит за счет диффузии атомов бора к поверхности раздела Ti — TiB₂.

Как правило, легирующие титан элементы снижают константу скорости образования диборида титана. Наиболее эффективен ванадий, причем минимальное значение константы достигается для сплава, содержащего 40 % V. Если сплав легирован несколькими элементами, бориды которых имеют различную стабильность, то сначала образуется самый стабильный борид, затем следуют слои менее стабильных. Диборид титана разрушается при величине деформации, равной 0,25 %. КМ с большим содержанием борных волокон при этом разрушаются полностью.

На значение допустимой толщины реакционной зоны в КМ влияет упругое закрепляющее действие матрицы. Так, для матрицы, сохраняющей упругость вплоть до предельной деформации волокон, допустимая толщина зоны равняется 0,8 мкм. Практически критическая толщина реакционной зоны для используемых матриц составляет 0,05—0,5 мкм [187]. Армирование бором главным образом используется для повышения жесткости титана. КМ на основе титана изготавливаются в интервале относительно высоких температур (1073—1273 К), при которых волокно бора без защитного покрытия активно взаимодействует с матрицей и разупрочняется. Для предотвращения этого используют высокоскоростные методы изготовления КМ либо наносят на волокна барьерные покрытия.

Технология получения. Ленты КМ Ti—В получают преимущественно методами плазменного напыления и высокоскоростной сварки. В первом случае на волокна, намотанные на барабан, покрытый фольгой сплава Ti — Al — V, напыляется порошок титанового сплава. Затем производится горячее прессование лент в вакууме при температуре 1088 К и давлении 70 МПа с выдержкой 1 ч [62]. Из лент, полученных плазменным напылением, изготавливаются кольца. Для этого из сплава Ti — Al — V вытачиваются два кольца — внутреннее (с проточкой на внешней поверхности) и наружное. В проточку внутреннего кольца наматывается лента из КМ (Ti — Al — V) — В с объемной долей волокон бора 50 %. Наружное кольцо наса-

живается на внутреннее, и сборка подвергается горячему вакуумному прессованию в кольцевой пресс-форме из суперсплава [62].

Высокоскоростную сварку для получения лент из КМ Ti — В осуществляют таким образом: набор из трех титановых фольг (с обеих сторон центральной фольги накатаны канавки) и двух слоев волокон бора (с расчетом на объемную долю 25—30 %) подают в непрерывно действующую машину диффузионной сварки с валками из тугоплавкого металла. Скорость сварки 15 см/мин, высокотемпературная выдержка эквивалентна статическому нагреву при температуре 1255 К в течение 1 с. Толщина слоя диборида титана в КМ составляет 0,05 мкм. После сварки производится отжиг КМ при температуре 922 К в течение 30 мин, который способствует росту прочности и разрушающей деформации. Из монолент сваркой, прокаткой, ковкой или прессованием получают детали различной формы [187].

Свойства. Максимальная температура, при которой могут применяться КМ Ti — В, равна 813 К. КМ обладают высокой кратковременной и длительной прочностью (табл. 5.61).

5.9.2. Ti—SiC

Взаимодействие матрицы и волокон в горячепрессованных КМ Ti—SiC начинается при температуре отжига 1273 К [82]. Толщина реакционной зоны в интервале температур отжига 1173—1573 К и выдержек 1—10 ч растет по параболической зависимости (см. с. 288), причем показатель степени n изменяется от 2 до 5. При взаимодействии карбида кремния с титаном образуются карбиды и силициды титана. Преимущественно в титан диффундирует кремний. Реакционная зона состоит в основном из силицида Ti₅Si₃ и карбида титана нестехиометрического состава.

В процессе изготовления КМ (Ti — Al — V) — SiC методом горячего прессования в вакууме при температуре 1173 К и давлении 30 МПа с выдержкой 30 мин взаимодействие не обнаружено [30]. Последующая термообработка в вакууме при температурах 1073—1473 К в течение 1—50 ч приводит к образованию реакционной зоны. При более низких температурах и малых выдержках эта зона имеет вид кольца равномерной толщины, с повышением температуры возрастает неравномерность толщины. Образование реакционной зоны в интервале температур 1073—1113 К наблюдается после 30-часовой выдержки, выше 1173 К — после 1 ч. Коэффициенты диффузии, рассчитанные исходя из параболической зависимости толщины реакционной зоны, следующие:

T, K	1073	1113	1173	1273	1373
D, cm ² /c	2,4 · 10 ⁻¹³	3,4 · 10 ⁻¹³	2,4 · 10 ⁻¹²	4,8 · 10 ⁻¹²	2,8 · 10 ⁻¹¹

Энергия активации процесса роста реакционной зоны составляет 172 кДж/моль. Кинетика роста зоны ориентировочно оценивается уравнением $x_3^2 = 5,4 \cdot 10^{-5} \exp(41\,000/RT) t$.

КМ Ti — В

Таблица 5.61. Свойст

Объемная доля волокон бора, %	E , ГПа	E _⊥ , ГПа	σ _B , МПа	σ _{B⊥} , МПа	σ _{сж.} , МПа	σ ₁₀₀ , МПа, при T, K		γ, 10 ⁴ кг/м ³	Литературный источник
						811	1089		
25—30	180,7	154,7	984	422	2109	1863—2215	1758—1933	...	[187]
50	240	180	1240	455	3,43	[352]

Наиболее вероятно образование соединений Ti_5Si_3 , $TiSi_2$, TiC . Легирующие элементы воздействуют на скорость роста толщины зоны и практически не влияют на ее состав.

В одинаковых условиях толщина реакционной зоны в КМ, армированных волокнами карбида кремния, меньше, чем в КМ, армированных волокнами бора. Так, толщина зоны после отжига при температуре 1173 К в течение 50 ч в КМ (Ti — Al — V) — SiC составляет 6 мкм, в КМ (Ti — Al — V) — B — 9 мкм [353].

Технология получения [187]. КМ (Ti—Al—V) — SiC получают двумя методами. Согласно первому — ленты КМ готовят с применением летучего связующего (раствор полистирола в толуоле), удаляемого в процессе горячего прессования в вакууме. Режим прессования: температура 1144 К, давление 42 МПа, выдержка 1 ч. Толщина реакционной зоны в КМ дости-

Таблица 5.62. Свойства КМ (Ti — Al — V) — SiC

Объемная доля волокон карбида кремния, %	T, К	θ , град	E, ГПа	ν	$\sigma_{пц}$, МПа	$\sigma_{пр}$, МПа	γ , 10^3 кг/м ³	Литературный источник
28	293	0	253	0,275	822	998	4,15	[187]
28	293	15	246	0,277	822	949	4,15	[187]
28	293	30	225	0,346	731	794	4,15	[187]
28	293	45	218	0,346	527	752	4,15	[187]
28	293	90	197	0,250	373	668	4,15	[187]
50	293	0	260	1200	3,85	[352]
50	293	90	210	520	3,85	[352]
50	813	0	1030	3,85	[352]
50	813	90	340	3,85	[352]

Примечание. Состав сплава Ti — Al — V: 90 % Ti, 6 % Al, 4 % V.

гает 0,5 мкм. Согласно второму — волокна и порошок сплава помещают в контейнер, заготовку герметизируют, нагревают до температуры 1273 К и подвергают воздействию импульса энергии продолжительностью 3—15 мс. Толщина реакционной зоны в КМ равна 0,65 мкм. Метод применим для получения КМ с небольшой объемной долей волокон карбида кремния (16—21 %).

Свойства. Прочность при растяжении КМ ниже рассчитанной по уравнению аддитивности, а модуль упругости — значительно выше (табл. 5.62). Для КМ характерны высокие значения внеосевой прочности и предела ползучести.

5.9.3. Титан — борсик

Взаимодействие. Волокна борсика наиболее часто применяют для армирования титана. Покрытие карбида кремния на волокне бора сохраняется при всех режимах получения КМ [353]. Реакционная зона на границе Ti — SiC, равная толщине покрытия SiC (4 мкм), образуется в процессе отжига при температуре 1273 К в течение 8 ч. КМ работоспособны, пока сохраняется целостность покрытия. Для повышения работоспособности КМ титан — борсик используют барьерные покрытия (толщиной 2,5—5 мкм) из циркония, нанесенные на волокна электрофоретически или плазменным напылением [217]. Покрытия из карбида бора и нитрида бора на волокнах бора менее эффективны, чем покрытия карбида кремния.

Таблица 5.63. Влияние температуры горячего прессования на свойства КМ (Ti — Al — V) — B/SiC [187]

$T_{пр}$, К	$\sigma_{в }$, МПа	$\sigma_{в\perp}$, МПа	δ , %	$T_{пр}$, К	$\sigma_{в }$, МПа	$\sigma_{в\perp}$, МПа	δ , %
1033	1300	420	0,57	1118	1240	460	0,55
1063	1330	420	0,60	1143	1050	420	0,45
1088	1260	460	0,55	1173	1000	420	0,43

Примечания. 1. Состав сплава Ti — Al — V: 90 % Ti, 6 % Al, 4 % V. 2. Объемная доля волокон борсика составляет 45—50 %.

Таблица 5.64. Свойства при растяжении КМ (Ti — Al — V) — B/SiC [62, 414]

Объемная доля волокон борсика, %	d, мкм	E, ГПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
11	...	131	970	0,72
21	...	145—166	990—1240	0,64—0,73
27	...	179—193	1270	0,61
50	106	266	1150	0,50
50	145	266	1365	0,60

Примечание. Состав сплава Ti — Al — V: 90 % Ti, 6 % Al, 4 % V.

Таблица 5.65. Температурная зависимость и анизотропия свойств КМ (Ti — Al — V) — B/SiC [187]

T, К	θ , град	E, ГПа	$E_{сж}$, ГПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	α , 10^{-6} К ⁻¹
294	0	292	242	984	0,334	4,90
294	15	259	234	703	0,322	...
294	45	219	224	464	0,422	...
294	90	209	219	295	0,313	5,67
533	0	...	233	836	...	5,05
644	0	...	228	752
727	15	...	210	605
727	45	...	194	373
727	90	...	171	246	...	6,56

Примечания. 1. Состав сплава Ti — Al — V: 90 % Ti, 6 % Al, 4 % V. 2. Объемная доля волокон борсика составляет 50 %.

Таблица 5.66. Температурная зависимость прочности при изгибе и межслойном сдвиге КМ (Ti — Al — V) — B/SiC [420]

T, К	θ, град	σ _и , МПа	τ, МПа	T, К	θ, град	σ _и , МПа	τ, МПа
293	0	1500	255	588	0	1320	210
	90	620	80		90	430	50
447	0	1460	240	700	0	1235	...
	90	540	60		90	...	30

Примечания. 1. Состав сплава Ti — Al — V: 90 % Ti, 6 % Al, 4 % V. 2. Объемная доля волокон борсика в КМ составляет 45 %.

Таблица 5.67. Предел выносливости КМ (Ti — Al — V) — B/SiC [170]

θ, град	σ ₋₁ , МПа, при N	
	10 ⁴	10 ⁷
0	1090	415
90	380	210

Примечания. 1. Состав сплава Ti — Al — V: 90 % Ti, 6 % Al, 4 % V. 2. Объемная доля волокон борсика в КМ составляет 30 %.

Технология получения. Наиболее распространенным методом изготовления КМ является горячее прессование слоев сплава Ti — Al — V и волокон борсика. При получении монослоев волокон борсика покрывают полистирольным связующим (или смесью полистирола с порошком титанового сплава). Горячее прессование проводят в оболочке из нержавеющей стали в интервалах температур 1033—1173 К и давлений 84—170 МПа с выдержкой 15—30 мин [170, 187, 420].

Для изготовления лопаток вентилятора из КМ (Ti — Al — V) — B/SiC путем обработки в условиях ползучести (при температуре 923—1033 К) заготовкам из фольги сплава Ti — Al — V придают форму, близкую к форме лопатки, и обрезают их по заданному контуру. Намоткой получают маты, в которых волокна борсика скреплены смесью полистирола с порошком титанового сплава. Слои волокон также в условиях ползучести (при температуре 408 К) скручивают и изгибают по форме лопатки. Сборку помещают в стальную оболочку и подвергают горячему прессованию при температуре 1118—1143 К в пресс-форме из суперсплава. Связующее удаляется динамическим вакуумированием [62].

Свойства. С ростом температуры горячего прессования в интервале 1033—1173 К прочность КМ (Ti — Al — V) — B/SiC при растяжении в направлении, параллельном оси волокна, уменьшается (табл. 5.63). Прочность КМ при комнатной температуре меньше, чем рассчитанная по уравнению аддитивности (табл. 5.64). С ростом температуры от комнатной до 727 К прочность при растяжении снижается более резко, чем при изгибе (табл. 5.65, 5.66). Отношение прочностей надрезанных и ненадрезанных образцов КМ при объемной доле волокон 28—48 % составляет 0,7—0,9 [187].

Модуль упругости КМ превышает расчетный и мало изменяется с ростом температуры. Зависимость упругой деформации КМ от напряжения име-

ет линейный характер, значения разрушающей деформации малы. КМ обладают высокими значениями предела выносливости и стойкости к баллистическому удару (табл. 5.67, 5.68).

5.9.4. Ti—Be

Взаимодействие. Титан и бериллий ниже температуры 973 К не взаимодействуют, выше возможно образование хрупкого интерметаллида TiBe₁₁, при этом прочность волокон практически не изменяется [62, 170].

Технология получения. В качестве матричного материала при изготовлении КМ используются преимущественно чистый титан, сплавы Ti — Al — V (90 % Ti, 6 % Al, 4 % V) и Ti — Al — V — Sn (86 % Ti, 6 % Al, 6 % V, 2 % Sn) в виде фольги, листа, проволоки и порошка. Для армирования применяют проволоку, прутки или порошок бериллия.

КМ Ti — Be вырабатываются методом горячего прессования в вакууме [187]. Во избежание распухания бериллиевой арматуры (при высоких температурах бериллий пластичнее, чем титан) проволоки бериллия и сплава титана совместно наматывают на барабан, полученные ленты из проволоки укладывают между фольгами титанового сплава и заготовки подвергают горячему прессованию. Кроме того, используют следующий прием: в титановой фольге вытравливают канавки, в которые помещают бериллиевую проволоку, и образовавшиеся пакеты прессуют или прокатывают. Горячее прессование производят в интервалах температур 863—1143 К и давлений 42—560 МПа с изотермическими выдержками в течение 0,5—10 ч [236]. Для сохранения прочности бериллиевой проволоки температура процесса должна быть по возможности низкой, а продолжительность небольшая.

Экономически более выгодным способом изготовления КМ Ti — Be является экструзия [170]. Оба компонента приобретают существенную пластичность в интервале температур 723—1023 К, благодаря чему при этих температурах их смесь можно экструдировать и ковать. Экструзией получают КМ с непрерывными и дискретными волокнами бериллия. В титановые трубы помещают прутки или порошок бериллия либо в специально высверленные отверстия в титановых заготовках — прутки и стержни бериллия и производят экструзию однократно или многократно. КМ изготавливают также экструдированием волокон бериллия, покрытых титановым сплавом, с последующей изотермической штамповкой (при температуре 977 К), ковкой или горячей прокаткой [425]. Непрерывные волокна в процессе деформирования приобретают вид плоских лент, что существенно повышает прочность КМ в направлении, перпендикулярном ориентации волокон.

КМ Ti — Be изготавливают также экструдированием смеси крупнозернистого бериллиевого порошка и порошка титана или титанового сплава [236]. В этом случае происходит удлинение зерен бериллия с образованием дискретных волокон (l/d = 10). Смесь порошков бериллия и сплава Ti — Al — V помещают в стальную оболочку, вакуумируют и прессуют изостатически в атмосфере аргона при давлении 103 МПа и температуре не выше 973 К. Заготовки экструдировать при температуре 873 К со степенью деформации 10—15. Стальная контейнер с поверхности КМ стравливают разбавленной азотной кислотой. После экструзии производят изотермическую ковку, прокатку, штамповку [170, 438].

Свойства КМ Ti—Be зависят от состава и технологических параметров изготовления (табл. 5.69, 5.70).

Максимальная температура использования КМ Ti — Be равна 588 К. При повышении температуры от комнатной до 588 К предел прочности при растяжении КМ снижается на 10—15 % (табл. 5.71).

Относительно низкое значение предела пропорциональности КМ Ti — Be объясняется двумя факторами: коэффициент термического расши-

Таблица 5.69. Свойства КМ (Ti — Al — V) — Ве при растяжении [62]

Объемная доля волокон бериллиевой проволоки, %	Способ получения	E_{\parallel} , ГПа	E_{\perp} , ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в\parallel}$, МПа	$\sigma_{в\perp}$, МПа
		50	Горячее вакуумное прессование пакетов из бериллиевой проволоки ($d = 1,5$ мм) и титановой фольги с канавками	195	129	630
43	Горячее вакуумное прессование бериллиевой проволоки ($d = 1,5$ мм), содержащей 2 % ВеО, и титановой фольги	212	...	580	810	...
38	Совместная экструзия и прокатка	172	176	510	810	770
40	Совместная экструзия	183	...	460	770	530

Примечания. 1. Состав сплава Ti — Al — V: 90 % Ti, 6 % Al, 4 % V. 2. Для экструзии используются заготовки из сплава Ti — Al — V цилиндрической формы с множеством просверленных параллельно оси отверстий, заполненных бериллиевой проволокой.

Таблица 5.70. Зависимость прочности КМ Ti — Ве от степени деформации при штамповке [170]

Степень деформации при штамповке, %	$\sigma_{в}$, МПа, при $V_{Ве}$, %			
	50		60	
	Н. в.	Д. в.	Н. в.	Д. в.
Без штамповки (после экструзии)	1030	930	990	870
30	1020	920	980	830
60	1000	870	930	780

Примечание. Н. в. — непрерывные волокна; Д. в. — дискретные волокна.

рения бериллия в два раза больше, чем титана, в связи с чем при охлаждении после формования в бериллии возникают остаточные растягивающие напряжения; высокий модуль упругости и относительно низкий предел текучести бериллия обуславливают низкий предел пропорциональности и очень быстрый деформационный наклеп при деформации до 0,2 %. В соответствии с наличием высоких остаточных напряжений предел прочности при сжатии КМ выше, чем при растяжении. Предел пропорциональности КМ с увеличением температуры растет.

Таблица 5.71. Свойства порошковых КМ Ti — Ве [170, 352]

Объемная доля бериллия, %	T, К	E, ГПа	$\sigma_{пц}$, МПа	$\sigma_{в'}$, МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	δ , %	γ , кг/м ³
	588	107	227	868	...	3,0	
50	298	192	104	846	1282	1,5	3,2
	588	154	141	685	1175	4,1	
60	298	180	131	766	1269	1,0	2,9
	588	153	133	590	1113	1,6	

Таблица 5.72. Свойства порошкового КМ (Ti — Al — V — Sn) — Ве [425]

Объемная доля бериллия, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	ψ , %	Объемная доля бериллия, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	ψ , %
10	1296	1303	6,5	9,6	40	290	1124	5,2	...
15	1310	1310	3,5	4,2	60	428	848	2,7	...
20	1337	1337	2,0	2,6	75	...	421	0	0

Примечание. Состав сплава Ti — Al — V — Sn: 86 % Ti, 6 % Al, 6 % V, 2 % Sn.

Таблица 5.73. Свойства порошковых КМ сплав титана — бериллий [425]

Объемная доля бериллия, %	E, ГПа	G, ГПа	$a, 10^6$ Дж/м ² , при T, К		Объемная доля бериллия, %	E, ГПа	G, ГПа	$a, 10^6$ Дж/м ² , при T, К	
			233	293				233	293
			(Ti — Al — V) — Ве					(Ti — Al — V — Sn) — Ве	
10	0,44	...	10	126,9	48,9	0,33	...
15	0,24	...	15	135,1	48,9	0,28	...
20	0,19	...	20	137,9	53,1	0,22	...
30	0,18	...	30	160,0	57,9	0,11	...
40	...	77,9	40	181,3	0,25
60	...	98,6	50	217,2	0,20
70	...	107,6	60	0,12
					75	257,2

Примечание. Состав сплава Ti — Al — V: 90 % Ti, 6 % Al, 4 % V; сплава Ti — Al — V — Sn: 86 % Ti, 6 % Al, 6 % V, 2 % Sn.

Прочность КМ сплав титана — бериллий с ростом доли бериллия падает, а модуль упругости возрастает (табл. 5.72, 5.73). Эти КМ имеют высокую прочность при повышенных температурах (табл. 5.74).

КМ Ti — Ве с непрерывными волокнами благодаря плоской лентообразной форме волокон имеют высокие значения предела прочности при растяжении под углом к оси волокон:

θ , град	0	15	45	90
$\delta_{в\perp}$, МПа	800—960	790—950	770—930	750—900

Таблица 5.74. Температурная зависимость прочности порошкового КМ (Ti — Al — V — Sn) — Ве [425]

Объемная доля бериллия, %	σ_B , МПа, при T , К			
	294	422	589	700
20	1200	1150	950	...
40	1120	980	840	700
60	850	950	760	640
70	820

Примечание. Состав сплава Ti — Al — V — Sn: 86 % Ti, 6 % Al, 6 % V, 2 % Sn.

Предел выносливости КМ (Ti — Al — V) — Ве ниже, чем КМ титан — борник: при $N = 10^4$ предел выносливости КМ с объемной долей бериллия 30 % составляет 448 МПа, при $N = 10^7$ — 345 МПа. КМ обладают высокой стойкостью к баллистическому удару, превосходящей стойкость КМ Al — В (табл. 5.75).

Недостатком КМ Ti — Ве является сложность его механической обработки, связанная с токсичностью бериллия.

Таблица 5.75. Стойкость КМ (Ti — Al — V) — Ве к баллистическому удару [170]

Энергия удара, Дж	Относительная остаточная прочность при $V_{Be} = 30\%$
8	0,97
11	0,92
20	0,85
40	0,72

Примечание. Состав сплава Ti — Al — V: 90 % Ti, 6 % Al, 4 % V. V_{Be} — объемная доля бериллия.

5.9.5. Ti—Mo

Взаимодействие в системе Ti—Mo до температур 873—973 К незначительное. При отжиге КМ Ti — Mo, полученных свободной ковкой в интервале температур 873—1173 К и выдержке 1—60 ч, толщина реакционной зоны растет по параболическому временному закону (см. с. 288), причем показатель степени n изменяется от 1,78 до 2,24. Реакционная зона представляет собой непрерывный ряд твердых растворов. Рост ее происходит за счет взаимной диффузии титана и молибдена. При температуре отжига 923 К и выдержке 60 ч толщина зоны составляет 2—3 мкм, при температуре 1123 К и выдержке 50 ч — 17 мкм [126].

Ввиду высокой плотности молибдена КМ Ti — Mo по удельным прочностным характеристикам уступает всем другим КМ на основе титана. Эту систему следует рассматривать, как модельную [187]. Наряду с молибденом для армирования титана используется также вольфрам (в виде проволоки или сетки) [145].

Технология получения. КМ Ti—Mo получают горячим прессованием в вакууме пакетов из фольги сплава Ti — Al — V и молибденовой проволоки при температуре 1143 К [62]; динамическим горячим прессованием титановой фольги ВТ1-0 и сетки типа «кулирная гладь» из молибденовой проволоки при температуре 1373 К [145]; свободной ковкой заготовок из чередующихся слоев фольги ВТ1-0 ($h = 0,08$ мм) и молибденовой проволоки ($d = 0,08$ мм) при температуре 1323 К [126]; горячей прокаткой в вакууме пакетов из пластин титана ВТ1-0 и молибденовой проволоки [143, 174]; методом порошковой металлургии — смесь порошка сплава Ti — Al — V и отрезков молибденовой проволоки прессуют, спекают, затем подвергают горячей экструзии, горячей и холодной прокатке [145].

Свойства. Значения прочности при растяжении и модуля упругости для КМ Ti — Mo близки к расчетным (табл. 5.76, 5.77). Абсолютные значения

Таблица 5.76. Свойства КМ Ti — Mo [352]

Объемная доля молибденовой проволоки, %	E , ГПа	$E_{уд}$, 10^4 Дж/кг	$\sigma_{0,2}$, МПа	a , 10^4 Дж/м ²	σ_{100} , МПа, при T , К	
					773	1073
10	120	24,3	510	0,55	100	50
20	140	25,3	530	0,57	130	90
32	165	26,5	560	0,59	190	130
44	190	27,4	580	...	240	170

Таблица 5.77. Температурная зависимость прочности и пластичности КМ Ti — Mo [126]

Объемная доля молибденовой проволоки, %	T , К	σ_B , МПа	δ , %	Объемная доля молибденовой проволоки, %	T , К	σ_B , МПа	δ , %
10	473	140	17	32	293	830	9
	673	40	16		473	500	9
	293	280	12		673	250	8
20	473	170	10	44	1073	270	8
	673	80	9		293	1000	8
	473	350	9		473	540	8
673	250	9	1073	330	5		

Таблица 5.78. Температурная зависимость прочности КМ Ti—Mo [145]

T , К	293	473	673	873	1073
σ_B , МПа	630	520	360	240	150

Примечание. Молибден в КМ находится в виде сетки, объемная доля которой составляет 8,5 %.

Таблица 5.79. Анизотропия свойств КМ (Ti — Al — V) — Mo [62]

θ , град	E , ГПа	$\sigma_{пл}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2/100}$, МПа, при $T = 803$ К
0	188,4	780	1360	1400	320
15	...	700	1300	1370	...
30	...	700	1200	1290	...
45	...	500	1070	1100	...
90	155,4	450	...	650	...

Примечания. 1. Состав сплава Ti — Al — V: 90 % Ti, 6 % Al, 4 % V. 2. Объемная доля молибдена составляет 30 %. 3. Плотность КМ равна $6,81 \times 10^3$ кг/м³.

предела прочности и модуля упругости КМ значительно выше, чем у титана, а удельные — на его уровне. КМ обладают относительно высокой прочностью при температурах 473—1073 К и повышенным сопротивлением ползучести (табл. 5.78, 5.79).

5.9.6. Ti—Al₂O₃

Взаимодействие. Система Ti—Al₂O₃ при высоких температурах более стабильна, чем системы Ti—В и Ti—SiC. Реакционные зоны образуются после отжига при температуре 1143 К в течение 60 ч. Энергия активации роста зоны 105—110 кДж/моль. Реакционная зона состоит из двух фаз: TiO, прилегающего к волокну, и интерметаллида Ti₃Al. Титановые сплавы, легированные алюминием, интенсивнее взаимодействуют с волокном Al₂O₃, вследствие диффузии алюминия из твердого раствора к фронту роста зоны [236].

Технология получения. В качестве матрицы при изготовлении КМ используют фольгу сплава Ti—Al—V ($h = 0,20 \div 0,25$ мм), в качестве арматуры — монокристаллические волокна сапфира ($d = 0,25 \div 0,28$ мм). КМ получают методом диффузионной сварки в вакууме при температуре 1089 К, давлении 98,4 МПа и продолжительности 15 мин. Толщина реакционной зоны в КМ 1—1,5 мкм.

Свойства. Предел прочности при растяжении КМ Ti—Al₂O₃ с объемной долей волокон 22 % составляет 880 МПа в продольном направлении и 350—400 МПа — в поперечном, модуль упругости — 190 ГПа и 120 ГПа соответственно. Образование интерметаллидной фазы Ti₃Al, обладающей некоторой пластичностью, практически не снижает прочность КМ.

После отжига КМ при температуре 1089 К в течение 69 ч значительно уменьшаются величина разрушающей деформации и прочность (до 180 МПа)

5.9.7. (Ti—Al)—В, (Ti—Mg)—В

Взаимодействие. — см. рубрики 5.7.2, 5.8.1, 5.9.1.

Технология получения. КМ получают горячим прессованием. Во избежание взаимодействия бора с титаном слои титана располагают таким образом, чтобы они были изолированы от бора слоями алюминия или магния, либо волокна бора (борсика) покрывают алюминием или магнием и помещают

Таблица 5.80. Свойства КМ (Ti—Mg)—В [3]

Содержание магниевого сплава в матрице, %	Объемная доля волокон бора в КМ, %	σ_B , МПа	γ , 10 ³ кг/м ³
(Ti—Mg)—В			
7	25	1490	4,15
20	50	1320	3,44
25	20	1310	3,79
(Ti—MA8)—В			
7	25	1510	4,16
(Ti—MA15)—В			
7	25	1510	3,94

их между листами титана [3, 30, 144, 216, 236]. Горячее прессование производят в вакууме или аргоне при температуре 773—853 К и давлении 35—70 МПа с выдержкой в течение 15—60 мин.

Свойства. КМ (Ti—Al)—В по прочности в продольном направлении (1030—1300 МПа) несколько уступают КМ Al—В, а по прочности в поперечном направлении (220—440 МПа) превосходят их в несколько раз [30, 236].

КМ (Ti—Mg)—В обладают высокой удельной прочностью (табл. 5.80).

5.9.8. (Ti—Al)—Ве [144]

Взаимодействие — см. рубрики 5.7.7, 5.9.4.

Технология получения. Бериллиевую проволоку ($d = 2,5$ мм) покрывают пленкой алюминия, помещают между листами титана и сборку подвергают горячему прессованию.

Свойства. КМ обладают высокой удельной прочностью.

5.9.9. (Ti—Mg)—С [443]

Взаимодействие — см. рубрику 5.8.2.

Наличие титана в КМ способствует повышению степени смачивания и прочности связи в системе матрица — волокно.

Технология получения. Волокна графита покрывают титаном путем напыления в вакууме. Заготовку из волокон и магниевого порошка подвергают горячему прессованию при температуре 943 К и давлении 275 МПа в течение 10 мин. При этом магний расплавляется и пропитывает волокна.

Свойства. Для КМ с 22 % титана в матрице и объемной долей волокон графита 10 % $E = 80 \div 81$ ГПа, $\sigma_B = 210 \div 230$ МПа. За счет пор и искривлений волокон в процессе изготовления КМ прочность несколько ниже теоретической, а модуль практически соответствует расчетному.

5.9.10. Применение

КМ предназначены главным образом для изготовления лопаток вентилятора и створок регулируемого сопла газотурбинного двигателя [170, 187, 348]. Более высокая жесткость КМ на основе титана по сравнению со сплавами титана обеспечивает повышение критических частот, позволяет исключить устройства, гасящие вибрацию, и уменьшить массу лопатки, а более низкая плотность его дает возможность снизить центробежные напряжения вдоль лопасти. Перо лопатки из КМ при прочих равных размерах тоньше, чем из неармированного сплава титана.

5.10. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Из КМ на основе меди наиболее распространены КМ Cu—W, Cu—Fe, Cu—С. Известны также КМ Cu—Ta, Cu—Mo, Cu—В и др. КМ на основе меди (преимущественно КМ Cu—W) обладают лучшим сочетанием прочности и электропроводности, особенно при повышенных температурах, чем медные сплавы.

5.10.1. Cu—W

Взаимодействие. В КМ Cu—W реакционная зона отсутствует. Прочная связь волокон с матрицей обеспечивается за счет высокой степени смачивания вольфрама жидкой медью. Медную матрицу легируют никелем,

Таблица 5.81. Свойства КМ Си — W, полученных пропиткой [141]

Объемная доля волокон вольфрама, %	$\sigma_{в}$, МПа	σ_{100} , МПа, при $T = 1089$ К	$\Omega_{отн}$, %
12	200—250	...	90
25	450	...	80—85
35	700	...	70—75
50	850	414	55—60
75	1780	634	...

Примечание. $\Omega_{отн}$ — отношение электропроводности КМ к электропроводности меди.

Таблица 5.82. Свойства КМ сплав меди — вольфрам, полученных пропиткой [284]

Содержание присадки в сплаве меди, %	Объемная доля волокон вольфрама в КМ, %	$\sigma_{в}$, МПа	ϵ , %	Содержание присадки в сплаве меди, %	Объемная доля волокон вольфрама в КМ, %	$\sigma_{в}$, МПа	ϵ , %
Cu — W				(Cu — Ti) — W			
0	75	1750	34	10	78	1560	...
	(Cu — Ni) — W			25	76	1310	...
5	79	1730	...	(Cu — Zr) — W			
10	75	762	0	10	76	1590	0
	(Cu — Co) — W			33	76	747	0
1	77	1540	...	(Cu — Cr) — W			
5	76	1490	1,5	1	77	1580	7,5
	(Cu — Al) — W			2	76	1690	16,4
5	76	1080	0	(Cu — Nb) — W			
10	76	970	...	1	75	1660	20,6

Таблица 5.83. Зависимость прочности горячепрессованных КМ сплав меди — вольфрам от режима отжига [492]

Объемная доля волокон вольфрама, %	$t_{отж}$, сут, при $T = 1123$ К	$\sigma_{в \parallel}$, МПа	$\sigma_{в \perp}$, МПа	Объемная доля волокон вольфрама, %	$t_{отж}$, сут, при $T = 1123$ К	$\sigma_{в \parallel}$, МПа	$\sigma_{в \perp}$, МПа	Объемная доля волокон вольфрама, %	$t_{отж}$, сут, при $T = 1123$ К	$\sigma_{в \parallel}$, МПа	$\sigma_{в \perp}$, МПа
Cu — W				(Cu — Ni) — W				(Cu — Mn) — W			
11,3	Без отжига	337	...	18,7	Без отжига	564	213	14,9	Без отжига	361	238
11,7	28	348	...	17,9	7	510	200	14,8	14	510	...
				19,8	28	565	...	14,5	28	375	...

Примечание. $t_{отж}$ — продолжительность отжига.

Таблица 5.84. Свойства КМ Си — W, полученных динамическим горячим прессованием [322]

Объемная доля волокон вольфрама, %	T , К	E , ГПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	Объемная доля волокон вольфрама, %	T , К	E , ГПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
8	293	107	280	15,4	33	293	...	400	12,9
14	293	122	360	...	33	673	...	347	14,1
25	293	151	410	12,3	33	1073	...	162	18,3

хромом, кобальтом, алюминием, титаном, цирконием, ниобием и другими металлами.

Технология получения. Основным методом получения КМ Си — W является пропитка волокон вольфрама расплавленной медью в вакууме в графитовых или керамических формах в интервале температур 1433—1700 К [110, 284, 324, 386, 387, 416]. Пропитанные заготовки отжигаются. Объемная доля волокон вольфрама в пропитанных КМ составляет 0,5—80 %.

КМ Си — W изготавливают также методами диффузионной сварки [415, 455, 484, 492] и динамического горячего прессования [322]. Диффузионную сварку пакетов из медной фольги и дискретных или непрерывных волокон вольфрама либо пакетов из вольфрамовых волокон с электроосажденным слоем меди осуществляют в вакууме или в атмосфере очищенного аргона в интервале температур 823—1073 К при давлении 45 МПа и выдержке 1—2 ч. Динамическое горячее прессование проводят в интервале температур 1223—1273 К.

КМ Си — W получают, кроме того, сваркой взрывом пакетов из медной фольги и вольфрамовой проволоки [483], а также прессованием и спеканием заготовок из медного порошка и волокон вольфрама [141].

Свойства. КМ Си — W обладают более высокими значениями кратковременной и длительной прочности по сравнению с медными сплавами. С увеличением объемной доли волокон вольфрама прочность КМ Си — W закономерно растет (табл. 5.81). Легирующие медь добавки, как правило, снижают прочность КМ (табл. 5.82). Некоторое повышение прочности может быть достигнуто за счет отжига КМ сплав меди — вольфрам (табл. 5.83). КМ сохраняют достаточно высокую прочность при температурах до 1073 К (табл. 5.84). Наиболее высокие показатели свойств имеют КМ, полученные сваркой взрывом (табл. 5.85).

5.10.2. Cu—Fe

Взаимодействие меди с волокнами железа вследствие взаимной диффузии компонентов приводит к образованию твердых растворов. В процессе изготовления КМ при температуре 1123 К и выдержке 45 мин толщина

Таблица 5.85. Свойства КМ Си — W, полученных сваркой взрывом [483]

Объемная доля волокон вольфрама, %	$\sigma_{в}$, МПа	σ_{-1} , МПа, при $N = 10^5$
5	450	...
10	555	...
15	660	...
17	748	309
20	780	...

Таблица 5.86. Свойства КМ Cu — Fe [381]

Режим изготовления	E , ГПа	$\sigma_{\text{пц}}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	ϵ , %
Горячее прессование	150	156	274	40,7	73,9
Горячее прессование, отжиг при температуре 1273 К в течение 500 мин с закалкой в воду	194	219	405	28,0	57,5
Горячее прессование, отжиг при температуре 1273 К в течение 500 мин с закалкой в воду, холодное деформирование со степенью обжатия 68 %	196	485	560	8,2	29,5

Примечание. Объемная доля железа составляет 20 %.

Таблица 5.87. Предел выносливости КМ медь — сталь [400]

Объемная доля стали, %	σ_{-1} , МПа, при N	
	10^6	10^8
24	140	105
45	185	150
66	250	200

реакционной зоны в волокне составляет 15 мкм, в матрице — 2,5 мкм. При отжиге КМ толщина зоны растет. Старение сопровождается дисперсионным твердением растворов.

Технология получения. КМ Cu—Fe изготавливают главным образом совместной вытяжкой матрицы и волокон [381, 400, 408, 409], а также пропиткой железных волокон медью [71].

Метод совместной вытяжки заключается в следующем. В заготовке из меди высверливают отверстия, в которые вставляют железные или стальные прутки, или проволоку. Производят горячее обжатие системы при температуре 1123 К и волочение с промежуточными и окончательными отжигами. Образовавшиеся полуфабрикаты разрезают на части, снова помещают в отверстия в меди и повторяют операцию вытяжки до получения нужного диаметра заготовки и заданной концентрации КМ. Промежуточные вакуумные отжиги проводят при температуре 733—753 К в течение 1 ч, окончательный — в интервале температур 898—1323 К тоже в течение 1 ч. После отжига следует старение КМ при температуре 773 К. Объемная доля волокон в КМ составляет 3—97 %.

КМ медь — сталь 12X18H10T получают также методом пропитки под давлением с последующим волочением (до суммарной степени деформации 65—96 %) и старением при температуре 673 К в течение 1 ч.

КМ Cu — Fe можно изготавливать путем меднения стальных волокон с последующим отжигом при температуре 1000 К в течение 2 ч [454].

Свойства. Прочностные характеристики КМ Cu—Fe регулируются в широких пределах за счет режима изготовления (табл. 5.86). С повышением объемной доли волокон стали растет предел выносливости КМ (табл. 5.87).

5.10.3. Cu—C

Взаимодействие. Медь химически инертна по отношению к углероду. Для улучшения смачивания в системе Cu — C медную матрицу легируют хромом [187].

Технология получения. Основным методом изготовления КМ Cu—C является меднение УВ с последующим горячим прессованием [55, 154, 158]. Сущность метода состоит в следующем. На УВ, скрученные в виде жгута, химически осаждают первичный слой меди толщиной 0,1—0,4 мкм, затем электролитически этот слой наращивается до толщины обеспечивающей, заданную концентрацию меди. Покрытые медью жгуты подвергают горячему прессованию при температуре 1173—1233 К и давлении 1—5 МПа с выдержкой в течение 20 мин. Объемная доля волокон в КМ составляет 10—55 %.

Кроме того, КМ Cu — C изготавливаются методом пропитки УВ медью с последующим горячим прессованием, а также путем спекания смеси порошка медного сплава с измельченными УВ и горячейковки или прокатки спеченных заготовок [187].

Свойства [55, 154, 158]. Для КМ с оптимальной объемной долей УВ, равной 25—30 %, $E = 90 \div 110$ ГПа, $\sigma_{\text{в}} = 300$ МПа, $\sigma_{\text{н}} = 1000$ МПа, $\sigma_{-1} = 250$ МПа при $N = 10^6$. КМ Cu — C с объемной долей волокон выше 30 % имеют более низкий уровень прочностных свойств из-за наличия макродефектов — пор, трещин, расслоев и др. Коэффициент термического расширения КМ Cu — C в интервале температур 293—473 К составляет $2,0 \times 10^{-6} \text{ К}^{-1}$, удельное электрическое сопротивление $(26—34) 10^{-3} \text{ мкОм} \times \text{м}$, удельная теплопроводность 256 Вт/(м · К).

5.10.4. Cu—Ta [424]

Взаимодействие в системе Cu—Ta практически отсутствует, степень смачивания высокая.

Технология получения. КМ Cu—Ta получают пропиткой в вакууме пучка волокон тантала медью при температуре 1423 К. Продолжитель-

Таблица 5.88. Свойства КМ Cu — Ta

Объемная доля волокон тантала, %	E , ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %
3,2	...	61	163	32,1
6,4	97	82	181	23,5
12,3	103	100	206	29,0
24,0	114	180	280	13,8
37,8	124	235	345	19,7

ность контакта волокон с расплавом 5 мин. Объемная доля волокон в КМ 3—38 %.

Свойства. Предел прочности, предел текучести и модуль упругости КМ Cu — Ta линейно зависят от объемной доли волокон (табл. 5.88).

5.10.5. Применение

КМ на основе меди используют в электротехнике как заменители медных сплавов. Кроме того, они служат модельными материалами для изучения свойств КМ.

5.11. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

Создание КМ на основе никеля в первую очередь обусловлено необходимостью повышения жаропрочности существующих никелевых сплавов. Традиционные способы упрочнения — дисперсионное твердение, карбидное упрочнение, сложное легирование или термомеханическая обработка — позволяют сохранить работоспособность никелевых сплавов только до температур 1223—1323 К. Армирование сплавов на основе никеля высокопрочными проволоками тугоплавких металлов и сплавов, керамическими НК, керамическими волокнами и УВ обеспечивает более высокую жаропрочность, чем у современных суперсплавов. Свойства армированных КМ на основе никеля определяются в значительной мере способностью волокон и матрицы вступать во взаимодействие при изготовлении или эксплуатации КМ и степенью разупрочнения арматуры под действием высоких температур, напряжений и окружающей среды [121].

5.11.1. Ni—W

Взаимодействие. Система Ni—W структурно не стабильна. Растворимость вольфрама в никеле при температуре 1273—1573 К составляет примерно 35 %, никель растворяется в вольфраме незначительно [61]. При температурах выше 1253 К на границе волокно — матрица образуются твердые растворы вольфрама в никеле, при понижении температуры в реакционной зоне появляется интерметаллическое соединение Ni₄W. В интервале температур 1273—1673 К параметры диффузии вольфрама в КМ Ni—W связаны уравнениями Аррениуса $D = D_0 \exp(-E_a/RT)$ (табл. 5.89). В массивных образцах биметаллов Ni—W диффузия происходит по вакансионному механизму, а в КМ, в котором компоненты находятся в сложнапряженном состоянии и дефектность фаз повышена главным образом за счет внутренних напряжений и примесей, наиболее вероятным механизмом является диффузия вдоль дислокаций. С целью предотвращения растворения вольфрамовых волокон в КМ используют никелевые матрицы, предельно насыщенные вольфрамом.

Введение хрома в никель-вольфрамовую матрицу также замедляет образование реакционной зоны вокруг волокон. При температурах 1373—1473 К зона состоит из твердого раствора вольфрама и хрома в никеле, зависимость толщины реакционной зоны от времени удовлетворительно описывается параболическим временным законом (см. с. 288). С увеличением содержания в матрице вольфрама и хрома толщина реакционной зоны уменьшается (табл. 5.90). При концентрациях вольфрама и хрома, отвечающих составам предельно насыщенных твердых растворов на основе никеля, растворения вольфрамовой арматуры не обнаружено. Длительные отжиги КМ сплав ХН60ВТ — вольфрам при температурах до 1473 К и КМ с матрицами из сплавов NASA-1 и NASA-3 при температурах 1373—1473 К не приводят к растворению арматуры в матрице [62]. При изготовлении КМ сплав ЖС6К — вольфрам и нимокаст-258 — вольфрам методом вакуумного всасывания происходит незначительное растворение вольфрамовой арматуры, причем диаметр волокон уменьшается на 1—2 % [321, 395]. Отжиги при температуре 1373 К в течение 100 ч приводят к образованию реакционной зоны, толщина которой не превышает 5 мкм. В КМ сплав ЖС6К — вольфрам эта зона состоит из прилегающего к волокнам слоя твердого раствора на основе никеля и Ni₃Al (γ' -фазы) [321]. В КМ нимокаст-258 — вольфрам толщина реакционной зоны после отжига при температуре 1373 К в течение 1000 ч достигает 25 мкм [395].

Вследствие диффузии элементов из матрицы (никеля, хрома и др.) в волокно интенсифицируется рекристаллизация вольфрамовой арматуры.

Таблица 5.89. Параметры диффузии вольфрама в системе Ni—W

Материал	Содержание вольфрама в никелевой основе, %	D_0 , см ² /с	E_a , кДж/моль	Литературный источник
КМ	0	$6 \cdot 10^{-5}$	137,3	[122]
Биметалл	0	1,13	305,5	[371]
	0	1,3	295,5	[229]
КМ	14	$1,71 \cdot 10^{-4}$	131,1	[122]
Биметалл	14	2,05	304,3	[496]
	14	2,1	301,4	[229]
КМ	25	$6,67 \cdot 10^{-5}$	148,6	[122]
Биметалл	25	1,92	306,3	[496]
	25	3	309,8	[229]

Примечание. D_0 — предэкспоненциальный множитель в уравнении Аррениуса.

Таблица 5.90. Толщина реакционных зон КМ (Ni—Cr—W)—W после отжига при температуре 1473 К [124]

Состав матрицы, %			x_3 , мкм, при t , ч					k , 10^{-11} см ² /с
Ni	Cr	W	10	20	50	100	200	
80	20	0	60	79,2	126	195	248	95,4
75	20	5	39,5	53	53,5	135	175	44,2
70	20	10	18,5	27,4	41,5	54,5	78,8	9,16
65	20	15	8	12,5	18,2	25,6	35,5	1,87
60	20	20	0	0	0	1,6	2,28	0,0071
85	0	15	19,2	28,5	49	73	109	13,38
80	5	15	16	22,2	37,3	55,5	78,5	7,77
75	10	15	11,6	15,9	27,3	39,5	51,4	3,89

Примечания. 1. x_3 — толщина реакционной зоны. 2. В составах, близких к предельно насыщенному никелевому раствору, содержащих хром и вольфрам соответственно 15 и 15; 25 и 15; 30 и 15; 35 и 5; 30 и 10; 20 и 25; 20 и 22,5; 15 и 25; 8 и 30 %, диффузионное взаимодействие не обнаружено.

Таблица 5.91. Толщина зоны рекристаллизации волокна вольфрама марки ВА после отжига при температуре 1473 К [321]

Матрица	b_p , мкм, при t , ч				
	10	25	50	75	100
Никель	95	185	250
Нихром	30	60	100	130	150
Сплав ЖС6К	28 (49)	50 (75)	65 (104)	76 (118)	87 (135)

Примечания. 1. b_p — толщина зоны рекристаллизации. 2. В скобках приведены данные для КМ сплав ЖС6К — вольфрам, к которому в процессе отжига прикладывали напряжение 490—790 МПа.

Таблица 5.92. Влияние легирования никелевой матрицы на степень рекристаллизации проволоки ВТ-7 при температуре 1473 К [207]

Содержание легирующего элемента, %	Балл рекристаллизации проволоки ВТ-7 при легировании никеля элементами									
	Cu	Al	Zr	Nb	Cr	Mo	W	Fe	Co	
5	2	1	2	2	2	1	2	2	2	2
10	2	1 (1)	1 (2)	1 (1)	2 (2)	1 (1)	2 (2)	2 (2)	2 (2)	2 (2)
25	0 (2)	0 (0)	1	2	1	1	2	2	2	1

Примечания. 1. КМ получали методом холодного прессования смеси порошков и проволок ($d = 0,5$ мм) и спекания в вакууме 0,133 Па при температуре 1473 К в течение 1 и 100 ч (данные, приведенные в скобках). 2. Рекристаллизация оценена металлографическим анализом в следующих баллах: 0 — рекристаллизация отсутствует; 1 — на поверхности волокна зерна равноосные, в сердцевине — вытянутые; 2 — по всему сечению волокна зерна равноосные.

Таблица 5.93. Толщина зоны рекристаллизации волокон W—ThO₂ в КМ с матрицей из сплава NASA-3 после испытаний на длительную прочность [458]

σ , МПа	t , ч	b_p , мкм	σ , МПа	t , ч	b_p , мкм
$T = 1366$ К					
21	7,5	14	350	0,2	7
	86,3	38		81,0	32
	245	95		0,8	13
280	180,6	53	105	18,7	33
	244,0	7		61,1	30
$T = 1477$ К					
315	3,7	34	105	14,8	111
	88,9	55		18,4	127
	126,4	33		23,8	96
	65,4	54			
	134				
	167,2				

Примечания. 1. b_p — толщина зоны рекристаллизации. 2. Состав волокна 98 % W, 2 % ThO₂, диаметр 0,38 мм.

Температура начала рекристаллизации вольфрама в КМ на никелевой основе снижается примерно на 150—200 К по сравнению с температурой начала рекристаллизации промышленных проволок из вольфрама и его сплавов. Толщина зоны рекристаллизации b_p зависит от температуры и длительности нагрева, состава матрицы и напряжения, приложенного к КМ (табл. 5.91). На степень рекристаллизации арматуры порошковых КМ, армированных проволокой вольфрама марки ВТ-7, оказывает влияние легирование никелевой матрицы (табл. 5.92).

В КМ с матрицами состава 75 % Ni, 25 % Al и 50 % Ni, 50 % Cr, а также в порошковых КМ, содержащих равные количества хрома и никеля и дополнительно легированных до 10 % вольфрамом, молибденом, алюминием, титаном, ниобием, цирконием, рекристаллизация волокон не обнаружена [207]. Зона рекристаллизации увеличивается при испытаниях КМ на длительную прочность (табл. 5.93).

Защитить вольфрамовое волокно от взаимодействия с никелевыми сплавами удается с помощью барьерных покрытий, например из нитрида титана, который характеризуется хорошей совместимостью с никелем [235, 261]. Жидкий никель не смачивает нитрид титана ($\theta_c = 100^\circ$) вплоть до температуры 1873 К. Сильное влияние на процесс смачивания оказывает легирование никеля кремнием и углеродом. В сплавах, содержащих более 15 % Si или 2 % C, краевой угол смачивания становится равным нулю. В меньшей степени смачивание нитрида титана улучшается при легировании никеля хромом и молибденом [263, 264]. В КМ на основе сплава ЖС6, армированном вольфрамовыми волокнами с покрытием из нитрида титана, взаимной диффузии компонентов волокна и матрицы не наблюдается как при горячем прессовании (примерно при температуре 1373 К), так и после отжига при температурах до 1473 К в течение 100 ч. Обнаружено лишь образо-

Таблица 5.94. Характеристика карбидных слоев в КМ Ni—W [162]

Температура отжига, К	Количество слоев	Обозначение слоев	Толщина слоя, мкм	Содержание элементов в слое, %		H_{μ} , МПа
				W	Ni	
1373	3	A	15—40	87	11	21000
		B	10—45	92	3,7	22000
		B	4—6	7500
1473	2	A	20—60	77	17	17500
		B	4—6	7500

Примечания. 1. Продолжительность отжига 100 ч. 2. A, B, B — последовательность слоев в направлении от волокна к матрице.

вание кольцевого внутреннего слоя из никеля и хрома на вольфрамовой подложке [285]. При армировании сплава ЖС6К растворение вольфрама в матрице замедляется, однако нитрид титана не препятствует встречной диффузии никеля в волокно. Перенос вольфрама из волокна в матрицу осуществляется либо по границам зерен, либо по микродефектам или микротрещинам в покрытии.

Вследствие наличия в матрице углерода либо не удаленного аквадага (углеродсодержащая технологическая смазка, наносимая на проволоку перед волочением) вокруг вольфрамовых проволок могут появляться карбидные слои (табл. 5.94), состоящие из одной или нескольких зон повышенной микротвердости. Они имеют высокую хрупкость и не являются диффузионными барьерами, предотвращающими растворение вольфрама в матрице.

Технология получения. КМ с матрицей из никеля и окалиностойких сплавов получают, как правило, методами пластической деформации — динамическим горячим прессованием, диффузионной сваркой, сваркой взрывом, прокаткой [236]. Часто используют заготовки типа «сэндвич», состоящие из чередующихся тонких матричных листов (фольг) и слоев армирующих волокон. В связи с тем, что вольфрам интенсивно окисляется при нагревании, процесс получения КМ проводят в вакууме или защитной среде на установках для диффузионной сварки, вакуумных прокатных станках или с использованием вакуумированных контейнеров.

КМ на основе жаропрочных деформируемых сплавов также изготавливают методами пластической деформации (прессования, прокаткой) при повышенных температурах, литьем и методами порошковой металлургии (для сплавов, выпускаемых в виде порошка). КМ на основе литейных

Таблица 5.95. Механические свойства КМ на никелевой основе при комнатной температуре [62, 125, 129]

КМ	Объемная доля волокон, %	Метод получения	σ_B , МПа	
			σ_B , МПа	δ , %
Никель — сплав ВА	33	Динамическое горячее прессование	850	5,3
Сплав ХН60ВТ — сплав ВТ-15	34	То же	1220	1,2
Сплав ХН70Ю — сплав ВА	26	Литье и прессование	628	29
Хастеллой-Х — вольфрам	37	Порошковая металлургия	784	...
Сплав Инсо-713 — вольфрам	27	»	980	...

Примечание. Для КМ сплав ХН70Ю — сплав ВА $\sigma_{0,2}$ составляет 520 МПа, $\psi = 25$ %.

Таблица 5.96. Механические свойства КМ, полученных методами вакуумного всасывания [321, 395]

КМ	Объемная доля волокон вольфрама, %	Т, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{уд}$, 10^4 Дж/кг	δ , %	ψ , %
		1373	500	538	4,3	3,4	11,5
		1473	365	385	3,1	7,4	26
		1573	...	290	2,3	3,2	4,5
Нимокаст-258 — вольфрам	50	293	300	847	6,8	0,4	...
		523	465	825	6,6	1,7	...
		773	630	832	6,7	2,4	...
		823	...	685	5,5	2,2	...
		1273	328	492	3,9	2,8	...
		1373	165	343	2,8	4,0	...
Сплав ЕРД-16 — вольфрам	50	293	...	670	5,3	1,2	...
		773	480	637	5,0	4,1	...
		1173	480	588	4,6
		1273	...	512	4,0

Таблица 5.97. Прочность КМ Ni — W при повышенных температурах [33, 62, 69, 125, 129, 179]

КМ	Объемная доля волокон, %	Метод получения	σ_B , МПа, при Т, К			
			1173	1273	1373	1473
Никель — сплав ВА	33	Динамическое горячее прессование	308	...
Сплав ХН60ВТ — сплав ВТ-15	34	То же	568	480	412	314
Сплав ХН60ВТ — сплав ВТ-7	50	Прокатка	685	568	490	352
Сплав ХН78Т — сплав ВА	24	Диффузионная сварка	206	...
	35	То же	255	...
Сплав ХН78Т — сплав ВТ-7	40	Прокатка	570	500	430	...
Сплав ХН70Ю — сплав ВА	24	Литье и прессование	320	230	190	140
Хастеллой-Х — вольфрам	37	Порошковая металлургия	600	508	410	380
Сплав Инсо-713	27	То же	716	490	364	...

Примечание. Для КМ никель — сплав ВА $\sigma_B = 502$ МПа при $T = 1223$ К.

жаропрочных сплавов изготавливают преимущественно методами жидкофазной технологии (литьем, вакуумным всасыванием), а также способами порошковой металлургии (шликерным литьем с последующим газостатическим прессованием, горячим прессованием и др.).

При динамическом горячем прессовании листовых КМ на основе сплава ХН60ВТ заготовку типа «сэндвич», помещенную в вакуумированный контейнер, нагревают до 1273—1473 К и уплотняют с помощью фрикционного молота. Оптимальные режимы динамического горячего прессования следующие: температура 1473 К, удельная работа уплотнения (отношение энергии удара к массе уплотняемой заготовки) $(4-6) \cdot 10^{12}$ Дж/кг [123].

Горячую прокатку вакуумируемых пакетов-заготовок осуществляют с обжатием 30—35 % за один проход при температуре 1473 К для КМ сплав ХН60ВТ—вольфрам и при температуре 1373 К — для КМ сплав ХН78ТЮР — вольфрам [179]. Диффузионную сварку КМ сплав ХН78Т — вольфрам проводят в интервале температур 1453—1473 К [33].

Метод вакуумного всасывания состоит в следующем. Один конец вакуумируемой литейной формы (трубы) с установленной в ней арматурой изолируется тонкой мембраной, а другой — через систему фильтров подсоединяется к вакуумной системе. После вакуумирования форму

Таблица 5.98. Модуль упругости КМ хастеллой-Х — вольфрам [62]

Т, К	Е, ГПа	$E_{уд}$, 10^6 Дж/кг
293	245	21,2
473	240	20,7
673	232	20,0
873	220	19,0
973	215	18,6

Примечание. Объемная доля вольфрама в КМ 30 %.

Таблица 5.99. Длительная прочность КМ никелевый сплав — вольфрам [33, 62, 125, 321, 395, 458]

КМ	Объемная доля волокон, %	γ , ГР кг/м ³	T , К	σ_{100} , МПа	$\sigma_{100уд}$, 10 ⁸ Дж/кг
Сплав ХН78Т — вольфрам ВА	24	11,0	1373	50	0,455
	35	12,18	1373	85	0,7
	41	12,9	1373	95—100	0,735
Сплав ХН78Т — вольфрам ВТ-7	27	11,3	1373	60—65	0,56
	50	13,8	1373	150—160	1,08
Сплав ХН78Т — вольфрам ВТ-10	25	11,1	1373	70—80	0,635
	50	14,1	1273	240	1,70
Сплав ХН60ВТ — вольфрам ВТ-7	50	14,1	1373	150	1,06
	50	14,1	1473	90	0,63
	34	12,4	1373	104	0,84
Сплав ХН60ВТ — вольфрам ВТ-15	45	12,6	1373	150 (140)	1,19 (1,11)
	45	12,6	1473	42	0,33
Хастеллой-Х — вольфрам	30	11,54	922	593	5,33
	30	11,54	1005	510	4,57
	33	11,87	1089	331	2,79
	33	11,87	1172	283	2,44
	37	12,32	1225	245	2,03
	20	10,82	1273	154	1,45
Сплав Inco-713С — (W — Re)	20	10,82	1373	95	0,89
	40	12,46	1273	212	1,91
Нимокаст-258 — вольфрам	40	12,46	1373	108	0,89
	40	12,73	1273	263	2,11
Сплав ЕРД-16 — вольфрам	40	12,73	1373	131	1,04
	70	16,19	1366	241 (182)	1,49 (1,12)
Сплав NASA-3 — (W — ThO ₂)*	70	16,19	1477	97	0,7
	70	16,19	1366	338	2,10
Сплав NASA-3 — (W — ThO ₂)**	70	16,19	1366	338	2,10
Сплав NASA-3 — (W — Hf — C)	70	16,9	1366	(414)	(2,45)

Примечания. 1. Состав волокон W — Re: 95 % W, 5 % Re. 2. Состав волокон W — ThO₂: *99 % W, 1 % ThO₂; **98 % W, 2 % ThO₂. 3. Состав волокон W — Hf — C: 99,664 % W; 0,3 % Hf; 0,036 % C. 4. $\sigma_{100уд}$ — удельная длительная прочность на базе 100 ч. 5. В скобках указаны σ_{100} и $\sigma_{100уд}$.

Таблица 5.100. Ударная вязкость КМ Ni — W, полученных динамическим горячим прессованием [129]

Объемная доля волокон вольфрама, %	a , 10 ⁸ Дж/м ²	Объемная доля волокон вольфрама, %	a , 10 ⁸ Дж/м ²
Сетка трикотажная из проволоки диаметром 0,05 мм			
Петельные столбики направлены параллельно оси образца		Петельные столбики направлены перпендикулярно оси образца	
0	17,7	14	2,25
14	3,45	24	1,22
24	2,01	33	0,66
33	1,27	40	0,41
40	-1,01		
Проволока диаметром 0,065 мм однонаправленная			
Параллельно оси образца		Перпендикулярно оси образца	
33	2,1	33	0,44

подогревают, а затем подводят расплавленный матричный металл, который, проплавляя мембрану, заполняет форму. Этим методом были получены КМ нимокаст-258 — вольфрам и сплав ЕРД-16 — вольфрам, нихром — вольфрам, сплав ЖС6К — вольфрам [162, 234, 395]. Температура подогрева вакуумируемой формы составляет 1373—1523 К, вакуум (1,33—13,3) 10⁻³ Па, расплав нагревают до температуры, на 100—250 К превышающей температуру ликвидуса матрицы.

Процесс получения КМ методом порошковой металлургии состоит из таких операций (на примере КМ на основе сплавов типа NASA): вольфрамовая арматура пропитывается шликером из тонкого порошка матрицы; заготовка спекается при температуре 1088 К в течение 1 ч в водороде. Заключительной операцией является изостатическое горячее прессование при следующих режимах: $T_1 = 1088$ К, $p = 138$ МПа, $t = 1$ ч, $T_2 = 1363$ К, $p = 138$ МПа, $t = 1$ ч [275].

Свойства. Независимо от технологии получения прочность КМ Ni — W существенно выше прочности матрицы (табл. 5.95 — 5.97). Удельная прочность КМ при температурах, превышающих 1373 К, значительно больше, чем у высокопрочных жаропрочных сплавов. При повышенных температурах наиболее высокие значения прочности имеют КМ, изготовленные методами обработки давлением и порошковой металлургии. Зависимость модуля упругости от температуры показана на примере сплава хастеллой-Х (табл. 5.98).

Длительная прочность КМ, армированных вольфрамовыми проволоками, существенно превышает длительную прочность лучших суперсплавов на никелевой основе (табл. 5.99).

Ударная вязкость КМ Ni — W, армированных трикотажной сеткой, анизотропна в соответствии с анизотропией прочности сеток типа «кулирная гладь», которая вдвое петельных столбиков примерно в 1,6 раза выше, чем вдоль петельных рядов. У КМ Ni — W, армированных однонаправленной проволокой, анизотропия ударной вязкости выражена сильнее, чем у КМ, армированных сетками (табл. 5.100). Максимальные и минимальные значения ударной вязкости КМ сплав ХН60ВТ — вольфрам при углах

Таблица 5.101. Ударная вязкость КМ сплав ХН60ВТ — вольфрам, полученных динамическим горячим прессованием, в зависимости от угла ориентации волокон [125]

Марка вольфрамовой проволоки	d, мм	a, 10 ⁶ Дж/м ² , при θ, град						
		0	15	30	45	60	75	90
ВА	0,18	7,8	8,3	8,8	6,0	3,0	2,5	2,0
ВТ-15	0,15	4,2	4,5	4,7	3,2	2,0	1,5	1,0

Примечания. 1. Объемная доля волокон вольфрама составляет 38 %.
2. Образцы без надреза.

Таблица 5.102. Ударная вязкость КМ сплав ХН78Т — вольфрам, полученных диффузионной сваркой в вакууме [33]

T, К	a, 10 ⁶ Дж/м ²			
	Без отжига	Отжиг при 1373 К с выдержкой		
		50 ч	500 ч	
293	6,4	6,9		5,4
1273	11,1	11,3		8,25

Примечание. Объемная доля волокон вольфрама диаметром 0,5 мм составляет 24 %.

Таблица 5.103. Ударная вязкость КМ никелевый сплав — вольфрам, полученных вакуумным всасыванием [395]

Марка никелевого сплава	a, 10 ⁶ Дж/м ² , при T, К						
	293	473	673	773	873	1173	1373
ЕРД-16	0,4—0,6	0,6—1,2	8,9	10,7	4,5	3,2—3,8	1,2—1,9
Нимокаст-258	0,6—1,9	4,4	9,0	11,4	9,0	5,1	4,43

Примечания. 1. Испытания проводились методом Шарпи на цилиндрических образцах диаметром 3,175 и длиной 43 мм без надреза. 2. Объемная доля волокон вольфрама составляет 40 %.

Таблица 5.104. Ударная вязкость КМ сплав NASA-3 — волокна сплава NF [62]

Объемная доля волокон, %	Состояние КМ	a, 10 ⁶ Дж/м ² , при T, К	
		293	1033
35	Без термообработки	0,18	0,3
45	Термическая обработка	0,26	...
56	Горячее деформирование	0,1	...
60	Без термообработки	0,07 (0,1)	0,8

Примечания. 1. Испытания проводились на образцах без надреза по Изоду. В скобках указано значение ударной вязкости образца с надрезом. 2. Состав сплава NF: 99 % W, 1 % ThO₂. 3. При температуре 423 К для образца с надрезом a = 0,6 · 10⁶ Дж/м².

Таблица 5.105. Ударная вязкость КМ сплав NASA-3 — волокна сплава NF [62]

Объемная доля волокон, %	a, 10 ⁶ Дж/м ² , при T, К		Объемная доля волокон, %	a, 10 ⁶ Дж/м ² , при T, К	
	293	811		293	811

Образцы без надреза			Образцы с надрезом		
0	2,5—3,0	1,2—1,5	0	0,2—0,5	0,1—0,2
15	2,0	...	35	0,2—0,5	1,8—2,0
23	1,7—2,1	2,0	45	0,2—0,5	2,2—2,5
40	1,6—1,8	2,2	60	...	4,0
50	0,5—1,1	3,8			
60	0,3—0,5	5,8—8,2			

Примечания. 1. Испытания проводились на стандартных образцах методом Шарпи. 2. Состав сплава NF: 99 % W, 1 % ThO₂. 3. При T = 1366 К и V_f = 60 % для образцов без надреза a = 4,0 · 10⁶ Дж/м², для образцов с надрезом — 3,8 · 10⁶ Дж/м².

ориентации волокон соответственно 25—35 и 90° (табл. 5.101) обусловлены изменением характера разрушения: при 0 < θ < 35° происходит преимущественно поперечный разрыв волокон и частичное разрушение границ раздела волокно — матрица, при θ ≈ 90° — расслоение матрицы вдоль волокон.

Высокотемпературные отжиги в течение 500 ч снижают ударную вязкость вследствие диффузионного взаимодействия компонентов и рекристаллизации вольфрамовых волокон, вызывающей их охрупчивание (табл. 5.102). С повышением температуры до 773 К ударная вязкость КМ никелевый сплав — вольфрам возрастает, а затем снижается (табл. 5.103). Увеличение объемной доли волокон уменьшает ударную вязкость при температурах ниже температуры перехода вольфрама из хрупкого состояния в пластичное (табл. 5.104, 5.105).

Ударная вязкость КМ никелевый сплав — вольфрам увеличивается, если в качестве матрицы используются никелевые сплавы с повышенной ударной вязкостью, при повышении пластичности матрицы термической обработкой или пластической деформацией (особенно для КМ, полученных методами порошковой металлургии), в результате применения более пластичных волокон, например молибденовых, или предотвращения диффузионного взаимодействия компонентов и рекристаллизации волокон.

Усталостная прочность КМ никелевый сплав — вольфрам существенно выше, чем матрицы, как при испытаниях на растяжение — сжатие, так и при испытании консольных образцов на знакопеременный изгиб (табл. 5.106). Предел выносливости КМ хастеллой-Х — вольфрам значительно выше, чем у неармированного сплава хастеллой-Х (табл. 5.107).

Кинетика усталостного разрушения КМ на основе никеля, в отличие от неармированных листовых матриц, имеет следующие особенности: возникновение первой трещины не приводит к потере работоспособности КМ; процесс накопления повреждений имеет тенденцию к затуханию; несмотря на накопленные трещины КМ сохраняет работоспособность до разрушения образца. Предел выносливости повышается при увеличении прочности связи между волокном и матрицей, предотвращении образования интерметаллидов на границе раздела компонентов, а также при использовании более пластичных матриц, снижающих остаточные напряжения, которые существуют в КМ вследствие различных значений к. т. р. волокна и матрицы.

Таблица 5.106. Долговечность при циклическом нагружении КМ нимокаст-258 — вольфрам [395]

Материал образца	T, К	σ , МПа	t, ч	N, 10 ⁶
Р а с т я ж е н и е — с ж а т и е				
Нимокаст-258	293	212	220	115
		236	5,6	2,9
	573	157	48,4	43,9
		197	15,9	7,6
		773	181	15,0
КМ	293	236	50,0	...
		275	96,5	...
		315	136,5	...
		355	103,5	...
		394	111,5	...
	573	157	50,0	25,8
		236	96,0	49,6
		300	96,0	49,6
	773	331	9,4	5,0
		197	25,3	13,5
		236	70,8	38,0
		276	1,25	0,16
	З н а к о п е р е м е н н ы й и з г и б			
Нимокаст-258	293	315	128,4	67
		394	19,8	10
	873	315	48,4	24
КМ	293	236	48	...
		315	49	...
		394	73	...
		472	71	...
		512	4,6	3
	973	551	19,5	...
		472	76,4	...
	1273	551	1,8	...
		236	33,1	17

Примечания. 1. Объемная доля волокон вольфрама диаметром 250 мкм составляет 40 %. 2. Испытания проводились на воздухе. 3. При температурах 973 и 1273 К испытывались образцы с жаростойким покрытием.

Таблица 5.107. Усталостная прочность КМ хастеллой-Х — волокна сплава NF [62]

T, К	Объемная доля волокон, %	σ_B , МПа	σ_{-1} , МПа, при N = 10 ⁶	σ_{-1}/σ_B
293	0	790	410	0,53
	37	790	480	0,61
816	0	360	170	0,46
	23	410	370	0,90

Продолжение табл. 5.107

T, К	Объемная доля волокон, %	σ_B , МПа	σ_{-1} , МПа, при N = 10 ⁶	σ_{-1}/σ_B
899	0	300	120	0,41
	30	470	380	0,81
	36	...	444	...
982	0	190	40	0,25
	30	360	240	0,67
	36	...	228	...

Примечание. Состав сплава NF: 99 % W, 1 % ThO₂.

Таблица 5.108. Относительное уменьшение длины ($\Delta l/l_0$) КМ сплав ХН78Т — вольфрам при термоциклировании [299]

Предварительная термическая обработка	Перепад температур цикла, К	Количество теплосмен	$\Delta l/l_0$, %
Без термической обработки	973 \rightleftharpoons 753	200	0,2
	1073 \rightleftharpoons 773	200	1
	1173 \rightleftharpoons 803	200	3
	1273 \rightleftharpoons 843	100	3
	1273 \rightleftharpoons 843	200	5,5
	1273 \rightleftharpoons 843	500	11
	1273 \rightleftharpoons 843	750	13,5
	1273 \rightleftharpoons 843	1000	17
	1373 \rightleftharpoons 873	100	4
	1373 \rightleftharpoons 873	200	7
	1373 \rightleftharpoons 873	500	13
Отжиг при T = 1073 К в течение 4 ч	1273 \rightleftharpoons 843	200	0
	1273 \rightleftharpoons 843	500	~ 1—2
Отжиг при T = 1373 К в течение 4 ч	1273 \rightleftharpoons 843	1000	~ 1—2

Примечания. 1. Объемная доля волокон вольфрама диаметром 0,5 мкм составляет 15 %, направление армирования вдоль образца. 2. Испытания проводились в вакууме. 3. Размер образца 180 × 5 × 0,8—1,2 мм.

На долговечность КМ при термоциклировании влияют различные к. т. р. компоненты, приводящее к возникновению внутренних термических напряжений, и пластичность матрицы, способствующая снятию этих напряжений. Критерием оценки термической стойкости никелевых КМ является число теплосмен, вызывающее появление первых трещин в образце, либо его необратимое формоизменение: коробление, изгиб, скручивание (табл. 5.108). Сохранению формы и размеров образца способствуют предварительная термическая обработка (отжиг), повышающая пластичность матрицы, а также уменьшение перепада температур цикла. В термоциклированных образцах трещины располагаются преимущественно на границе

раздела волокно — матрица. К. т. р. КМ с матрицей из сплава ЖС6К при объемной доле вольфрамовых волокон 40 % составляет [258]:

Интервал температур, К	293—373	373—473	473—573	573—673	673—773
α , 10^{-6} К $^{-1}$	6,9	7,0	7,5	8,1	8,4
Интервал температур, К	773—873	873—973	973—1073	1073—1173	1173—1273
α , 10^{-6} К $^{-1}$	8,6	10,0	10,2	10,4	10,6

С увеличением объемной доли вольфрамовой арматуры к. т. р. КМ снижается (табл. 5.109).

Коэффициент теплопроводности КМ сплав ЖС6К — вольфрам с объемной долей волокон 40 % при температуре 293 К составляет 61,45 Вт/(м · К),

Таблица 5.109. Температурный коэффициент линейного расширения КМ сплав ХН60ВТ — вольфрам [127]

Объемная доля волокон вольфрама, %	α , 10^{-6} К $^{-1}$, в интервале температур, К										
	293—373		293—473		293—573		293—673		293—773		
	293—373	293—473	293—573	293—673	293—773	293—873	293—973	293—1073	293—1173	293—1273	
	18	7,9	8,61	9,52	9,91	10,01	10,50	11,00	10,7	9,88	8,9
	25	5,33	7,68	8,34	8,88	8,97	9,43	9,64	9,18	8,43	7,78

Примечание. КМ изготовлены методом динамического горячего прессования в вакууме. Измерения проводились на dilatометре Шевенара. Образцы — пластины сечением 3 × 3 и длиной 40 мм; волокна ориентированы параллельно продольной оси образца. Нагрев в среде аргона со скоростью 10 К/мин.

что примерно в семь раз выше коэффициента теплопроводности матрицы [234].

Волокна вольфрама, расположенные на поверхности КМ, интенсивно окисляются. Если волокна не выходят на поверхность, то жаростойкость КМ определяется жаростойкостью матрицы [8]. В окислительной атмосфере печи при температуре 1363 К в течение 100 ч открытые торцы вольфрамовых проволок окисляются на глубину 1,2 мм, а при продувке печи воздухом со скоростью до 1,85 м/с — на глубину 2,5 мм. После выдержки на воздухе в течение 550 ч глубина окисления выходящих на поверхность вольфрамовых проволок диаметром 250, 510 и 1270 мкм в КМ нимокаст-258 — вольфрам составляет соответственно 510, 760 и 3300 мкм [275].

В среде кислорода скорость окисления КМ нихром — вольфрам с объемной долей вольфрама 40 % значительно выше, чем скорость окисления нихромовой матрицы [275]. Сначала окисляются волокна, затем происходит окисление матрицы по поверхности контакта с окисленными волокнами. При этом образовавшийся слой оксида хрома реагирует с оксидом вольфрама и разрушается под воздействием давления продуктов окисления волокон, имеющих больший объем.

5.11.2. Ni—Mo

Взаимодействие. Система Ni—Mo не является структурно стабильной. При взаимодействии компонентов образуются твердый раствор молибдена в никеле и интерметаллическое соединение NiMo, которое находится в равновесии с твердым никелевым раствором вплоть до температуры 1643 К. Поэтому введение в матрицу молибдена в количествах, отвечающих составу предельно насыщенных никелевых растворов (примерно 35 %), не может привести к уменьшению растворимости молибдена. Температура начала взаимодействия и рекристаллизации молибденовых волокон в присутствии никеля, проникающего в волокна из матрицы, более низкая, чем в системе Ni—W. Рекристаллизация арматуры в КМ Ni—Mo начинается после 2 ч отжига при температуре 1373 К, а после выдержки 10 ч при этой темпе-

Таблица 5.110. Характеристика карбидных слоев в КМ Ni—Mo [162]

Режим отжига		Количество слоев	Обозначение слоев	Толщина слоя, мкм	Содержание в слое, %		H _ц , МПа
T, К	t, ч				Mo	Ni	
1373	100	1	A	30—70	80	19	12000
1473	100	2	A	20—30	56	40	12000
			B	20—40	65	34	14500

Примечания. 1. Продолжительность отжига 100 ч. 2. А, Б — последовательность слоев в направлении от волокна к матрице.

ратуре проволока марки МЧ диаметром 300 мкм рекристаллизуется полностью [210].

При армировании молибденом нихрома на границе волокно — матрица образуется промежуточный слой, состоящий из интерметаллида типа MoNi₂ и твердого раствора состава 62 % Ni, 17 % Cr, 19 % Mo, 2 % примесей [206]. Отжиги с выдержками до 100 ч в интервале температур 1373—1523 К существенно не изменяют состав твердого раствора, а рост интерметаллической прослойки, окружающей волокно, подчиняется параболической зависимости (см. с. 288). При температуре 1373 К рекристаллизация молибденовых волокон начинается после выдержки 10 ч и завершается полностью во всем объеме в течение 100 ч. Процесс избирательной рекристаллизации в молибденовых волокнах интенсифицирует никель, диффундирующий в волокна по скоплениям дислокаций и границам зерен [255]. В КМ нихром — молибден полная рекристаллизация проволоки диаметром 500 мкм происходит при температуре 1373 К в течение 30 мин, а затем структура КМ практически не изменяется (вплоть до выдержки 500 ч) [33].

При наличии в никелевой матрице углерода либо при неудаленном аквадаге (углеродсодержащей технологической смазке, наносимой на проволоку перед волочением) вокруг молибденовых проволок могут появляться карбидные слои повышенной хрупкости (табл. 5.110).

Взаимодействие молибденовых проволок с никелевыми сплавами удается предотвратить с помощью барьерных покрытий, например из нитрида титана. При армировании сплава ЖС6К раствором молибдена в матрице замедляется [235], однако покрытие не препятствует встречной диффузии никеля в волокно. Перенос молибдена в матрицу осуществляется либо по границам зерен, либо по микродефектам или микропорам в покрытии.

Технология получения. При получении КМ Ni—Mo используют те же методы, что и при получении КМ Ni — W (см. с. 335). Поскольку в системе Ni — Mo взаимодействие компонентов и рекристаллизация волокон начинаются при температурах ниже, чем в системе Ni — W, эффективными являются твердофазные методы изготовления КМ — диффузионная сварка, динамическое горячее прессование, методы порошковой металлургии.

Свойства. Кратковременная прочность КМ Ni—Mo, в которых молиб-

Таблица 5.111. Прочность КМ Ni — Mo при повышенных температурах [33, 62, 69]

КМ	Объемная доля волокон, %	Метод получения	σ_b , МПа, при T, К			
			1173	1273	1373	1473
Сплав ХН78Т — сплав МЧ	35	Диффузионная сварка	122	...
Сплав ХН70Ю — сплав ЦМ-2А	26	Литье и прессование	350	230	150	...
Сплав ХН67МВТЮ — сплав ЦМ-2А	19	То же	620	380	170	80
Сплав хастеллой-Х — сплав TZM	36	Порошковая металлургия	500	402	315	255

Примечания. 1. Состав сплава ЦМ-2А: 99,95—99,55 % Мо; 0,07—0,15 % Zr; 0,07—0,3 % Ti; 0,004 % С. 2. Состав сплава TZM: 99,405 % Мо; 0,5 % Ti; 0,08 % Zr; 0,015 % С.

Таблица 5.112. Модуль упругости КМ хастеллой-Х—молибден [62]

T, К	E, ГПа	$E_{уд}$, 10 ⁶ Дж/кг	T, К	E, ГПа	$E_{уд}$, 10 ⁶ Дж/кг
293	250	27,8	873	210	23,4
473	230	25,6	1073	190	21,2
673	222	24,7	1273	185	20,6

деновая проволока не разупрочнилась в процессе получения вследствие взаимодействия или рекристаллизации, существенно превышает прочность матрицы (табл. 5.111) и удовлетворительно совпадает со значениями, рассчитанными по уравнению аддитивности (см. с. 64). Так, прочность КМ сплав хастеллой-Х, армированный проволокой из молибденового сплава TZM (36 % по объему), составляет 834 МПа [62], удельный модуль упругости этого же КМ приближается к удельному модулю упругости лучших суперсплавов на никелевой основе (табл. 5.112). Однако в связи с неудовлетворительной структурной стабильностью длительная прочность этих КМ невысока и существенно уступает КМ системы Ni — W.

Введение молибденовых проволок повышает усталостную прочность матричных сплавов. Предел усталости на базе $N=10^6$ циклов сплава хастеллой-Х с объемной долей молибденового сплава TZM 35 % составляет 600 МПа, т. е. примерно 0,7 предела прочности матрицы.

Взаимодействие. Согласно термодинамическим расчетам стабильность оксида алюминия в никеле высока вплоть до температуры плавления никеля [195]. Однако длительные нагревы при высоких температурах на воздухе приводят к насыщению никеля кислородом, образованию оксида никеля NiO и взаимодействию оксидов никеля и алюминия с образованием шпинели NiAl₂O₄ на границе волокно — матрица. При этом нарушается связь между волокном и матрицей [382, 384]. Чтобы увеличить прочность связи между волокнами или НК оксида алюминия и никелевой матрицей при получении КМ горячим прессованием на волокна наносят тонкие покрытия из металлов или керамики. Лучшие результаты получены при нанесении на волокна оксидов иттрия и тория, вольфрамовых пленок и технологических слоев из никеля или хрома [190].

Жидкая никелевая матрица не смачивает поверхность волокон оксида алюминия. Для улучшения пропитки в матрицу вводят добавки титана, циркония и хрома (табл. 5.113). Титан уменьшает краевой угол смачивания и межфазную энергию, снижает прочность на сдвиг, но увеличивает работу адгезии. Хром повышает краевой угол смачивания, увеличивает межфазную энергию, но уменьшает работу адгезии. Цирконий увеличивает краевой угол смачивания, снижая межфазную энергию и работу адгезии.

Добавки титана, циркония и хрома к никелевой матрице взаимодействуют с волокнами оксида алюминия [190]. Одновременно с увеличением межфазной энергии между волокном и матрицей это взаимодействие ухудшает структуру волокон и разупрочняет их. Интенсивность взаимодействия волокон оксида алюминия и никелевой матрицы можно регулировать подбором матриц либо защитных покрытий. При получении КМ литьем нельзя использовать промышленные никелевые сплавы, содержащие титан и цирконий [234]. В качестве покрытий на волокнах для литых КМ Ni — Al₂O₃ используют тугоплавкие металлы, например вольфрам, платину. Рекомендуются двойные покрытия, состоящие из внутреннего слоя Y₂O₃ (для защиты волокна в процессе эксплуатации при высоких температурах) и наружного слоя вольфрама толщиной 6—10 мкм (для улучшения условий пропитки) [190].

Технология получения. Способы получения КМ, армированных НК оксида алюминия, включают операции переработки НК, объединение волокон и матрицы, уплотнение и формование КМ (см. гл. 4) и зависят от методов объединения НК и матрицы, характера ориентирования НК и наличия на них покрытий (табл. 5.114). Лучшие результаты получены при уплотнении КМ горячим прессованием и электролитическим формованием. Недостатком методов пластической деформации является повреждаемость НК во время уплотнения. При спекании она уменьшается, однако ввиду длительности процесса может происходить нежелательное взаимодействие компонентов в КМ. Жидкофазные процессы применяются для НК оксида алюминия с покрытиями, улучшающими смачивание.

Основным методом, используемым для получения КМ, армированных керамическими поликристаллическими и монокристаллическими волокнами оксида алюминия, является горячее прессование заготовок типа «сандвич» в инертной атмосфере. Из жидкофазных методов получения таких КМ пригодным оказалось вакуумное всасывание, при котором продолжительность контакта жидкой матрицы с волокнами до затвердевания не превышает нескольких секунд.

Свойства. Кратковременная прочность КМ на основе никеля, армированных НК оксида алюминия, в значительной степени зависит от технологии изготовления КМ (табл. 5.115, 5.116). Прочность КМ при комнатной температуре существенно превышает прочность матрицы. При высокой температуре наблюдается большой разброс данных. Разрушение КМ

Таблица 5.113. Влияние добавок титана, циркония и хрома на смачиваемость сапфира никелевой матрицей [163]

Добавка	Содержание добавки, %	T, К	$10^{-4} P_0$, Па	θ_c , град	$\sigma_{тж}$, 10^{-3} Н/м	W_a , 10^{-3} Н/м	τ , МПа
Без добавки	0	1763	5,26	100,7	1290	1390	12,5
Ti	0,99	1793	7,89	94,5	1090	1640	3,5
Zr	1	1743	2,63	136,2	2220	1390	0
Cr	1,35	1793	2,63	107,7	1470	1170	14

Примечание. В качестве подложки использованы монокристалльные диски сапфира.

Таблица 5.114. Некоторые способы получения КМ, армированных НК оксида алюминия [267]

Матрица	Ориентирование НК	Наличие покрытия на НК	Способ уплотнения КМ	Формование КМ	Примечание
Осаждение					
<i>Химическое из пара</i>					
Ni или никром	X.	П.	Г. п. или Ж. г. п.	Горячая прокатка	
<i>Электролитическое</i>					
Ni или никром	X.	П.	Г. п.	—	Наличие пустот
Ni	O.	П., Н.	Без уплотнения или горячая прокатка	—	НК ориентируются направленным перемещением электролита
<i>Гальваностегическое нанесение покрытия</i>					
Ni	O.	П.	Г. п.	—	Трудности с уплотнением, разрушение НК
	O., X.	П.	Холодная и горячая прокатка, Г. п.	—	
<i>Электролитическое формование</i>					
Ni	O.	П.	—	Электролитическое	Высокая прочность
Жидкофазные процессы (с расплавлением матрицы)					
<i>Пропитка</i>					
Сплавы никеля	O.	П.	Кристаллизация матрицы	—	КМ разной прочности, покрытие нестабильно

Продолжение табл. 5.114

Матрица	Ориентирование НК	Наличие покрытия на НК	Способ уплотнения КМ	Формование КМ	Примечание	
<i>Расплавление порошковой матрицы</i>						
Ni	X.	П., Н.	Ж. г. п.	—	Взаимодействие на границе раздела, сегрегация НК	
Отстаивание взвеси с оседанием НК						
Никром	O., X.	П., Н.	Ж. г. п.	Плакировка и ванн в магнитном поле при оседании в суспензии	НК ориентированы в магнитном поле при оседании в суспензии	
Твердофазные процессы (смешивание порошка матрицы с НК)						
Ni	X.	П.	Г. п.	—	Происходит разрушение многих НК	
Ni	X.	Н.	Формование на пневмомолотах	—		
Примечание. X.— хаотичное распределение НК; O.— однонаправленное ориентирование; П.— НК с покрытием; Н.— НК без покрытия; Г. п.— горячее прессование; Ж. г. п.— горячее прессование в присутствии жидкой фазы.						
Таблица 5.115. Прочность КМ Ni — НК Al₂O₃, полученных горячим прессованием [383]						
Режим горячего прессования			d, мкм	Объемная доля НК, %	σ_B , МПа, при T, К	
T, К	p, МПа	t, ч			293	1373
1373	15,5	2	≤ 10	20	196	...
Предварительный нагрев в вакууме при температуре 1373 К в течение 2 ч						
1573	5	0,5	≤ 10	20	252	...
	7,8	0,5	1—3	24	280—306	...
	7,8	3	≤ 10	13	189—210	...
Предварительный нагрев в вакууме при температуре 1448 К в течение 2 ч						
1448	19,2	0,25	...	0	315	26
			≤ 10	12	359—364	...
			1—3	13	368—373	...

Продолжение табл. 5.115

Режим горячего прессования			d, мкм	Объемная доля НК, %	σ _в , МПа, при T, К	
T, К	p, МПа	t, ч			293	1373
1448	19,2	0,25	1—3	15	357—371	...
			1—3	20	...	48
			∧ 10	20	...	46
			∧ 10	20	302 (330)	...
			∧ 10	21	...	38

Примечания. 1. КМ получен горячим прессованием матов из НК с никелевым покрытием, осажденным пиролизом карбонила никеля. 2. В скобках приведены значения σ_в для КМ, подвергнутого термической обработке при температуре 1373 К в течение 300 ч.

Таблица 5.116. Механические свойства КМ, армированных НК оксида алюминия [62, 190, 453]

Объемная доля НК, %	Способ получения	σ _в , МПа, при T, К		σ _{уд} , 10 ⁶ Дж/кг, при T, К		E, ГПа, при T = 293 К	E _{уд} , 10 ⁶ Дж/кг, при T = 293 К
		293	1273	293	1273		
		Длина НК равна длине образца					
16	Электроосаждение матрицы на НК	...	282	...	0,114
21	То же	...	495	...	0,67
22	» »	1230	...	1,63
29	» »	...	759	...	1,08
39	» »	1350	...	2,0
51	» »	1050	...	1,68
Длина НК меньше длины образца							
10	Электроосаждение матрицы на НК	...	269	...	0,33
11	То же	938	...	1,14
17	» »	...	451	...	0,542
19	» »	1180	...	1,52	...	270	51
20	» »	...	618	...	0,80
28	» »	621	106	0,144	0,845
9	Смешение с порошком и связующим, экструзия, спекание, прокатка	1520	...	16	...	230	24,2

Примечание. Для НК Al₂O₃ среднее значение предела прочности при растяжении равно 2760 МПа.

сопровождается вытягиванием НК из матрицы и ее расслоением из-за неудовлетворительной связи между компонентами. Высокая прочность никелевых КМ, армированных НК оксида алюминия, при низких температурах объясняется механической (фрикционной) связью между компонентами, возникающей из-за различия к. т. р. При охлаждении от температуры горячего прессования до комнатной матрица плотно обжимает волокна, однако при нагревах до температуры испытаний степень обжатия волокон матрицей снижается, вследствие чего уменьшается эффективность передачи напряжений от матрицы к волокнам. Разупрочняющими факторами являющиеся также дробление НК или огрубление их структуры, зависящее от

Таблица 5.117. Прочность КМ, армированных непрерывными керамическими волокнами сапфира и рубина [190]

Толщина покрытия, мкм			Объемная доля волокон, %	T, К	σ _в , МПа	σ _в , уд. 10 ⁶ Дж/кг
W	Y ₂ O ₃	Ni				

КМ никель — сапфир, полученные электроосаждением

>1	0	0	37—51	1273	290—911	2,5—14,1
			27—50	1373	180—419	2,4—7,5
>1	0	0	31—48	1473	163—391	2,5—6,0
			48	1573	249	3,9
>1	0	0	31	1623	137	1,8

КМ нихром — рубин, полученные горячим прессованием

1	1,5	50	20	1373	105	1,44
0,25	1,5	50	20	1373	128	1,75
0,25	1,5	50	21	1373	221	3,05
0,25	4	50	16	1373	130	1,74

Примечание. Испытания проводились в аргоне.

температуры и давления горячего прессования, и неравномерность армирования по объему образцов, обусловленная трудностями укладки армирующих волокон.

При высоких температурах эффект упрочнения никелевых матриц непрерывными поликристаллическими волокнами незначителен, а разброс экспериментальных значений предела прочности КМ велик (табл. 5.117). Главными разупрочняющими факторами в этих КМ являются слабая связь между волокнами и матрицей и повреждение поверхности волокон.

Термостойкость КМ Ni — Al₂O₃ низка: после 20 циклов нагрева до температуры 1473 К и охлаждения обдувом воздухом с последующим погружением в воду волокна растрескиваются и полностью утрачивают связь с матрицей [190].

Жаростойкость КМ Ni — Al₂O₃ определяется способностью никеля окисляться диффузионно проникающим кислородом с образованием шпинели по реакции NiO + Al₂O₃ ⇌ NiAl₂O₄. Эта реакция возможна при условии, что расходуемый на окисление никеля кислород возмещается непрерывным растворением кислорода в матрице. При температуре 1473 К и выдержке 50 ч толщина слоя шпинели составляет 3 мкм, а при более высоких температурах она увеличивается. Наиболее надежным способом повы-

шения жаростойкости КМ Ni — Al₂O₃ является защита поверхности изделий жаростойкими покрытиями, препятствующими проникновению кислорода к поверхности волокон и образованию шпинелей.

5.11.4. Ni—Si₃N₄

Взаимодействие. Высокотемпературная совместимость системы Ni — Si₃N₄ зависит от среды, в которой проводятся нагревы. Отжиги НК с никелевым покрытием толщиной 100—200 мкм в вакууме 1,33 · 10⁻³ Па в течение 0,4 ч при температуре 1273 К приводят к раздроблению покрытия на отдельные капли и взаимодействию капель никеля с НК. При этом образуется соединение NiSi и происходит разрушение НК в местах наиболее интенсивного взаимодействия [373]. Отжиги НК Si₃N₄ с никелевым покрытием в атмосфере высокоочищенного азота не приводят к повреждению поверхности волокон, однако сплошность покрытия нарушается. Наибольшее отрицательное влияние на морфологию НК Si₃N₄ в контакте с никелем из-за сильного химического взаимодействия оказывают отжиги в интервале температур 1173—1373 К в среде аргона или в вакууме, приводящие к разрушению арматуры.

Технология получения. КМ Ni—Si₃N₄ получают путем объединения никелевого порошка с НК в жидком органическом носителе (связующем) с последующим вытягиванием и экструзией образовавшейся суспензии. После высушивания заготовки и выжигания органического носителя КМ уплотняются с помощью горячего прессования. Материал отличается хорошим ориентированием и равномерным распределением волокон по объему [267].

Свойства. В связи с неудовлетворительной совместимостью компонентов системы Ni — Si₃N₄ в КМ не удалось добиться эффекта упрочнения и материалы не нашли практического применения [234, 267].

5.11.5. Ni—SiC

Взаимодействие. Никель и карбид кремния образуют неравновесную систему, поэтому термодинамическая совместимость между никелевой матрицей и волокнами карбида кремния невозможна. Кинетическая совместимость никеля и некоторых его сплавов с волокнами карбида кремния неудовлетворительна (табл. 5.118). Продуктами взаимодействия волокон карбида кремния и никелевых жаропрочных сплавов являются силициды никеля и кобальта, смешанные карбиды и карбосилициды титана, ниобия и хрома [44, 285].

Защитить волокна карбида кремния от взаимодействия с матрицей из сплава ЖС6 путем нанесения покрытий из нитрида титана не удается: при температуре 1373 К в зоне контакта волокон и матрицы образуются карбидные и силицидные фазы, характерные для КМ с непокрытыми волокнами карбида кремния [285].

Технология получения. КМ системы Ni—SiC получают с помощью электролитического или химического осаждения никеля на НК с последующим горячим прессованием. Жидкофазные методы получения (пропитка, горячее прессование в присутствии жидкой фазы) непригодны из-за интенсивного взаимодействия НК карбида кремния с никелевой матрицей. Уменьшить взаимодействие компонентов удается с помощью прокатки заготовок, полученных путем отстаивания взвеси с оседанием НК [267].

При твердофазном уплотнении, например ковке заготовок, полученных из смеси матричного порошка и НК, взаимодействие компонентов можно предотвратить, однако многие волокна разрушаются.

Таблица 5.118. Взаимодействие матрицы на основе никеля и арматуры из карбида кремния [285, 468]

Матрица	Температура нагрева литейной формы при пропитке, К	Ширина реакционной зоны, мкм		
		максимальная	минимальная	средняя
Арматура в виде волокон				
<i>Диаметр волокон 100 мкм</i>				
Ni	293	<1	...	<1
Нимокаст-713С	1073	Волокна взаимодействуют полностью		
Нимокаст-75	1073	То же		
<i>Диаметр волокон 280 мкм</i>				
Нимокаст-713С	1073	160	120	140
<i>Диаметр волокон 500 мкм</i>				
Нимокаст-713С	293	40	20	30
Нимокаст-75	293	63	63	63
Арматура в виде стержней диаметром 3 мм				
Ni	293	<1	<1	<1
	1073	80	40	60
	1473	120	100	110
Нимокаст-713С	293	<1(40)	<1(10)	<1(15)
	1073	110	70	80
	1473	200	100	140
Нимокаст-75	293	1(20)	1(16)	1(18)

Примечания. 1. Данные относятся к КМ, полученным вакуумной пропиткой и не подвергнутым термической обработке. 2. В скобках приведены данные для КМ, подвергнутых после вакуумной пропитки отжигу при температуре 1373 К в течение 50 ч. 3. В КМ с НК карбида кремния, полученных горячим прессованием при $T = 1273$ К, $p = 7,7$ МПа, $t = 0,5$ ч, армировка полностью разрушается.

Свойства. Предел прочности КМ нихром — НК SiC с объемной долей волокон 10 % составляет 2030 МПа, а модуль упругости — 312 ГПа [453]. В связи с неудовлетворительной совместимостью волокон карбида кремния и никелевых матриц КМ Ni — SiC не нашли практического применения.

5.11.6. Ni—C

Взаимодействие. Никель практически нерастворим в углероде, тогда как углерод растворяется в жидком никеле в значительных количествах (например, при температуре 1823 К атомная доля углерода в растворе составляет 12,5 %). При охлаждении углерод выделяется в виде графита. Предельная атомная доля углерода в твердом растворе равна 2,8 %. В системе Ni — C образуется метастабильный карбид Ni₃C, устойчивый при температурах выше 1673 и ниже 723 К. Взаимодействие УВ с никелевой матрицей в условиях формирования и эксплуатации КМ определяется кинетикой растворения углерода в никеле. Температурная зависимость коэффициента

диффузии углерода в никель следующая [375]: $D = 0,08 \exp(-33\ 000/RT)$. Обладая высокой диффузионной подвижностью, углерод насыщает никелевую матрицу за короткое время: при температуре 1273 К практически полное насыщение матрицы углеродом в КМ с объемной долей УВ 50 % заканчивается через 40 с [376].

Главными факторами, разупрочняющими КМ Ni—C при взаимодействии, являются растворение УВ в матрице и их рекристаллизация вследствие проникновения никеля в волокно. Метастабильные формы углерода обладают повышенной растворимостью в никеле: графитизированные волокна после их термообработки в вакууме в контакте с никелем резко разупрочняются при температурах выше 1273 К, а карбонизованные волокна — выше температуры 873 К [427]. Введение в никелевую матрицу элементов — карбидообразователей — обычных компонентов никелевых сплавов (хрома, алюминия, титана, молибдена, вольфрама, ниобия) усиливает взаимодействие матрицы с УВ [285].

Наиболее эффективно повышают структурную стабильность КМ Ni—C диффузионные барьерные покрытия на волокнах. Так, покрытия из карбида и нитрида циркония толщиной от 3—6 нм до 0,2—0,3 мкм, нанесенные на карбонизованное волокно, не разупрочняют его при отжигах в вакууме в интервале температур 873—1273 К [256, 257]. При более высоких температурах разупрочнение волокон с этими покрытиями идет быстрее, чем без них. Наиболее эффективен при отжигах до температур 1273 К в течение 10 ч диффузионный барьер из TiC толщиной 0,1 мкм.

Технология получения. При получении КМ Ni—C электрохимическим или химическим способом сначала матрицу осаждают на УВ, затем ориентированные покрытые волокна подвергают горячему прессованию в пресс-формах. Основные технологические параметры, определяющие качество никелевого покрытия, — состав электролита, температура, плотность тока, кислотность электролита.

В состав электролитов при электрохимическом никелировании входят сульфат или сульфат никеля, хлорид никеля и борная кислота. Температура процесса обычно 310—333 К, плотность тока 0,24—1,5 А/дм², рН электролита 3,5—4,0 [236]. КМ на основе никеля, армированные волокнами типа Торнел с объемной долей 45 %, получают путем непрерывного протягивания УВ через ванну с электролитом при одновременной раскрутке пряди. Объемная доля матрицы обеспечивается выбором скорости протяжки (58 мм/мин). Режим горячего прессования покрытых волокон следующий: $T = 1398$ К, $p = 24,5$ МПа, $t = 3 \div 5$ мин. После прессования плотность таких КМ близка к расчетной ($5,78 \cdot 10^3$ кг/м³), однако прочность волокна снижается (с 1740 до 1220 МПа) [476]. Оптимальный режим горячего прессования КМ с УВ без барьерного покрытия: $T = 1323$ К, $p = 14$ МПа, $t = 60$ мин [236].

Свойства. КМ Ni—C потенциально обладают наиболее высокими значениями удельной прочности и жесткости, поскольку плотность УВ низка (примерно $1,7 \cdot 10^3$ кг/м³), а прочность и модуль упругости могут достигать 3500 и 520 000 МПа соответственно. Однако экспериментально полученные значения прочности и жесткости значительно ниже расчетных, так как в процессе изготовления КМ Ni—C методами электрохимического или химического осаждения покрытий с последующим горячим прессованием или изостатическим горячим прессованием появляются дефекты: пористость, разупрочнение и механическое повреждение волокон, неравномерность распределения арматуры, недостаточная прочность связи на границе волокно — матрица (табл. 5.119).

При оптимальных технологических условиях (равномерное покрытие волокон матрицей, хорошая ориентация волокон при укладке в пресс-форму, низкое давление горячего прессования) для никеля, армированного волокнами Торнел-50 и Торнел-75 с объемной долей 50 %, значения преде-

ла прочности равны соответственно 800 и 830 МПа, модуля упругости — 240 000 и 310 000 МПа [476]. Среднее значение предела прочности при растяжении и сжатии КМ с объемной долей волокон Торнел-50 50 % составляет 690 МПа, относительное удлинение при разрушении — 0,25 %. Очаги пластической деформации наблюдаются в матрице уже при деформации

Таблица 5.119. Свойства КМ никель — Торнел-50 [234]

Материал	γ , 10 ³ кг/м ³	E, ГПа	$E_{уд}$, 10 ⁶ Дж/кг	σ_B , МПа	$\sigma_{в.уд}$, 10 ⁶ Дж/кг
Волокно	1,7	400	235	2000	117
Матрица	8,9	200	22,45	450	5,5
КМ	5,3	300 (225)	56,5 (42,45)	1220 (720)	22 (14)

Примечания. 1. Объемная доля УВ составляет 50 %. 2. Для КМ приведены максимальные значения расчетных свойств. В скобках указаны свойства КМ при реализации прочности волокон на 60 % и модуля упругости на 75 %.

0,05 % [134, 476]. При температуре 773 К предел прочности КМ равен 520 МПа, а длительная прочность на базе 100 ч — 280 МПа [134]. Отрицательное влияние на механические характеристики КМ, особенно после термоциклирования, оказывают остаточные термические напряжения, обусловленные разностью к. т. р. никелевой матрицы и УВ. При превышении термическими напряжениями предела текучести матрицы микропластические деформации могут привести к нарушению поверхности раздела между

Таблица 5.120. Зависимость прочности и удельной прочности КМ никель — Торнел-50 от температуры [476]

T, К	σ_B , МПа	$\sigma_{в.уд}$, 10 ⁶ Дж/кг	T, К	σ_B , МПа	$\sigma_{в.уд}$, 10 ⁶ Дж/кг
293	670	12,65	1255	397	7,59
812	536	10,1	1366	265	5,0
933	397	7,49	1477	106	2,0

Примечания. 1. Объемная доля УВ в КМ составляет 50 %, плотность КМ равна $5,3 \cdot 10^3$ кг/м³. 2. КМ получены изостатическим горячим прессованием электролитически покрытых никелем УВ.

матрицей и волокном и к разрушению волокон. Большим недостатком этих КМ являются также относительно невысокие температуры эксплуатации (до 1273 К), ограниченные интенсивным взаимодействием, приводящим к рекристаллизации и разупрочнению волокон, и низкой стойкостью материала к окислению (табл. 5.120).

Жаростойкость КМ Ni—C низка, так как скорость окисления волокон в КМ значительно выше, чем волокон, взятых отдельно. УВ окисляются при выходе из торцов на поверхность материала и внутри образца с образованием монооксида углерода вследствие диффузии кислорода в атомарном состоянии через никелевую матрицу. Особенно интенсивно идет процесс окисления при высоких температурах (выше 873 К), когда волокна полностью выгорают и в матрице на их месте образуются открытые поры [134].

5.11.7. Применение

КМ на основе никеля предназначены главным образом для изготовления тяжело нагруженных деталей газотурбинных двигателей: сопловых (статорных) лопаток, принимающих на себя удар горячих газов, и рабочих (роторных) лопаток, работающих при более низких температурах, но при больших механических нагрузках. Лопатки из КМ получают вакуумным вращением, диффузионной сваркой единичных деталей, а также точным литьем цельных сегментов статора или ротора турбины, включающих несколько лопаток [234]. Поскольку конфигурация турбинной лопатки сложна, при конструировании применяют как полное, так и частичное армирование в наиболее нагруженных зонах детали [234, 275]. Жаропрочные КМ на основе никеля могут быть также использованы для изготовления деталей камер сгорания, тепловых экранов, жаровых труб и в других узлах, где традиционные материалы неприменимы из-за высоких температур.

5.12. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

КМ на основе кобальта и его сплавов разработаны мало в связи с дефицитом кобальта и ограниченным использованием кобальтовых сплавов по сравнению с жаропрочными сплавами на основе никеля. В качестве упрочнителя кобальтовых сплавов главным образом используют вольфрамовую и молибденовую проволоки, резе НК оксида алюминия и карбида кремния [472], а также УВ [376].

5.12.1. Co—W

Взаимодействие. Согласно диаграмме состояния системы Co—W растворимость вольфрама в твердом кобальтовом растворе составляет 32 % при температуре 1373 К и уменьшается до 4,5 % при температуре 973 К. Растворимость кобальта в вольфраме не превышает 0,3 % при температуре 1903 К. В системе Co—W существуют два интерметаллида (W_6Co_2 в интервале температур 1373—1423 К и W_4Co_3 при температуре 1903 К), образующихся по перитектической реакции, и эвтектика (содержит примерно 45 % W при температуре 1753 К) [61].

В КМ Co—W, полученных холодным прессованием порошка матрицы с волокнами вольфрама марки ВТ-7 диаметром 0,5 мм под давлением 800—900 МПа с последующим спеканием в вакууме (1,33—0,133 Па) при температуре 1573—1673 К, выдержке 1 ч и скорости нагрева и охлаждения 3,5—5 К/мин, на границе волокно — матрица образуется интерметаллид W_6Co_2 , после отжига при температурах 1573 и 1673 К. Рекристаллизация волокна при температуре 1573 К не наблюдается, она начинается только при 1673 К [207].

Результаты исследования взаимодействия бинарных порошковых матриц с волокнами вольфрама марки ВТ-7 показаны в табл. 5.121.

Легирование кобальтовой матрицы медью (5 %) не подавляет образование интерметаллидов и не приводит к рекристаллизации волокна. Алюминий (5 и 10 %) или титан (5 %) предотвращают образование интерметаллидов при температуре 1573 К. При содержании алюминия 25 % происходит полная рекристаллизация волокна при температурах 1573 и 1673 К. Легирование хромом (5—25 %) не препятствует образованию интерметаллида и приводит к рекристаллизации волокна. Молибден (5—25 %) и вольфрам (5—25 %) не подавляют возникновения интерметаллидов и при температуре 1573 К не приводят к рекристаллизации волокна. При температуре 1673 К наблюдается частичная рекристаллизация волокна в матрице состава 95 % Co, 5 % Mo; 95 % Co, 5 % W и 90 % Co, 10 % W. Легирование кобальта железом или никелем (5—25 %) предотвращает образование ин-

терметаллидов и приводит к рекристаллизации волокна. При содержании в матрице 25 % Ni волокна рекристаллизуются полностью после отжига при температурах 1573 и 1673 К. Полная рекристаллизация волокна происходит при введении в матрицу 5 % Fe (отжиг при температуре 1673 К).

Взаимодействие волокна и многокомпонентных матриц на основе кобальта характеризуется диффузией элементов матрицы (кроме меди и никеля) в волокно и встречной диффузией вольфрама через слой интерметаллида в матрицу (табл. 5.122). Интерметаллид по составу ближе всего соответствует W_6Co_2 , и содержит легирующие элементы ниобий, молибден, железо, никель. Усложнение состава матричных сплавов повышает их рекристаллизационную способность и снижает склонность КМ к образованию интерметаллидов.

Металлографическим анализом следы рекристаллизации проволоки вольфрама ВТ-7 обнаружены в присутствии элементов VI—VIII групп Периодической системы элементов Д. И. Менделеева (хрома, молибдена, вольфрама, железа, кобальта, никеля) при содержании каждого более 10 %, а в случае никеля — при 5 % Ni. Легирование кобальта элементами I—V групп Периодической системы элементов Д. И. Менделеева рекристаллизации вольфрама не вызывает (табл. 5.123).

Технология получения КМ Co—W принципиально не отличается от технологии получения жаропрочных КМ на никелевой основе. Так, методом порошковой металлургии изготовлены КМ на основе кобальта и кобальтового сплава L-605, армированного вольфрамовыми проволоками [377]. Методом диспергирования арматуры в жидком расплаве матрицы получены КМ с небольшой объемной долей (до 1 %) НК Al_2O_3 и SiC. При затвердевании отливки НК хаотично располагаются по объему матрицы, но концентрируются у межзеренных границ. В этих КМ прочность повышается, пластичность улучшается [472].

Свойства. При комнатной температуре прочность КМ Co—W и сплав L-605 — вольфрам, армированных однонаправленными волокнами при объемной доле 18—22 %, незначительно превышает прочность матрицы, а прочность КМ, армированных произвольно ориентированными отрезками волокон при объемной доле 35 %, существенно снижена (табл. 5.124). Ухудшение свойств КМ происходит вследствие образования интерметаллидов на границе раздела волокно — матрица при горячем прессовании. Дополнительная прокатка значительно повышает прочность КМ.

При высоких температурах предел прочности КМ, как и однонаправленной проволокой, так и с произвольным расположением арматуры, превышает предел прочности матрицы. Однако существенно увеличить прочность кобальта и сплава L-605 путем армирования вольфрамовыми волокнами не удается [377].

Прочность КМ на основе кобальта можно увеличить, используя высокопрочные вольфрамовые волокна (например, из торированного вольфрама) и сложнoleгированные матричные сплавы, не образующие интерметаллических соединений на границе раздела волокно — матрица и не снижающие порога рекристаллизации арматуры [193, 207].

У кобальта, армированного УВ с объемной долей примерно 50 %, показатели механических свойств низкие ($\sigma_B < 400$ МПа) вследствие интенсивного разупрочнения волокон в результате взаимодействия с матрицей, особенно при повышенных температурах [376].

5.12.2. Co—Mo

Взаимодействие. Согласно диаграмме состояния растворимость молибдена в твердом кобальте составляет примерно 20 %, а предельная растворимость кобальта в молибдене повышается от 0,55 % при температуре 1373 К до 2,75 % при температуре 1773 К [61]. Существование в системе

Таблица 5.121. Взаимодействие волокон вольфрама ВТ-7 с бинарными матрицами на основе кобальта при спекании в течение 1 ч в вакууме [193]

Легирующий элемент	Содержание легирующего элемента, %	$T_{сп} = 1573 \text{ К}$		$T_{сп} = 1673 \text{ К}$			
		Состояние волокна	H_V , МПа, при нагрузке 50 Н	H_{μ} , МПа, при нагрузке 2 Н	Состояние волокна	H_V , МПа, при нагрузке 50 Н	H_{μ} , МПа, при нагрузке 2 Н
Без легирующего элемента	0	Рекристаллизация отсутствует; слой интерметаллидов на границе	...	531	Частичная рекристаллизация; слой интерметаллидов
Cu	5	То же	5620
Al	5	Взаимодействие отсутствует	5930	...	Взаимодействие отсутствует
	10	» »	5320	...	Слой интерметаллидов с $H_{\mu} = 7260$ МПа толщиной 4 мкм
	25	Полная рекристаллизация волокна	5460	...	Полная рекристаллизация волокна
Ti	5	Взаимодействие отсутствует	5690
Cr	5	Частичная рекристаллизация; слой интерметаллидов	5260	...	Полная рекристаллизация; светлые участки в вольфраме; слой интерметаллидов с $H_{\mu} = 9940$ МПа толщиной 12 мкм	...	4670
	10	Рекристаллизация отсутствует; слой интерметаллидов	5450	...	Частичное растворение проволок, рекристаллизация; слой интерметаллидов с $H_{\mu} = 7230$ МПа толщиной 12 мкм	...	5230
	25	Рекристаллизация отсутствует; слой интерметаллидов с $H_{\mu} = 7890$ МПа толщиной 4—8 мкм	5420	...	Частичная рекристаллизация; слой интерметаллидов с $H_{\mu} = 7460$ МПа толщиной 15—25 мкм	...	5230
	Mo	5	Рекристаллизация отсутствует; слой интерметаллидов с $H_{\mu} = 7890$ МПа толщиной 8 мкм	5430	...	Частичная рекристаллизация; слой интерметаллидов	5230
W	10	Рекристаллизация отсутствует; слой интерметаллидов с $H_{\mu} = 9440$ МПа толщиной 12 мкм	5380	5110
	25	Взаимодействие отсутствует	5580
	5	Рекристаллизация отсутствует; слой интерметаллидов	5540	...	Частичная рекристаллизация; слой интерметаллидов	5550	...
Fe	10	То же	5260	...	То же
	25	» »	5290	...	Рекристаллизация отсутствует; слой интерметаллидов с $H_{\mu} = 7730$ МПа толщиной 8 мкм	...	5110
	5	Частичная рекристаллизация; слой интерметаллидов с $H_{\mu} = 9440$ МПа толщиной 12 мкм; растворение волокна	4870	4880	Полная рекристаллизация; слой интерметаллидов	4980	...
Ni	10	Рекристаллизация отсутствует; слой интерметаллидов	5750	...	Частичная рекристаллизация; слой интерметаллидов	4980	...
	25	То же	5580	...	То же	5460	...
	5	» »	5400	...	» »
Ni	10	Рекристаллизация отсутствует	5350	...	Рекристаллизация отсутствует; слой интерметаллидов с $H_{\mu} = 9440$ МПа толщиной 12 мкм	5120	5230
	25	Полная рекристаллизация; слой интерметаллидов	5560	...	Полная рекристаллизация; слой интерметаллидов	4920	...

Примечание. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3.

Таблица 5.122. Взаимодействие вольфрамового волокна ВТ-7 с многокомпонентными матрицами на основе кобальта при спекании в вакууме при $T = 1573$ К [193]

Химический состав матрицы, %													Вольфрамовое волокно	Граница матрица — волокно				
Co	Al	Cu	Si	Zr	Ti	Nb	Mo	W	Cr	Ni	Fe	Состояние волокна		H_V , МПа	H_{μ} , МПа	Характер взаимодействия	H_{μ} , МПа	Ширина зоны взаимодействия, мкм
64,5	10	0	4	0	0,5	0	0	0	1	0	20	Взаимодействие отсутствует	5140	4920	Взаимодействие отсутствует	
71	5	0	2	0	2	0	0	0	10	0	10	Рекристаллизация; одно волокно превратилось в интерметаллид с $H_{\mu} = 8410$ МПа	5200	4700	Слой интерметаллидов	9740	176	
72,5	1	0	0,5	0	4	0	0	0	20	0	2	Волокна превратились в интерметаллид	10 790	9150	Взаимодействие отсутствует	
37	0	4	4	38	0	0	15	1	1	0	0	Рекристаллизация	4030	4470	»	»
43	0	2	2	35	0	0	8	5	5	0	0	»	4730	4880	»	»
46	0	0,5	0,5	32	0	0	1	10	10	0	0	Взаимодействие отсутствует	5430	5110	»	»
48,5	4	2	0	32	0,5	0	6	1	0	0	6	Белые нетравящиеся полосы на проволоке	5050	4570	»	»
52	2	1	0	35	1	0	3	3	0	0	3	Рекристаллизация с растворением волокна по границам зерен	4310	4110	»	»
50,5	1	0,5	0	38	2	0	1	6	0	0	1	Рекристаллизация	4310	4200	»	»
69	0	2	0,5	0	0,5	0	12	0	15	0	1	Взаимодействие отсутствует	5360	4670	Слой интерметаллидов	8120	...	
74	0	2	2	0	2	0	6	0	7	0	7	Частичная рекристаллизация; одно волокно превратилось в интерметаллид с $H_{\mu} = 7520$ МПа	5280	5110	»	»	8610	300
85	4	2	1	0	1	3	4	0	0	0	0	Рекристаллизация с растворением волокна по границам зерен	4700	4470	Взаимодействие отсутствует	
89	2	1	2	0	2	2	2	0	0	0	0	То же	4560	4380	»	»
90,5	1	0,5	3	0	3	1	1	0	0	0	0	Рекристаллизация	5400	4670	»	»
67	0	0,5	0,5	0	0	0	0	0	15	15	2	Взаимодействие отсутствует	5580	5350	Слой интерметаллидов	7730	8	
72	0	2	2	0	0	0	0	0	8	8	8	То же	5510	5110	»	»	8880	20
73	0	4	4	0	0	0	0	0	2	2	15	»	5380	5350	»	»	8610	29
59	7	0	0	0	0	0	2	15	2	0	15	»	5360	5610	Взаимодействие отсутствует	
64	4	0	0	0	0	0	8	8	8	0	8	Частичная рекристаллизация	4750	4770	Слой интерметаллидов	6520	8	
65	1	0	0	0	0	0	15	2	15	0	2	Взаимодействие отсутствует	5280	4700	»	»	7890	16
67	5	2	0	0	2	0	8	8	8	0	0	Частичная рекристаллизация	4760	4880	»	»	6520	25
66,5	10	4	0	0	0,5	0	2	15	2	0	0	Взаимодействие отсутствует	5230	4570	Взаимодействие отсутствует	

Таблица 5.123. Влияние легирования кобальтовой матрицы на степень рекристаллизации проволоки вольфрама ВТ-7 при $T = 1473 \text{ K}$ [207]

Содержание легирующего элемента, %	Балл рекристаллизации проволоки при легировании кобальта элементами										
	Cu	Al	Si	Zr	Ti	Nb	Cr	Mo	W	Fe	Ni
5	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1
10	0	0 (0)	0 (0)	0 (0)	Ж.	0 (0)	1 (1)	0 (1)	0 (1)	0 (1)	1 (1)
25	Ж.	0	0	...	Ж.	0	1	1	0	0	1

Примечания. 1. КМ получали методом холодного прессования смеси порошков и проволоки ($d = 0,5 \text{ мм}$) и спекания в вакууме $0,133 \text{ Па}$ при температуре 1473 K в течение 1 ч и 100 ч (данные приведены в скобках). 2. Рекристаллизация оценена по результатам металлографического анализа в следующих баллах: 0 — рекристаллизация отсутствует; 1 — на поверхности волокна зерна равноосные, в сердцевине — вытянутые. 3. Ж. — жидкая фаза.

Таблица 5.124. Прочность КМ на основе кобальта [377]

Объемная доля волокон, %	σ_b , МПа, при T , K		Примечание
	293	1363	
			Со — W
0	390	19	Без волокон
18	...	170	Непрерывные волокна
	...	40	Произвольно ориентированные волокна
19	520	...	Непрерывные волокна
22	540	...	»
30,5	749	310	»
33	1020	...	Волокна диаметром 0,12 и длиной 25 мм (после прокатки КМ)
35	180	...	Произвольно ориентированные волокна
			С п л а в
			L-605 — в о л ь ф р а м
0	900	140	Без волокон
23	650	330	Непрерывные волокна

Со — Мо интерметаллидов MoCo_2 и Mo_6Co , не позволяет получить термодинамически стабильный КМ Со — Мо.

Технология получения. КМ Со—Мо получают такими же методами, как и КМ Со — W. Известны способы получения КМ на основе кобальта и сплава L-605 методом горячего прессования [377].

Свойства. При комнатной температуре прочность КМ Со—Мо, армированных однонаправленной проволокой при объемной доле 17 %, составила лишь 364 МПа [377]. Ухудшение свойств происходит вследствие образования интерметаллидов на границе раздела волокно — матрица при горячем прессовании КМ.

5.12.3. Применение

КМ на основе кобальта, армированные волокнами, используются для изготовления деталей высокотемпературных узлов газотурбинных двигателей (лопаток, сопловых венцов, крепежа и др.).

Глава 6

ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

6.1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА

ЭКМ называются сплавы эвтектического или близкого к нему состава, в которых армирующей фазой служат ориентированные волокнистые или пластинчатые кристаллы, образованные в процессе направленной кристаллизации. Поскольку структура КМ создается в ЭКМ естественным путем, а не в результате искусственного введения армирующей фазы в матрицу, ЭКМ, в отличие от других КМ, называют естественными КМ.

ЭКМ по сравнению с КМ имеют более высокую прочность, обусловленную прочностью и совершенством структуры армирующей фазы, близкими по характеристикам к НК, и термически стабильную структуру вплоть до температур, близких к температуре плавления эвтектики. Для ЭКМ не существует проблемы химической несовместимости между матрицей и упрочняющей фазой вследствие равновесных условий кристаллизации, равенства химических потенциалов компонентов и минимальной поверхностной энергии армирующей фазы.

Из ЭКМ можно получать материалы и готовые изделия за одну операцию при полном отсутствии трудоемких процессов изготовления волокон и их введения в матрицу.

Недостатками ЭКМ являются ограниченность в варьировании объемного содержания армирующей фазы, которое, как правило, диктуется диаграммой состояния системы; повышенные требования к чистоте исходных шихтовых материалов и точности соблюдения режима направленной кристаллизации; небольшие скорости направленного роста в ряде ЭКМ, снижающие производительность процесса получения изделий и приводящие к нежелательному взаимодействию между изделием и литейной формой.

В основе выбора ЭКМ лежит анализ равновесных диаграмм состояния бинарных, тройных, четверных и более высокого ранга систем. При выборе ЭКМ сначала определяется матричная основа, удовлетворяющая условиям эксплуатации материала по температуре плавления, плотности, поведения в средах и др. Затем производится поиск эвтектик, которые могут обеспечить остальные требования к ЭКМ: прочность, физические свойства и др.

ЭКМ в основном подчиняются закономерностям, которые определяют механизм деформации и разрушения армированных волоконными КМ. Главные соотношения для прочности, жесткости и деформативности КМ приведены в гл. 1 и справедливы для большинства ЭКМ.

При расчетах критической длины упрочнителя в волокнистых ЭКМ соблюдается то же соотношение, что и для искусственных КМ, армированных волокнами:

$$l_{кр} = \sigma_{в1} d / 2\tau_m$$

а для пластинчатых ЭКМ

$$l_{кр} = \sigma_{bf} l_p h_p / 2\tau_m (l_p + h_p),$$

где τ_m — предел прочности при сдвиге матрицы; l_p, h_p — длина и толщина пластин соответственно. При $l > l_{кр}$ к ЭКМ можно применять расчетные формулы, выведенные для КМ с непрерывными волокнами.

Существенное влияние на прочность и жесткость ЭКМ оказывают специфические дефекты микроструктуры: колонии, первичные кристаллы, поперечная полосчатость и др., которые приводят к снижению механических характеристик по сравнению с расчетными величинами. Поэтому при оценке механических свойств ЭКМ более достоверными считаются результаты прямого эксперимента, которые учитывают конкретные условия технологии, структуру эвтектики и методику испытаний.

По комплексу физико-механических свойств ЭКМ условно делятся на ЭКМ конструкционного назначения (на основе легких сплавов; жаропрочные; на основе тугоплавких металлов) и ЭКМ с особыми физическими свойствами — полупроводниковыми, ферромагнитными и др. ЭКМ с особыми физическими свойствами состоят из фаз с резко отличающимся электронным строением. Оценка показателей физических свойств ЭКМ в принципе может производиться по тем же зависимостям, которые представлены в гл. 1 для всего класса армированных КМ. Однако, в отличие от искусственных волокнистых КМ и ЭКМ, дисперсность армирующих фаз очень высока, расстояния между фазами сравнимы с длиной свободного пробега носителей (электронов или фононов), которые рассеиваются на межфазной границе. Поэтому свойства фаз в ЭКМ могут существенно отличаться от свойств волокон и матриц в КМ других классов, а расчетные величины, полученные из формул гл. 1, часто не соответствуют экспериментальным, особенно при высоких скоростях кристаллизации и малых межфазных расстояниях. Наиболее достоверными являются те показатели физических свойств ЭКМ, которые получены с использованием результатов непосредственных измерений.

6.2. ОРИЕНТАЦИОННЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Ориентационные (кристаллографические) соотношения между фазами и структурные характеристики ряда известных ЭКМ представлены в табл. 6.1.

В пластинчатых эвтектиках сопряжение между фазами обычно происходит по кристаллографическим плоскостям с максимальной плотностью упаковки атомов. Эти плоскости ориентированы так, что несоответствие межатомных расстояний в главных направлениях минимально, однако иногда наблюдается относительное вращение плоскостей сопряжения фаз. В условиях стационарного роста армирующей фазы пластины растут перпендикулярно фронту кристаллизации, что совпадает с плоскостью контакта пластин.

В волокнистых эвтектиках плоскостей преимущественного сопряжения фаз нет, поскольку армирующая фаза имеет неограниченную форму. Однако эвтектики, в которых армирующие стержни ограничены, имеют определенные ориентационные соотношения между фазами.

В большинстве эвтектических систем при сопряжении кристаллизующих фаз решетка не совпадают. Электронно-микроскопическими исследованиями межфазной границы направленных эвтектик установлено наличие межфазных дислокаций, или дислокаций несоответствия, которые компенсируют несоответствие в межатомных расстояниях сопрягающихся фаз [43, 66]. Плотность таких дислокаций тем больше, чем больше несоответствие. При уменьшении несоответствия параметров расстояния между

Таблица 6.1. Ориентационные и структурные характеристики ЭКМ [234, 286]

КМ	Армирующая фаза	Объемная доля армирующей фазы, %	Микроструктура	Ориентационные соотношения
Al — Be	Be	1,2	ЭКМ на основе бинарных сплавов Квадратные и шестигранные стержни Be	Для квадратных стержней: (М. П.) {010} Al {1210} Be, (Н. Р.) {001} Al {001} Be; для шестигранных стержней: (М. П.) {111} Al {1100} Be и {111} Al {001} Be (Н. Р.) {001} Al {0110} Be, (Н. Р.) {011} Al {001} Be
Al — Al ₉ Co ₂	Al ₉ Co ₂	2	Пластинки (ленты) Al ₉ Co ₂ ; стержни при высоких v	Для легт: (М. П.) (100) Al ₉ Co ₂ (001) Al, (Н. Р.) [001] Al ₉ Co ₂ [100] Al
Al — CuAl ₂	CuAl ₂	46	Пластинки	(М. П.) {111} Al {211} CuAl ₂ , <100> Al <120> CuAl ₂ , (111) Al (211) CuAl ₂ , (111) Al (012) CuAl ₂ , (110) Al (210) CuAl ₂ , (М. П.) отклоняется на 10—12° от (111) Al (211) CuAl ₂
Al — Al ₃ Fe	Al ₃ Fe	3	Аномальная	—
Al — Al ₃ Ni	Al ₃ Ni	11	Пластинки (ленты) Al ₃ Ni при низких v , шестигранные стержни при высоких v	Для легт: (М. П.) (001) Al ₃ Ni {331} Al, (Н. Р.) {010} Al ₃ Ni {110} Al; для стержней: (М. П.) (111) Al (102) Al ₃ Ni и (110) Al (103) Al ₃ Ni, (Н. Р.) {010} Al ₃ Ni {110} Al
Al — Si	Si	12	Аномальная, стержни Si при низких v	Для стержней: <110> Si текстура, <100> Si текстура, (Н. Р.) {310} Al
Al — Zn	Zn	70—74	Пластинки	(М. П.) (1018) Zn, (Н. Р.) (1120) Zn, (М. П.) не параллельная (Н. Р.)
Bi — Co	Co	10	Стержни Co	(Н. Р.) {0001} MnBi бинарной оси Bi
Bi — MnBi	MnBi	4	Стержни MnBi	—
Co — CoAl	Co	35	Пластинки и стержни Co	Для пластин: (Н. Р.) {101} CoAl {112} Co (М. П.) (101) CoAl (111) Co и [010] CoAl [110] Co

КМ	Армирующая фаза	Объемная доля армирующей фазы, %	Микроструктура	Оrientационные соотношения
Co — CoBe	CoBe	23	Пластины	$\langle 111 \rangle$ текстура г. ц. к. Co
Co — Co ₂ Nb	Co ₂ Nb	39	»	...
Co — CoSb	CoSb	62	»	(Н. Р.) $\parallel \langle 111 \rangle$ Co (о. ц. к.)
Co — Sm ₂ Co ₁₇	Co	19	Стержни Co	...
Co — Co ₂ Ta	Co ₂ Ta	35—50	Пластины и стержни	...
Co — Co ₇ W ₆	Co ₇ W ₆	23	Пластины	...
Cu — Cr	Cr	2	Стержни Cr	(Н. Р.) $\parallel \langle 112 \rangle$ Cr
Fe — Fe ₃ C	Fe ₃ C	59	Пластины и стержни	Для пластин: (101) Fe \parallel (104) Fe ₃ C; для стержней: $\{3\bar{1}0\}$ Fe \parallel $\{010\}$ Fe ₃ C (Н. Р.) \parallel $\{001\}$
Fe — FeS	Fe	9,5	Стержни Fe	Fe \parallel $\{2\bar{1}0\}$ FeS (М. П.) \parallel $\{110\}$ \parallel
Fe — Fe _x Sb	Fe	18	Шестигранные стержни Fe	$\{210\}$ Fe _x Sb и \parallel $\{211\}$ Fe \parallel $\{100\}$ Fe ₃ Sb, (Н. Р.) \parallel $\{111\}$ Fe \parallel $\{001\}$ Fe ₃ Sb
InSb — Sb	Sb	35	Треугольные стержни и ленты Sb	Для стержней: (Н. Р.) $\parallel \langle 111 \rangle$ InSb \parallel $\langle 0001 \rangle$ Sb; для лент: (М. П.) $\parallel \{211\}$ InSb; (М. П.) состоит из $\{111\}$ InSb \parallel $\{100\}$ Sb
Mo — Mo ₂ C	Mo ₂ C	37	Пластины	...
Nb — Nb ₂ C	Nb ₂ C	37	Прямоугольные стержни Nb ₂ C	(Н. Р.) $\parallel \{10\bar{1}0\}$ Nb ₂ C \parallel $\{110\}$ Nb
Ni — NiBe	NiBe	38—40	Пластины	(М. П.) $\parallel \{111\}$ Ni $\parallel \{110\}$ NiBe и $\parallel \langle 110 \rangle$ Ni $\parallel \langle 111 \rangle$ NiBe
Ni — Cr	Cr	23	»	(М. П.) $\parallel \{1\bar{1}\bar{1}\}$ Ni $\parallel \{01\bar{1}\}$ Cr, (Н. Р.) $\parallel \{21\bar{1}\}$ Ni $\parallel \{31\bar{1}\}$ Cr
Ni — NiMo	NiMo	50	»	(М. П.) $\parallel \{110\}$ Ni $\parallel \{100\}$ NiMo
Ni — Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	26	»	(М. П.) $\parallel \{111\}$ Ni $\parallel \{010\}$ Ni ₃ Nb, (Н. Р.) $\parallel \{110\}$ Ni $\parallel \{100\}$ Ni ₃ Nb
Ni — Ni ₃ Ti	Ni ₃ Ti	39	»	(М. П.) $\parallel \{111\}$ Ni $\parallel \{0001\}$ Ni ₃ Ti, (Н. Р.) $\parallel \{110\}$ $\parallel \langle 1120 \rangle$ Ni ₃ Ti
Ni — W	W	6	Стержни, ленты W при высоких ν	Для стержней: (Н. Р.) $\parallel \{100\}$ Ni $\parallel \{100\}$ W; для лент: (М. П.) $\parallel \{310\}$ Ni $\parallel \{100\}$ W, (Н. Р.) отклоняется от $\{100\}$ на угол до 35°
Sb — MnSb	Sb	29	Круглые стержни Sb	(Н. Р.) $\parallel \{1\bar{1}00\}$ Sb \perp (4311) MnSb
Ta — Ta ₂ C	Ta ₂ C	29	Прямоугольные стержни Ta ₂ C	(М. П.) $\parallel \{1\bar{2}10\}$ Ta ₂ C \parallel $\{0001\}$ Ta
Ti — Bi ₂ Te ₃	Bi ₂ Te ₃	27	Пластины Bi ₂ Te ₃	...
Co — HfC	HfC	15	Стержни и трехлестковые пластины HfC	ЭКМ на основе квазибинарных сплавов
Co — NbC	NbC	12	Стержни и трехлестковые пластины NbC	(Н. Р.) $\parallel \{111\}$ NbC
Co — TaC	TaC	10	Стержни и трехлестковые пластины TaC	Все направления параллельны (Н. Р.) $\parallel \{111\}$ TaC; для стержней: (М. П.) $\parallel \{110\}$ TaC; для трехлестковых пластин: (М. П.) $\parallel \{121\}$ TaC
Co — TiC	TiC	26	Стержни и трехлестковые пластины TiC	...
Co — V _x Cy	V _x Cy	18	Стержни и трехлестковые пластины V _x Cy	...
Ni — HfC	HfC	15—28	Стержни HfC	Все направления и плоскости параллельны; (Н. Р.) $\parallel \langle 100 \rangle$ NiAl $\langle 100 \rangle$ Cr; в присутствии примеси Mo (М. П.) $\parallel \{112\}$ NiAl $\parallel \{112\}$ Cr; (Н. Р.) $\parallel \langle 111 \rangle$ NiAl $\langle 111 \rangle$ Cr
Ni — TaC	TaC	10	Стержни TaC	...
NiAl — Cr	Cr	33—34	Стержни Cr	...

КМ	Армирующая фаза	Объемная доля армирующей фазы, %	Микроструктура	Ориентационные соотношения	
				Армирующая фаза	Объемная доля армирующей фазы, %
NiAl — Mo	Mo	11	Ограниченные стержни Mo	Все направления и плоскости параллельны: (H. P.) $\parallel \langle 110 \rangle$ NiAl $\parallel \langle 110 \rangle$ Mo и $\parallel \langle 100 \rangle$ NiAl $\parallel \langle 100 \rangle$ Mo, (M. П.) $\parallel \langle 110 \rangle$ NiAl $\parallel \langle 110 \rangle$ Mo	
Ni ₃ Al — Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	44	Пластинки	(M. П.) $\parallel \langle 111 \rangle$ NiAl $\parallel \langle 010 \rangle$ Ni ₃ Nb, (H. P.) $\parallel \langle 110 \rangle$ Ni ₃ Al $\parallel \langle 100 \rangle$ Ni ₃ Nb; для некоторых зерен: (113) Ni ₃ Al $\parallel \langle 031 \rangle$ Ni ₃ Nb	
Ni ₃ Al — Ni ₃ Ta	Ni ₃ Al	65	Волокна и пластинки Ni ₃ Al	...	
Ni ₃ Al — Ni ₇ Zr ₂	Ni ₇ Zr ₂	42	Пластинки	(M. П.) $\parallel \langle 111 \rangle$ Ni ₃ Al $\parallel \langle 100 \rangle$ Ni ₇ Zr ₂ , (H. P.) $\parallel \langle 110 \rangle$ Ni ₃ Al $\parallel \langle 010 \rangle$ Ni ₇ Zr ₂ для некоторых зерен: (H. P.) $\parallel \langle 211 \rangle$ Ni ₃ Al $\parallel \langle 100 \rangle$ Ni ₇ Zr ₂	
ЭКМ на основе тройных эвтектик					
Ni — Ni ₃ Al — Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	33	Пластинки	...	
Ni ₃ Al — Ni ₃ Ti — Ni ₂ TiAl ₉	Ni ₂ TiAl ₉	33	Пластинки	...	
ЭКМ на основе моновариантных эвтектик					
(Co, Cr) — (Cr, Co) ₇ C ₃	(Cr, Co) ₇ C ₃	30	Волокна (Cr, Co) ₇ C ₃	(H. P.) $\parallel \langle 211 \rangle$ (Co, Cr) г. п. к. $\parallel \langle 1000 \rangle$ (Cr, Co) ₇ C ₃	
(Fe, Cr) — (Cr, Fe) ₇ C ₃	(Cr, Fe) ₇ C ₃	33	Волокна (Cr, Fe) ₇ C ₃	(H. P.) $\parallel \langle 211 \rangle$ (Fe, Cr) $\parallel \langle 1000 \rangle$ (Cr, Fe) ₇ C ₃	
Ni — Ni ₃ Al — Ni ₃ Ta	Ni ₃ Ta	33	Пластинки	...	
ЭКМ на основе поливариантных эвтектик					
Ni (Cr) — Ni ₃ Al — Ni ₃ Nb	Ni ₃ Nb	33	Пластинки	...	
Ni (Cr) — Ni ₃ Al — NbC	NbC	6	Стержни	...	
Ni (Co, Cr, Al) — TaC	TaC	4,2	Стержни	...	

Примечания: 1. (H. P.) — направление роста армирующей фазы, (M. П.) — межфазная поверхность, г. п. к. — гранцентрированная кубическая решетка, о. п. к. — объемцентрированная кубическая решетка. 2. Состав фаз в ЭКМ: Ni — Ni₃Nb — 45% Ni, 22% Ni₃Al, 33% Ni₃Nb; Ni₃Al — Ni₃Ti — Ni₂TiAl₉ — 35% Ni₃Al, 32% Ni₃Ti, 33% Ni₂TiAl₉; Ni₃Al — Ni₃Nb — 35% Ni (Cr), 32% Ni₃Al, 33% Ni₃Nb. 3. Состав ЭКМ: (Co, Cr) — (Cr, Co)₇C₃ — 52,9% Co, 44,7% Cr, 2,4% C; (Fe, Cr) — (Cr, Fe)₇C₃ — 67% Fe, 30% Cr, 3% C.

дислокациями увеличиваются, а поверхность раздела фаз приближается к когерентной.

ЭКМ относятся к классу термодинамически равновесных систем, так как обе фазы кристаллизуются в условиях термодинамического равновесия. При изменении температуры может проявиться термическая нестабильность ЭКМ, заключающаяся в изменении состава и объемной доли фаз, особенно в системах, для которых растворимость в твердом состоянии сильно зависит от температуры.

Главное влияние на стабильность структуры ЭКМ оказывают дефекты формы и размеров упрочняющей фазы, возникающие во время кристаллизации или при длительном воздействии температур и напряжений. В процессе термической обработки, при нестационарных температурных режимах дефекты могут привести к нарушению регулярной микроструктуры и изменению формы и размеров упрочняющей фазы.

Основными видами структурной нестабильности ЭКМ являются размерная нестабильность и нестабильность формы. Размерная нестабильность микроструктуры ЭКМ — огрубление — наблюдается в направленных эвтектиках с неодинаковыми поперечными сечениями упрочняющей фазы. Под влиянием высоких температур с течением времени в ЭКМ с объемной долей волокон более 20% возникают концентрационные градиенты и диффузионные потоки, которые приводят к двумерной коалесценции, заключающейся в утонении волокон малого диаметра и утолщении волокон большого диаметра. Скорость огрубления волокон растет с понижением их среднего диаметра и при увеличении объемной доли армирующей фазы, т. е. при уменьшении расстояния между волокнами, приводящем к сокращению путей диффузии. Увеличение диаметра волокон ведет к возрастанию их критической длины, а рассасывание волокон малого диаметра повышает межволоконное расстояние. Поэтому размерная нестабильность микроструктуры приводит к ухудшению механических характеристик ЭКМ.

Нестабильность формы упрочняющей фазы в ЭКМ возникает вследствие дробления волокон на сферы (сфероидизация) и миграции структурных дефектов. Этот вид нестабильности более опасный, чем размерная нестабильность, поскольку приводит к полной деградации армирующей фазы и аннулирует эффект армирования. Основной причиной нестабильности формы в волокнистых эвтектиках считается отклонение формы волокон от цилиндрической. При этом локальная кривизна поверхности волокна становится переменной, а равновесная концентрация матричного вещества на границе раздела фаз нарушается, вследствие чего образуются диффузионные потоки, которые приводят к утолщениям на волокнах. При значительной растворимости вещества волокна в матрице коэффициент диффузии, величины поверхностной энергии и интенсивности сфероидизации со временем растут экспоненциально до дробления цилиндра на ряд сфер с радиусом, близким к радиусу исходного волокна.

Сфероидизация в большей степени подвержены ЭКМ с объемной долей волокон менее 20%. В пластинчатых ЭКМ процессы сфероидизации, как правило, не происходят, так как они более стабильны к термическим воздействиям, однако ряд пластинчатых эвтектик, например Al — CuAl₂ и Pb — Sn, также подвержены сфероидизации.

Склонность к нестабильности формы увеличивается в ЭКМ с ячеистой дендритной (колониальной) структурой, а также при нарушениях равновесного сопряжения фаз в результате деформации ЭКМ.

6.3. МЕТОДЫ И УСЛОВИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

6.3.1. Методы направленной кристаллизации

Из методов направленной кристаллизации для получения ЭКМ применимы лишь те, которые создают плоскую поверхность между жидкостью и кристаллизующимся телом, т. е. плоский фронт кристаллизации. Наиболее часто используются метод перемещения расплава в зоне с постоянным температурным градиентом (метод Бриджмена) и метод зонной плавки.

Методом Бриджмена (рис. 6.1) эвтектический сплав 7, помещенный в тигель 3, сначала нагревают до температуры плавления с помощью непод-

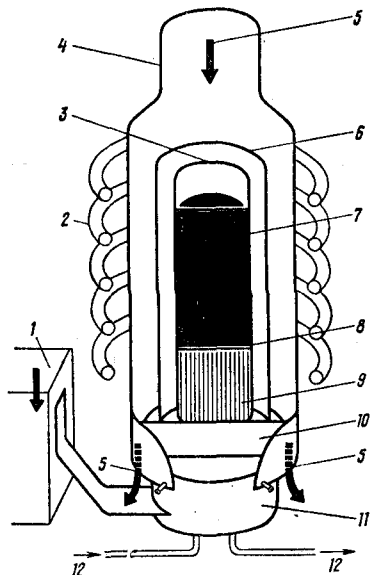


Рис. 6.1. Схема получения ЭКМ методом Бриджмена:

1 — подвижная опора; 2 — неподвижный индуктор; 3 — тигель; 4 — кварцевый корпус; 5 — инертный газ; 6 — керамический кожух; 7 — сплав; 8 — фронт кристаллизации; 9 — слиток; 10 — основание; 11 — охлаждаемый блок; 12 — вода.

вижного индуктора 2, а затем вытягивают с постоянной скоростью из зоны нагрева. Расплавы последовательно затвердевают. При этом форма фронта кристаллизации 8 зависит от скорости вытягивания и условий теплообмена, регулируемых подбором материала кристаллизатора, системой экранов, а также с помощью охлаждения водой 12 нижней части тигля через охлаждаемый блок 11 и основание 10. Скорость перемещения тигля с расплавом изменяется от 5 до 1000 мм/ч, температурный градиент в таких установках обычно невелик и составляет 50—70 К/см, однако путем усовершенствования конструкции установки, в частности системы теплоотвода за счет применения водяного охлаждения с разбрызгиванием, его удается повысить до 350 К/см [315].

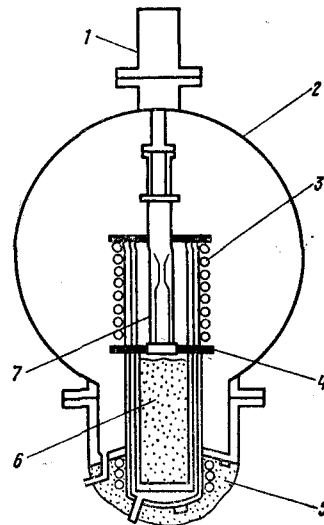


Рис. 6.2. Схема получения ЭКМ методом охлаждения в расплавленном металле:

1 — шток; 2 — камера; 3 — нагреватель; 4 — экран; 5 — резервуар; 6 — расплавленное олово; 7 — эвтектический сплав

Существенным недостатком этой схемы является трудность поддержания постоянного температурного градиента в процессе всего цикла кристаллизации, что связано с повышением теплового сопротивления по вертикали вследствие роста закристаллизованной части слитка и увеличением влияния охлаждения излучением с боковых стенок тигля.

Более совершенная схема направленной кристаллизации ЭКМ основана на операции погружения формы в расплав легкоплавкого металла (рис. 6.2) [410]. В отличие от первой схемы, здесь можно создать стационарные условия направленной кристаллизации с плоским фронтом. Форма с эвтектическим сплавом 7 нагревается излучением со стенок нагревателя 3, который отделен от расплавленного металла-охлаждителя, например олова 6, экраном 4. Охлаждение происходит за счет отвода тепла от донной и боковых стенок формы. Вытесняемое формой олово переливается в подогреваемый резервуар, а его уровень в процессе кристаллизации остается постоянным. Преимущества этой схемы состоят в более эффективном способе охлаждения за счет теплопроводности и в постоянстве температурного градиента, поскольку расстояние между расплавом-охладителем и фронтом кристаллизации не изменяется.

Метод зонной плавки при получении ЭКМ заключается в локальном расплавлении и перемещении узкой зоны из сплава эвтектического состава по длине прутка-заготовки. Размеры прутков, которые удается направленно закристаллизовать, небольшие: диаметр 3—6 мм, длина 10—15 см. При зонной плавке применяют электронно-лучевой и локальный индукционный нагрев. Равномерность прогрева расплавленной области и ее перемешивание для выравнивания состава по объему достигается путем вращения одной части образца, отделенной зоной расплавленного металла от другой.

При зонной плавке можно создать высокие термические градиенты на фронте кристаллизации: 150 К/см (локальный индукционный нагрев) и до 500 К/см (электронно-лучевой нагрев) [315].

6.3.2. Условия образования направленной эвтектической структуры

Режим кристаллизации ЭКМ должен быть таким, чтобы направленная эвтектическая структура не содержала первичных фаз в форме дендритов или ячеек. Как правило, образованию таких дефектов способствует наличие в исходных шихтовых материалах примесей, которые, переходя в эвтектику, искажают плоский фронт кристаллизации и нарушают стационарный рост фазы — упрочнителя.

Критерием устойчивости плоского фронта является соотношение [312, 315]

$$G_T/v \geq mC_{II} (1 - C_{II}/C_{CP}) / (D_{II}C_{II}/C_{CP}),$$

где G_T — температурный градиент в жидкой фазе; v — скорость кристаллизации; m — наклон линии ликвидус; C_{II} — концентрация примесей на фронте кристаллизации; C_{CP} — средняя концентрация примесей в твердой фазе; D_{II} — коэффициент диффузии примеси в расплаве. Если это соотношение выполняется, то при кристаллизации эвтектического сплава с примесями образуется направленная структура ЭКМ. Для каждой системы компонентов существует критическое отношение $(G_T/v)_{кр}$, которое необходимо превысить для получения направленной структуры ЭКМ, иначе, т. е. при $G_T/v < (G_T/v)_{кр}$, образующаяся микроструктура будет ячеистой. Величина G_T/v определяется эмпирически.

Для получения ЭКМ с ориентированной структурой требуются высокие температурные градиенты и низкие скорости кристаллизации. Допол-

нительное условие для подавления дендритного роста первичной фазы — отсутствие конвекции в кристаллизующейся жидкости, поэтому сечение отливки ЭКМ должно быть небольшим (часто не превышает нескольких миллиметров).

Условно эвтектические сплавы делятся на нормальные и аномальные [478]. Нормальными, или регулярными, называются такие эвтектики, которые формируются путем одновременного роста в жидкость обеих эвтектических фаз с общим фронтом кристаллизации. Аномальными, или нерегулярными, являются эвтектики, которые формируются путем роста фаз с разными скоростями. При этом образование волокнистых или пластинчатых микроструктур исключено, так как быстро растущая фаза (составляющая обычно меньшую объемную долю) кристаллизуется подобно дендриту, а другая фаза заполняет междуветвия. Общий фронт кристаллизации в таких системах отсутствует, обнаружить границу эвтектических зерен на микрошлифах невозможно. Большинство ЭКМ с волокнистой или пластинчатой структурой относится к нормальным эвтектикам. Существуют также эвтектики со структурой, промежуточной между нормальной и аномальной. Такая структура называется сложнорегулярной и возникает тогда, когда одна из фаз растет с образованием граней, а другая — без образования таковых.

Регулируемыми параметрами структуры ЭКМ являются морфология фаз, их взаимная ориентация и дисперсность.

6.3.3. Условия образования волокнистой и пластинчатой структур

При направленной кристаллизации эвтектик реализуется структура с наименьшей площадью поверхности раздела фаз или наименьшим значением удельной энергии данной поверхности. Поэтому форма выделяющейся фазы — волокнистая или пластинчатая — зависит от ее объемной доли в ЭКМ. Как правило, при объемной доле армирующей фазы меньше 32 % образуется ЭКМ волокнистой структуры, а при большей ее концентрации — пластинчатой [286]. Поскольку прочность волокон выше, чем пластин, то волокнистое строение армирующей фазы (упрочнителя) предпочтительней пластинчатого. Однако объемная доля упрочнителя в пластинчатых ЭКМ может превышать 32 %, и тогда их прочность будет выше прочности волокнистых ЭКМ.

Скорость направленной кристаллизации v существенно влияет на дисперсность образующихся фаз, в частности на межволоконное или межпластинчатое расстояние λ_z . Экспериментально установлена следующая зависимость [312]: $\lambda_z^2 v = \text{const}$. Для большинства ЭКМ с пластинчатым или волокнистым строением $\lambda_z \approx v^{1/2}$. Для пластинчатых композиций межпластинчатое расстояние измеряется непосредственно на шлифах, перпендикулярных направлению роста, а в ЭКМ с волокнистым (стержневым) строением значение межпластинчатого расстояния получают расчетным путем исходя из плотности волокон на единице поверхности (1 см²) шлифа, условно принимаемая, что волокна имеют гексагональное расположение. Величина $\lambda_z^2 v$ для металлических ЭКМ находится в пределах от $6,8 \cdot 10^{-12}$ до $4,9 \cdot 10^{-9}$ см²/с [286].

В зависимости от скорости кристаллизации некоторые ЭКМ имеют либо стержневую, либо пластинчатую структуру. Так, в системах Al — Al₃Ni, Sn — Zn, Pb — Ag с уменьшением скорости направленной кристаллизации структура из волокнистой переходит в пластинчатую. В эвтектиках Ni — W, Au — Co, Al — Al₄Ca уменьшение скорости направленной кристаллизации приводит к появлению волокнистой структуры вместо пластинчатой.

6.4. ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Технология получения. ЭКМ на основе алюминия, как правило, получают методом направленной кристаллизации с использованием перемещений расплава в зоне с постоянным температурным градиентом (методом Бриджмена).

Свойства. Прочность ЭКМ существенно зависит от скорости кристаллизации эвтектических сплавов (табл. 6.2) и ориентации волокон по отношению к направлению приложения нагрузки (табл. 6.3, 6.4). Максимальная

Таблица 6.2. Механические свойства ЭКМ на основе алюминия

ЭКМ	σ , см/ч	σ_B , МПа	δ , %	Литературный источник
Al — Al ₃ Ni	3,3	335	2,3	[102]
	10,8	420	...	[447]
	30	340	...	[447]
Al — CuAl ₂	...	270	0,7	[102]
	150	350—450	...	[445]
	630	500—650	...	[445]
Al — Be	0,1	70	...	[457]
Al — Si	0,27	120	...	[102]
	48	157	...	[102]
	...	220	4—20	[102, 474]

Примечание. ЭКМ Al — Si с $\sigma_B = 220$ МПа после кристаллизации подвергался закалке.

Таблица 6.3. Влияние угла ориентации волокнистой фазы на механические свойства ЭКМ Al — Al₃Ni [102]

θ , град	σ_B , МПа	δ , %	θ , град	σ_B , МПа	δ , %
0	335	2,3	45	75	48
25	100	16,5	90	40	14

Примечание $v = 3,3$ см/ч.

Таблица 6.4. Влияние угла ориентации пластинчатой фазы на прочность при изгибе ЭКМ Al — CuAl₂ [102]

θ , град	$\sigma_{пр}$, МПа	$a_{пр}$, мм	θ , град	$\sigma_{пр}$, МПа	$a_{пр}$, мм
0	330	0,4	75	145	0,2
30	230	1,5	90	140	0,15
45	195	1,5			

Примечания: 1. $a_{пр}$ — максимальный прогиб. 2. При углах ориентации 30 и 45° образец не разрушился.

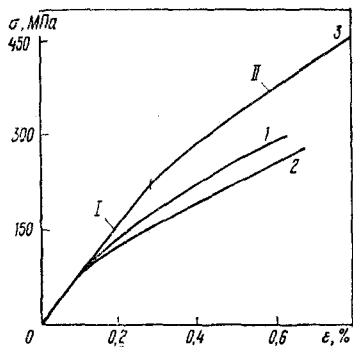


Рис. 6.3. Диаграммы растяжения образцов ЭКМ Al—CuAl₂:

I — упругий участок; II — псевдоупругий участок; 3 — бесколониальная структура; 2 — колониальная структура; 1 — бесколониальная структура ЭКМ, прошедшего термообработку по режиму: отжиг при 787 К 2 ч, старение при 438 К 9 ч [286].

прочность и минимальное удлинение соответствуют растяжению образца ЭКМ Al — Al₃Ni вдоль волокон ($\theta = 0^\circ$), а минимальная прочность и максимальное удлинение — растяжению под углом 45°.

В ЭКМ Al — CuAl₂ прогиб максимален при ориентации пластинок

CuAl₂ под углом 30—45°. Одинаковое влияние угла ориентации волокон на механические свойства ЭКМ Al — Al₃Ni и Al — CuAl₂ связано с тем, что активные плоскости скольжения в алюминиевой матрице ориентированы приблизительно так же, как и армирующие элементы, и допускают деформацию сдвига без заметного нагружения упрочняющей фазы [102].

На характер деформации при растяжении влияет структура ЭКМ. Вид диаграммы растяжения ЭКМ Al — CuAl₂ (рис. 6.3) типичен для других ЭКМ, в которых матрица армирована хрупкой упрочняющей фазой. Модуль упругости на упругом участке кривой напряжения — деформация (E^I)

Таблица 6.5. Зависимость псевдоупругого модуля ЭКМ Al — Al₃Ni и Al — CuAl₂ от скорости роста упрочняющей фазы [286]

v , см/ч	E^{II} , 10 ⁴ МПа	v , см/ч	E^{II} , 10 ⁴ МПа
Al — Al ₃ Ni		Al — CuAl ₂	
1,5	1,5±0,1	1,5	6,5±0,7
3,3	2,1±0,3	3,3	6,4±0,15
6,27	2,1±0,1	4,0	6,5±0,05
10,2	2,8±0,2	6,27	8,0±0,3
		10,2	7,7±0,25

Таблица 6.6. Механические свойства ЭКМ Al — Al₃Ni и Al — CuAl₂ при повышенных температурах [102]

T , К	σ_B , МПа	δ , %	T , К	σ_B , МПа	δ , %
Al — Al ₃ Ni			Al — CuAl ₂		
293	335	2,3	293	270	0,7
373	295	...	373	270	3—6
473	240	...	473	220	6—8
573	180	...	573	120	50
673	120	...	673	70	110
773	75	...	773	30	185

можно рассчитать по уравнению аддитивности (см. с. 47). Псевдоупругий модуль этих материалов (E^{II}) зависит от формы и количества упрочняющей фазы, которые определяются скоростью ее кристаллизации (табл. 6.5). При высоких скоростях роста ЭКМ Al — CuAl₂ значение E^{II} несколько снижается, что обусловлено возрастанием влияния колониальности структуры и усилением разориентированности пластин внутри колоний. Термическая обработка, увеличивая напряжение течения матрицы, уменьшает отрицательное влияние колоний и способствует увеличению предела прочности ЭКМ.

При повышенных температурах ЭКМ достаточно хорошо сохраняют прочность на разрыв (табл. 6.6). Начиная с температуры примерно 500 К в ЭКМ Al — CuAl₂ значительно возрастает относительное удлинение. При этом шейкообразования не происходит, так как матрица течет параллельно пластинам упрочнителя, которые являются препятствием поперечному течению. При повышенных температурах стабильность структуры систем Al — Al₃Ni и Al — CuAl₂ высокая: волокна Al₃Ni даже при температуре 884 К не подвергаются сфероидизации и укорочению и лишь увеличиваются в диаметре. Прочность при комнатной температуре ЭКМ Al — Al₃Ni, отожженного в течение 100 ч при температуре, составляющей 96 % температуры плавления, не отличается от прочности исходного материала.

Ползучесть ЭКМ Al — Al₃Ni в значительной степени зависит от скорости кристаллизации эвтектики. При температуре 523 К и напряжении 105 МПа долговечность ЭКМ, кристаллизовавшейся со скоростью 11 см/ч, составляет примерно 105 ч, тогда как долговечность этого же материала, полученного при скорости кристаллизации 2 см/ч (с более грубыми и более удаленными друг от друга волокнами), — всего 3 ч [102].

При циклическом растяжении образцов с надрезом ЭКМ Al — Al₃Ni на базе 10, 10², 10³, 10⁴ и 10⁵ циклов условные пределы усталости следующие: 228, 174, 122, 105 и 87,5 МПа [102]. При высоких напряжениях циклическая прочность контролируется упрочняющей фазой Al₃Ni, при низких — трещина распространяется главным образом через матрицу. При многоцикловых испытаниях на изгиб ненадрезанных образцов ЭКМ условные пределы усталости на базе 10⁶, 10⁷ и 10⁸ циклов равны соответственно 110 МПа, 72 МПа и 60 МПа. По пределу усталости на базе 10⁸ циклов ЭКМ превосходит матричный сплав Al — Ni, содержащий 0,005 % Ni, в четыре-пять раз [102].

Ударная вязкость ЭКМ Al — Al₃Ni при малых скоростях кристаллизации ($v < 0,6$ см/ч), обуславливающих образование пластинчатой микроstructures, принимает значения более низкие, чем у волокнистого материала. Но и в этом случае в зависимости от ориентации упрочнителя она составляет (1,1—3,7) 10⁶ Дж/м², что значительно выше ударной вязкости литейных алюминиевых сплавов [102]. В интервале температур 77—673 К ударная вязкость ЭКМ Al — Al₃Ni практически не зависит от температуры [59].

Пластинчатая эвтектика Al — CuAl₂ при испытаниях на ударную вязкость методом Шарпи обнаруживает большую хрупкость, что является существенным недостатком этого материала.

ЭКМ Al — Al₃Ni обрабатываются с помощью холодной прокатки с суммарной степенью обжатия вплоть до 99 % без растрескивания. Однако повреждение волокон не происходит лишь до степени обжатия 70 %, выше 85 % волокна начинают разрушаться и разориентироваться, а прочность материала вдоль волокон снижается до уровня ниже исходной. При степенях обжатия 95 % армирующие волокна полностью разориентированы. ЭКМ на основе алюминия хорошо свариваются методом диффузионной сварки, причем благодаря хорошей высокотемпературной стабильности структуры сварку ЭКМ можно проводить до температуры 798 К. При сварке нельзя сопрягать ЭКМ в плоскостях, перпендикулярных волокнам, поскольку

напряжения от волокна к волокну в этих ЭКМ передаются путем сдвига в матрице. Наиболее технологичными являются сварные швы, скошенные под углом 5—10° к направлению арматуры [102, 234].

Применение. Поскольку ЭКМ Al—Al₃Ni обладает низким электрическим сопротивлением (близким к электрическому сопротивлению алюминия), его используют для изготовления высокопрочных электрических проводов и электроконтактов выключателей, т. е. в тех случаях, если требуется оптимальное сочетание прочности и электропроводности.

6.5. ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И КОБАЛЬТА

Технология получения. ЭКМ на основе никеля и кобальта обычно получают с использованием метода Бриджмена или методом зонной плавки. Для некоторых ЭКМ экспериментально установлены критические отношения

Таблица 6.7. Свойства никеле-

Матрица	Упрочнитель	Объемная доля упрочнителя, %	T _{пл.} К		
Ni	NiBe	38—40	1430		
	Ni ₃ Nb	26	1543		
	Cr	23	1618		
	NiMo	50	1588		
	Ni ₃ Ti	29	1573		
	W	6	1773		
	TiC	5,5	1580		
	HfC	15—28	1533		
	NbC	11	1601		
	TaC	~10	...		
	NbC	11	1593		
	Ni — Cr	TaC	~9	...	
Ni — Co — Cr — Al	TaC	~9	...		
Ni ₃ Al	Ni ₃ Nb	44	~1553		
	Ni ₃ Nb	32	1553		
Ni ₃ Al	Ni ₃ Nb	~32	1543—1558		
	Ni ₃ Nb	...	1543		
Ni — Ni ₃ Al	Ni ₃ Ta	~65	~1633		
Ni ₃ Al	Ni ₃ Ta	...	~1633		
Ni — Ni ₃ Al	Ni ₃ Ta	42	1465		
	Mo	26	1579		
Ni — Cr	Cr	34	1723—1728		
	(Cr, Ni) ₇ C ₃	30	1578		
	Co	CoAl	35	1673	
		CoBe	23	1393	
		Co ₃ Nb	~50	1508	
		Co ₂ Ta	35	1549	
		Co ₇ W ₆	23	1753	
		TiC	16	1633	
		HfC	15	...	
		VC	20	...	
		Co	NbC	12	1638
			TaC	16	1675
Co — Cr		NbC	12	1613	
		TaC	~9	1633	
Co — Cr — Al	(Cr, Co) ₇ C ₃	30	1577		
	(Cr, Co) ₂₃ C ₈	~40	1613		
	(Cr, Co) ₇ C ₃	28	1568		

термического градиента к скорости кристаллизации (G_T/v)_{кр}. Они составляют для системы Ni — Ni₃Al — Ni₃Nb 5 (К · ч)/см², для системы Ni₃Al — Ni₃Nb 23 (К · ч)/см², для системы Ni (Cr) — Ni₃Al — Ni₃Nb 120—150 (К · ч)/см² [234].

Свойства. Некоторые физико-механические свойства никелевых и кобальтовых ЭКМ представлены в табл. 6.7. По характеру поведения при растяжении жаропрочные ЭКМ делятся на две группы: хрупкие и пластичные. Хрупкими, например, являются никелевые пластинчатые ЭКМ с объемной долей упрочнителя более 33—35 %. Свойства хрупких ЭКМ, рассчитанные по уравнению аддитивности (см. с. 47, 64), удовлетворительно совпадают с результатами испытаний. К пластичным ЭКМ относятся волокнистые ЭКМ с невысокой объемной долей упрочнителя (от 3 до 15 %), например сплавы никеля и кобальта, упрочненные монокарбидами тантала, ниобия, гафния. Механические свойства пластичных ЭКМ не подчиняются законам аддитивности.

ных и кобальтовых ЭКМ [315]

у · 10 ³ кг/м ²	E, ГПа	σ _B , МПа	δ, %
...	215	918	9,0
8,8	...	745	12,4
8,0	...	718	29,8
9,5	...	1250	<1
8,2	<1
...	...	830	45
...
8,8	...	890	9,5
...
8,8	...	1650	~5
8,44	242	1240	0,8
...	...	1230	2,0
8,5	...	1130	29
...	...	1140	2,3
10,8	...	930	<1
...	...	1060	5
...
8,18	138	1120	21
6,4	182	1240	<1
...	200—290	685—960	2—11
...	172	500—685	~6
...
...
...
...	...	750	<1
...
...
8,8	...	1030	2
9,1	222	1035	11,8
...	...	1280	<2
9,0	210	1035—1160	16—20
8,0	296	1280—1380	1,5
7,91	~276	1200	0,96
7,8	283	1730—2011	2,5—1,0

Таблица 6.8. Температурная зависимость прочности волокнистых ЭКМ [315]

T, K	σ_B , МПа	T, K	σ_B , МПа	T, K	σ_B , МПа	T, K	σ_B , МПа
Ni — NbC		(Ni—Co—Cr—Al) — TaC		(Co—Cr) — TaC		(Co—Cr) — (Cr, Co) ₇ C ₃	
293	890	293	1650	293	1160	293	1380
473	780	473	1545	473	1070	473	1370
673	680	673	1400	673	940	673	1350
873	590	873	1205	873	830	873	1240
1073	490	1073	910	1073	680	1073	920
1173	420	1173	690	1173	560	1173	690
1273	320	1273	500	1273	410	1273	410
1373	200	1373	330				
1473	120	1473	200	(Co—Cr—Ni) — TaC		(Co—Cr—Al) — (Cr, Co) ₇ C ₃	
NiAl — Cr		Ni ₃ Al — Ni ₃ Ta		293	1060	293	1730
293	1240	293	930	473	1020	473	1615
473	1180	473	895	673	920	673	1500
673	980	673	820	873	850	873	1310
873	650	873	780	1073	690	1073	940
1073	400	1073	700	1173	580	1173	700
1173	330	1173	630	1273	440	1273	520
1273	280	1273	580			1373	350
1373	210	1373	390			1473	240
1473	70	1473	260				

Таблица 6.9. Температурная зависимость прочности пластинчатых ЭКМ [315]

T, K	σ_B , МПа
Ni — NiMo	
293	1250
473	1190
673	1140
873	1090
1073	1000
1173	800
1273	550
1373	320
1473	140
Ni — Ni ₃ Nb	
293	840
473	780
673	700
873	630

Таблица 6.10. Жаропрочность ЭКМ на основе никеля и кобальта [286, 315, 380, 489, 501]

T, K	σ_B , МПа	t, ч
Ni ₃ Al — Ni ₃ Nb		
1173	520	100
1273	300	100
1373	140—150	100
(Ni — Ni ₃ Al) — Ni ₃ Nb		
1073	670	100
1173	450	100
1273	200	100
1373	135	100
(Ni—Co—Cr—Al—W—Re—V) — TaC		
1144	520	156
1144	550	154

Продолжение табл. 6.9

T, K	σ_B , МПа
1073	470
1173	350
1273	250
Ni — Ni ₃ Ti	
873	940
1073	540
1173	320
1273	130
Ni ₃ Al — Ni ₃ Nb	
293	1130
473	1100
673	1030
873	1000
1073	950
1173	900
1273	810
1373	650
1473	300
(Ni ₃ Al — Ni ₃ Ti) — Ni ₂ TiAl ₂	
1373	270
Ni ₃ Al — Ni ₇ Zr ₂	
1373	430

Продолжение табл. 6.10

T, K	σ_B , МПа	t, ч
1255	310	125
1255	275	300
1366	140	171
1366	120	300
(Co — Cr) — TaC		
1073	300	710
1345	120	170
1373	105	618
(Co — Cr — Ni) — TaC		
1073	300	>4000
1343	120	>1300
1373	100	>1200
1423	100	>100
(Co — Cr) — (Cr, Co) ₇ C ₃		
1273	150—160	100
1373	70—80	100
(Co — Cr) — TaC		
922	375	1000
1033	350	1000
1144	300	1000
1255	225	1000
1323	160	403
1366	140	1000
1523	55	100

Примечание. t — время до разрушения.

Высокие механические характеристики волокнистых ЭКМ на основе никеля и кобальта, упрочненных карбидами, являются результатом создания композиционной структуры, при которой пластичная матрица армирована высокопрочными НК. Прочность ЭКМ дополнительно увеличивается путем легирования твердого раствора матрицы или дисперсным упрочнением матрицы. Так, при охлаждении ЭКМ (Ni — Cr) — TaC и (Ni — Co — Cr) — TaC, у которых матрица легирована алюминием и титаном, выделяется γ' -фаза, дополнительно упрочняющая ЭКМ.

Пластинчатые ЭКМ, например Ni — Ni₃Nb и Ni₃Al — Ni₃Nb, по сравнению с волокнистыми более чувствительны к скорости кристаллизации, влияющей на расстояния между пластинами. Быстрая кристаллизация, приводящая к уменьшению расстояния между пластинами, способствует значительному упрочнению ЭКМ.

По сравнению с жаропрочными сплавами с интерметаллидным упрочнением, в которых при температурах выше 1073 К γ' -фаза начинает коагулировать и растворяться, ЭКМ при высоких температурах разупрочняются менее интенсивно (табл. 6.8, 6.9). Пределы длительной прочности ряда ЭКМ на основе никеля и кобальта превышают показатели длительной прочности современных жаропрочных сплавов, особенно при температурах

выше 1173 К (табл. 6.10). Наиболее высокая жаропрочность при этих температурах у эвтектик с монокарбидным упрочнением типа MeC , а при более низких температурах — у эвтектик с интерметаллидным упрочнением.

Длительная прочность жаропрочных ЭКМ зависит от их структуры. При невысоких скоростях кристаллизации ЭКМ ($Ni - Ni_3Al$) — Ni_3Nb , когда доля ячеистой и ячеисто-дендритной структуры невелика, показатель длительной прочности мало изменяется (табл. 6.11). Однако с увеличением скорости кристаллизации до 0,5 м/ч структура этого материала стано-

Таблица 6.11. Зависимость длительной прочности трехфазной эвтектики ($Al - Ni_3Al$) — Ni_3Nb от структуры [487]

T, К	σ , МПа	t, ч	δ , %	Микроструктура
1033	770	755,7	...	Ячеисто-дендритная
	770	712,4	...	»
	770	794,0	1,1	Пластинчатая
	770	316,0	0,4	»
	770	631,0	1,0	»
1255	280	82,6	5,6	»
	280	102,7	...	Ячеистая
	280	89,2	7,6	»
	280	79,4	4,1	»
	280	100,0	4,5	»
	280	100,0	4,5	»
1366	140	41,67	...	»
	140	56,0	5,4	Ячеисто-дендритная
	140	49,0	7,8	Пластинчатая
	140	76,1	4,4	Ячеистая
	140	63,1	4,9	»

Примечания. 1. $v = 0,03$ м/ч. 2. t — время до разрушения.

вится преимущественно ячеистой и дендритной, а длительная прочность и пластичность ЭКМ снижаются, несмотря на уменьшение межпластинчатого расстояния [487].

Повышенное сопротивление усталости жаропрочных ЭКМ связано с их высоким пределом текучести, мало изменяющимся с температурой, и высоким сопротивлением распространению трещины (табл. 6.12). Отличительной особенностью ЭКМ являются высокие значения отношения σ_{-1}/σ_B , достигающие примерно 60—70 % (для жаропрочных сплавов — 30—50 %).

Ударная вязкость пластинчатой эвтектики $Ni_3Al - Ni_3Nb$ с высокой концентрацией хрупкой δ -фазы (44 %), несмотря на низкую пластичность при комнатной температуре, достаточно высока (табл. 6.13). При температурах до 1073 К эти ЭКМ чувствительны к надрезу [234]. Повышенное сопротивление распространению разрушающих трещин при ударе обусловлено микроструктурой пластинчатых ЭКМ, в которых пластины хрупкой армирующей фазы слабо связаны с чередующейся с ней более пластичной γ' -фазой, а диссипация энергии трещины происходит как в результате процесса расслоения фаз, так и при вязком торможении трещины в γ' -фазе [234].

Пластинчатые волокнистые ЭКМ с низкой объемной долей волокон монокарбидов имеют высокую ударную вязкость при комнатной температуре. Например, ударная вязкость системы $Ni(Cr) - TaC$ значительно

Таблица 6.12. Усталостная прочность некоторых ЭКМ на основе никеля и кобальта [315]

ЭКМ	T, К	σ_{-1} , МПа, при $N = 10^7$	σ_B , МПа	$\frac{\sigma_{-1}}{\sigma_B}$	Вид испытаний
Пластинчатые ЭКМ					
$Ni - Cr$	297	585	830	0,705	P.— p.
	1033	310	380	0,816	
$Ni - Ni_3Nb$	297	415	745	0,557	P.— p*
	$Ni_3Al - Ni_3Nb$	297	690	1170	0,590
	1144	430	860	0,500	P. и.
Волокнистые ЭКМ					
$(Ni - Co - Cr - Al) - TaC$	297	450	1480	0,304	P. и.
	1073	600	900	0,667	P.— p.
$(Co - Cr) - TaC$	297	600	1150	0,522	P.— p.
	1073	400	680	0,588	P.— p.
$(Co - Cr - Ni) - NbC$	297	650	1090	0,596	P. и.
	1073	500	700	0,745	P.— p.
$(Co - Cr - Al) - (Cr, Co)_7C_3$	297	620	1730	0,358	P.— p.

Примечание. P.— p.— растяжение — растяжение; P.— p.* — растяжение — растяжение образцов с надрезом; P. и.— реверсивный изгиб.

Таблица 6.13. Ударная вязкость пластинчатых и волокнистых ЭКМ [234, 315]

T, К	a , 10^6 Дж/м ²	T, К	a , 10^5 Дж/м ²	T, К	a , 10^5 Дж/м ²
$Ni_3Al - Ni_3Nb$			$Ni(Cr) - TaC$		
297	0,4	1189	3,0	297	4,7
422	0,7	1255	6,2	922	3,3
533	0,8—1,1	1311	3,0—5,5	1200	3,8
811	1,5	1366	2,3	1273	6,0
1089	2,2				

Примечание. Ударная вязкость ЭКМ $Ni_3Al - Ni_3Nb$ определялась на надрезанных образцах Изода, а $Ni(Cr) - TaC$ — на гладких образцах.

превосходит эту характеристику для литых жаропрочных сплавов на никелевой основе.

Жаропрочные волокнистые ЭКМ обладают ярко выраженной анизотропией свойств. Прочность системы $(Co - Cr) - (Cr, Co)_7C_3$ при растяжении в направлениях, не совпадающих с ориентацией армирующей фазы, значительно ниже, чем при растяжении, совпадающем с направлением волокон (табл. 6.14). На пластичность ЭКМ при усилиях, направление приложения которых не совпадает с ориентацией армирующей фазы, при температурах ниже 1273 К оказывают влияние трещины, зарождающиеся в карбидах и распространяющиеся вдоль карбидной фазы [315]. При комнат-

Таблица 6.14. Анизотропия прочности ЭКМ (Co — Cr) — (Cr, Co)₇C₃ [315]

T, K	θ, град	σ _в , МПа	T, K	θ, град	σ _в , МПа
293	0	1380	1073	0	920
	45	850		45	500
	90	760		90	400
873	0	1240	1366	0	310
	45	700		45	100
	90	620		90	100

Таблица 6.15. Анизотропия прочности и усталости ЭКМ (Co — Cr — Ni) — TaC [315]

θ, град	T, K	σ _в , МПа	δ, %	σ ₋₁ , МПа	θ, град	T, K	σ _в , МПа	δ, %	σ ₋₁ , МПа
0	293	1060	30	642	90	293	900	4,5	496
	1073	690	7	450		1073	345	7	248

Примечание. Содержание Cr и Ni в сплаве Co — Cr — Ni соответственно 20 и 10 %.

Таблица 6.16. К. т. р. компонентов жаропрочных ЭКМ [315]

Материал	T, K	α, 10 ⁻⁶ К ⁻¹	Материал	T, K	α, 10 ⁻⁶ К ⁻¹
Никелевые и кобальтовые сплавы	297—1373	16—19	TaC	297—1273	6,6
Ni ₃ Al	297—1273	11,3	NbC	297—1273	7,1
Ni ₃ Nb	297—1273	~9,7	TiC	297—1273	7,7
Ni ₃ Ta	297—1273	~11	Cr ₇ C ₃	297—1073	10,1

ной температуре предел прочности и относительное удлинение ЭКМ (Co — Cr — Ni) — TaC при растяжении перпендикулярно оси волокон составляет соответственно 85 и 15 % величин этих же характеристик, полученных при растяжении вдоль волокон (табл. 6.15). При температуре 1073 К прочность в поперечном направлении составляет 50 % прочности в продольном направлении. Анизотропия предела выносливости этого ЭКМ при повышенных температурах становится больше, чем при комнатной температуре.

Ударная вязкость ЭКМ (Co — Cr) — (Cr, Co)₇C₃, определенная по Шарпи, для трех главных направлений ориентации волокон по отношению к плоскости развития трещины (поперечной, продольной и совпадающей с направлением приложения нагрузки) составляет соответственно 1,47 × 10⁻⁴, 0,63 · 10⁻⁴ и 0,36 · 10⁻⁴ Дж/м² [315].

После термоциклирования в ЭКМ наблюдаются следующие дефекты: дробление волокон на фрагменты, пластическая деформация матрицы, нестабильность формы волокон и нестабильность формы образца.

Дробление волокон и пластическая деформация матрицы происходят под действием внутренних напряжений вследствие разницы к. т. р. матрицы и волокна (табл. 6.16). Внутренние напряжения в матрице и волокнах

имеют разные знаки и увеличиваются пропорционально произведению Δα · ΔT, где Δα — разность к. т. р., ΔT — интервал термоциклирования.

Дробление на фрагменты и накопление пластической деформации наблюдаются при термоциклировании большинства волокнистых ЭКМ с монокарбидным упрочнением. В пластинчатых ЭКМ, например в Ni₃Al — Ni₃Nb и Ni/Ni₃Al — Ni₃Nb, при термоциклировании микроструктурные изменения и снижение показателей механических свойств не обнаружены. Это объясняется меньшей по сравнению с волокнистыми ЭКМ величиной Δα.

Нестабильность формы волокон после термоциклирования связана в первую очередь с температурным изменением растворимости фаз в твердом состоянии. Это особенно опасно для ЭКМ, характеризующихся сильным изменением растворимости с температурой. Критерием устойчивости эв-

Таблица 6.17. Изменение растворимости карбидообразующего элемента в волокнистых жаропрочных ЭКМ при закалке до комнатной температуры [380]

ЭКМ	T _{зак} , K	ΔC
(Ni — Cr — W — Al) — VC	1573	-0,02
(Ni — Cr) — TaC	1573	-0,2
(Ni — Co — Cr — W — Al) — NbC	1573	0,26—0,27
(Ni — Co — Cr — Al) — TiC	1553	0,38
(Ni — Cr) — HfC	1523	2,0
(Co — Cr — Ni) — HfC	1603	0,27
(Co — HfC	1623	0,41
(Co — Cr) — TiC	1553	0,80
(Co — Cr — Ni) — TaC	1603	1,36
Co — TaC	1603	3,00
Co — NbC	1603	3,70

тектической структуры ЭКМ при термоциклировании считается изменение концентрации карбидообразующего элемента ΔC в матрице от температуры закалки до комнатной (табл. 6.17). Хорошую устойчивость структуры имеют ЭКМ на основе никеля, поскольку ΔC для этих систем меньше, чем для систем на основе кобальта. Устойчивость структуры ЭКМ на основе никеля при термоциклировании увеличивается слева направо в ряду карбидов: HfC, TiC, NbC, TaC, VC, а для ЭКМ на основе кобальта — в ряду: NbC, TaC, TiC, HfC.

На сопротивление ЭКМ термической усталости положительно влияет легирование матрицы: в сложнелегированных матрицах заторможены диффузионные процессы, а также повышается предел текучести. Так, при 500 циклах закалки от T = 1343 до T = 523 К наименьшее разупрочнение имеет ЭКМ состава 63,4 % Ni; 1,4 % Cr; 3,3 % Co; 3,1 % W; 5,4 % Al; 6,2 % Re; 5,6 % V; 8,6 % TaC (марка NiTaC-13), а разупрочнение ЭКМ составов 50,5 % Ni; 20 % Co; 10 % Cr; 10 % W; 4 % Al; 5,5 % NbC и 59,8 % Ni; 10 % Co; 10 % Cr; 10 % W; 5 % Al; 5,2 % NbC после термоциклирования по тому же режиму не превысило 15—18 % [380; 501].

Наибольшее сопротивление окислению оказывают ЭКМ с высоким содержанием хрома и алюминия (табл. 6.18). Термоциклирование ЭКМ приводит к отслоению окислы с их поверхности. Жаростойкость ЭКМ повышается путем нанесения защитных покрытий методами алитирования либо хромирования и алитирования.

Таблица 6.18. Окисление жаропрочных ЭКМ [315]

ЭКМ	T, К	$\Delta m, 10^2 \text{ кг/м}^2, \text{ за } t, \text{ ч}$						
		5	10	20	50	100	150	200
Ni—Ni ₃ Nb	1366	12	19	26	38	>50
Ni ₃ Al—Ni ₃ Nb	1366	4	6	7	9	14	17	20
Ni ₃ Al—Ni ₃ Ta	1366	2	2,5	6	7	7*
(Ni—Cr—Al) — NbC	1366				0,8	1	1,5	1,5**
(Ni—Co—Cr—Al) — TaC	1273	0,1	0,15	0,15
(Co—Cr)—TaC	1273	0,9	1,0	1,6
(Co—Cr—Ni) — NbC	1273	2,2	3,1	4,8
(Co—Cr—Ni) — TaC	1273	3,5	5,0	8,0
	1366	2,0	3,0	5,0	8,0	13,0	15,0***	...
(Co—Cr—Ni—Al) — TaC	1273	2,0	2,5	2,5
Co, Cr) — (Cr, Co) ₇ C ₃	1366	1,5	2,5	4	6	8	9	10****

Примечания. 1.* — $t = 140$ ч; ** — $t = 190$ ч; *** — $t = 120$ ч; **** — $t = 180$ ч. 2. Состав ЭКМ (Ni—Cr—Al) — NbC: 85 % Ni; 10 % Cr; 5 % Al; 8,9 % NbC; 1,1 % C. 3. Составы матриц в ЭКМ: (Ni—Co—Cr—Al) — TaC: 67 % Ni; 20 % Co; 10 % Cr; 3 % Al; (Co—Cr) — TaC: 85 % Co; 15 % Cr; (Co—Cr—Ni) — NbC: 70 % Co; 20 % Cr; 10 % Ni; (Co—Cr—Ni) — TaC: 70 % Co; 20 % Cr; 10 % Ni; (Co—Cr—Ni—Al) — TaC: 69 % Co; 20 % Cr; 10 % Ni; 1 % Al.

Применение. ЭКМ на основе никеля и кобальта используют для изготовления литых рабочих и сопловых лопаток газотурбинных двигателей. Применение деталей из ЭКМ позволяет повысить рабочую температуру на лопатках примерно на 85 К при сохранении существующих напряжений или на 50 % увеличить напряжение при сохранении существующих температур [234]. Жаропрочные ЭКМ можно также использовать для изготовления крепежных деталей (болтов, заклепок) камер сгорания газотурбинных двигателей.

6.6. ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ТАНТАЛА И НИОБИЯ [102]

Система Ta—C имеет эвтектическую точку при содержании углерода 8 %, а система Nb—C — при содержании углерода 1,45 %. Эвтектика Ta—C затвердевает в виде композиции, состоящей из танталовой матрицы, включающей карбид тантала в форме пластин или стержней, объемная доля которых равна 29 %. Эвтектика Nb—C затвердевает в виде композиции, состоящей из ниобиевой матрицы, в которой распределены прямоугольные стержни карбида ниобия; объемная доля его составляет 37 %.

Технология получения. ЭКМ на основе Ta и Nb получают методом направленной кристаллизации с использованием аппаратуры для зонной плавки.

Свойства. При кристаллизации армирующей фазы в форме пластинок предел прочности ЭКМ Ta—Ta₂C составляет 560 МПа, а относительное удлинение — 2 %. Образование этого ЭКМ с армирующей фазой в форме стержней приводит к резкому возрастанию предела прочности до 1050 МПа (табл. 6.19), однако пластичность остается невысокой ($\delta = 1,5$ %).

Таблица 6.19. Прочность и удельная прочность ЭКМ Ta—Ta₂C и Nb—Nb₂C [102]

T, К	$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{уд}}, 10^4 \text{ Дж/кг}$	T, К	$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{уд}}, 10^4 \text{ Дж/кг}$
Ta—Ta ₂ C					
293	1050	6,37	1673	270	1,74
1373	390	2,36	1773	230	1,40
1473	365	2,15	1873	180	1,10
1573	325	2,00	1913	165	1,00
Nb—Nb ₂ C					
293	1070	12,5	1473	565	6,6
473	1025	12,0	1573	470	5,5
673	955	11,2	1673	385	4,5
873	870	10,3	1773	290	3,4
1073	795	9,3	1873	170	2,0
1273	685	8,0	1922	128	1,5
1366	632	7,4			

Прочность ЭКМ Ta—Ta₂C превышает прочность одного из лучших технических сплавов на основе тантала, состоящего из 90 % Ta и 10 % W. Прочность ЭКМ Nb—Nb₂C при комнатной температуре в пять раз выше прочности чистого ниобия и сохраняет высокие значения при повышении температуры. ЭКМ Nb—Nb₂C обладают чрезвычайно высокой термической стабильностью: после выдержки в течение 250 ч при температуре 1643 К изменений в микроструктуре не обнаруживается, а механические свойства при растяжении не ухудшаются.

Применение. ЭКМ систем Ta—C и Nb—C применяются для изготовления деталей конструкций самолетов и ракет (лопаток двигателей, кромок крыльев и др.).

6.7. ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Наиболее изучены ЭКМ на основе полупроводниковой матрицы — антимонида индия InSb, армированной волокнами проводников (Sb, NiSb, FeSb, MnSb, CrSb).

Технология получения. ЭКМ на основе полупроводниковых матриц получают методом направленной кристаллизации с использованием печей с градиентом температур либо аппаратуры для зонной плавки.

Свойства. Электропроводность системы InSb—Sb в направлении, параллельном волокнам сурьмы, более чем в 10 раз превышает ее электропроводность в перпендикулярном направлении (табл. 6.20). Теплопроводность и термоЭДС этого ЭКМ также анизотропны, однако их анизотропия выражена слабее, чем у электропроводности.

Поскольку значения электропроводности матрицы (из InSb) и волокон существенно различаются, волокна в этих ЭКМ играют роль проводников, уменьшающих напряжение Холла. Помещенные в магнитное поле ЭКМ InSb—NiSb проявляют значительную анизотропию в зависимости от взаимной ориентации напряженности магнитного поля, направления электрического тока и оси волокон [499]. При взаимно перпендикулярном

Таблица 6.20. Электрические и термоэлектрические свойства ЭКМ InSb — Sb и Bi₂Te₃ — Te [405]

Материал	ρ , Ом · м	Q , мкВ/К	λ , Вт/(м · К)	Направление измерения свойства
Sb	$4,4 \cdot 10^{-7}$	35	18	—
InSb	$1 \cdot 10^{-4}$	—325	16	—
InSb — Sb*	$3,05 \cdot 10^{-6}$	—18	11	В.— В.
	$33,0 \cdot 10^{-6}$	—71	8	П.— В.
InSb — Sb**	$3,0 \cdot 10^{-6}$	—12	12	В.— В.
	$33,0 \cdot 10^{-6}$	—53	9	П.— В.
InSb — Sb***	$3,15 \cdot 10^{-6}$	—8,2	14	В.— В.
	$34,0 \cdot 10^{-6}$	—28	10	П.— В.
Bi ₂ Te ₃	$1 \cdot 10^{-5}$	214	2	—
Te	$4,0 \cdot 10^{-3}$	—
Bi ₂ Te ₃ — Te	$5,4 \cdot 10^{-5}$	18 (293 К) 22 (313 К) 25 (333 К)	...	В.— В.
Bi ₂ Te ₃ — Te	$2,2 \cdot 10^{-5}$	45 (293 К) 55 (313 К) 65 (333 К)	...	П.— В.

Примечания. 1. Объемная доля волокон в ЭКМ InSb — Sb — 35 %. Волокна Sb имеют треугольное сечение со следующими средними длинами (l) стороны треугольника; в ЭКМ InSb — Sb* $l = 4,3$ мкм; в ЭКМ InSb — Sb** $l = 8,5$ мкм; в ЭКМ InSb — Sb*** $l = 28$ мкм. 2. Объемная доля волокон в ЭКМ Bi₂Te₃ — Te — 27 %. 3. В.— В.— вдоль оси роста волокон; П.— В.— перпендикулярно оси роста волокон. 4. Q — термоэлектродвижущая сила.

расположении волокон электрического тока и магнитного поля электрическое сопротивление композиции на порядок больше, чем при расположении волокон параллельно либо току, либо магнитному полю, при котором сопротивление ЭКМ почти такое же, как и у матрицы InSb. Анизотропия электрического сопротивления достигает наибольшей величины (18,5 при магнитной индукции, равной 1 Тл) для случая, когда напряжение Холла минимально.

В ЭКМ Cd₃As₂ — NiAs на базе полупроводниковой матрицы Cd₃As₂ при объемной доле проводящих волокон NiAs 2,2 % наблюдается магниторезистивный эффект, аналогичный эффекту в ЭКМ InSb — NiSb, однако он выражен гораздо слабее: при взаимно перпендикулярном расположении волокон, электрического поля и магнитного поля анизотропия электрического сопротивления достигает 1,4 при комнатной температуре и 3,15 при температуре 77 К [286, 491]. Поэтому ЭКМ Cd₃As — NiAs в качестве магнитосопротивления менее эффективен, чем ЭКМ InSb — NiSb.

ЭКМ, в которых проводимость волокон значительно превышает проводимость матрицы, например ЭКМ InSb — MeSb, поляризуют световое излучение и могут быть использованы для изготовления инфракрасных поляризующих устройств [102, 286]. При ориентации волокон параллельно вектору электрической напряженности электромагнитного поля происходит поглощение энергии поля, при ориентации перпендикулярно — энергия не поглощается. Поляризационный эффект начинает проявляться на длине волны примерно 8 мкм и возрастает с ее увеличением. Так, для ЭКМ InSb — CrSb он увеличивается от 0,1 (для волны длиной 8 мкм) до 0,585

(для волны длиной 24 мкм), а для ЭКМ InSb — FeSb (NiSb) от 0,75 (для волны длиной 8 мкм) до 0,96 (для волны длиной 24 мкм). При толщине поляризатора из ЭКМ InSb — NiSb, равной 71 мкм, эффективность поляризации может превышать 0,99 (для волны длиной 12 мкм) [286].

Коэффициент поглощения излучения с длинами волн 9 — 15 мкм для ЭКМ InSb — NiSb в 30 раз выше, чем для матрицы при тех же длинах волн, а инфракрасное излучение поглощается в тонком приповерхностном слое (менее 50 мкм). При этом в ЭКМ возникает градиент температуры, приводящий к появлению поперечного термомагнитного напряжения. ЭКМ InSb — NiSb обнаруживает значительно более высокую спектральную чувствительность по сравнению с матрицей.

Под воздействием постоянного магнитного и импульсного электрического полей антимонид индия излучает СВЧ-колебания. В композиции InSb — NiSb мощность излучения (10^{-6} Вт) того же порядка, что и матрицы.

Применение. ЭКМ на основе полупроводниковых материалов используют в электронике, например в качестве бесконтактных переменных сопротивлений, в бесконтактных переключателях электрических цепей, в устройствах для измерения и регулировки постоянных токов, в детекторах инфракрасного излучения [102, 286].

6.8. ЭВТЕКТИЧЕСКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Технология получения. ЭКМ на основе магнитных материалов получают методом направленной кристаллизации с использованием печей с градиентом температуры либо аппаратуры для зонной плавки.

Свойства. ЭКМ, в которых одна или обе фазы ферромагнитны, обладают высокими показателями магнитных свойств.

Таблица 6.21. Максимальная коэрцитивная сила (H_c) некоторых магнитных ЭКМ

ЭКМ	Магнитный тип фаз	H_c , А/м	Литературный источник
V ₂ Co ₁₇	ФМ — ФМ	1520	[406]
Sm ₂ Co ₁₇	ФМ — ФМ	3920	[473]
Fe ₃ Sb — Fe	ФМ — ФМ	41432	[405]
CoSb — Sb	ФМ — ФМ	1496	[406]
AuCo — Co	ПМ — ФМ	3200—3600	[444]
Bi — MnBi	ДМ — ФМ	320 000	[430]
Sb — MnSb	ДМ — ФМ	800	[426]
Bi — Co	ДМ — ФМ	3200	[473]
FeS — Fe	АФМ — ФМ	824	[367]

Примечание. ФМ — ферромагнетик; ПМ — парамагнетик; ДМ — диамагнетик; АФМ — антиферромагнетик.

Магнитно-твердыми материалами являются ЭКМ, у которых коэрцитивная сила существенно увеличивается за счет создания ориентированной структуры из ферромагнитными волокнами, имеющими диаметр сечения, близкий к размеру доменов (примерно 1 мкм). ЭКМ с обеими ферромагнитными фазами (табл. 6.21) характеризуются большой остаточной индук-

ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПСЕВДОСПЛАВЫ

цией, зависящей от содержания ферромагнитной фазы, и высокой коэрцитивной силой.

ЭКМ, состоящие из магнитно-мягкой матрицы и неферромагнитного упрочнителя, являются магнитно-мягкими (табл. 6.22). Вследствие высокой термической стабильности и жаропрочности эти ЭКМ могут работать в ус-

Таблица 6.22. Свойства магнитно-мягких ЭКМ и матричных материалов при комнатной температуре [378]

ЭКМ	B_s , Тл		H_c , А/м	
	ЭКМ	Матрица	ЭКМ	Матрица
Fe — NbC	1,98	2,15	120	80
(Fe — Co) — NbC *	2,22	2,45	656	160
(Fe — Co) — NbC **	1,63	1,89	176	...
Co — NbC	1,58	1,79	3200 4000 ⊥	800
(Fe — Ni) — NbC	1,50	1,6	112 560 ⊥	4
(Fe — Ni — Co) — NbC	1,44	1,55	192	96

Примечания. 1. B_s — индукция насыщения. 2. H_c — коэрцитивная сила. 3. ||, ⊥ поле прикладывается соответственно параллельно и перпендикулярно направлению армирующей фазы. 4. Составы: ЭКМ Fe — NbC: 90 % Fe; 10 % NbC; ЭКМ (Fe — Co) — NbC*: 41,2 % Fe, 50 % Co, 8,8 % NbC; ЭКМ (Fe — Co) — NbC**: 81,2 % Fe, 9,0 % Co, 9,8 % NbC; ЭКМ Co — NbC: 92 % Co, 8 % NbC; ЭКМ (Fe — Ni) — NbC: 41,2 % Fe, 50 % Ni, 8,8 % NbC; ЭКМ (Fe — Ni — Co) — NbC: 21,5 % Fe, 45 % Ni, 25 % Co, 8,5 % NbC.

ловиях высоких температур и напряжений. Наличие волокнистой фазы в магнитно-мягких ЭКМ способствует уменьшению магнитной проницаемости и остаточной индукции и обуславливает анизотропию магнитных свойств.

Применение. ЭКМ, обладающие свойствами магнитно-твердых материалов, применяют в приборостроении в качестве постоянных магнитов. Магнитно-мягкие ЭКМ используются в качестве материалов для роторов энергетических установок космических летательных аппаратов, работающих в условиях высоких температур и механических напряжений.

7.1. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА

ДКМ и псевдосплавы относятся к классу порошковых КМ. Структура ДКМ представляет собой матрицу из чистого металла или сплава, в которой равномерно распределены на заданном расстоянии одна от другой тонкодисперсные частицы упрочняющей фазы размером менее 0,1 мкм, искусственно введенные в материал на одной из технологических стадий [1, 3]. Объемная доля этих частиц (включений) составляет 0,1—15 %. В качестве упрочняющей фазы используют дисперсные частицы оксидов, карбидов, нитридов, боридов и других тугоплавких соединений, а также интерметаллических соединений.

Псевдосплавы представляют собой КМ, состоящие из двух или более металлических либо металлоподобных фаз, не взаимодействующих или слабо взаимодействующих. В отличие от армированных КМ все структурные составляющие псевдосплавов в недеформированном состоянии имеют форму, близкую к равноосной. Псевдосплавы могут иметь матричную или каркасную структуру. Псевдосплавы с матричной структурой обычно отличаются от ДКМ большим размером упрочняющих включений (более 1,0 мкм) и большей концентрацией этих включений (табл. 7.1). Псевдосплавы с каркасной структурой имеют специфическое строение, характерное для пористых тел, пропитанных жидким металлом. Структуру таких материалов можно рассматривать как два взаимопроникающих непрерывных каркаса. Их получают методом пропитки.

7.2. МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ [234, 428]

7.2.1. Механическое смешивание

Сущность метода заключается в механическом смешивании порошков матричного металла (сплава) с порошком упрочняющей фазы. Продолжительность процесса определяется природой смешиваемых порошков, их гранулометрическим составом и применяемым оборудованием и длится от нескольких минут до десятков часов. Смешивание может совмещаться с измельчением порошков. С увеличением длительности измельчения на воздухе повышается степень окисления металлической фазы. Поэтому смешивание с измельчением металлов, имеющих большое сродство к кислороду (ниобий, тантал, титан, хром, цирконий и др.), необходимо проводить в защитной атмосфере или с применением активных добавок, образующих с оксидами легковосстанавливающиеся соединения. Оксидные пленки на металлах с низким сродством к кислороду (вольфрам, железо, кобальт, медь, молибден, никель) удаляются при последующей термической обработке в

Таблица 7.1. Сравнительная характеристика ДКМ, псевдослабов с матричной структурой и армированных КМ [284]

Показатель сравнения	ДКМ	Псевдослабы с матричной структурой	КМ, армированные волокнами, ориентированными в одном направлении
Роль матрицы	Компонент, несущий основную нагрузку	Компонент, несущий часть нагрузки	Компонент, передающий нагрузку на волокна
Основной механизм упрочнения матрицы	Деформационное упрочнение, зависящее от размера включений, их распределения и расстояния между ними	Деформационное упрочнение, зависящее от концентрации второй фазы и напряженного состояния	Незначительное деформационное упрочнение
Роль упрочняющей фазы	Препятствует движению дислокаций	Изменяет напряженное состояние матрицы; деформируется в пластичном состоянии в хрупких КМ	Несет основную нагрузку
Параметры, от которых зависит повышение прочности КМ	$\sigma_b = f(d_p, D_p, V_p)$; $d_p = 0,1 \div 0,01$ мкм; $D_p = 0,3 \div 0,01$ мкм; $V_p = 0,01 \div 0,15$	$\sigma_b = f(d_p, D_p, V_p)$ для хрупких КМ; $(\sigma_b)_p \sim 1/\sqrt{D_p}$ или $\log(1/\sqrt{D_p})$ для пластичных КМ; $D_p = 1 \div 25$ мкм; $d_p = 1 \div 250$ мкм; $V_p = 0,25 \div 0,90$	$\sigma_b = f(V_p, l/d)$; $l = 2 \div \infty$ $V_l = 0,01 \div 0,91$
Прочность КМ	Изменяется пропорционально V_p при $0,0005 < V_p < 0,2$	Слабо зависит от V_p в пластичных КМ	Изменяется пропорционально V_l ($0,01 < V_l < 0,90$)
Коэффициент упрочнения при комнатной температуре предела прочности КМ к пределу прочности матрицы)	2—15	2—25	2—50
Максимальные рабочие температуры	(0,75—0,79) $T_{пл}$	(0,75—0,85) $T_{пл}$	(0,80—0,98) $T_{пл}$
Длительная прочность КМ	Зависит от термодинамической стабильности включений и способности дислокаций огрубеть эти включения	Зависит от напряженного состояния матрицы и меньше от высокотемпературных свойств частиц	Зависит от сохранения прочности волокна при высоких температурах и интенсивности межфазного взаимодействия матрицы и волокон
Свойства КМ	Изотропные	Изотропные	Анизотропные
Прочность межфазной границы	Имеет важное, но не определяющее для величины σ_b значение	Имеет определяющее значение	Имеет определяющее значение в КМ с дискретными волокнами. В КМ с непрерывными волокнами имеет определяющее значение для поперечной прочности и несколько менее важное — для продольной прочности
Области применения	Материалы повышенной жаропрочности и жаростойкости	Электрические контакты, эрозонно стойкие материалы, тяжелые сплавы, лопатки турбин, электроды для сварки и электронной обработки	Сверхпрочные конструкционные материалы для авиационной и космической техники, лопатки компрессоров, турбин, винтов вертолетов, усилительные элементы

Примечание. d_p — средний диаметр включений; D_p — расстояние между включениями; V_p — объемная доля включений; $(\sigma_b)_p$ — напряжение течения стесненных частиц в пластичных КМ.

восстановительной атмосфере. В качестве матричной фазы используются порошки чистых металлов, гомогенизированные порошки сплавов или смесь порошков, соответствующие составу матричного сплава. Рекомендуемый размер частиц порошка матрицы примерно 5—10 мкм, частиц порошка упрочняющей фазы 0,01—0,1 мкм. Основным оборудованием, применяемым при механическом смешивании, являются смесители типа «пьяная бочка» и конусные, а также шаровые, вибрационные, вихревые, планетарные и другие мельницы.

Метод универсален, он пригоден для получения ДКМ любого состава. Недостатки: сложно, а в некоторых случаях невозможно обеспечить оптимальные размеры включений упрочняющей фазы и матричного порошка; равномерность смешивания и свойства конечного продукта хуже, чем при использовании других методов. Рекомендуется применять в тех случаях, когда другие методы неприемлемы.

7.2.2. Механическое легирование

Будучи разновидностью механического смешивания, механическое легирование используется для получения ДКМ, матрица которых состоит из нескольких компонентов, первоначально находящихся в виде отдельных лигатур. Интенсивное достаточно длительное перемешивание с помощью металлических шаров, суммарная масса которых в 10—20 раз превышает массу порошка, вызывает разогрев порошка и способствует частичной гомогенизации матричного сплава.

7.2.3. Реакционное смешивание

Эта разновидность механического смешивания заключается в смешивании порошка матричного металла не с готовыми дисперсными частицами, а с веществами, которые после термической обработки механически легированного порошка образуют с матричным металлом дисперсные тугоплавкие соединения. Например, интенсивное смешивание алюминия с графитом в виде сажи позволяет получить дисперсные включения Al_4C_3 уже в процессе смешивания; концентрация карбидов увеличивается после термической обработки при 823 К. Метод дает возможность упрочнять легированные матрицы. Размер включений упрочняющей фазы составляет 0,03—0,05 мкм. Распределение дисперсных частиц равномерное. Основное оборудование: шаровые или стержневые мельницы, печи.

7.2.4. Химическое смешивание

Химическое смешивание заключается в смешивании порошка матрицы с раствором соли металла упрочняющей фазы. Эта соль переходит в твердое состояние непосредственно в процессе перемешивания, а растворитель удаляется при повышении температуры (за счет саморазогрева смеси или подогревания). Смесь металлического порошка матрицы и сухой соли подвергается термической обработке, вызывающей разложение соли до оксида. Метод применяется только для сплавов, упрочненных оксидами, обеспечивает равномерность смешивания и повышенные механические характеристики материала.

В качестве матрицы используется также соль или легковосстанавливающийся оксид матричного металла. Разложение солей может совмещаться с восстановлением до чистого матричного металла. Более высокая равномерность смешивания достигается за счет уменьшения разности плотностей смешиваемых материалов. Химическое смешивание осуществляют в смесителях с охлаждением, в печах с восстановительной атмосферой.

7.2.5. Разложение смеси солей

Сущность метода заключается в смешивании растворов солей с последующим удалением растворителя и термическим разложением солей. Растворитель удаляется сушкой, замораживанием с последующей возгонкой, впрыскиванием раствора через форсунку в нагретую камеру и др. Термическое разложение часто совмещается с восстановлением оксидов матричного металла. Конечный продукт имеет агрегатную структуру. Для осуществления этих процессов применяют различного типа смесители для жидкостей, холодильные установки, распыляющие форсунки, сушильные шкафы и печи.

Метод обеспечивает максимальную равномерность распределения компонентов в жидкой фазе. Недостатки: появление неравномерности в распределении компонентов при удалении растворителя и термическом разложении вследствие дробного характера кристаллизации и ликвации составляющих; неуниверсальность.

7.2.6. Поверхностное окисление

Сущность метода заключается в распылении жидкого металла в контролируемой окислительной атмосфере. Используется для упрочнения металла (например, алюминия, бериллия, магния, олова, свинца, урана) его оксидами, которые образуются на поверхности распыляемых порошков. Концентрация оксидной фазы после распыления в среднем 0,2—1 %. В некоторых случаях увеличение концентрации оксидов достигается дополнительным окислением при повышенных температурах или размолем в шаровых мельницах. Степень окисления регулируется изменением состава газовой среды и удельной поверхности порошков. Основное оборудование — плавильные печи, распыляющие форсунки, мельницы.

Недостатки: сравнительно узкий круг получаемых материалов; взрывоопасность; сложность, а в некоторых случаях невозможность получения ДКМ с объемной долей оксидов более 3 %.

7.2.7. Внутреннее окисление

Сущность метода заключается в контролируемом окислении порошка низколегированного твердого раствора, состоящего из растворителя, имеющего низкое сродство к кислороду, и растворенного металла, обладающего высоким сродством к кислороду. В окислительной атмосфере образуется зона внутреннего окисления, содержащая матричный металл и мелкодисперсные включения оксидов растворенного металла. Окисление проводится при температуре, обеспечивающей необходимую скорость диффузии кислорода и средний размер частиц упрочняющей фазы. Замедление диффузии кислорода приводит к увеличению среднего размера частиц упрочняющей фазы. Дисперсность оксидных частиц повышается за счет применения тонкодисперсных исходных порошков сплава и увеличения разности свободных энергий образования упрочняющего оксида и оксида матричного металла. Метод используется для упрочнения металлов дисперсными оксидными включениями. Возможно получение ДКМ на основе железа, меди, никеля, серебра с упрочняющими включениями оксидов алюминия, бериллия, кремния, титана, хрома размером 0,01—0,02 мкм. Основное оборудование: печи с окислительной атмосферой, мельницы.

Недостатки: ограниченный круг систем; сложность изготовления достаточно тонких порошков низколегированных твердых растворов, трудоемкость.

7.2.8. Водородное восстановление в растворах

В основе этого способа лежит гетерогенная реакция восстановления водородом жидкого (обычно аммиачного) раствора комплексного соединения матричного металла, смешанного с гидрозолем тугоплавкого соединения. Интенсивность восстановления возрастает с увеличением pH раствора и парциального давления водорода. В процессе восстановления матричный металл покрывает включения тугоплавких соединений. Повышение равномерности распределения упрочняющей фазы достигается введением катализаторов. Метод используется для промышленного получения порошков никеля и кобальта, упрочненных оксидами, карбидами, нитридами, боридами. Чистота порошков составляет 99,90—99,99 %. Основное оборудование: автоклавы с мешалками и нагревателями. Недостатки: ограниченность номенклатуры получаемых матричных сплавов.

7.2.9. Химическое осаждение из растворов

Сущность метода заключается в осаждении металлов или их соединений из растворов на частицы упрочняющей фазы с помощью химических реагентов. Основное оборудование: сосуды с мешалками, смесители, печи.

Химическое осаждение чистых металлов. Раствор соединения матричного металла смешивается с коллоидными частицами упрочняющей фазы. Осаждение чистого матричного металла на частицы тугоплавкого соединения происходит при добавлении специального реагента-осадителя (обычно гидразина). Полученные порошки фильтруются, промываются и высушиваются. Матричный металл после сушки довосстанавливается в водороде. Метод используется для получения ДКМ на основе золота, меди, платины.

Недостатки: трудоемкость процесса, связанная с фильтрацией, отмывкой и сушкой; низкая чистота порошка, вызванная присутствием вредных примесей; ограниченность круга металлов, способных осаждаться из растворов.

Химическое осаждение соединений. Нерастворимые соединения матричного металла с помощью специальных реактивов осаждаются из раствора на частицы упрочняющих фаз и далее переводятся в оксиды термическим разложением и их селективным восстановлением водородом до чистого матричного металла. Широкое применение находят растворы нитратов матричных металлов вследствие хорошей растворимости и легкости термического разложения. В качестве осадителей используют щелочи, растворы аммиака, карбонат аммония, реже оксалаты. Введение упрочняющей фазы осуществляется в виде коллоида, смешиваемого с основным раствором, либо в виде раствора соответствующего гидроксида, осаждаемого совместно с гидроксидом матричного материала. В последнем случае добиться достаточно равномерного распределения и требуемой дисперсности упрочняющей фазы сложно. Применение коллоидных растворов обеспечивает решение этих задач. Осадок фильтруется, сушится и подвергается термическому разложению. Для благородных металлов термическое разложение обычно является конечной операцией, для большинства других систем после термического разложения образуется тонкодисперсная смесь оксида матричного металла с тугоплавким соединением, которая подвергается селективному восстановлению водородом.

Метод используется для получения порошковых смесей легированных ДКМ (например, никель-кобальтовых, платинородиевых и др.), а также для получения систем на основе вольфрама, железа, кобальта, меди, молибдена, никеля и других металлов, образующих легковосстанавливающиеся оксиды. Основное оборудование: изостаты, гидростаты. Недостатки: трудоемкость и неуниверсальность.

7.3. ОСОБЕННОСТИ ФОРМОВАНИЯ, ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМООБРАБОТКИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

7.3.1. Формование порошков

Уплотнение в пресс-форме осуществляется прессованием в закрытой пресс-форме при комнатной температуре. Дисперсные тугоплавкие включения существенно влияют на насыпную массу порошков, которая уменьшается с увеличением объемной доли дисперсных частиц, и ухудшают прессуемость. Поэтому для достижения заданной плотности прессовки необходимо прилагать более высокие давления, чем при прессовании чистых металлов. Формуемость ДКМ (способность прессовки сохранять свою форму и размеры при механических воздействиях) мало отличается от формуемости порошков чистых металлов. Повышение равномерности плотности по высоте прессовки достигается прессованием в гофрированных контейнерах из легких металлов с применением смазок. Основное оборудование: прессы, пресс-формы. Недостаток: сложность получения заготовок большого диаметра.

Изостатическое и гидростатическое прессование порошков осуществляется в эластичных оболочках за счет гидростатического давления, создаваемого газом или жидкостью. Вследствие отсутствия потерь на трение плотность прессовок примерно на 20 % выше, чем при прессовании в пресс-форме при таком же давлении. Этим методом могут быть получены практически беспористые заготовки диаметром до 1,2 м. Основное оборудование: изостаты, гидростаты. Недостаток: низкая производительность процесса.

Прокатка порошков в валках для получения полуфабрикатов в виде ленты или фольги существенно не отличается от прокатки порошков обычных металлов. Недостатки: невозможность получения рулонов из-за высокой жесткости выходящей из валков полосы; большой процент отходов [135, 232, 233].

7.3.2. Спекание

Спекание без приложения внешнего давления осуществляется путем нагрева и выдержки при температурах порядка (0,7—0,95) $T_{пл}$ матричного металла в защитной атмосфере или в вакууме. Будучи подготовительной операцией перед последующей пластической деформацией (обычно горячей экструзией или прокаткой), этот вид спекания приводит к повышению прочности и, в большинстве случаев, плотности прессовок. Усадка при спекании ДКМ обычно меньше, чем при спекании чистых металлов. Температура и время спекания ДКМ ограничены процессами укрупнения частиц упрочняющей фазы вследствие образования конгломератов из спекшихся контактирующих частиц. Поскольку при последующей пластической деформации происходит уплотнение прессовки до монолитного состояния, главной целью спекания ДКМ является не уменьшение пористости, а дегазация прессовок и довосстановление оксидных пленок [233]. Более высокая плотность заготовок способствует уменьшению отходов при пластической деформации. Снижение газосодержания при дегазации приводит к улучшению механических свойств конечного продукта. Спекание ДКМ рекомендуется проводить при температурах (0,9—0,95) $T_{пл}$. Основное оборудование: печи с контролируемой атмосферой, вакуумные печи.

Спекание горячим прессованием совмещает процессы прессования и спекания и проводится при температуре (0,5—0,8) $T_{пл}$ матричного металла. Этот вид спекания позволяет получать практически беспористые заготовки.

предотвращать нежелательное взаимодействие упрочняющей фазы с матрицей за счет уменьшения времени процесса по сравнению с обычным спеканием. Проводится, как правило, в пресс-формах, нагреваемых с помощью индуктора или прямым пропусканием тока. Основное оборудование и инструменты: прессы, графитовые или металлические пресс-формы с индукционным нагревом или нагревом прямым пропусканием тока. Недостатки: низкая производительность и трудность получения крупногабаритных изделий.

7.3.3. Деформация

Горячая экструзия осуществляется с целью уплотнения до беспорядочного состояния и формирования дислокационной структуры матрицы, обеспечивающей высокую термическую стабильность и жаропрочность ДКМ. Горячая экструзия — наиболее благоприятный метод деформирования ДКМ, обеспечивающий большие степени обжатия. Температура процесса не превышает температуры спекания. Рекомендуется экструдировать ДКМ в мягких оболочках, предотвращающих окисление, облегчающих истечение и защищающих ДКМ от контакта со смазкой. Рекомендуемый материал оболочек — алюминий для легкоплавких ДКМ и нержавеющей сталь — для тугоплавких. В некоторых случаях возможна экструзия порошков в оболочках без предварительного прессования и спекания. Предпочтителен нагрев в защитной или восстановительной атмосфере. Предельное давление при экструзии лимитируется стойкостью инструмента и не превышает 1000—1400 МПа. Коэффициент вытяжки, достаточный для полного уплотнения ДКМ, составляет 4—8. Основное оборудование: прессы, экструдеры.

Горячая прокатка применяется для получения лент и листовых полуфабрикатов из ДКМ и проводится в несколько проходов с обжатием 10—15 % за проход и суммарным обжатием 40—60 %. Схема напряженного состояния менее благоприятна, чем при горячей экструзии. При высоких концентрациях упрочняющей фазы рекомендуется прокатка в оболочках, при низких — без оболочек с нагревом в защитной атмосфере.

Холодная или теплая деформация (волочение, прокатка, ротационная ковка) проводится в несколько проходов после горячей экструзии с целью создания оптимальной дислокационной структуры, вызывает существенное повышение длительной прочности и высокотемпературной стабильности ДКМ и способствует измельчению упрочняющей фазы. Обжатие за проход составляет 5—25 %, суммарное обжатие может превышать 95 %.

7.3.4. Термообработка

Проводится с целью устранения текстуры и повышения жаропрочности и пластичности. В процессе высокотемпературного отжига происходит укрупнение зерен и образование большого количества двойников. Крупные зерна вытянуты в направлении деформации. Стабильность структуры возрастает с уменьшением размера частиц упрочняющей фазы.

7.4. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Оксиды являются наиболее распространенными соединениями, применяемыми в качестве упрочняющейся фазы в ДКМ на основе алюминия и его сплавов. Получают упрочненные оксидами ДКМ, называемые САП,

из алюминиевых порошков, покрытых оксидной пленкой. В СССР в промышленном масштабе выпускаются три марки ДКМ на основе алюминия: САП-1, САП-2 и САП-3, отличающиеся между собой концентрацией оксидов (табл. 7.2). Зарубежным аналогом САП-1 является SAP-930, САП-2 — SAP-895, САП-3 — SAP-865. Сплавы SAP — ISML-930, SAP — ISML-895 и SAP — ISML-865 отличаются повышенной структурной стабильностью и коррозионной стойкостью за счет пониженного содержания железа в матрице (менее 0,1 %).

Наряду с материалами типа САП разработаны ДКМ Al — C [428], основной упрочняющей дисперсной фазой в которых служит карбид алюминия Al_4C_3 , образующийся в результате взаимодействия алюминия с углеродом.

Технология получения. Материалы САП-1 и САП-2 получают из пудры АПС-3. Технология их получения включает операции брикетирования и горячей экструзии. Все три типа САП могут обрабатываться методами горячей пластической деформации при температурах 723—793 К с охлаждением на воздухе.

САПы сохраняют стабильную структуру после нагрева до 773 К в течение 10 000—100 000 ч. Термическая обработка не требуется. Поставляются в виде листов, фольги, полос, профилей, труб, прутков, проволоки, штамповок [289].

Плакированные листы из САПов могут свариваться контактной точечной сваркой. Для повышения способности к сварке плавлением брикеты подвергаются высокотемпературному вакуумному отжигу. Обрабатываемость резанием удовлетворительная.

ДКМ Al — C получают методом реакционного смешивания алюминиевого порошка с мелкодисперсной сажей в течение 0,5—4 ч, в процессе которого происходит образование карбида алюминия Al_4C_3 . Последующий нагрев до 823 К в течение 0,5 ч приводит к завершению процесса образования карбидов, после чего ДКМ подвергают горячей экструзии при 803 К, позволяющей получать различные профили [428]. Применяемая технология дает хорошие результаты при концентрации углерода не более 5 %, что соответствует объемной доле Al_4C_3 , примерно равной 20—22 %. ДКМ содержит также до 2 % Al_2O_3 , присутствующего в исходном алюминиевом порошке. ДКМ Al — C по устойчивости к рекристаллизации при высоких температурах близки к материалам типа САП. Их можно подвергать горячей экструзии, прокатке, ковке.

Свойства. Увеличение концентрации оксида алюминия в САП и концентрации карбида алюминия в ДКМ Al — C приводит к повышению прочности и снижению пластичности. Оптимальное соотношение прочности и пластичности САП обеспечивается при концентрации оксида алюминия 6—16 %, а ДКМ Al — C — при концентрации углерода 3—5 %.

При температурах 573—773 К ДКМ на основе алюминия превосходят по прочности все промышленные алюминиевые сплавы (табл. 7.3, 7.4). Отличительной особенностью этих ДКМ являются высокие показатели длительной прочности и ползучести (табл. 7.5, 7.6), а также стабильность механических характеристик после высокотемпературных отжигов.

Введение дисперсных частиц в легированные алюминиевые сплавы менее эффективно повышает прочность ДКМ при высоких температурах, чем дисперсное упрочнение нелегированного алюминия. Это связано с понижением температуры плавления и уменьшением энергии дефектов упаковки при легировании. При низких и средних температурах прочность легированных ДКМ выше, чем нелегированных.

Таблица 7.2. Химический состав ДКМ типа САП

ДКМ	Содержание, %	
	Al_2O_3	Fe
САП-1	6—9	0,25
САП-2	9,1—13	0,2
САП-3	13,1—17	0,25

Таблица 7.3. Механические свойства ДКМ типа САП [233, 289]

Марка материала	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
САП-1	293	200	290—310	7—9
	523	...	180—190	4—6
	623	...	140—150	3—4
	773	...	100	2
САП-2	293	230	320	4
	523	...	190	3
	623	...	150	2
	773	...	100	1
САП-3	293	340	400	3
	523	...	240	1,5
	623	...	190	1
	773	...	130	1
SAP — ISML-930	293	175	250	14,5
	373	150	205	13,5
	473	125	155	8,0
	573	95	110	8,5
	673	75	85	4,5
	773	65	70	...
SAP — ISML-895	293	215	310	10,5
	373	190	260	9,5
	473	195	200	5,5
	573	120	150	5,5
	673	100	110	2,5
	873	85	90	...
SAP — ISML-865	293	265	380	7,0
	373	235	315	6,5
	473	190	235	5,0
	573	155	175	3,5
	673	120	130	2,0
	773	105	105	...

Таблица 7.4. Механические свойства ДКМ А1 — С [428]

Содержание углерода, %	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1	293	...	260	7,5
	673	...	110—120	7
2	293	...	360	3,5
	673	...	145—160	4,5
3	293	430	450	4,2
	373	407	421	4—4,5
	473	288	300	3,5—5
	573	183	205	...
	673	...	145—160	4,5
	773	...	75	...

Продолжение табл. 7.4

Содержание углерода, %	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
4	293	...	470	3,5
	673	...	150—175	4
5	293	...	520	3,5
	673	...	180—200	2

Таблица 7.5. Длительная прочность и пределы ползучести САП [289]

ДКМ	T, К	σ_{1000} , МПа	σ_{10000} , МПа	$\sigma_{0,2/1000}$, МПа	$\sigma_{0,5/1000}$, МПа	$\sigma_{0,2/10000}$, МПа	$\sigma_{0,5/10000}$, МПа
САП-1	473	120	120	90	105	80	95
	533	95	90	65	80	60	75
	589	80	75	60	75	50	65
	703	45	45	35	45	...	40
САП-2	523	110	90	115
	573	72	...
	623	80	...	70	...	63	...
	673	46	63
САП-3	773	50	...	40
	523	120	99	125
	623	90
	673	71	...
	773	55	36	...

Таблица 7.6. Длительная прочность ДКМ А1 — С [428]

T, К	σ_1 , МПа	σ_{10} , МПа	σ_{100} , МПа
473	230	210	190
573	140	130	120
673	110	95	80
773	70	65	60

Примечание. Состав ДКМ: 97 % А1, 3 % С.

Таблица 7.7. Физические свойства ДКМ на основе алюминия [289]

Показатель свойства	T, К	САП-1	САП-2	САП-3
γ , кг/м ³	293	2700	2700	2710
c , Дж/(кг · К)	373	880	...	920
	473	920	...	960

Продолжение табл. 7.7

Показатель свойства	T, К	САП-1	САП-2	САП-3
	573	960	...	1040
	673	1000	...	1090
	773	1040	...	1130
$\alpha, 10^{-6} \text{ К}^{-1}$	293—373	21,2	21,2	19,5
	293—473	22	22	20,2
	293—573	22,9	22,9	20,9
	293—673	23,7	23,7	21,7
	293—773	24,8	24,8	22,7
	373—473	22,9	22,9	21,0
	473—573	24,6	24,6	22,4
	573—673	26,2	26,2	24,1
	673—773	29,4	29,4	26,6
$\lambda, \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$	273	1760	1760	1460
	373	1720	1720	1420
	473	1720	1720	1380
	573	1720	1720	1380
	673	1670	1670	1380
	773	1670	1670	1380
$\rho, 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$	293	3,9	4,0	4,5

К. т. р. и теплопроводность уменьшаются, а удельное электрическое сопротивление и теплоемкость растут с увеличением концентрации оксида алюминия в ДКМ типа САП и концентрации карбида алюминия в ДКМ Al — С. С повышением температуры к. т. р. увеличивается, а тепло- и электропроводность САП уменьшаются (табл. 7.7).

Электрическое сопротивление ДКМ Al — С составляет $3 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ при общей объемной доле карбидов и оксидов алюминия 4 %; $3,3 \times 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ при 8 %; $3,7 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ при 12 %; $4,2 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ при 16 %; $4,9 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ при 20 %; $5,5 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ при 24 % [428].

ДКМ типа САП имеют высокую коррозионную стойкость, близкую к стойкости алюминия АД1. ДКМ Al — С предположительно имеют более низкую коррозионную стойкость на воздухе и в воде.

Применение. Высокие показатели прочностных характеристик позволяют применять ДКМ на основе Al в изделиях, длительно работающих при температурах 573—773 К, а также испытывающих кратковременные перегревы до 973—1273 К. САПы можно использовать при работе в тяжелых коррозионных условиях [289].

7.5. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ БЕРИЛЛИЯ

Порошки бериллия, как и порошки алюминия, покрыты пленкой оксида, обладающего высокой термодинамической стабильностью, поэтому дисперсные включения оксида бериллия служат эффективными упрочнителями бериллия. Фактически все промышленные марки бериллия, получаемые методами порошковой металлургии, являются ДКМ, содержащими 0,7—3 % BeO.

Наряду с «естественно» упрочненными ДКМ Be — BeO разработаны «искусственно» упрочненные КМ Be — Be₂C, имеющие повышенные показатели длительной прочности и крипоустойчивости при высоких температурах.

Технология получения. ДКМ Be — BeO получают брикетированием, спеканием и горячей экструзией бериллиевых порошков. ДКМ Be — Be₂C изготавливают смешиванием бериллиевого порошка с сажей, термической обработкой смеси, приводящей к образованию карбида бериллия, и последующей горячей экструзией. ДКМ на основе бериллия обладают малым запа-

Таблица 7.8. Механические свойства спеченных ДКМ [449]

Содержание оксида бериллия, %	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ϵ , %
0,8	298	195	275	2
	473	165	230	2
	673	145	245	14
	873	115	200	15
	1,8	298	240	310
473		215	290	2,5
673		175	240	4
873		140	185	6,5
3,0	298	245	325	1
	473	225	310	1,5
	673	210	325	7
	873	175	285	14,5

Таблица 7.9. Длительная прочность ДКМ Be — Be₂C [449]

Содержание карбида бериллия, %	T, К	σ_1 , МПа	σ_{10} , МПа	σ_{100} , МПа
0	923	46	30	14
	1005	14	9	4
2,5	923	70	55	40
	1005	45	35	25

сом технологической пластичности, позволяющей, однако, получать из них различные профили и проволоку.

Свойства. Прочность ДКМ Be — BeO увеличивается с повышением концентрации оксидов, причем эффективность упрочнения растет с увеличением температуры (табл. 7.8). Прочность ДКМ, полученных из тонкодисперсных порошков, выше, чем из грубодисперсных. Пластичность недеформированных ДКМ при комнатной температуре невысока (1—2 %), после деформации, приводящей к разрушению и дроблению оксидных пленок, она увеличивается до 5—15 %, при этом также повышается прочность (до 450—550 МПа) [233]. Сопротивление ползучести и длительная прочность ДКМ Be — BeO при высоких температурах сравнительно невелики. Намного эффективнее повышают длительную прочность дисперсные включения карбида бериллия Be₂C (табл. 7.9), применение которых позволяет повысить 100-часовую прочность при 923 К почти втрое, а при 1005 К — более чем в пять раз по сравнению с чистым бериллием [233].

Применение. ДКМ на основе бериллия благодаря высоким коэффициенту рассеяния нейтронов, модулю упругости и низкой плотности применяются главным образом в реакторостроении. Использование проволоки из бериллия перспективно в качестве армирующих элементов для создания армированных металлов с повышенными удельными модулями упругости.

7.6. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Наиболее приемлемыми упрочнителями для железа и сталей являются оксиды ввиду значительно меньшей растворимости кислорода в матричном металле по сравнению с углеродом и азотом, входящими в состав карбидов и нитридов. В качестве дисперсных добавок используют Al_2O_3 , TiO_2 , ZrO_2 .

Использование дисперсного упрочнения для повышения механических характеристик железа и сталей не является оптимальным путем, поскольку многие легированные стали обладают более высокими показателями кратковременной и длительной прочности. Однако ДКМ на основе сталей представляют интерес в связи с их стойкостью против охрупчивания в условиях нейтронного облучения. Это связано с влиянием оксидных включений на более равномерное распределение в материале гелия, выделяющегося при ядерных реакциях.

Технология получения. Для получения исходных смесей применяют методы механического смешивания, термического разложения солей с последующим селективным восстановлением и др. ДКМ получают брикетированием с последующей экструзией либо изостатическим горячим прессованием.

Свойства. Прочность ДКМ на основе железа увеличивается с повышением концентрации оксидов. Например, для ДКМ, содержащего 0,4 % Al_2O_3 , при 293 К $\sigma_B = 560$ МПа, а для ДКМ, содержащего 6,2 % Al_2O_3 , $\sigma_B = 710$ МПа при 293 К, 88 МПа при 1088 К и 70 МПа при 1253 К. Длительная прочность этого ДКМ при 100-часовой выдержке при 923 К составляет 76 МПа.

Механические характеристики сталей и фехралей (сплавов Fe — Cr — Al), упрочненных дисперсными включениями оксидов, приведены в табл. 7.10—7.12. ДКМ на основе фехрала (65 % Fe, 10 % Al, 25% Cr), содержащие 2 % TiO_2 или ZrO_2 , имеют в полтора — два раза большую прочность, чем фехраль при комнатной и высоких температурах.

Прочность и пластичность стали, содержащей 22 % Cr и 22 % Ni, упрочненной частицами оксида алюминия, ниже, чем у спеченной стали без дисперсных включений и чем у литой и деформированной сталей. Однако ДКМ более крипоустойчивы при высоких температурах. Упрочнение оксидом титана эффективнее повышает длительную прочность при высоких температурах, чем упрочнение оксидом алюминия (табл. 7.13), в связи с тем, что оксид титана не реагирует с оксидом хрома, присутствующим на поверхности частиц в виде пленок [194]. Дисперсные включения оксидов алюминия и титана снижают плотность ДКМ на основе железа и сталей.

Добавки оксида титана в сталь 12Х13 существенно не изменяют ее прочность. Пластичность ДКМ на основе стали 12Х13 увеличивается при уменьшении среднего размера включений от нескольких микрометров до 1 мкм. Оксид титана повышает сопротивление ползучести ферритной стали [78].

Теплопроводность, электропроводность и к. т. р. уменьшаются с увеличением концентрации частиц оксидов. Удельное электрическое сопротивление ДКМ на основе стали, содержащей 22 % Cr и 22 % Ni, увеличивается от $157 \cdot 10^{-8}$ Ом · м при 5 % Al_2O_3 до $196 \cdot 10^{-8}$ Ом · м при 10 % Al_2O_3 и до $211 \cdot 10^{-8}$ Ом · м при 12 % Al_2O_3 . Та же сталь, содержащая

Таблица 7.10. Механические свойства ДКМ на основе стали [475]

Содержание оксида, %	T, К	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
Al_2O_3				
5	293	540—580	2—3	2
	923	530	4,5	...
10	293	635	2	3
	923	620	4	...
12	293	420—440	1—7	2—5
	923	210	5	...
15	293	340	1,5	...
	293	640—660	3—4	...
TiO_2				
10	293	660	5	...
	923	350	1	...

Примечание. Состав стали: Cr — 21—23 %, Ni — 21—23 %, C < 0,2 %, Si < 1 %, Mn < 2 %, Fe — остальное.

Таблица 7.11. Механические свойства горячепрессованных прутков из ДКМ на основе стали [49]

Содержание оксида алюминия, %	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	σ_{100} , МПа
0	293	328	564	38	55	...
	973	147	170	47	63	3—4
1	293	720	920	14	14	...
	973	288	332	36	51	3—5
2	293	705	877	13	11	...
	973	252	295	36	38	5—7
3	293	757	931	8,5	9	...
	973	263	302	28	35	5—7

Примечание. Состав стали: Cr — 12—14 %, Mo — 2,0—2,5 %, C — 0,06—0,12 %, Si < 0,8 %, Mn < 1 %, Fe — остальное.

Таблица 7.12. Механические свойства ДКМ на основе фехралей (прутки экструдированные) [80]

Добавка	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
Без добавки	293	570—590	640—680	3—4	7—13
	1023	100—110	120—130	140—165	50—93
	1373	12—13	12—15	57—73	...
TiO_2	293	760—810	1060—1140	5—10	27—36
	1023	180	180	47	75
	1373	20	24	37	37
ZrO_2	293	730—780	900—1060	3—8	26
	1023	170	170	37	80
	1373	20	26	97	85

Примечание. Состав основы: 65 % Fe, 10 % Al, 25 % Cr; добавка вводится в количестве 2 %.

Таблица 7.13. Длительная прочность ДКМ на основе стали при 923 К [475]

Содержание добавки, %	σ_{10} , МПа	σ_{100} , МПа	σ_{1000} , МПа
	Al ₂ O ₃		
5	185	160	93
10	200	150	110
12	110	93	70
15	170	125	77
	TiO ₂		
10	270	230	195

Примечание. Состав стали: Cr — 21—23 %, Ni — 21—23 %, C < 0,2 %, Si < 1 %, Mn < 2 %, Fe — остальное.

10 % TiO₂, имеет удельное электрическое сопротивление $239 \cdot 10^{-8}$ Ом × м [475].

Применение. ДКМ на основе нержавеющей сталей предполагается использовать в конструкциях атомных реакторов, подверженных интенсивному радиационному облучению при повышенных температурах. ДКМ на основе фехралей целесообразно применять в электротехнической промышленности в качестве нагревателей, работающих в течение длительного времени.

7.7. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Несмотря на то что по своим физико-химическим свойствам кобальт близок к никелю и методы получения ДКМ на основе никеля и кобальта подобны, ДКМ на основе кобальта получили меньшее распространение, чем на основе никеля, что объясняется дефицитностью кобальта. Наиболее часто как упрочняющую дисперсную добавку используют оксид тория ThO₂, концентрация которого в ДКМ составляет 2—4 %. Наряду с чистым кобальтом в качестве матрицы ДКМ применяются сплавы кобальта с хромом, молибденом и вольфрамом.

Технология получения. Исходные смеси чаще всего получают методом химического осаждения с последующим восстановлением в водороде, может применяться метод механического смешивания и др. Технология получения ДКМ аналогична технологии получения TD-никеля. Технологическая пластичность позволяет изготавливать полуфабрикаты в виде прутков, труб, листов и т. п., применяя экструзию, прокатку и другие виды пластической деформации.

Свойства. При температурах ниже температуры аллотропического превращения кобальта (750 К) ДКМ на его основе имеют большую прочность и меньшую пластичность, чем ДКМ на основе никеля. При высоких температурах кобальтовые ДКМ не имеют существенных преимуществ по сравнению с никелевыми. Введение небольших добавок циркония в кобальтовую матрицу повышает пластичность, кратковременную и длительную прочность (табл. 7.14, 7.15). Применение сложнотермостойких кобальтовых сплавов вместо чистого кобальта в качестве матрицы приводит к повы-

Таблица 7.14. Механические свойства ДКМ на основе кобальта [233]

Состав матрицы, %						Содержание оксида тория, %	T, К	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
Co	Zr	Ni	Cr	Mo	W				
Co — ThO ₂									
100	0	0	0	0	0	2	298	960	8
							1053	170	16
							1363	85	9
(Co — Zr) — ThO ₂									
99,8	0,2	0	0	0	0	2	298	1020	13
							1053	250	24
							1363	140	13
(Co — Ni — Cr) — ThO ₂									
62	0	20	18	0	0	2	293	1037	14
							1363	158	13
							1363	191	...
58	0	20	22	0	0	4	1053	465	...
							1363	163	...
50	0	20	30	0	0	4	1053	585	...
							1363	138	...
(Co — Ni — Mo) — ThO ₂									
75	0	15	0	10	0	4	1053	580	...
							1363	154	...
70	0	15	0	15	0	4	1053	731	...
							1363	128	...
(Co — Ni — Cr — W) — ThO ₂									
60	0	10	20	0	10	4	1053	698	...
							1363	137	...

шению прочности ДКМ при сравнительно невысоких температурах (до 1173 К), однако при температурах выше 1273 К преимуществу в прочности ДКМ с легированными матрицами несут существенны по сравнению с нелегированными [233].

ДКМ с матрицей из нелегированного кобальта, упрочненные оксидом тория, имеют низкую жаростойкость. Увеличение массы таких КМ на воздухе в течение 100 ч составляет 120 мг/см² при температуре 1363 К и 150 мг/см² при 1473 К. Легирование хромом и никелем резко повышает жаростойкость кобальта, позволяя использовать ДКМ на его основе для работы на воздухе при температурах до 1400 К [233].

Применение. ДКМ на основе кобальта пригодны для использования

Таблица 7.15. Длительная прочность ДКМ на основе кобальта [233]

Содержание оксида тория, %	T, К	σ_{1000} , МПа
(Co — Zr) — ThO ₂		
2	1363	100—110
(Co — Ni — Cr) — ThO ₂		
2	1053	200
	1363	70—80
4	1363	80—90

Примечание. Содержание Zr, Ni и Cr в матричных сплавах соответственно 0,2; 20 и 18 %.

в качестве материалов для лопаток газовых турбин авиадвигателей. Кроме того, возможно применение в ядерной технике для изготовления бойлеров, испаряющих ртуть, так как кобальт и ДКМ на его основе устойчивы в парах ртути при повышенных температурах.

7.8. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ

ДКМ на основе магния обладают низкой плотностью, сочетающейся с высокими прочностью и вибропрочностью. Незначительная растворимость кислорода в магнии обеспечивает возможность его эффективного упрочнения оксидами. Наибольший эффект дает упрочнение собственным оксидом

Таблица 7.16. Механические свойства ДКМ Mg — MgO [379]

Содержание оксида магния, %	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
0,3	293	...	270	...
1	293	250—260	285—300	8
	673	...	50—60	9
	723	16—18	25—30	9
	773	...	15—20	10—12
2	293	...	270	...

Таблица 7.17. Длительная прочность и ползучесть ДКМ Mg — MgO [379]

T, К	σ_{100} , МПа	ϵ , 10 %/ч, при σ , МПа	
		5	10
723	...	9	600
773	10	80	3000

Примечание. Содержание MgO в ДКМ составляет 1 %.

MgO, который образуется на поверхности порошка магния при его размоле в контролируемой окислительной атмосфере. Эти порошки служат исходным сырьем для получения полуфабрикатов из ДКМ на основе магния. Оптимальная концентрация оксида магния составляет 1,0—1,1%. Кроме оксида магния в качестве упрочняющей фазы используют оксид бериллия BeO.

Технология получения ДКМ Mg — MgO включает операции брикетирования и горячей экструзии окисленных порошков магния при температурах 623—823 К. Эти ДКМ имеют высокое сопротивление рекристаллизации вплоть до температур, равных $0,9 T_{пл}$, и обладают достаточной технологической пластичностью, позволяющей обрабатывать их методами горячей пластической деформации.

Свойства. Существенный прирост прочности за счет дисперсного упрочнения магния его оксидом наблюдается при концентрациях оксида магния менее 1%. Дальнейшее повышение концентрации оксида практически не сказывается на прочности, однако снижает пластичность ДКМ (табл. 7.16).

Оксиды эффективно повышают длительную прочность и сопротивление ползучести магния при высоких температурах (табл. 7.17). Длительные отжиги при температурах до 773 К не приводят к разупрочнению композиций.

Плотность оксида магния более чем в два раза превышает плотность чистого магния, поэтому ДКМ Mg — MgO имеют большую плотность, чем чистый магний. Тепло- и электропроводность их уменьшаются с увеличением концентрации оксида в ДКМ.

ДКМ Mg — MgO имеют низкую коррозионную стойкость в морской воде, а также на воздухе при повышенных температурах. Применение этих материалов при температурах выше 673 К обычно лимитируется не прочностью, а коррозионной стойкостью. ДКМ Mg — BeO более устойчивы против окисления при повышенных температурах, однако и этой стойкости недостаточно для использования их при высоких температурах без специальных покрытий. Легирование магниевой матрицы бериллием в количестве 2—8% приводит к существенному росту окалиностойкости, повышая одновременно жаропрочность за счет упрочнения интерметаллидом MgBe₁₂. Сплавы на основе магния, содержащие 5—8% Be, при температуре 853 К увеличивают массу в течение 5000 ч на 0,3—0,4 мг/см² [233].

Применение. Наиболее перспективные области применения ДКМ на основе магния — авиационная, ракетная и ядерная техника. Целесообразно использование в несущих конструкциях и корпусных деталях изделий, к которым предъявляются требования минимальной массы и повышенной прочности.

7.9. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Упрочняющие дисперсные включения, введенные в медную матрицу, увеличивают ее жаропрочность, сохраняя при этом высокую электропроводность. В качестве упрочняющей фазы обычно используются оксиды металлов (Al₂O₃, BeO, ThO₂ и др.), максимально увеличивающие жаропрочность и термическую стабильность, а также карбиды, нитриды и другие тугоплавкие соединения.

Отличительной особенностью ДКМ на основе меди, как и ДКМ на основе других металлов, является повышение температурного порога рекристаллизации. Разупрочнение и рекристаллизация происходят в чистой меди при температурах порядка $(0,4—0,5) T_{пл}$, в ДКМ Cu — SiO₂ — при $0,8 T_{пл}$, а в ДКМ Cu — Al₂O₃ — при $0,95 T_{пл}$.

Технология получения. Порошки ДКМ на основе меди получают с помощью внутреннего окисления, химического соосаждения и восстановления в растворах, а также с помощью механического смешивания. Показатели прочности ДКМ, полученных первыми двумя методами, обычно выше, чем третьим. Технология изготовления полуфабрикатов из ДКМ включает брикетирование с последующей экструзией или прокаткой. Материалы имеют достаточно высокую технологическую пластичность, что дает возможность с помощью холодной деформации вырабатывать из них прутки, проволоку, трубы, листы, фольгу.

Свойства. По жаропрочности ДКМ превосходят легированные сплавы на основе меди. Преимущества ДКМ проявляются при температурах выше $0,5 T_{пл}$ меди. При комнатной температуре прочность легированных сплавов обычно выше, чем ДКМ.

Прочность ДКМ растет с увеличением концентрации дисперсных частиц (при неизменных остальных структурных параметрах), однако при этом уменьшается электропроводность. Оптимальное соотношение прочности

Таблица 7.18. Механические свойства ДКМ Cu — BeO и Cu — Al₂O₃ [233]

T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,5}$, МПа	δ , %	НВ, МПа	σ_1 , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{0,5}$, МПа
Cu — BeO							
293	393	455	20,5	1270
673	390	440	400	390	380
873	300	330	320	280	240
1073	190	200	140	100	80
Cu — Al ₂ O ₃							
293	400 (425)	457 (465)	21,0 (18,5)	1340 (1400)
673	420	450	380	340	300
873	300	350	300	250	200
1073	190	200	160	110	80

Примечание. Содержание BeO 0,8 %, Al₂O₃ 1,4 %, в скобках приведены значения величин при содержании Al₂O₃ 2,4 %.

и электропроводности обеспечивается при концентрации оксидов 1,5—2 %.

ДКМ на основе меди характеризуются высокими показателями длительной прочности (табл. 7.18) и крипоустойчивости. При 923—973 К длительная прочность ДКМ Cu — Al₂O₃ выше, чем у нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Предел ползучести ДКМ Cu — Al₂O₃ с объемной долей оксида алюминия 3,5 % при температуре 723 К составляет 250 МПа, при 923 К — 140 МПа и при 1123 К — 60 МПа, тогда как для чистой меди этот показатель равен 10 МПа при температуре 723 К [233].

Электрическое сопротивление ДКМ на основе меди при комнатной температуре в среднем на 15 % больше, чем у чистой меди (табл. 7.19), однако при повышенных температурах это различие уменьшается и начиная с 1000—1100 К электрические сопротивления ДКМ и чистой меди практически совпадают. Добавка частиц оксида бериллия увеличивает удельное электрическое сопротивление сильнее, чем добавка частиц оксида алюминия.

Электрическое сопротивление ДКМ на основе меди ниже, чем у легированных медных сплавов. Плотность ДКМ, их к. т. р. и теплопроводность мало отличаются от соответствующих характеристик чистой меди ввиду малых концентраций дисперсных включений в ДКМ.

При повышенных температурах окисление меди, упрочненной оксидом циркония, происходит по закону, близкому к линейному. Кинетика окисления ДКМ на основе меди с добавками оксидов алюминия и магния, а также нитрида бора подчиняется параболической зависимости и контролируется диф-

Таблица 7.19. Электрическое сопротивление ДКМ Cu — BeO и Cu — Al₂O₃ при T = 293 К [233]

Добавка	Содержание добавки, %	ρ , 10 ⁻⁸ Ом · м
BeO	0,8	2,05—2,18
Al ₂ O ₃	1,4	1,96—2
	2,4	2,04—2,08

Примечание. Для чистой меди $\rho = 1,73 \cdot 10^{-8}$ См · м.

Таблица 7.20. Коррозионная стойкость ДКМ на воздухе при T = 1073 К [208]

Добавка	Содержание добавки, %	Увеличение массы за 1 ч на площади 1 м ² , г	Добавка	Содержание добавки, %	Увеличение массы за 1 ч на площади 1 м ² , г
MgO	1	69	BN	1	48
	3	54		3	21
	5	40		5	26
	10	60			
Al ₂ O ₃	3	59	ZrO ₂	1	42
				3	59

Примечание. Увеличение массы при окислении чистой меди равно 78 г.

фузионными процессами. Небольшие добавки оксидов магния, алюминия и циркония уменьшают скорость окисления меди (табл. 7.20). Увеличение концентрации дисперсных включений сверх оптимальной приводит к увеличению скорости окисления [208].

Применение. ДКМ на основе меди применяются в электротехнике и сварочной технике. Сочетание высоких жаропрочности и электропроводности открывает широкие возможности для изготовления из этих ДКМ электроконтактов, обмоток роторов электродвигателей, эксплуатируемых при высоких температурах, различных трубчатых теплообменников и др. Большую экономию дает замена чистой меди и латуни дисперсно-упрочненными материалами в электродах для стыковой и роликовой сварки и в электрод-инструментах для электроискровой обработки.

7.10. ДИСПЕРСНО-УПРЧЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

В качестве упрочняющей фазы в ДКМ на основе никеля и его сплавов используют обычно оксиды, так как их стабильность в никеле при высоких температурах выше стабильности других тугоплавких соединений. Наиболее эффективен оксид тория ThO₂. Он используется для упрочнения чистого никеля и нихрома. Содержание оксида тория в ДКМ, полученных в результате такого упрочнения (ДКМ ВДУ-1, TD-никель, DS-никель и TD-нихром), составляет 2 %. Недостатком оксида тория является его токсичность. Применение оксида гафния HfO₂ в качестве упрочняющей фазы в ДКМ ВДУ-2 (98 % Ni, 2 % HfO₂) позволяет избежать этого недостатка, однако жаропрочность ДКМ, упрочненных оксидом гафния, ниже, чем ДКМ, упрочненных оксидом тория.

Технология получения. В промышленности для получения порошков ДКМ на основе никеля используются методы химического осаждения из растворов солей и водородного восстановления в растворах. Полуфабрикаты поставляются в экструдированном (горячепрессованном) или холоднокатаном состоянии в виде прутков, труб, проволоки, листов, лент, фольги.

ДКМ ВДУ-1, ВДУ-2, TD-никель и DS-никель обладают хорошей технологической пластичностью, их можно обрабатывать ковкой, штамповкой, подвергать холодной прокатке и вытяжке. ДКМ на основе легированных сплавов имеют ограниченную технологическую пластичность. Так, максимальная степень обжатия TD-нихрома при холодной деформации не превышает 10—15 %.

Неразъемные соединения деталей из ДКМ осуществляются, как правило, методами диффузионной сварки или пайки. Обычные методы сварки с

Таблица 7.21. Механические свойства сплавов ВДУ-1 [298, 319], ВДУ-2 [319] и ТД-нихром [233]

T, K	E, ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	σ_{100} , МПа
ВДУ-1						
293	145	390—410	540—570	20—24	70—75	...
473	132	320—340	440—460	21—24
673	118	260—270	350—370	21—24
873	100	210—230	280—300	21—24	40—50	...
1073	90	150—160	200—220	12—18	25—35	...
1273	75	120—130	140—160	10—13	20—25	...
1473	...	100—110	120—130	7—9	15—20	...
ВДУ-2						
<i>листовой</i>						
293	145	400—450	500—550	12—15
773	110	200—250	260—300	5—9
1073	90	185—210	200—230	3—5
1273	75	130—140	140—160	7—8
1373	...	85—95	100—110	7—10
1473	...	65—75	75—85	5—8
<i>прутковый</i>						
293	145	300—350	450—500	20—24	70—75	...
773	110	180—200	220—250	21—24	40—50	...
1073	90	120—140	140—160	12—18	25—35	...
1273	75	95—100	105—120	10—13	25—30	...
1373	...	80—85	95—100	8—10	20—25	...
1473	...	75—78	80—85	7—9	15—20	...
ТД-нихром						
<i>листовой</i>						
293	...	600—650	900—950	22—24
473	...	500—550	850—900	18—20
673	...	450—500	780—820	16—18
873	...	350—400	450—550	8—12
1073	...	220—240	250—260	4—5
1273	...	110—120	120—140	2—3	...	45—50
1373	...	80—85	90—100	2—3	...	30—35
1473	...	50—60	60—70	2—3	...	20—25
<i>прутковый</i>						
293	...	440—460	800—850	18—19	25	...
473	...	400—420	700—750	14—18	20	...
673	...	380—390	650—700	18—19	20	...
873	...	250—260	480—500	20—23	23	...
1073	...	200—220	240—260	20—22	30	...
1273	...	110—120	130—140	15—16	25	85—90
1373	...	85—90	95—105	14—15	25	75—80
1473	...	75—80	80—90	10—12	15	60—65

Примечание. Состав ВДУ-1: 98 % Ni, 2 % ThO₂; ВДУ-2: 98 % Ni, 2 % HfO₂; ТД-нихром: 78 % Ni, 20 % Cr, 2 % ThO₂.

Таблица 7.22. Длительная прочность сплавов ВДУ-1 и ВДУ-2 [233, 319]

T, K	σ_{10} , МПа		σ_{100} , МПа		σ_{1000} , МПа	
	ВДУ-1	ВДУ-2	ВДУ-1	ВДУ-2	ВДУ-1	ВДУ-2
Л и с т						
1173	115	95	105	85
1273	...	78	95	75	85	65
1373	78	62	75	55	65	45
1473	67	42	50	35	40	25
П р у т о к						
1173	150	105	140	95
1273	...	95	125	90	120	80
1373	108	75	105	70	100	65
1473	88	60	75	55	65	40

Таблица 7.23. Физические свойства сплавов ВДУ-1, ВДУ-2 [233]

T, K	ρ_p , Дж/(кг·К)	α , 10 ⁻⁶ К ⁻¹	λ , Вт/(м·К)	ρ , 10 ⁻⁸ Ом·м
293	...	13,8	...	9
373	530	14,6	78	12
473	550	15,5	71	19
573	650	16,5	62	25
673	550	15,5	59	34
773	545	15,9	57	37
873	540	16	58	40
973	535	17	59	42
1073	530	18	63	...
1173	70	...

оплавлением не обеспечивают равнопрочности швов при температурах выше 1373 К. Для соединения ДКМ, работающих при более низких температурах, можно использовать электродуговую сварку с применением вольфрамовых электродов и присадочных жаропрочных сплавов. При этом характеристики длительной прочности и ползучести сварного шва определяются свойствами присадочного материала.

Свойства. ДКМ на основе никеля предназначаются главным образом для работы при температурах выше 1273 К [293]. Наиболее высокие показатели кратковременных и длительных прочностных характеристик при этих температурах имеют ДКМ с матрицей из нелегированного никеля (табл. 7.21, 7.22). ДКМ с матрицей из легированных никелевых сплавов менее прочны при высоких температурах, однако при комнатных и умеренных температурах (до 1073 К) их прочность превосходит прочность КМ с матрицей из нелегированного никеля. Из ДКМ на основе никелевых сплавов промышленностью выпускается ТД-нихром (сплав 80 % Ni, 20 % Cr, упрочненный 2 % ThO₂). Экструдированные прутки из ДКМ имеют более высокие показатели длительной прочности и ползучести при высоких температурах, чем холоднокатаные листы.

Физические свойства ДКМ на основе никелевых сплавов мало отличаются от соответствующих характеристик неупрочненных матриц, за исключением теплопроводности, которая у ДКМ выше, чем у промышленных жаропрочных сплавов на никелевой основе (табл. 7.23).

Жаростойкость TD-никеля, ВДУ-1 и ВДУ-2 при 1200—1500 К выше, чем чистого никеля. Дисперсные включения оксидов тория, гафния и циркония (ZrO_2) повышают жаростойкость. Упрочнение никеля частицами оксида алюминия Al_2O_3 приводит к снижению жаростойкости по сравнению с технически чистым никелем при температурах выше 1473 К, а упрочнение

Таблица 7.24. Жаростойкость сплавов ВДУ-1 и ВДУ-2 при окислении на воздухе [233]

T, К	Δm_{100} , мг/см ²	Δh , мкм
1173	3,8	24
1273	7,8	50
1373	11,7	75
1473	20,8	133

Примечание. Δm_{100} — увеличение массы за 100 ч; Δh — толщина окисины.

Жаростойкость сплава TD-нихром выше жаростойкости сплавов ВДУ, TD-никеля, а также жаростойкости чистого нихрома.

Применение. ДКМ на основе никеля и его сплавов применяются в авиационной и космической технике. Их используют для изготовления камер сгорания и лопаток газовых турбин, стабилизаторов пламени и других деталей, эксплуатируемых при температурах выше 1373 К. Предполагается применение в теплозащитных панелях орбитальных космических кораблей многократного действия, подвергающихся аэродинамическому нагреву при входе в плотные слои атмосферы, в трубопроводах и сосудах давления, работающих при высоких температурах в агрессивных средах.

7.11. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПЛАТИНЫ

Наиболее эффективными тугоплавкими соединениями, используемыми для дисперсного упрочнения платины и ее сплавов, являются оксиды, поскольку растворимость кислорода в платине очень мала. Хорошие результаты дает применение в качестве упрочняющей фазы оксида тория ThO_2 . Из других тугоплавких соединений эффективно также использование карбидов (например, TiC). ДКМ имеют более высокую жаропрочность, длительную прочность и стойкость против ползучести, чем неупрочненные сплавы. Дисперсное упрочнение, в отличие от обычного легирования, мало изменяет физические свойства платины. Пластичность ДКМ на основе платины ниже, чем у чистой платины и ее сплавов. Устойчивый эффект упрочнения достигается при введении малых концентраций оксидов и карбидов (0,2—1%), при этом сохраняется достаточно высокая пластичность. Повышение концентрации дисперсных включений приводит к охрупчиванию ДКМ.

Технология получения. ДКМ на основе платины изготавливаются методами химического соосаждения, восстановления в растворах и внутрен-

Таблица 7.25. Механические характеристики проволоки из ДКМ (Pt — Rh) — ThO_2 после отжига при различных температурах [436]

T, К	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
Деформированное состояние (без отжига)		
673	670	4
673	580	5
1073	525	10
1273	480	16
1473	365	30
1673	350	34
1773	350	34
1873	350	34

Примечания. 1. Состав платинородиевого сплава: 90% Pt, 10% Rh. 2. Объемная доля оксида тория составляет 1,8%.

Таблица 7.26. Механические свойства ДКМ Pt — ThO_2 [392, 404]

T, К	E, ГПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
298	161	381	2,8
473	...	373	2,8
673	...	375	2,8
873	...	285	2,8
1073	...	192	6,6
1273	...	119	8,8
1373	...	93	13,0

Примечание. Объемная доля оксида тория в ДКМ составляет 1,8%.

него окисления. Карбиды вводят с помощью механического смешивания. ДКМ могут подвергаться обработке давлением. Так, многократное волочение с промежуточными отжигами позволяет получать проволоку из дисперсно-упрочненной платины и платинородиевого сплава. Отжиг после пластической деформации приводит к снижению прочности и повышению пластичности (табл. 7.25), при этом прочность и пластичность проволоки из ДКМ существенно выше, чем из неупрочненных сплавов.

Свойства. Введение дисперсных включений незначительно увеличивает прочность платины при комнатной температуре, при высоких температурах упрочнение становится существенным. Упрочнение оксидом тория повышает рабочие температуры чистой платины и ее сплавов на 300—400 К. Механические характеристики ДКМ на основе платины при кратковременном нагружении приведены в табл. 7.26. Особенно эффективно дисперсные включения повышают длительную прочность и сопротивление ползучести (табл. 7.27). Например, при температуре 1673 К и $\sigma = 5$ МПа проволока из чистой платины разрушается через 30—60 мин, из сплава платины с добавкой 10% Pt — через 50 ч, а из ДКМ Pt — TiC с объемным содержанием карбида титана 0,4% не разрушается даже после 1000 ч испытаний.

Вследствие малой концентрации дисперсных включений плотность ДКМ на основе платины незначительно отличается от плотности матрицы

Таблица 7.27. Длительная прочность платинородиевого сплава и ДКМ (Pt — Rh) — ThO_2 [436]

T, К	σ_{10^4} , МПа	σ_{10^5} , МПа	σ_{10^6} , МПа	T, К	σ_{10^4} , МПа	σ_{10^5} , МПа	σ_{10^6} , МПа
Сплав Pt — Rh				ДКМ (Pt — Rh) — ThO_2			
1473	13	6	2,8	1473	30	22	15
1573	11	5	2,2	1573	28	19	12
1673	9	3,5	1,5	1673	26	16	7

Примечания. 1. Состав платинородиевого сплава: 90% Pt, 10% Rh. 2. Содержание оксида тория в ДКМ составляет 0,25%.

(она на 1—2 % ниже плотности чистой матрицы). Удельное электрическое сопротивление повышается на 15—20 %, модуль упругости — на 5—10 %, а к. т. р. уменьшается на 6—8 % по сравнению с неупрочненной матрицей [392].

Применение. ДКМ на основе платины применяются вместо чистой платины и ее сплавов при работе в условиях повышенных температур и нагрузок. При этом увеличивается долговечность изделий, что позволяет получить существенный технический и экономический эффект. К числу таких изделий относятся тигли для плавления оптических стекол, сосуды для получения СВ, нагревательные элементы, термометры сопротивления, высокотемпературные термопары, катализаторы и т. п.

7.12. ДИСПЕРСНО-УПРочНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СВИНЦА

Очень малая растворимость кислорода в свинце обеспечивает высокую эффективность упрочнения свинца и его сплавов оксидами, и в первую очередь собственным оксидом PbO. Кроме оксида свинца в качестве дисперсной фазы используют оксиды алюминия и меди (Al_2O_3 , Cu_2O) и другие тугоплавкие соединения.

ДКМ на основе свинца обладают высоким сопротивлением рекристаллизации, намного превосходящим сопротивление рекристаллизации чистого свинца.

Технология получения. Основные методы получения исходных смесей — механическое смешивание, совмещаемое с размолотом в мельницах, и внутреннее окисление (например, внутреннее окисление сплавов Pb — Al успевает происходить в процессе расплытия жидкого металла, при этом объемная доля оксидов достигает 3—4 %).

ДКМ на основе свинца имеют хорошую технологическую пластичность, позволяющую подвергать их прокатке, волочению, экструзии, штамповке и другим видам обработки давлением. Из них получают тонкие листы, проволоку, профили различной формы. Неразъемные соединения деталей из дисперсно-упрочненного свинца между собой и с деталями из других материалов выполняют холодной сваркой на воздухе. Сжатие плоским пуансоном со степенью деформации 50—60 % обеспечивает равнопрочность и одинаковую электропроводность основного металла и сварного шва.

Свойства. Прочность ДКМ растет пропорционально концентрации оксида свинца, при этом пластичность уменьшается от 15—16 % при 1,8 % PbO до 5—7 % при 6,7 % PbO (табл. 7.28).

Особенно эффективно дисперсные оксиды увеличивают кратковременную и длительную прочность при повышенных температурах (табл. 7.29), а также сопротивление ползучести и усталостную прочность. При температуре 473 К прочность ДКМ Pb — PbO, содержащего 6 % PbO, равна прочности чистого свинца при комнатной температуре. Длительная прочность ДКМ Pb — PbO при температуре 353 К в пять раз, а усталостная прочность в 10—20 раз выше, чем у чистого свинца.

Плотность и электропроводность ДКМ на основе свинца уменьшаются с увеличением содержания оксида свинца. Однако электропроводность остается достаточно высокой (примерно 90 % электропроводности чистого свинца), превышая электропроводность сплава Pb — Sb на 20 %.

Коррозионная стойкость ДКМ на основе свинца в концентрированной серной кислоте ниже, чем чистого свинца, и уменьшается с повышением концентрации оксидов (табл. 7.30). Так, ДКМ Pb — PbO, содержащий 1 % PbO, более стоек в концентрированной серной кислоте, чем сплав, содержащий 92 % Pb и 8 % Sb. Убыль массы ДКМ на основе свинца в разбавленной серной кислоте (концентрация 10—50 %) пренебрежимо мала [470].

Таблица 7.28. Механические свойства ДКМ на основе свинца [470]

Содержание оксида свинца, %	E, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1,8	12 000	25	36	15—16
2,9	13 000	32	43	11—13
3,2	13 000	31	48	10—11
3,6	14 000	34	51	10—12
4,4	16 000	38	54	9—11
5,4	21 000	38	57	8—10
6,7	20 000	41	65	5—7

Примечание. При 1 % PbO и температуре 373, 473 и 573 К σ_B соответственно равен 25, 13 и 7 МПа, при 6 % PbO и тех же температурах — соответственно 50, 17 и 11 МПа.

Таблица 7.29. Длительная прочность ДКМ Pb — PbO [469, 470]

Содержание оксида свинца, %	T, К	σ , МПа	Время до разрушения, ч
0	293	10	0,5
	353	2	170
1,5	293	14	Не разрушился через 1000 ч
	293	26,6	0,65
	293	24	0,57
4	328	14 (28)	310 (22,5)
	353	10 (25)	344 (38)

Примечание. В скобках приведены данные для ДКМ с матрицей из сплава состава 99,8 % Pb, 0,2 % Sb.

Таблица 7.30. Коррозионная стойкость свинца и ДКМ Pb — PbO в концентрированной серной кислоте при комнатной температуре [470]

Содержание оксида свинца, %	Убыль массы, %, за время, ч						
	200	400	600	800	1000	1200	1400
0	2	3,5	5	6,5	8	9,5	11
1	4	6,5	9	11,5	14	16,5	19
6	6	11	16	21	26	31	36
9,5	8	13	18	25	32	43	63

Применение. Области применения — атомная техника (защита от радиоактивного излучения, экранирование ядерных реакторов), электротехническая промышленность (оболочки высоковольтных кабелей), химическая промышленность (пластины кислотных аккумуляторов, ванны для электрохимического хромирования) и др. Применение ДКМ позволяет уменьшить массу конструкций, сэкономить дефицитные металлы, снизить загрязнение окружающей среды.

7.13. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СЕРЕБРА

Серебро эффективно упрочняется дисперсными частицами тугоплавких соединений, в первую очередь оксидами алюминия, кадмия, меди. Последние два оксида имеют температуру разложения ниже температуры кипения серебра, что оказывает положительное влияние на гашение дуги, возникающей при размыкании контактов, изготовленных из ДКМ. Однако упрочнение, вызываемое этими оксидами, меньше, чем вызываемое оксидом алюминия. ДКМ на основе серебра отличаются повышенной структурной стабильностью и сопротивлением рекристаллизации по сравнению с чистым серебром.

Технология получения. Наиболее распространенные методы получения порошковых смесей ДКМ на основе серебра — механическое смешивание, внутреннее окисление и химическое соосаждение. Уплотнение осуществляется прессованием и спеканием, а также экструзией. При объемной доле оксида алюминия до 1 % ДКМ Ag — Al₂O₃ имеют хорошую технологическую пластичность, позволяющую подвергать их всем видам холодной и горячей обработки давлением. При большем содержании оксидов технологическая пластичность ДКМ ухудшается. Промышленностью СССР выпускаются три марки ДКМ на основе серебра: КМК-А10 (85 % Ag, 15 % CdO), КМК-А20 (90 % Ag, 10 % CuO) и СОМ-8 (92 % Ag, 8 % CuO).

Таблица 7.31. Механические свойства ДКМ на основе серебра [233]

Содержание добавки, %	T, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа
Ag без добавки					
0	293	25	140	40—50	260
	673	80	120
	873	50	70
	1073	30	60
Ag — Al ₂ O ₃					
0,3	293	300	350	8	1050
	673	270	280
	873	180	200
	1073	80	90
0,7	293	320	365	16	1100
Ag — CuO					
10	293	...	210	...	600
	293	...	280	...	790

Свойства. Прочность ДКМ Ag — Al₂O₃ с объемной долей оксида алюминия 1 % в два с половиной раза превышает прочность чистого серебра при комнатной температуре (табл. 7.31). При повышенных температурах эффект упрочнения выражен еще сильнее. Однако увеличение объемной доли оксида алюминия до 2 % незначительно повышает прочность и твердость, ухудшая пластичность, поэтому оптимальным является состав с 1 % Al₂O₃. Длительная прочность этого материала также существенно выше, чем у чистого серебра (табл. 7.32).

Таблица 7.32. Длительная прочность ДКМ Ag — Al₂O₃ [233]

T, К	σ_{10} , МПа	σ_{100} , МПа	σ_{1000} , МПа
293	345	345	345
673	180	160	140
773	140	120	100

Примечание. Объемная доля оксида алюминия в ДКМ составляет 1 %.

Плотность, к. т. р., тепло- и электропроводность ДКМ Ag — Al₂O₃ уменьшаются с увеличением концентрации оксида алюминия. Удельное электрическое сопротивление ДКМ Ag — Al₂O₃ при объемной доле оксида алюминия 1 и 2 % составляет соответственно 1,91—2,06 и 2,27—2,48 мкОм · см, ДКМ КМК-А10 2,6—2,8 мкОм · см, КМК-А20 2,5 мкОм · см [181] (та же характеристика для чистого серебра равна 1,61 мкОм · см).

Применение. ДКМ на основе серебра используют в электрических контактах аппаратов систем пуска и управления — реле, пускатели, контроллеры, кулачковые элементы, автоматические выключатели. Контакты из ДКМ КМК-А10 и КМК-А20, полученных методом соосаждения из растворов солей, имеют в полтора — два с половиной раза большую износостойкость и срок службы, чем контакты из ДКМ, полученных методом механического смешивания, что объясняется более дисперсной структурой ДКМ, полученных соосаждением.

7.14. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

Оксиды, нитриды и карбиды не обладают достаточной устойчивостью в контакте с титаном при высоких температурах вследствие сравнительно большой растворимости кислорода (14 %), азота (2 %) и углерода (0,09 %) в титане. Это приводит к тому, что дисперсное упрочнение титана оказывается недостаточно эффективным по сравнению с традиционным методом легирования. Механические характеристики ДКМ на основе титана ниже, чем у легированных титановых сплавов, как при низких, так и при повышенных температурах. Из-за низкой жаростойкости титана верхний температурный предел его эксплуатации не превышает 0,4 T_{пл}.

Технология получения. ДКМ на основе титана получают обычно механическим смешиванием, полуфабрикаты — методами порошковой металлургии — прессованием, спеканием и экструзией.

Свойства. Добавки дисперсных частиц оксидов (Al₂O₃, ZrO₂, TiO₂) увеличивают до определенных пределов твердость и прочность и снижают пластичность (табл. 7.33). Так, прочность ДКМ на основе чистого титана достигает 900—910 МПа при добавлении 0,5 % Al₂O₃, 0,8 % ZrO₂ и 0,6 % TiO₂; дальнейшее увеличение концентрации вводимых оксидов вызывает снижение прочности при комнатной температуре [204].

Повышение прочности достигается также введением оксидов в сплав Ti — Mo, при этом оксиды могут применяться для частичной замены дорогостоящего молибдена. Предел прочности таких сплавов достигает 1000 МПа при комнатной температуре и 500 МПа при температуре 673 К (табл. 7.34). Данные по коррозионной стойкости, тепло- и электропроводности ДКМ на основе титана и его сплавов отсутствуют.

Таблица 7.33. Механические свойства ДКМ на основе титана [204]

Содержание добавки, %	T, К	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
Ti — Al ₂ O ₃				
0,3	293	840	9—10	...
0,5	293	910	3—5	...
	673	280	15—16	40—42
0,7	293	870	1—2	...
	673	330	11—12	37—39
Ti — ZrO ₂				
0,4	293	790	7—8	...
	673	250	13—15	44—46
0,8	293	890	1—2	...
	673	280	12—14	42—44
Ti — TiO ₂				
0,4	293	840	7—8	...
	673	240	13—15	42—44
0,6	293	900	1—2	...
	673	270	12—14	42—43

Таблица 7.34. Механические свойства ДКМ на основе титанолибденовых сплавов [204]

Содержание, %		T, К	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
Мо в матрице	ZrO ₂				
0	0	293	700	18	30
		673	200	22	45
1	0,5	293	840	12	23
		673	260	20	37
1	1	293	900	12	15
		673	270	18	35
2,5	1	293	980	5	11
		673	380	16	35
4	0,5	293	870	10	20
		673	320	17	30
4	1	293	1000	10	13
		673	390	13	30
5	0,7	293	1000	5	18
		673	500	8	30

Применение. Области применения ДКМ на основе титана пока не определены в связи с недостаточно высокими показателями прочности и пластичности.

7.15. ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ХРОМА

В ДКМ на основе хрома в качестве упрочняющих дисперсных фаз эффективны оксиды, поскольку растворимость кислорода в хроме очень мала (0,001 % при температуре 1373 К). Наиболее часто для упрочнения хрома используется оксид магния MgO, который способствует измельчению зерна хромовой матрицы и одновременно выполняет роль раскислителя, связывая поверхностные пленки оксида на порошке хрома в шпинель.

ДКМ на основе сплава состава 99,5 % Cr и 0,5 % Ti, упрочненный 6 % MgO, называется хром-30, на основе сплава состава 97 % Cr, 2,5 % V, и 0,5 % Si, упрочненный 3 % MgO, — хром-90, на основе сплава состава 93,5 % Cr, 2,5 % V, 1 % Si, 0,5 % Ti, 2 % Ta и 0,5 % C, упрочненный 3 % MgO, — хром-90S.

Включения оксида магния снижают температуру перехода хрома-30 из пластичного состояния в хрупкое до интервала температур 261—247 К по сравнению с 413 К для чистого хрома. ДКМ хром-90 пластичен при комнатной температуре, а порог хрупкости для ДКМ хром-90 S лежит при температуре 450 К. Эффективно снижают порог хрупкости хрома дисперсные включения оксида тория ThO₂. Так, для ДКМ Cr — ThO₂ с 3 % ThO₂ порог хрупкости составляет 288 К в деформированном состоянии и 323 К в рекристаллизованном.

Технология получения. Из-за большого сродства хрома к кислороду практически единственным методом получения порошков ДКМ на его основе является механическое смешивание. Это ограничивает дисперсность вводимых частиц. Средний размер включений оксида магния в ДКМ составляет 5 мкм, поэтому в полной мере потенциальные возможности дисперсного упрочнения в этих ДКМ не реализуются. Наиболее технологичен из ДКМ на основе хрома хром-30, из которого получают прутки, листы, проволоку. Его можно подвергать экструзии, ковке, штамповке, высадке. ДКМ на основе хрома обладают высоким сопротивлением рекристаллизации.

Свойства. Показатели прочности и пластичности хрома-30 представлены в табл. 7.35, показатели длительной проч-

Таблица 7.35. Механические свойства ДКМ хром-30 [233]

T, К	σ_B , МПа	δ , %
293	340	15—25
573	265	...
923	245	...
1253	125	30—40
1643	33	...

Таблица 7.36. Длительная прочность ДКМ на основе хрома [233]

T, К	σ_{100} , МПа	T, К	σ_{100} , МПа	T, К	σ_{100} , МПа
Х р о м - 30		Х р о м - 90		Х р о м - 90S	
1203	35	1253	56	1253	195
1253	25	1363	17,5	1363	56
1363	17,5				

ности ДКМ на основе хрома — в табл. 7.36. Жаропрочность их ниже, чем лучших легированных сплавов на основе хрома, однако последние хрупки при комнатной температуре. Дополнительные резервы повышения прочности связаны с уменьшением среднего размера дисперсных включений.

Для ДКМ хром-30 плотность равна 6600 кг/м³, к. т. р. в интервале температур 293—923 и 923—1363 К — соответственно $4,1 \cdot 10^{-6}$ и $5,2 \times 10^{-6}$ К⁻¹, коэффициент излучения при температуре 923 К — 0,85; удельное электрическое сопротивление при температуре 293 К — $4,8 \times 10^{-7}$ Ом · м [467].

Таблица 7.37. Жаростойкость ДКМ на основе хрома [467]

Т, К	Δm , мг/см ² , при t, ч	
	1	4
Хром		
<i>Окислительная среда (воздух)</i>		
1253	0,1	0,25
1473	1,2	2,5
Хром - 30		
<i>Окислительная среда (воздух)</i>		
1253	0,1	0,25
1473	0,4	0,8
1573	1,5	3,5
<i>Окислительная среда (кислород)</i>		
1573	1,0	1,5
<i>Среда — азот</i>		
1573	3,0	7,0

Окисление на воздухе хрома и ДКМ на его основе в интервале температур 1473—1773 К протекает по параболической зависимости $\Delta m = kt^n$, где Δm — увеличение массы; k , n — постоянные [155]. ДКМ Cr — MgO с 5 % MgO окисляются с образованием окалины, склонной к отслаиванию, в силу чего жаростойкость этих ДКМ в интервале температур 1473—1573 К в 1,3—1,6 раза ниже, чем чистого хрома.

Присутствие в ДКМ хром-30 титана обеспечивает хорошее сцепление окалины с основным металлом, поэтому жаростойкость хрома-30 в интервале температур 1253—1573 К выше, чем чистого хрома (табл. 7.37).

Большее увеличение массы ДКМ при испытаниях на коррозионную стойкость в азоте и на воздухе по сравнению с кислородом связано со способностью хрома интенсивно поглощать азот. Плотная пленка оксидов на поверхности ДКМ препятствует азотированию хрома, поэтому повысить стойкость ДКМ на воздухе и в азоте можно путем предварительного кратковременного окисления сплавов. Например, увеличение массы ДКМ, предварительно окисленного в кислороде, после 100-часовой выдержки на воздухе при

температуре 1363 К не превышает 3 мг/см² [233].

Применение. Основное назначение ДКМ на основе хрома — использование для работы при высоких температурах в условиях окислительной атмосферы. Высокая эрозионная стойкость этих ДКМ под действием мощных тепловых потоков делает их перспективными в качестве материалов для сопел плазмотронов. Так, сопла из ДКМ хром-30 имеют ресурс работы в 7,5 раза больший, чем сопла из чистого хрома при поверхностной плотности теплового потока $4,5 \cdot 10^6$ Вт/м². Перспективно также использование ДКМ в качестве износостойких покрытий.

7.16. ДИСПЕРСНО-УПРОЧЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

Цирконий подобно титану обладает большим сродством к кислороду. Кроме того, кислород хорошо (6,8 %) растворяется в цирконии. Все это создает значительные трудности при получении ДКМ, упрочненных оксидами.

Таблица 7.38. Механические свойства ДКМ на основе циркония и его сплавов [374, 482]

Объемная доля добавки, %	Т, К	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Циркаллоу-2 — Y₂O₃				
0	923	89	123	42
0,1	613	364	448	32
	773	240	266	64
1	613	367	436	37
	773	228	263	52
10	773	269	312	20
	Zr — ThO₂			
0	923	525	78	44
2,5	923	119	166	27
	923	121	189	35
3,5	923	124	187	26
	923	114	179	20
Zr — Ce₂O₃ · 2ZrO₂				
3	923	95	144	8
5	923	128	192	8
	923	180	250	14
Zr — Y₂O₃				
1	923	90	137	20
2	923	103	151	26
	923	107	168	24
3	923	107	168	24
	923	86	135	22
Zr — La₂O₃				
1	923	87	139	32
2	923	77	120	27

В качестве упрочнителей в циркониевую матрицу вводят Y₂O₃, ThO₂, Ce₂O₃ · 2ZrO₂, La₂O₃. Хотя эти оксиды взаимодействуют с матрицей, их применение оправдано, поскольку при сравнительно невысоких температурах эксплуатации циркониевых ДКМ (до 900 К) взаимодействие циркония и оксидов протекает с достаточно малой скоростью. Кроме того, оксиды не снижают работоспособности ДКМ на основе циркония в ядерных реакторах.

Технология получения. Из-за высокого сродства циркония к кислороду практически единственным доступным способом получения исходных смесей для ДКМ является механическое смешивание. Это затрудняет получение ДКМ с достаточной дисперсностью и равномерностью распределения упрочняющей фазы. Вместо порошка циркония в исходную смесь вводят также порошки гидрида циркония, а затем прессовки дегидрируют в вакууме. В ДКМ, полученных этим способом, распределение дисперсных частиц в матрице более равномерное, поскольку гидриды измельчаются легче, чем чистый цирконий.

Полуфабрикаты получают прессованием и спеканием. Достаточно высокая технологическая пластичность позволяет обрабатывать их экструзией,

ковкой, штамповкой, высадкой и другими методами пластической деформации. ДКМ на основе циркония могут быть получены также литейными методами.

Свойства. Дисперсные частицы оксидов способствуют измельчению зерна матрицы, повышению кратковременной и длительной прочности и сопротивлению ползучести ДКМ по сравнению с чистой матрицей (табл. 7.38, 7.39).

В то же время показатели прочности ДКМ на основе чистого циркония ниже, чем у лучших легированных циркониевых сплавов. Упрочнение циркония и его сплавов оксидом тория нежелательно с точки зрения применения в ядерных реакторах, предпочтительнее в качестве упрочняющей фазы использовать оксид иттрия.

Таблица 7.39. Длительная прочность циркония и ДКМ на его основе при $T = 923$ К [233, 482]

Материал	σ_{100} , МПа
Zr	14
Zr — Y_2O_3	19,5
Zr — TiO_2	26

Примечание. Объемная доля добавок в ДКМ составляет 7 %.

размерами дисперсных частиц и средними расстояниями между ними.

Коррозионная стойкость ДКМ циркалло-2 с добавками оксида иттрия в водяном паре существенно ниже стойкости циркалло-2 без дисперсных включений (табл. 7.40).

Таблица 7.40. Коррозионная стойкость ДКМ циркалло-2 — Y_2O_3 в водяном паре под давлением 10 МПа при $T = 673$ К [233]

Объемная доля оксида иттрия, %	Δt , мг/см ² при t , сут		
	10	20	60
0	0,2	0,3	0,6
1	0,4	0,6	1,2
10	20

Применение. ДКМ на основе циркония обладают малым сечением поглощения тепловых нейтронов. Их используют в качестве конструктивных материалов активной зоны атомных реакторов.

7.17. МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ПСЕВДОСПЛАВОВ

Псевдосплавы изготавливают методами порошковой металлургии — пропиткой, жидко- и твердофазным спеканием.

Процесс заключается в заполнении пор спеченной или неспеченной заготовки из относительно тугоплавкого компонента расплавом легкоплавкого металла. Самопроизвольное протекание пропитки сопровождается уменьшением свободной энергии системы и осуществляется при условии $\cos \theta_c > 0$.

Пропитка [92, 93] производится методами полного или частичного погружения пористой заготовки в расплав либо путем наложения пропитывающего брикета на заготовку. Температура пропитки превышает точку плавления легкоплавкой фазы и не достигает точки плавления тугоплавкой. Кинетика пропитки в изотермических условиях описывается уравнениями

$$l_{пр}^2 = k_{пр} t \text{ и } k_{пр} = \frac{\sigma_{ж.г} \cos \theta_c}{2\eta} r_{эф}, \text{ где } r_{эф} — \text{эффективный радиус открытых пор.}$$

Скорость пропитки растет при увеличении исходной пористости пропитываемых заготовок, размера пор и температуры процесса. О глубине пропитки за время t обычно судят по изменению массы Δm пропитываемой заготовки, коснувшейся расплава поверхностью F : $l_{пр} = \frac{\Delta m}{F\Pi_1\gamma}$, где Π_1 — пористость заготовки; γ — плотность расплава.

Взаимная растворимость компонентов отрицательно влияет на свойства пропитанного материала. Поэтому при наличии растворимости пропитку следует проводить в течение минимального времени, достаточного для заполнения пор. В случае невзаимодействующих фаз необходимо делать выдержку при пропитке для гомогенизации образовавшихся псевдосплавов.

При $\theta_c \approx 90^\circ$ движущая сила пропитки (капиллярное давление) может оказаться недостаточной для осуществления процесса. В этом случае для протекания пропитки потребуются дополнительные усилия (автоклавное давление, вакуумное всасывание, наложение электромагнитного поля и др.).

Микроструктура псевдосплавов, полученных пропиткой, представляет собой взаимопроникающие непрерывные каркасы из тугоплавкой и легкоплавкой фаз.

7.17.2. Жидкофазное спекание [94]

Процесс жидкофазного спекания за счет большей скорости переноса вещества протекает значительно интенсивнее, чем в твердой фазе. При жидкофазном спекании различают три стадии процесса уплотнения, соответствующие трем механизмам спекания: вязкое течение жидкости и перегруппировка частиц, растворение-осаждение, спекание в твердой фазе с образованием жесткого скелета. Преобладание того или иного механизма зависит от природы фаз и их количественного соотношения.

Первая стадия процесса включает образование жидкой фазы и ее течение в порах с перегруппировкой твердых частиц, приводящей к более плотной их упаковке. Процесс вязкого течения наиболее характерен для систем, в которых взаимной растворимости компонентов нет. На этой стадии усадка протекает ускоренно. При объемной доле жидкой фазы свыше 50 % только за счет перегруппировки твердых частиц может быть получен псевдосплав с плотностью, близкой к теоретической. При преобладании механизма перегруппировки микроструктура спеченного материала состоит из частиц тугоплавкой фазы, диспергированных в легкоплавкой матрице.

Вторая стадия уплотнения заключается в растворении материала на контактах частиц с последующим осаждением вещества из расплава на периферийных участках частиц при сближении их центров. Эта стадия насту-

пает при выполнении трех условий: разность температур плавления компонентов должна быть значительной; легкоплавкий компонент не должен растворяться (или должен мало растворяться) в тугоплавком; тугоплавкий компонент, наоборот, должен хорошо растворяться в легкоплавком. Кроме того, для осуществления стадии растворения-осаждения, так же как и стадии перегруппировки, важным условием является проникновение жидкости между зернами.

Третья стадия процесса включает медленное уплотнение вследствие срастания твердых частиц между собой с получением в спекаемом теле жесткого скелета. Образование его происходит при условии, что величина $\sigma_{т.ж}$ велика и смачиваемость твердого тела жидкой фазой настолько мала, что жидкость не проникает между зернами. В этом случае реализуется сухой контакт частиц, спекающихся между собой. При большом количестве таких связей образуется каркас, в порах которого заключена жидкая фаза.

Жидкофазное спекание псевдосплавов (W — Cu, W — Ag, Mo — Cu и др.) происходит главным образом по первому механизму уплотнения — вязкое течение жидкости и перегруппировка частиц. Уменьшение краевого угла смачивания, размера частиц и плотности брикетов, а также повышение температуры приводит к росту капиллярных сил и усадки при спекании. Для получения мелкозернистой структуры и большей прочности спеченных изделий необходимы как можно более высокая температура спекания и как можно меньшая длительность процесса.

Процессы получения порошковых смесей, формования порошков, твердофазного спекания, деформации и термообработки, применяющиеся при изготовлении псевдосплавов, описаны в рубриках 7.2 и 7.3.

7.18. ПСЕВДОСПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ВОЛЬФРАМА

7.18.1. W — Cu

Взаимодействие. Медь и вольфрам практически не растворяются друг в друге ни в жидком, ни в твердом состоянии. Температурная зависимость краевого угла смачивания вольфрама жидкой медью представлена в табл. 7.41 [197]

Таблица 7.41. Температурная зависимость краевого угла смачивания в системе W — Cu

Т, К	θ_c , град	
	Вакуум	Водород
1423	39	28
1523	29	10
1623	0	0

Таблица 7.42. Газопроницаемость (Г) высокопористых псевдосплавов W — Cu при перепаде давлений 0,05 МПа и толщине образцов 5 мм [278]

Содержание меди, %	Π , %	Г, м/с
10	75	6,5
20	74	9,7
30	72	0,5

В качестве компонентов, легирующих вольфрамовую основу, используются никель [248, 450], кобальт [450], титан, цирконий [192, 214], кремний [306].

Технология получения. Псевдосплавы W — Cu с объемной долей вольфрама до 50 % преимущественно получают путем жидко- или твердофазного

спекания смеси компонентов [4, 6, 84, 360]. Шихта готовится путем смешивания порошков вольфрама и меди или восстановлением вольфрамата меди в интервале температур 773—1273 К. Прессуется шихта на гидравлическом прессе под давлением 390—980 МПа, брикеты спекаются в вакууме или в водороде в интервале температур 1323—1623 К.

Режимом жидкофазного спекания определяется относительная плотность псевдосплавов W — Cu (табл. 7.43). Для получения беспористых изделий применяют многократное прессование и спекание, а также спекание под давлением [197]. Спеченные заготовки подвергаются прокатке, экструзии, волочению, штамповке. Структура спеченных псевдосплавов W — Cu представляет собой пластичную основу из меди, в которой диспергированы частицы вольфрама, изолированные или частично соприкасающиеся между собой.

При высокой объемной доле вольфрама (более 50 %) псевдосплавы W — Cu получают главным образом путем пропитки медью пористых вольфрамовых каркасов [6, 214, 248, 360]. Порошок вольфрама (или его смеси с легирующими компонентами) прессуется, брикеты спекаются в интервале температур 1173—2273 К в течение 30—60 мин, спеченные заготовки пропитываются путем наложения медного брикета или погружения в расплав меди. Температура пропитки 1473—1673 К, среда — вакуум или водород, продолжительность выдержки 20—60 мин. Структура пропитанных псевдосплавов представляет собой вольфрамовый каркас, поры которого заполнены медью.

Псевдосплавы с высоким содержанием вольфрама получают также методом горячего прессования в присутствии жидкой фазы [116]. Горячее прессование смеси порошков вольфрама и меди производится в интервале температур 2073—2573 К под давлением 7,4—24,5 МПа в пресс-инструменте из графита, время изотермической выдержки 30 мин. При различных режимах горячего прессования псевдосплавы W — Cu отличаются по относительной плотности (табл. 7.44).

Высокопористые псевдосплавы W — Cu изготавливают путем частичной пропитки медью спеченного вольфрамового каркаса или, что технологически удобней, жидкофазным спеканием смеси порошков вольфрама и меди либо вольфрама, меди и никеля с удаляющимся порообразователем [277, 278]. Металлические порошки смешиваются с порошком карбоната аммония, смесь прессуется в брикеты, из которых при температуре 473 К в среде водорода отгоняется порообразователь, после чего брикеты спекаются в течение 1 ч при температуре 1523 К. С увеличением дисперсности исходного порошка меди пористость растет. С целью повышения сопротивляемости окислению пористые псевдосплавы хромируют в среде водорода при температуре 1523 К в течение 2 ч.

Свойства псевдосплавов W — Cu зависят от состава. Так, в контактах, изготовленных из псевдосплавов (W — Ni) — Cu, с увеличением содержания меди прочность и твердость уменьшаются, а электропроводность растет (табл. 7.45).

Псевдосплавы W — Cu, содержащие 10—15 % Cu, имеют плотность (17,5—18,0) 10^3 кг/м³, твердость 2790—2840 МПа, прочность при растяжении 740—790 МПа, относительное удлинение 3—5 %, относительное сужение 7—8 %, модуль упругости (294—314) 10^8 МПа [247]. Для высокопористых псевдосплавов W — Cu максимальная газопроницаемость наблюдается при содержании меди 20 % (табл. 7.42).

Применение. Псевдосплавы W — Cu широко применяются в электротехнике в качестве контактного материала, в ракетной и космической технике. Из них изготавливают электроконтакты для высоковольтных выключателей, работающих в неокислительной среде или в масле [6, 96, 248, 307, 360], электроды контактных сварочных машин для сварки тугоплавких и цветных металлов [192], газоохладжаемые сопла и межэлектродные

Таблица 7.43. Относительная плотность псевдосплавов W —

Размеры частиц порошка вольфрама, мкм	T _{сп} , К	γ _{отн} при		
		1		
		V _{Cu} = 30 %	V _{Cu} = 40 %	V _{Cu} = 50 %
40—50	1423	0,65	0,72	0,84
	1523	0,66	0,73	0,86
	1623	0,68	0,75	0,87
125—160	1423	0,64	0,72	0,90
	1523	0,65	0,75	0,91
	1623	0,66	0,76	0,92
250—320	1423	0,62	0,69	0,80
	1523	0,63	0,70	0,82
	1623	0,65	0,72	0,85

Си, полученных жидкофазным спеканием под давлением [197]

p, МПа	γ _{отн} при					
	2,5			4		
	V _{Cu} = 30 %	V _{Cu} = 40 %	V _{Cu} = 50 %	V _{Cu} = 30 %	V _{Cu} = 40 %	V _{Cu} = 50 %
	0,70	0,78	0,93	0,72	0,83	0,98
	0,71	0,79	0,94	0,73	0,85	0,98
	0,72	0,80	0,95	0,74	0,86	0,99
	0,67	0,76	0,93	0,69	0,79	0,95
	0,68	0,77	0,94	0,70	0,80	0,95
	0,68	0,78	0,95	0,71	0,80	0,96
	0,64	0,70	0,86	0,65	0,72	0,88
	0,62	0,72	0,86	0,66	0,74	0,89
	0,66	0,74	0,87	0,68	0,75	0,88

Таблица 7.44. Относительная плотность псевдосплавов W — Си, полученных горячим прессованием [116]

T _{пр} , К	γ _{отн} при p, МПа			
	7,5	10	15	25
2073	0,715	0,785	0,835	0,865
2273	0,765	0,830	0,865	0,905
2473	0,805	0,850	0,890	0,920
2573	0,820	0,860	0,905	0,930

Примечание. Содержание меди в псевдосплаве составляет 10 %.

Таблица 7.45. Свойства контактов, изготовленных из псевдосплавов (W — Ni) — Си [288]

Марка контак-та	Содержание меди, %	σ _в , МПа	НВ, МПа	γ, 10 ³ кг/м ³	ρ, мкОм·м
КМК-В20	48	510	1400	12,0	0,070
КМК-В21	27	600	2100	14,0	0,080
КМК-В23	17	680	2400	15,5	0,100

Примечания. 1. Состав сплава W — Ni: 96 % W, 4 % Ni. 2. Значения σ_в и НВ определены для псевдосплавов в отожженном состоянии.

вставки мощных сварочных, плазмохимических и металлургических плазмотронов [306], сопловые вкладыши ракетных двигателей, работающих на твердом топливе [90].

7.18.2. W — Ag

Взаимодействие. Серебро и вольфрам взаимно нерастворимы как в жидком, так и в твердом состоянии. Температурная зависимость краевого угла смачивания вольфрама жидким серебром в атмосфере водорода следующая [94]:

T, К	1273	1423	1523	1623
θ _с , град	50	30	21	15

В качестве компонентов, легирующих вольфрамовую основу, используется никель, кобальт, рений [6].

Технология получения. Псевдосплавы W—Ag получают совместным спеканием смеси порошков или пропиткой пористого вольфрамового брикета расплавом серебра. Порошок серебра склонен к холодной сварке и легко агломерирует, в связи с чем он предварительно выдерживается в интервале температур 573—623 К [6]. Для создания псевдосплавов с очень тонкой структурой порошковые смеси готовят восстановлением металлов из раствора вольфрамата серебра [329].

Смесь порошков прессуется под давлением 440—980 МПа, длительно спекается в интервале температур 1273—1473 К в вакууме или восстановительной среде. Режимом жидкофазного спекания, составом и исходной пористостью определяется величина относительной усадки псевдосплавов W — Ag (табл. 7.46). Спеченные псевдосплавы могут подвергаться деформации для получения волокнистой структуры [6].

При изготовлении псевдосплавов W — Ag методом пропитки вольфрамовые брикеты с пористостью 35—45 % прессуются под давлением 170—245 МПа, прессовки спекаются в атмосфере осушенного водорода в интервале температур 2220—2470 К в течение 1—2,5 ч до пористости 17—25 %, затем пропитываются путем наложения брикета серебра сверху или снизу вольфрамовой заготовки. Температура пропитки 1273 К [178].

Таблица 7.46. Относительная усадка псевдосплавов W — Ag при жидкофазном спекании [94]

Содержание серебра, %	Т, К	t, ч	$\frac{\Delta l_0}{l_0} \cdot 10^3$ при исходной пористости, %	
			50	40
20	1273	0,5	6,1	2,4
	1373	1	7,8	4,4
	1473	2	11,8	7,1
35	1273	0,5	12,8	10,5
	1373	1	14,8	11,8
	1473	2	20,8	14,8
50	1273	0,5	43,8	15,5
	1373	1	51,3	21
	1473	2	69,8	28,2

Таблица 7.47. Свойства контактов, изготовленных из псевдосплавов (W — Ni) — Ag [288]

Марка контакта	Содержание серебра, %	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа	γ , 10^3 кг/м ³	ρ , мкОм·м
КМК-А60	48	350	3	1200	13,5	0,040
КМК-А61	27	450	1	2000	15,5	0,045

Примечания. 1. Состав сплава W — Ni: 96 % W, 4 % Ni. 2. Значения σ_B , δ и НВ определены для псевдосплавов в отожженном состоянии.

Легирующие металлы либо вводятся в шихту, либо в виде покрытия наносятся на вольфрам. Для нанесения покрытия спеченный пористый вольфрамовый брикет погружается в водный раствор солей никеля или кобальта, сушится, восстанавливается при температуре 1073 К в атмосфере водорода в течение 1 ч (при этом внутренняя поверхность пор покрывается слоем легирующего металла) и затем пропитывается серебром.

Свойства псевдосплавов W—Ag зависят от состава. Так, в контактах, изготовленных из псевдосплавов (W — Ni) — Ag, с увеличением содержания серебра прочность и твердость уменьшаются, а электропроводность и относительное удлинение растут (табл. 7.47).

Применение. Из псевдосплавов W—Ag изготавливают электроконтакты для сварочных машин, световых выключателей, авиационного оборудования, кассовых машин, выключателей бытовых приборов, стартеров, вибраторов, преобразователей тока, а также сопловые вкладыши неохлаждаемых ракетных двигателей [96].

7.19. ПСЕВДОСПЛАВЫ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА

7.19.1. Мо — Си

Взаимодействие в системе Мо — Си отсутствует, степень смачивания высокая: при температуре 1623 К $\theta_c = 0^\circ$ [97].

В качестве компонентов, легирующих молибденовую основу, применяются никель и кобальт.

Таблица 7.48. Свойства псевдосплавов (Мо — Со) — Си [97]

Состав сплава Мо—Со, %		Содержание меди, %	НВ, МПа	γ , 10^3 кг/м ³	ρ , мкОм·м
Мо	Со				
100	0	30	1570	9,60	0,0410
99	1	29	1830	9,50	0,0625
97	3	27	1870	9,48	0,0665
95	5	25	1910	9,45	0,0656
93	7	23	1950	9,48	0,0662
90	10	20	2040	9,48	0,0667

Технология получения. Для изготовления псевдосплава (Мо — Со) — Си порошок молибдена, полученный восстановлением молибдата аммония, смешивается с нитратами меди и кобальта, смесь выпаривается и затем оксиды кобальта и меди восстанавливаются водородом в две стадии при температурах 723 К и 1123 К. Смесь порошков прессуется под давлением 290—490 МПа, брикеты спекаются при температуре 1273 К и пропитываются расплавом меди при температуре 1523 К в восстановительной среде [97].

Таблица 7.49. Свойства контактов, изготовленных из псевдосплавов Мо — Си [288]

Марка контакта	Содержание меди, %	НВ, МПа	γ , 10^3 кг/м ³	ρ , мкОм·м
КМК-БМо50	50	1300	9,5	0,028
КМК-БМо80	20	2200	10,1	0,047

Примечание. Значения НВ определены для псевдосплавов в отожженном состоянии.

Для получения псевдосплава (Мо — Ni) — Си смешиваются порошки молибдена, меди и никеля, смесь прессуется и брикеты спекаются жидкофазным методом при температуре 1523 К до остаточной пористости 6—8 %, затем пропитываются в среде водорода расплавом Си — Ni, содержащим 12 % Ni [137].

Свойства псевдосплавов Мо — Си зависят от состава (табл. 7.48). Так, в контактах, изготовленных из псевдосплавов Мо — Си, с увеличением содержания меди твердость уменьшается, а электропроводность растет (табл. 7.49), с увеличением содержания кобальта повышаются твердость и электрическое сопротивление псевдосплавов.

Применение. Псевдосплавы Мо — Си применяют для производства силовых контактов [97].

7.19.2. Mo — Ag

Взаимодействие в системе Mo — Ag отсутствует, степень смачивания высокая.

Технология получения псевдосплавов Mo—Ag включает те же операции, что и технология получения псевдосплавов W — Ag.

Свойства псевдосплавов Mo—Ag зависят от состава. Так, в контактах, изготовленных из псевдосплавов Mo — Ag, с уменьшением содержания серебра повышаются твердость и электрическое сопротивление псевдосплавов (табл. 7.50).

Таблица 7.50. Свойства контактов, изготовленных из псевдосплавов Mo — Ag [288]

Марка контакта	Содержание серебра, %	НВ, МПа	γ , 10 ³ кг/м ³	ρ , мкОм·м
КМК-АМо50	50	1200	10,2	0,038
КМК-АМо80	20	1700	10,2	0,057

Примечание. Значения НВ определены для псевдосплавов в отожженном состоянии.

Применение. Псевдосплавы Mo—Ag используют для производства разрывных электроконтактов. Причем контакты, изготовленные из псевдосплава Mo — Ag, обладают более низким и устойчивым переходным электрическим сопротивлением, чем контакты из псевдосплава W — Ag, однако последние более долговечны в тяжелых условиях работы. Контакты, изготовленные из псевдосплавов Mo — Ag, применяют в воздушных выключателях, выключателях бытовых приборов, реле, вибропреобразователях, дуговых наконечниках [96].

7.20. ПСЕВДОСПЛАВЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

7.20.1. Ni — Ag

Взаимодействие. В псевдосплавах Ni — Ag фаза на основе серебра содержит до 1,5 % Ni, а фаза на основе никеля — 3,65 % Ag [336].

Степень смачивания в системе Ni — Ag высокая: при температуре 1273 К $\theta_c = 0^\circ$ [336].

Технология получения. Порошковые смеси никеля и серебра получают механическим смешиванием либо совместным осаждением солей металлов с последующим восстановлением. Смесь порошков никеля и серебра с размером частиц 30—50 мкм прессуется, брикеты спекаются в водороде в интервале температур 973—1023 К. Спеченные заготовки подвергаются экструзии и последующему волочению с промежуточными отжигами. Из полученного компактного материала в виде прутков или проволоки штамповкой изготавливаются изделия различной формы [336].

Электрическая износостойкость псевдосплавов Ni — Ag увеличивается с повышением степени дисперсности структурных составляющих. Мелкозернистые псевдосплавы получают по одному из двух режимов. Согласно первому из растворов нитратов никеля и серебра гидрокарбонатом натрия осаждаются нерастворимые карбонаты никеля и серебра. Высокодисперсная смесь карбонатов восстанавливается водородом и подвергается последовательно горячему прессованию, выдавливанию в интервале температур 773—873 К, горячей и холодной ковке [6].

Согласно второму режиму шихта готовится путем совместного осаждения смеси оксалатов никеля и серебра и последующего ее разложения в интервале температур 673—723 К; смесь порошков прессуется под давлением 300—350 МПа, спекается в вакууме 1,33 Па при температуре 1053—1093 К в течение 1 ч, повторно прессуется под давлением 800 МПа и отжигается при температуре 723 К 30 мин. Размер зерен в псевдосплаве 0,2 мкм [138, 198].

Псевдосплавы Ni — Ag могут быть получены пропиткой пористых заготовок никеля расплавленным серебром. Температура пропитки 1273 К [92].

Таблица 7.51. Свойства контактов, изготовленных из псевдосплавов Ni — Ag [288]

Марка контакта	Содержание серебра, %	НВ, МПа	γ , 10 ³ кг/м ³	ρ , мкОм·м
КМК-А30	70	550—750	9,6	0,030
КМК-А31	60	600—800	9,5	0,032
КМК-А30М	70	750—1050	9,7	0,030
КМК-А31М	60	800—1150	9,5	0,035
СрН-70 (прокат)	70	800—1100	9,8	0,025

Свойства. Оптимальным уровнем свойств обладают псевдосплавы, изготовленные из негранулированной мелкодисперсной шихты. Так, при одинаковом содержании меди контакты КМК-А30М и КМК-А31М (табл. 7.51), изготовленные из мелкодисперсной шихты, имеют более высокие прочность и электропроводность.

Применение. Псевдосплавы Ni — Ag используют в качестве разрывных контактов в различных автоматах, контакторах, магнитных пускателях, реле тяжелого режима, регуляторах напряжений, реле цепей сигнализации и автоматики, высоковольтных выключателях небольшой мощности и т. п. В СССР в основном применяются контакты с содержанием никеля 30 и 40 %. Контакты из псевдосплавов Ni — Ag устойчивы к электрическому износу, обладают низким и стабильным переходным электрическим сопротивлением, отличаются хорошей обрабатываемостью резанием, высокой пластичностью, прокатываются, куются и протягиваются в проволоку. Недостатком контактов является повышенная склонность к привариванию при перегрузках [96].

7.21. ПСЕВДОСПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

На основе железа разработан ряд псевдосплавов: Fe — Cu, Fe — Pb, Fe — Mg, Fe — Ag. Наиболее широкое распространение получили псевдосплавы Fe—Cu. Железную основу в этих псевдосплавах легируют углеродом, марганцем, никелем, молибденом. В качестве компонентов, легирующих медь, используются цинк, свинец, олово, алюминий, кобальт и другие металлы.

7.21.1. Fe — Cu (из взаимонасыщенных сплавов)

Взаимодействие. Железо и медь ограниченно взаимнорастворимы. Максимальная растворимость меди в железе при температуре 1373 К составляет 8 %, а железа в меди — 4 % [309]. При пропитке или жидкофазном

спекании чистых металлов развиваются диффузионные процессы, приводящие к растравливанию и разрыхлению границ твердой фазы. С целью предотвращения эрозии железа псевдосплавы формируют из взаимных растворов компонентов равновесного состава [309]. Значения краевых углов смачивания твердого железа расплавленной медью при температуре 1373 К в атмосфере водорода близки к нулю [330].

Технология получения. Порошок железомедного сплава (92 % Fe, 8 % Cu) прессуют до плотности (6,0—6,2) 10³ кг/м³, прессовки спекают при температуре 1373 К и пропитывают путем наложения медного или медножелезного (95 % Cu, 5 % Fe) брикета в атмосфере водорода в засыпке из прокаленного оксида алюминия при температуре 1373 К. Термообработку производят по режиму — закалка в воде с температуры 1273 К (заготовки под закалку выдерживают 8 ч в атмосфере водорода при температуре 1273 К), старение при температуре 703 К в течение 4 ч в соляной ванне. В псевдо-

Таблица 7.52. Механические свойства псевдосплавов Fe — Cu [309]

Т, К	σ _в , МПа		δ, %		ψ, %	
	А	В	А	В	А	В
293	690	750	2,8	2,0	10,0	2,0
523	570	560	4,5	1,3	13,3	4,6
623	480	520	2,8	1,5	11,2	5,0
723	300	400	2,0	1,5	4,6	2,4
823	220	240	3,0	...	4,9	3,1
923	140	170	3,0	...	12,0	4,0

Примечания. 1. А — псевдосплавы изготовлены из взаимонасыщенных растворов, В — из чистых металлов. 2. Содержание меди в псевдосплаве составляет 20 %.

сплавах, полученных из чистых железа и меди, в результате гетеродиффузии вблизи границ фаз наблюдаются микро- и субмикродофекты. Псевдосплавы из взаиморавновесных составляющих имеют более совершенное строение межфазных границ.

Свойства. Псевдосплавы Fe — Cu, изготовленные по варианту А (табл. 7.52), за счет бездефектной структуры обладают более высокими пластичностью, ударной вязкостью и усталостной прочностью по сравнению с вариантом В.

Для псевдосплавов Fe — Cu характерны достаточно высокие демпфирующие свойства. При комнатной температуре и амплитудах напряжений 100—200 МПа декремент колебаний составляет 1—2 %, с ростом температуры он увеличивается.

Повышение коррозионной стойкости псевдосплавов Fe — Cu достигается за счет создания при пропитке тонкого медного покрытия толщиной 0,01—0,02 мм. Псевдосплавы легко свариваются между собой и со сталью с помощью медного припоя. Возможно совмещение операций пропитки и сварки.

Применение. Псевдосплавы Fe — Cu, содержащие 15—25 % Cu, применяют в качестве конструкционных материалов для изготовления деталей, подверженных ударным нагрузкам, и деталей узлов трения. Компрессорные лопатки из псевдосплавов Fe — Cu работают в условиях высоких нагрузок и по долговечности не уступают лопаткам из нержавеющей стали. Износ в двигателях поршневых и уплотнительных колец, изготовленных из псевдосплавов Fe — Cu, в четыре раза меньше износа литых чугунных колец

[16]. Псевдосплавы Fe — Cu применяют также для производства седел клапанов двигателей внутреннего сгорания, зубчатых колес, кронштейнов, деталей роторов турбин, штампов и т. п. [16, 211, 223, 228, 308, 335, 407, 418, 494]. Использование псевдосплавов в буровых снарядах позволило резко снизить вибрацию, увеличить стойкость инструмента и производительность бурения. Из псевдосплавов Fe — Cu изготавливают электрические контакты, отличающиеся хорошей пластичностью, термостойкостью, обрабатываемостью [288].

7.21.2. (Fe — C) — Cu [228]

Взаимодействие — см. рубрику 7.21.1.

Технология получения. Пористые железные и стальные брикеты пропитываются в печи с двумя высокотемпературными зонами и одной зоной предварительного нагрева. Температура в зоне предварительного нагрева 823 К.

Таблица 7.53. Механические свойства псевдосплавов (Fe — C) — Cu после пропитки [228]

C _C в сплаве Fe—C, %	σ _в , МПа	σ _{сж} , МПа	δ, %	ψ, %	10 ⁴ α, Дж/м ²	10 ³ γ, кг/м ²
Пропитка сплавом Cu — Fe — Mn при содержании его в псевдосплаве 25 %						
0	470	370	8,0	13,0	6,8	8,02
0,25	570	460	5,0	6,3	2,7	7,94
0,50	650	500	4,0	5,2	2,0	7,89
0,75	710	510	4,0	5,0	1,6	7,90
1,00	720	500	4,0	4,8	1,4	7,96
15 %						
0	520	480	5,0	5,5	4,3	7,90
0,25	660	520	6,0	5,0	3,0	7,89
0,50	710	560	4,0	5,1	1,8	7,87
0,75	780	600	4,0	4,0	1,8	7,91
1,00	840	740	2,0	1,0	1,4	7,93
Пропитка чистой медью при содержании ее в псевдосплаве 25 %						
0	500	400	6,0	4,5	5,5	8,10
1	600	480	2,5	4,0	1,4	8,07
15 %						
1	830	730	1,1	2,0	0,8	7,93

в первой высокотемпературной зоне 1356 К, во второй 1393—1403 К (зона пропитки). Пропитка осуществляется методом наложения пропитывающего брикета (из чистой меди или сплава, содержащего 90 % Cu, 5 % Fe, 5 % Mn).

До расплавления пропитывающего брикета производят дегазацию каркаса. Пропитанные заготовки поступают в зону выдержки и в водоох-

Таблица 7.54. Механические свойства псевдосплавов

Содержание углерода в сплаве Fe — C, %	T _{зак.} , К	Отпуск		σ _в , МПа
		T, К	t, ч	
Содержание				
0	Без закалки	773	4	410
		1168	Без отпуска	860
	Без закалки	773	2	400
		978	2	400
1	1118	Без отпуска		1090
		478	...	1110
		588	...	1050
	Без закалки	773	...	960
		923	18	500
		Содержание		
1	1063	Без отпуска		1280
		478	...	1290
		588	...	1250
		868	...	1140
	Без закалки	923	18	600

лаждаемый холодильник. В качестве защитной атмосферы применяют эндотермический генераторный газ.

После пропитки следует термообработка по режиму: выдержка при температуре 1253 К в течение 1 ч в нейтральной атмосфере и охлаждение в печи до температуры 478 К. закалка в воде или масле с температур 1063—1168 К, отпуск в интервале температур 478—978 К в течение 2—18 ч.

Свойства. Структура псевдосплавов после пропитки — перлитная сетка со светлыми зернами меди и более темными зернами железомедного сплава. При быстром охлаждении после пропитки перлитная структура каркаса частично превращается в мартенситную. После термообработки структура псевдосплавов полностью мартенситная.

Термообработка псевдосплавов, не содержащих углерода, приводит к росту пластичности, при термообработке псевдосплавов (Fe — C) — Cu увеличиваются показатели прочностных свойств (табл. 7.53, 7.54). По мере снижения содержания углерода в железной основе температура закалки, необходимая для получения максимума прочностных свойств, повышается. Максимальной прочностью и износостойкостью обладает материал, содержащий 1 % C в сплаве Fe — C и 15 % Cu в псевдосплаве.

Применение — см. рубрику 7.21.1.

7.21.3. (Fe — Mn) — Cu [335]

Взаимодействие — см. рубрику 7.21.1.

Технология получения. Спрессованные железные брикеты подвергаются химико-термическому насыщению марганцем в атмосфере осушенного водорода в интервале температур 1123—1323 К в течение 5 ч из засыпки, содержащей ферромарганец, прокаленный оксид алюминия и хлорид алюминия. Процесс насыщения марганцем совмещается со спеканием. Насы-

(Fe — C) — Cu после термообработки [228]

σ _{сж} , МПа	δ, %	ψ, %	a, 10 ⁴ Дж/м ²	γ, 10 ⁸ кг/м ³
меди 25 %				
280	18	20,5	15,3	7,95
650	5	3,3	1,5	7,97
290	25	44,3	20,2	8,01
меди 15 %				
670	3,2	3,7	1,4	7,98
640	3,0	3,9	1,6	7,96
710	3,1	4,1	2,4	7,94
840	4,0	4,7	3,1	7,97
370	10,0	10,3	11,1	7,95
680	1,5	1,8	0,7	7,90
690	2,2	2,1	0,7	7,93
710	3,0	2,5	1,4	7,96
790	4,0	4,7	1,6	7,89
370	11,0	7,8	9,3	7,89

щенные брикеты допрессовываются, гомогенизируются, пропитываются медью в интервале температур 1473—1503 К и термообрабатываются (отжигаются, подвергаются закалке в воде с температуры 1273 К и отпуску в интервале температур 573—723 К). При содержании марганца до

Таблица 7.55. Механические свойства псевдосплавов (Fe — Mn) — Cu [335]

Содержание марганца в сплаве Fe—Mn, %	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %	10 ⁴ Дж/м ²
3—4	430—490	540—590	1,5—2	9,8—14,7
3—4	390—430	490—510	10—11	...
(отожженный)				
6—7	980—1000	980—1000
9—10	...	730—780	2—3	14,7—19,6

Примечание. Содержание меди в псевдосплаве составляет 18—20 %.

3,5 % фаза на основе железа имеет структуру феррита, до 7 % — мартенсита и более 12 % — аустенита.

Свойства псевдосплавов (Fe—Mn) —Cu зависят от концентрации марганца (табл. 7.55). Марганец упрочняет железную основу за счет образования высокопрочных метастабильных структур.

Применение — см. рубрику 7.21.1.

7.21.4. (Fe — Ni — Mo — Mn — C) — Cu [494]

Взаимодействие — см. рубрику 7.21.1.

Технология получения. Стальные порошки двух составов (A: 96,5 % Fe; 1,9 % Ni; 0,5 % Mo; 0,2 % Mn; 0,9 % C и B: 97,75 % Fe; 0,45 % Ni; 0,55 % Mo; 0,35 % Mn; 0,9 % C) прессуются до плотности $6,5 \cdot 10^3$ кг/м³. Операции спекания и пропитки осуществляются в проходной печи с зоной предварительного нагрева (температура 773 К) и высокотемпературной зоной (температура 1423 К) в атмосфере диссоциированного аммиака. Пропитанные заготовки охлаждаются в защитной среде и подвергаются термообработке по одному из режимов: I — отпуск при температуре 477 К, II — отпуск при температуре 589 К, III — отпуск при температуре 700 К, IV —

Таблица 7.56. Механические свойства псевдосплавов (Fe — Ni — Mo — Mn — C) — Cu [494]

Режим термообработки	$\sigma_{0,2}$, МПа		σ_B , МПа		α , 10^4 Дж/м ³		НВ, МПа	
	A—Cu	B—Cu	A—Cu	B—Cu	A—Cu	B—Cu	A—Cu	B—Cu
Без термообработки	...	600	625	730	8,4	9,5	4210	2640
I	780	640	830	750	11,1	13,2	3940	2430
II	...	690	670	750	9,8	10,3	3790	2360
III	9,9	9,1	3330	2120
IV	850	740	960	860	13,2	8,3	4210	4350
V	890	780	11,4	6,2	3790	3570
VI	10,3	6,6	3330	2870

Примечание. Содержание меди в псевдосплаве A — Cu составляет 20 %, в псевдосплаве B — Cu — 17 %.

закалка на аустенит при температуре 1144 К в жидкость с температурой кипения 338—344 К и отпуск при температуре 477 К, V — закалка на аустенит при температуре 1144 К и отпуск при температуре 589 К, VI — закалка на аустенит при температуре 1144 К и отпуск при температуре 700 К. Время отпуска при всех режимах — 1 ч.

Свойства. При большем содержании никеля выше скорость и степень пропитки стальных каркасов (никель способствует уменьшению поверхностного натяжения на границе железо — медь). Плотность псевдосплавов, изготовленных из стального порошка A и содержащих 20 % Cu, составляет $(7,8—7,9) \cdot 10^3$ кг/м³, из порошка состава B с 17 % Cu — $(7,3—7,4) \cdot 10^3$ кг/м³. Псевдосплавы из порошка A обладают более высоким уровнем свойств за счет повышенного содержания никеля. Оптимальная прочность и твердость псевдосплавов достигаются при термообработке по режиму — закалка при температуре 1144 К и отпуск при температуре 477 К (табл. 7.56).

Применение — см. рубрику 7.21.1.

7.21.5. (Fe — C) — (Cu — Zn — Pb) [308]

Взаимодействие — см. рубрику 7.21.1.

Технология получения. Смеси порошков чистого железа или железомедного сплава (92 % Fe, 8 % Cu) с графитом прессуются до плотности $(6,4—6,5) \cdot 10^3$ кг/м³. Прессовки спекаются в интервале температур 1373—1423 К в восстановительной атмосфере в течение 3 ч. Пористые заготовки пропиты-

ваются путем наложения брикета из латуни при температуре 1273 К в засыпке из размолотой огнеупорной глины. Пропитку можно производить также погружением заготовок в расплав латуни с предварительной их пропиткой флюсом. Термическую обработку пропитанных псевдосплавов про-

Таблица 7.57. Механические свойства псевдосплавов (Fe — C) — (Cu — Zn — Pb) [308]

Содержание углерода в сплаве Fe—C, %	Термическая обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	10^3 γ , кг/м ³
0,07	Б. т.	250	380	8,4	20,8	7,8
	З.	400	490	2,8	5,3	
	З. и о.	550	630	2,0	5,2	
0,15	Б. т.	390	500	7,9	25,0	8,0
	З.	460	540	8,3	20,0	
	З. и о.	...	660	7,0	10,1	
0,20	Б. т.	430	490	9,0	32,0	7,9
	З.	420	560	7,8	24,6	
	З. и о.	800	670	8,0	12,0	
0,93	Б. т.	...	630	0,5	2,0	7,6
	З.	...	600	0,3	1,0	
	З. и о.	...	870	2,0	1,0	

Примечания. 1. Состав сплава Cu — Zn — Pb: 58,33 % Cu; 40,25 % Zn; 1,42 % Pb. 2. Состав псевдосплава: 80 % сплава Fe — C; 20 % сплава Cu — Zn — Pb. 3. Б. т. — без термической обработки, З. — закалка, З. и о. — закалка и отпуск.

водят по режиму: закалка с температуры 1073—1123 К в воде, отпуск в интервале температур 623—673 К в течение 4 ч.

Свойства. С увеличением содержания углерода структура псевдосплавов (Fe — C) — (Cu — Zn — Pb) из ферритной превращается в ферритно-перлитную или перлитную, при этом растет прочность и уменьшается пластичность псевдосплавов (табл. 7.57).

Применение — см. рубрику 7.21.1.

7.21.6. Fe — Pb

Взаимодействие. Железо и свинец практически взаимонерастворимы. Смачивание в системе Fe — Pb в значительной степени зависит от температуры [92]:

T, К	600	973	1173	1273	1373
θ_c , град	133	67	50	27	10

В качестве добавки, легирующей свинец, наиболее часто применяется олово (до 2 %), при этом повышается смачиваемость, активизируется процесс спекания, тормозится испарение свинца при спекании и улучшаются механические свойства псевдосплавов. Железную основу легируют хромом, молибденом, никелем, медью, ванадием, углеродом.

Технология получения. Псевдосплавы Fe—Pb преимущественно получают методом пропитки [142, 218, 219, 222, 224]. Пористые железные или стальные заготовки пропитываются свинцом (или сплавом свинца с оловом,

цинком, кадмием, висмутом) в интервале температур 673—873 К в вакууме с последующим приложением давления [142], в атмосфере азота [222] или водорода [218]. Продолжительность пропитки 30—45 мин, содержание свинца 8—30 %.

Для изготовления псевдосплавов используется также жидкофазное спекание [103, 104, 183, 480]. Смесь порошков железа, свинца и олова прессуется под давлением 150—460 МПа, прессовки спекаются в восстановительной среде в интервале температур 1273—1373 К в течение 15—60 мин или поверхность частиц железа покрывается слоем свинца из раствора $PbCl_2$ и порошок с покрытием прессуется и спекается [103].

Таблица 7.58. Свойства псевдосплавов Fe — (Pb — Sn) [480]

Содержание, %		σ_B , МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	НВ, МПа	σ_{-1} , МПа, при N	
Pb	Sn				10^6	10^7
5	0	260	1020
10	0	240	870	1480	85	90
10	0,5	320	970	1630	105	100
10	1	370	1070	1790	115	110
10	1,5	420	1090	2020	135	130
10	2	410	1150	1960	140	135
15	0	220	700
20	0	190	370

Таблица 7.59. Свойства псевдосплавов сплав железа — (свинец — олово) [142]

Псевдосплав	Содержание сплава Pb—Sn, %	σ_B , МПа	НВ, МПа	ρ , мкОм·м	$D_{ст}$, %
(Fe—Cu—Pb—Ni—BN) — (Pb—Sn)	8,4	160	1130	0,240	0,47
(Fe—Cu—C—S—Pb) — (Pb—Sn)	20	180	640—740	0,340	0,54

Примечания. 1. Состав сплава Fe — Cu — Pb — Ni — BN: 69 % Fe; 23 % Cu; 5 % Pb; 1 % Ni; 2 % BN. 2. Состав сплава Fe — Cu — C — S — Pb: 88,3 % Fe; 5 % Cu; 1,2 % C; 0,5 % S; 5 % Pb. 3. Состав сплава Pb — Sn: 95 % Pb; 5 % Sn. 4. Дугостойкость оценивается по уменьшению массы после 100 импульсов электрической дуги при постоянном токе 20 А и напряжении 100 В.

Добавки графита вводятся в исходную смесь порошков железа и свинца в виде чистого графита или предварительно на частицы порошка графита осаждается свинец, затем порошки железа и графита с покрытием смешиваются, порошковые смеси прессуются и спекаются [183]. При этом структура псевдосплава представляет собой перлитоферритную основу с равномерно распределенными мелкодисперсными включениями свинца.

Свойства. Оптимальный уровень механических и антифрикционных свойств псевдосплавов Fe — Pb достигается при содержании свинца 10 % и олова до 2 % (табл. 7.58, 7.59) [480].

Применение. Псевдосплавы Fe—Pb применяются для изготовления самосмазывающихся подшипников скольжения [103, 104, 183, 218, 222, 224, 480], контактных пластин токоприемников электровозов, вставок токоъемников троллейбусов [142], седел клапанов двигателей внутреннего сгорания [219] и т. п.

7.21.7. Fe — Ag

Взаимодействие. Железо не сплавляется с серебром вплоть до температуры 1873 К. Взаимная растворимость металлов отсутствует. Степень смачиваемости высокая: при температуре 1234 К $\theta_c = 23^\circ$, при 1373 К $\theta_c = 10^\circ$ [92]. Основу псевдосплавов легируют оловом.

Технология получения. Порошок железа прессуется под давлением 290—400 МПа, брикеты спекаются при температуре 1223 К в течение 1 ч до пористости 19—29 % и пропитываются в среде водорода жидким серебром в интервале температур 1323—1423 К в течение 20—80 мин [486].

Таблица 7.60. Антифрикционные свойства псевдосплавов сталь — сплав серебра [325]

Марка стали	ρ_{max} , МПа	f
45	16—18	0,15—0,22
P18	48—52	0,14—0,18

Примечания. 1. Испытания на трение и износ проводили по схеме вал — вкладыш в вакууме без смазки при скорости скольжения 1 м/с, контртело — закаленная сталь марки 30ХМА. 2. Содержание сплава серебра в псевдосплаве составляет 30 %. 3. Состав сплава серебра: 45 % Ag, 30 % Cu, 25 % Zn. 4. ρ_{max} — максимальная удельная нагрузка.

При изготовлении псевдосплавов сталь — сплав серебра порошки сталей получают напилькой или дроблением стружки [325]. Стальные заготовки прессуются и спекаются в водороде в интервале температур 1373—1523 К в течение 2 ч до пористости 30—45 %, пропитываются первоначально расплавом флюса в интервале температур 673—723 К, а затем — серебряным сплавом в интервале температур 923—973 К. Продолжительность выдержки при пропитке 20—25 мин.

Свойства псевдосплавов сталь — сплав серебра зависят от марки стали, использованной для изготовления псевдосплавов (табл. 7.60).

Применение. Псевдосплавы Fe—Ag предназначены для изготовления узлов трения.

7.21.8. Fe — Mg [212, 435]

Взаимодействие в системе Fe—Mg в твердом и жидком состояниях отсутствует.

Технология получения. Порошки железа или стали прессуются под давлением 100—600 МПа. Пористые брикеты спекаются в атмосфере осушенного водорода в присутствии геттеров в интервале температур 1323—1523 К. Пропитка спеченных каркасов магнием и сплавами магния производится путем наложения пропитывающего брикета в среде высокоочищенного водорода в засыпке из магниевой стружки. Температура пропитки 1043—1123 К, выдержка 10—15 мин. Пропитанные заготовки подвергаются

Таблица 7.61. Свойства псевдосплавов сталь — сплав магния [435]

Объемная доля добавки в псевдосплаве, %	σ_B , МПа	δ , %	НВ, МПа	γ , 10^8 кг/м ³
Fe — Mg				
25	225—240	9—13	700—750	6,2
Железо — сплав AZ81				
41	180—260	2—12	700—1000	5,3
Сталь 18/10 — магний				
40	210—260	0,3—0,8	1100—1200	5,4
Сталь 18/10 — сплав AZ81				
40	280—300	0,4—0,8	1300—2000	5,4
28	290—330	1,0—1,4	1600—1800	6,1
24	320—340	1,1—1,5	1500—1700	6,3
19	360—380	1,4—1,8	1400—1500	6,6
(Сталь 18/10 — молибден) — магний				
39	180—230	0,6—0,8	1200—1400	5,4
(Сталь 18/10 — молибден) — сплав AZ81				
39	170—270	0,3—1,2	1200—1900	5,4

Примечания. 1. Состав сплава AZ81: 90,7 % Mg; 8 % Al; 1 % Zn; 0,3 % Mn. 2. Состав стали 18/10: 72 % Fe; 18 % Cr; 10 % Ni.

Таблица 7.62. Коррозионная стойкость псевдосплавов Fe — Mg [435]

Коррозионная среда	$i_{кор}$, кг/(м ² ·сут.)		
	Fe—Mg	Сталь 18/10 — магний	(Сталь 18/10 — молибден) — магний
Вода при температуре 298 К	> 0,01	0,001	0,0005
3 %-ный раствор NaCl при температуре 298 К	> 0,01	0,001	0,0005
10 %-ный кипящий раствор Na ₂ CO ₃	0,001	0,001	0,0002—0,001

прокатке со степенью деформации до 90 % при пропитке чистым магнием и до 10—65 % — при пропитке магниевыми сплавами.

Свойства. Псевдосплавы Fe—Mg имеют высокую удельную прочность. Оптимальным уровнем прочностных свойств обладает псевдосплав сталь 18/10 — сплав AZ81 с объемной долей магниевых сплавов 19 % (табл. 7.61). При легировании стали молибденом повышается коррозионная стойкость псевдосплава (табл. 7.62).

Применение. Из псевдосплавов Fe—Mg изготавливают активные аноды для электрохимической защиты конструкционных материалов.

7.22. ПСЕВДОСПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

7.22.1. Ti — Mg

Взаимодействие. Титан и магний практически нерастворимы друг в друге в твердом и жидком состояниях. Краевые углы смачивания в вакууме и аргоне в интервале температур 973—1123 К близки к нулю [332].

Технология получения [332, 334]. Порошок титана смешивается с упрочняющими дисперсными включениями. Порошковые смеси прессуются на гидравлическом прессе под давлением 100—400 МПа до пористости 23—35 %, пористые брикеты спекаются в вакууме при температуре 1423—1573 К в течение 1—2 ч. Нагрев до температуры спекания производится в течение 40—60 мин, охлаждение — в течение 60—90 мин. Пропитка пористых спеченных каркасов магнием и сплавами магния осуществляется методом полного или частичного погружения в расплав в атмосфере осушенного аргона. Температура пропитки 1023—1053 К, продолжительность 15—30 с на 1 см длины заготовки. Пропитанные заготовки подвергаются прокатке со степенью деформации 10—35 %.

Свойства. Псевдосплавы обладают высоким уровнем антифрикционных свойств при сухом трении в вакууме, инертных и некоторых агрессивных средах, а также повышенной эрозионной стойкостью при воздействии высокотемпературных газовых потоков. Магниевая составляющая в псевдосплаве при трении выполняет функции твердой смазки. Лучшими смазывающими свойствами обладают магниевые сплавы ИМВ2 и ИМВ3. С целью повышения несущей способности в состав псевдосплавов вводят твердые упрочняющие включения — карбиды, бориды, нитриды тугоплавких металлов, графит, нитрид бора и др. Наиболее высокой твердостью и износостойкостью обладает псевдосплав (Ti — ZrC) — сплав ИМВ2 при содержании 10 % ZrC в смеси Ti — ZrC и объемной доле магниевых сплавов 14—16 % (табл. 7.63).

Применение. Псевдосплавы Ti—Mg предназначены для изготовления подшипников скольжения, подвижных уплотнений, зубчатых колес и других узлов, работающих в условиях сухого трения на воздухе, в вакууме и агрессивных средах.

7.22.2. Ti — Вi [91, 128]

Взаимодействие. Титан в висмуте не растворяется, атомная доля висмута, растворенного в титане, при температуре 1000 К составляет примерно 1 % [151]. Краевой угол смачивания титана жидким висмутом и его сплавами (со свинцом, оловом, кадмием) при 573 К равен 12°, при 773 К — 0°.

Технология получения. Порошок титана прессуется до пористости 25—45 %, спрессованные брикеты спекаются в вакууме при температуре 1373—1573 К в течение 2 ч. Пористые каркасы пропитываются сплавом висмута в среде осушенного аргона методом погружения в расплав при температуре 773—823 К в течение 1 ч.

Свойства. Псевдосплавы Ti—Bi обладают хорошими антифрикционными свойствами. Сплавы висмута эвтектического состава образуют защитную пленку на поверхности трения, предохраняющую от схватывания и изнашивания.

Применение. Псевдосплавы предназначены для изготовления узлов сухого трения (подшипников скольжения, втулок, уплотнений).

7.23. ПСЕВДОСПЛАВЫ НА ОСНОВЕ МАГНИЯ

7.23.1. Mg — Be

Взаимодействие. Бериллий не растворяется в жидком магнии вплоть до температуры кипения магния (1383 К). Растворимость магния в твердом бериллии составляет 0,05 % [91].

Таблица 7.63. Свойства псевдосплавов

Объемная доля до- бавки в псевдоспла- ве, %	σ_B , МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	σ_H , МПа	δ , %
Т и т а н —				
14—16	580—600	1150—1200	750—800	1,0—1,6
23—25	540—570	1050—1100	650—680	1,0—1,4
(Ti — ZrC) —				
14—16	620—640	1200—1250	800—850	0,8—1,0
23—25	600—620	1050—1150	700—740	0,8—1,0

Пр и м е ч а н и я. 1. Состав сплава ИМВ2: (76,5—85,1) % Mg; (7—10) % Li; (4—5) % Al; (3—5) % Cd; (0,8—2) % Zp; (0,1—0,5) % Mn. 2. Испытания на трение и износ проводили по схеме вал — вкладыш на воздухе без смазки в интервале нагрузок 1—6

Таблица 7.64. Прочность и пластичность псевдосплавов Mg — Be при повышенных температурах [477]

Содержа- ние берил- лия, %	T, K	σ_B , МПа	δ , %	Содержа- ние берил- лия, %	T, K	σ_B , МПа	δ , %
	473	120	14		473	110	12
	573	80	16		573	70	15
	673	50	27		673	50	26
	773	30	52		773	50	49

Технология получения. Слитки магния и бериллия нагреваются, металлы испаряются и пары конденсируются на общей подложке. Полученный продукт возгонки брикетировается, экструдировается в интервале температур 813—853 K и отжигается при температуре 823 K в течение 24 ч в среде углекислого газа [105, 477].

Псевдосплавы Mg — Be получают также путем спекания смеси порошков в присутствии жидкой фазы или пропитки пористого каркаса бериллия расплавленным магнием [6].

Свойства. В интервале концентраций бериллия 2—5 % прочность и пластичность псевдосплавов при повышенных температурах изменяются незначительно (табл. 7.64).

При температуре 673 K и напряжении 7,4 МПа скорость ползучести псевдосплава, содержащего (0,2—2) % Be, составляет $5 \cdot 10^{-5}$ % в час, время до разрушения — 4000 ч, при температуре 793 K и напряжении 4,9 МПа — соответственно $2 \cdot 10^{-5}$ % в час и 4000 ч [477].

Применение. Псевдосплавы применяются в качестве реакторных конструкционных материалов, в частности для изготовления оболочек ТВЭЛов.

7.23.2. Mg — Zr

Взаимодействие. Атомная доля циркония, растворенного в магнии при температуре 926 K, составляет 3,8 %, при температуре 573 K — 0,3 % [151].

Технология получения. Порошковая смесь магния и циркония экструдировается при температуре 813 K, усилие выдавливания 170—180 МПа.

Ti — Mg [91, 331, 333]

HB, МПа	γ , 10^8 кг/м ³	П ₁ , %	$\mu_{кор}$, кг/(м ² ·сут)	$I_H \cdot 10^6$	f
с п л а в ИМВ2					
1600—1700	3,9—4,0	1—4	0,0004
1400—1500	3,6—3,7	1—2	0,0007
с п л а в ИМВ2					
2400—2600	4,0—4,1	1—4	0,0004	<15	0,13—0,16
2200—2300	3,7—3,8	1—2	0,0007	15—20	0,15—0,18

6) % Al; (3—5) % Cd; (0,8—2) % Zp; (0,1—0,5) % Mn. 2. Испытания на трение и износ МПа и скоростей скольжения 2—12 м/с, контртело — закаленная сталь 45 (HRC 50).

Таблица 7.65. Механические свойства псевдосплавов Mg — Zr [477]

Содержание цир- кония, %	T, K	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
1	293	280	5,0	10,4
	673	38	37,0	36,9
	773	21	48,9	55,5
3	293	275	5,0	11,4
	673	36	40,8	46,4
	773	19	39,5	64,5
6	293	270	8,5	10,9
	673	34	48,0	44,5
	773	17	49,5	64,5
10	293	270	5,0	10,2
	673	38	33,5	54,2
	773	20	39,3	65,4

Таблица 7.66. Жаропрочность псевдосплавов Mg — Zr [477]

Содержание цир- кония, %	T, K	σ , МПа	ϵ , %/ч	t, ч
1	723	5	...	19
	773	1	0,10	49
3	723	5	0,06	40
	773	1	0,03	71
6	723	5	0,008	720
	773	1	0,03	236
10	723	5	0,016	450
	773	1	0,03	194

Пр и м е ч а н и я. t — время до разрушения.

Свойства. Наибольшей жаропрочностью обладают псевдосплавы Mg—Zr, содержащие 6 % Zr (табл. 7.65, 7.66). Температура испарения псевдосплавов, содержащих 10 % Zr, составляет на воздухе 922 К, в среде углекислого газа — 1053 К [477].

Применение. Из псевдосплавов изготавливают оболочки урановых ТВЭЛов, охлаждаемых углекислым газом.

7.23.3. Mg — Nb

Взаимодействие. Растворимость ниобия в магнии при температуре 1273 К составляет 0,22 %, растворимость магния в ниобии при температуре 293 К — 0,4 % [89].

Технология получения. Порошковая смесь магния и ниобия экструдируется при температуре 773 К (усилие выдавливания 220—240 МПа) и отжигается в интервале температур 773—853 К в течение 2 ч.

Свойства. Наибольшей жаропрочностью обладает псевдосплав Mg—Nb, содержащий 20 % Nb (табл. 7.67, 7.68). Температура его испарения составляет на воздухе 923 К, в среде углекислого газа — 1023 К [477].

Применение. Из псевдосплавов изготавливают оболочки урановых ТВЭЛов.

Таблица 7.67. Механические свойства псевдосплавов Mg — Nb [477]

Содержание ниобия, %	T, К	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	НВ, МПа
1	293	274	6,0	12,1	365
	673	47	26,4	47,2	...
	773	19	53,7	58,8	...
3	293	270	7,2	11,7	380
	673	56	15,0	43,6	...
	773	31	17,5	45,3	...
6	293	260	9,2	11,6	380
	673	37	35,2	34,2	...
	773	20	30,7	58,8	...
10	293	260	9,5	11,3	410
	673	44	37,2	48,4	...
	773	23	37,0	46,0	...
15	293	250	6,5	9,8	392
	673	48	19,7	34,2	...
	773	22	33,7	48,9	...
20	293	247	8,3	9,7	409
	673	35	19,7	32,7	...
	773	16	34,5	50,4	...

Таблица 7.68. Жаропрочность псевдосплавов Mg — Nb при температуре 773 К и напряжении 1 МПа [94]

Содержание ниобия, %	ε , %/ч	t , ч	Содержание ниобия, %	ε , %/ч	t , ч
1	0,13	42	10	0,04	305
3	0,04	130	15	0,03	320
6	0,03	305	20	0,03	410

Примечание. t — время до разрушения.

ПКМ называются КМ, матрицей которых является полимер или связующее на его основе. ПКМ с волокнистыми наполнителями называются армированными.

ПКМ имеют низкую плотность, высокие удельную прочность и жесткость, химическую и радиационную стойкость, стабильные электрические свойства в широком интервале температур.

Свойства ПКМ определяются свойствами входящих в его состав компонентов, их соотношением, характером взаимодействия на границе раздела матрица — армировка (наполнитель) и технологией изготовления.

8.1. ПОЛИМЕРЫ КАК МАТРИЦЫ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Механические (табл. 8.1), физические (табл. 8.2) свойства и химическая стойкость полимеров зависят от химического строения, физического состояния и структуры. Прочность, тепло-, термо- и морозостойкость полимеров определяют температурные границы эксплуатации. Верхнюю границу характеризует потеря теплостойкости либо термостойкости, а нижнюю — хрупкость или морозостойкость. Теплостойкость в свою очередь зависит от приложенной нагрузки и длительности ее воздействия. Как правило, надежно эксплуатируются полимерные материалы (без размягчения и хрупкого разрушения) в температурном интервале между температурой стеклования и температурой хрупкости.

При получении ПКМ полимеры используются либо в чистом виде (в форме порошков, гранул, листов, пленок), либо в виде связующих. Полимерное связующее представляет собой двух- или многокомпонентную систему, состоящую из синтетической смолы (полимерной либо олигомерной составляющей) и отвердителей или инициаторов, катализаторов, ускорителей отверждения. Часто полимерные связующие содержат также пассивные или активные растворители (разбавители), пигменты и красители, пластификаторы, стабилизаторы и другие компоненты (смазки, антипирены, антистатика, антимикробные агенты), вводимые с целью придания связующим и ПКМ необходимых технологических и эксплуатационных свойств.

От полимерной матрицы зависят тепло- и влагостойкость, стойкость к действию агрессивных сред, прочностные, диэлектрические и другие свойства ПКМ. Типом полимерной матрицы определяются также методы переработки ПКМ в изделия. Поэтому полимерную матрицу для ПКМ выбирают исходя из условий эксплуатации изделия.

Таблица 8.1. Механические свойства полимерных

матриц [5, 148, 167, 201, 202, 305, 337, 361, 364, 431]

Полимер, марка	$E, 10^2 \text{ МПа}$	$E_{\text{сж}}, 10^2 \text{ МПа}$	$E_{\text{н}}, 10^2 \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{сж}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{н}}, \text{ МПа}$	$\delta, \%$	$a, \text{ кДж/м}^2$	$H_B, \text{ МПа}$	H_{RM}
Полиэтилен								Образец с надрезом		
высокого давления	1,2—2,6	10—17	12	12—20	400—600	не ломается	14—25	...
низкого давления	6,0—8,5	20—45	20—36	20—40	300—800	2,0—150*	45—60	...
среднего давления	8,0—12,5	18—40	...	25—40	200—1300	7,0—120*	60—80	...
Полипропилен	...	3,7—4,4	6,7—12,3	25—40	50—70	70—80	200—800	33—88	40—70	80—95
								5—18*		
Полистирол	30	...	27—32	35—45	80—100	65—100	1,5—3,0	20—30; 1,6—2,0*	140—160	...
Политетрафторэтилен										
фторопласт-4	...	7,0	4,7—8,5	14—35	10—12	14—18	250—500	100	30—40	80—95**
фторопласт-4Д	4,5—8,5	12—23	12	11—14	100—330	10,2	30—40	...
фторопласт-4М	3,5	...	5,5—6,0	16—31	20	20—30	250—400	125	30—40	...
фторопласт-40	...	6,5—7,0	8—10	27—50	...	33—34	150—400	125	58—63	...
фторопласт-42	4—8	25—50	...	25—35	250—500	137—196
фторопласт-4НА	4	15—30	...	20	200—450	...	30—35	...
Полиметиленоксид (полиформальдегид)										
гомополимер	2,9	...	35	68—71	110—130	100—120	...	90—120, 7—12*	150—180	...
сополимер	22—30	65—70	105—145	100—125	15—20	5—9*	100—130	...
Полифениленсульфид (райтон-6 — США)	34	...	42,2	76—77	113	140	1,6—3,0	1,6*	...	124**
Полиэфирмалеинат										
ПН-1	22—28	40—50	80—110	80—110	5—8	6—10	140—180	...
ПН-3	20—25	45—55	80—125	60—85	...	7—11	100—150	...
ПН-11	30—40	30—45	100—135	50—60	1,2—1,8	5—6	120—160	...
ПН-62	30—32	35—48	80—125	50—70	1,2—1,9	3—5	150—250	...
ПН-63	33—34	40—45	110—130	80—90	1,0—1,8	2—4	160—220	...
НПС-609-21М	45—50	100—130	80—90	1,9—2,3	5—8	150—180	...
НПС-609-27	20	50—55	120—130	60—80	1,7—2,0	4—6	200—220	...
НПС-609-29	70—90	70—80	2,5—3,5	9—12	100—130	...
Полифениленоксид										
арилкс-100	60	40	40	3	30	165	90
РРО (США)	25	...	24	74	106	107	20—40	40; 5,8*	...	119
норил (США)	23	...	23	61	113	87	20—30	40; 8,6*	...	119
Полиэтилентерефталат										
лавсан	74—92	80	150	10—20
лавсан литьевой	30	60—70	80—100	80—95	2—4	15—30	95—110	...
Поликарбонат (дифлон)	24—28	...	22	57—70	80—90	90—100	50—100	120—140; 20*	110—160	...
Полиарилат (U-1060 — Япония)	18,8	75	96	...	62	38*	200—250	125
Полиоксисбензоат										
эксел I-2000 (США)	25,5	35	49	99	127	120	8	163; 55*
эксел С-1000 (США)	13,3	21,1	31,6	70	140	106	7—9	2,2*	...	124**
эконол Р-300 (США)	72	...	51	75
Полиэфирсульфон ароматический										
арилон (США)	22,5	...	21,1	53	...	77	...	43,5; 27*	...	117**
астрель 360 (США)	26,0	...	27,7	91	...	121	110
удель (США)	25	...	27	70—72	97	105—108	50—100	68—72; 7,1—8,0*	...	69
ИСI-200Р (США)	24,9	...	26,2	91	...	121	...	27	...	88
Полиимид										
ПМ-67	30—36	120—140	200—230	180—240	9—20	60—120	180—280	...
ПМ-69	95—120	210—240	180—230	4—7	60—100	200—270	...

Полимер, марка	E , 10^8 МПа	$E_{сж}$, 10^8 МПа	$E_{н'}$, 10^8 МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	$\sigma_{н'}$, МПа	δ , %	α , мДж/м^2	H_B , МПа	H_{RM}
ДФО	32	120	20—30
2080 (США)	13,2	20,7	...	120	210	202	10	99
P105Ac (США)	50	25	69—83	1,4	90—91 ***
P13N (США)	32—34	51	...	70—80	1,4
NR-150 (США)	37,7	106	9
Полиамиды алифатические										
6	12—15	55—77	85—77	85—100	100—150	90—130; 5—10 *	100—120	...
610 литьевой	15—17	50—60	70—90	45—70	100—150	100; 2—4 *	100—150	...
П-12Л литьевой	16—18	...	12—13	40—55	60—63	55—65	200—280	80—90; 5—9 *	75	...
капролон В	20—23	90—95	100—110	120—150	6—20	100—150; 4—6 *	130—150	...
Полиамиды ароматические										
фенилон П	...	30—32	...	90	320	120	4	20	180—220	...
фенилон С1	...	30—32	...	100	220	150	5	20	180	...
фенилон С2	...	30—32	...	120	220	200	6	35	220	...
✓ Эпоксидные смолы										
ЭД-10, ЭД-14, ЭД-16, ЭД-20, ЭД-22 (эпоксидно-диановые немодифици- рованные)	25—35	40—90	100—200	80—140	0,5—6,0	5—40	100—115	...
ЭН-6 (эпоксिनволачные)	140	60	...	9—12	300—400	...
БН (полиэпоксидные)	120—150	60—75	...	8—12	200—300	...
ЭТФ (на основе многоатомных фе- нолов)	150—190	50—70	...	6—11	220—240	...
К-115, К-168, К-176, К-201, К-239, КДЖ-5-20, КДЖ-5-40 (модифици- рованные)	90—120	70—130	...	8—30	80—220	...
УП-612 (циклоалифатические)	30—45	160—165	64—90	...	6,5—10
УП-632 (циклоалифатические)	47—48	160—180	90—100	...	8—10	210—220	...
Фенолоформальдегидные смолы	21	42	...	50—100	2,0	10—20
Аниноформальдегидные смолы	35	60—70	140—160	86—140	1,5	0,7
Меламиноформальдегидные смолы	50—55	40—56	150—200	55—98	0,5	2,5—6	...	130—140
Кремнийорганические полимеры										
К-9	17,2	11	0,65
К-9Э	20,6	21	1,0

Примечание. Звездочкой обозначены значения ударной вязкости, полученные на образцах с надрезом, двумя и тремя звездочками — значения твердости по Роквеллу соответственно по шкале R и D.

Таблица 8.2. Физические свойства полимерных матриц

на образцах с надрезом, двумя и тремя звездочками — значения твердости по Роквеллу [5, 148, 201, 202, 305, 337, 361, 364, 431]

Полимер, марка	Тип полимера	Цвет	Молекулярная масса, тыс.	Степень кристалличности, %	γ , 10^8 кг/м ³	$T_{пл}$, К	T_c , К	T_B , К
Полиэтилен								
высокого давления	T	Белый	30—400	60	0,900—0,939	376—383	223—253	353—363
низкого давления	T	»	50—800	70—85	0,948—0,959	393—398	...	401—407
среднего давления	T	»	50—800	90	0,950—0,976	398—405	...	401—407
✓ Полипропилен	T	»	75—200	73—75	0,90—0,91	433—445	253—263	368—373
Полистирол	T	Бесцветный	...	Аморфный	1,05—1,10	...	366	355—368
Политетрафторэтилен фторопласт-4	T	Белый	От сотен до 10 млн. *	90	2,15—2,22	590	153	373—383

Полимер, марка	Тип полимера	Цвет	Молекулярная масса, тыс.	Степень кристалличности, %	ρ , 10^3 кг/м ³	$T_{пл}$, К	T_c , К	T_B , К
фторопласт-4Д	Т	Белый	2,21—2,26	590	153	...
фторопласт-4М	Т	»	...	40—50	2,14—2,16	538—558	188	363—393
фторопласт-40	Т	»	1,65—1,70	533—548	173	413—416
фторопласт-42	Т	Желтый, белый	...	40—45	1,91—2,00	423—433	223	370—378
фторопласт-4НА	Т	Белый	2,0—2,1	483—503	...	363—393
Полиметиленоксид (полиформальдегид)								
гомополимер	Т	Молочно-белый	30—120	70—100	1,43	446—451	213	423—428
сополимер	Т	Белый	...	<70	1,39—1,41	437—441
Полифенилсульфид (райтон-6 — США)	Т	Белый, светло-бежевый	20	Высокая	1,34	555—560	356—360	...
Полиэфирмалеинаты	Р	Бесцветные, желтые, красные, коричневые	0,5—3	Аморфные и кристаллические	1,21—1,35 **	328—523
Полифениленоксид								
арилкокс	Т	Белый	30—700	Кристаллический	1,06	530	480—520	403—453
РРО (США)	Т	»	30—700	»	1,06	533	503—523	...
норил (США)	Т	»	30—700	»	1,06	533	503—523	...
Полиэтилентерефталат (лавсан)	Т	»	...	40—60	1,34—1,41	530—540	340—350	433—463
Поликарбонат (дифлон)	Т	Бесцветный	50—200	10—40	1,2	493—513	422	423—433
Полиарилат (U-1060 — Япония)	Т, Р	»	100—160	Аморфные	1,11—1,21 **	520—610	...	483—553
Полиоксibenзоат	Т	Белый	...	Высокая	1,40—1,45	700	430	...
Полиэфирсульфон ароматический								
арилон (США)	Т	Белый, бесцветный	3—230	Аморфные	1,14
астрель (США)	Т	То же	3—230	»	1,36	...	560	...
удель (США)	Т	» »	3—230	»	1,25	...	460	...
ICI-200Р (США)	Т	» »	3—230	»	1,37	...	500	...
Полиимиды	Т, Р	Белый, желтый, красный	50—150	Кристаллические, аморфные	1,33—1,41 **	>673	470—630	...
Полиамиды алифатические	Т	Белый, бесцветный	10—30	40—60	1,09—1,14	458—537	448—523 ***	433—503
Полиамиды ароматические								
фенилон П	Т	От молочно-белого до желтого	...	Высокая	1,35	703	543	533—543
фенилон С1	Т	То же	...	»	1,35	703	543	543—548
фенилон С2	Т	Желтый	...	»	1,35	703	543	563—573
Эпоксидные смолы								
ЭД-10, ЭД-14, ЭД-16, ЭД-20, ЭД-22 (эпоксидно-диановые немодифицированные)	Р	От светло-желтого до коричневого	0,3—3,8	Аморфные	1,16—1,25 **	418—428	333—353	...
ЭН-6 (эпоксिनволачные)	Р	Светло-желтый, желтый	...	»	1,1—1,2 **	418—428
ЭТФ (на основе многоатомных фенолов)	Р	То же	...	»	...	418—428
К-115, К-168, К-176, К-201,								

Полимер, марка	Тип полимера	Цвет	Молекулярная масса, тыс	Степень кристалличности, %	γ , 10^8 кг/м ³	$T_{пл}$, К	T_c , К	T_B , К
К-239, КДЖ-5-20, КДЖ-5-40 (модифицированные)	Р	Светло-желтый, желтый	...	Аморфные	1,11—1,15 **	418—428
УП-612 (циклоалифатические)	Р	Желтый	...	»	...	418—428
УП-632 (циклоалифатические)	Р	»	...	»	...	418—428
Фенолоформальдегидные смолы	Т, Р	От желтого до коричневого	...	»	1,25—1,28 **
Анилиноформальдегидные смолы	Т, Р	То же	...	»	1,22—1,25 **
Меламиноформальдегидные смолы	Р	Бесцветные, прозрачные	...	»
Кремнийорганические полимеры (полидиметилфенилсилоксан)	Р	Бесцветный	2,5—600	»

Полимер, марка	T_M , К	$T_{0,185}$, К	$T_{экс}$, К	c , кДж/(кг·К)	α , 10^{-5} К ⁻¹	λ , Вт/(м·К)	$\rho_{ст}$, Ом·м	ξ при 10^6 Гц	$\lg \alpha'$, 10^{-3} , при 10^6 Гц
Полиэтилен									
высокого давления	223—343	1,88—2,51	21—55	0,33—0,36	10^{14} — 10^{16}	2,2—2,4	0,2—0,3
низкого давления	213—373	1,88—2,09	10—55	0,42—0,44	10^{14} — 10^{16}	2,2—2,4	0,2—0,4
среднего давления	213—373	1,67—1,88	10—15	0,46—0,52	10^{15} — 10^{16}	2,3—2,4	0,2—0,4
Полипропилен	343—353	...	393—413	1,93	11	0,12—0,15	10^{14} — 10^{15}	2,2—2,4	0,2—0,5
Полистирол	...	348—353	338—343	1,26—1,34	6—8	0,093—0,14	10^{15}	2,6—2,7	0,2—0,9
Политетрафторэтилен									
фторопласт-4	383	...	4—533	1,05	25	0,24	10^{15} — 10^{18}	1,9—2,2	0,2
фторопласт-4Д	4—533	0,29	10^{14} — 10^{15}	2,1	0,3
фторопласт-4М	78—483	1,17	9	0,26	10^{15}	1,9—2,1	0,8—1,5
фторопласт-40	173—473	...	6—9	...	10^{14} — 10^{15}	2,5—2,6	5—7
фторопласт-42	213—393	...	12	...	$7 \cdot 10^8$ — 10^{10}	10—11,3 *	200
фторопласт-4НА	73—473	10^{12}	7—8 *	20 *
Полиметиленоксид (полиформальдегид)									
гомополимер	1,47	8—13	0,25—0,29	10^{12} — 10^{13}	3,5—3,8	5—17
сополимер	213—398	10^{14}
Полифениленсульфид (райтон-6 — США)	...	411	470—530	...	5,4	0,28	...	3,1	0,7
Полиэфирмалеинаты	313—373	...	323	1,05—2,30	7—20	0,15—0,22	10^{10} — 10^{13}	2,8—5,0	10—40
Полифениленоксид									
ариллокс	390—400	(1,5—2) 10^{16}	2,5	...
РРО (США)	...	467	393—403	...	2,9	...	10^{16}	2,58	0,4
норил (США)	...	420	393—403	...	3,3	...	10^{15}	2,64	0,6
Полиэтилентерефталат (лавсан)	210—440	1,13—1,29	5,3	0,14	$1 \cdot 10^{12}$	3,2—3,3	2—8
Поликарбонат (дифлон)	393—403	...	173—408	1,17	6	0,20—0,22	$5 \cdot 10^{14}$	2,6—3,2	8—10

Полимер, марка	T_m, K	$T_{0,185}, ^\circ C$	$T_{экс}, K$	$c, кДж/(кг \cdot K)$	$\alpha, 10^{-5}K^{-1}$	$\lambda_{вТ}, \frac{л}{м \cdot K}$	$\rho_{вТ}, Ом \cdot м$	ξ при 10^6 Гц	$tg \alpha', \frac{10^{-3}}{10^6}$ Гц
Полиарилат (U-1060 — Япония)	450—520	$1,1 \cdot 10^{12}$ — $8,5 \cdot 10^{13}$	3,5—4,0	10—40
Полиоксibenзоат	...	573	560	...	5,2	...	10^{13}	3,44	15
Полиэфирсульфон ароматический
арилон (США)	...	422	6,5	...	$1,5 \cdot 10^{14}$	3,1	7
астрель (США)	...	547	530	...	4,7	...	$3,2 \cdot 10^{14}$	3,7	13
удель (США)	...	448—454	170—440	1,13	5,6	0,25	$5 \cdot 10^{14}$	3,14	5,6
ICI-200P (США)	...	476	450	...	5,5	...	$(1-10) 10^{15}$	3,5	60
Полиимид	...	560	73—640	1,12	2,3—5	0,30	10^{14} — 10^{16}	3,0—3,5	1—5
Полиамиды алифатические	213—423	...	21—45	3,2—4,6	20—300
Полиамиды ароматические
фенилон П	533	1,43	3,45	0,18	...	5	30
фенилон С1	533	...	3,13	...	$8 \cdot 10^{11}$ — $1,3 \cdot 10^{12}$	5	30
фенилон С2	533	1,34	...	0,25	$8 \cdot 10^{11}, 1,3 \cdot 10^{12}$	5	30
✓ Эпоксидные смолы
ЭД-10 ЭД-14, ЭД-16, ЭД-20, ЭД-22 (эпоксидно-диановые немодифицированные)	328—443	...	393—473	0,8—1,2	4,5—6,5	0,17—0,19	10^{12} — 10^{14}	3,5—5	10—30
ЭН-6 (эпоксिनволачные)	438—453	...	393—473	$3,7 \cdot 10^{13}$	3,7	12,6
ЭТФ (на основе многоатомных фенолов)	413—418	...	393—473	$1,7 \cdot 10^{14}$	3,3—3,5	17—18
К-115, К-168, К-176, К-201, К-239, КДЖ-5-20, КДЖ-5-40 (модифицированные)	453—473	...	213—433	$8,3 \cdot 10^{13}$ — $2 \cdot 10^{14}$	3,2—3,3	15—17
УП-612 (циклоалифатические)	513—523	...	393—473	$2 \cdot 10^{14}$	3,8	16,3
УП-632 (циклоалифатические)	323—343	...	393—473	...	$3-3,4 \cdot 10^{-5}$	0,35—0,76	$2 \cdot 10^{12}, 1,3 \cdot 10^{13}$	3,5—4,5	2—3
Фенолоформальдегидные смолы	343—383	...	473 (длительно)	1,3—2,0	1,5—9	0,12—0,25	10^9 — 10^{11}
Анилиноформальдегидные смолы	403—413	1,05—1,26	5—6	...	$(1-3) 10^{11}$	3,7 при 50 Гц	2 при 50 Гц
Меламиноформальдегидные смолы	433—513	4,8	90
Кремнийорганические полимеры (полидиметилфенилсилоксан)	...	573—623	10^{15}	3—3,5 при 800 Гц	1—2

Примечания. 1. Звездочкой обозначены значения величин, измеренные при температуре размягчения. 2. P — реактопласт, T — термопласт.

10^8 Гц, двумя звездочками — плотность отвержденных полимеров, тремя — значение

Полиэтилен — линейный полимер с химической формулой $[-\text{CH}_2-\text{CH}_2-]_n$. В зависимости от метода полимеризации различают полиэтилен высокого и низкого давления. Промышленностью разных стран выпускаются следующие марки полиэтилена: высокого давления — ПЭВД (СССР), петротен (США), алкатен (Великобритания), хостален (ФРГ), стафлен (Япония), лотрен (Франция), фертен (Италия); низкого давления — ПЭНД (СССР), бакелит (США), карлона (Великобритания), хостален (ФРГ), хей-жекс (Япония), манолен (Франция) и др.

Свойства. Полиэтилен обладает низкими газо- и паропроницаемостью. При нагревании на воздухе нестабилизированный полиэтилен подвергается термоокислительной деструкции, под влиянием солнечной радиации — термостарению. Термическая деструкция происходит выше температуры 563 К.

Полиэтилен высокого давления имеет наиболее разветвленные макромолекулы, что обуславливает особенности его механических (табл. 8.1), физических (табл. 8.2) и химических свойств. Температура хрупкости лежит в интервале 153—198 К, с ростом молекулярной массы она понижается, а предел прочности, относительное удлинение при разрыве и удельная ударная вязкость увеличиваются. Газопроницаемость полиэтилена высокого давления в четыре — восемь раз выше, а химическая стойкость ниже, чем полиэтилена низкого давления.

У макромолекул полиэтилена низкого давления ответвлений меньше и как следствие он имеет более высокие механическую прочность (табл. 8.1), теплостойкость (табл. 8.2) и химическую стойкость, чем полиэтилен высокого давления. Полиэтилен устойчив при комнатной температуре к действию разбавленных серной и азотной кислот, концентрированной соляной, плавиковой, фосфорной и органических кислот, растворов нейтральных, кислых и основных солей, солей-окислителей, аммиака, аминов, перекиси водорода. В органических растворителях полиэтилен при комнатной температуре несколько набухает. Со щелочами любой концентрации он не реагирует. В воде при комнатной и повышенных температурах не растворяется: водопоглощение за 30 сут. составляет для полиэтилена высокого давления 0,022 %, для полиэтилена низкого давления 0,005—0,04 %, для полиэтилена среднего давления 0,01 %. Дымящая серная и 50 %-ная азотная кислоты при комнатной температуре заметно действуют на полиэтилен.

Разрушается полиэтилен при комнатной температуре жидкими и газообразными фтором и хлором. Бром и иод диффундируют в него. При температуре 353 К полиэтилен растворяется в алифатических углеводородах и их галогенпроизводных, не растворяется в ацетоне, этиловом спирте, глицерине и некоторых растительных маслах. В интервале температур 363—373 К серная и азотная кислоты быстро разрушают полиэтилен.

Технология переработки. Полиэтилен легко перерабатывается всеми известными для термопластов методами. Режимы переработки во многом определяются методом получения полимера. Так, полиэтилен высокого давления перерабатывается литьем под давлением ($T = 423\text{--}473$ К, $p = 100$ МПа), экструзией ($T = 383\text{--}453$ К, $p = 8\text{--}10$ МПа), прессованием ($T = 403\text{--}423$ К, $p = 4\text{--}10$ МПа), легко сваривается и поддается механической обработке. Оптимальные параметры для каждого метода переработки во многом зависят от молекулярной массы полимера.

Полиэтилен низкого давления перерабатывается экструзией ($T = 453\text{--}533$ К), литьем под давлением ($T = 473\text{--}543$ К, $p = 120$ МПа, усадка 1—4 %), прессованием ($T = 418\text{--}453$ К, $p = 6,0\text{--}10,0$ МПа), легко сваривается и поддается механической обработке. Оптимальная температура переработки зависит от молекулярной массы полимера.

Полипропилен — линейный полимер с химической формулой $[-\text{CH}_2-\text{CH}(\text{CH}_3)-]_n$. Выпускаются следующие марки полипропилена: про-факс, поли-про, олеформ (США), моплен (Италия), гостален (ФРГ), пропален (Великобритания), данлай, донбанд (Япония) и др.

Свойства. Полипропилен не имеет характерного запаха, температура хрупкости 258—265 К. Он отличается высокой стойкостью к многократным изгибам, износостойкостью, менее, чем полиэтилен, подвержен растрескиванию при воздействии агрессивных сред. Характерны низкие адгезия, газо- и паропроницаемость (другие механические и физические свойства приведены в табл. 8.1, 8.2). Чистый полимер физиологически безвреден. Термическая деструкция в отсутствие воздуха становится заметной при температуре 573 К.

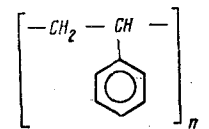
Полипропилен устойчив к действию кислот, не обладающих сильными окислительными свойствами, разбавленных и концентрированных растворов едкого кали и едкого натра, воды (изделия можно кипятить и стерилизовать вплоть до температуры 403 К; водопоглощение за 6 мес. составляет менее 0,5 % при температуре 293 К и менее 2 % при 333 К). Концентрированная серная кислота слабо разрушает полипропилен при комнатной температуре и вызывает его деструкцию при температуре 333 К и продолжительном контакте. Полипропилен неустойчив к действию сильных окислителей: 30 %-ная перекись водорода вызывает деструкцию полипропилена при температуре 333 К и продолжительном контакте; к действию кислорода более чувствителен, чем полиэтилен.

В ароматических углеводородах (бензоле, толуоле и др.) полипропилен набухает при комнатной температуре и растворяется выше температуры 373 К.

Технология переработки. Полипропилен легко перерабатывается литьем под давлением ($T = 473\text{--}493$ К, $p = 35\text{--}42$ МПа), экструзией, вакуум- и пневмоформованием, раздувом, сваркой, прессованием, напылением и другими методами, механически обрабатывается резкой, точением на обычных металлообрабатывающих станках.

8.1.3. Полистирол [345, 361]

Полистирол — линейный полимер с химической формулой



Выпускаются промышленностью следующие марки: полистирол блочный марок ПСМД и ПСМ; суспензионный — марок ПС-С, ПС-СП, эмульсионный — марок ПСЭ-1, ПСЭ-2 (СССР), сирен, дилен, люстрекс, полистрон, стирекс (США), каринекс, дистрен, стиросел, стирон (Великобритания), полистирол, стирофлекс, стирофол, вестирол (ФРГ), гедекс, родолин, стиварин (Франция), рестироло, рефлит, сикостирол (Италия).

Свойства. Полистирол — хрупкий полимер, $T_{\text{мор}} = 233$ К, обладает высокой радиационной стойкостью, большим коэффициентом преломления, легко подвергается старению. Термоокислительная деструкция начинается

около 473 К, термическая — выше 539 К (другие механические и физические свойства приведены в табл. 8.1, 8.2).

Полистирол устойчив к действию галогенводородных, некоторых минеральных и органических кислот, щелочей, глицерина, трансформаторного масла. Он нерастворим в алифатических углеводородах, низших спиртах, простых эфирах, фенолах, воде (водопоглощение 0,2—0,3 %).

Разрушается полистирол концентрированной азотной и ледяной уксусной кислотами, значительно набухает в бензине и керосине, хорошо растворяется в мономере, ароматических и хлорированных углеводородах, сложных эфирах, кетонах, сероуглероде, пиридине.

Технология переработки. Полистирол перерабатывается литьем под давлением ($T = 433 \div 503$ К; $p = 80 \div 120$ МПа, усадка 0,4—0,8 %); экструзией (температура цилиндра 373—463 К, температура головки 373—433 К), вакуум- и пневмоформованием. Режим переработки зависит от метода получения полимера, размера и конфигурации изделия. Полистирол склеивается и сваривается, но его нельзя перерабатывать в листы и крупногабаритные изделия.

8.1.4. Политетрафторэтилен и его модификации [361]

Политетрафторэтилен — линейный полимер с химической формулой $[-CF_2 - CF_2 -]_n$.

Промышленностью разных стран выпускаются следующие марки политетрафторэтилена: фторопласт-4 (фторлон-4) (СССР), тефлон (США), флюон (Великобритания), гостафлон (ФРГ), сорефлон (Франция), алгофлон (Италия), полифлон (Япония). В СССР выпускаются модификации фторопласта-4: фторопласт-4Д (4ДП, 4ДПТ), фторопласт-4М (4МБ, 4МБ-2, 4МП), фторопласт-40 (40Д, 40ДП, 40Б, 40ШБ), фторопласт-42, фторопласт-4НА и др.

Свойства. Фторопласт-4 выше температуры разложения (688 К) не переходит в вязкотекучее состояние, а разлагается с выделением большого количества летучих продуктов. Он обладает низким коэффициентом трения, свойствами самосмазки, для него характерна ползучесть под действием даже небольших механических нагрузок при комнатной температуре (другие механические свойства приведены в табл. 8.1). Диэлектрические свойства его (табл. 8.2) не зависят от частоты тока и температуры.

Фторопласт-4 наиболее химически стоек из всех полимеров, абсолютно стоек в тропических условиях, не подвержен действию грибков, не совсем устойчив к действию радиационного излучения (при интегральной дозе 10^4 рад наблюдается заметное ухудшение механических свойств).

Для фторопласта-4 характерна высокая химическая стойкость к действию высококонцентрированных и разбавленных кислот и щелочей, сильных окислителей. Ни один из известных растворителей не растворяет фторопласт-4 при $T \leq 533$ К. Водой при кратковременном погружении фторопласт-4 не смачивается, но при длительной выдержке в воде смачивается хорошо. Водопоглощение за 24 ч составляет 0,00 %.

Фторопласт-4 разрушается под действием расплавленных щелочных металлов и их комплексных соединений с аммиаком, нафталином, пиридином, а также под действием трехфтористого хлора, газообразного фтора при температуре 423 К или повышенном давлении. В жидких фторуглеродах фторопласт-4 набухает при $T \geq 573$ К, во фторхлорсодержащих газах слегка набухает при температуре 293 К. Со щелочноземельными металлами и их соединениями, с оксидами свинца, кадмия, меди фторопласт-4 реагирует при $T \geq 623$ К.

Фторопласт-4Д отличается от фторопласта-4 несколько меньшей молекулярной массой, формой и размерами частиц, методами переработки.

Физические и механические свойства приведены в табл. 8.1, 8.2. По химической стойкости фторопласт-4Д от фторопласта-4 не отличается.

Фторопласт-4М более прозрачен и радиационностоек, менее хладотекуч и газопроницаем, чем фторопласт-4. По остальным свойствам (механическим — табл. 8.1, физическим — табл. 8.2 и химическим) мало отличается от фторопласта-4.

Фторопласт-4МБ по сравнению с фторопластом-4М обладает лучшими диэлектрическими свойствами, большей прозрачностью и термостабильностью, повышенной текучестью расплава.

Фторопласт-40, в отличие от фторопласта-4, более радиационностоек, практически не хладотекуч, имеет хорошее сопротивление раздиру, истиранию. Коэффициент трения по стали — динамический 0,054, статический 0,087, температура разложения выше 623 К, обладает повышенной тепло- и морозостойкостью, стоек к атмосферным воздействиям (остальные механические и физические свойства приведены в табл. 8.1, 8.2).

По химической стойкости фторопласт-40 почти не уступает фторопласту-4. Плавиновая и 98 %-ная азотная кислоты, ацетон при нагревании вызывают набухание (0,15; 1,64; 1,75 % соответственно), но не изменяют величины разрушающего напряжения и относительного удлинения полимера. Водопоглощение составляет 0,005 %.

Фторопласт-40Б отличается высокими износ- и цветостойкостью, химической и радиационной стойкостью. Применяется для конструкционных и электроизоляционных изделий, длительно работающих при температуре 473 К.

Фторопласт-40ШБ имеет высокие цвето- и износостойкость, но более низкие показатели диэлектрических свойств, чем фторопласт-40Б.

Фторопласт-42 отличается высокой радиационной стойкостью, низким коэффициентом трения (по стали 0,04), стойкостью к световому старению, температура разложения 633 К (другие механические и физические свойства приведены в табл. 8.1, 8.2).

Для фторопласта-42 характерна высокая химическая стойкость к действию кислот, щелочей, окислителей. Водопоглощение за 24 ч составляет 0,00 %. Он нерастворим в спиртах, ароматических и хлорированных углеводородах, растворим в кетонах, сложных эфирах и диметилформамиде при температуре 323 К.

Фторопласт-4НА наряду с хорошей теплоустойкостью (табл. 8.2) и химической стойкостью отличается высокой морозостойкостью. Температура разложения его составляет 623 К. Он устойчив к действию концентрированных кислот, щелочей, окислителей, растворяется в ацетоне и других кетонах при комнатной температуре. Водопоглощение за 24 ч равно 0,00 %.

Технология переработки. Фторопласт-4 перерабатывается спеканием предварительно отпрессованных таблеток. Порошок (в случае композиций смешанных с наполнителем) таблетруется в пресс-форме при комнатной температуре и давлении 30—35 МПа с последующим спеканием отформованного изделия при температуре 648 К в течение 20 мин на каждый миллиметр толщины изделия. Закалку изделий производят после спекания быстрым погружением в воду. Незакаленные изделия получают, медленно охлаждая их после спекания до температуры 523—573 К в течение 1—3 ч и затем до комнатной температуры на воздухе или в воде. Особенности переработки фторопласта-4 обусловлены высокой динамической вязкостью расплава ($\sim 10^{10}$ Па · с) даже при температурах, близких к температуре разложения (643 К). При переработке степень кристалличности снижается до 45—85 % в зависимости от молекулярной массы и режима охлаждения. Фторопласт-4 сваривается, склеивается после специальной предварительной обработки, а также механически обрабатывается при высоких скоростях резания и малых подачах режущего инструмента.

Фторопласт-4Д. Из паст, приготовленных смешиванием порошка полимера со смазывающими веществами, на плунжерных прессах изготавливают профильные изделия неограниченной длины ($T = 643 \text{ К}$, $p = 70 \text{ МПа}$).

Термообработанный **фторопласт-4ДПТ** перерабатывается методами порошковой металлургии.

Фторопласт-4ДП. Пропитанные концентрированной суспензией волокна, ткани и другие наполнители сушат при температуре не выше 373 К , затем спекают при 643 К . Покрытия из суспензии фторопласта-4ДП выдерживают нагревание до температуры 643 К .

Фторопласт-4М, имеющий динамическую вязкость расплава $10^3 - 10^6 \text{ Па}\cdot\text{с}$ при температуре 573 К , перерабатывается прессованием ($T = 553 \div 593 \text{ К}$, $p = 20 \div 35 \text{ МПа}$), экструзией ($T = 593 \div 633 \text{ К}$), литьем под давлением ($T = 553 \div 593 \text{ К}$, $p = 120 \div 150 \text{ МПа}$) и напылением. Листы и пленки свариваются при температуре выше 553 К . При пропитке суспензией наполнители, армирующие материалы сушат на воздухе, затем подвергают термообработке при температуре $523 \pm 5 \text{ К}$.

Фторопласт-40 перерабатывается прессованием ($T = 543 \div 563 \text{ К}$, $p = 20 \div 25 \text{ МПа}$), экструзией ($T = 543 \div 568 \text{ К}$), литьевым прессованием ($T = 573 \div 593 \text{ К}$, $p = 373 \div 393 \text{ МПа}$), литьем ($T = 553 \div 573 \text{ К}$, $p = 150 \div 160 \text{ МПа}$). Хорошо механически обрабатывается, сваривается, склеивается. Пропитка суспензией или нанесение покрытий производятся окунанием, кистью, пульверизацией с последующей сушкой и термической обработкой при температуре $533 - 553 \text{ К}$. Покрытия из суспензий стойки до температуры 473 К .

Фторопласт-42 перерабатывается прессованием ($T = 503 \div 513 \text{ К}$, $p = 30 \div 40 \text{ МПа}$), литьевым прессованием ($T = 483 \div 493 \text{ К}$, $p = 100 \text{ МПа}$), литьем под давлением ($T = 513 \div 533 \text{ К}$, $p = 100 \div 120 \text{ МПа}$), экструзией ($T = 533 \div 563 \text{ К}$); он легко механически обрабатывается.

Фторопласт-4НА перерабатывается обычными методами, применяемыми для термопластов. Прессование проводят в интервале температур $493 - 513 \text{ К}$ при давлении 30 МПа .

8.1.5. Полиметилениоксид [361]

Полиметилениоксид — линейный полимер с химической формулой $[-\text{CH}_2 - \text{O}-]_n$. Практическое применение нашли гомополимер с блокированными концевыми группами ОН и сополимеры. Общее название полиметилениоксидов за рубежом — *ацетальные или полиацетальные смолы*. Выпускаются марки: дельрин (гомополимер), целкон (сополимер) — США; хостаформ, ультраформ (ФРГ); дуракон (Япония).

Свойства. Полиметилениоксид — твердый жесткий продукт. По усталостной прочности к динамическим знакопеременным нагрузкам превосходит поликарбонаты, полифениленоксид, полиамиды. Обладает низкой ползучестью (значительно ниже, чем у полиамидов, но выше, чем у поликарбоната и полистирола), высокой износостойкостью, хорошими фрикционными свойствами ($f = 0,2 \div 0,35$ по стали), малой проницаемостью по отношению к парам органических веществ, но проницаемостью к водяному пару в 10 раз выше, чем у полиэтилена. Горюч, не токсичен.

Свойства гомополимера с блокированными группами ОН и сополимера приведены в табл. 8.1, 8.2. Сополимеры более термостабильны при переработке и эксплуатации, чем гомополимеры. Гомополимер при нагревании в отсутствие кислорода устойчив до температуры 523 К , на воздухе подвергается термоокислительной деструкции при температурах выше 433 К .

К действию органических кислот, щелочей и солей сополимер более стоек, чем гомополимер. Устойчивость последнего к действию щелочей

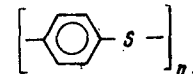
определяется природой концевых групп (ацетальные связи не гидролизуются под действием оснований). Вода вызывает набухание до 1 % при длительном воздействии.

К действию минеральных и уксусной кислот полиметилениоксиды не стойки, при $T \leq 333 \text{ К}$ растворяются в гексафторацетонгидрате и гексафторацетоксиде и незначительно (менее 3 % массы) набухают практически во всех органических растворителях. При $T \geq 373 \text{ К}$ полиметилениоксиды ограниченно растворимы в фенолах, ароматических аминах, бензиловом спирте, галогенопроизводных углеводородов и других органических растворителях.

Технология переработки. Гомополимеры с блокированными группами ОН и сополимеры перерабатываются литьем под давлением и экструзией только при введении в них стабилизирующих добавок, замедляющих термоокислительную деструкцию. Температура переработки $453 - 513 \text{ К}$, давление $120 - 150 \text{ МПа}$, время пребывания полимера в расплавленном состоянии не более 30 мин. Рекомендуется последующая термическая обработка при температуре $403 - 423 \text{ К}$ в течение $20 - 30$ мин. Хорошо обрабатываются на станках, можно пилить, сверлить, наносить резьбу, вбивать гвозди.

8.1.6. Полифениленсульфид [361, 431]

Полифениленсульфид — линейный полимер с химической формулой



В США выпускается марки райтон PPS.

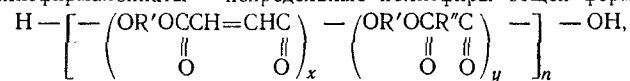
Свойства. Полифениленсульфид нетоксичен, не имеет запаха, характеризуется высокой термостабильностью, термостойкостью, устойчивостью к окислению, радиационной стойкостью, негорючестью, высокой адгезией к металлам; по химической стойкости уступает лишь политетрафторэтилену. Изделия из него могут длительно эксплуатироваться на воздухе при температуре 533 К , сохраняя термопластичность. Потери массы на воздухе незначительны до температуры 773 К , полное разложение происходит при температуре 993 К . В инертной атмосфере потери массы при температуре 873 К составляют 40 % и не увеличиваются вплоть до 1273 К . Температура стеклования полимера (361 К) повышается при сшивании его до 366 К . При температуре 400 К в линейном полимере происходит фазовый экзотермический переход (перекристаллизация), а в интервале температур $550 - 555 \text{ К}$ — плавление кристаллической фазы. При очень сильной сшивке в полимере ни фазового перехода при 400 К , ни плавления в интервале $550 - 555 \text{ К}$ не наблюдается. Механические (табл. 8.1) и физические (табл. 8.2) свойства полифениленсульфида сохраняются практически неизменными после выдержки при температуре 533 К в течение 200 ч. γ -Излучение (до 1000 Мрад) и облучение нейтронами (до 5000 Мрад) практически не влияют ни на модуль упругости полифениленсульфида, ни на предел прочности при изгибе. Полифениленсульфид устойчив к действию кислот, щелочей, воды при $T \leq 473 \text{ К}$, при нагревании разрушается концентрированной азотной кислотой и сильными окислителями. При $T \leq 473 \text{ К}$ во многих органических растворителях не растворяется, а при $T > 473 \text{ К}$ в некоторых ароматических, хлорированных ароматических растворителях и некоторых гетероциклических соединениях растворяется.

Технология переработки. Полифениленсульфид хорошо перерабатывается (усадки незначительны) литьем под давлением ($T = 573 \div 633 \text{ К}$, $p = 75 \div 150 \text{ МПа}$), прессованием ($T = 613 \div 673 \text{ К}$, $p = 10 \div 70 \text{ МПа}$),

плазменным напылением, нанесением покрытий и пропиткой тканей и волокон суспензией с последующей термической обработкой. Благодаря своим свойствам полифениленсульфид используется для покрытий, которые наносятся различными методами: пульверизацией водных суспензий, электростатическим напылением порошков, вихревым спеканием. Во всех случаях необходима термическая обработка (при температуре не ниже 643 К).

8.1.7. Полиэфирмалеинаты [131, 361]

Полиэфирмалеинаты — непредельные полиэфиры общей формулы



где R', R'' — радикалы; x = 1÷5; y = 0÷5; n = 1÷20.

Выпускаются полиэфирмалеинаты марок: ПН-1, ПН-2, ПН-3, ПН-4, ПН-6, ПН-11, ПН-6М, ПН-8, ПН-10, ПН-12, ПН-15, ПН-16, ПН-32, ПН-35, ПН-62, ПН-63, ПН-69, ПН-Н, ПН-81, ПН-100, ПН-301, НПС-609-21М, НПС-609-22М, НПС-609-21РК, НПС-609-26, НПС-609-27, НПС-609-28, НПС-609-27Б, НПС-609-29, НПС-609-30, ЗСП-3, ЗСП-4, ЗСП-9, ЗСП-12, ЗСП-13, лавсан (СССР), АК 403 селлобонд АХ 2621, родэстер, аэропол, атлак, бакелит, битл, вестопал, виапал, вибрин, габрастер, добекан, кристик, ламекс, ламелон (зарубежные).

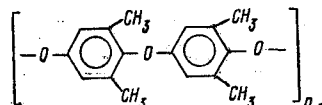
Свойства. Полиэфирмалеинаты в зависимости от состава, химического строения и молекулярной массы представляют собой вязкие жидкости ($\gamma = 1100\div 1290$ кг/м³, $\eta = 500\div 3000$ Па·с) или твердые вещества. Линейные молекулы полиэфирмалеината сшиваются в пространственные полимеры с помощью отвердителя (в качестве которого используют ненасыщенный мономер, часто стирол) за счет разрыва двойной химической связи остатка ненасыщенной дикарбоновой кислоты. Поскольку мономер, являясь одновременно отвердителем, входит в состав шитого блок-сополимера, процесс отверждения практически не сопровождается выделением летучих веществ и производится при низком технологическом давлении. Отвержденные смолы характеризуются хорошей адгезией ко многим материалам. Их физические и механические свойства приведены в табл. 8.1, 8.2.

Для полиэфирмалеинатов характерна высокая стойкость к действию минеральных и органических кислот, многих органических растворителей (особенно при комнатной температуре), масел, бензина, воды (водопоглощение за 30 сут. составляет 0,35—0,65 %). К действию щелочей стойкость полиэфирмалеинатов, как правило, невысока.

Технология переработки. Полиэфирмалеинаты перерабатываются в изделия методом пропитки наполнителей (волокон, тканых и нетканых волокнистых материалов, бумаги и др.) раствором олигомеров или смешением олигомеров с наполнителями (древесной мукой, тальком, целлюлозой и др.) с последующим отверждением при формовании методами прямого прессования, контактного формования, вакуумформования, автоклавным, пресс-камеры и др. Усадка при отверждении полиэфирмалеината ПН-1 составляет 5—8 %.

8.1.8. Полифениленоксид [337, 361]

Полифениленоксид — простой ароматический полиэфир линейного строения с химической формулой



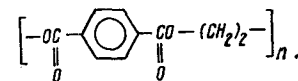
Выпускается марок арилокс (СССР), РРО и норил (США).

Свойства. Механические (табл. 8.1) и физические (табл. 8.2) свойства полифениленоксида не изменяются после многократного повторного формования на литьевых машинах. От известных термопластов полифениленоксид отличается самым низким водопоглощением, высокой технологичностью. Он нетоксичен, стоек к агрессивным средам, грибковой плесени и радиоактивному излучению, устойчив к действию разбавленных и концентрированных минеральных кислот, щелочей, кипящей воды и перегретого пара. Водопоглощение для арилокса, РРО и норила составляет: равновесное (влажность 50 %, T = 313 К) 0,06; 0,03; 0,14 %, при погружении в воду (T = 313 К) 0,11; 0,10; 0,14 % соответственно. Полифениленоксид растворим в хлорированных и ароматических углеводородах, диоксане, тетрагидрофуране и апротонных диполярных растворителях (диметилформамиде, диметилсульфоксиде и др.).

Технология переработки. Полифениленоксид перерабатывается литьем под давлением (T = 593÷613 К), экструзией (T = 513÷573 К). Особенности переработки — широкий температурный интервал перерабатываемости и возможность получения тонкостенных изделий сложного профиля. Хорошо сваривается и склеивается.

8.1.9. Полиэтилентерефталат [361]

Полиэтилентерефталат — сложный линейный ароматический полиэфир терефталевой кислоты с химической формулой



Выпускается под названием лавсан и др. (СССР).

Свойства. При быстром охлаждении расплава до комнатной температуры образуется аморфный прозрачный полимер, кристаллизующийся выше 353 К. Полиэтилентерефталат отличается низкими гигроскопичностью и коэффициентом трения, стабильностью формы изделий. Основные физические и механические свойства приведены в табл. 8.1, 8.2.

Полиэтилентерефталат устойчив к действию разбавленных растворов щелочей, слабых кислот, минеральных солей, эфиров, масел, жиров, тогда как к действию концентрированных азотной и серной кислот, концентрированных щелочей не стоек. Он растворяется при нагревании в феноле, крезоле, нитробензоле.

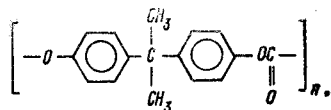
Технология переработки. Полиэтилентерефталат перерабатывается в изделия литьем под давлением с предварительной сушкой в интервале температур 393—403 К в течение 5—7 ч.

8.1.10. Поликарбонаты [361]

Поликарбонаты — сложные полиэфиры угольной кислоты и диокси соединений общей формулы $\left[- \text{O} - \text{R} - \text{O} - \text{C} - \text{O} - \text{R} - \right]_n$. В за-

висимости от природы радикала поликарбонаты могут быть алифатическими, жирно-ароматическими и ароматическими, в зависимости от структуры макромолекулы — линейными, разветвленными и трехмерными. Выпускаются поликарбонаты марок дифлон (СССР), лексан, мерлон (США), пенлай, юпилон, тоуфлон (Япония), кистан (ПНР), макролон (ФРГ) и др.

Свойства. Дифлон имеет химическую формулу



В интервале температур 123—473 К его прочностные свойства изменяются незначительно. Полимер достаточно устойчив к действию ультрафиолетового излучения и излучений высокой энергии. Обладает низкой гигроскопичностью, высокими атмосферо- и влагостойкостью, стойкостью к действию микроорганизмов, самозатухающий. Деструкция начинается выше температуры 603 К. Оптически прозрачен. Характерна высокая стабильность размеров изделий при переработке, склонность к ползучести очень мала, $f = 0,3-0,4$ (другие механические и физические свойства приведены в табл. 8.1, 8.2).

Дифлон устойчив к действию разбавленных растворов неорганических и органических кислот, слабых щелочей, минеральных солей, окислителей. Водопоглощение составляет 0,4 %. Гидроксид аммония, амины и растворы сильных щелочей вызывают гидролитическую деструкцию поликарбонатов. Дифлон растворяется или набухает в большинстве органических растворителей, за исключением алифатических и циклоалифатических углеводородов, одно- и многоатомных спиртов (кроме метанола), растительных и животных жиров, масел. Основные растворители: метилхлорид, хлороформ, трихлорэтан, тетрагидрофуран.

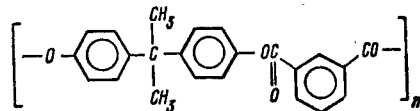
Технология переработки. Поликарбонаты перерабатывают всеми методами, используемыми для переработки термопластов, в том числе методами холодного формования (штамповкой, прокатом, клепкой, вытяжкой). Температура переработки 513—573 К, вязкость расплава высокая по сравнению с вязкостью расплавов других полимеров. Изделия можно сваривать, склеивать, точить, сверлить, фрезеровать, пилить, резать, шлифовать, полировать, соединять одно с другим заклепками и гвоздями.

8.1.11. Полиарилаты [337, 361]

Полиарилаты — сложные ароматические полиэфиры двухатомных фенолов общей формулы $[-\text{OCRCOOR}'\text{O}-]_n$, где R — остаток дикарбоновой кислоты; R' — остаток двухатомного фенола.

Выпускаются полиарилаты марок: Д-3, Д-4, Д-3Э, Д-4С, Д-9, Ф-1, Ф-2, ДВ-101 (СССР) и серии U (юнайтика) — U-1060, U-2030, U-4015 (Япония).

Свойства полиарилатов во многом определяются их химическим строением. Механические и физические свойства полиарилата U-1060 с химической формулой



приведены в табл. 8.1, 8.2.

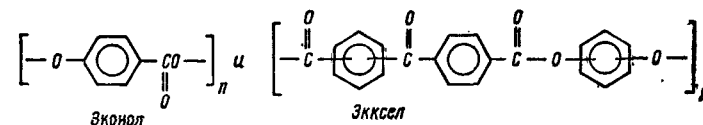
Высокую прочность и термостойкость полиарилатам придает их структура, в которой ароматические кольца связаны подвижным эфирным мостиком. Полиарилаты успешно конкурируют с металлами в деталях конструкционного назначения. Износ при повышенных температурах ($T = 400$ К) практически не отличается от износа при комнатной температуре. В интервале температур 410—420 К детали из полиарилатов эксплуатируются под нагрузкой в течение нескольких тысяч часов. Они огнестойки и самозату-

хающие. Температура термического разложения равна 700 К; изделия из полиарилатов сохраняют высокую гибкость и стабильность размеров после прекращения действия нагрузки выше температуры 390 К. Полимеры устойчивы к действию ультрафиолетового и ионизирующего излучения, к длительному воздействию разбавленных растворов минеральных и органических кислот, некоторых окислителей, петролейного эфира, бензина, керосина, однако к действию концентрированной серной кислоты, растворов щелочей, аммиака, диметилацетамида, диметилформамида не стойки. При нагревании с органическими кислотами, гидроксилсодержащими соединениями, эфирами полиарилаты способны к обменным деструктивным реакциям алкоголиза, ацидолиза, эфириза.

Технология переработки. Полиарилаты перерабатываются литьем под давлением (марки Д-4, Д-4С, Ф-1), литьевым и компрессионным прессованием (марки Ф-2, Д-9), литьем под давлением, экструзией, формованием с раздувом (марки U-1060, U-2030, U-4015).

8.1.12. Полноксибензоаты [337, 361]

Полиоксибензоаты — сложные ароматические полиэфиры с химическими формулами



Выпускаются полноксибензоаты марок: эконол, экссел (США).

Свойства. Полиоксибензоаты не плавятся вплоть до температуры разложения (около 823 К). Они характеризуются высокой термостойкостью (эконол по термостойкости превосходит полиимиды и пирроны), низким влагопоглощением, высокими диэлектрическими показателями в широком интервале температур и частот. Основные механические и физические свойства приведены в табл. 8.1, 8.2.

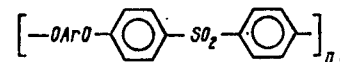
Кристаллическая структура полимеров сохраняется до температуры 770—810 К. Потеря массы эконола после выдержки в течение 1 ч при температуре 590 К составляет 0,06 %, при 610 К — 0,1 %, при 670 К — 0,5 %, при 700 К — 1,4 %, при 830 К — 3 %. Особенностью эконола является возможность его переработки горячей ковкой в интервале температур 430—470 К.

Полиоксибензоаты износостойки, устойчивы к коррозии, по химической стойкости не отличаются от арилатов. Они одни из перспективных полимеров для производства ПКМ с температурой эксплуатации до 590 К.

Технология переработки. Обычные методы для переработки полиоксибензоатов не пригодны. Кроме горячейковки изделия формуют спеканием порошкообразного полимера в интервале температур 698—723 К и давлений 35—140 МПа.

8.1.13. Полиэфирсульфоны ароматические [361, 442, 460]

Ароматические полиэфирсульфоны — твердые полимеры с химической формулой



Выпускаются марок: полисульфон-а, полисульфон-ПА (СССР); арилон, астрель 360, полисульфон 200 Р, полисульфон 300 Р, полисульфон Р-1700, удель, полифениленэфирсульфон ICI (США) и др.

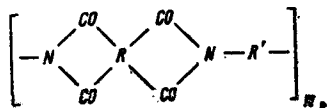
Свойства. Ароматические полиэфирсульфоны стабильны при нагревании на воздухе до температуры 673 К, свойства не изменяются в интервале температур 173—423 К. Они характеризуются высокими сопротивлениями холодному течению и термическому старению, электрической прочностью, радиационной стойкостью ($1,5 \cdot 10^{10}$ рад), устойчивы к воздействию жидкого бора, герметизирующие и электрические свойства сохраняются до интегральной дозы облучения $2,2 \cdot 10^8$ рад. Самозатухающие полимеры. Механические и физические свойства ароматических полиэфирсульфонов приведены в табл. 8.1, 8.2.

Ароматические полиэфирсульфоны устойчивы к действию щелочей, большинства сильных минеральных кислот. В простых органических растворителях и воде не растворяются: водопоглощение за 24 ч при $T = 296$ К составляет для удель 0,02 %, для астрель 1,8 %, для PES (200P) 0,43 %. Полиэфирсульфоны растворяются в полярных ароматических и хлорированных углеводородах и апротонных биполярных растворителях, концентрированная серная кислота сульфатирует и расщепляет цепь полиэфирсульфона.

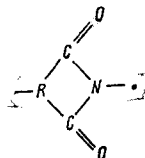
Технология переработки. Ароматические полиэфирсульфоны перерабатываются прессованием ($T = 473$ К для удель и $T = 633 \div 563$ К для астрель), литьем под давлением (температура расплава 618—673, 503—603, 633—713 К соответственно для удель, арилона и астрель) и экструзией ($T = 588 \div 643$ К).

8.1.14. Полиимиды [5, 337, 361, 439]

Полиимиды — циклопентные гетероциклические полимеры общей формулы



содержащие в основной или боковой цепи макромолекулы циклическую имидную группу



По строению мономерного звена полиимиды могут быть алифатическими, алициклическими или ароматическими, по строению главной полимерной цепи — линейными или трехмерными. Наибольшее практическое применение получили ароматические линейные полиимиды.

Промышленно выпускаются полиимидные пресс-порошки марок: ПМ-67, ПМ-69 (СССР), кайнол (Франция), веспел, полиимид 2080 и другие (США), а также связующие марок: ПАИ-1, СП-1, СП-3, СП-6, СП-95, СП-97, СП-97ВК (СССР), скайбонд, пиралин, Q_x-13, полиимид 2080, горлон, P105Ac, NR-150, HR-600, керимид и другие (зарубежные).

Свойства. Физико-механические свойства полиимидов (табл. 8.1, 8.2) не изменяются в течение длительного времени в широком температурном интервале (от 73 до 573 К). Температура разложения их выше температуры плавления. Они являются среднечастотными диэлектриками. Изделия из полиимидов характеризуются высокой стабильностью размеров и низкой

ползучестью при высоких температурах, низким коэффициентом трения ($f = 0,05 \div 0,17$ по стали), высокой термостойкостью и устойчивостью к действию γ -излучения, быстрых электронов и нейтронов.

Разбавленные кислоты почти не влияют на свойства полиимидов. В органических растворителях большинство ароматических полиимидов не растворяются, они инертны к действию масел.

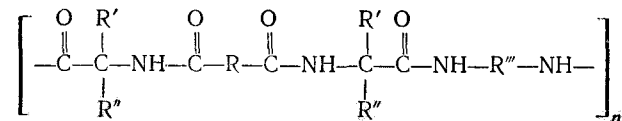
Концентрированные азотная и серная кислоты вызывают деструкцию полиимидов при комнатной температуре и особенно при нагреве. Под действием щелочей и перегретого пара полиимиды гидролизуются. К воде более чувствительны, чем большинство других линейных гетероцепных полимеров.

Технология переработки. Полиимидные пресс-порошки перерабатываются методами прямого прессования, компрессионного прессования ($T = 653 \div 693$ К, $p = 2,5 \div 12$ МПа), литья под давлением, горячего прессования.

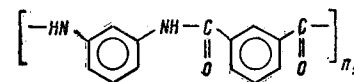
Полиимидные связующие перерабатываются в ПКМ и изделия из них пропиткой наполнителей с последующим отверждением при контактном формовании и прямом прессовании.

8.1.15. Полиамиды [361]

Полиамиды—гетероцепные полимеры, содержащие в основной цепи макромолекулы амидные группы —CO—NH—. Могут быть алифатическими общей формулы



или ароматическими общей формулы



в зависимости от того, с алифатическими или ароматическими радикалами связаны амидные группы. По строению главной полимерной цепи могут быть линейными, разветвленными или трехмерными.

Выпускаются алифатические полиамиды марок капролон, nylon-6, полиамид (СССР), nylon-6,6, nylon-7, nylon-11, nylon-6,10 (СССР, США); ароматические полиамиды марок фенилон П, фенилон С1, фенилон С2 (СССР), номекс (США).

Свойства. Механические и физические свойства полиамидов зависят от химической природы и молекулярной массы полимера (табл. 8.1, 8.2). Алифатические полиамиды характеризуются высокой усталостной прочностью, сопротивлением к истиранию и ударным нагрузкам, низкой гигроскопичностью, повышенной электризуемостью, низкой устойчивостью к термо- и фотоокислительному воздействию. Для ароматических полиамидов характерны резко выраженная температура плавления и стабильность свойств при повышенных температурах.

Полиамиды устойчивы к действию органических растворителей. Алифатические полиамиды растворяются лишь в сильнополярных растворителях, способных специфически сольватировать амидные группы. При комнатной температуре алифатические полиамиды растворяются в концентрированных кислотах, например, серной, азотной, муравьиной, монохлоруксусной, трихлоруксусной, в фенолах (феноле, крезоле, ксилоле, тимоле), хлорале, концентрированном растворе хлорида кальция и в спиртах.

Универсальные растворители для алифатических полиамидов — трифторэтиловый и 2,2,3,3-тетрафторпропиловый спирты. Высокоткипящие спирты (например, бензиловый, фенолэтиловый, этиленгликоль) — более слабые растворители.

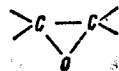
Ароматические полиамиды растворяются только в основных растворителях, таких, как диметилацетамид или N-метилпирролидон (иногда при добавлении солей, например, CaCl_2 или LiCl).

Полиамиды растворяются также в концентрированной серной и хлоруксусной кислотах.

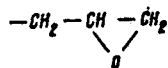
Технология переработки. Алифатические полиамиды перерабатываются литьем под давлением ($T = 353 \pm 393 \text{ K}$, $p = 80 \pm 100 \text{ МПа}$) в тонкостенные изделия толщиной 0,3 мм сложной конфигурации и экструзией, в том числе с раздувом, ароматические — методом прямого прессования с предварительным подогревом. Усадка при прессовании 0,6 %.

8.1.16. Эпоксидные смолы [361]

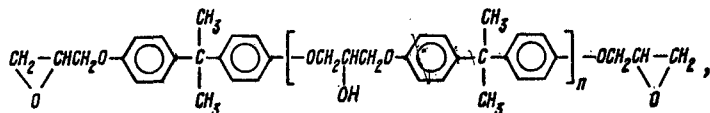
Эпоксидные смолы — олигомеры или полимеры, содержащие в молекуле не менее двух эпоксидных



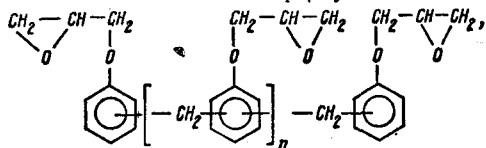
или глицидиловых



групп, способные превращаться в полимеры пространственного строения. Существует большое разнообразие эпоксидных смол: эпоксидно-диановые смолы с химической формулой



эпоксиноволачные смолы с химической формулой



а также эпоксидные смолы на основе многоатомных фенолов, циклоалифатические эпоксидные смолы и др.

Выпускаются эпоксидно-диановые смолы марок ЭД-10, ЭД-14, ЭД-16, ЭД-18, ЭД-20, ЭД-22, УП-614 и др. (СССР); эпон 828, эрла и другие (США); эпоксиноволачные смолы марок ЭН-6, 5Н, 6Э18Н60 и другие (СССР); на основе многоатомных фенолов марок РЭС-3, ЭИС-1, ЭТФ (СССР); циклоалифатические эпоксидные смолы марок УП-612, УП-632, УП-648 и другие (СССР).

Свойства. Неотвержденные эпоксидные смолы представляют собой растворимые и плавкие термопластичные вязкие жидкости или хрупкие твердые вещества, характеризующиеся хорошей адгезией ко многим материалам и небольшой усадкой при отверждении. В процессе отверждения эпоксидных смол летучие вещества не выделяются, что определяет сравни-

тельную простоту технологии переработки смол. В качестве отвердителей эпоксидных смол используют мономерные, олигомерные и полимерные соединения различных классов. Эпоксидные смолы способны отверждаться без подвода тепла (в том числе при температуре 273 К) и при нагревании, в присутствии влаги и даже в воде. ПКМ на их основе являются непревзойденными конструкционными материалами, характеризуются меньшей хрупкостью, чем ПКМ на основе фенолоформальдегидных смол, высокой адгезией ко многим материалам. Основные свойства приведены в табл. 8.1, 8.2.

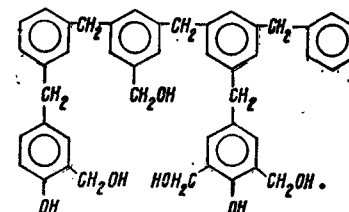
Эпоксидным смолам присущи высокая стойкость к действию щелочей, солей, окислителей, органических растворителей, воды. Водопоглощение эпоксидиановых смол за 24 ч составляет 0,01—0,1 %.

Технология переработки. Эпоксидные смолы перерабатываются путем пропитки наполнителей (волокон, тканей, нетканых волокнистых материалов, бумаги и др.) раствором олигомеров или смешением олигомеров с наполнителями (древесной мукой, тальком, целлюлозой и др.) с последующим отверждением при формовании методами прямого прессования, контактного формования, вакуумформования, автоклавным, пресс-камеры и др. Температура переработки 293—453 К, продолжительность гелеобразования в условиях переработки от 30 с до 100 ч, объемная усадка 2—8 %. Эпоксидные смолы при комнатной температуре отверждаются полиэтиленполиамидами или гексаметилендиамином (5—15 % отвердителя от массы смолы) в течение 24 ч с последующей термической обработкой в интервале температур 333—393 К в течение 12—2 ч. Горячее отверждение (ароматическими ди- и полиамидами) проводится в интервале температур 373—453 К в течение 16—4 ч.

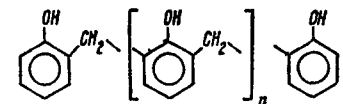
8.1.17. Фенолоформальдегидные смолы [171, 361]

Фенолоформальдегидные смолы — олигомерные продукты поликонденсации фенолов (монооксибензола, крезолов, ксиленолов, резорцина) с формальдегидом. В зависимости от условий поликонденсации образуются резольные (термореактивные) или новолачные (термопластичные) фенолоформальдегидные смолы.

Резольные смолы — смесь линейных и разветвленных полимергомологов (молекулярная масса 400—1000), для которых характерно наличие реакционноспособных метилольных групп:



Новолачные смолы — это олигомеры преимущественно линейного строения



отличающиеся от резольных смол отсутствием не вступивших в реакцию метилольных групп.

Резольные смолы при нагревании, а новолачные — при нагревании с добавлением отвердителя (уротропина 6—14 %) в процессе переработки

отверждаются с образованием трехмерных полимеров — резитов. Новолачные смолы отверждаются быстрее резольных.

Свойства. Неотвержденные фенолоформальдегидные смолы представляют собой твердую хрупкую прозрачную аморфную массу с плотностью 1220—1270 кг/м³, легко переходящую в интервале температур 333—393 К в жидкость, или жидкость с плотностью 1140—1220 кг/м³, динамической вязкостью 0,01—0,5 Па·с. Они растворяются в растворах едких щелочей, фенолов и многих органических растворителях. В резольных смолах при комнатной температуре продолжают протекать реакции конденсации, обуславливающие повышение молекулярной массы и изменение свойств во времени. Новолачные смолы в отсутствие влаги стабильны при хранении.

Различают три стадии отверждения. Вначале (стадия А) при нагревании смола (резол) плавится и пребывает в вязкотекучем состоянии. Далее (на промежуточной стадии В) смола, называемая резитолом, переходит в высокоэластическое состояние. На этой стадии она растворяется частично, но сильно набухает в органических растворителях. На конечной стадии (С) образуется твердый резит, который при нагревании лишь слегка размягчается. Максимальная температура отверждения лежит в интервале 413—473 К. Усадка при отверждении 6—9 %. Резольные смолы, в отличие от новолачных, способны длительное время при переработке пребывать в вязкотекучем состоянии.

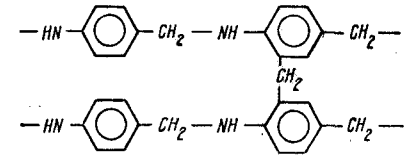
Отвержденные смолы (резиты) — хрупкие продукты некристаллической структуры; наряду с высокими механическими (табл. 8.1) и электроизоляционными (табл. 8.2) свойствами обладают хорошей антикоррозионной стойкостью. Резольные смолы по сравнению с новолачными характеризуются лучшими диэлектрическими свойствами, которые зависят от температуры и частоты тока.

Резиты устойчивы к действию большинства кислот, разлагаются под действием концентрированной серной кислоты и кислот-окислителей, растворов едких щелочей, кипящих фенолов. При длительном контакте с водой резиты слегка набухают. В органических растворителях резиты не растворяются, но содержащиеся в них олигомерные продукты могут быть экстрагированы (например, кипящим ацетоном). Выше температуры 573 К начинается деструкция фенолоформальдегидных смол, сопровождающаяся выделением летучих продуктов и образованием в инертной среде механически прочного кокса. Коксовое число равно 55—70 %, для смол с карборановыми группами — 85—97 %.

Фенолоформальдегидные смолы можно легко модифицировать на стадии получения резола или новолача анилином (для улучшения диэлектрических свойств и водостойкости), резорцином (для улучшения адгезионных свойств), фурфуроловым спиртом (для улучшения химической стойкости), бутадиевстирольным каучуком (для повышения ударной вязкости и стойкости к вибрационным нагрузкам), полиолефинами, эпоксидными, полиэфирными смолами и другими веществами.

Технология переработки. Фенолоформальдегидные смолы перерабатываются в ПКМ и изделия из них путем пропитки наполнителей (тканых и нетканых волокнистых наполнителей, бумаги и др.) раствором олигомеров или смешением олигомеров с наполнителями (тальком, древесной мукой, графитом и др.) с последующим отверждением при формовании методами прямого и литьевого прессования, литья под давлением, экструзии, автоклавного, вакуумформования, штранг-прессования и др. Температурный режим отверждения, величина и режим приложения давления при формовании изделий определяются маркой смолы, природой и структурой наполнителя, конфигурацией и толщиной изделия.

Анилиноформальдегидные смолы — продукты взаимодействия анилина с формальдегидом. В зависимости от условий синтеза получают термопластичные и терморезактивные смолы. Для получения ПКМ используются терморезактивные смолы, которые при нагревании до температуры 423—433 К отверждаются, образуя полимер пространственной структуры



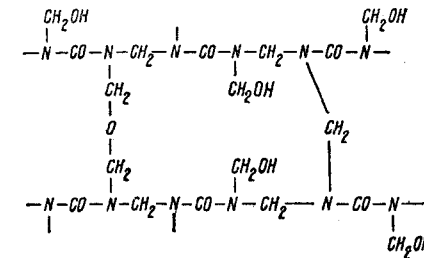
Отверждение протекает медленнее, чем у фенолоформальдегидных резольных смол. За рубежом анилиноформальдегидные смолы выпускают под названием дибанит.

Свойства. Отвержденные смолы непрозрачны, под действием солнечного света темнеют. Механические и физические свойства приведены в табл. 8.1, 8.2. По водостойкости и маслостойкости они превосходят фенолоформальдегидные смолы; маслопоглощение незначительно, водопоглощение составляет 0,1 %. Они устойчивы к действию щелочей, но разлагаются под действием сильных кислот. В органических растворителях не растворяются, но олигомерные продукты могут быть извлечены экстракцией.

Технология переработки. Анилиноформальдегидные смолы перерабатываются в ПКМ и изделия из них пропиткой наполнителей (волокон, тканей, бумаги и др.) раствором олигомеров или смешением олигомеров с наполнителями (тальком, целлюлозой, графитом и др.) с последующим отверждением ($T = 423 \div 433$ К) при формовании методами компрессионного формования, литья под давлением ($p = 30\text{--}40$ МПа), вакуумформования, автоклавного формования и др.

8.1.19. Мочевиноформальдегидные смолы [361]

Мочевиноформальдегидные смолы — олигомерные продукты поликонденсации мочевины с формальдегидом, способные при нагревании в присутствии кислотных катализаторов превращаться в пространственные продукты с химической структурой



В СССР производятся мочевиноформальдегидные смолы марок МФ, М, УКС, бартрев. За рубежом эти смолы выпускают под названиями: аутосет, формасет, циакор резин, урак резин, америте (США); фиталак,

каларок (Англия); ипорка, бекурол, фестопас, элмопласт (ФРГ); гедамин (Франция); аминоцел (Италия) и др.

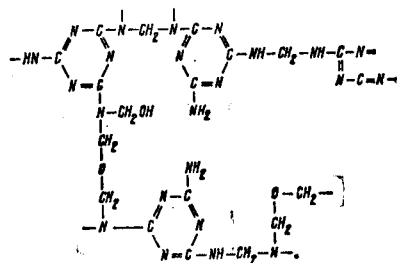
Свойства. Мочевиноформальдегидные смолы — это светостойкие, легкоокрашивающиеся полимеры с хорошей дугостойкостью и высокой твердостью, низким коксовым числом (14—21 %), быстро разлагающиеся при нагревании без доступа воздуха. В отличие от фенолоформальдегидных смол они прозрачны при наличии в них 10—15 % диспергированной воды. Даже при комнатной температуре диспергированная вода испаряется, при этом происходит усадка и растрескивание полимера, поэтому для предотвращения трещинообразования и придания прочности в смолу всегда вводится наполнитель. Основные механические и физические свойства отвержденных смол приведены в табл. 8.1, 8.2. Существенный недостаток мочевиноформальдегидных смол — выделение формальдегида при переработке и эксплуатации. Модификация мочевиноформальдегидных смол гликолями, бутиловым спиртом и другими веществами повышает адгезию, придает способность совмещаться с другими смолами (например, эпоксидными).

Мочевиноформальдегидные смолы устойчивы к действию слабых щелочей, жиров и масел, относительно устойчивы к действию слабых кислот. Разлагаются под действием сильных кислот и щелочей, частично — под действием растворов солей. К воде они менее стойки, чем фенольные смолы: при комнатной температуре достаточно стойки, под действием горячей воды частично разлагаются. В органических растворителях мочевиноформальдегидные смолы не растворяются, но олигомерные продукты могут быть извлечены экстракцией.

Технология переработки. Мочевиноформальдегидные смолы перерабатываются в ПКМ и изделия из них путем пропитки наполнителей (волокон, тканей и др.) растворами олигомеров или смешением олигомеров с наполнителями (тальком, древесной мукой, целлюлозой и др.) с последующим отверждением (кислотный катализатор, $T = 393 \div 413$ К) при формовании методами прямого прессования ($p = 25 \div 35$ МПа), литья под давлением, штранг-прессования и др.

8.1.20. Меламиноформальдегидные смолы [361]

Меламиноформальдегидные смолы — олигомерные продукты поликонденсации меламина с формальдегидом, способные при нагревании ($T = 403 \div 443$ К) в присутствии кислотных катализаторов превращаться в пространственные полимеры. Отвержденный продукт имеет формулу



Выпускаются в виде 50—55 %-ных растворов олигомеров вязкостью 90—180 с по вискозиметру ВЗ-4 и в виде сухих порошков.

Свойства. Меламиноформальдегидные смолы характеризуются хорошими свето- и дугостойкостью, сильным блеском поверхности, лучшими по сравнению с мочевиноформальдегидными смолами теплостойкостью, твердостью; они легко окрашиваются. Основные механические и физические

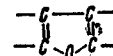
свойства отвержденных смол приведены в табл. 8.1, 8.2. Для улучшения диэлектрических свойств эти смолы модифицируются диэтанолмином, триэтанолмином или *n*-толуолсульфамидом; для улучшения теплостойкости — фурфуролом, для улучшения гигиенических свойств — бензогуанинами.

Меламиноформальдегидные смолы устойчивы к действию слабых щелочей, относительно устойчивы к действию слабых кислот, водостойки (выдерживают кипячение в воде), водопоглощение за 24 ч составляет 0,3—0,5 %. Они разлагаются под действием сильных кислот и щелочей. В органических растворителях не растворяются, но олигомерные продукты могут быть извлечены экстракцией.

Технология переработки. Меламиноформальдегидные смолы перерабатываются в ПКМ и изделия из них путем пропитки наполнителей (волокон, тканых и нетканых волокнистых материалов, бумаги и др.) раствором олигомеров или смешением олигомеров с наполнителями (древесной мукой, тальком, целлюлозой и др.) с последующим отверждением ($T = 403 \div 443$ К) при формовании методами прямого прессования ($p = 35 \div 45$ МПа), вакуум-формования, автоклавного формования, литья под давлением и др.

8.1.21. Фурановые смолы [361]

Фурановые смолы — олигомерные продукты, содержащие в молекулах фурановый цикл



и способны превращаться в присутствии катализатора (или) при нагревании в трехмерные полимеры. Отверждение их подобно отверждению фенолоформальдегидных смол.

Выпускаются фурановые смолы марок ФА, ФЛ, ФАЭД, ДИФА и др. (СССР), ситвар, тайпон, пенсалт, фуран, фурамель и др. (зарубежные).

Свойства. Олигомер фурфуrolа — твердый хрупкий продукт темно-коричневого цвета с молекулярной массой 500—1200; растворим в диоксане, ацетоне, хлороформе, фурфуроле, тетрагидрофуране, отверждается в интервале температур 433—523 К в присутствии бензосульфокислоты.

Олигомер фурилового спирта — вязкая жидкость от темно-коричневого до черного цвета с молекулярной массой 500—600, растворяется в ацетоне, фурфуроле и спиртоацетоновой смеси. Имеет низкую адгезию к стеклянному волокну. Отверждается в интервале температур 423—433 К в присутствии малеиновой, минеральных кислот, контакта Петрова, при комнатной температуре — в присутствии солянокислого анилина.

Фурфурилфурфураль — жидкость темного цвета с вязкостью 280—300 с по вискозиметру ВЗ-4, отверждается при комнатной температуре и в интервале температур 443—453 К в присутствии бензосульфокислоты.

Мономер ФА — жидкость желтовато-коричневого цвета, состоит в основном из монофурфурилиденацетона (50—65 %) и дифурфурилиденацетона (40—25 %); $\gamma = 1090$ кг/м³; растворяется в кетонах, сложных эфирах и эфирах этиленгликоля; совмещается с фенолоформальдегидными и эпоксидными смолами, вследствие чего повышается прочность и адгезия. Отверждается при комнатной температуре и в интервале температур 443—453 К в присутствии бензосульфокислоты.

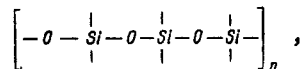
Продукты отверждения фурановых смол характеризуются высокими тепло-, кислото- и щелочестойкостью, большим коксовым числом (89—

90 %). Разложение их начинается выше температуры 573 К. Отверждение сопровождается увеличением плотности от 1100—1200 до 1400—1500 кг/м³ и, следовательно, большой усадкой, поэтому их используют только в сочетании с наполнителями.

Технология переработки. Фурановые смолы перерабатываются в ПКМ и изделия из них путем пропитки наполнителей (тканей, волокон и др.) олигомерными продуктами или смешением олигомеров с наполнителями (песком, графитом, сажей, асбестом) с последующим отверждением при переработке методами прямого прессования, автоклавного формования и др.

8.1.22. Кремнийорганические полимеры (силиконы, полиорганосилоксаны) [14, 15, 361]

Кремнийорганические полимеры общей формулы, например



представляют собой термостойкие высокомолекулярные элементоорганические соединения, содержащие атомы кремния и углерода в составе элементарного звена макромолекулы. В зависимости от строения главной полимерной цепи различают линейные, разветвленные и циклолинейные (лестничные и шитые, в том числе циклосетчатые). Исключительная гибкость силоксановой цепи утрачивается при переходе от линейной структуры к лестничной.

Выпускаются кремнийорганические смолы марок: лаки К-41, К-44, КО-946, КО-916, КО-928, ЭФ-3, ЭФ-5, К-9, К-9Э и др. (СССР).

Свойства. Линейные и разветвленные полиорганосилоксаны невысокой молекулярной массы — вязкие бесцветные жидкости, высокомолекулярные линейные — эластомеры, шитые и разветвленные — твердые хрупкие стеклообразные вещества (табл. 8.1, 8.2). Линейные, разветвленные и лестничные полимеры растворимы в большинстве органических растворителей (алифатических и ароматических углеводородах, их галогенпроизводных, кетонах, эфирах), но плохо растворимы в низших спиртах. Термодеструкция начинается в интервале температур 543—603 К. Они характеризуются пластичностью выше температуры 423 К и низкой адгезионной способностью, гидрофобностью, резиноподобной гибкостью, большим количеством непрочного коксового остатка. Модифицируют фенолоформальдегидными, полиэпоксидными, непредельными полиэфирными полимерами.

Кремнийорганические полимеры устойчивы к действию большинства кислот и щелочей. Концентрированная серная кислота и концентрированные щелочи вызывают разрыв силоксановой связи.

Технология переработки. Кремнийорганические смолы перерабатываются в ПКМ и изделия из них путем пропитки наполнителей (волокон, тканей и др.) раствором полиорганосилоксана или смешением его с порошковыми наполнителями с последующим отверждением ($T = 473$ К) при формовании методами прямого прессования, контактного формования и другими. Усадка при отверждении 2—3 % (лак К-9), 3,6 % (лак К-9Э).

8.2. НАПОЛНИТЕЛИ [36, 130, 146, 200, 284, 296, 310, 361]

Для получения ПКМ обычно применяют твердые наполнители: тонкодисперсные с частицами зернистой (сажа, диоксид кремния, древесная мука, мел, каолин и др.) или пластинчатой (тальк, слюда, графит и др.)

формы, полые сферы, гранулы различной формы, а также разнообразные волокнистые материалы (элементарные волокна, нити, пряжи, жгуты, ткани, холсты, маты, бумага, прутки, сетки и др.). Многие наполнители (например, графит, стекло, металлы) применяют в виде как порошков или зерен, так и волокон, в том числе монокристаллических.

Наполнители влияют на самые разнообразные свойства ПКМ (табл. 8.3) и определяют возможные способы переработки ПКМ в изделия. Характер и степень влияния наполнителя на свойства ПКМ зависят от природы, структуры, содержания наполнителя в ПКМ, формы, размера, взаимного расположения частиц или волокон, прочности сцепления их со связующим. Наполнители, изменяющие основные характеристики материала, называются активными, не изменяющие этих характеристик — инертными. Активные волокнистые наполнители, упрочняющие полимер, называются армирующими. Деление наполнителей на активные (упрочняющие) и инертные в известной мере условно, поскольку улучшая одну характеристику системы, наполнитель может ухудшать другую. Содержание наполнителя в ПКМ изменяется в широких пределах. Обычно оно составляет 45—50 % (в расчете на массу полимера), но может в три и более раз превышать содержание полимера. Взаимодействие полимера с наполнителем определяется химической природой этих материалов и характером поверхности наполнителя. Наибольшее улучшение свойств достигается при возникновении между наполнителем и полимером химических связей или значительных адгезионных сил.

К наполнителям для ПКМ помимо общих требований (способности совмещаться с полимером или диспергироваться в нем с образованием однородных композиций, хорошей смачиваемости расплавом или раствором полимера, стабильности свойств при хранении, а также при переработке и эксплуатации ПКМ) предъявляются и некоторые специальные требования, определяемые типом связующего. Различный характер процессов, протекающих при получении изделий из ПКМ на основе терморезистивных и термопластичных полимеров, обуславливает отличия в требованиях к наполнителям для этих полимеров. Так, наполнители для реактопластов могут быть более грубодисперсными и менее однородными по размеру частиц, чем наполнители для термопластов, поскольку реактопласты перерабатываются обычно в виде расплавов или растворов с относительно невысокой вязкостью. Наполнители для реактопластов не должны оказывать каталитического действия на отверждение полимера. Желательно также, чтобы эти наполнители содержали функциональные группы, способные участвовать в образовании химической связи полимер — наполнитель. Частицы наполнителей для термопластов должны иметь шероховатую поверхность, поскольку это обеспечивает прочное механическое сцепление наполнителя с поверхностью полимера. Наполнители для пластифицированных термопластов должны обладать минимальной пористостью, так как в противном случае они могут поглощать пластификатор.

Поверхность наполнителей часто обрабатывают растворами или эмульсиями поверхностно-активных веществ или аппретов. Такая обработка улучшает смачиваемость наполнителя полимером, адгезию, снижает склонность к агломерации (в случае порошкообразных наполнителей) и к поглощению пластификаторов, улучшает водостойкость и другие свойства ПКМ.

По своей природе наполнители делятся на органические и неорганические (минеральные), а по структуре — на порошкообразные, волокнистые и листовые. Природа и структура наполнителя в свою очередь отражена в классификации пластмасс. Так, различают стеклопластики (стекловолокнистый наполнитель), текстолиты (ткани различной структуры), асблесты (асболокнистые материалы), гетинакс (бумага), древесно-слоистые пластики (древесный шпон), органоволокниты (синтетические волокна), пресс-порошки (порошкообразный наполнитель) и др.

Таблица 8.3. Влияние некоторых

наполнителей на свойства ПКМ [361]

Наполнитель	$\gamma, 10^3$ кг/м ³	Тип связую- щего	Свойства, придаваемые				полимерному материалу							
			Легкость пе- реработки	Стабильность размеров изделия	Химическая стойкость	Влаго- стойкость	Прочность при растяже- нии	Ударная вяз- кость	Жесткость	Твердость	Антифрикци- онные свой- ства	Теплостой- кость	Теплопро- водность	Электроизо- ляционные свойства
Порошкообразные														
<i>орга</i>														
Графит	1750—1800	Т, Р	Н	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Древесная мука	...	Р	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Сажа газовая	1760—1900	Т, Р	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
<i>неорга</i>														
Асбест хризотилковый (антофилитовый)	2400—3200	Т, Р	Н	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Аэросил (кабосил, уль- трасил, дурсил)	1900—2360	Т, Р	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Белая сажа	2100—2200	Т, Р	П	Н	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Бентонит (монтморил- лонит)	1900—2400	Т, Р	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	П	Н	Н
Вермикулит	2400—2700	Т, Р	Н	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Каолин (кальциниро- ванный)	2580	Т, Р	П	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Кремния диоксид (при- родный)	2300	Т, Р	Н	Н	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Мел	2930	Т, Р	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Слюда (мусковит)	2700—3100	Т, Р	Н	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Тальк	2770—3200	Т, Р	П	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
<i>металли</i>														
Алюминий пластинчатый	2700	Т, Р	Н	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	П	Н	Н	Н
порошкообразный		Р	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Бронза порошкообразная	8900	Р	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	П	Н	Н	Н
<i>попы мик</i>														
Оксид алюминия	400—600	Т, Р	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	П	Н	Н
Оксид циркония	800—900	Т, Р	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	П	Н	Н
Стекло	220—400	Т, Р	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
БВ-01	240—310	Р	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	П	Н	Н
Волокнистые														
<i>органи</i>														
Волокно вискозное	...	Р	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
полиакрилонитрильное	...	Т, Р	П	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
углеродное	...	Т, Р	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
хлопковое	...	Р	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
<i>неоргани</i>														
Волокна асбестовые	3700	Т, Р	Н	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
стеклянные	2200	Т, Р	Н	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н

наполнители

<i>нические</i>														
П	Н	П	П	Н	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
<i>нические</i>														
Н	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
<i>ческие</i>														
Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	Н	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
<i>росферы</i>														
Н	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
Н	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
<i>наполнители</i>														
<i>ческие</i>														
П	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
П	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
П	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
П	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
<i>ческие</i>														
П	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н
П	П	П	П	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н	Н

Примечание. Р — реактопласт; Т — термопласт; П — наполнитель, улучша-

ющий свойства; Н — наполнитель, не влияющий на свойства.

8.2.1. Порошкообразные наполнители

ПКМ, содержащие порошкообразные наполнители, равномерно распределенные в материале, как правило, характеризуются изотропией свойств, оптимум которых достигается при степени наполнения, обеспечивающей адсорбцию всего объема связующего поверхностью частиц наполнителя. При повышении температуры и давления часть связующего десорбируется с поверхности наполнителя, благодаря чему материал можно формировать в изделия сложных форм с хрупкими армирующими элементами. Порошкообразный наполнитель уменьшает усадку при прессовании, повышает жесткость и твердость изделий из ПКМ, а в отдельных случаях изделия приобретают специфические свойства, например дугостойкость, электро- и теплопроводность, стойкость к действию электромагнитного и проникающего излучений и др.

Для получения прочных ПКМ целесообразно применять наполнители с наибольшей удельной поверхностью, т. е. с наименьшим размером частиц. Однако при выборе оптимальных размеров частиц наполнителей, особенно при использовании в качестве связующих низкомолекулярных олигомеров, необходимо учитывать склонность частиц к агломерации, возрастающей с ростом удельной поверхности наполнителя, и седиментацию частиц, ускоряющуюся с уменьшением удельной поверхности, повышением плотности наполнителя и снижением вязкости связующего. Введение тонкодисперсных наполнителей связано с большими технологическими трудностями, так как сопровождается загустеванием композиций (снижением их текучести). Размер частиц наполнителя не должен превышать 40 мкм, чаще всего он составляет 1—15 мкм. В отдельных случаях применяют наполнители с размером частиц до 300 мкм.

Органические порошкообразные наполнители. К таким наполнителям относятся графит, древесная мука, кокс, сажа, термоантрацит.

Графит — практически чистый углерод, имеет высокие тепло- и электропроводность, является хорошей сухой смазкой. При введении в ПКМ увеличивает стабильность их размеров, химическую стойкость, прочность при растяжении, жесткость, твердость, показатели антифрикционных свойств, тепло- и электропроводность. Недостатком природного графита является высокая зольность (2—25 %), что обуславливает его невысокие показатели антикоррозионных свойств, и низкая механическая прочность ($\sigma_{сж} = 21 \div 35$ МПа, $\sigma_{в} = 7 \div 21$ МПа). Поэтому природный графит вводят в ПКМ главным образом как антифрикционную добавку в количестве 5—10 %. Коллоидный графит, получаемый графитизацией термоантрацита (т. е. термической обработкой при температуре 2673—2873 К) и последующим его измельчением на коллоидных мельницах, содержит мало примесей, однако дорог и малопрочен, поэтому обычно его количество в ПКМ составляет не более 5—10 %. Для конструкционных теплопроводных ПКМ в качестве наполнителей используют измельченные в порошок отходы графитированных электродов, которые представляют собой прочный искусственный графит, характеризующийся высокими тепло- и электропроводностью, химической стойкостью и хорошими антифрикционными свойствами.

Применяют порошкообразный графит для получения графитопластов на основе термопластичных и термореактивных матриц.

Древесная мука состоит в основном из целлюлозы и лигнина. При введении в ПКМ улучшает стабильность их размеров, прочность при растяжении, электроизоляционные свойства. Недостатки (особенно из древесины лиственных пород) — низкие тепло-, влаго- и химическая стойкость.

Применяют древесную муку для получения наполненных ПКМ на основе термопластичных и термореактивных матриц.

Сажа состоит из 94,8—99,3 % С, 0,9—0,5 % Н, представляет собой

высокодисперсный углеродный материал, образующийся при неполном сгорании и термическом разложении углеводородов, которые содержатся в природных или промышленных газах и в жидких продуктах (маслах) нефтяного и каменноугольного происхождения. По степени кристалличности сажа занимает промежуточное положение между кристаллическим графитом и аморфным углеродом.

Упрочняющее действие сажи в ПКМ определяется дисперсностью (которая характеризуется размером частиц сажи и ее удельной поверхностью), шероховатостью, удельной активностью (энергией поверхности). При введении в ПКМ увеличивает стабильность размеров, жесткость, теплостойкость, тепло- и электропроводность.

Применяется при изготовлении наполненных ПКМ на основе термопластичных и термореактивных матриц.

Другие органические наполнители. Для конструкционных ПКМ в качестве наполнителей используют также измельченный кокс и термоантрацит (антрацит, прошедший термическую обработку без доступа воздуха при непрерывном повышении температуры до 1473—1573 К). Эти наполнители менее теплопроводны, чем графит, но более прочны и дешевы.

Неорганические порошкообразные наполнители. **Асбест хризотилловый** (антофилитовый) — $MgO \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$ — силикат, характеризующийся волокнистой структурой. При введении в ПКМ увеличивает стабильность их размеров, химическую стойкость, ударную вязкость, жесткость, твердость, теплостойкость и показатели электроизоляционных свойств.

Используется как наполнитель для термопластичных и термореактивных связующих.

Аэросил (кабосил, хайсил, ультрасил, дуросил) — SiO_2 — синтетический порошкообразный наполнитель, являющийся продуктом пиролитического разложения галогенидов кремния, при введении в ПКМ увеличивает стабильность их размеров, стойкость к растрескиванию, жесткость, ударную вязкость и др.

Широко применяются для наполнения полиэтилена, сополимеров этилена с винилацетатом, поливинилбутирала, эфиров целлюлозы, фторопластов, полиакрилатов, полиакрилатов, эпоксидных смол, полиамидов и др.

Белая сажа — $SiO_2 \cdot H_2O$ — синтетический мелкодисперсный порошок с размером частиц 0,02—0,10 мкм. При введении в ПКМ увеличивает влаготстойкость и показатели электроизоляционных свойств, а также способствует улучшению переработки ПКМ.

Используется для наполнения термопластичных и термореактивных связующих.

Бентонит (монтмориллонит) — $Al_2O_3 \cdot 4SiO_2 \cdot 2H_2O$ — природный дисперсный наполнитель с частицами пластинчатой формы размером 0,2—2,0 мкм. При введении в ПКМ увеличивает стойкость их к растрескиванию, стабильность размеров, теплостойкость.

Вермикулит — $Mg(Fe^{2+}, Fe^{3+})_3[Si_4Al_4O_{10}](OH)_2 \cdot nH_2O$ — природный механически диспергируемый наполнитель с частицами чешуйчатой (пачечной) формы размером 2—3 мкм. При введении в ПКМ увеличивает стойкость их к растрескиванию, стабильность размеров, твердость, тепло- и химическую стойкость.

Используется для наполнения термопластичных и термореактивных связующих.

Каолин — $Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$ — природный порошкообразный наполнитель с частицами пластинчатой формы размером примерно 2 мкм. При введении в ПКМ увеличивает стабильность их размеров, влаго-, тепло- и химическую стойкость, жесткость, твердость и показатели антифрикционных свойств, облегчает переработку ПКМ.

Используется для наполнения термопластичных и термореактивных связующих, получения премиксов.

Мел — CaCO_3 — бывает различной дисперсности: молотый (размер частиц 5—20 мкм), дезинтегрированный (5—8 мкм); отмученный (2—5 мкм), химически осажденный (0,4 мкм). Форма частиц зернистая. При введении в ПКМ увеличивает стабильность их размеров, жесткость, твердость, теплоустойчивость, обеспечивает легкость переработки.

Применяется для наполнения термопластичных и термореактивных связующих, получения премиков. Один из важнейших наполнителей для полиэтилена и поливинилхлорида.

Природный диоксид кремния — SiO_2 (обычный песок, горная мука, кварц, диатомиты) — имеет сравнительно невысокую плотность и хорошо совмещается с различными полимерами. При введении в ПКМ увеличивает его влагостойкость и показатели электроизоляционных свойств, облегчает переработку.

Используется для наполнения полиолефинов, поливинилхлорида, полиамидов, полиуретанов, эпоксидных, фенольных смол и других полимеров.

Порошки металлов (обычно железа, меди, алюминия, свинца, бронзы) придают полимерам некоторые специальные свойства. При определенной концентрации такого наполнителя, необходимой для непосредственного контакта между его частицами, резко повышаются теплопроводность и электрическая проводимость ПКМ и, кроме того, материал становится стойким к действию электромагнитного и проникающего излучений.

Используются для наполнения термопластичных и термореактивных связующих. ПКМ, наполненные металлическим порошком или стружкой (опилками), применяют для изготовления различного инструмента, оснастки, заделки дефектов в металлическом литье и др.

Слюда (мусковит) — $\text{K}_2\text{O} \cdot 3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ — порошок с частицами пластинчатой слоистой формы размером 3—5 мкм. При введении в ПКМ увеличивает стабильность их размеров, влаго-, тепло- и химическую стойкость, жесткость, твердость, показатели антифрикционных и электроизоляционных свойств.

Используется для наполнения термопластичных и термореактивных связующих, особенно при получении электроизоляционных материалов.

Тальк — $3\text{MgO} \cdot 4\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$ — порошок с частицами чешуйчатой (лиственной) формы размером 3—5 мкм. При введении в ПКМ увеличивает стабильность их размеров, влаго-, тепло- и химическую стойкость, жесткость, твердость, показатели антифрикционных и электроизоляционных свойств, облегчает переработку.

Используется для наполнения термопластичных и термореактивных связующих, особенно при получении электроизоляционных материалов.

Фториды, сульфаты и сульфиды металлов (BaF_2 , CaF_2 , BaSO_4 , CaSO_4 , MoS_2) повышают тепло- и химическую стойкость полимеров; дисульфид молибдена снижает коэффициент трения.

Используются для наполнения термопластичных и термореактивных связующих.

Полие микросферы представляют собой полые частицы сферической формы контролируемых размеров (от 25 мкм до 500 мкм), низкой плотности (100—700 кг/м^3), способные выдерживать гидростатическое давление более 10,7 МПа. Полые микросферы разных видов применяются для получения легких наполненных ПКМ (синтактовых пен на основе термопластичных и термореактивных смол) с повышенными удельными прочностью и жесткостью, равномерной плотностью по объему, плавучестью и другими ценными свойствами, используемых в качестве эффективных радиопрозрачных, конструкционных, теплоизоляционных, звукоизоляционных материалов.

Полые стеклянные микросферы содержат 84—86 % SiO_2 , диаметр частиц 35—60 мкм, насыпная масса 100—200 кг/м^3 , плавучесть 95 %, прочность при гидростатическом сжатии (3,5—4,0) 10^8 МПа, температура плавления 1273 К.

Полые микросферы из оксида алюминия содержат 100 % Al_2O_3 , диаметр частиц 60—120 мкм, насыпная масса 280—350 кг/м^3 , отношение толщины стенки к диаметру 2—4 %, плавучесть 100 %, температура плавления 2323 К. Стойки к воздействию влаги и различных агрессивных сред.

Полые микросферы из оксида циркония содержат 100 % ZrO_2 , диаметр частиц 50—80 мкм, насыпная масса 400—500 кг/м^3 , плавучесть 100 %, температура плавления 2973 К.

Полые микросферы марки БВ-01 из фенолформальдегидной смолы получают из бакелита БЖ-3. Размер частиц 10—500 мкм. По внешнему виду представляют собой сыпучий мелкий порошок коричневого цвета. Стойки к действию воды, углеводов и других растворителей. Нетоксичны, невзрывоопасны, горючи.

8.2.2. Волокнистые наполнители

Применение волокнистых армирующих наполнителей ограничивает выбор методов формования и затрудняет изготовление изделий сложной конфигурации, однако повышает прочность (особенно ударную вязкость реактопластов), ползучесть (термопластов), придает некоторые специфические свойства (теплозащитные, радиотехнические и др.) полимерам.

Подробно получение и свойства волокнистых наполнителей КМ изложены в гл. 4.

В полимерную матрицу волокнистый наполнитель вводится в виде рубленого волокна длиной от нескольких десятков микрометров до нескольких десятков миллиметров, непрерывных нитей и листовых волокнистых наполнителей. Рубленые волокна в зависимости от соотношения показателей механических свойств полимера и наполнителя, размеров волокон, а также от характера взаимодействия на границе раздела полимерная матрица — волокно могут проявлять свойства как обычных дисперсных, так и армирующих наполнителей, упрочняющее действие которых определяется степенью реализации прочности волокна. Упрочняющая роль волокон (диаметром 3—12 мкм) в стекловолокнистых, асболокнистых, органо-волокнистых, карбо-волокнистых проявляется уже при длине волокна 2—4 мм. С увеличением длины волокон прочность возрастает благодаря взаимному их переплетению и понижению локализованных по концам волокон напряжений в связующем (в случае высокомодульного наполнителя). Рубленые волокна могут располагаться в полимерной матрице хаотично или ориентированно. Непрерывные волокна иногда вводятся слоями, которые могут быть ориентированы под различными углами в зависимости от требований, предъявляемых к ПКМ. Использование непрерывных волокон позволяет получать изделия из ПКМ с исключительно высокими прочностными показателями.

Листовые волокнистые наполнители (ткани, холсты, сетки, маты, вязанные материалы и др.) служат основой для получения слоистых ПКМ, отличающихся анизотропией свойств (например, прочностных, теплофизических) вдоль слоев и перпендикулярно слоям армировки. Анизотропия свойств отчасти устраняется применением объемно-тканых и объемно-вязанных наполнителей, изготавливаемых в соответствии с формой изделия, которая фиксируется при отверждении связующего.

Органические волокнистые наполнители бывают природные и синтетические.

Хлопок (природный наполнитель) для получения ПКМ применяется в виде текстильных отходов, измельченного волокна, нитей, отрезков тканей и др. Он легко окрашивается, обладает удовлетворительными физико-химическими и хорошими диэлектрическими свойствами. Его недостатки — значительное водопоглощение и низкая химическая стойкость. Хлопок — важнейший наполнитель для аминоальдегидных смол.

Джут, сизаль, рами, лен (природные наполнители) используются в смеси с порошкообразными наполнителями. При введении таких волокон в ПКМ повышается ударная вязкость материала. Их применение вместо СВ позволяет уменьшить плотность, улучшить динамические характеристики ПКМ, но химическая стойкость ПКМ при этом снижается.

Полиэфирные, полиакрилонитрильные, полиамидные волокна (синтетические наполнители) обладают хорошей адгезией к наполняемым полимерам, а содержащие их ПКМ характеризуются исключительно высокой коррозийной и химической стойкостью, водостойкостью, малым коэффициентом трения и высокой износостойкостью. Недостаток этих наполнителей — сравнительно невысокая теплостойкость многих из них, а также ограниченный выбор связующих, так как многие связующие могут изменять структуру и механические свойства волокна. Повышение теплостойкости и механических характеристик ПКМ достигается путем использования волокнистых наполнителей из таких термостойких волокон, как полиимидные, полибензимидазольные, полиоксадиазольные и др.

Неорганические волокнистые наполнители. Наиболее важными из них являются стеклянные и асбестовые.

Стекланные волокнистые наполнители вводят в терморезистивные и термопластичные полимеры, иногда в сочетании с другими волокнистыми и порошкообразными наполнителями. При введении стеклянных волокнистых наполнителей повышаются физико-химические показатели, понижается коэффициент трения, улучшаются диэлектрические свойства, тепло-, износ- и химическая стойкость материала. Недостатки стеклянных волокнистых наполнителей — низкая адгезия к некоторым связующим, заметное снижение прочности во влажных средах, а при наполнении термопластов — анизотропия свойств изделий вследствие ориентационных эффектов при переработке ПКМ.

Асбест как волокнистый наполнитель для термо- и реактопластов используется двух видов — змеевиковый (хризотил) и рогеобманковый (крокидолит). Первый имеет длиноволокнистую структуру и характеризуется повышенной прочностью. Волокна второго значительно короче и отличаются повышенной кислотостойкостью. При наполнении асбестом в виде распушенных измельченных волокон, нитей или тканей повышаются тепло-, огне-, атмосферо- и химическая стойкость, а также ударная вязкость ПКМ.

Другие неорганические волокнистые наполнители. Для наполнения полимеров применяют волокна из кварца, базальта, керамики, а также металлическую проволоку (сталь, железо, вольфрам, молибден, титан и др.) и волокна бора, бериллия, молибдена, вольфрама и др. Особый интерес представляет применение НК («усов»), полученных из различных металлов, их оксидов, карбидов, нитридов и других тугоплавких соединений, и вискеризованных волокон. При использовании НК в сочетании с высокопрочными терморезистивными связующими (содержание наполнителя может составлять 80 % и больше) получают ПКМ, в которых удается реализовать до 50—75 % прочности наполнителя. Одновременно заметно возрастает теплостойкость и улучшаются другие свойства ПКМ. Применение НК и вискеризованных волокон ограничивается их высокой стоимостью.

8.3. ПОЛУЧЕНИЕ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И МЕТОДЫ ПЕРЕРАБОТКИ ИХ В ИЗДЕЛИЯ [50, 57, 100, 240, 311, 361]

Путем различных комбинаций связующих и наполнителей получают ПКМ с необходимыми физико-механическими и физическими характеристиками для эксплуатации в различных условиях. Процессы производства

ПКМ и изделий из них часто совмещены. Это позволяет существенно снизить общую стоимость изделий и, несмотря на сравнительно большую трудоемкость, сделать их экономически конкурентоспособными с обычными промышленными товарами.

Технология изготовления изделий из ПКМ включает комплекс операций (процессов), обеспечивающий получение изделий с заданными свойствами. Изготовлению предшествуют проектирование рациональной конструкции изделия, разработка рецептуры материала, наиболее пригодной для условий эксплуатации, выбор оптимальных метода формования и условий его осуществления. Оптимальный метод формования для каждого конкретного изделия определяется большим числом факторов, важнейшими из которых являются конструктивные особенности изделия, условия эксплуатации изделия и вытекающие из них требования (чистота поверхности, точность размеров и др.), тип связующего, особенности его свойств и технологические возможности, структура наполнителя, а также экономические факторы — стоимость оборудования и оснастки, их производительность и срок эксплуатации, затраты труда, его квалификация и др. В ряде случаев определяющим фактором оказывается тиражность изделий — для выпуска небольших партий изделий можно использовать малопроизводительные методы формования и применять при этом дешевую оснастку, тогда как крупносерийное производство оправдывает значительные расходы на изготовление оснастки, связанные с использованием наиболее производительных методов.

Производительность методов переработки ПКМ на основе термопластичного связующего в основном лимитируется скоростью происходящих в полимере при переработке физических и физико-химических процессов (плавления, кристаллизации, нагрева и охлаждения, релаксации и др.). Полнота и характер протекания этих процессов в значительной мере определяют качество готового изделия. Кроме того, на качество изделий влияют деструктивные процессы, протекающие с повышенной скоростью в полимере при его переработке вследствие термических и механических воздействий на материал со стороны рабочих органов машин.

Необходимую форму изделию из термопластов можно придать в результате развития в полимере пластической или высокоэластической деформации. В связи с высокой вязкостью материала скорость процессов деформирования низкая. В зависимости от физического состояния полимера в момент формирования в готовом изделии достигается различная степень неравновесности из-за неполной релаксации внутренних напряжений. Это накладывает определенные ограничения на температурный интервал эксплуатации изделий, полученных различными методами. Увеличение доли высокоэластической составляющей деформации ведет к снижению верхнего температурного предела эксплуатации вплоть до температуры стеклования полимера.

Особенность методов переработки ПКМ на основе терморезистивного связующего состоит в сочетании физических процессов собственно формирования с химическими реакциями образования трехмерных полимеров (отверждением), причем свойства изделий определяются скоростью и полнотой отверждения. Полное отверждение обуславливает нестабильность свойств изделий из реактопластов во времени, а также протекание деструктивных процессов в готовых изделиях.

В зависимости от метода переработки отверждение совмещается с формированием изделия (в случае прессования реактопластов), происходит после оформления изделия в полости формы (литьевое прессование, литье под давлением реактопластов) или при термической обработке сформованной заготовки (при формировании крупногабаритных изделий). Достижение необходимой полноты отверждения некоторых типов олигомеров даже при наличии катализаторов и при повышенных температурах требует значительного времени — до нескольких часов. Однако окончательное отверждение

Таблица 8.4. Основные стадии технологического процесса получения ПКМ

Стадия технологического процесса		Операции для наполнителей	
		порошкообразных	волокнистых в виде лент, тканей, непрерывных волокон, нетканых полотен
Подготовка наполнителя	Измельчение, отсев нужной фракции, обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка
Приготовление связующего из полимера (олигомера)	Измельчение, отсев нужной фракции, сушка, добавление стабилизаторов, модификаторов, пластификаторов, отвердителей, катализаторов, пигментов и других ингредиентов, гомогенизация смеси или приготовление расплава, раствора, дисперсии или эмульсии с добавлением необходимых ингредиентов, переработка в листовый материал (только для термопластов)	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка
Приготовление жидкое связующее	Приготовление раствора нужной вязкости, введение в раствор отвердителей, катализаторов, пластификаторов и других компонентов	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка
Дозировка компонентов ПКМ	Взвешивание наполнителя и связующего в соответствии с рецептурой	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка
Совмещение полимерного связующего с наполнителем	Смешение порошкообразного или жидкого связующего с наполнителем в шаровых мельницах, лопастных и шнековых смесителях с последующей гомогенизацией смеси вальцевым или шнековым методом (получение компаундов, пресс-порошков), пропитка отрезков волокон длиной 20—70 мм в лопастных смесителях; сушка или термическая обработка (частичное отверждение реактопласта) каждый слой армировки	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка
Приготовление полуфабрикатов	Измельчение твердой массы, таблетирование, гранулирование или приготвление премиксов	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка
Формование изделия	Прямое прессование, литьевое прессование, профильное прессование, литье под давлением, центробежное литье, автоклавное литье под давлением, экструзия, вакуумформование, штампование, напыление (для ПКМ на основе термopластичной и терморeактивной матрицы), пневматическое формование (выдувание), спекание (для ПКМ на основе термопластичной матрицы)	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка
Механическая обработка заготовок	Обработка заготовки соответствующими методами (фрезерование, точение, сверление, полирование, шлифование, зубо- и резьбонарезание и др.) до требуемых размеров и формы	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка
Контроль качества изделия	Контроль качества исходных компонентов, поперационный контроль технологического процесса, контроль состава и свойств ПКМ. Последнее включает внешний осмотр изделий для выявления наружных дефектов (неровностей, трещин, раковин и др.), проверку размеров изделия, определение физико-механических характеристик, выявление внутренних дефектов с помощью контрольной аппаратуры	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка	Обезжиривание, удаление влаги, обезжиривание, апретирование, рубка на отрезки требуемой длины, сушка

может проводиться вне формующей оснастки, так как устойчивость формы приобретает задолго до завершения процесса.

Наличие при переработке температурных перепадов по сечению изделия ведет к возрастанию структурной неоднородности и появлению дополнительных напряжений, связанных с различием в скоростях охлаждения, кристаллизации, релаксации в разных частях, а также с различной степенью отверждения (в случае реактопластов). Это обуславливает неоднородность свойств материала в изделии, что не всегда допустимо, и является причиной многих видов брака (коробления, растрескивания и др.). Существование внутренних напряжений, в первую очередь ориентационных, ограничивает также температурный интервал эксплуатации. Некоторого повышения однородности надмолекулярной структуры и снижения внутренних напряжений удается достигнуть в результате термической обработки готового изделия, однако более эффективно использование методов направленного регулирования структур в процессах переработки.

При формовании изделий из ПКМ возможно значительное изменение структуры, а следовательно, и свойств полимера. Поэтому получаемые на основе одного и того же полимера материалы и изделия могут значительно отличаться по характеристикам, если технологии изготовления у них разные. Важнейшими факторами, влияющими на структуру и свойства ПКМ, являются параметры процесса переработки — температура, давление, режимы нагрева и охлаждения и др. Правильный учет и подбор всех технологических параметров позволяет достигнуть в готовом изделии однородной структуры, минимального уровня остаточных напряжений (структурных, усадочных, термических), высокой степени завершенности процессов отверждения, кристаллизации, т. е. получить высококачественные изделия.

Основные стадии технологического процесса получения ПКМ представлены в табл. 8.4.

8.3.1. Прессование

Прессование заключается в пластической деформации материала при одновременном воздействии на него тепла и давления и в последующей фиксации формы изделия. Проводится, как правило, в пресс-формах, конфигурация полости которых соответствует конфигурации изделия. Пресс-формы устанавливаются на прессах, назначение которых — создание необходимого давления прессования. Помещенный в пресс-форму холодный или предварительно подогретый материал разогревается до температуры прессования и, подвергаясь под давлением прессования деформации одномерного течения, заполняет полость пресс-формы и одновременно уплотняется. Фиксация формы изделия происходит в результате отверждения реактопластов или охлаждения термопластов, либо охлаждения под давлением до температуры ниже температуры стеклования полимера (для термопластов).

Параметры процесса: начальная температура ПКМ и пресс-формы, удельное давление и скорость его приложения, время выдержки в пресс-форме, температура извлечения изделия из пресс-формы, давление прессования 0,01—250 МПа. При переработке реактопластов решающее влияние на режим оказывает скорость отверждения, а при прессовании термопластов — скорость охлаждения сформованного изделия.

Оборудование: прессы.

Применяется для получения изделий сложной формы, разнообразных размеров и толщин из ПКМ с порошкообразными, волокнистыми, листовыми волокнистыми наполнителями на основе термопластичных и реактивных связующих.

Метод прессования имеет разновидности: прямое прессование (горячее

или компрессионное), литьевое прессование (трансферное), профильное прессование (штранг-прессование).

Прямое прессование. Пресс-материал в виде порошка, таблеток либо заготовок из листовых или волокнистых полуфабрикатов загружают в открытую полость пресс-формы или между обогреваемыми плитами прессы и подвергают воздействию тепла и давления.

Параметры процесса определяются типом ПКМ, конфигурацией и габаритными размерами изделия.

Оборудование: прессы.

Применяется для переработки термореактивных и термопластичных ПКМ, изготовления толстых листов, блоков, толстостенных изделий сложной формы и переменного сечения; заготовок простой формы, подвергающихся дальнейшей механической обработке; изделий из ПКМ, содержащих большое количество абразивных частиц.

Литьевое прессование. Предварительно размягченный (пластицированный) материал впрыскивается перемещающимся в осевом направлении поршнем из загрузочной камеры через литниковые каналы в предварительно замкнутую пресс-форму.

Параметры процесса: удельное давление впрыска 150—200 МПа, давление в пресс-форме 50—65 МПа.

Оборудование: специальные трансферные гидравлические прессы с двумя (верхним и нижним) рабочими плунжерами или универсальные прессы с одним верхним плунжером.

Применяется главным образом для переработки ПКМ на основе быстроотверждающихся реактопластов и высоковязких термопластов.

Профильное прессование. Пресс-материал продавливается через профильную фильеру с открытыми входными и выходными отверстиями или специальную головку. В процессе продавливания происходит формование и получение данного профиля, а в случае термореактивных материалов — их отверждение. Процесс с периодически повторяющимся циклом, обеспечивающий непрерывное производство профилей благодаря тому, что за один цикл выдавливается не вся порция ПКМ и оставшийся подогретый ПКМ сваривается с вновь поступившей порцией. Метод занимает промежуточное положение между прессованием и экструзией.

Параметры процесса: давление прессования 250—400 МПа для реактопластов и 40—50 МПа для термопластов.

Оборудование: специальные горизонтальные прессы, поршень которых медленно совершает рабочий ход и быстро возвращается в исходное положение, пресс-форма со сменной матрицей.

Применяется (наряду с экструзией) для получения труб, стержней и других профильных изделий большой длины.

8.3.2. Литье под давлением (инжекция, шприц-гус)

Формуемый материал поступает в инжекционный (пластикационный) цилиндр литьевой машины, где нагревается до температуры 573—623 К в случае термопластичной матрицы и до температуры 353—393 К в случае термореактивной матрицы. Пластицированный материал при поступательном движении шнека или поршня впрыскивается через мундштук (форсунку) с соплом в литниковый и разводящий каналы, а оттуда в гнезда пресс-формы, где ПКМ с термопластичной матрицей охлаждается до температуры 293—393 К, а с термореактивной — нагревается до температуры 433—473 К. В пресс-форме материал выдерживается под давлением для уплотнения, затем пресс-форма размыкается и сформованное изделие выталкивается из нее. Литье под давлением имеет много общего с литьевым (трансферным) прессованием.

Параметры процесса: давление впрыска около 160 МПа.

Оборудование: горизонтальные, вертикальные, угловые, комбинированные, роторные литьевые машины с вертикальной линией разъема формы.

Применяется для получения изделий сложной конфигурации массой от нескольких граммов до нескольких килограммов с толщиной стенки 6—20 мм из ПКМ с термопластичной или термореактивной матрицей.

Метод литья под давлением имеет несколько разновидностей: интрузия, инжекционное прессование и центробежное литье.

Интрузия. Пластичированный материал нагнетается в литьевую форму под давлением вращающегося червяка, в отличие от обычного режима литья под давлением, при котором материал вращающимся червяком пластицируется, а нагнетается невращающимся. Инжекционный цилиндр снабжен соплом с широким каналом, позволяющим 70—80 % формы заполнить расплавом под давлением вращающегося червяка.

Параметры процесса (давление в форме и характер его распределения по длине канала) зависят от физико-механических свойств полимера, режима переработки, а также от конфигурации и размеров изготавливаемого изделия.

Оборудование: универсальные литьевые машины.

Применяется при изготовлении изделий большого объема.

Инжекционное прессование. Во избежание больших усадок изделий в форме при охлаждении применяют специальные формы, давление в которых создается с двух сторон: шнеком и механизмом закрывания формы через шток и пуансон.

Параметры инжекционного прессования (давление, температура, продолжительность отдельных стадий цикла) зависят от свойств перерабатываемого материала (вязкости, температуропроводности, термостабильности, релаксационных свойств), особенностей его пластикации.

Оборудование: литьевые машины.

Применяется для формирования толстостенных изделий.

Центробежное литье. Формуемый ПКМ загружается в нагретую форму, подвергаемую после этого вращению вокруг вертикальной оси (для изделий с диаметром, большим, чем высота) или вокруг горизонтальной оси (для изготовления длинных труб, гильз). Под действием центробежной силы ПКМ располагается на внутренней поверхности формы плотным слоем, принимая требуемую конфигурацию. После охлаждения и остановки формы изделие извлекают и с помощью механической обработки доводят до нужных размеров. Подвижная часть установки для двухосного вращения форм состоит из карусели, на которой закреплены шпиндели. Последние представляют собой конструкцию из внутреннего и наружного полого валов с приводом. Частота вращения наружного вала не более 32 мин⁻¹, внутреннего — не более 12 мин⁻¹.

Формы нагревают в печи горячим воздухом, в открытом газовом пламени, инфракрасными лучами или расплавами солей.

Параметры процесса (температура формы, длительность выдержки) определяются типом формуемого материала, размерами и толщиной стенки формуемого изделия.

Оборудование: специальные установки и машины.

Применяется для изготовления изделий типа тел вращения, например втулок, шкивов, зубчаток, подшипников, шестерен.

8.3.3. Автоклавный метод литья под давлением

ПКМ загружают в автоклав, обогреваемый через рубашку высококипящим теплоносителем, нагревают до температуры, на 20—30 К превышающей температуру плавления полимера. Нагретый расплав выдавливают с помощью азота, содержащего 0,5—1 % O₂, в пресс-форму.

Параметры процесса (температура расплава полимера, давление азота) зависят от свойств материала, конфигурации и размеров формуемых изделий.

Оборудование: автоклавы и пресс-формы.

Применяется для получения крупногабаритных изделий из ПКМ на основе полиамидов и других термопластичных матриц.

8.3.4. Экструзия (выдавливание, шприцевание, шнекование)

Формуемый материал поступает в зону питания экструзионного оборудования, где увлекается вращающимся червяком (диаметром 20—250 мм) и продвигается вдоль обогреваемого корпуса (цилиндра) в зоны пластикации и дозирования. По мере продвижения материала в сторону головки полимерная матрица плавится за счет трения и внешнего нагрева, расплав ПКМ гомогенизируется. Расплавленный ПКМ нагнетается в головку, откуда выходит сформованное изделие, которое затем охлаждается.

Параметры процесса: частота вращений червяка 30—60 мин⁻¹, отношение рабочей длины червяка к диаметру 20—32 для одночервячных и 15—16 для двухчервячных машин, время пребывания ПКМ в цилиндре зависит от типа ПКМ, температура цилиндра 293—773 К, давление экструзии 50—70 МПа.

Оборудование для экструзии: червячные прессы, экструзионные машины, экструдеры, шприц- и шнек-машины.

Применяется при изготовлении непрерывных изделий (пленок, листов, труб и шлангов), а также объемных изделий из ПКМ с термопластичной и термореактивной матрицей.

8.3.5. Контактное формование

Слон препрега или волокнистого наполнителя послойно выкладываются (наматываются) на форму с одновременной пропиткой его связующим (чаще всего холодного отверждения) и уплотнением прикаточным роликом или кистью, которой наносится связующее. Затем они отверждаются без давления или опрессовываются контрматрицей под давлением 0,01—0,2 МПа. Снятые с формы изделия подвергаются механической обработке. Метод обеспечивает чистоту и точные размеры изделия, которое непосредственно контактирует с формой в процессе прессования.

Параметры процесса (температура, давление, их изменение во времени, продолжительность формования и выдержки) зависят от свойств связующего и наполнителя, конфигурации и размеров формуемого изделия.

Оборудование: метод прост, не требует специального оборудования — используется одна (негативная или позитивная) форма.

Применяется для изготовления крупногабаритных изделий при мелкосерийном производстве: корпусов лодок, небольших катеров, кузовов автобусов, фургонов и др.

8.3.6. Намотка

На стальную оправку (дорн), повторяющую форму изделия и являющуюся основной рабочей частью намоточного агрегата, наматывается с натяжением армирующий волокнистый наполнитель (волокно, нити, жгуты, ровницы, ленты, ткани) мокрым (наполнитель пропитывается в процессе намотки) или сухим (используются препреги) способом. Наматывается также неопитанный наполнитель, после чего заготовку пропитывают связующим в замкнутой форме под давлением. По кинематическому признаку различают токарную, шлифовальную и обмоточную схемы намотки, по типу укладки армировки в намотанном изделии — окружную, спираль-

ную, поперечную, продольную, планарную и различные их сочетания. Намотанная заготовка формируется с помощью компрессионного прессования, вакуумного пресс-камерного или вакуумно-автоклавного метода.

Параметры процесса (натяжение, шаг намотки, угол намотки, скорость намотки) определяются типом ПКМ, конфигурацией и габаритными размерами изделия.

Оборудование: специальные намоточные агрегаты на основе модернизированных токарных и шлифовальных станков.

Применяется для изготовления изделий, имеющих форму тел вращения: цилиндров, конусов, сфер, труб, оболочек различных форм.

8.3.7. Формование с помощью герметичной эластичной оболочки

Формованию этим способом предшествует изготовление заготовок с заданной ориентацией наполнителя. На жесткую форму (позитивную или негативную), повторяющую форму изделия, методом намотки или послойной выкладки препрега в виде ленты, шпона (для термореактивных матриц), вальцованных или каландрированных листов, полотен (для термопластичных матриц) наносятся слои материала. На полученную заготовку детали (вслед за дренажным слоем и антиадгезионной пленкой) надевается эластичный резиновый мешок или чехол, который герметично соединяется с формой. Далее производится формование по заданному режиму методами вакуумформования, пресс-камеры, автоклавному

Параметры процесса определяются методом формования (вакуумформования, пресс-камеры, автоклавному), свойствами формируемого материала, конфигурацией и размерами изделий.

Оборудование и приспособления: форма — матрица или пуансон, эластичная оболочка и оборудование, соответствующее методам вакуумформования, пресс-камеры, автоклавному.

Применяется для изготовления изделий различной конфигурации и размеров из ПКМ на основе термореактивных и термопластичных матриц.

Вакуумформование представляет собой способ формования изделий под воздействием силы, возникающей вследствие разности между атмосферным давлением воздуха и разрежением, создаваемым внутри полости формы. Этот метод подразделяется на позитивное и негативное вакуумформование и вакуумформование в свободное пространство. Вакуумным насосом из мешка откачивается воздух. Для отверждения заготовки из реактопластов или перехода в высокоэластическое состояние заготовки из термопластов форма нагревается путем помещения ее в термощкаф, пропускания пара через каналы формы или с помощью электрических нагревателей, установленных в форме. Температура формования ПКМ определяется связующим. При вакуумформовании наиболее четко оформляется поверхность изделия, соприкасающаяся с формой.

Параметры процесса: удельное давление формования 0,05—0,095 МПа; температура формования зависит от типа ПКМ.

Применяется для изготовления изделий небольшой толщины из ПКМ на основе термопластичных и термореактивных матриц.

Негативный метод вакуумформования производится в вогнутой форме-матрице и имеет три разновидности: без предварительной вытяжки, с предварительной вытяжкой и с применением толкателя.

Параметры: перепад давления менее 0,1 МПа, давление сжатого воздуха до 2,0 МПа, температура формования определяется свойствами материала.

Оборудование и приспособления: форма-матрица и системы вакуумирования, обогрева и подачи сжатого воздуха.

Применяется для изготовления изделий со степенью вытяжки под-

тора и выше и высокими требованиями к чистоте внешней поверхности.

При негативном вакуумформовании без предварительной вытяжки заготовка ПКМ в виде листа герметично закрепляется по периметру формы и нагревается до высокоэластического состояния, затем из формы через патрубки откачивается воздух, и вследствие образовавшегося в полости формы разрежения лист втягивается внутрь нее. После охлаждения отформованное изделие выталкивается сжатым воздухом, нагнетаемым через патрубки.

При негативном вакуумформовании с предварительной вытяжкой сжатым воздухом после нагрева листа-заготовки во внутреннюю полость матрицы подается сжатый воздух, который слегка раздувает лист. Сверху опускается толкатель, который вдавливаясь в раздутый лист, не соприкасаясь с ним (благодаря подаче через толкатель сжатого воздуха, создающего воздушную подушку). При этом происходит равномерная вытяжка листа. После того как толкатель достигнет нижнего положения, подачу сжатого воздуха прекращают и в матрице создают разрежение, благодаря чему происходит окончательное формование изделий.

При негативном вакуумформовании с применением толкателя на разогретый лист ПКМ опускается толкатель, который придает листу форму, приблизительно соответствующую форме матрицы. Когда толкатель доходит до нижнего положения, в форме создается разрежение и лист прижимается к внутренней поверхности матрицы, воспроизводя ее форму.

Позитивное вакуумформование производится на поверхности выпуклой формы-пуансона по той же технологии, что и негативное вакуумформование. Имеет две разновидности: с предварительной вытяжкой сжатым воздухом и с предварительной вытяжкой пуансоном.

При позитивном вакуумформовании с предварительной вытяжкой сжатым воздухом лист ПКМ закрепляется по периметру герметичного корпуса, внутри которого передвигается стол с пуансоном. После разогрева листа внутри герметичного корпуса подается сжатый воздух, раздувающий закрепленный лист до образования полусферы. Затем вовнутрь полусферы вводится пуансон, прекращается подача сжатого воздуха и создается вакуум, в результате чего лист плотно прижимается к поверхности пуансона.

Оборудование и приспособления: форма-пуансон, герметичный корпус, системы вакуумирования и обогрева.

Применяется для формования изделий с очень равномерной толщиной стенки, высоким качеством поверхности и степенью вытяжки полтора и выше.

При позитивном вакуумформовании с предварительной вытяжкой пуансоном нагретый лист ПКМ вытягивается поднимающимся вверх пуансоном, затем через каналы в пуансоне отсасывается воздух, лист прижимается к пуансону и происходит формование изделия. После охлаждения изделия пуансон опускается вниз, зажимная рама открывается и готовое изделие вынимается из формы.

Параметры: перепад давления менее 0,1 МПа, давление сжатого воздуха 2,0 МПа, температура зависит от типа ПКМ.

Оборудование и приспособления: форма-пуансон, герметичный корпус, системы вакуумирования и обогрева.

Применяется для изготовления изделий с большой глубиной, с вертикальными стенками и малыми радиусами закругления на ребрах; степень вытяжки единица и выше.

Вакуумформование в свободное пространство. Лист ПКМ закрепляется над вакуумной камерой без матрицы и пуансона, нагревается, после чего в камере создается разрежение. Лист ПКМ втягивается в камеру, не касаясь ее стенок. При этом образуется полусфера, размеры и конфигурация которой определяются размерами и формой отверстия камеры, а

также степень вытяжки листа. Когда образовавшаяся полусфера достигает требуемой глубины, разрежение в вакуумной камере уменьшают до такой степени, чтобы разность наружного и внутреннего давлений воздуха была достаточной для удержания заданной формы изделия до остывания. Метод часто комбинируют с механическим формованием, вакуум-формованием и др.

Параметры: разрежение воздуха (вакуум) менее 0,1 МПа, температура зависит от типа ПКМ.

Оборудование: вакуумная камера с системой обогрева.

Применяется для изготовления пустотелых изделий.

Автоклавный метод. Заготовка ПКМ, герметично упакованная в резиновый чехол, помещается в автоклав. Давление прессования создается паром, горячей водой, глицерином или сжатым воздухом, нагнетаемым в автоклав. Обогрев осуществляется паром, горячей водой, жидкостью или обогревателями, расположенными в форме.

Параметры процесса: давление формования 0,5—7 МПа; температурный режим определяется типом ПКМ. Заготовка формируется при всестороннем равномерном давлении.

Оборудование: автоклав.

Применяется для изготовления больших серий крупных и сложных изделий с высокими физико-механическими показателями.

Метод пресс-камеры. Заготовка ПКМ располагается в замкнутой полости между жесткой (матрица) и эластичной (оболочка, чехол) частями пресс-формы. Эластичный резиновый чехол, заполненный при формовании сжатым воздухом, паром или горячей водой, создающими давление, является пуансоном. Обогрев осуществляется либо в термощкафу, куда загружают всю установку, либо паром или горячей водой, которые используются для создания давления прессования.

Параметры процесса: давление формования 0,1—0,5 МПа; температура формования зависит от типа ПКМ.

Оборудование: пресс-форма, термощкаф.

Применяется при серийном изготовлении изделий с плотной структурой и высокими физико-механическими характеристиками, а также для изготовления многослойных изделий, включающих в себя сотовую или пенопластовую прослойку и оболочки из армированных пластиков.

8.3.8. Пневматическое формование

Этот метод имеет две разновидности: негативное формование, когда сжатый воздух выполняет роль пуансона, и позитивное формование, когда сжатый воздух выполняет роль матрицы. В предварительно нагретую форму быстро переносится разогретая заготовка, которая герметично зажимается по периметру формы. Затем производится формование под действием сжатого воздуха, нагнетаемого в пневмокамеру, после чего изделие охлаждается и извлекается из формы.

Параметры: давление сжатого воздуха до 2,0 МПа, температура зависит от свойств формируемого материала.

Оборудование: гидропресс, матрица (или пуансон), системы обогрева и подачи сжатого воздуха.

Применяется для изготовления пустотелых изделий, используемых в приборостроении, химической, станкостроительной и других отраслях промышленности.

8.3.9. Спекание

ПКМ в виде порошка, гранул или таблетированный на гидравлическом прессе без нагрева загружается в форму, нагретую до температуры плавления полимера, помещается в печь, где выдерживается до расплавления слоя требуемой толщины у внутренних стенок формы. Затем форма извлекается из печи, нерасплавленный материал высыпается в бункер, форма с заготовкой вторично устанавливается в печь для дополнительного оплавления и глянцеования внутренней поверхности изделия. Форма охлаждается, и вследствие усадки изделие легко извлекается из нее. Для осуществления метода спекания не требуется сложное оборудование, он легко автоматизируется.

Параметры процесса: температура спекания определяется свойствами ПКМ.

Оборудование: термощкаф, пресс-форма.

Применяется для изготовления бесшовных полых изделий из ПКМ на основе термопластичной матрицы (контейнеры, баки, ванны, лодки и др.).

8.3.10. Штампование

Предварительно полученная заготовка ПКМ (в виде листа, пленки или тонкостенного полуфабриката) с термопластичными или терморективными матрицами нагревается до высокоэластического состояния матрицы, закрепляется с помощью зажимной рамы по контуру матрицы, формируется под давлением между пуансоном и матрицей, охлаждается ниже температуры стеклования или плавления, затем после снижения давления извлекается из штампа в виде отформованного изделия. В некоторых случаях используются эластичные пуансон или матрица.

Параметры процесса: давление формования 0,05—2,5 МПа, в случае трудноперерабатываемых материалов в изделия сложной конфигурации и с повышенной точностью размеров давление формования 10—70 МПа, нагрев до температуры, выше температуры плавления или стеклования.

Оборудование: штампы, пресс-формы, пресс или специальная машина.

Применяется для изготовления тонкостенных и крупногабаритных изделий.

8.3.11. Напыление

Напыление, заключающееся в нанесении порошкообразных или жидких ПКМ на поверхность детали либо формы, осуществляется под действием сил электрического поля, механических или пневматических сил. Различают три группы методов напыления: методы, при которых порошок напыляется на изделие, нагретое выше температуры плавления наносимого полимера (нанесение покрытия в псевдоожигненном слое, пневматическое, роторное, центробежное распыление); методы, при которых расплавленные частицы порошкового полимера напыляются на поверхность нагретого изделия (газопламенное, теплоточное и экструзионное напыление), и методы, при которых заряженные частицы порошка напыляются на поверхность изделия, несущую заряд противоположного знака (электростатическое напыление и нанесение покрытия в ионизированном псевдоожигненном слое).

Параметры процесса определяются способом напыления и типом ПКМ, оборудование — способом напыления.

Применяется для получения покрытий различного назначения, а также для изготовления изделий из ПКМ на основе любых полимерных матриц.

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	Т экс, К	Применение
Термопласт стеклонанопленый САН-С: сополимер стирола с акрилонитрилом, СВ и другие добавки	Литье под давлением ($T_{\text{расп}} = 483 \div 503 \text{ К}$, $R_{\text{уд}} = 120 \div 140 \text{ МПа}$, при извлечении изделия $T_{\text{Ф}} = 358 \div 363 \text{ К}$); усадка 0,2—0,4 %	233—353	Изделия конструкционного назначения
ПКМ на основе политетрафторэтилена с порошковыми наполнителями			
Композиция Ф-4К20: фторопласт-4, кокс	Прессование с последующим спеканием	213—523	Детали антифрикционного назначения, работающие в вакууме и газовых средах
Композиция Ф-4К15М5: фторопласт-4, 15 % кокса, 5 % дисульфида молибдена	То же	213—523	Детали антифрикционного назначения, работающие в среде вязких газов
Антифрикционные материалы ФН-202, ФН-3: фторопласт-4, никель порошкообразный, нитрид бора, дисульфид молибдена	» »	...	Детали антифрикционного назначения
Антифрикционный материал Ф-40Г40: фторопласт-40П, графит	Прессование с последующим спеканием, охлаждением и термической обработкой; механическая обработка заготовок проводится при больших скоростях и минимальных подачах	213—473	Детали, узлы трения, работающие в воде, на воздухе
Антифрикционные композиции Ф-40Г20, Ф-40М30, Ф-	Прессование с последующим спеканием, охлаждением и термической обработкой	213—473	Детали антифрикционного назначения ($f = 0,30 \div 0,64$
40Б70: фторопласт-40, дисульфид молибдена, графит, оловянистофосфористая бронза и др.			всухую, $f = 0,036 \div 0,072$ с водой)
<i>наполненные керамическим волокном</i>			
Дюрод 5650: политетрафторэтилен, 25 % керамического волокна	Водная дисперсия политетрафторэтилена смешивается с водной суспензией керамических волокон, пропускается через измельчительное устройство и формируется в виде листов на модифицированной бумагодельательной машине	533 (длительно); 583 (кратковременно)	Прокладки и сальниковые уплотнения в клапанах, насосах и другом оборудовании, подвергающемся воздействию повышенной температуры, агрессивных сред; волноводы, внутренняя изоляция конусов ракет; изделия, работающие в условиях абляции (антенны ракет, антенные отражатели)
Дюрод 5600: политетрафторэтилен, 40 % керамического волокна	То же	То же	То же
<i>наполненные СВ</i>			
Композиция Ф-4С15: фторопласт-4, 15 % размоленного СВ	Стеклонаполненный фторопласт-4 загружается в холодную форму ($T_{\text{Ф}} = 293 \div 303 \text{ К}$) и прессуется (при $R_{\text{уд}} = 50 \div 100 \text{ МПа}$), затем отформованное изделие подвергается термической обработке ($T = 633 \div 653 \text{ К}$, $t = 1 \text{ ч}$ на 10 мм толщины изделия) и охлаждается (при $p = 5 \div 30 \text{ МПа}$ или при нормальном давлении)	213—523	Детали антифрикционного назначения и изделия, работающие в среде сухих агрессивных газов

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	$T_{\text{экс. К}}$	Применение
Композиция Ф-4С15М5: фторопласт-4, 15 % размологото СВ, 5 % дисульфида молибдена	Прессование с последующим спеканием	213—523	Детали антифрикционного назначения и изделия, работающие в условиях высокого вакуума, сухого и влажного воздуха и газов
Композиция Ф-40С15: фторопласт-40ЛД, рубленый стекложгут	Литье под давлением	...	Изделия конструкционного и электроизоляционного назначения, подвергнутые радиационной модификации, работающие в среде бензина, керосина, масел
Композиция Ф-40С15М1,5: фторопласт-40П, 15 % СВ, 1,5 % дисульфида молибдена	Прессование ($T = 543 \div 568$ К, $p = 30$ МПа, выдержка 2—10 мин под давлением, охлаждение под давлением до $T = 233 \div 213$ К)	173—483	Втулки, подшипники скольжения, пригодные для работы в воде ($f = 0,25$ всухую, $f = 0,023$ с водой)
Антифрикционный материал Ф-4С15В5: фторопласт-4, размологото СВ, нитрид бора	Прессование с последующим спеканием	...	Изделия с высокой химической стойкостью и износостойкостью, а также с высокими показателями механических свойств в широком интервале температур
Фторопласт-4Д, армированный стеклотканью типа ЭСТБ	Ткань пропитывается суспензией фторопласта-4Д, пакет заготовок пропитанной ткани спрессовывается и нагревается до $T = 633 \div 643$ К под давлением и после спекания слоев охлаждается под давлением	213—523	То же
Термопластичный органический фторопласт, 50—70 % (по объему) ткани из полиимидного волокна	Прессование с последующим спеканием	213—523 (на воздухе 1000 ч); 473—523 (в керосине 500 ч)	Баки, бункера, крышки, трубы, внутренние конструкции, работающие в агрессивных средах
<i>с другими наполнителями</i>			
ПКМ на основе полиметилепоксида (полиформальдегида) с порошковыми наполнителями	Литье под давлением	213—393	Антифрикционный ($f = 0,18 \div 0,24$ по стали) и конструкционный материал для изделий сложной конфигурации
Материал СФД-ДМ: сополимер формальдегида с диоксоланом, дисульфид молибдена	То же	...	Точные детали конструкционного назначения
Материал СФД-30С: сополимер формальдегида с диоксоланом, 30 % рубленого СВ	Литье под давлением	...	Высокопрочные конструкционные изделия
Материал СТД-30С: сополимер триоксиана с диоксоланом, 30 % рубленого СВ	То же	...	То же

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	T экс, К	Применение
Полиоксиметилен марки до- ракон ГР-20, наполненный 20 % СВ длиной 0,5 мм кроссферы	Литье под давлением на машинах плун- жерного ($p = 105 \div 140$ МПа) или шнеко- вого ($p = 70 \div 80$ МПа) типа: температура цилиндра 443—493 К, $T_{\Phi} = 343 \div 373$ К	...	Изделия с повышенной тепло- стойкостью и стабильностью размеров
ПКМ на основе полифениленсульфида			
Райтон-4 (США): полифени- ленсульфид, 40 % СВ	Прямое прессование (предварительно от- вержденная при $T = 540 \div 555$ К компо- зиция формируется при $p = 14 \div 21$ МПа с постепенным повышением температуры от 300 до 590 К в течение 1—3 ч, затем прессу- ется при $p = 7 \div 28$ МПа и охлаждается со скоростью 2 К/мин до $T = 505$ К; изде- лие извлекается из пресс-формы при до- стижении $T_{\Phi} = 422$ К), литье под давле- нием, шприцевание для формирования слож- ных профилей, усадка 0,2 %	533*	Конструкционные детали и из- делия для машиностроения и химической промышленности
ПКМ на основе полиэфирмаленатов (ненасыщенных полиэфиров) <i>наполненные микросферами (синтактиковые пены)</i>			
Пластик СПБ литьевого ти- па: полиэфирная смола, фенолформальдегидные ми- кросферы	Компоненты смешиваются до получения вязкой жидкости, заливаются в форму и отверждаются при $T = 353 \div 393$ К	...	Плавучие средства, абляцион- но-стойкие покрытия, тепло- и звукоизоляция
Пластик СПБ прессовочно- го типа: полиэфирная смо- ла, фенолформальдегидные микросферы	Компоненты смешиваются до получения пасты, загружаются в пресс-форму и от- верждаются при $T = 353 \div 393$ К	...	То же
Пластик СПС литьевого ти- па: полиэфирная смола, стеклянные микросферы	Компоненты смешиваются до получения вязкой жидкости, заливаются в форму и отверждаются при $T = 353 \div 393$ К <i>стеклопластики</i>	...	Детали и изделия конструк- ционного назначения для раз- личных отраслей техники
Смола ПН-1, ПН-3, ПН-11, ПН-62, ПН-63, армирован- ные стеклотканью Т-13; смо- лы НПС-609-21М, НПС-609- 27, НПС-609-29, армиро- ванные стеклотканью Т-11- ГВС-9	Намотка на оправку, укладка в пресс- форму или на обогреваемые плиты пресс- са заготовок с последующим формованием гидровакуумным, автоклавным, прессовым и другими методами	...	То же
ПКМ на основе полифениленоксида <i>с порошковыми наполнителями</i>			
Арилок-1Н: полифенилен- оксида, диоксид титана и дру- гие добавки	Прямое прессование ($T = 528 \div 553$ К, $p = 30$ МПа) с последующим охлаждени- ем до $T = 403$ К <i>наполненные СВ</i>	213—423	Фольгированные и нефольги- рованные изделия
Норил-2 (США): полифени- леноксид, 20 % СВ	Прямое прессование; усадка 0,1—0,2 %	...	Изделия конструкционного на- значения
Норил-3 (США): полифени- леноксид, 30 % СВ	То же	...	То же

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	Т _{жс} , К	Применение
<p>Стеклонаполненный литевой лавсан ЛС-1; полнэтиленгерфалат, наполненный СВ</p> <p>Полиэтиленгерфалат, наполненный 30 % СВ (Япония)</p>	<p>ПКМ на основе полиэтиленгерфалата</p> <p>Литье под давлением ($T = 523 \div 533$ К, $p = 0,010 \div 0,012$ МПа); усадка 0,3—0,5 %; рекомендуется предварительная сушка ($T = 393 \div 403$ К, $t = 5-7$ ч)</p> <p>Литье под давлением</p>	<p>473*</p> <p>473*</p>	<p>Изделия и детали конструкционного назначения, работающие в условиях влажной атмосферы и при вибрации</p> <p>Конструкционные материалы для изготовления изделий и деталей технического назначения, главным образом деталей и узлов телевизоров, электромоторов, различной электронной аппаратуры, а также изделий, к которым предъявляются повышенные требования по стабильности физико-механических свойств в условиях воздействия влаги, машинного масла, бензина</p> <p>Конструкционные детали и изделия</p>
<p>Лавсанотекстолит; полнэтиленгерфалат, стеклоткань</p>	<p>Прямое прессование</p> <p>ПКМ на основе поликарбоната</p> <p><i>наполненные СВ</i></p>	<p>473*</p>	<p>Высокопрочные конструкционные изделия, к которым предъя-</p>
<p>Дифлон СТН; поликарбонат, 20—30 % СВ длиной</p>	<p>Литье под давлением; объемная усадка 0,2—0,5 %</p>	<p>422*</p>	<p>являются высокие требования по стабильности размеров и теплостойкости</p> <p>То же</p>
<p>2—6 мм и другие добавки</p> <p>Макролон GV-30 (ФРГ); поликарбонат, наполненный СВ</p>	<p>Литье под давлением</p> <p><i>наполненные УВ</i></p>	<p>416*</p>	<p>Изделия с низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью</p>
<p>Поликарбонат, наполненный 50 % коротких УВ</p>	<p>Литье под давлением</p> <p>ПКМ на основе полиарилатов</p>	<p>423—573*</p>	<p>Детали узлов трения, в которых недопустимо применение жидких смазок, детали узлов трения, пригодные для работы в высоком вакууме, подшипники скольжения, сепараторы подшипников качения ($f = 0,08$)</p>
<p>Антифрикционные самосмазывающиеся пластики аман: полиарилаты, наполнители и другие добавки</p>	<p>Прямое прессование</p> <p>ПКМ на основе полиэфирсульфонов</p>	<p>173—423</p>	<p>Конструкционные детали и изделия машиностроения и электротехники</p>
<p>Арйлон, наполненный 30 % асболокна или 20—40 % СВ (США)</p>	<p>Прямое прессование; линейная усадка 0,2—0,4 %</p> <p>ПКМ на основе полиимидов</p> <p><i>с порошковыми наполнителями</i></p>	<p>...</p>	<p>Изделия конструкционного назначения, подшипники скольжения, поршневые кольца, сальники и другие изделия. Длительно эксплуатирующиеся при</p>
<p>Пресс-материал ПМ-67-Г-10; полиимид ПМ-67, 10 % графита; пресс-материал ПМ-69-Г-5; полиимид ПМ-69, 5 % графита</p>	<p>Прямое прессование ($T = 653 \div 693$ К, $p = 2,5 \div 12$ МПа); литье под давлением</p>	<p>...</p>	<p>тально эксплуатирующиеся при</p>

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	T _{экс} , К	Применение
Пресс-материал кайнол 5505 (Франция): полиимид кайнол, графит	Прямое прессование ($T = 493 \div 533$ К, $p = 10 \div 30$ МПа, $t = 1 \div 2$ мин на 1 мм толщины изделия) с предварительным таблетированием ($p = 10 \div 20$ МПа) и подогревом ($T = 393$ К); термическая обработка ($T = 523$ К); литье под давлением; спекание	473—523*	Высоких температурах, в условиях радиации, в глубоком вакууме Детали ракетных двигателей и электрические соединения, детали узлов трения, подшипники и элементы скольжения, облицовка тормозов ($f = 0,24 \div 0,27$)
Пресс-материал кайнол 5508 (Франция): полиимид кайнол, графит	То же	473—523*	То же
Пресс-материал кайнол 5517 (Франция): полиимид кайнол, дисульфид молибдена	» »	473—523*	» »
Пресс-материал ПМ-67-ДМ-3: полиимид ПМ-67, 3 % дисульфида молибдена	Прямое прессование ($T = 653 \div 693$ К, $p = 2,5 \div 12$ МПа); литье под давлением	...	Изделия конструкционного назначения, подшипники скольжения, поршневые кольца, сальники и другие изделия, длительно эксплуатирующиеся при высоких температурах, в условиях радиации, в глубоком вакууме
Пресс-материал ПМ-69-ДМ-3: полиимид ПМ-69, 3 % дисульфида молибдена	То же	...	То же
Полиимид, наполненный 30 % порошка графита (зарубежный)	Прямое прессование при $T = 588$ К	473—523*	» »
Полиимид Р105Ас, наполненный порошком графита (США)	То же	...	Конструкционные детали для самолетостроения и ракетной техники
Полиимид, наполненный 15 % дисульфида молибдена (зарубежный)	Прямое прессование ($T = 493 \div 533$ К, $p = 10 \div 30$ МПа, $t = 1 \div 2$ мин на 1 мм толщины изделия) с предварительным таблетированием ($p = 10 \div 20$ МПа) и подогревом ($T = 393$ К); термическая обработка при $T = 523$ К; литье под давлением; спекание	473—523*	Детали ракетных двигателей, узлов трения, подшипники и элементы скольжения, облицовка тормозов ($f = 0,24 \div 0,27$)
Полиимидная смола Р105Ас, наполненная порошком кварца (США)	Прямое прессование ($T = 588$ К)	...	Конструкционные детали для самолетостроения и ракетной техники
Полиимидная смола Р13N, наполненная минеральным наполнителем (США)	Прямое прессование ($T = 550 \div 580$ К, $p = 3,5 \div 2,1$ МПа, $t = 0,5 \div 1$ ч для изделий толщиной до 6 мм)	533—563	Конструкционные изделия для космической и ракетной техники
Полиимидная смола, наполненная 28 % порошка политетрафторэтилена (зарубежный)	Прямое прессование ($T = 493 \div 533$ К, $p = 10 \div 30$ МПа, $t = 1 \div 2$ мин на 1 мм толщины) с предварительным таблетированием ($p = 10 \div 20$ МПа) и подогревом ($T = 393$ К); термическая обработка при $T = 523$ К; литье под давлением; спекание	473—523	Детали ракетных двигателей и электрические соединения, детали узлов трения, подшипники и элементы скольжения
Полиимидная смола, армированная 60 % (по объему) однонаправленного борного волокна (США)	Намотка, прессование <i>борлаштики</i>	533	Конструкционные детали для самолето- и вертолетостроения

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	T экс. К	Применение
Полиимидная смола P13N, армированная 60 % однонаправленного борного волокна (США)	Прямое прессование ($T = 550 \div 580$ К, $p = 3,5 \div 2,1$ МПа, $t = 0,5 \div 1$ ч для изделий толщиной до 6 мм)	533—563	Конструкционные изделия для космической техники и ракетостроения
Полиимидное связующее, армированное бумагой из волокон ароматического полиамида (органогетинакс)	<i>гетинакс</i> Прямое прессование ($T = 550 \div 580$ К, выдержка под давлением 5—10 мин на 1 мм толщины листа)	523	Детали электро-, радио- и химической аппаратуры, прессованные и штампованные изделия в машиностроении
Пресс-материал кайнол 5504 (Франция): полиимид кайнол, 65 % рубленого СВ длиной 6 мм	<i>стеклопластики</i> Прямое прессование ($T = 493 \div 533$ К, $p = 10 \div 30$ МПа, $t = 1 \div 2$ мин на 1 мм толщины изделия) с предварительным таблетированием ($p = 10 \div 20$ МПа) и подогревом ($T = 393$ К); термическая обработка при $T = 523$ К; литье под давлением; спекание	473—523*	Детали ракетных двигателей и узлов трения, электрические соединения, подшипники, элементы скольжения, облицовка тормозов
Пресс-материал кайнол 5514 (Франция): полиимид кайнол, 50 % рубленого СВ длиной 3 мм	То же	473—523*	То же
Полиимидная смола P105Ac, наполненная 70 % штапельного СВ длиной 6—7 мм (США)	Прямое прессование ($T = 588$ К, $t = 4$ ч), автоклавное формование ($T = 588$ К, $p = 0,7$ МПа, скорость нагрева 3—4 К/мин)	613*	Конструкционные детали для самолетостроения и ракетной техники, шарики самоуставливающих подшипников
Полиимидная смола P13N, наполненная до 40 % СВ (США)	Прямое прессование ($T = 550 \div 580$ К, $p = 3,5 \div 2,1$ МПа, $t = 0,5 \div 1,0$ ч для изделий толщиной до 6 мм). Автоклавная переработка не пригодна из-за узкого температурного интервала существования расплава смолы P13N и большой скорости отверждения	538—563	Изделия для космической и ракетной техники
Полиимидная смола, армированная 60 % (по объему) однонаправленного СВ (S-стекло) (США)	Намотка; прессование	533	Конструкционные детали для самолето- и вертолетостроения
Стеклотекстолиты СП-1, СП-3; СП-6; полиимидная смола СП-1, СП-3 или СП-6 и стеклоткань	Прямое прессование листовых слоистых пластинок ($T = 573 \div 623$ К, $p = 0,5 \div 1$ МПа)	523	Конструкционный и электроизоляционный материал
Полиимидная смола, TУЛ, армированная стеклотканью (Япония)	Прямое прессование листовых слоистых материалов	473*	Конструкционные и электроизоляционные детали, длительно эксплуатируемые при высоких температурах
Полиимид, наполненный 40 % графитового волокна (зарубежный)	<i>углепластики</i> Прямое прессование с предварительным таблетированием и подогревом; литье под давлением; спекание	473—523*	Детали ракетных двигателей, узлов трения, подшипники и элементы скольжения
Полиимидная смола P105Ac, наполненная 70 % штапельного УВ длиной 6—7 мм (США)	Прессование ($T = 588$ К, $t = 4$ ч); автоклавное формование ($T = 588$ К, $p = 0,7$ МПа, скорость нагрева 3—4 К/мин)	613*	Конструкционные детали для самолето- и ракетостроения, шарики самоуставливающих подшипников

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	T _{жс} , К	Применение
Полиимидная смола P13N, армированная 65 % однонаправленного графитового волокна (США)	Прямое прессование (T = 550 ÷ 580 К, p = 3,5 ÷ 2,1 МПа, t = 0,5 ÷ 1,0 ч для изделий толщиной до 6 мм)	533—563	Конструкционные детали для космической и ракетной техники, детали реактивных двигателей
Полиимидная смола, армированная 57 % (по объему) однонаправленного УВ марки HTS (США)	Намотка; прессование	533	Конструкционные детали для самолетов и вертолетостроения
Полиимидная смола, армированная 61 % (по объему) однонаправленного УВ марки HTS (США)	»	533	То же
ПКМ на основе полиамидов с порошковыми наполнителями			
Литьевой антифрикционный материал ЛАМ-1: капроновая смола, графит, алюминевая пудра, термостабилизаторы и другие добавки	Литье под давлением; усадка 1,2—1,5 %	213—438	Уплотнения машин, работающих с ограниченной подачей смазки при p < 20 МПа
Материал АТМ-2: вторичный капрон, графит, кокс	Литье под давлением; усадка 1,1—1,2 %	223—333	Детали и узлы машин, работающих на трение под нагрузкой в условиях ограниченной подачи смазки (f = 0,16 ÷ 0,20 без смазки, f = 0,045 смазка водой)
Полиамиды наполненные синтетированные марки ПНС-610-Г10, ПНС-610-Т10, ПНС-610-Т20, ПНС-610-Т40; полиамид 610, 10 % графита или 10, 20, 40 % талька соответственно	Литье под давлением; экструзия	213—423	Конструкционные детали с повышенной деформационной стойкостью, антифрикционные детали, работающие в узлах трения с затрудненной смазкой или без смазки
Полиамид П-68, наполненный рубленым волокном из ароматического полиамида	Прямое прессование органопластики	213—423	Детали электро- и радиоаппаратуры, химической аппаратуры, различные прессованные и штампованные изделия в машиностроении
Полиамид П-68, армированный тканью из волокон ароматического полиамида	»	213—423	То же
Полиамид стеклонаполненный П-6ВС: полиамид-6, 30 % мелкорубленого СВ	Литье под давлением стеклопластики	...	Изделия конструкционного назначения, применяемые в электротехнической, машиностроительной, инструментальной и других отраслях промышленности
Полиамид стеклонаполненный П-610-ВС: полиамид-610; 30 % мелкорубленого СВ	То же	213—423	Изделия конструкционного назначения, применяемые в электротехнической и радиопромышленности, в приборостроении, машиностроении

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	Т _{экс} , К	Применение
Полиамид стеклонаполненный П-12-ВС: полиамид П-12, 40 % мелкорубленого СВ	Литье под давлением	...	Детали и изделия конструкционного назначения
Полиамид-6 (капролон), армированный 50—70 % стеклоткани	Прямое прессование	...	То же
ПКМ на основе эпоксидных и эпоксиэфенольных смол с порошковыми наполнителями	Прямое прессование	367—373*	Пресс-формы для горячего прессования и литья термопластов под давлением
Эпоксидная композиция, наполненная железным порошком: 10 мас. ч. смолы ЭД-20 или ЭД-16, 250—300 мас. ч. железного порошка, 35—40 мас. ч. мелкодисперсного ан-гидрида, 9—10 мас. ч. МГД	Прессование ($T = 438 \text{ К}$, $p = 15 \div 100 \text{ МПа}$, $t = 4 \div 5 \text{ мин}$ на 1 мм толщины изделия) с последующей термической обработкой ($T = 433 \text{ К}$, $t = 2 \text{ ч}$); усадка 0,05 %	213—423	Детали и изделия конструкционного назначения
Пресс-материал УП-264П: эпоксидная смола ЭД-8, пылевидный кварц	Прямое прессование	367—373	Литейные модели, пресс-формы для контактного и вакуумного прессования стеклопластиков
Эпоксидная композиция, наполненная тальком: 100 мас. ч. смолы ЭД-200, 10 мас. ч. полиэтиленполиамин, 10—16 мас. ч. дибутилфталата, 300 мас. ч. талька	Компоненты смешиваются до получения вязкой жидкости, заливаются в форму и отверждаются ($T = 353 \div 393 \text{ К}$, $p = 0,5 \div 1,5 \text{ МПа}$)	213—423	То же
Пластик ЭДС литвеного типа: связующее ЭД, стеклянные микрофферы	То же	213—423	То же
Пластик ЭДМ прессовочного типа: связующее ЭД, фенолформальдегидные микрофферы	То же	213—423	То же
Эпоксидная смола, армированная 40 % (по объему) волокна вилол (зарубежный)	Намотка; прессование	450	Детали и изделия конструкционного назначения
Смола ВР907, армированная 60 % (по объему) однопровального волокна кевлар 49 (США)	То же	...	То же
Пресс-материал УП-264С: эпоксидная смола ЭД-8, СВ и другие добавки	Прямое прессование ($T = 433 \text{ К}$, $p = 10 \div 70 \text{ МПа}$, $t = 4 \div 5 \text{ мин}$ на 1 мм толщины изделия) с последующей термической обработкой ($T = 433 \text{ К}$, $t = 2 \text{ ч}$)	213—423	*
Пресс-материал УП-284С: эпоксидная смола ЭД-8, СВ и другие добавки	Прямое прессование ($T = 403 \text{ К}$, $p = 2,5 \div 20 \text{ МПа}$, $t = 3 \text{ мин}$ на 1 мм толщины изделия) с последующей термической обработкой ($T = 433 \text{ К}$, $t = 8 \text{ ч}$);	213—453	Конструкционный и электроизоляционный материал

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	$T_{\text{экс}}, \text{K}$	Примечание
Пресс-материал ДСВ-К-1: эпоксирезольное связующее, комплексные стекланыте нити и другие добавки	литье под давлением ($T = 413 \text{ K}$, $p = 5 \div 50 \text{ МПа}$, $t = 1 \div 3$ мин на 1 мм толщины изделия) с последующей термической обработкой ($T = 433 \text{ K}$, $t = 8 \text{ ч}$); усадка при прессовании 0,05 %	323	Высокопрочные конструкционные детали и изделия, работающие в среде серной кислоты (до 60 %) при $T = 323 \text{ K}$
Пресс-материал ДСВ-Щ-4: эпоксирезольное связующее, комплексные стекланыте нити и другие добавки	Прямое прессование ($T = 428 \text{ K}$, $p = 20 \text{ МПа}$) с последующей термической обработкой ($T = 413 \text{ K}$, $t = 4 \text{ ч}$); литьевое прессование	323	Детали и узлы конструкционного назначения, работающие в щелочной среде (вылоть до концентрации щелочи 40 %) при $T = 323 \text{ K}$
Эпоксидная смола, армированная 50 % (по объему) однонаправленного СВ марки Е (США)	Намотка; прессование	...	Конструкционные изделия для самолето- и вертолетостроения
Стекловолокнистый материал П-2-1С: модифицированная эпоксидная смола, стеклонить, добавки	Намотка; прессование ($T = 543 \text{ K}$, $p = 15 \text{ МПа}$) с последующей термической обработкой ($T = 443 \text{ K}$, $t = 3 \text{ ч}$)	...	Изделия высокой прочности
Ориентированный стеклопластик СВМ (1 : 1): эпоксиэфенольная или эпоксиполиамидная смола, 65—75 % (по объему) стеклошлона	Прямое прессование стеклошлона, пропитанного связующим	423	Материалы конструкционного назначения
Эпоксиэфенольное связующее, армированное 57 % стеклоткани кордной	Вакуумно-автоклавный метод ($p = 0,5 \text{ МПа}$)	453*	Конструкционные высокопрочные материалы
Эпоксиэфенольное связующее, армированное 55,4 % стеклоткани Т-13-652	То же	453*	То же
Эпоксиэфенольное связующее, армированное 38,0 % стеклоткани Т-22-78	» »	453*	» »
Смола ERLA, армированная однонаправленным УВ марок модмор, торнел (обработанные и необработанные), HMS или HTS (США)	углепластики Намотка; прямое прессование	473*	Высокопрочные конструкционные материалы для самолето-, вертолето- и ракетостроения и космической техники
Циклоолифатическая эпоксидная смола, армированная 60 % (по объему) однонаправленного УВ марки HTS (США)	Намотка; прессование	...	Высокопрочные конструкционные материалы
Смола ERLA-0400, армированная углеродистой пряжей (США)	Прямое прессование	...	Материалы для самолето-, вертолето- и ракетостроения и др.
Эпоксидная композиция, наполненная алюминиевыми волокнами: 100 мас. ч. смо-	Прямое прессование с другими наполнителями	433—443	Формы для горячего прессования стеклопластиков при $P_{\text{уд}} = 5 \div 10 \text{ МПа}$

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	Т _{эксп} , К	Применение
<p>лы, 15 мас. ч. отвердителя, 150 мас. ч. алюминиевых волокон длиной 4—5 мм</p>		...	Конструкционные детали для самолето- и вертолетостроения
<p>Смола Авус 5505, армированная 50 % (по объему) одонаправленного борного волокна</p>	<p>Намотка; прессование</p>	...	
ПКМ на основе фенольных смол			
<i>с порошковыми наполнителями</i>			
<p>Массы прессовочные фенольные (ГОСТ 5689—79): фенолформальдегидная или фенолоанилиноформальдегидная смола, модифицированная или немодифицированная; минеральный или органический наполнитель или другие добавки</p>	<p>Прямое прессование ($T = 343 \rightarrow 463$ К, $p = 30 \pm 5$ МПа); литьевое прессование ($T = 443 \rightarrow 473$ К, $p = 40 \rightarrow 120$ МПа); литье под давлением ($T = 450 \rightarrow 460$ К, $p = 80 \rightarrow 120$ МПа)</p>	213—493	<p>Детали общего, технического, электроизоляционного назначения; детали с повышенной влаго-, терлостойкостью, химической стойкостью и ударопрочностью</p>
<p>Пресс-материал К-15-6: фенолформальдегидная смола, асбест, барит, лагуновая стружка, электрокорунд и другие добавки</p>	<p>Прямое прессование ($T = 448 \pm 5$ К, $p = 45 \pm 5$ МПа, $t = 1,5 \rightarrow 2,0$ мин на 1 мм толщины изделия)</p>	...	<p>Фрикционные детали и изделия с повышенным и стабильным коэффициентом трения ($f = 0,35 \rightarrow 0,38$ без смазки)</p>
<p>Пресс-материал К-236-58: фенолформальдегидная смола, модифицированная канифолью, асбест, барит и другие добавки</p>	<p>Прямое прессование ($T = 458$ К, $p = 45 \rightarrow 50$ МПа, $t = 1,5 \rightarrow 3,0$ мин на 1 мм толщины изделия)</p>	873—1173	<p>Изделия технического назначения с повышенными механической прочностью и фрикционными характеристиками ($f = 0,3$ без смазки)</p>
<p>Пресс-материалы КФ-3, КФ-3М, КФ-3Г: резольная фенолформальдегидная смола, каолин или кизельгур и графит</p>	<p>То же</p>	...	<p>Фрикционные материалы для изготовления деталей тормозных характеристик ($f = 0,25 \rightarrow 0,33$ без смазки)</p>
<i>асболопластики</i>			
<p>Асбестоглинт электротехнический листовой (ГОСТ 16360—70): фенолформальдегидная смола, асботкань</p>	<p>Прямое прессование ($T = 423 \rightarrow 433$ К, $p = 9 \rightarrow 11$ МПа); подвергается механической обработке</p>	428	<p>Электроизоляционный материал для тормозных устройств, работающих на воздухе</p>
<p>Резольная фенолформальдегидная смола, армированная асбестовой тканью</p>	<p>Прямое прессование; подвергается всем видам механической обработки</p>	...	<p>Тормозные фрикционные устройства ($f = 0,30 \rightarrow 0,38$ без смазки, $f = 0,05 \rightarrow 0,07$ со смазкой), детали теплоизоляционного назначения</p>
<i>гетинакс</i>			
<p>Гетинакс электротехнический листовой (ГОСТ 2718—74): терморезактивные смолы (фенолформальдегидная, крезолоформальдегидная, анилинофенолформальдегидная, эпоксиформальдегидная) или их смеси и эле-</p>	<p>Прямое прессование бумаги, пропитанной смолой ($T = 428 \rightarrow 433$ К, $p = 6 \rightarrow 8$ МПа, $t = 3 \rightarrow 10$ мин на 1 мм толщины готового материала, но не менее 30 мин); подвергается всем видам механической обработки; рекомендуется применять большие скорости резания и малые подачи</p>	208—393	<p>Марки I и II для работы на воздухе в нормальных климатических условиях и в трансформаторном масле. Марка III для работы в условиях повышенной влажности (до 95%) и при напряжении до 1000 В. Марки V, V-1, V-2 для работы</p>

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	$T_{жс}, K$	Применение
ктроизоляционная, пропи- точная или сульфитографияч- ная бумага			на воздухе при относительной влажности 45—75 %, напря- жении до 1000 В и частоте 10 ⁶ Гц. Марка VIII для работы при напряжении до 1000 В в нормальных климатических ус- ловиях; для изготовления пе- чатных схем
Фенолоформальдегидная смола резольного типа, ар- мированная тканью из аро- матических полиамидных волокон	<i>органич.пластики</i> Прямое прессование; намотка на оправку с последующим отверждением автоклав- ным, гидровакуумным и другими метода- ми формования	373—423	Конструкционные, изоляцион- ные материалы, теплозащитные и коррозионностойкие покры- тия в электро- и радиопромыш- ленности, в авиа- и автострое- нии, в ракетной, космической и других областях техники
Фенолоформальдегидная смола резольного типа, ар- мированная тканью из по- ливинилспиртового волокна	То же	373—423	То же
Пресс-материал ВЭП-1: фе- нолкремнийорганическая смола, кварцевое волокно, наполнитель и другие до- бавки	<i>стеклопластики</i> Прямое прессование ($T = 473 \pm 5 K, p =$ $= 40 \pm 5 MPa, t = 1,5$ мин на 1 мм тол- щины изделия) с последующей термической обработкой ($T = 473 \pm 5 K, t = 4$ ч)	873 (кратковре- менно)	Изделия радиотехнического и конструкционного назначения, работающие длительно при вы- соких температурах
Пресс-материал ГСП (гра- нулированный стекловоло- книт): фенолоформальдегид- ная смола модифицирован- ная, некрученые комплек- сные стеклонити	Прямое и литьевое прессование ($T =$ $= 433 K, p = 30 \pm 5 MPa, t = 2 \div 3$ мин на 1 мм толщины изделия)	213—473	Изделия электротехнического и конструкционного назначения, пригодные для работы в усло- виях тропического климата
Неориентированный пресс- материал ДСВ-2 (4)-Р-2М (дозированный стеклово- локнит — ГОСТ 17478—72): фенолоформальдегидная смола резольного типа мар- ки Р-2М, модифицирован- ная бутирачем, комплекс- ные стеклянные нити из алюмоборосиликатного стек- ла и другие добавки	Прямое прессование ($T = 413 \div 423 K,$ $p = 25 \div 40 MPa, t = 1,5$ мин на 1 мм толщины изделия); литьевое прессование ($T = 408 \div 443 K, p = 60 \div 130 MPa,$ $t = 1$ мин на 1 мм толщины изделия) с по- следующей термической обработкой ($T =$ $= 443 K, t = 6$ ч)	213—473	То же
Материал прессовочный АГ- 4В (ГОСТ 20437—75): 38 ± ± 2 % фенолоформальде- гидной смолы, отрезки стек- лонитей и другие добавки	Прямое прессование ($T = 433 \pm 5 K, p =$ $= 40 \pm 5 MPa$); литьевое прессование ($T = 433 \pm 5 K, p = 60 \div 80 MPa$) с пред- варительным таблетированием ($T = 333 \div$ $\div 343 K$) и последующей термической об- работкой ($T = 423 K, t = 5$ ч)	77—473	Высоконагруженные детали и изделия конструкционного, ра- дио- и электротехнического на- значения, пригодные для ра- боты в условиях тропического климата
Материал прессовочный АГ- 4С и АГ-4НС (ГОСТ 20437— 75): 30 ± 2 % фенолофор- мальдегидной смолы модифи- цированной, 70 ± 2 % од- нонаправленных стеклонит из алюмоборосиликатного стекла	Прямое прессование ($T = 433 \pm 5 K, p =$ $= 40 \pm 5 MPa$); литьевое прессование ($T = 433 \pm 5 K, p = 60 \div 80 MPa$); на- мотка с последующей термической обработ- кой	77—473	То же

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	Т _{экз.} К	Применение
Фенольное связующее, армированное стеклохолстом (стекломатом) из непрерывного волокна	Прямое прессование; контактное, вакуумное формование	...	Изделия конструкционного, электротехнического и теплозащитного назначения
Стеклотекстолиты конструкционные КАСТ, КАСТ-В, КАСТ-Р (ГОСТ 10292—74); модифицированная фенолоформальдегидная смола резольного типа и стекляные конструкционные ткани (ГОСТ 19170—73)	Прямое прессование ($T = 413 \div 428$ К, $p = 5 \pm 0,5$ МПа, $t = 5 \div 10$ мин на 1 мм толщины изделия)	...	Конструкционные детали и элементы обшивки в авиа- и судостроении, радиотехнике и строительстве
Стеклотекстолит конструкционный ВФТ-С (ГОСТ 10292—74); модифицированная фенолоформальдегидная смола резольного типа и стекляная конструкционная ткань (ГОСТ 19170—73)	Прямое прессование ($T = 433 \div 453$ К, $p = 4,5 \div 5,0$ МПа, $t = 15$ мин на 1 мм толщины изделия)	473—573	Детали конструкционного назначения с повышенной теплоустойчивостью
Стеклотекстолит ПСК; бакелитовый лак, кремнеземная ткань КТ-П-Г0	Прямое прессование ($T = 423 \div 438$ К, $p = 8,0$ МПа)	523—623; 2773 (кратковременно)	Детали для работы при повышенных температурах
Стеклотекстолит листовой электротехнический СТ-НТ; фенолоформальдегидная смола, нетканый вязальном-	Прямое прессование	203—403; 423 (кратковременно)	Изделия конструкционного и электроизоляционного назначения
прошивной материал ВПР-10-78	<i>армированные хлопчатобумажные ткани</i>	...	Высокопрочные изделия с повышенными антифрикционными ($f = 0,35$) и электрическими характеристиками
Прессовочный материал: текстолит-крошка; крезоло- или фенолоформальдегидная смола, хлопчатобумажная ткань	Прямое прессование ($T = 433 \pm 5$ К, $p = 4,5 \pm 5$ МПа, $t = 2$ мин на 1 мм толщины изделия)	233—378	Марки ПТК, ПТ — для изготовления шестерен, червячных колес, подшипников скольжения, роликов, амортизационных прокладок, панелей и других изделий технического назначения; марки ПТМ-1, ПТМ-2 — для изготовления вкладышей подшипников прокатных станков, других машин, а также изделий технического назначения ($f = 0,32$ без смазки, $f = 0,02$ со смазкой)
Текстолит конструкционный (ГОСТ 5—78); крезоло- или фенолоформальдегидная смола либо их смесь и хлопчатобумажная ткань (выпускается несколько марок)	Прямое прессование; подвергается всем видам механической обработки и склейке между собой и с другими пластиками и металлами	208—378 (марки А, Б, Г, В4); 208—393 (марка ЛТ)	Детали и изделия с улучшенными электрическими свойствами, работающие на воздухе и в трансформаторном масле (марка А); с улучшенными механическими свойствами (марка Б); работающие при частоте тока 10^6 Гц (марка В4) и в среде с относительной влажностью $95 \pm 2\%$ (марка ЛТ)
Текстолит электротехнический листовой (ГОСТ 2910—74); терморезактивные смолы, хлопчатобумажные ткани и другие добавки (выпускается несколько марок)	Прямое прессование	208—378 (марки А, Б, Г, В4); 208—393 (марка ЛТ)	Детали и изделия с улучшенными электрическими свойствами, работающие на воздухе и в трансформаторном масле (марка А); с улучшенными механическими свойствами (марка Б); работающие при частоте тока 10^6 Гц (марка В4) и в среде с относительной влажностью $95 \pm 2\%$ (марка ЛТ)

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	T жс, К	Применение
Углепластики МХ-4925 и МХ-4926 (США): 44—48 % фенольной смолы (файберит), УВ марки МХ-4925 или резаная (12 × 12 мм) углеродная ткань МХ-4926	Формование изделий при высоком давлении ($T = 423 \div 433 \text{ К}$, $p = 68 \div 200 \text{ МПа}$)	...	Ракетостроение, высокотемпературная изоляция, самосмазывающиеся подшипники и др.
Углепластик МХ-2620 (США): 39—42 % фенольной смолы, графитовая ткань	Прямое прессование; автоклавное формование	≥ 3033 (кратковременно)	Эрозионностойкие детали для твердотопливных ракетных двигателей
Углепластик МХ-2630-А (США): 41—45 % фенольной смолы, графитовая ткань, 10 % минерального наполнителя	Прямое прессование	> 3033 (кратковременно)	То же
50 % фенольной смолы Мил-R-9299, 50 % углеродной ткани Nitco (США)	Прямое прессование; автоклавное формование	...	Изделия с хорошими абляционными свойствами
Массы древесные прессовочные (ГОСТ 11368—79): феноформальдегидные смолы или их модификации, частицы древесины в виде крошки шпона, измельчен-	<i>наполненные древесинной</i> Прямое прессование ($T = 423 \pm 5 \text{ К}$, $p = 50 \div 60 \text{ МПа}$, $t = 1 \div 2$ мин на 1 мм толщины изделия)	...	Различные детали машин, детали антифрикционного назначения, электроизоляционные детали и строительные элементы
ных отходов древесно-слоистого пластика, стружки, опилок, измельченных частиц шпона или опилок и другие добавки	Прямое прессование	423	Конструкционные и самосмазывающиеся антифрикционные материалы ($f = 0,099$, смазка водой, $f = 0,076$, смазка маслом) в машино- и судостроении, а также электроизоляционные материалы для деталей аппаратуры высокого напряжения, электрических машин
Пластики древесные слоистые ДСП-В (ГОСТ 13913—78): феноформальдегидные смолы и древесный шпон с различной укладкой смежных слоев (выпускается несколько марок)	Прямое прессование	213—333	смол (олигомеров)
П К М на основе аминаоальдегидных (карбамидных)	Прямое прессование ($T = 408 \div 463 \text{ К}$, $p = 30 \div 60 \text{ МПа}$, $t = 1 \div 3$ мин на 1 мм толщины изделия); литьевое прессование ($T = 433 \div 468 \text{ К}$, $p = 60 \div 100 \text{ МПа}$, $t = 1,5 \div 2$ мин на 1 мм толщины изделия)	213—333	Изделия бытового и технического назначения (класс А), посуда, соприкасающаяся с горячими сухими и жидкими пылевыми продуктами (класс Б)
Массы прессовочные (ГОСТ 9359—80): мочевиноформальдегидная, меламиноформальдегидная, мочевино-меламиноформальдегидная смолы и их модификации, органические (очень широко используется сульфатная целлюлоза), минеральные наполнители и другие добавки	Прямое прессование ($T = 403 \pm 10 \text{ К}$, $p = 35 \pm 5 \text{ МПа}$, $t = 1,5 \div 3,0$ мин на 1 мм толщины изделия)	213—373	Детали силового назначения с антифрикционными свойствами
Пресс-материал П-1-1: меламиноформальдегидная смола, модифицированная поливиниловым спиртом, органический наполнитель и другие добавки	Прямое прессование ($T = 403 \pm 10 \text{ К}$, $p = 35 \pm 5 \text{ МПа}$, $t = 1,5 \div 3,0$ мин на 1 мм толщины изделия)	213—373	Детали силового назначения с антифрикционными свойствами

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	Т экс, К	Применение
Меламиноформальдегидная смола, армированная асбестовой тканью	Прямое прессование; намотка; вакуумное и автоклавное формование; подвергается всем видам механической обработки	473 (длительно); 2000 (кратковременно)	Панели и электрощитки, внутренняя и внешняя теплозащита в ракетной и авиационной технике
Пресс-материал ФАФ-31Э: фурановая смола ФАФ-31 (продукт совмещения мономера ФА с фенолоформальдегидной смолой), искусственный графит и другие добавки	ПКМ на основе фурановых смол <i>наполненные графитом</i>	...	Поршневые кольца и сальники в компрессорах, втулки, муфты, крыльчатки для антикоррозионных насосов, антифрикционные материалы ($\mu = 0,12 \div 0,05$) для изготовления водные материалы для изготовления деталей теплообменной химической аппаратуры
Пресс-материалы ДФГ-1 и ДФГ-2: фурановая смола ДФ, графит и другие добавки	Связующее, наполнитель и отвердитель смешиваются в смесителях (с последующей сушкой в термощкафу) или на вальцах при $T = 353 \div 358$ К, измельчаются в шаровой мельнице или дезинтеграторе и подвергаются прямому прессованию ($T = 443 \div 458$ К, $p = 60 \div 70$ МПа)	...	То же
Пресс-материалы ДГ-1 и ДГ-2: олигомер ДИФА (дифурфуриденацетон), графит и другие добавки	То же	...	То же
<i>наполненные асбестом и другими наполнителями</i>			
Листовой материал фуранит 1А: фурановая смола ФАФ-31, асбест, порошковый графит и другие добавки	Прямое прессование с последующей термической обработкой ($T = 533 \div 573$ К, $t = 1 \div 2$ ч)	...	Антикоррозионный футеровочный материал
Кислотостойкий асбест, пропитанный фурановой смолой	Выдавливание на шприц-машине	...	Трубы, предназначенные для транспортировки кислот, растворов щелочей, растворителей, масел, в производстве мерников, хранилищ и аппаратуры для химической, нефтяной и других отраслей промышленности
Полимербетон: 10 % мономера, 2 % бензосульфокислоты, 52 % щебня, 29 % речного песка, 7 % молотого кварца	Компоненты тщательно перемешиваются в обычном лопастном или шнековом смесителе или в вибросмесителе, изделия формируются методами свободного литья или виброформования, КМ выдерживаются в формах (при $T = 291 \div 298$ К, $t = 24$ ч, а затем при $T = 353 \div 393$ К, $t = 10 \div 30$ ч) до полного отверждения связующего	...	Покрытия для полов в помещениях с агрессивными средами, мостов и дорог, подверженных воздействию интенсивных нагрузок; декоративная отделка сооружений
Фурановая смола ФАЭД (на основе мономера ФА и эпоксида смолы), армированная стеклотканью	Намотка на оправку с последующим формованием гидровакуумным и автоклавным методами; укладка в пресс-форму или на обогреваемые плиты пресса с последующим прессованием	473—513	Изделия, предназначенные для работы в условиях воздействия повышенной температуры, высокой влажности, агрессивной среды

Тип, марка, состав ПКМ	Метод и режим изготовления	Т_экс. К	Применение
ПКМ на основе кремнийорганических смол			
<i>с минеральными наполнителями</i>			
Пресс-материалы КФ-9 и КФ-10: кремнийорганическая смола, модифицированная фторопластом-4, минеральные наполнители и другие добавки	Компрессионное прессование ($T = 433 \pm 443 \text{ К}$, $p = 30 \text{ МПа}$) с предварительным подогревом ($T = 423 \pm 433 \text{ К}$) и последующей термической обработкой ($T = 433 \pm 473 \text{ К}$); литьевое прессование ($T = 433 \pm 456 \text{ К}$, $p = 70 \pm 80 \text{ МПа}$) с предварительным подогревом ($T = 423 \pm 433 \text{ К}$) и последующей термической обработкой ($T = 473 \text{ К}$)	213—523 (длительно)	Детали и изделия радиотехнического назначения (высоко-частотные, работающие в широком интервале температур от минусовых до повышенных, а также в тропическом климате)
<i>с волокнистыми наполнителями</i>			
Пресс-материал ПК-9: кремнийорганическая смола, стеклонити, наполнители и другие добавки	Прямое прессование ($T = 423 \text{ К}$, $p = 35 \pm 45 \text{ МПа}$) с последующей термической обработкой ($T = 423 \text{ К}$); литьевое прессование ($T = 433 \text{ К}$, $p = 60 \pm 70 \text{ МПа}$) с последующей термической обработкой ($T = 423 \text{ К}$)	213—573 (длительно)	Теплостойкие детали радио- и электротехнического назначения
<i>с волокнистыми наполнителями</i>			
Пресс-материалы ВПМ-1В, ВПМ-1К, ВПМ-3, ВПМ-3П: кремнийорганическая смола, СВ, наполнители и другие добавки	Прямое прессование ($T = 470 \text{ К}$, $p = 40 \text{ МПа}$); литьевое прессование ($T = 470 \text{ К}$, $p = 80 \text{ МПа}$) с предварительным подогревом ($T = 433 \text{ К}$) и последующей термической обработкой ($T = 473 \text{ К}$)	573—673	Детали и изделия электронно-лучевого и общего назначения, длительно работающие в условиях тропического климата
Пресс-порошок К-41-5: кремнийорганическая смола, асбестовые волокна и другие добавки	Горячее прессование ($T = 453 \pm 473 \text{ К}$, $p = 40 \pm 70 \text{ МПа}$) с последующей термической обработкой ($T = 473 \text{ К}$)	573 (длительно)	Кислотостойкие детали и узлы, работающие в условиях повышенных влажности и температуры

Примечания. 1. Звездочкой обозначена максимальная температура эксплуатации. 2. Мас. ч. — массовая часть.

8.4. СВОЙСТВА ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Физико-механические, физические и другие свойства ПКМ определяются свойствами основных компонентов — полимерной матрицы и наполнителя. Наиболее прочны ПКМ на основе фенольных, эпоксидных, полиэфирных смол; самые высокие показатели диэлектрических свойств в сухой среде характерны для ПКМ на основе кремнеземных или кварцевых волокон и полиэфирных и кремнийорганических связующих; максимально химически стойки ПКМ на основе полиэтилена, полипропилена, фторопласта.

Сочетание эпоксидных, полиэфирных или меламиноформальдегидных смол с синтетическими лямками, тканями, бумагой дает монолитные и легкие материалы, устойчивые к вибрационным и ударным нагрузкам, водостойкие и сохраняющие диэлектрические свойства и герметичность в условиях сложного нагружения.

ПКМ на основе эпоксидных смол, армированные УВ, борными волокнами или НК, являются наиболее высокомодульными полимерными материалами, по удельной жесткости в несколько раз превосходящими металлы.

Длительно работоспособны при температуре 573 К стекло- или асбoplastики с кремнийорганическими связующими; в интервале температур 573—613 К — полиимиды в сочетании с кремнеземным, асбестовым или углеродным наполнителем; в интервале 633—773 К в воздушной или в интервале 2273—2773 К в инертных средах — ПКМ на основе фенольных, полиимидных связующих, наполненных УВ, подвергнутые карбонизации (графитации), т. е. углерод-углеродные ПКМ.

Использование профилированных СВ с гексагональной, эллипсоидной, прямоугольной или гофрированной формой сечения повышает плотность упаковки волокон в ПКМ и увеличивает прочность и жесткость ПКМ, особенно в поперечном направлении.

ПКМ с полыми наполнителями (волокнами, микросферами) имеют меньшую плотность (примерно на 20 %), лучшие диэлектрические (диэлектрическая проницаемость ниже примерно на 35 %), теплофизические (коэффициент теплопроводности меньше в два раза) свойства и большую удельную жесткость по сравнению с ПКМ на основе сплошных волокон и микросфер. Для ПКМ с полыми микросферами (синтактовых пен) характерно высокое сопротивление гидростатическому сжатию и плавучесть.

Для конкретных условий эксплуатации практически имеется неограниченный выбор ПКМ, отличающихся составом и свойствами (табл. 8.5—8.7).

Таблица 8.6. Механические свойства некоторых ПКМ

[112, 113, 168, 184, 292, 295, 358, 372, 412, 461, 462]

Тип, марка ПКМ	γ , 10 ³ кг/м ³	E , 10 ³ МПа	$E_{сж}$, 10 ³ МПа	$E_{н}$, 10 ³ МПа	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	$\sigma_{н}$, МПа	δ , %	α , кДж/м ²	$HВ$, МПа
ПКМ на основе с порошковыми					полиэтилена наполнителями					
Полиэтилен высокого да- вления, наполненный 10 % аэросила	0,94—0,98	1,9—2,1	350—450	Образец без над- реза не бьется;	17—22 20—60*
мелом					200—300	То же	15—20
15 %	1,02—1,06	1,6—1,8	100—280	» »	16—21
20 %	1,02—1,10	1,9—2,1	50—200	» »	20—23
30 %	1,06—1,10	2,0—2,3			
15 % мела и 5 % битума	0,98—1,06	150—420	» »	15—18
молотой слюдой					30—150	» »	20—23
20 %	1,03—1,07	2,6—2,8	10—50	» »	21—26
30 %	1,05—1,10	3,4—4,0			
тальком					150—250	» »	15—20
15 %	1,02—1,06	1,7—1,9	10—50	» »	21—26
30 %	1,05—1,10	3,0—3,5			
Полиэтилен низкого дав- ления, наполненный 10 % аэросила	0,98—1,01	8,0—9,0	≥ 24	10—100	50*	61—69
мелом					≥ 18	5—200	...	50—60
15 %	1,02—1,06	7,5—8,0	≥ 18	30—150	...	56—62
20 %	1,04—1,08	8,0—9,0	≥ 17	5—20	...	57—65
30 %	1,10—1,16	9,5—10,5	≥ 20	5—20	50*	63—70
20 % слюды	1,05—1,09	9,2—11,0	≥ 18	5—30	≥ 50*	56—62
тальком					≥ 18	5—10	...	57—63
15 %	1,01—1,05	8,0—8,6						
20 %	1,03—1,07	8,5—9,5						
Полиэтилен, наполнен- ный 17—50 % прока- ленной глины	...	2,3—5,1	11,1—13,1	87—5
с волокнистыми					наполнителями					
Полиэтилен, наполнен- ный волокном 17—50 % короткого асбестового	...	2,8—5,8	10,5—12,5	140—6
рубленным поли- винилспиртовым	0,98	32	78	...	60	...	40	...
20—40 % СВ	1,10—1,30	2,1—4,9	35—80	28—60	50—90	1,0—3,5	15—25	...
ПКМ на основе					полипропилена					
Полипропилен, напол- ненный асбестом с дру- гими добавками	16	50	10	2,22—2,25*	...
Полипропилен, напол- ненный 20—40 % СВ	1,05—1,24	20—32	45—50	40—60	50—60	2—4	30	20—32**

Тип, марка ПКМ	γ , 10 ³ кг/м ³	E , 10 ² МПа	$E_{сж}$, 10 ² МПа	$E_{из}$, 10 ² МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	$\sigma_{из}$, МПа	δ , %	a , кДж/м ²	$HВ$, МПа
ПКМ на основе с порошковыми					полистирола наполнителями					
Пресс-материал ПТ	18—24	100—110	120—140	...	16—24	150—180
Материал АТ-1, АТ-2	1,15—1,30
наполнен					ные СВ					
Пресс-материал АГ-7	1,30—1,40	35	90	50	...	20	...
Полистирол, наполнен- ный 20—30 % СВ	1,20—1,30	32—80	65—105	100—120	70—140	0,75—1,1	17—25	...
Материал СН-25С	1,30	79—84	...	120	1,0	16; 3*	220
Термопласт стеклонапол- ненный САН-С	1,28—1,32	75—90	85	100—115	120	0—5,0	16—18 2,8—3,0*	...
ПКМ на основе с порошковыми					политетрафторэтилена наполнителями					
Композиция Ф-4К20	2,10—2,12	12—13	65—120	...	50
Ф-4К15М5	2,19	14	150	...	40
Антифрикционный мате- риал
ФН-202	2,35—2,45	11—20	35—40	20—22	180—250	70—90	40—70
ФН-3	2,30—2,50	15—20	35—40	...	180—220	50—80	40—70
Ф-40Г20	1,80	25	32	29	...	46	67
Ф-40Г40	1,70—1,80	10	70
Ф-40М30	2,00	25	48	31,5	...	11	75
Ф-40Б70	4,10	14,5	37	27	...	80	106
наполнен					ные СВ					
Композиция Ф-4С15	2,17—2,18	10—12	150—200	...	50
Ф-4С15М5	2,19	14	200—230	...	50
Ф-40С15	31	40	...	48	5—10	23	...
Ф-40С15М1,5	1,80	27	43	43	50	84	75
Антифрикционный мате- риал
Ф-4С15В5	2,12	14	270	...	44
Фторопласт-4Д, армиро- ванный стеклотканью типа ЭСТБ	90 ($h=1$ мм)	0
с другими					наполнителями					
Термопластичный орга- нопластик	1,76	32	90	...	60
ПКМ на основе полиметиленаоксида с порошковыми					(полиформальдегида) наполнителями					
Материал СФД-ДМ	1,42	28—31	60—65	...	80—84	13—27	100; 5,7—6,7*	93—122
СФД-ВМ	...	28—30	63—67	...	80—87	14—28	100; 5,8—7,1*	140—150

Тип, марка ПКМ	$\gamma, 10^3 \text{ кг/м}^3$	$E, 10^2 \text{ МПа}$	$E_{\text{сж}}, 10^2 \text{ МПа}$	$E_{\text{из}}, 10^2 \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{сж}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{из}}, \text{ МПа}$	$\delta, \%$	$a, \text{ кДж/м}^2$	$H_{\text{В}}, \text{ МПа}$
<i>наполнен</i>					<i>ные СВ</i>					
Материал										
СФД-30С	85—100	105	130—160	3,5—5,0	14; 4,4—5,2*	...
СТД-30С	96—120	116	150—178	4,0—5,0	14,5; 4,4—5,2*	...
Полиоксиметилен марки дюракон ГР-20, наполненный 20 % СВ длиной 0,5 мм	64,4	...	77	127	112	2,0	4,38*	...
ПКМ на основе полифениленсульфида					иленсульфида					
Райтон-4 (США)	1,64	71	...	153	137—150	...	204—260	1,3—3,0	4,4—7,6*	123***
ПКМ на основе полиэфирмалеинатов					иенасыщенных полиэфиров)					
<i>наполненные микросферами</i>					<i>(синтактовые пены)</i>					
Пластик СПБ										
литьевого типа	0,60—0,75	...	$(3-5)10^{-5}$...	5—8	18—25	10—12	...	1,0—2,0	...
прессовочного типа	0,40—0,48	...	$(22-43)10^{-5}$...	2—3	8—16	3—5	...	0,3—0,4	...
Пластик СПС литьевого типа	0,60—0,75	...	$(9-18)10^{-5}$...	10—13	40—55	20—25	...	1,0—2,0	...
<i>стекло</i>					<i>пластики</i>					
Смола										
ПН-1, армированная стеклотканью Т-13	...	114—123	280—340	90—110	200—250	...	250—318	...
ПН-3, армированная стеклотканью Т-13	...	110—130	250—300	97—110	190—240	...	240—290	...
ПН-11, армированная стеклотканью Т-13	325—345	120—130	250—260	...	240—270	...
ПН-62, армированная стеклотканью Т-13	...	130—165	296—385	180—260	400—480	...	240—330	...
ПН-63, армированная стеклотканью Т-13	400—420	310—330	420—440	...	300—330	...
НПС-609-21М, армированная стеклотканью Т-11-ГВС-9	1,65—1,68	180—190	300—320	300—320	420—440	2,0—2,8	260—280	...
НПС-609-27, армированная стеклотканью 11-ГВС-9	1,68—1,70	190—200	350—370	350—370	470—490	2,0—2,4	270—300	...
НПС-609-29, армированная стеклотканью Г-11-ГВС-9	1,68—1,70	180—190	410—430	270—280	410—430	2,2—2,5

Тип, марка ПКМ	$10^3 \gamma, \text{ кг/м}^3$	$E, 10^3 \text{ МПа}$	$E_{\text{сж}}, 10^3 \text{ МПа}$	$E_{\text{н}}, 10^3 \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{н}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{сж}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{н}}, \text{ МПа}$	$\delta, \%$	$a, \text{ кДж/м}^2$	$HВ, \text{ МПа}$
ПКМ на основе полифениленоксида с порошковыми наполнителями										
Арилокс-1Н	40—60	...	50—80	12	8—20	165
					<i>наполнители СВ</i>					
Норил-2 (США)	1,21	59,0	...	47,5	92,5	...	131	4—6	10; 7,7*	...
Норил-3 (США)	1,27	47,5	...	65,0	109	...	141	4—6	10; 9,1*	...
ПКМ на основе полиэтилентерефталата										
Стеклонаполненный литьевой лавсан ЛС-1	1,53	120	...	250	...	35	...
Полиэтилентерефталат, наполненный 30 % СВ (Япония)	1,60	90—100	135—146	160—170	200—220	...	12,5—13,5*	...
Лавсанотекстолит (вдоль слоев основы)	1,20	50	143,5
ПКМ на основе поликарбоната <i>наполнители СВ</i>										
Дифлон СТН	1,40	60—70	...	52	110—120	120—140	130—200	5	30—35	160
Макролон GV-30 (ФРГ)	1,38	60	90	...	140	4	30	150
					<i>наполнители УВ</i>					
Поликарбонат, напол- ненный 50 % коротких УВ	...	98	112
ПКМ на основе полиарилатов										
Аман-4	3,20	90	2,0	270—290
Аман-7	2,50	120	5,0	180—200
ПКМ на основе полиэфирсульфонон										
Арилон, наполненный 30 % СВ (США)	1,37	70,3	102	...	137	2—3	27—33; 65*	...
Удель, наполненный (США)	1,45	62	73	110	116	1,5—2,5	31—33; 7,5—8,5*	...
30 % асболокна СВ	1,38	60	110	160	150	2—3	58—62; 7,5—8,5*	...
20 %	1,45	85	130	180	170	2—3	68—72; 9—11*	...
30 %	1,45	112	140	180	190	2	87; 11*	...
40 %	1,55
ПКМ на основе полиимидов с порошковыми наполнителями										
Пресс-материал ПМ-67-Г-10	1,44—1,46	79—98	150—190	120—180	5—8	8—30	230—330
ПМ-69-Г-5	1,43—1,47	70—90	180—230	130—170	...	20—40	220—300

Тип, марка ПКМ	γ , 10 ³ кг/м ³	E , 10 ² МПа	$E_{сж}$, 10 ² МПа	F_H , 10 ² МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	σ_H , МПа	δ , %	a , кдж/м ²	H_B , МПа	
кайнол 5505 горяче-прессованный (Франция)	1,43	50	...	140	75	...	1,35*	300; 112*	
кайнол 5505 литевой (Франция)	1,43	63	40	140	90	...	1,36*	112*	
кайнол 5508 горяче-прессованный (Франция)	1,55	60	...	110	70	...	2,15*	250; 100**	
кайнол 5508 литевой (Франция)	1,55	74	33	110	80	...	2,2*	95**	
кайнол 5517 литевой (Франция)	1,50	38	29	110	55	...	1,6*	220; 95**	
ПМ-67-ДМ-3	1,43—1,45	90—130	210—230	160—220	6,5—15	20—80	210—330	
ПМ-69-ДМ-3	1,42—1,45	85—120	230—250	160—220	...	30—50	210—280	
Полиимид, наполненный 30 % порошка графита (зарубежный)	1,51	80	33	...	50	155	126	1,6	...	103*	
Полиимид Р105Ас, наполненный порошком графита (США)	1,87	40—70	
Полиимид, наполненный 15 % дисульфида молибдена (зарубежный)	1,51	68	34	...	80	260	150	3,0	...	111*	
Полиимидная смола Р105Ас, наполненная порошком кварца (США)	1,75	55	234	67—97	0,62	
Полиимидная смола Р13N, наполненная минеральным наполнителем (США)	1,75	84—98	54,7	...	70—98	0,62	0,76*	...	
Полиимидная смола, наполненная 28 % порошка политетрафторэтилена (зарубежный)	1,52	50	24	...	41,5	125	71	2,0	...	93**	
<i>боропла</i>					<i>стики</i>						
Полиимидная смола, армированная 60 % (по объему) однонаправленного борного волокна (США)	2200	1650	0,8	
Полиимидная смола Р13N, армированная 60 % однонаправленного борного волокна (США)	2280	1990	

Тип, марка ПКМ	γ , 10 ³ кг/м ³	E , 10 ² МПа	$E_{сж}$, 10 ² МПа	$E_{из}$, 10 ² МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	$\sigma_{из}$, МПа	δ , %	ϵ , кДж/м ²	$HВ$, МПа
<i>гетинакс</i>										
Полиимидное связующее, армированное бумагой из волокон ароматического полиамида (органогетинакс)	1,30	55	155	...	170	...	18,8	...
<i>стеклопла</i>										
<i>стики</i>										
Пресс-материал кайнол 5504 (Франция)	1,90	...	250	...	190	235	350—400	...	93	300; 120—
кайнол 5514 (Франция)	1,70	...	130	...	45	240	150	...	30,5*	125** 195; 126**
Полиимидная смола Р105Ас, наполненная 70 % штапельного СВ длиной 6—7 мм (США)	1,98	...	172	195
Полиимидная смола Р13N, наполненная до 40 % СВ (США)	1,83	153	...	140—170	100	...	183—211	0,77	5,0*	...
Полиимидная смола Р13N, наполненная 75 % однонаправленного СВ (США)	246	641
Полиимидная смола, армированная 60 % (по объему) однонаправленного СВ (S-стекло) (США)	1,95	45	1250	...	2,8
Стеклотекстолит										
СТП-1	1,65—1,70	300	...	300	375	115	480	1,6—2,0	...	460—480
СТП-3	1,63—1,72	310	...	250	355	250 (⊥ слоям); 157 (слоям)	360	1,1—1,5	...	450—500
СТП-6	1,72—1,78	300	488	...	345—500	1,7	...	480—500
Полиимидная смола ТУЛ, армированная стеклотканью (Япония)	1,90	260	350	350	550	...	70	18**
<i>углепла</i>										
<i>стики</i>										
Полиимид, наполненный 40 % графитового волокна (зарубежный)	...	140	840	...	79	249	142	1,3
Полиимидная смола Р105Ас, наполненная										

Тип, марка ПКМ	γ , 10 ⁸ кг/м ³	E , 10 ² МПа	$E_{сж}$, 10 ² МПа	$E_{н}$, 10 ² МПа	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	$\sigma_{н}$, МПа	δ , %	a , кДж/м ²	$HВ$, МПа
70 % штапельного волокна длиной 6—7 мм (США)	1,63	192	827	...	222
Полиимидная смола P13N, армированная 65 % однонаправленного графитового волокна (США)	1410	1785
Полиимидная смола, армированная 57 % (по объему) однонаправленного волокна HTS (США)	1,60	159	1560	...	1,0
Полиимидная смола, армированная 61 % (по объему) однонаправленного волокна HMS (США)	1,60	193	1070	...	0,5
ПКМ на основе с порошковыми					полиамидов наполнителями					
Литьевой антифрикционный материал ЛАМ-1	50—56	75—84	30—34	...	16—25	160—250
Материал АТМ-2	1,39	...	80—90	65—70	52	110—119	110—127	1,5—2,0	14—20	210—230
Полиамиды наполненные синтезированные										
ПНС-610-T10	1,15	30	50—60	80—90	50—70	...	50—80	...
ПНС-610-T10	1,16	32	50—60	80—100	60—70	...	50—80	...
ПНС-610-T20	1,25	35—40	50—60	80—100	60—80	...	25—40	...
ПНС-610-T40	1,33	55—63	...	60—80	...	15—20	...
органо					пластики					
Полиамид П-68, наполненный рубленым волокном из ароматического полиамида	1,10	110	130—150	...	140	...	26	...
Полиамид П-68, армированный тканью из волокон ароматического полиамида	1,10—1,12	360	450—550	...	450	...	120	...
стекло					пластики					
Полиамид стеклонаполненный										
П-6-ВС	1,35	80—100	120—160	110—130	170—220	...	30—60	...
П-610-ВС	1,35	80	110—140	100—120	160—200	...	30—50	...
П-12-ВС	...	50—60	100	...	120—140	...	25—30	...
Полиамид-6 (капролон), армированный 50—70 % стеклоткани	1,61	400—430	280—300	450—500	...	250—300	300—350

Тип, марка ПКМ	γ , 10 ³ кг/м ³	E , 10 ³ МПа	$E_{сж}$, 10 ³ МПа	$E_{н}$, 10 ³ МПа	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{сжк}$, МПа	$\sigma_{н}$, МПа	δ , %	a , кДж/м ²	$HВ$, МПа
ПКМ на основе эпоксидных и с порошковыми					эпоксифенольных смол наполнителями					
Эпоксидная композиция, наполненная железным порошком пылевидным кварцем (пресс-материал УП-264П) талком	120—160	80—90	...	6—15	300
	1,90—2,20	65—80	170—200	120—140	...	6—8	250—300
	45—60	30—35	...	2—4	100—120
наполненные					микросферами					
Пластик ЭДМ литьевого типа	0,60—0,75	...	(8—15)10 ⁻⁵	...	12—14	29—55	15—25	...	1—3	...
прессовочного типа	0,26—0,45	...	(0,15—0,43)10 ⁻⁵	6—23	3,5—10	...	0,5—1,0	...
Пластик ЭДС литьевого типа	0,60—0,75	...	(1,5—3,0)10 ⁻⁵	...	18—25	55—100	25—42	...	3—7	...
прессовочного типа	0,28—0,50	...	(0,4—1,0)10 ⁻⁵	7—27	4—15	...	1,5—2,5	...
органо					пластики					
Эпоксидная смола, арми- рованная 40 % (по объему) однонаправ- ленного волокна ви- нол (зарубежный)	1,17	30—40 (вдоль волокон)	56—70 (вдоль волокон)
Смола ВР907, армиро- ванная 60 % (по объе- му) однонаправленно- го волокна кевлар 49 (США)	1,37	870	700	250	700	1,7
стекло					пластики					
Пресс-материал УП-264С	1,65	90—100	140—150	120—160	...	12—15	150—200
УП-284С	1,67—1,71	110—120	150	140—180	3—5	22—25	200
ДСВ-К-1	1,60—1,70	100	200	250—280	...	100—120	...
ДСВ-Щ-4	1,60—1,70	80—120	150	200—250	...	70—100	...
Эпоксидная смола, арми- рованная 50 % (по объему) однонаправ- ленного СВ марки Е (США)	1,95	350	180	...	180	5
Стекловолокнистый ма- териал П-2-1С	1,95—2,04	...	380	421	1010—1130	410—517	750	2,2	874	487
Ориентированный стек- лопластик СВМ (1 : 1)	1,90	640	620	...	1,5

Тип, марка ПКМ	γ , 10^3 кг/м ³	E , 10^2 МПа	$E_{сж}$, 10^2 МПа	$F_{И}$, 10^2 МПа	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	$\sigma_{и}$, МПа	δ , %	a , кДж/м ²	$HВ$, МПа
Эпоксифенольное связующее, армированное стеклотканью кордной (57,0 %)										
по основе	1,94	352	73	...	72	2,2
по утку	1,94	173	14	...	24	3,1
T-13-652 (55,4 %)										
по основе	1,92	304	52
по утку	1,92	251	30
T-22-78 (43,1 %)										
по основе	1,70	204	40,3	...	58	2,2
по утку	1,70	189	32,6	...	52	2,6
Смола ERLA-4617, армированная однонаправленным УВ марки (США)										
модмор-1	1,74	2430	467	875
модмор-2	1,58	1500	1260	1000	1530
торнел-25	1,36	970	890	1060	...	521	820
торнел-40	1,41	1270	...	1210	...	521	870
торнел-50	1,48	1680	1660	1620	750	522	850
торнел-50 (обработанный)	1,51	1790	850	615	1020
HMS-25	1,37	740	445	760
HMS-50	1,52	1940	810	532	920
HTS	1,65	2040	560	627	1000
Циклоалифатическая эпоксидная смола, армированная 60 % (по объему) однонаправленного УВ марки HTS (США)	1,55	1240	1650	1430	1650	1,3
Смола ERLA-0400, армированная углеродистой пряжей (США)	534	660	675
Эпоксидная композиция, наполненная алюминиевыми волокнами	90—150	60—95
Смола Avco 5505, армированная 50 % (по объему) однонаправленного борного волокна	1,90	2000	...	2000	2070	3100	2070	1,0
ПКМ на основе с порошковыми										
Массы прессовочные фенольные										

угле

пластики

с другими

наполнителями

фенольных смол

наполнителями

Тип, марка ПКМ	γ , 10 ³ кг/м ³	E , 10 ² МПа	$E_{сж}$, 10 ² МПа	$E_{из}$, 10 ² МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	$\sigma_{из}$, МПа	δ , %	a , кДж/м ²	W , МПа
нольные (ГОСТ 5689—79)										
общего назначения	1,40—1,45	70—90	...	59—98	34,3—51,0	157—225	58,8—69,0	0,6—3,0	4,9—6,4	245—294
электронизоляцион- ные	1,40—2,00	63—88	...	62—167	23,3—58,9	109—284	49,0—95,1	0,6—2,7	3,4—5,9	196—637
влагохимстойкие	1,40—1,75	56—90	...	33—180	19,6—42,1	108—216	34,3—58,8	1,6—2,4	4,4—7,8	147—392
ударопрочные	1,45—1,95	60—85	...	59—82	23,5—29,4	78—157	39,2—83,4	0,1—2,3	8,8—21,6	196—441
жаростойкие	1,70—1,90	70—90	...	69—88	22,5—29,4	103—196	44,1—58,8	0,8—1,8	2,9—3,9	294—490
Пресс-материал										
К-15-6	3,00	100	70	...	10—12	250
К-236-58	2,40—2,70	70—85	70—85	55	...	12	300
КФ-3	1,85—1,95	160	26—27	70—100	80	0,18	21	300
КФ-3М	1,85—1,95	20—40	70—80	60	...	10	300
КФ-3Г	1,85—2,10	70	70	65	...	12	300
				<i>асбобла</i>	<i>стики</i>					
Асботекстолит электро- технический листовой (ГОСТ 16360-70)	1,50—1,70	93—108	...	19,6—23,5 ($h \leq 60$ мм ⊥ слоям)	...
Резольная фенолоформ- альдегидная смола, ар- мированная асбестовой тканью	1,50—1,70	140—200	80	85—100	80—110	...	25—35	280—450
				<i>гетил</i>	<i>накс</i>					
Гетинакс электротехни- ческий листовой (ГОСТ 2718—74)	1,28—1,45	68,6—112,7 ($h = 1$ мм)	98—122,5 ($h = 10$ мм ⊥ слоям)	7,8—19,6	...
				<i>органи</i>	<i>пластики</i>					
Фенолформальдегидная смола резольного типа, армированная тканью из ароматических поли- амидных волокон	1,30—1,40	350	650—700	180—200	400—450	2—5
Фенолформальдегидная смола резольного типа, армированная тканью из поливинилспирто- вого волокна	1,20—1,30	110—150	190—300	110	160—250	3—8
				<i>стекл</i>	<i>пластики</i>					
Пресс-материал										
ВЭП-1	1,70—1,80	105	140	...	250	...
ГСП	1,76—1,86	100—140	60—170	...	25—60	...
Неориентированный пресс-материал ДСВ-2(4)-Р-2М (ГОСТ 17478—73)	1,70—1,85	60—100	130	120—300	...	35—90	...

Тип, марка ПКМ	$\gamma, 10^3 \text{ кг/м}^3$	$E, 10^2 \text{ МПа}$	$E_{\text{сж}}, 10^2 \text{ МПа}$	$E_{\text{н}}, 10^2 \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{сж}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{н}}, \text{ МПа}$	$\delta, \%$	$a, \text{ кДж/м}^2$	$HВ, \text{ МПа}$
АГ-4В (ГОСТ 20437—75)	1,70—1,90	140	172	177	57	127	147	...	49	400—450
Ориентированные пресс-материалы АГ-4С, АГ-4НС (ГОСТ 20437—75)	1,70—1,90	350	320	250	539	196—245 (стеклонитям) 49—78 (⊥ стеклонитям)	441	...	245	400—450
Фенольное связующее, армированное стеклохолстом (стекломат) из непрерывного волокна	1,40—1,60	70—100	100—130	50—150	150—210	...	70—80	...
Стеклотекстолит конструкционный КАСТ-В (ГОСТ 10292—74) $h = 0,5 \div 14,0 \text{ мм}$ по основе	1,90	210	211—299	54—64 ($h = 15 \div 90 \text{ мм}$) слоям)	127 ($h = 15 \div 90 \text{ мм}$)	...	59—113	...
по утку ВФТ-С (ГОСТ 10292—74) $h = 0,8 \div 10 \text{ мм}$ по основе	1,90	170	188—157	То же	То же	...	49—88	...
по утку	1,85	210	314—392	88 (слоям)	245 ($h = 11 \div 35 \text{ мм}$)	...	88—123	...
Стеклотекстолит ПСК	1,60—1,80	157	То же	То же	...	64—98	...
листовой электро-технический СТ-НТ ($h = 3 \text{ мм}$)	1,60—1,85	80	...	120
					90	...	105	...	30	...
<i>армированные хлопчато</i>					<i>бумажной тканью</i>					
Прессовочный материал текстолит-крошка	1,30—1,40	40—50	40—45	200	60—75	...	12—13	260
Текстолит конструкционный (ГОСТ 5—78)	1,30—1,40	39—64	69—98	196—250 (⊥ слоям); 118—152 (слоям)	108—147	1,0	24—36	250—350
Текстолит электротехнический листовой (ГОСТ 2910—74) по основе	1,25—1,45	49,0—98,0	...	88,2—117,0
по утку	1,25—1,45	34,3—49,0	...	78,5—107,8	...	11,8—27,4 (⊥ слоям)	...

Тип, марка ПКМ	γ , 10 ⁴ кг/м ³	E , 10 ² МПа	$E_{сж}$, 10 ² МПа	E_H , 10 ² МПа
<i>угле</i>				
Углепластики				
МХ-4925; МХ-4926 (США)	1,38—1,42	119
МХ-2630 (США)	1,38—1,42	98
МХ-2630-А (США)	1,48—1,52	84
50 % фенольной смолы МН-Р-9299, 50 % тка- ни Nitco (США)	2,30	120	120	140
<i>наполненные</i>				
Массы древесные прессо- вочные (ГОСТ 11368— 79)	1,27—1,40
Пластик древесный сло- истый (ГОСТ 13913— 78) ДСП-В (взаимно перпендикулярное рас- положение волокон в смежных слоях древес- ного шпона)	1,30	180	120	180
ПКМ на основе аминокальде				
Массы прессовочные (ГОСТ 9359—80), груп- па				
А1, А2	1,40—1,50	75—100
Б1, Б2	1,50	75—80
В1	1,60—1,80
Г1, Г2	1,60—1,80	...	1,0	...
Д1	1,70—1,90
Е1	1,70—2,0
Пресс-материал П-1-1 Меламиноформальдегид- ная смола, армирован- ная асбестовой тканью	1,48	110	110	124
1,75—1,85
ПКМ на основе				
<i>наполненные</i>				
Пресс-материал				
ФАФФ-31 ГЭ	1,60—1,65
ДФГ-1	1,70—1,75
ДФГ-2	1,80—1,85
ДГ-1	1,75—1,85
ДГ-2	1,75—1,85
<i>наполненные асбестом</i>				
Листовой материал фу- ранит 1А	1,50—1,60

σ_B , МПа	$\sigma_{сж}$, МПа	σ_H , МПа	δ , %	a , кДж/м ²	H_B , МПа
<i>пластики</i>					
703	153	84	...	0,6*	...
31,6	703	77,3	...	1,9*	...
24,6	984	5,6	...	0,8*	...
84	224	151
<i>древесиной</i>					
...	80—100	50—120	...	4—15	140—200
108—137 (вдоль во- локон)	118—122	147—176 (вдоль во- локон)	...	29 (вдоль волокон)	196 (по торцевой по верх- ности)
гидных (карбамидных) смол					
30—50	120 (А1); 190 (А2)	60—85	0,2—0,6	6,5—7,0	300 (А1); 400 (А2)
35—60	200	70—80	0,5—0,6	7,0	350 (Б1)
35—40	120—150	60—65	...	4,0—4,5	200—250
...	...	55—60	...	4,0—4,5	270 (Г2)
...	120	35—40	...	8,0	200—250
...	...	70—120	...	30—45	...
51	250	84	0,48	5,6	478
45—84	189—350	115—168
фурановых смол					
<i>графитом</i>					
...	140—150	35—40	...	3—5,5	260—330
...	100—150	30—40	...	3—5,5	260—330
...	90—100	30—35	...	3—6	220—230
...	100—140	28—30	...	2,5	200—280
...	100—150	29—35	...	2,5—3,0	200—280
<i>и другими наполнителями</i>					
...	75—100	40—42	...	5,5—8,5	200—260

Тип, марка ПКМ	$\gamma, 10^8 \text{ кг/м}^3$	$E, 10^2 \text{ МПа}$	$E_{\text{сж}}, 10^8 \text{ МПа}$	$E_{\text{н}}, 10^8 \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{сж}}, \text{ МПа}$	$\sigma_{\text{н}}, \text{ МПа}$	$\delta, \%$	$a, \text{ кДж/м}^2$	$HВ, \text{ МПа}$
Кислотостойкий асбест, пропитанный фурановой смолой	1,65	28	80	51,5
Полимербетон	2,10	6—20	50—120	12—40	...	10—20	400—420
				стекло	пластик					
Фурановая смола ФАЭД (на основе мономера ФА и эпоксидной смолы), армированная стеклотканью	160	13—14	18—28	...	120—125	...
				ПКМ на основе кремний с минеральными	органических смол наполнителями					
Пресс-материалы										
КФ-9	1,50—1,65	30	25	...	7,0	100
КФ-10	1,80—2,00	25	...	8—10	190
				с волокнистыми	наполнителями					
Пресс-материалы										
ВГМ-1В	1,70—2,00	26	83	100	...	60	...
ВГМ-1К	1,70—2,00	10,5	80	50—60	...	20	...
ВГМ-3	1,70—2,00	70	84	100	...	80	...
ВГМ-3П	1,70—2,00	30	70	60	...	50	...
ПК-9	1,65—1,75	16	40—60	60—90	...	60—80	...
Пресс-порошок К-41-5	1,90	18	130	50—70	...	18	200

Примечания. 1 Звездочкой обозначена ударная вязкость, полученная на об. 2. 1 — перпендикулярно, || — параллельно.

Таблица 8.7. Физические свойства

Тип, марка ПКМ	$T_{\text{в}}, \text{ К}$	$T_{\text{м}}, \text{ К}$	$T_{0,185}, \text{ К}$	$\alpha, 10^{-5} \text{ К}^{-1}$	$\lambda, \text{ Вт/(м} \cdot \text{К)}$
					ПКМ на основе с порошковыми
Полиэтилен высокого давления, наполненный аэросилом (10 %)	355—360
мелом					
15 %	353—357
20 %	355—360
30 %	358—363
мелом (15 %) и битумом (5 %)	353—355
слюдой молотой					
20 %	358—363
30 %	360—365

разцах с надрезом, двумя и тремя звездочками — HR по шкале соответственно M и R.

некоторых ПКМ [72, 87, 184, 351]

$\rho_{\text{в}}, \text{ Ом} \cdot \text{м}$	$\rho_{\text{с}}, \text{ Ом}$	ϵ при 10^6 Гц	$\text{tg } \alpha', 10^{-3}$ при 10^6 Гц	$E_{\text{пр}}, \text{ МВ/м}$	Примечания
					полиэтилена наполнителями
10^{14}	...	2,3—2,5	2—20	...	
10^{14}	...	2,3—2,5	2—20	...	
10^{14}	...	2,3—2,5	2—20	...	
10^{14}	...	2,3—2,5	2—20	...	
10^{14}	...	2,3—2,5	2—20	...	
10^{14}	...	2,3—2,5	2—20	...	
10^{14}	...	2,3—2,5	2—20	...	

Тип, марка ПКМ	$T_{В'}$, К	$T_{М'}$, К	$T_{0,185}$, К	$\alpha, 10^{-5}$ К ⁻¹	$\lambda, \text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$	$\rho_D, \text{Ом} \cdot \text{м}$	$\rho_S, \text{Ом}$	ξ при 10^6 Гц	$\text{tg } \alpha', 10^{-3}$, при 10^6 Гц	$E_{пр}$, МВ/м	Примечания
тальком											
15 %	353—358	10^{14}	...	2,3—2,5	2—20	...	
30 %	358—363	10^{14}	...	2,3—2,5	2—20	...	
Полиэтилен низкого давлени- я, наполненный аэросилом (10 %) мелом	356—362	10^{13} — 10^{14}	2,5	40—48	
15 %	356—360	10^{13} — 10^{14}	5	40—45	
20 %	359—363	10^{13} — 10^{14}	5	40—45	
30 %	362—366	10^{13} — 10^{14}	7	38—43	
слюдой (20 %) тальком	361—365	10^{13} — 10^{14}	5	45—58	
15 %	354—357	10^{13} — 10^{14}	2	40—45	
20 %	356—360	10^{13} — 10^{14}	1,5	40—45	
				<i>с волокнистыми</i>		<i>наполнителями</i>					
Полиэтилен, наполненный 20—40 % СВ	...	333—343	...	5,6	$B_{п} = 0,01 \pm 0,05 \%$
				ПКМ на основе		полипропилена					
Полипропилен, наполненный асбестом и другими добав- ками	343—345	2,9	
Полипропилен, наполненный СВ	...	343	...	5—6	$B_{п} = 0,05 \%$
				ПКМ на основе		полистирола					
				<i>с порошковыми</i>		<i>наполнителями</i>					
Пресс-материал ПТ Материалы АТ-1, АТ-2	... 353—368 373—375 348—353	2,8—16*	0,7*	10—40	
				<i>наполнен</i>		<i>ные СВ</i>					
Пресс-материал АГ-7 Полистирол, наполненный 20—30 % СВ	... 353 ... 358	4,5	5	...	
Материал СН-25С Термопласт стеклонаполнен- ный САН-С	388—393 388—392	368	...	3,0	...	$2 \cdot 10^{14}$...	3,5	6	...	$B_{п} = 0,07 \%$
				3,0—4,0	...	$2 \cdot 10^{14}$	$(8-8,5)10^{16}$	3,5	6,5	16—18	
				ПКМ на основе		политетрафторэтилена					
				<i>с порошковыми</i>		<i>наполнителями</i>					
Антифрикционная компози- ция											
Ф-40Г20	7,8	0,3	$B_{п} = 0,0078 \%$ (холодная вода)
Ф-40М30	3,1	0,27	$B_{п} = 0,0069 \%$ (холодная вода)

Тип, марка ПКМ	T_B, K	T_M, K	$T_{0,185}, K$	$\alpha, 10^{-5} K^{-1}$	$\lambda, Вт/(м \cdot K)$	$\rho_p, Ом \cdot м$	$\rho_s, Ом$	ξ при $10^6 Гц$	$tg \alpha', 10^{-3}$, при $10^6 Гц$	$E_{пр}, МВ/м$	Примечания
						<i>наполненные керамическим волокном</i>					
Дюроид 5650	3,6—3,96	0,27	$1,7 \cdot 10^{14}$	$1,1 \cdot 10^{16}$	2,4	$\gamma = 2150 \text{ кг/м}^3$
Дюроид 5600	2,9—3,6	0,32	$4,6 \cdot 10^9$	$1,4 \cdot 10^{18}$	2,5	$\gamma = 1900 \text{ кг/м}^3$
						<i>наполненные СВ</i>					
Композиция Ф-40С15	$5 \cdot 10^{18}$	10^{15}	$B_{II} = 0,012 \%$ (холодная вода); $B_{II} = 0,016 \%$ (кипящая вода)
Ф-40С15М 1,5	7,9	0,19	
Фторопласт-4Д, армированный стеклотканью типа ЭСТВ	10^9	...	2,3	0,8	...	
						<i>ПКМ на основе полиметилена оксида (полиформальдегида)</i>					
Полноксиметилена марки дюракон ГР-20, наполненный 20 % СВ длиной 0,5 мм	435	8,1	
						<i>ПКМ на основе полифениленсульфида</i>					
Райтон-4 (США)	600	10^{14}	...	3,88	6,6	19,3	$B_{II} = 0,01 \%$
						<i>ПКМ на основе полифениленоксида</i>					
						<i>с порошковыми наполнителями</i>					
Арилокс-1Н	...	458—483	$(1-5) 10^{14}$	$(1-5) 10^{14}$	5—10*	0,3—0,8*	12—22	
						<i>наполненные СВ</i>					
Норил-2 (США)	431	2	
Норил-3 (США)	446	1,4	...	10^{15}	...	2,9—2,93	0,9 (при 60 Гц)	1020	
						<i>ПКМ на основе полиэтилентерефталата</i>					
Стеклонаполненный литевой лавсан ЛС-1	436	$10^{13}-10^{14}$...	3,5	1,3	23	$B_{II} = 0,08 \%$
Полиэтилентерефталат, наполненный 30 % СВ (Япония)	515	2,5	0,08—0,16	$1,5 \cdot 10^{13}$...	3,78	1,6	30—35 ($h = 0,4 \text{ мм}$)	
						<i>ПКМ на основе поликарбоната</i>					
Дифлон СТН	443—445	413—423	...	2,5	...	$(1-1,5) 10^{14}$	$10^{15}-10^{16}$...	8—9	20—25	$B_{II} = 0,1 \div 0,2 \%$
Макролон GV-30 (ФРГ)	443	423	...	2,5	$B_{II} = 0,1 \%$
						<i>ПКМ на основе полиарилатов</i>					
Аман-4	2	0,6	
Аман-7	1,54	0,6	

Тип, марка ПКМ	$T_{B'}$ К	$T_{M'}$ К	$T_{0,185'}$ К	$\alpha_i \cdot 10^{-5}$ К ⁻¹	λ_i Вт/(м·К)	$\rho_{\nu'}$ Ом·м	ρ_{st} Ом	ξ при 10^6 Гц	$tg \alpha', 10^{-3}$ при 10^6 Гц	$E_{пр'}$ МВ/м	Примечания
ПКМ на основе						полиэфирсульфонон					
Удель, наполненный 30 % СВ (США)	10^{15}	...	3,49	1,5 при 10^3 Гц	480 ($h =$ $= 25$ мкм)	$B_{\Pi} = 0,18 \%$
ПКМ на основе с порошковыми						полиимидов наполнителями					
Пресс-материал кайнол 5505 (Франция)	1,9	1,62
кайнол 5508 (Франция)	1,5	1,46
кайнол 5517 (Франция)	2,5	0,71
Полиимид, наполненный 30 % порошка графита (за- рубежный)	561	1,44
Полиимид, наполненный 15 % дисульфида молибде- на (зарубежный)	561	4,86
Полиимидная смола, напол- ненная 28 % порошка поли- тетрафторэтилена (зару- бежный)	561	5,4
гетти						накс					
Полиимидное связующее, ар- мированное бумагой из во- локон ароматического поли- амида (органогетинакс)	553	2,1—8,6	...	$10^{12}—10^{13}$...	2,8	15	25—30	$B_{\Pi} = 0,3 + 1,1 \%$
стекло						пластики					
Пресс-материал кайнол 5504 (Франция)	1,5	0,52	$9,2 \cdot 10^{13}$...	4,7	9	22	$B_{\Pi} = 0,2 \%$
кайнол 5514 (Франция)	1,3	0,36	10^{13}	...	4,5	0,17	18	$B_{\Pi} = 0,75 \%$
Полиимидная смола TIL, ар- мированная стеклотканью (Япония)	1,1 (слоям); 5,4 (⊥ слоям)	0,23	10^8	...	4,9	3	26	$B_{\Pi} = 0,3 \%$
ПКМ на основе с порошковыми						полиамидов наполнителями					
Полиамид, наполненный син- тезированный ПНС-610-T20	323—353	4—6	0,30—0,31	$10^{12}—10^{13}$	$10^{15}—10^{16}$	3,5	15—25	25—30	
стекло						пластики					
Полиамид стеклонеполнен- ный П-6ВС	1,5—3,0	0,30—0,31	$10^{11}—10^{12}$	$10^{14}—10^{15}$	3,5—4,2	30—41	20—22	
П-610ВС	1,7—3,0	0,31—0,33	10^{12}	$10^{13}—1,5 \times$ $\times 10^{15}$	3,0—3,5	20—35	25—30	

Тип, марка ПКМ	T_B, K	T_M, K	$T_{0,185}, K$	$\alpha, 10^{-5} K^{-1}$	$\lambda, Вт/(м \cdot K)$	$\rho_v, Ом \cdot м$	$\rho_g, Ом$	ξ при 10^6 Гц	$lg \alpha', 10^{-3}$ при 10^6 Гц	$E_{пр}, МВ/м$	Примечания
ПКМ на основе						эпоксидных смол					
с порошковыми						наполнителями					
Пресс-материал УП-264П	428—438	383	$8 \cdot 10^{13}$...	4,5	15	20—25	$B_{п} = 0,03 \%$
стекло						пластики					
Пресс-материал УП-264С	433—438	383	$5 \cdot 10^{13}$...	5	20	18—20	$B_{п} = 0,03 \%$
УП-284С	433—438	383	$8 \cdot 10^{13}$...	4,5—5,0	17—20	25—30	$B_{п} = 0,02 \%$
ДСВ-К-1	453—473	393—398	10^{11}	$10^{13}—10^{14}$	6	20	14—16	$B_{п} = 0,05 \%$
ДСВ-Щ-4	...	423	$10^{10}—10^{11}$	10^{12}	7	30	14—16	$B_{п} = 0,15 \%$
Стекловолоконный материал П-2-1С	...	453	$1,3 \cdot 10^{13}$	$2,6 \cdot 10^{15}$	5,3	19	22,6	$B_{п} = 0,04 \%$; $M_{п} = 0,03 \%$; $B_{п} = 0,02 \%$
0,41—0,81	0,47—0,49										
ПКМ на основе						фенольных смол					
с порошковыми						наполнителями					
Массы прессовочные фенольные (ГОСТ 5689—79) общего назначения	...	398—408	...	2,3—5,3	0,21—0,23	$10^9—10^{11}$	$10^{12}—10^{14}$	4,5—8,0	20—300	10,0—20,0	$M_{ст} = 0,03 \%$; $B_{ст} = 0,05 \%$
электроизоляционные	...	393—523	...	0,18—7,0	0,19—0,42	$2 \cdot 10^{10}—1 \cdot 10^{12}$	$10^{13}—10^{14}$	3,0—6,0	10—40	13,0—18,0	$M_{ст} = 0,01 \div 0,03 \%$; $B_{ст} = 0,05 \div 0,02 \%$
влагохимстойкие	...	398—413	...	1,6—6,0	0,24—0,36	$10^9—10^{13}$	$2 \cdot 10^{12}—1 \cdot 10^{15}$	3,0—6,0	10—100	12,0—17,0	$K_{ст} = 0,2 \div 1,75 \%$; $M_{ст} = 0,01 \div 0,03 \%$; $B_{ст} = 0,01 \div 0,05 \%$
ударопрочные	...	403—473	...	2,5—3,5	0,19—0,52	$10^7—10^{12}$	$10^{10}—10^{12}$	4,0—7,0	200—1000	2,0—10,0	$M_{ст} = 0,03 \%$; $B_{ст} = 0,03 \%$
жаростойкие	...	413—423	...	1,5—4,0	...	$(1—5) \cdot 10^9$	$10^{11}—10^{12}$	2,0—6,2	50—100	10,0—13,0	$M_{ст} = 0,015 \div 0,07 \%$; $B_{ст} = 0,02 \div 0,04 \%$
Пресс-материал К-236-58	0,8—2,5	0,46	$B_{п} = 0,5 \%$; $M_{п} = 0,1 \%$; $B_{п} = 0,1 \%$
КФ-3	...	473	...	0,94—1,5	0,52	$B_{п} = 1,45 \%$; $M_{п} = 0,1 \%$; $B_{п} = 0,1—0,3 \%$
КФ-3М	...	473	...	0,94—2,5	0,52	$B_{п} = 3,0 \%$; $M_{п} = 0,1 \%$; $B_{п} = 0,1 \div 0,25 \%$
КФ-3Г	...	473	...	0,8—2,5	0,52	$B_{п} = 1,45 \%$
асбо						пластики					
Асботекстолит электротехнический листовой (ГОСТ 16360—70)	$10^6—10^7$	10^9	7	1000	1,5—1,6 (\perp слоям, при 50 Гц)	$B_{п} = 2,0 \div 5,0 \%$

Тип, марка ПКМ	T_B, K	T_M, K	$T_{0,185}, K$	$\alpha, 10^{-5}$ K^{-1}	$\lambda, \text{Вт/(м}\cdot\text{К)}$	$\rho_D, \text{Ом}\cdot\text{м}$	$\rho_S, \text{Ом}$	ε при 10^6 Гц	$\text{tg } \alpha', 10^{-3}$ при 10^6 Гц	$L_{\text{пр}}, \text{МВ/м}$	Примечания
					<i>гетит</i>						
Гетинакс электротехнический листовой (ГОСТ 2718—74)	...	423	<i>накс</i> 10^8-10^{10} ($h=2,0-3,8$ мм)	$10^{10}-10^{11}$ ($h=3,8$ мм)	...	35—60	12—33 ($h=1-3$ мм, ⊥ слоям)	...
					<i>стекло</i>						
Пресс-материал ВЭП-1	...	623	...	0,2	0,45	<i>пластики</i> $9 \cdot 10^{11}-10^{12}$	$1,2 \cdot 10^{14}$	3,5—5,0	30—70	...	$B_{\text{п}}=0,4 \div 0,5 \%$; $M_{\text{п}}=0,86$; $B_{\text{п}}=$ $=1,87 \%$
ГСП	...	513—553	$10^{10} - 7,8 \times 10^{12}$	$10^{12}-8,2 \times 10^{14}$	8	50	13	
Неориентированный пресс-материал ДСВ-2(4)-Р-2М (ГОСТ 17478—73)	...	553	...	9—12	0,36—0,39	10^{10}	10^{12}	7—8	40	14	$B_{\text{п}}=0,2 \%$; $M_{\text{п}}=$ $=B_{\text{п}}=0,05 \%$
АГ-4В (ГОСТ 20437—75)	...	553—593	...	1,0—1,5	0,38—0,51	10^{10}	10^{12}	7	50	13	$B_{\text{п}}=0,2 \%$; $M_{\text{п}}=$ $=0,05 \%$; $B_{\text{п}}=$ $=0,05 \%$
Ориентированные пресс-материалы АГ-4С, АГ-4НС (ГОСТ 20437—75)	...	553—593	...	0,5—1,2	0,31—0,60	10^{10}	10^{12}	7	50	13	$B_{\text{п}}=0,2 \%$; $M_{\text{п}}=$ $=0,05 \%$; $B_{\text{п}}=$ $=0,05 \%$
Стеклотекстолит конструкционный КАСТ-В (ГОСТ 10292—74)	...	523	...	0,81—0,91	0,29	$3 \cdot 10^{10}$	$2 \cdot 10^{12}$	
ВФТ-С (ГОСТ 10292—74)	0,79—0,87	0,37	$10^{10}-10^{11}$	10^{12}	
Стеклотекстолит листовой электротехнический СТ-НТ	...	458	10^8	$10^{10}-10^{11}$	5	
					<i>армированные хлопчатобумажной тканью</i>						
Прессовочный материал текстолит-крошка	...	388	...	3,0—3,4	0,23	10^7	10^9-10^{10}	5—7	30—100	...	$B_{\text{п}}=20 \%$
Текстолит конструкционный (ГОСТ 5—78)	...	403—413	...	2,0—4,1	0,23—0,34	10^8-10^{10}	$10^{10}-10^{12}$	5,7	20—80	2—5	$B_{\text{п}}=0,7 \div 2,0 \%$
Текстолит электротехнический листовой (ГОСТ 2910—74)	...	408	...	2,4	0,27—0,34	10^7-10^{11}	$10^{10}-10^{12}$...	70	3—25 ($h<80$ мм ⊥ слоям в трансформаторном масле при $T=363 \pm$ ± 2 К)	$B_{\text{п}}=0,5 \div 9,0 \%$ ($h=10 \pm 1$ мм)

Тип, марка ПКМ	$T_{В}, K$	$T_{М}, K$	$T_{0,185}, K$	$\alpha, 10^{-5} K^{-1}$	$\lambda, Вт/(м \cdot K)$	$\rho_{ср}, Ом \cdot м$	$\rho_{с}, Ом$	$\xi_{прн} 10^6 Гц$	$tg \alpha', 10^{-3} прн 10^6 Гц$	$E_{пр}, МВ/м$	Примечания
<i>наполненные</i>											
Массы древесные прессовочные (ГОСТ 11368—79)	...	393—433	0,17—0,35	<i>древесиной</i>					
Пластик древесный слоистый (ГОСТ 13913—78) ДСП-В	0,4—3,0	0,17—0,23	$10^9—10^{10}$	$10^{11}—10^{13}$	7,5—13 при 50 Гц	70—500 при 50 Гц	5,2—13,4	$M_{ст} = 0,02 \div 0,2 \%$
ПКМ на основе аминокальдегидных						(карбамидных) смол (олигомеров)					
Массы прессовочные (ГОСТ 9359—80), группа А1, А2	...	373	...	2,5—5,3	0,12—0,31	10^9	10^{11}	7	200	14	$B_{п} = 14 \%$
Б1, Б2	...	393—403	...	3,0—5,3	0,38	$10^9—10^{10}$	10^{11}	14	$B_{п} = 1 \div 1,5 \%$
В1	...	423—443	...	3,0	0,29	10^9	10^{12}	4,6	30—40	12—17	$B_{п} = 0,55 \%$; $M_{ст} = 0,03 \%$; $B_{ст} = 0,03 \%$
Г1, Г2	...	423—443	10^{10}	$10^{13}—10^{14}$...	200	18—20 (Г1);	$B_{п} = 0,02 \%$
Д1	...	473	10^{10}	10^{12}	4,3	при 50 Гц 600	14 (Г2) 3,5—5,0	$B_{п} = 3,0 \%$
Е1	...	453	10^{10}	10^{12}	...	при 50 Гц ...	7—12	$B_{п} = 0,15 \div 0,05 \%$
Пресс-материал П-1-1	...	438	...	1,2—2,8	0,53—0,56	$0,18 \cdot 10^9$	$10,8 \cdot 10^{12}$	7,5	45	20,3	$B_{п} = 0,25 \%$; $M_{п} = 0,009 \%$; $B_{п} = 0,011 \%$
ПКМ на основе											
Пресс-материал ФАФФ-31ГЭ	...	503—573	...	0,86—1,0
ДФГ-1	...	503—573	...	0,86—1,0
ДФГ-2	...	523—573	...	0,86—1,0
ДГ-1	...	533—573	...	0,3—0,6
ДГ-2	...	533—573	...	0,3—0,6
ПКМ на основе кремний с минеральными											
Пресс-материал КФ-9	...	473—523	213—523	10^{15}	10^{15}	...	5	13	$B_{п} = 0,1 \%$
КФ-10	...	473—493	213—523	10^{15}	10^{15}	...	4—5	15	$B_{п} = 0,1 \%$
с волокнистыми											
Пресс-материал ПК-9	...	573	...	1,0—1,4	0,32	$10^{10}—10^{11}$	$10^9—10^{11}$	7,0	250	3—5	$B_{п} = 0,3 \%$; $M_{п} = 0,25 \%$; $B_{п} = 0,41 \%$
ВПМ-1В	...	593	...	1,6	0,3	10^{14}	10^{13}	6,0	6—26	3,2—5,0	$B_{п} = 0,13 \%$
ВПМ-1К	...	593	...	1,6	0,3	10^{14}	10^{13}	6,0	10	3,2—5,0	$B_{п} = 0,13 \%$
ВПМ-3	0,59—1,06	0,42	10^{13}	10^{13}	6,0	3—12	2,7—7,0	$B_{п} = 0,12 \%$
ВПМ-3П	1,15	0,34	10^{13}	10^{13}	6,0	4—17	2,7	$B_{п} = 0,1 \%$
Пресс-порошок К-41-5	1,4—10	...	$10^{10}—10^{11}$	$10^9—10^{11}$	7,0	250	3—5	$B_{п} = 0,3 \%$; $M_{п} = 0,25 \%$; $B_{п} = 0,45 \%$

Примечания 1. $E_{пр}$ — электрическая прочность; $B_{п}$ — бензинопоглощение; $M_{ст}$ — маслостойкость. 2. Звездочкой обозначены значения тангенса

угла диэлектрических потерь, измеренных при 10^{10} Гц.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ *

1. *Абрамчук В. Е., Кузьмин А. М., Терентьева Л. М.* Оценка некоторых параметров металлизированных углеродных волокон методом измерения электросопротивления.— В кн.: III Всесоюз. конф. по композиц. материалам (Москва, июнь 1974 г.): Тез. докл. М.: ИМЕТ, 1974, с. 130—131.
2. *А. с. 366165 (СССР).* Стекло / М. С. Асланова, З. И. Шаина, В. Н. Зуева и др.— Опубл. в Б. И., 1973, № 7.
3. *А. с. 526672 (СССР).* Композиционный материал / А. Г. Туманов, К. И. Портной.— Опубл. в Б. И., 1976, № 32.
4. *Арте К., Вацек И.* Вольфрам и молибден.— М.; Л.: Энергия, 1964.— 455 с.
5. *Адроза Н. А., Бессонов М. И., Лайус Л. А. и др.* Полиимиды— новый класс термостойких полимеров.— Л.: Наука, 1968.— 210 с.
6. *Айзенкольб Ф.* Успехи порошковой металлургии.— М.: Металлургия, 1969.— 540 с.
7. *Акио С.* Карбонизация полимеров и получение карбоновых волокон.— Успехи химии, 1973, XIII, вып. 2, с. 301—302.
8. *Александр Дж., Дэвис Л.* Изготовление композиционного материала на металлической матрице методом непрерывной пропитки волокон.— В кн.: Композиционные материалы в конструкции летательных аппаратов. М. Машиностроение, 1975, с. 198—205.
9. *Алексеев М. Ф.* Структура и свойства термостойких конструкционных и нержавеющей сталей.— М.: Оборонгиз, 1962.— 216 с.
10. *Альперин В. И., Корольков Н. В., Мотовкин А. В. и др.* Конструкционные стеклопластики.— М.: Химия, 1979.— 360 с.
11. *Аммер С. А., Бубнов Л. И., Давыдов Ю. А. и др.* О вискеризации углеродных волокон НК кремния.— В кн.: Нитевидные кристаллы и

* **Нестандартные сокращения:** ВИЛС — Всесоюзный институт легких сплавов; ВНИИСПВ — Всесоюзный научно-исследовательский институт стеклопластиков и стекловолокна; ЖВХО им. Д. И. Менделеева — журнал Всесоюзного химического общества им. Д. И. Менделеева; ИМЕТ — Институт металлургии им. А. А. Байкова АН СССР; НИИТЭХИМ — Научно-исследовательский институт технико-экономических исследований Министерства химической промышленности СССР; ОНТИ ВИАМ — отдел научно-технической информации Всесоюзного научно-исследовательского института авиационных материалов; УкрНИИИТИ — Украинский научно-исследовательский институт научно-технической информации; ФТИ АН УССР — Физико-технический институт АН УССР; ЦАГИ — Центральный аэрогидродинамический институт им. Н. Е. Жуковского; ASTM STP — ASTM special Technical Publication (США); АИМЕ — American Institute of Mining Engineer; SPI — Society of the Plastic Industry.

- тонкие пленки: *Материалы II Всесоюз. науч. конф. (Воронеж, 1974 г.) Воронеж: Воронеж. политехн. ин-т, 1975, с. 109—115.*
12. *Андреева Р. Т., Волхонская А. В., Ипатов С. И. и др.* Металлы и сплавы для электровакуумных приборов.— М.: Энергия, 1965.— 232 с.
 13. *Андреевская Г. Д.* Высокопрочные ориентированные стеклопластики.— М.: Наука, 1966.— 371 с.
 14. *Андреанов К. А.* Полимеры с неорганическими главными цепями молекул.— М.: Изд-во АН СССР, 1962.— 327 с.
 15. *Андреанов К. А.* Термостойкие кремнийорганические диэлектрики.— М.; Л.: Энергия, 1964.— 376 с.
 16. *Андреевский Р. А., Дмитриева М. А.* Железомедные металлокерамические фильтры.— Порошковая металлургия, 1962, № 2, с. 66—73.
 17. *Антрощенко Э. С., Казак Н. Н., Котов В. А. и др.* Влияние термической обработки на свойства алюминия и его сплавов, армированных непрерывными стальными волокнами.— В кн.: Технология машиностроения. Волгоград: Кн. изд-во, 1970,— с. 130—133.
 18. *Антрощенко Э. С., Котов В. А., Кривенцов А. Н. и др.* Влияние армирования непрерывными стальными волокнами на прочность алюминия и его сплавов.— Там же, с. 126—130.
 19. *Армированные полимерные материалы / Под ред. З. А. Роговина, П. М. Валецкого, М. Л. Кербера.— М.: Мир, 1968.— 244 с.*
 20. *Асланова М. С.* Влияние различных факторов на механические свойства стеклянных волокон.— Стекло и керамика, 1960, № 11, с. 10—15.
 21. *Асланова М. С.* Микроструктура и свойства стеклянных волокон различных стеклообразных систем.— В кн.: Структура, состав, свойства и формирование стеклянных волокон / Под ред. М. С. Аслановой. М.: ВНИИСПВ, 1968, ч. 1, с. 8—24.
 22. *Асланова М. С.* Новые виды стеклянных волокон.— ЖВХО им. Д. И. Менделеева, 1975, № 2, с. 191—197.
 23. *Асланова М. С.* Прочность и химический состав стекла.— Стекло и керамика, 1967, № 4, с. 1—4.
 24. *Асланова М. С., Разумовская И. В., Доржиев Д. Б., Сапожкова Л. А.* К вопросу о механических свойствах стекол в микрообъемах и прочности стеклянных волокон.— Физика и химия стекла, 1976, 2, № 1, с. 51—54.
 25. *Асланова М. С., Яковлева М. А.* Исследование стекол и волокон в системе $\text{SiO} - \text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$.— В кн.: Безборные, бесщелочные и малощелочные стеклообразные системы и новые стекла на их основе. М.: Б. и., 1967, с. 106—110.
 26. *Ашкенази Е. К.* Анизотропия машиностроительных материалов.— Л.: Машиностроение 1969.— 112 с.
 27. *Ашкенази Е. К.* Вопросы анизотропии прочности.— Механика полимеров, 1965, № 2, с. 79—82.
 28. *Ашкенази Е. К., Ганов Э. В.* Анизотропия конструкционных материалов.— Л.: Машиностроение, 1972.— 216 с.
 29. *Баженов М. Ф., Байман С. Г., Карпачев Д. Г.* Алюминиевый прокат и порошки (свойства, сортамент, применение) : Справочник / Под ред. М. Ф. Баженова.— М.: Металлургия, 1980.— 96 с.
 30. *Бакаринова В. И., Антипов В. И.* Исследование кинетики взаимодействия волокон карбида кремния с титановой матрицей.— В кн.: Волокнистые и дисперсноупрочненные композиционные материалы. М.: Наука, 1976, с. 48—52.
 31. *Бакаринова В. И., Устинов Л. М.* Физико-химическое взаимодействие в композиционных материалах из сплавов алюминия, армированных проволокой.— Металловедение и терм. обраб. металлов, 1974, № 9, с. 52—56.

32. *Бакунов В. С., Балкевич В. Л., Власов А. С. и др.* Керамика из высокоогнеупорных окислов.— М.: Металлургия, 1977.— 304 с.
33. *Банас Ф. П., Гайдук В. В., Александров Б. В.* Свойства листового армированного нихрома.— В кн.: Композиционные металлические материалы. М.: ОНТИ ВИАМ, 1972, с. 56—63.
34. *Банас Ф. П., Гайдук В. В., Натанов Б. С. и др.* Композиционные материалы нихром — молибден, вольфрам.— Металловедение и терм. обраб. металлов, 1971, № 8, с. 6—11.
35. *Бартенев Г. М.* Сверхпрочные и высокопрочные стекла.— М.: Стройиздат, 1974.— 240 с.
36. *Беленький Е. Ф.* Применение наполнителей в лакокрасочной промышленности.— В кн.: Природные минеральные наполнители. М.: Изд-во АН СССР, 1963, с. 104—109.
37. *Бережкова Г. В.* Нитевидные кристаллы.— М.: Наука, 1969.— 160 с.
38. *Берт Ч. В.* Механические испытания композитов.— В кн.: Анализ и проектирование конструкций / Под ред. К. Чамиса. М.: Машиностроение, 1978, с. 81—131. (Композиц. материалы Т. 7, Ч. 1).
39. *Берт Ч. В.* Расчет пластин.— Там же, с. 154—209.
40. *Блэнк Дж. Р., Глэдман Т.* Количественная металлография.— В кн.: Приборы и методы физического металловедения / Под ред. Ф. Вейнберга. М.: Мир, 1973, с. 277—331.
41. *Богатин Д. Е.* Порошки цветных металлов.— М.: Металлургия, 1970.— 104 с.
42. *Бокиштейн Б. С.* Диффузия в металлах.— М.: Металлургия, 1978.— 248 с.
43. *Бокиштейн С. З.* Структурная стабильность эвтектических сплавов.— М.: ОНТИ ВИАМ, 1975.— 69 с.
44. *Бокиштейн С. З., Калашиников Л. К., Кишкин С. Т. и др.* Влияние металлических покрытий на механические свойства нитевидных кристаллов сапфира и карбида кремния в связи с процессом взаимодействия.— В кн.: Композиционные металлические материалы. М.: ОНТИ ВИАМ, 1972, с. 177—184.
45. *Бокиштейн С. З., Кишкин С. Т., Светлов И. Л.* Изучение механических свойств нитевидных кристаллов меди, никеля, кобальта.— В кн.: Процессы диффузии, структура и свойства металлов. М.: Машиностроение, 1964, с. 155—167.
46. *Бокиштейн С. З., Назарова М. П., Светлов И. Л.* Получение нитевидных кристаллов сапфира.— В кн.: Процессы диффузии, структура и свойства металлов. М.: Машиностроение, 1964, с. 168—170.
47. *Бокиштейн С. З., Светлов И. Л., Чубаров В. М. и др.* Химическое взаимодействие на поверхности раздела между борным волокном и матрицей из алюминия и магния.— В кн.: Волокнистые и дисперсноупрочненные композиционные материалы. М.: Наука, 1976, с. 44—47.
48. *Болтакс Б. И.* Диффузия в полупроводниках.— М.: Физматгиз, 1961.— 462 с.
49. *Борок Б. А., Щеголева Р. П., Голубева Л. С. и др.* Разработка технологии получения хромистой стали и нихрома, упрочненных дисперсными тугоплавкими окислами.— В кн.: Порошковая металлургия: Сб. докл. VIII Всесоюз. конф. по прогрессив. методам пр-ва деталей из порошков (Минск, 7—10 сент. 1966 г.) Минск: Вышейш. шк., 1966, с. 344—355.
50. *Брацьких Е. А., Миндлин С. С., Стрельцов К. Н.* Переработка пластических масс в изделия.— М.; Л.: Химия, 1966.— 400 с.
51. *Бреннер С.* Металлы.— В кн.: Теория и практика выращивания кристаллов: Пер. с англ. / Под ред. Д. Е. Темкина, Е. И. Тваргизова. М.: Мир, 1968, с. 48—80.
52. *Бреннер С.* Факторы, влияющие на прочность нитевидных кристаллов.— В кн.: Волокнистые композиционные материалы. М.: Мир, 1967, с. 24—53.
53. *Бронштейн И. Н., Семедяев К. А.* Справочник по математике.— М.: Наука, 1967.— 608 с.
54. *Брыскин Б. Д., Жиликин В. З., Шкляр Р. С., Литвинова И. И.* Отжиг вольфрамовой и молибденовой проволоки.— Цв. металлы, 1969, № 7, с. 78—79.
55. *Бусалов Ю. Е., Копьев И. М., Кузьмин А. М. и др.* Усталостная прочность волокнистого композиционного материала медь-углеродные волокна.— Физика и химия обраб. материалов, 1978, № 3, с. 139—142.
56. *Бэррер Р.* Диффузия в твердых телах / Под ред. Б. Д. Тазулахова.— М.: Изд-во иностр. лит., 1948.— 504 с.
57. *Вальковский Д.* Литье реактопластов.— В кн.: Новое в переработке полимеров. М.: Мир, 1969, с. 39—41.
58. *Верятин У. Д., Машурев В. П., Рябцев Н. Г. и др.* Термодинамические свойства неорганических веществ: Справочник / Под ред. А. П. Зефирова.— М.: Атомиздат, 1965.— 460 с.
59. *Веселянский Ю. В., Горушкина Л. П., Захаров В. И. и др.* Ударная вязкость композиционного материала.— Металловедение и терм. обраб. металлов, 1973, № 7, с. 36—37.
60. *Викарио А., Толандр Р.* Критерии прочности и анализ разрушения конструкций из композиционных материалов.— В кн.: Анализ и проектирование конструкций / Под ред. К. Чамиса. М.: Машиностроение, 1978, с. 62—107. (Композиц. материалы; Т. 7, Ч. 1).
61. *Вол Е. А.* Строение и свойства двойных металлических систем.— М.: Физматгиз, 1962.— Т. 2. 968 с.
62. *Волокнистые композиционные материалы / Под ред. Дж. Уитона, Э. Скала.*— М.: Металлургия, 1978.— 240 с.
63. *Воробьев Б. Я., Олесов Ю. Г., Дрозденко В. А.* Производство изделий из титановых порошков.— Киев: Техніка, 1976.— 174 с.
64. *Галицкий Б. А., Абелев М. М., Колосова Л. П. и др.* Титан и его сплавы в химическом машиностроении.— М.: Машиностроение, 1968.— 338 с.
65. *Гаркуша И. П., Любов Б. Я.* Расчет определяемой диффузией кинетики растворения сферического включения.— Докл. АН СССР, 1964, 157, № 5, с. 1100—1102.
66. *Герцибере Р.* Поверхности раздела в направленно закристаллизованных эвтектиках.— В кн.: Поверхности раздела в металлических композициях / Под ред. А. Меткалфа. М.: Мир, 1978, с. 353—385. (Композиц. материалы; Т. 1).
67. *Гершберг М. В., Алишин С. В., Смирнов В. И.* Неразрушающие методы контроля судостроительных стеклопластиков.— Л.: Судостроение, 1971.— 200 с.
68. *Голдинг Б.* Химия и технология полимерных материалов: Пер. с англ.— М.: Изд-во иностр. лит., 1963.— 668 с.
69. *Голованенко С. А., Масленков С. Б., Кальпин Б. А. и др.* Исследование жаропрочного композиционного материала, изготовленного методом заливки арматуры расплавленным металлом.— В кн.: Структура и свойства жаропрочных металлических материалов.— М.: ВИНТИ, 1970, с. 69—78.
70. *Гольденблат И. И., Копнов В. А.* Критерии прочности и пластичности конструкционных материалов.— М.: Машиностроение, 1968.— 192 с.
71. *Гончаров А. Ф.* Влияние пластической деформации на изменение физико-механических свойств композиции медь — X18Ni10T.— В кн.: Вопросы прочности и пластичности металлов. Минск: Наука и техника, 1972, с. 73—74.

72. *Гороновский И. Т., Назаренко Ю. П., Некряч Е. Ф.* Краткий справочник по химии.— Киев : Наук. думка, 1974.— 991 с.
73. *Грибков В. Н., Мукасей А. А., Щетанов Б. В.* Нормальный модуль упругости керамических нитевидных кристаллов.— Порошковая металлургия, 1970, № 3, с. 84—88.
74. *Гуард Р. В.* Механизм упрочнения мелкодисперсными частицами.— В кн.: Механизмы упрочнения твердых тел. М. : Металлургия, 1965, с. 220—224.
75. *Гудремон Э.* Специальные стали : В 2-х т. — М. : Металлургия, 1966.— Т. 1—2.
76. *Гуняев Г. М., Лютцау В. Г., Сорина Т. Г. и др.* Влияние вискеризации углеродных волокон на физико-механические свойства композитов на их основе.— В кн.: Тр. I науч. конф. по нитевид. кристаллам и неферромагнит. пленкам (Воронеж, 1969) Воронеж : Воронеж. политехн. ин-т, 1970, с. 379—384.
77. *Гурланд Дж.* Разрушение композитов с частицами в металлической матрице.— В кн.: Разрушение и усталость / Под ред. Л. Браутмана. М. : Мир, 1978, с. 58—104. (Композиц. материалы; Т. 5).
78. *Денисенко Э. Т., Ван Асбрук Ф.* Спеченная сталь X13 для оболочек тепловыделяющих элементов реакторов на быстрых нейтронах.— Порошковая металлургия, 1972, № 9, с. 95—101.
79. *Дергунова В. С., Давыдов Ю. А., Гуняев Г. М. и др.* Композиционные материалы на основе вискеризованных волокон.— В кн.: Нитевидные кристаллы и тонкие пленки. Воронеж : Воронеж. политехн. ин-т, 1975, с. 373—379.
80. *Дзелядзе Ж. И., Лыкова В. Ф., Щеголева Р. П. и др.* Деформируемые сплавы Fe—Cr—Al.— Порошковая металлургия, 1981, № 5, с. 43—53.
81. *Дзелядзе Ж. И., Щеголева Р. П., Голубева Л. С. и др.* Порошковая металлургия сталей и сплавов.— М. : Металлургия, 1978.— 264 с.
82. *Дзядыкевич Ю. В.* Исследование взаимодействия бора и карбида кремния с вольфрамом и титаном.— Изв. АН СССР. Неорг. материалы, 1974, 10, № 1, с. 44—46.
83. *Доброскокин Н. В.* Производство стекловолоконных наполнителей.— Пласт. массы, 1978, № 3, с. 43—44.
84. *Домша А., Кованс С., Мюллер Г.* Исследование процессов получения контактных металлокерамических материалов электротехнического назначения.— Порошковая металлургия, 1962, № 3, с. 99—109.
85. *Дриц М. Е., Каданер Э. С., Копьев М. М. и др.* Взаимодействие на границе раздела компонентов в композициях типа «алюминиевая матрица — стальные волокна».— Изв. АН СССР. Металлы, 1975, № 5, с. 173—178.
86. *Дриц М. Е., Свидерская Э. А., Елкин Ф. М., Трохова В. Ф.* Сверхлегкие конструкционные сплавы.— М. : Наука, 1972.— 143 с.
87. *Дроздецкая Л. А., Романовская О. С., Эйдельмант М. П.* Электрические свойства наполненных композиций на основе полиэтилена.— Пласт. массы, 1972, № 5, с. 49—50.
88. *Дульнев Г. Н.* Теплопроводность систем с взаимопроникающими компонентами.— Инж.-физ. журн., 1970, 19, № 3, с. 419—425.
89. *Дульнев Г. Н., Заричняк Ю. П.* Теплопроводность смесей и композиционных материалов.— Л. : Энергия, 1974, 264 с.
90. *Елютин В. П., Костиков В. И., Лысов Б. С.* Высокотемпературные материалы : В 2-х ч.— М. : Металлургия, 1973.— Ч. 2. 464 с.
91. *Еневич В. Г., Карпинос Д. М., Полотай В. В. и др.* Спеченные антифрикционные материалы на основе титана.— Порошковая металлургия, 1979, № 5, с. 87—91.
92. *Еременко В. Н., Лесник Н. Д.* Исследование кинетики пропитки пористых тел жидкими металлами.— В кн.: Поверхностные явления в металлах и сплавах и их роль в процессах порошковой металлургии. Киев : Изд-во АН УССР, 1961, с. 155—177.
93. *Еременко В. Н., Найдич Ю. В.* Змочування рідкими металами поверхонь тугоплавких сполук.— Київ : Вид-во АН УССР, 1958.— 60 с.
94. *Еременко В. Н., Найдич Ю. В., Лавриненко И. А.* Спекание в присутствии жидкой металлической фазы.— Киев : Наук. думка, 1968.— 123 с.
95. *Еремин А. А., Гуфельд И. Л.* Расчет скорости растворения цилиндрического включения в металлической матрице.— В кн.: Композиционные материалы — материалы будущего: Сб. тр. I Всесоюз. конф. по дисперсно-упрочнен. и волокнистым материалам (Киев, сент. 1968) Харьков : ФТИ АН УССР, 1969, с. 243—247.
96. *Ермаков С. С., Вязников Н. Ф.* Металлокерамические детали в машиностроении.— Л. : Машиностроение, 1975.— 231 с.
97. *Жаворонков М. А., Левченко Г. В., Минакова Р. В., Теодорович О. К.* Структура и эрозийная стойкость металлокерамических сильнооточных Mo—Cu-контактов.— Порошковая металлургия, 1972, № 4, с. 72—77.
98. *Жаропрочные материалы* : Пер. с англ.— М. : Металлургия, 1969.— 304 с.
99. *Жигач А. Ф., Цирлин А. М.* Получение борных нитей (волокон) и их свойства.— В кн.: Волокнистые и дисперсноупрочненные композиционные материалы. М. : Наука, 1976, с. 20—24.
100. *Завгородний В. К.* Механизация и автоматизация переработки пластических масс.— М. : Машиностроение, 1970.— 596 с.
- ✓101. *Зак А. Ф.* Физико-химические свойства стеклянного волокна.— М. : Ростехиздат, 1962.— 224 с.
102. *Залкинд М., Лемке Ф., Джорж Д.* Кристаллизация эвтектик как способ армирования монокристалльными волокнами.— В кн.: Монокристалльные волокна и армированные ими материалы. М. : Мир, 1973, с. 332—378.
103. *Заяка № 51—48828* (Япония). Способ получения пропитанных свинцом спеченных изделий из материалов на основе железа / К. Кудо, Г. Масуо.— Оpubл. 05.11. 77.
104. *Заяка № 52—37731* (Япония). Спеченный сплав на основе железа, содержащий свинец / С. Кунимицу, Ю. Мидзуно.— Оpubл. 11.10 77.
105. *Зеленский В. Ф., Савченко В. И., Бовкуненко А. С.* Механические свойства спеченных магниевобериллиевых сплавов.— Порошковая металлургия, 1974, № 6, с. 90—95.
106. *Зубов В. Я.* Релаксационная стойкость и циклическая стойкость холоднотянутой проволоки.— М. : Металлургия, 1970.— 168 с.
107. *Иванова А. И., Кривоша К. Ф., Левцова З. А.* Волокно с высокой диэлектрической проницаемостью.— В кн.: Структура, состав, свойства и формирование стеклянных волокон. / Под ред. М. С. Аслановой. М. : ВНИИСПВ, 1968, ч. 1, с. 39—41.
108. *Иванова В. С., Копьев И. М., Ботвина П. Р., Шермергор Т. Д.* Упрочнение металлов волокнами.— М. : Наука, 1968.— 171 с.
109. *Иванова В. С., Копьев И. М., Елкин Ф. М. и др.* Алюминиевые и магниевые сплавы, армированные волокнами.— М. : Наука, 1974.— 200 с.
110. *Иванова В. С., Устинов Л. М., Бусалов Ю. Г.* Некоторые механические и физические свойства меди, армированной вольфрамовой проволокой.— Пробл. прочности, 1969, № 3, с. 64—68.
111. *Икономи Дж., Андерсон Р. В.* Волокна из нитрида бора.— В кн.: Новое в производстве химических волокон. М. : Мир, 1968, с. 208—226.

- ✓112. *Иоффе В.* Стеклонакопленные термoplastы.— В кн.: Армированные полимерные материалы / Под ред. З. А. Роговина, П. Н. Валецкого, М. Кербера. М.: Мир, 1968, с. 122—148.
113. *Итинская Г. П., Котрелев В. Н., Шкарпейкина Г. А. и др.* Исследование эксплуатационных свойств поликарбоната, наполненного стекловолокном.— Пласт. массы, 1976, № 5, с. 53—55.
114. *Карлсруу Г., Егер Д.* Теплопроводность твердых тел.— М.: Наука, 1964.— 488 с.
115. *Карпинос Д. М., Кадыров В. Х., Гордиенко А. И.* Получение методами порошковой металлургии армированных композиций на основе магния.— В кн.: V Междунар. конф. по порошковой металлургии (Познань, окт. 1979 г.): Сб. тр. Катовице, 1979, с. 147—159.
116. *Карпинос Д. М., Кравченко А. А., Полиповский Ю. Л.* Исследование процесса горячего прессования вольфрама и его псевдосплавов.— Порошковая металлургия, 1970, № 4, с. 26—31.
117. *Карпинос Д. М., Максимович Г. Г., Кадыров В. Х., Лютый Е. М.* Прочность армированных композиций на основе алюминия.— Физика и химия обраб. материалов, 1973, № 1, с. 10—14.
- ✓118. *Карпинос Д. М., Максимович Г. Г., Кадыров В. Х., Лютый Е. М.* Прочность композиционных материалов.— Киев: Наук. думка, 1978.— 236 с.
119. *Карпинос Д. М., Невгод В. А., Тучинский Л. И. и др.* Ползучесть и длительная прочность вольфрамовых проволок.— Пробл. прочн. сти, 1972, № 1, с. 70—74.
120. *Карпинос Д. М., Тучинский Л. И.* Термические напряжения в металлах, армированных волокнами: Сообщ. 1.— Порошковая металлургия, 1968, № 9, с. 85—89.
121. *Карпинос Д. М., Тучинский Л. И.* Термические напряжения в металлах, армированных волокнами: Сообщ. 2.— Там же, № 11, с. 77—82.
122. *Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Вишняков Л. Р.* Влияние легирования никелевой матрицы металлом армирующих волокон на структурную стабильность никель-вольфрамовых и никель-молибденовых композиционных материалов.— Физика и химия обраб. материалов, 1972, № 6, с. 107—113.
- ✓123. *Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Вишняков Л. Р.* Новые композиционные материалы.— Киев: Вища школа, 1977.— 312 с.
124. *Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Вишняков Л. Р.* О стабильности композиционных материалов на металлической основе.— Порошковая металлургия, 1973, № 3, с. 65—70.
125. *Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Горб М. Л., Вишняков Л. Р.* Прочностные характеристики никелевых сплавов, армированных волокнами из тугоплавких металлов.— В кн.: Тр. Всесоюз. науч.-техн. конф. по металлокерам. материалам и изделиям (Ереван, 1973) Ереван: Ереван. политехн. ин-т, 1973, с. 174—179.
126. *Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Горб М. Л. и др.* Механические свойства титана, армированного однонаправленными молибденовыми проволоками.— Пробл. прочности, 1972, № 6, с. 28—32.
127. *Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Мирошникова Т. К., Вишняков Л. Р.* Расчет термического расширения армированных металлов.— Порошковая металлургия, 1974, № 1, с. 80—84.
128. *Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Сапожникова А. Б. и др.* Спеченные самосмазывающиеся антифрикционные материалы на основе титана.— В кн.: Трибоника и антифрикционное материаловедение: Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф. (Новочеркасск, 1980). Новочеркасск: Новочерк. политехн. ин-т, 1980, с. 235.
129. *Карпинос Д. М., Уманский Э. С., Дорофеев Ю. Г. и др.* Механические свойства никеля, армированного вольфрамовыми волокнами.— В кн.: Композиционные материалы — материалы будущего: Сб. тр. I Всесоюз. конф. по дисперсно-упроч. и волокнистым материалам (Киев, 1968) Харьков: ФТИ АН УССР, 1969, с. 177—186.
130. *Каррол-Порчинский Ц.* Материалы будущего: Термостойкие и жаропроч. волокна и волокнистые материалы: Пер. с англ.— М.: Химия, 1966.— 238 с.
- ✓131. *Кацнельсон М. Ю., Балаев Г. А.* Пластические массы: Справочник.— 3-е изд. перераб.— Л.: Химия, 1978.— 384 с.
- ✓132. *Келли А.* Высокопрочные материалы: Пер. с англ. / Под ред. С. Т. Милейко. М.: Мир, 1976.— 262 с.
133. *Келли Р.* Механические испытания монокристалльных волокон.— В кн.: Монокристалльные волокна и армированные ими материалы.— М.: Мир, 1973, с. 246—267.
134. *Кендал Е. Г.* Композиционные материалы с металлической матрицей, армированной высокопрочными и высокомолекулярными углеродными волокнами.— В кн.: Композиционные материалы с металлической матрицей / Под ред. К. Крейдера. М.: Машиностроение, 1978, с. 338—418. (Композиц. материалы; Т. 4).
135. *Кипарисов С. С., Либенсон Г. А.* Порошковая металлургия.— М.: Металлургия, 1972.— 528 с.
136. *Клячко Л. И., Левтонов И. П., Уманский А. М.* Новое в технологии вольфрама и молибдена.— М.: Металлургия, 1979.— 184 с.
137. *Козлова Р. Ф., Рабкин В. Б., Филиппенкова Л. С., Баулин С. Р.* Получение вакуумно-плотных материалов в системе молибден — медь — никель жидкофазным спеканием и пропиткой.— Порошковая металлургия, 1977, № 8, с. 9—14.
138. *Колесников В. Н., Юдин Б. А., Корниенко В. П.* Влияние технологических факторов на свойства тонкодисперсной шихты и контактов композиции серебро — никель.— Там же, 1974, № 8, с. 36—40.
139. *Колпашиников А. И., Белоусов А. С., Мануйлов В. Ф.* Высокопрочная нержавеющая проволока.— М.: Металлургия, 1971.— 184 с.
140. *Колпашиников А. И., Мануйлов В. Ф., Трутнев В. В. и др.* Армированные материалы на основе алюминия и сваряемых алюминиевых сплавов.— Цв. металлы, 1972, № 2, с. 56—57.
141. *Колпашиников А. И., Мануйлов В. Ф., Ширяев Е. В.* Армирование цветных металлов и сплавов волокнами.— М.: Металлургия, 1974.— 248 с.
142. *Кольцов В. П., Берент В. Я., Поштала А. С., Семенов М. Е.* Пропитка контактных пластин из спеченного материала легкоплавкими сплавами.— Порошковая металлургия, 1975, № 7, с. 93—98.
143. *Композиционные материалы: Сб. докл. IV Всесоюз. конф. по композиц. материалам (Москва, 1981 г.).*— М.: Наука, 1981.— 304 с.
144. *Композиционные материалы в конструкции летательных аппаратов.* Пер. с англ. / Под ред. А. Л. Абибова.— М.: Машиностроение, 1975.— 265 с.
- ✓145. *Композиционные материалы волокнистого строения / Под ред. И. Н. Францевича, Д. М. Карпиноса.*— Киев: Наук. думка, 1970.— 403 с.
146. *Конкин А. А.* Углеродные и другие жаростойкие волокнистые материалы.— М.: Химия, 1974.— 376 с.
147. *Конкин А. А., Азарова М. Т., Волкова Н. С. и др.* Углеродные волокнистые материалы.— Хим. волокна, 1977, № 3, с. 65—66.
- ✓148. *Конструкционные свойства пластмасс / Под ред. Э. Бера.*— М.: Химия, 1967.— 463 с.
149. *Копьев И. М., Овчинский А. С.* Разрушение металлов, армированных волокнами.— М.: Наука, 1977.— 240 с.

150. *Корнилов И. И.* Титан. Источники, составы, свойства, металлохимия и применение.— М.: Наука, 1975.— 308 с.
151. *Корнилов И. И., Матвеева Н. М., Пряхина Л. И. и др.* Металлохимические свойства элементов периодической системы: Моногр. справ.— М.: Наука, 1966.— 352 с.
152. *Косолапова Т. Я.* Непрерывные волокна тугоплавких соединений.— В кн.: Волокнистые и дисперсноупрочненные композиционные материалы. М.: Наука, 1976, с. 16—20.
153. *Котина В. Е., Конкин А. А., Горбачева В. О., Ерофеева Н. Ф.* Способы получения и свойства углеродных волокон.— Хим. волокна, 1969, № 6, с. 1—8.
154. *Котосорова В. Я., Кузьмин А. М.* Исследование упругих свойств композиционных материалов медь — углеродное волокно.— Физика и химия обраб. материалов, 1976, № 2, с. 110—112.
155. *Кравченко Т. Г., Жук Н. П., Ходкин В. И. и др.* Жаростойкость хрома и его сплавов с окисью магния.— Защита металлов, 1966, 2, № 6, с. 671—677.
156. *Красников Н. Е., Кушакевич С. А., Токмаков П. Я. и др.* Освоение прокатки круглых профилей из сплавов титана.— Цв. металлы, 1966, № 8, с. 77—80.
157. *Кристинсен Р.* Введение в механику композитов.— М.: Мир, 1982.— 334 с.
158. *Кузьмин А. М., Козлов А. Н., Копьев И. М.* Получение и некоторые физико-механические свойства волокнистой композиции металл — углеродные волокна.— Физика и химия обраб. материалов, 1975, № 5, с. 101—105.
159. *Купер Г. А.* Микромеханические аспекты разрушения.— В кн.: Разрушение и усталость / Под ред. Л. Браутмана. М.: Мир, 1978, с. 440—475.
160. *Кэмбелл У.* Выращивание нитевидных кристаллов посредством паровых реакций.— В кн.: Монокристалльные волокна и армированные ими материалы. М.: Мир, 1973, с. 11—41.
161. *Латищенко В. А.* Диагностика жесткости и прочности материалов.— Рига: Зинатне, 1968.— 320 с.
162. *Левинский Ю. В., Портной К. И., Двойченкова Л. В.* Взаимодействие упрочнителя с матрицей в композиционном материале на никелевой основе.— М.: ОНТИ ВИАМ, 1972, с. 56—63.
163. *Левит А., Вульф С.* Связь монокристалльных волокон с матрицей и взаимодействие между ними.— В кн.: Монокристалльные волокна и армированные ими материалы. М.: Мир, 1973, с. 220—245.
164. *Лена А. Дж.* Реакции выделения в сплавах на железной основе.— В кн.: Старение сплавов. М.: Metallurgizdat, 1962, с. 236—318.
165. *Лехницкий С. Г.* Теория упругости анизотропного тела.— М.: Наука, 1977.— 416 с.
166. *Ли Г., Невилл К.* Справочное руководство по эпоксидным смолам: Пер. с англ.— М.: Энергия, 1973.— 416 с.
167. *Липатов Ю. С.* Физико-химия наполненных полимеров.— Киев: Наук. думка, 1967.— 233 с.
168. *Липатов Ю. С., Нестеров А. Е., Гриценко Т. М., Веселовский Р. А.* Справочник по химии полимеров.— Киев: Наук. думка, 1971.— 536 с.
169. *Липков И. А.* Технология трикотажного производства.— М.: Гизлегпром, 1963.— 451 с.
170. *Лондон Г. Дж.* Композиционные материалы на основе титана.— В кн.: Титан. Металловедение и технология: Тр. 3-й Междунар. конф. по титану (Москва, 18—21 мая 1976 г.). М.: ВИЛС, 1978, т. 3, с. 517—533.
171. *Лосев И. П., Тростянская Е. Б.* Химия синтетических полимеров.— 2-е изд.— М.: Химия, 1964.— 640 с.
172. *Лутков А. И., Захаров Ю. Н., Михайлов В. Н.* Исследование теплопроводности углеродных тканей, покрытых пироуглеродом.— Химия тверд. топлива, 1974, № 4, с. 125—128.
173. *Магниево-сплавы*: Справочник / Под ред. М. Б. Альтмана, М. Е. Дрица, М. А. Титоновой и др.— В 2-х ч.— М.: Metallurgy, 1978.— Ч. 1. 232 с.
174. *Максимов В. К., Реутова Н. П.* Получение композиционного материала на основе сплавов ХН60ВТ и ВТ1-0.— В кн.: IX Всесоюз. науч.-техн. конф. по диффуз. соединениям метал. и неметал. материалов (Москва, 1979 г.): Тез. докл. М., 1979, с. 58—59.
175. *Мармер Э. Н.* Углеродистые материалы: Справочник.— М.: Metallurgy, 1973.— 136 с.
176. *Материалы в машиностроении*: Справочник / Под ред. И. В. Кудрявцева: В 5-ти т.— М.: Машиностроение, 1967.— Т. 1. 303 с.
177. *Материалы в машиностроении*: Справочник / Под ред. И. В. Кудрявцева: В 5-ти т.— М.: Машиностроение, 1967.— Т. 3. 446 с.
178. *Матт Р. Е., Варга Дж. Дж.* Использование пропитанного серебром вольфрама для сопел неохлаждаемых ракетных двигателей.— В кн.: Тугоплавкие металлические материалы для космической техники. М.: Мир, 1968, с. 165.
179. *Матусевич А. С.* Композиционные материалы на металлической основе.— Минск: Наука и техника, 1978.— 216 с.
180. *Машиностроительные материалы*: Крат. справ. / Под ред. Раскатова В. М.— 2-е изд., перераб. и доп.— М.: Машиностроение, 1969.— 351 с.
181. *Мелашенко И. П., Губарь К. В., Бродов В. А. и др.* Металлокерамические контакты повышенной износоустойчивости.— В кн.: Порошковая металлургия: Сб. докл. VIII Всесоюз. конф. по прогресс. методам пр-ва деталей из порошков (Минск, 7—10 сент. 1966 г.). Минск: Высшейш. шк., 1966, с. 306—311.
182. *Мелешко А. И., Горбачева В. О., Федюков Е. М.* Структура, свойства и применение углеродных волокнистых материалов.— В кн.: Труды Всесоюз. науч.-исслед. ин-та искусств. волокна. Мытищи, 1975, с. 47—50.
183. *Мельников В. Г., Юдина Т. Ф., Алешонкова Е. А.* Химическое введение свинца в спеченные антифрикционные материалы на основе железа.— Порошковая металлургия, 1978, № 3, с. 105—107.
184. *Менсон Дж., Сперлинг Л.* Полимерные смеси и композиты.— М.: Химия, 1979.— 439 с.
185. *Месъкин О. В.* Основы легирования стали.— М.: Metallurgizdat, 1964.— 688 с.
186. *Меткалф А. Г.* Введение в обзор.— В кн.: Поверхности раздела в металлических композитах / Под ред. А. Меткалфа, М.: Мир, 1978, с. 11—41. (Композиц. материалы; Т. 1).
187. *Меткалф А. Г.* Титановые сплавы, упрочненные волокнами.— В кн.: Композиционные материалы с металлической матрицей / Под ред. К. Крейдера. М.: Машиностроение, 1978, с. 277—337. (Композиц. материалы; Т. 4).
188. *Методы испытания, контроля и исследования машиностроительных материалов*. Справ. пособие: В 3-х т. / Под ред. А. Т. Гуманова. Т. 3. Методы исследования неметаллических материалов.— М.: Машиностроение, 1973.— 284 с.
189. *Механ Р. Л., Герцог И.* Механические свойства нитевидных кристаллов.— В кн.: Монокристалльные волокна и армированные ими материалы. М.: Мир, 1973, с. 148—183.

190. Механ Р. Л., Нун М. Дж. Никелевые сплавы, упрочненные волокнами Al_2O_3 . — В кн.: Композиционные материалы с металлической матрицей / Под ред. К. Крейдера. М.: Машиностроение, 1973, с. 165—236. (Композиц. материалы; Т. 4).
191. Милейко С. Т., Сорокин Н. М., Цирлин А. М. Прочность бороалюминия — композита с хрупким волокном. — Механика полимеров, 1973, № 5, с. 840—846.
192. Минакова Р. В., Войтович Р. Ф. Некоторые высокотемпературные свойства легированных псевдосплавов. — Порошк. металлургия, 1978, № 9, с. 35—38.
193. Миротворский В. С., Ольшевский А. А. Взаимодействие вольфрамовых волокон с матрицами на основе кобальта. — Там же, № 7, с. 57—64.
194. Мозжухин Е. И. Металлы и сплавы, содержащие дисперсные включения тугоплавких соединений и волокна. — М., 1966, с. 114—156. — (Итоги науки и техники / ВИНТИ: Сер. Металлургия цвет. и ред. металлов; Т. X).
195. Мозжухин Е. И. Термодинамическая оценка взаимодействия дисперсных включений тугоплавких окислов с твердыми металлами. — В кн.: Высокотемпературные материалы. М.: Металлургия, 1968, с. 79—105.
196. Найдич Ю. В., Колесниченко Г. А. Взаимодействие металлических расплавов с поверхностью алмаза и графита. — Киев: Наук. думка, 1967. — 89 с.
197. Найдич Ю. В., Лавриненко И. А., Евдокимов В. А. Исследование процесса уплотнения при жидкофазном спекании под давлением в системе вольфрам — медь. — Порошковая металлургия, 1974, № 1, с. 34—39.
198. Намитоков К. К., Юдин Б. А. Технологические особенности изготовления контактов из мелкодисперсных смесей для сильноточных электрических аппаратов. — В кн.: Сильноточные электрические контакты. Киев: Наук. думка, 1970, с. 16—23.
199. Непрерывное стеклянное волокно / Под ред. М. Г. Черняка. — М.: Химия, 1965. — 320 с.
200. Николаев А. Ф. Синтетические полимеры и пластические массы на их основе. — 2-е изд. — М.; Л.: Химия, 1966. — 784 с.
201. Нильсен Л. Механические свойства полимеров и полимерных композиций. — М.: Химия, 1978. — 310 с.
202. Новые поликонденсационные полимеры / Под ред. З. А. Роговина, П. М. Валецкого. — М.: Мир, 1969. — 296 с.
203. Новые химические волокна технического назначения / Под ред. В. С. Смирнова, К. Е. Перепелкина, Л. И. Фридмана. — Л.: Химия, 1973. — 200 с.
204. Огнев Р. К., Анохин В. М. Получение и свойства спеченных сплавов системы титан — молибден — окисел. В кн.: Металлотермические процессы в химии и металлургии. Новосибирск: Наука, 1971, с. 242—247.
205. Оделевский В. И. Расчет обобщенной проводимости гетерогенных систем. — Журн. техн. физики, 1951, 21, № 6, с. 667—685.
206. Ольшанский В. Е., Савчук А. Н., Краснова Г. А. О кинетике роста интерметаллидной фазы в системе никельхромовый твердый раствор — молибден. — Изв. АН СССР. Металлы, 1975, № 5, с. 226—231.
207. Ольшевский А. А., Миротворский В. С. Рекристаллизация вольфрамовой проволоки ВТ-7 в порошковых композициях. — Металловедение и терм. обраб. металлов, 1975, № 11, с. 21—24.
208. Опара Б. К., Жук Н. П. Жаростойкость дисперсионно-упрочненных вольфрама и меди. — Изв. вузов. Цв. металлургия, 1965, № 2, с. 136—139.
- ✓ 209. Пакен А. М. Эпоксидные соединения и эпоксидные смолы: Пер. с нем. — Л.: Госхимиздат, 1962. — 963 с.
210. Панин В. К., Дударев Е. Ф., Овчаренко В. Е. и др. Повышение термической стабильности материалов на основе никеля, упрочненных волокнами вольфрама и молибдена, путем направленного легирования матрицы. — В кн.: Структура и свойства жаропрочных металлических материалов. М.: Металлургия, 1973, с. 103—111.
211. Пат. 25277 (Австрия). Improvements in the manufacture of sintered articles / K. J. Franks. — Оpubл. 02.07.64.
212. Пат. 297072 (Австрия). Verfahren zur Herstellung eines metallischen Verbundwerkstoffes / R. Kieffer. — Оpubл. 10.03.72.
213. Пат. 994163 (Англия). Improved method and apparatus for producing fibres from glass and like heat-softenable materials / W. P. Warthern. — Оpubл. 02.07.65.
214. Пат. 3467517 (США). Vacuum infiltrating of tungsten powder bodies with copper-titanium alloys / E. J. Zdanus, R. H. Krock. — Оpubл. 07.02.67.
215. Пат. 3529655 (США). Method of making composites of magnesium and silicon carbide whiskers / G. D. Lawrence. — Оpubл. 22.09.70.
216. Пат. 3575783 (США). Unidirectional fiber reinforced metal matrix tape / K. Kreider. — Оpubл. 20.04.71.
217. Пат. 3717443 (США). Zirconium diffusion barrier in materials / N. D. Murray, M. Turney. — Оpubл. 20.02.73.
218. Пат. 3495957 (США). Lead — impregnated, iron base intermetallic materials for current — collecting slider shoes / T. Matoba, A. Sakaba, H. Sato. — Оpubл. 12.02.74.
219. Пат. 3812565 (США). Sintered Fe — Cr — C — (Mo — V — Ni) alloys / I. Seino, S. Suzuno. — Оpubл. 28.05.74.
220. Пат. 1191928 (ФРГ). Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung kontinuierlicher Faden mit flachem Querschnitt aus in der Wärme erweichbaren Materialien, vovrugweise Mineralien, wie Glass / W. P. Warthern. — Оpubл. 05.01.66.
221. Пат. 1219176 (ФРГ). Spinnnduse / J. A. Kay. — Оpubл. 12.06.69.
222. Пат. 52—20924 (Япония). Спеченные сплавы на основе железа, пропитанные свинцом / И. Ниими, К. Хасимото. — Оpubл. 07.06.77.
223. Пат. 22101 (Япония). Способ получения железных материалов, пропитанных медными сплавами / Т. Миядзаки, Х. Такэути. — Оpubл. 19.10.63.
224. Пат. 51—37805 (Япония). Способ пропитки свинцом спеченного материала на основе металлов железной группы / Ц. Тонда, И. Такэтанн. — Оpubл. 18.10.76.
225. Пацкевич И. Р., Девг Г. Ф. Поверхностные явления в сварочных процессах. — М.: Металлургия, 1974. — 120 с.
226. Перов Б. В., Гуняев Г. М., Шемшурин Т. Г. и др. Пластики, армированные нитевидными кристаллами. — В кн.: Нитевидные кристаллы и неферромагнитные пленки: Тр. I науч. конф. по нитевид. кристал. и неферромагнит. пленкам (Воронеж, 22—25 мая 1969 г.). Воронеж: Воронеж. политехн. ин-т, 1970, с. 27—33.
227. Петрунин И. Е. Физико-химические процессы при пайке. — М.: Высш. шк., 1972. — 280 с.
228. Петтибоун Р. Л. Получение металлокерамических материалов железомедью методом пропитки и свойства пропитанных изделий. — В кн.: Новое в порошковой металлургии. М.: Металлургия, 1970, с. 35—61.
229. Пименов В. Н., Угасте Ю. Э. Исследование взаимной диффузии в системах никель — вольфрам и палладий — вольфрам. — Физика металлов и металловедение, 1973, 35, № 3, с. 590.

- ✓230. *Пластики* конструкционного назначения (реактопласты) / Под ред. Е. Б. Гросянской.— М.: Химия, 1974.— 304 с.
231. *Полякова Н. В., Кобец Л. П., Кузнецова М. А., Михайлова В. А.* Влияние воздушного окисления высокомолекулярного углеродородного волокна на свойства эпоксидных углепластиков.— *Авиаматериалы*, 1977, вып. 2, с. 67—73.
232. *Порошковая металлургия*: Материалы IX Всесоюз. конф. (Рига, май, 1968 г.) Рига: Латв. респ. ин-т науч.-техн. информ. и пропаганды, 1968.— 350 с.
233. *Портной К. И., Бабич Б. Н.* Дисперсноупрочненные материалы.— М.: Металлургия, 1974.— 200 с.
234. *Портной К. И., Бабич Б. Н., Светлов И. Л.* Композиционные материалы на никелевой основе.— М.: Металлургия, 1979.— 264 с.
235. *Портной К. И., Левинский Ю. В., Салибеков С. Е. и др.* Использование титана в качестве диффузионного барьера в композиционных материалах на никелевой основе.— *Физика и химия обраб. материалов*, 1973, № 3, с. 122—126.
236. *Портной К. И., Салибеков С. Е., Светлов И. Л., Чубаров В. М.* Структура и свойства композиционных материалов.— М.: Машиностроение, 1979.— 255 с.
237. *Потемкин К. Д.* Термическая обработка и волочение высокопрочной проволоки.— М.: Металлургиздат, 1959.— 120 с.
238. *Прилуцкий Э. В., Гриднева И. В., Мильман Ю. В. и др.* О механических свойствах волокон карбида кремния.— *Физика и химия обраб. материалов*, 1979, № 5, с. 125—128.
239. *Применение* конструкционных пластмасс в производстве летательных аппаратов / Под ред. А. Л. Абибова.— М.: Машиностроение, 1971. 192 с.
240. *Производство и переработка* пластмасс и синтетических смол: Сб. техн. и эконом. информ.— М.: НИИТЭХИМ, 1977.— 138 с.
241. *Производство* стеклянных волокон и тканей / Под ред. М. Д. Ходаковского.— М.: Химия, 1973.— 312 с.
242. *Прочность* корпуса судна из стеклопластика / Под ред. М. К. Смирновой.— Л.: Судостроение, 1965.— 332 с.
243. *Пульцин Н. М.* Титановые сплавы и их применение в машиностроении.— М.: Машгиз, 1962.— 168 с.
244. *Рабинович А. Л.* Об упругих постоянных и прочности авиационных материалов.— *Тр. ЦАГИ*, 1946, № 582, с. 1—56.
245. *Рабкин В. Б., Козлова Р. Ф.* Тепловое расширение молибдено-медных и вольфрамо-медных псевдосплавов.— *Порошковая металлургия*, 1968, № 3, с. 64—70.
246. *Райченко А. И.* Математическое описание диффузии на периферии сферических частиц.— Там же, 1980, № 8, с. 19—22.
247. *Раковский В. С., Силаев А. Ф., Ходкин В. И., Фаткуллин О. Х.* Порошковая металлургия жаропрочных сплавов и тугоплавких металлов.— М.: Металлургия, 1974.— 184 с.
248. *Раховский В. И., Левченко Г. В., Теодорович О. К.* Разрывные контакты электрических аппаратов.— М.; Л.: Энергия, 1966.— 295 с.
249. *Рахштадт А. Г.* Пружинные стали и сплавы.— М.: Металлургия, 1971.— 486 с.
250. *Розен Б.* Механика упрочнения композиций.— В кн.: Волокнистые композиционные материалы.— М.: Мир, 1967, с. 54—96.
- ✓251. *Розенберг Б. А., Олейник Э. Ф., Иржак В. И.* Связующие для композиционных материалов.— *ЖВХО им. Менделеева*, 1978, 23, № 3, с. 272—284.
252. *Росато Л. В., Грове К. С.* Намотка стеклонитью.— М.: Машиностроение, 1969.— 310 с.
253. *Рябин В. А., Остроумов М. А., Свет Т. Ф.* Термодинамические свойства веществ: Справочник.— Л.: Химия, 1977.— 392 с.
254. *Рябов В. Р.* Сварка плавлением алюминия со сталью.— Киев: Наук. думка, 1969.— 238 с.
255. *Савчук А. Н., Ольшанский В. Е., Краснова Г. А.* Улучшение структуры переходных диффузионных зон в композициях нихром — легированный молибден.— *Металловедение и терм. обраб. металлов*, 1975, № 11, с. 14—18.
256. *Салибеков С. Е., Заболоцкий А. А., Килин В. С. и др.* Влияние промежуточного слоя карбида кремния на взаимодействие углеродного волокна с никелем.— *Порошковая металлургия*, 1976, № 10, с. 44—46.
257. *Салибеков С. Е., Заболоцкий А. А., Турченков В. А. и др.* Факторы, влияющие на формирование структуры и свойства композиционных материалов системы алюминий — углеродное волокно.— Там же, 1977, № 2, с. 58—64.
258. *Салибеков С. Е., Портной К. И., Чубаров В. М.* Экспериментальное исследование термического расширения волокнистых композиционных материалов.— *Теплофизика высоких температур*, 1972, 10, № 4, с. 783—787.
259. *Салибеков С. Е., Чубаров В. М.* Термическое расширение и релаксация напряжений в волокнистых композиционных материалах.— В кн.: Композиционные металлические материалы. М.: ОНТИ ВИАМ, 1972, с. 221—228.
260. *Салтыков С. А.* Стереометрическая металлография.— М.: Металлургия, 1976.— 272 с.
261. *Самсонов Г. В.* Нитриды.— Киев: Наук. думка, 1969.— 380 с.
262. *Самсонов Г. В., Виницкий И. М.* Тугоплавкие соединения.— М.: Металлургия, 1976.— 560 с.
263. *Самсонов Г. В., Панасюк А. Д., Боровикова М. С. и др.* Влияние добавок кремния, молибдена и хрома на межфазное взаимодействие в системе нитрид титана — никелевый сплав.— В кн.: Исследование нитридов. Киев: Ин-т проблем материаловедения АН УССР, 1975, с. 176—181.
264. *Самсонов Г. В., Панасюк А. Д., Боровикова М. С., Орлова Г. П.* Контактное взаимодействие нитрида титана с жидким никелем и его сплавами.— *Изв. вузов. Цв. металлы*, 1974, № 4, с. 81—86.
265. *Самсонов Г. В., Портной К. И.* Сплавы на основе тугоплавких соединений.— М.: Оборонгиз, 1961.— 304 с.
266. *Самсонов Г. В., Эпик А. П.* Тугоплавкие покрытия.— М.: Металлургия, 1973.— 400 с.
267. *Саттон У.* Принципы и способы армирования монокристалльными волокнами.— В кн.: Монокристалльные волокна и армированные ими материалы. М.: Мир, 1973, с. 268—331.
268. *Свойства* и применение металлов и сплавов для электровакуумных приборов: Справочник / Под ред. Р. А. Нилендера.— М.: Энергия, 1973.— 335 с.
269. *Северденко В. П., Жилкин В. З.* Основы теории и технологии волочения проволоки из титановых сплавов.— Минск: Наука и техника, 1970.— 203 с.
270. *Селяго А. В., Попова Н. М., Заславская Л. В. и др.* Витые пружины из стали 3Х13.— *Металловедение и терм. обраб. металлов*, 1961, № 11, с. 36—40.
271. *Семенов Б. И., Круглов С. Н., Тищенко Е. Ф.* Исследование прочности и разрушения при растяжении проволоки, армированных стальными и борными волокнами.— В кн.: Композиционные материалы. М.: Наука, 1981, с. 82—88.

272. *Сендецкий Дж.* Некоторые вопросы теории упругости анизотропного тела.— В кн.: Анализ и проектирование конструкций / Под ред. К. Гамиса. М.: Машиностроение, 1978, с. 13—61. (Композиц. материалы; Т. 7. Ч. 1).
273. *Сендецкий Дж.* Упругие свойства композитов.— В кн.: Механика композиционных материалов / Под ред. Дж. Сендецкого. М.: Мир, 1978, с. 61—101. (Композиц. материалы; Т. 2).
274. *Сидорин Я. С.* Экспериментальное исследование анизотропии стеклопластиков.— Изв. АН СССР. Механика и машиностроение, 1964, № 3, с. 122—126.
275. *Синьборелли Р. А.* Жаропрочные сплавы, упрочненные проволокой.— В кн.: Композиционные материалы с металлической матрицей / Под ред. К. Крейдера. М.: Машиностроение, 1978, с. 237—276. (Композиц. материалы; Т. 4).
276. *Сиренко Г. А., Сви́дерский В. П., Герасимов В. Д., Никонов В. З.* Антифрикционные термостойкие полимеры.— Киев: Техника, 1978.— 246 с.
277. *Скорород В. В., Солонин С. М., Чернышов Л. И.* Высокопористые вольфрам-медные материалы, полученные жидкофазным спеканием: Сообщ. 1.— Порошковая металлургия, 1978, № 2, с. 17—21.
278. *Скорород В. В., Солонин С. М., Чернышов Л. И.* Высокопористые вольфрам-медные материалы, полученные жидкофазным спеканием: Сообщ. 2.— Там же, № 10, с. 89—92.
279. *Скудра А. М., Булаве Ф. Я.* Структурная теория армированных пластиков.— Рига: Зинатне, 1978.— 192 с.
280. *Скудра А. М., Булаве Ф. Я., Роценс К. А.* Ползучесть и статическая усталость армированных пластиков.— Рига: Зинатне, 1971.— 238 с.
281. *Смирнов В. И., Мещеряков В. В.* Испытание и контроль судостроительных стеклопластиков.— Л.: Судостроение, 1965.— 188 с.
282. *Смирягин А. П., Смирягина Н. А., Белова А. В. и др.* Промышленные цветные металлы и сплавы.— М.: Металлургия, 1974.— 488 с.
283. *Смителлс К. Дж.* Вольфрам.— М.: Металлургиздат, 1968.— 414 с.
- ✓ 284. *Современные композиционные материалы* / Под ред. Л. Браутмана, Р. Крока.— М.: Мир, 1970.— 672 с.
- ✓ 285. *Соколовская В. М., Гузей Л. С.* Физико-химия композиционных материалов.— М.: Изд-во Моск. ун-та, 1978.— 256 с.
286. *Сомов А. И., Тихоновский М. А.* Эвтектические композиции.— М.: Металлургия, 1975.— 304 с.
287. *Специальные стали и сплавы* / Под ред. Ф. Ф. Химушина.— М.: Машиностроение, 1968.— 446 с.
288. *Спеченные материалы для электротехники и электроники* / Под ред. Г. Г. Гнесина.— М.: Металлургия, 1981.— 344 с.
289. *Справочник по авиационным материалам: В 4-х т.* / Под ред. А. Т. Туанова.— М.: Машиностроение, 1965.— Т. 2, Ч. 1.— 456 с.
- ✓ 290. *Справочник по пластическим массам: В 2-х т.* / Под ред. В. М. Катаева, В. А. Попова, Б. И. Сажина.— 2-е изд., перераб. и доп.— М.: Химия, 1975.— Т. 1—2.
- ✓ 291. *Справочник по пластическим массам* / Под ред. М. И. Барбара, М. С. Акутина, Н. М. Егорова.— М.: Химия, 1967.— 462 с.
292. *Справочник по современным судостроительным материалам* / Под ред. Л. Я. Попилова.— Л.: Судостроение, 1979.— 584 с.
293. *Старр К.* Свойства никеля ТД.— В кн.: Новые материалы и методы исследования металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1966, с. 166—171.
294. *Стекло*: Справочник / Под ред. Н. М. Павлушкина.— М.: Стройиздат, 1973.— 488 с.
- ✓ 295. *Стеклопластики* / Под ред. Ф. Моргана.— М.: Изд-во иностр. лит. 1961.— 481 с.
296. *Стекланные волокна* / Под ред. М. С. Аслановой.— М.: Химия, 1979.— 256 с.
297. *Строганова В. Ф., Тимонова М. А.* Механические и коррозионные свойства КМ системы Mg — В.— Металловедение и терм. обраб. металлов, 1978, № 10, с. 44—46.
298. *Стюарт Р.* Никель ТД.— В кн.: Новые материалы и методы исследования металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1966, с. 161—165.
299. *Суханов Ю. В., Анищенко В. М., Гайдук В. В. и др.* Характеристики усталостной прочности и особенности разрушения листового композиционного материала при поперечном изгибе.— В кн.: Волокнистые и дисперсноупрочненные композиционные материалы.— М.: Наука, 1976, с. 84—87.
300. *Тарнавский А. Л., Гурылев В. В., Щуровский Б. Б.* Биметаллическая проволока.— М.: Металлургиздат, 1963.— 124 с.
301. *Тарнопольский Ю. М., Кинцис Т. Я.* Методы статических испытаний армированных пластиков.— М.: Химия, 1975.— 264 с.
302. *Тарнопольский Ю. М., Розе А. В.* Особенности расчета деталей из армированных пластиков.— Рига: Зинатне, 1969.— 276 с.
303. *Тарнопольский Ю. М., Розе А. В., Жигун И. Г. и др.* Конструкционные особенности материалов с высокомолекулярными волокнами.— Механика полимеров, 1971, № 4, с. 676—685.
304. *Тарнопольский Ю. М., Скудра А. М.* Конструкционная прочность и деформативность стеклопластиков.— Рига: Зинатне, 1966.— 260 с.
305. *Телишев Э. Н., Праведников А. Н.* Пути создания и итоги освоения термостойких пластических масс.— Пласт. массы, 1973, № 2, с. 3—8.
306. *Теодорович О. К.* Влияние кремния на формирование и свойства W — Ni — Si.— Порошковая металлургия, 1965, № 5, с. 58.
307. *Теодорович О. К., Дьяченко И. М., Кацалуха С. П.* Композиционные электроконтактные материалы и экономическая эффективность их применения.— Киев: УкрНИИТИ, 1973.— 25 с.
308. *Теодорович О. К., Радомысельский И. Д.* Исследование свойств металлокерамических железо-латунных композиций.— Порошковая металлургия, 1961, № 4, с. 63—69.
309. *Теодорович О. К., Францевич И. Н.* Роль диффузионных процессов в формировании металлокерамического железомедного сплава.— Там же, № 6, с. 35—43.
310. *Термо-, жаростойкие и негорючие волокна* / Под ред. А. А. Конкина.— М.: Химия, 1978.— 421 с.
311. *Технология пластических масс* / Под ред. В. В. Коршака.— М.: Химия, 1976.— 607 с.
312. *Тиллер В. А.* Многофазная кристаллизация.— В кн.: Жидкие металлы и их затвердевание: Сб. ст. / Пер. с англ. Д. Е. Темкина; Под ред. Б. Я. Любовая. М.: Металлургиздат, 1962, с. 307—354.
313. *Титц Т., Уилсон Дж.* Тугоплавкие металлы и сплавы.— М.: Металлургия, 1969.— 352 с.
314. *Томатов Н. Д., Альтовский Р. М.* Коррозия и защита титана и его сплавов.— М.: Mashiz, 1963.— 168 с.
315. *Томсон Е. Р., Лемке Ф. Д.* Эвтектические жаропрочные сплавы, полученные методом направленной кристаллизации.— В кн.: Композиционные материалы с металлической матрицей / Под ред. К. Крейдера. М.: Машиностроение, 1978, с. 110—164. (Композиц. материалы; Т. 4).
316. *Тростянская Е. Б., Кобец Л. П.* Возможности повышения прочности графитопластов.— Пласт. массы, 1970, № 1, с. 53—56.

317. *Тугоплавкие* *материалы в машиностроении : Справочник / Под ред. А. Т. Туманова, К. И. Портного.— М. : Машиностроение, 1967.— 392 с.
318. *Туманов А. Т., Портной К. И.* Композиционные материалы на основе легких сплавов.— В кн.: Проблемы металловедения цветных сплавов. М. : Наука, 1978, с. 14—20.
319. *Туманов А. Т., Портной К. И., Бабич Б. Н. и др.* Дисперсноупрочненные жаропрочные никелевые сплавы ВДУ-1 и ВДУ-2.— В кн.: Композиционные металлические материалы : Тр. науч.-техн. конф. / Под ред. А. Т. Туманова, К. И. Портного. (Москва, 1971) М., ОНТИ ВИАМ, 1972, с. 119—139.
320. *Туманов А. Т., Портной К. И., Грачев Л. В. и др.* Композиционные материалы систем Mg—V и Al—Ti—V.— В кн.: Волокнистые и дисперсноупрочненные композиционные материалы. М. : Наука, 1976, с. 44—47.
321. *Туманов А. Т., Портной К. И., Левинский Ю. В. и др.* Жаропрочный композиционный материал на никелевой основе ВКН-1.— В кн.: Композиционные металлические материалы. М. : ОНТИ ВИАМ, 1972, с. 51—63.
322. *Тучинский Л. И.* Исследование условий получения и свойств композиционных материалов, армированных тугоплавкими волокнами : Автореф. дис. ... канд. техн. наук.— Киев, 1968.— 18 с.
323. *Тучинский Л. И.* Упругие постоянные псевдосплавов с каркасной структурой.— Порошковая металлургия, 1983, № 7, с. 85—92.
324. *Устинов Л. М.* Особенности деформации растяжением волокнистой композиции Cu—W.— Металловедение и терм. обраб. металлов, 1969, № 11, с. 10—12.
325. *Федорченко И. М., Попченко Ю. А., Заболотный Л. В. и др.* Самосмазывающиеся композиционные материалы и их фрикционные характеристики.— Порошковая металлургия, 1977, № 1, с. 78—82.
326. *Фиалков А. С., Михайлова В. А., Полякова Н. В., Зайчиков С. Г.* Влияние параметров термообработки на свойства углеродного волокна.— В кн.: III Всесоюз. конф. по композиц. материалам (Москва, июнь 1974 г.) : Тез. докл. М. : ИМЕТ, 1974, с. 128.
327. *Физико-химические свойства окислов* : Справочник / Под ред. Г. В. Самсонова.— М. : Металлургия, 1978.— 472 с.
328. *Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике* : Справочник / Под ред. Б. Е. Неймарк.— М.; Л. : Энергия, 1967.— 240 с.
329. *Францевич И. Н.* Металлокерамические материалы в электротехнике.— В кн.: Современные проблемы порошковой металлургии. Киев : Наук. думка, 1970, с. 190—205.
330. *Францевич И. Н., Бойко Е. Б.* Некоторые данные о пропитке пористых железомарганцевых сплавов медью и ее сплавами.— Порошковая металлургия, 1964, № 1, с. 44—55.
331. *Францевич И. Н., Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Сапожникова А. Б.* Антифрикционные композиции на основе спеченного титана.— Там же, 1978, № 1, с. 61—65.
332. *Францевич И. Н., Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Сапожникова А. Б.* Исследование кинетики пропитки пористого титана магнием.— Там же, 1977, № 7, с. 51—55.
333. *Францевич И. Н., Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Сапожникова А. Б.* Исследование условий получения и свойств композиционных материалов титан—магний.— В кн.: Титан. Металловедение и технология : Тр. 3-й Междунар. конф. по титану. (Москва, 18—21 мая 1976 г.). М. : ВИЛС, 1978, т. 3, с. 549—555.
334. *Францевич И. Н., Карпинос Д. М., Тучинский Л. И., Сапожникова А. Б.* Титановые композиции, пропитываемые магниевыми сплавами.— В кн.: Волокнистые и дисперсноупрочненные композиционные материалы. М. : Наука, 1976, с. 135—138.
335. *Францевич И. Н., Теодорович О. К., Бойко Е. Б.* Металлокерамические изделия конструкционного назначения, получаемые на основе железа и меди.— В кн.: Порошковая металлургия и металлообработка : Сб. докл. Ереван : Арм. ком. по порошковой металлургии, 1965, с. 35—49.
336. *Францевич И. Н., Ягупольская Л. Н., Лавренко В. А. и др.* Коррозионные свойства псевдосплавов системы Ni—Ag и принцип независимости электрохимических реакций.— Докл. АН СССР, 1974, 214, № 5, с. 1128—1130.
337. *Фрейзер А. Г.* Высокотермостойкие полимеры : Пер. с англ.— М. : Химия, 1971.— 294 с.
338. *Фридман В. Я.* Прочность нитевидных кристаллов фтористого лития тоньше 1 мкм.— Физика твердого тела, 1966, № 8, с. 1079—1082.
339. *Хашин З., Розен Б.* Упругие модули материалов, армированных волокнами.— Прикл. механика, 1964, № 2, с. 71—82.
340. *Хилл Р.* Математическая теория пластичности.— М. : Изд-во иностр. лит., 1956.— 321 с.
341. *Химическая обработка поверхности стеклянного волокна* / Под ред. М. С. Аслановой.— М. : Химия, 1966.— 112 с.
342. *Химушин Ф. Ф.* Жаропрочные стали и сплавы.— М. : Металлургия, 1969.— 752 с.
343. *Химушин Ф. Ф.* Нержавеющие стали.— М. : Металлургия, 1967.— 798 с.
344. *Хорошун Л. П., Маслов Б. П.* Методы автоматизированного расчета физико-механических постоянных композиционных материалов.— Киев : Наук. думка, 1980.— 156 с.
345. *Хувик Р., Ставерман А.* Химия и технология полимеров : В 2-х т. Пер. с англ.— М.; Л. : Химия, 1965.— Т. 2, Ч. 3. 508 с.
346. *Цирлин А. М., Алехин В. П., Колесниченко С. В., Юсупов Р. С.* Влияние дефектов волокон бора на его прочность в исходном состоянии и в композиционном материале АД1-8.— В кн.: Композиционные материалы. М. : Наука, 1981, с. 66—69.
347. *Чамис К.* Микромеханические теории прочности.— В кн.: Разрушение и усталость / Под ред. Л. Браутмана, Р. Крока. М. : Мир, 1978, с. 104—165.
348. *Чечулин Б. Б., Ушков С. С., Разуваева И. Н. и др.* Титановые сплавы в машиностроении.— Л. : Машиностроение, 1977.— 248 с.
349. *Шифрина В. С., Самостатский Н. Н.* Полиэтилен : (Получение и свойства).— М. : Госхимиздат, 1961.— 176 с.
350. *Школьников Я. А., Полик Б. М., Качаров Э. П., Нигин Э. Р.* Стеклянное штапельное волокно.— М. : Химия, 1969.— 272 с.
351. *Шленский О. Ф.* Тепловые свойства стеклопластиков.— М. : Химия, 1973.— 220 с.
352. *Шоршоров М. Х., Бакаринова В. И.* Композиционные материалы на титановой основе, армированные волокнами.— Физика и химия обраб. материалов, 1977, № 6, с. 110—116.
353. *Шоршоров М. Х., Бакаринова В. И., Антипов В. И.* Исследование структуры волокнистых композиционных материалов с матрицей на основе титана.— В кн.: Титан. Металловедение и технология : Тр. 3-й Междунар. конф. по титану. (Москва, 18—21 мая 1976 г.). М. : ВИЛС, 1978. Т. 3, с. 535—541.
354. *Шоршоров М. Х., Банных О. А., Доронин И. В. и др.* О создании матриц жаропрочных композиционных материалов с рабочей температу-

- рой 1100 °С.— Физика и химия обраб. материалов, 1977, № 1, с. 112—116.
355. Шориоров М. Х., Доронин И. В., Антипов В. И. и др. Жаропрочность сплавов на никелевой и железной основах, предназначенных для матриц высокотемпературных композиционных материалов.— Там же, 1975, № 3, с. 144—147.
356. Шориоров М. Х., Катникова Л. В., Мануйлов В. Ф. и др. Исследование характера и динамики изменения прочности волокон бора и борсика в процессе плазменного напыления, нагрева и пластического деформирования.— В кн.: Композиционные материалы. М.: Наука, 1981, с. 78—81.
357. Шориоров М. Х., Устинов Л. М., Жамнова В. И. Особенности разрушения ингерметаллидной прослойки в волокнистых композиционных материалах алюминиевый сплав — стальная проволока.— Физика и химия обраб. материалов, 1974, № 2, с. 112—116.
358. Щерба Н. С., Власова К. Н., Родионов В. В., Строганов В. С. Полнмицдний пресс-материал ПМ-67.— Вестн. машиностроения, 1971, № 4, с. 43—45.
359. Эмли Е. Ф. Основы технологии производства и обработки магниевых сплавов.— М.: Металлургия, 1972.— 488 с.
360. Энциклопедия неорганических материалов: В 2-х т.— Киев: Укр. сов. энцикл., 1977.— Т. 2. 813 с.
361. Энциклопедия полимеров: В 3-х т. / Под ред. В. А. Каргина, В. А. Кабанова.— М.: Сов. энцикл., 1972—1977.— Т. 1—3.
362. Эшелби Дж. Континуальная теория дислокаций.— М.: Изд-во иностр. лит., 1963.— 247 с.
363. Юдина С. А., Чусов А. Т., Косперович Б. В. и др. Теплопрочный композиционный материал на алюминиевой основе, упрочненный коррозионно-стойкой проволокой типа ВНС9.— В кн.: Композиционные металлические материалы. М.: ОНТИ ВИАМ, 1972, с. 49—51.
364. Юдкин Б. И., Хлебников Б. М., Олейникова К. Н. и др. Отечественный полифениленоксидарилокс.— Пласт. массы, 1973, № 2, с. 41—45.
365. Юхвев И. А. Волоочильное производство: В 2-х ч.— 2-е изд.— М.: Металлургия, 1966.— Ч. 1. 374 с.
366. Янке Е., Эмде Ф., Леш Ф. Специальные функции (формулы, таблицы, графики).— М.: Наука, 1964.— 451 с.
367. Albright D. L., Conard G. P., Kraft R. W. Magnetic behavior of a eutectic alloy feat using an aligned array of iron rods.— J. Appl. Phys., 1967, 38, N 7, p. 2919—2923.
368. Alexander J. A. Engineering uses of filament reinforced metal-matrix composites.— Metals Eng. Quart., 1970, 10, N 2, p. 22—40.
369. Alexander J. A. Five ways to fabricate metal matrix composite parts.— Mater. Eng., 1968, 68, N 1, p. 58—63.
370. Alexander J. A. The fabrication of rod composite forms in the Mg — B System.— In: Metal—Matrix Compos. Proc. Symp. Spring Meet Met. Soc. AIME, Pittsburgh (Pa), 1969. Columbus: Ohio, 1969, p. 68—73.
371. Allison H. W., Moore G. E. Diffusion of tungsten in nickel and reaction at interface with SrO.— J. Appl. Phys., 1958, 29, N 5, p. 842—851.
372. Aloyares R. T., Darmory F. P. Kinel polyimide molding compounds.— In: Wide world reinfoc. plast. New York, 1974, 11—A/1—11/69.
373. Andrews E. H., Bonfield W., Davis C. K. H., Markham A. I. Silicon nitride — nickel compatibility: the effects of environment.— J. Mater. Sci., 1972, 7, N 9, p. 1003—1009.
374. Antony K. G., Klepfer H. H. Dispersion — Strengthened Zirconium alloys.— J. Less-Common Metals, 1965, 8, N 1, p. 36—46.
375. Ashill I. Fracer diffusion data for metals, alloys and simple oxides.— New York, 1970, 00 p.
376. Baker A. A. Carbon fibre reinforced metals — a review of the current technology.— Mater. Sci. and Eng., 1975, 17, N 2, p. 177—208.
377. Baskey R. H. Fiber reinforcement of metallic and nonmetallic composites: Clevite corp. final report (ASD) — TDR—63—619) July, 1963.
378. Batt J. A., Thompson E. R. Magnetically soft eutectic composites.— J. Appl. Phys., 1972, 43, N 3, p. 1235—1297.
379. Biasis R., Bitran M., Dabosi F. et al. Properties of sintered magnesium products.— Powder Metal., 1967, 10, N 20, p. 116—144.
380. Bibring H., Khan T., Rabinovich M., Stohr G. F. Development and evaluation of new industrial D. S. monocarbide reinforced composites for turbine blades.— In: Proc. third Int. Symp. in Seven springs (Seven Springs, Sept. 1976). 1976, p. 331—340.
381. Breme J. Einfluss einer Teilchenhärtung in Kupfer — Eisen-Faservebundwerkstoffen auf Mechanische und elektrische Eigenschaften. — Metall, 1977, 31, N 11, S. 1218—1222.
382. Calow C. A., Bayer P. D., Porter I. I. The solid state bonding of nickel chromium and nichrome sheets to $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.— J. Mater. Sci., 1971, 6, N 2, p. 150—155.
383. Calow C. A., Moor A. No hope for ceramic whiskers or fiber as reinforcement of metal matrices at high temperature.— Ibid., 1972, 7, N 5, p. 543—558.
384. Calow C. A., Porter I. I. The solid state bonding of nickel to alumina.— Ibid., 1971, 6, N 2, p. 156—162.
385. Chambers William E. Low-cost high-performance carbon fibres.— Mech. Eng., 1975, 97, N 12, p. 37—41.
386. Chawla K. K. Thermal cycling of copper matrix — tungsten fiber composites: a metallographic study.— Metallography, 1973, 6, N 2, p. 155—169.
387. Chawla K. K., Metzger M. Matrix behaviour in copper-tungsten composites at small strains.— Met. Trans. A, 1977, 8, N 11, p. 1681—1687.
388. Chou T. W., Kelly A. Fibre composites.— Mater. Sci. and Eng., 1976, 25, N 1, p. 35—40.
389. Clark D., Wadsworth N. J., Watt W. The surface treatment of carbon fibres for increasing the interlaminar shear strength of CFRP.— In: Carbon Fibres: Place Mod. Technol. London, 1974, p. 44—51.
390. Cunningham Andrew L., Davies L. G., Alexander J. A. The characteristics of the Mg—B composite system.— Advanced Techn. Mater. Investig. and Fabricat.: 14th SAMPE Nat. Sympos. (Cocoa Beach. Fla, 1968), s. 1., 1969, 11/1B—2.
391. Crane R. L., Krakonis V. J. Strength and fracture properties of silicon carbide filament.— Ceramic, 1975, 54, N 2, p. 184—188.
392. Darling A. S., Selman G. L., Bourne A. A. Dispersionstrengthened Platinum — Platinum Metals Rev., 1968, 12, N 1, p. 7—13.
393. Darmory F. P. Kerimid 601 polyimide resin for multilayer printed wiring boards.— In: 19th Nat. SAMPE Symp. and exhib. Buena park (Calif., 1974), vol. 19, New Ind. and Appl. Adv. mater. technol., Azusa, Calif., 1974, p. 693—703.
394. Davis L. W. Stainless Wire + Aluminium Matrix = Strong, light composite plate.— Metal Progr., 1967, 91, N 4, p. 105—114.
395. Dean A. V. The reinforcement of nickel — base alloys with high strength tungsten wires.— J. Inst. Metals, 1967, 95, N 3, p. 79—86.
396. Dellowy J. E., Shimira H., Taylor R. J., Webb B. A. Fabrication-testing—design of Al—B composite materials.— In: 14th Nat. Symp. SAMPE, 1968, Nov., p. 1—1B—1.
397. Dickerson E. O., Di Martina Off. Axis strength and testing of filamentary materials for aircraft applications: Advanced fibrous reinforced compo-

- compos. Inst. 30th Annu. Conf. Reinf. plast (Milestone; Washington (D. C.)), 4—7 Feb., 1975) New York, s. n., 1975, E 17/1 — E 17/16.
489. Thomson E. R., Koss D. A., Chesnutt J. C. Mechanical behaviour of a carbide reinforced Co—Cr eutectic alloy.— Met. Trans., 1970, 1, N 10, p. 2807—2813.
490. Tonagai Saburo. Easy-to-process polyimide molding material kinel.— J. Plast. age, 1974, 12, N 1, p. 50—56.
491. Uber C., Goldsmid H. I. A Comparison of Thermomagnetic Materials for Use at Room Temperature.— J. Phys. D : Appl. Phys., 1972, 5, N 8, p. 1478—1488.
492. Umakoshi Y., Nakai K. Effect of interfacial reaction zone on tensile strength of tungsten fiber-reinforced copper alloy composites.— Met. Trans., 1974, 5, N 5, p. 1250—1251.
493. Una polimide termoplastica molto versatile.— Mater. plast. ed elast., 1973, 39, N 1, p. 49—51.
494. Veidis M. V. Mechanical properties of copper infiltrated low alloy steel powders.— Int. J. Powder Met. and powder technology, 1976, 12, N 2, p. 127—130.
495. Vogel F. Lincoln. Changes in electrical resistivity and mechanical properties of graphite fibers after nitration.— Carbon, 1976, 14, N 3, p. 175—176.
496. Walsh J. M., Donachie M. Interdiffusion in the nickel-tungsten systems.— J. Mat. Sci., 1969, 3, N 1, p. 68—72.
497. Warner J. B., Peebles L. H., Uhlmann D. R. Plasticization of carbon fibers.— In Carbon Fibers : Placc Mod. Technol. London, 1974, p. 44—51.
498. Warren R., Anderson C. H., Carlsson M. High-temperature compatibility of carbon with nickel.— Ibid., 1978, 13, N 1, p. 178—188.
499. Weiss H., Wilhelm M. Indiumantimonid mit gerichtet eingebauten, elektrisch gut leitenden Einschlussemi System InSb—NiSb.— Z. Phys., 1963, 176, N 4, p. 399—408.
500. Wilcox B. A., Clauer A. H. Tensile and Creep Deformation of a Tiber Reinforced Mg—Li alloy.— Trans. Metal. Soc. AIME, 1969, 245, N 5, p. 935—939.
501. Woodford D. A. Creep and rupture of an advanced fiber strengthened eutectic composite superalloy.— Met. Trans. A, 1977, 8, N 6, p. 639—650.
502. Yajima S., Hayashi J., Omori M. and Okamura K. Development of a silicon carbide fibre with high tensile strength.— Nature, 1976, 261, N 5563, p. 683—685.
503. Yajima S., Kayano H., Okamura K. et al. Elevated temperature strength of continuous SiC fibers.— Amer. Ceram. Soc. Bull., 1976, 55, N 12, p. 1065.
504. Yajima S., Okamura K., Hayashi J., Omori M. Synthesis of continuous SiC fibers with high tensile strength.— J. Amer. Ceram. Soc., 1976, 59, N 7, p. 324—327.
505. Zori U. Morphologische veränderung an nachbehandelten Kohlefasern.— Kautsch. und Gummi. Kunstst., 1976, 29, N 4, S. 178—181.

- Адгезия 121
- Алюминий:
- листы 261, 262
 - порошки 257—261
 - проволока 262—281
 - свойства 256
 - сплавы 256
 - деформируемые 256, 257
 - литейные 256
 - фольга техническая 261
- Анизотропия:
- конструкционная 19
 - прочности 34
 - технологическая 19
 - физическая 19
- Анизотропные материалы:
- деформация 33
 - при растяжении 33
 - при чистом изгибе 34
 - при чистом сдвиге 33
 - константы податливости см. Коэффициенты податливости
 - косинусы направляющие 26
 - коэффициенты взаимного влияния 28
 - деформации см. Коэффициенты податливости
 - жесткости 27
 - податливости 26, 27, 30
 - упругости см. Коэффициенты жесткости
 - Ченцова 28
 - ортотропные 19
 - постоянные податливости см. Коэффициенты податливости
 - технические см. Упругие постоянные
 - трансверсально-изотропные 20
 - транстропные 20
- Взаимодействие с металлами:
- алюминия 140—143
 - бериллия 142—145
 - бора 170—173
 - боридов 176—179
 - железа 148—151
 - карбидов 179—181
 - кобальта 150—153
 - кремния 172—175
 - магния 146, 147
 - молибдена 156—159
 - никеля 152—157
 - ниобия 158—161
 - нитридов 181, 182
 - оксидов 183—186
 - тантала 160—163
 - титана 162—165
 - углерода 174—177
 - хрома 164—167
 - циркония 168—171
- Волокна:
- бора 212—214, 281—295
 - борсика 212—214, 281—295
 - карбида бора
 - кремния 212—214, 305
 - титана
 - керамические 243—247
 - монокристаллические 245—247
 - поликристаллические 243—245
 - критическая длина 67
 - на основе оксида алюминия
 - — — циркония
 - нитрида бора

- объемная доля критическая 64—66
 - — — минимальная 64
 - оксида алюминия 214
 - органические 214
 - стеклянные (СВ) 228
 - углеродные (УВ) 220, 302—304
- Вольфрам:
- свойства
 - сплавы
- Дисперсно-упрочненные КМ (ДКМ):
- деформация 396
 - волочением 396
 - горячей прокаткой 396
 - горячей экструзией 396
 - ротационной ковкой 396
 - холодной прокаткой 396
 - на основе алюминия 396—400
 - — — бериллия 400—402
 - — — железа 402—404
 - — — кобальта 404—406
 - — — магния 406, 407
 - — — меди 407—409
 - — — никеля 409—412
 - — — платины 412—414
 - — — свинца 414—416
 - — — серебра 416, 417
 - — — титана 417—419
 - — — хрома 419, 420
 - — — циркония 420—422
 - получение исходных порошковых смесей 389—394
 - — — внутренним окислением 393
 - — — водородным восстановлением в растворах 394
 - — — механическим легированием 392
 - — — механическим смешиванием 389, 392
 - — — поверхностным окислением 393
 - — — разложением смеси солей 393
 - — — реакционным смешиванием 392
 - — — химическим осаждением из растворов 394
 - — — химическим смешиванием 392
 - САП-1 396—400
 - САП-2 396—400
 - САП-3 396—400
 - спекание 395, 396
 - без приложения давления 395
 - горячим прессованием 395, 396
 - термическая обработка 396
 - формование 395
 - гидростатическим прессованием 395
 - изостатическим прессованием 395
 - прокаткой 395
 - Ag — Al₂O₃ 416, 417
 - Ag — CdO 416
 - Ag — SiO 416
 - Al — C 397—400
 - Be — Be₂C 401
 - Be — BeO 400, 401
 - Co — ThO₂ 404, 405
 - Cr — MgO 419, 420
 - Cr — ThO₂ 419
 - Cu — Al₂O₃ 408, 409
 - Cu — BeO 407, 408
 - Cu — BN 408, 409
 - Cu — MgO 409

Cu — ZrO₂ 409
 Fe — Al₂O₃ 402—404
 Fe — TiO₂ 402—404
 Fe — ZrO₂ 402, 403
 Mg — MgO 406, 407
 Ni — HfO₂ 409—412
 Ni — ThO₂ 409—412
 Pb — PbO 414—416
 Pt — ThO₂ 412—414
 Ti — Al₂O₃ 417, 418
 Ti — TiO₂ 418
 Ti — ZrO₂ 421
 Zr — La₂O₃ 421
 Zr — ThO₂ 421, 422
 Zr — V₂O₅ 421, 422
 Диффузионное растворение 113
 Диффузия в образце конечных размеров 116
 — в полуограниченный образец 115
 — в среде со сферической симметрией 117
 — в среде с цилиндрической симметрией 119
 — в цилиндре 119
 — из бесконечно тонкого слоя в неограниченный образец 114
 — из слоя конечной толщины в неограниченный образец 115
 — через плоскую поверхность 114
 Закон Гука:
 для анизотропных материалов 25
 — в матричной форме 26
 — в тензорной форме 25
 — в технической форме 27
 для изотропных материалов 23
 для ортотропных материалов 28
 для трансверсально-изотропных материалов 29
 Кобальт:
 порошки 279, 280
 сплавы 279—281
 — деформируемые 279—281
 — литейные 279—281
 Композиционные материалы (КМ):
 анизотропные 19
 армированные дискретными волокнами 21
 — непрерывными волокнами 21
 взаимодействие компонентов
 — диффузионное 113
 — межфазное 110
 двухосно-армированные 20
 изотропные 19
 квазиизотропные 22
 методы получения 22
 — жидкофазные 22
 — комбинированные 22
 — осаждения—напыления 22
 — твердофазные 22
 неорганические 21
 однонаправленные см. Композиционные материалы одноосно-армированные
 одноосно-армированные 20
 ортогонально-армированные 52
 ортотропные 19
 пластинчатые 21
 плотность 104
 полиармированные 21
 полиматричные 21
 пористость 104
 порошковые 21
 с каркасной структурой 21
 с комбинированной структурой 22
 с матричной структурой 21
 со слоистой структурой 21

со структурой типа «сэндвич» 22
 совместимость компонентов кинетическая 110
 — механическая 110
 — термодинамическая 110
 — химическая 110
 состав 105
 трансверсально-изотропные 20
 транслопные см. Композиционные материалы трансверсально-изотропные
 трехосно-армированные 22
 хаотично армированные 22
 Коэффициент линейного расширения
 — однонаправленных КМ вдоль оси волокон см. Коэффициент линейного расширения КМ продольный
 — однонаправленных КМ перпендикулярно оси волокон см. Коэффициент линейного расширения КМ поперечный
 — поперечный 58
 — порошковых КМ 59
 — продольный 57
 — поверхностного натяжения 121
 — Пуассона КМ 24, 29, 32, 50
 — армированных дискретными волокнами 54
 — армированных пленками 53
 — однонаправленных 50, 51
 — ортотропных 53
 — порошковых с каркасной структурой 56
 — порошковых с матричной структурой 56
 — при динамических испытаниях 101
 — хаотично армированных 55
 — теплопроводности КМ 59
 — однонаправленных вдоль оси волокон 60
 — перпендикулярно оси волокон 60
 — ортогонально армированных 61
 — порошковых с каркасной структурой 61
 — порошковых с матричной структурой 61
 — хаотично армированных 61
 Критерий Гольденблата—Копнова 41
 — Захарова 40
 — максимальных деформаций 38
 — Мизеса—Хилла 39
 — напряжений 36
 — предельных состояний 35
 — Хоффмана 40
 — Фишера 40
 — Цяя-Бу 41
 Магний:
 свойства 263, 264
 сплавы 263, 264
 Медь:
 свойства 265, 266
 сплавы 265
 Металлические КМ:
 алюминий — сталь 287—289
 магний — сталь 313, 314
 на основе алюминия
 на основе кобальта 356—362
 на основе магния 310—314
 на основе меди 327—331
 на основе никеля 332—356
 на основе титана 314—327
 Al — Al₂O₃
 Al — В 289—302

Al — В 306
 Al — В/SiC 289—302
 Al — С 302—304
 Al — Мо 305
 Al — SiC 305
 Al — SiO₂ 304, 305
 Al — W 305
 Co — Мо 357, 362
 Co — W 356—362
 Cu — С 330, 331
 Cu — Fe 329, 330
 Cu — Та 331
 Cu — W 327—329
 Mg — В 310—312
 Mg — С 312
 Mg — SiC 312, 313
 Mg — Та 314
 Mg — Ti 313, 314
 Ni — Al₂O₃ 347—352
 Ni — С 353—356
 Ni — Мо 345, 346
 Ni — SiC 352, 353
 Ni — Si₃N₄ 352
 Ni — W 332—344
 (Ti — Al) — В 326, 327
 (Ti — Al) — В 327
 Ti — Al₂O₃ 326
 Ti — В 316, 317
 Ti — В 321—324
 Ti — В/SiC 318—321
 (Ti — Mg) — В 326, 327
 (Ti — Mg) — С 327
 Ti — Мо 324—326
 Ti — SiC 317, 318
 Модуль объемного сжатия 24
 — однонаправленных КМ 52
 — ортотропных материалов 32
 — порошковых КМ с каркасной структурой 57
 — порошковых КМ с матричной структурой 56
 — хаотично армированных КМ 54
 — нормальной упругости см. Модуль Юнга КМ
 — сдвига КМ 24
 — армированных дискретными волокнами 54
 — армированных пленками 54
 — в плоскости укладки волокон 86, 88
 — однонаправленных 49, 50
 — ортотропных 53
 — порошковых с каркасной структурой 57
 — порошковых с матричной структурой 55, 56
 — при межслойном сдвиге 89, 96
 — хаотично армированных 55
 — упругости см. Упругие постоянные Юнга КМ 24, 27, 31
 — армированных дискретными волокнами 54
 — армированных пленками 53
 — однонаправленных 47
 — ортотропных 29, 31, 32, 52
 — порошковых с каркасной структурой 56
 — порошковых с матричной структурой 56
 — хаотично армированных 55
 Молибден:
 свойства
 сплавы
 Никель:
 полуфабрикатный 268
 порошки 268, 269

свойства 267
 сплавы 267—279
 — жаропрочные 267—279
 — литейные 267—279
 окалиностойкие 207 279
 Нитевидные кристаллы (НК):
 висцеризация 249, 252
 выращивание в электрическом поле 247, 248
 — из покрытий 247
 керамические 250, 253
 кристаллизация из растворов 249
 металлургические 250, 253
 осаждение из газовой фазы 248
 химические методы получения 248
 Поверхностная энергия 121
 Полиамиды 448, 450, 454, 467
 Полиарилаты 446, 450, 454, 466
 Полиимиды 446, 450, 454, 464
 Поликарбонаты 446, 450, 452, 463
 Полимерные КМ (ПКМ):
 методы формирования 482—493
 — автоклавный 488, 492
 — вакуумный 490
 — инжекционный 488
 — контактный 489
 — литье под давлением 487
 — намотка 489
 — напыление 493
 — пневматический 492
 — прессование 486
 — спекание 493
 — центробежное литье 488
 — штамповка 493
 — экструзия 489
 на основе кремнийорганических смол 524, 550
 — аминоальдегидных (карбамидных) 521, 548, 562
 — полиамидов 508, 538, 556
 — полиарилатов 503, 532, 554
 — полиимидов 503, 532, 556
 — поликарбонатов 502, 532, 554
 — полиметилоксида 499, 528, 554
 — полипропилена 494, 526, 552
 — полистирола 495, 528, 552
 — политетрафторэтилена 496, 528, 552
 — полифениленоксида 501, 532, 554
 — полифениленсульфида 500, 530, 554
 — полиэтилена 494, 526, 550
 — политетрафторэталата 502, 532, 554
 — полиэфирмаленинатов 500, 530
 — полиэфирсульфона 503, 532, 556
 — фенольных смол 514, 542, 558
 — фурановых смол 522, 548, 562
 — эпоксидных смол 510, 540, 558
 наполнители 478—482
 — волокнистые 481
 — неорганические 478, 482
 — органические 478, 481
 — полые микросферы 480
 — порошкообразные 478
 Полиметилоксид 446, 450, 452, 460
 Полиоксисбензоаты 440, 450, 454, 465
 Полипропилен 446, 448, 452, 457
 Полистирол 446, 448, 452, 457
 Политетрафторэтилен (фторопласт) 446, 448, 452, 458
 Полифениленоксид 446, 450, 452, 462
 Полифениленсульфид 446, 450, 452, 461
 Полиэтилен 446, 448, 452, 456
 Политетрафторэталат 446, 450, 452, 463
 Полиэфирмаленинаты 446, 450, 452
 Полиэфирсульфоны 446, 450, 452, 465

Проволока алюминиевая
 — бериллиевая 210
 — биметаллическая 211
 — вольфрамовая 205—210
 — металлическая 191
 — молибденовая 205—210
 — стальная 191—203
 — титановая 210—211

Проницаемость диэлектрическая КМ 62
 — — — однонаправленных вдоль оси волокон 62
 — — — однонаправленных перпендикулярно оси волокон 62
 — — — магнитная КМ 62
 — — — однонаправленных вдоль оси волокон 62
 — — — однонаправленных перпендикулярно оси волокон 62

Прочность КМ:
 при изгибе 91, 94, 98—100
 — — — трехточечном 96
 — — — четырехточечном 100
 — — — чистом 99
 при растяжении 71
 — — — кольцевых образцов 75, 82
 — — — методы определения 72—76, 78, 79
 — — — образцы для испытаний 71—73
 — — — однонаправленных 64
 — — — трехкомпонентных 66
 — — — удельная 65
 при сдвиге 86
 — — — в плоскости укладки волокон 83
 — — — межслойном 89
 — — — методы определения 82, 86—91, 92—94
 — — — образцы для испытаний 86, 87, 89—91
 при сжатии 76
 — — — кольцевых образцов 81, 82
 — — — методы определения 76—82
 — — — образцы для испытаний 77, 80, 81
 — — — однонаправленных 67
 — — — перпендикулярно оси волокон 69
 — — — пористых 69

Псевдосплавы:
 на основе вольфрама 424—428
 — — — железа 431
 — — — магния 441—444
 — — — молибдена 429, 430
 — — — никеля 430, 431
 — — — титана 431—440
 получение 422
 — пропиткой 423
 — спеканием в присутствии жидкой фазы 423, 424
 Fe — Ag 439
 Fe — C — Cu 433, 434
 (Fe — C) — (Cu — Zn — Pb) 436, 437
 Fe — Cu 431—433
 Fe — Mg 439, 440
 (Fe — Mn) — Cu 434, 435
 (Fe — Ni — Mo — Mn — C) — Cu 436
 Fe — Pb 437—439
 Mg — Be 445
 Mg — Nb 444
 Mg — Zr 442—444
 Mo — Ag 430
 Mo — Cu 429
 Ni — Ag 430, 431
 Ti — Bi 441
 Ti — Mg 441, 442
 W — Ag 427, 428
 W — Cu 424—427

Сетки металлические: 203—205
 тканые 203
 трикотажные 203—205

Смачивание металлическими расплавами
 — — — боридов 132—135
 — — — графита 137—140
 — — — железа 123
 — — — карбидов 126—131
 — — — меди 123
 — — — никеля 123
 — — — нитридов 135—137
 — — — оксидов 124—126
 — — — тугоплавких соединений 122—137
 — — — краевой угол 122

Смоли:
 анилиноформальдегидные 448, 452, 454, 474
 кремнийорганические 448, 452, 454, 474
 меламинаформальдегидные 448, 452, 454, 472
 мочевиноформальдегидные 471
 фенолоформальдегидные 448, 452, 454, 469
 фурановые 473
 эпоксидные 448, 450, 454, 468

Стали:
 аустенитно-мартенситные 196, 197
 — — — зарубежные 196, 197
 — — — отечественные 196—197
 аустенитные 192—193
 — — — зарубежные 192—193
 — — — отечественные 192—193
 малолегированные 191—192
 мартенситно-старяющиеся 198
 мартенситные 194—195
 углеродистые 191—192

Тензор деформаций 24, 25
 — — — коэффициентов линейного расширения 57
 — — — теплопроводности 59
 — — — напряжений 24
 — — — прочности 35

Термодинамические свойства:
 боридов 187
 карбидов 188
 нитридов 188
 оксидов 189

ТермоДДС КМ 63

Титан:
 порошковый
 свойства
 сплавы

Удельная электропроводность 62

Упругие постоянные 24

Усы см. Нитевидные кристаллы

Эвтектические КМ (ЭКМ): 363—388
 кристаллизация 370, 371
 — — — методом Бриджмена 370, 376
 — — — методом зонной плавки 371
 на основе алюминия 373—376
 — — — кобальта 376—384
 — — — никеля 376—384
 — — — полупроводниковых материалов 385—387
 — — — тантала и ниобия 384, 385
 — — — ферромагнитных материалов 387, 388
 структура 364—369, 371, 372
 — — — волокнистая 364, 372
 — — — пластинчатая 364, 372
 — — — соотношение между фазами 364—368
 — — — термическая стабильность 369