

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«КАЛИНИНГРАДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ»

В. И. Абрамова

СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Учебно-методическое пособие по изучению дисциплины для студентов
магистратуры по направлению подготовки 15.04.01 Машиностроение

Калининград
Издательство ФГБОУ ВО «КГТУ»
2023

УДК 621.7(075.8)

Рецензент

доктор технических наук, заведующий кафедрой инжиниринга
технологического оборудования ФГБОУ ВО «Калининградский
государственный технический университет» Ю. А. Фатыхов

Абрамова, В. И.

Специализированное материаловедение: учебно-методическое пособие по изучению дисциплины для студ. магистратуры по напр. подгот. 15.04.01 Машиностроение / В. И. Абрамова. – Калининград: Изд-во ФГБОУ ВО «КГТУ», 2022. – 282 с.

В учебном пособии по изучению дисциплины «Специализированное материаловедение» представлены различные классы современных металлических и неметаллических систем: металлы, стали, белые, серые, ковкие и высокопрочные чугуны, высоколегированные сплавы чёрных и цветных металлов, инструментальные твёрдые одно-, двух- и трёхкарбидные сплавы, композиционные, резинотехнические и керамические, нанокристаллические и сверхпластичные, а также триботехнические наноконпозиционные полиамидные смазочные материалы, применяемых с различными обработками во многих отраслях машиностроения и народного хозяйства. Предназначено для студентов магистратуры очно-заочной формы обучения по направлению подготовки 15.04.01 «Машиностроение»

Рис. 38, табл. 16, список лит. – 151 наименование

Учебное пособие рассмотрено и рекомендовано к опубликованию кафедрой инжиниринга технологического оборудования 21 апреля 2023 г., протокол № 3

Учебно-методическое пособие по изучению дисциплины рекомендовано к изданию в качестве локального электронного методического материала методической комиссией института агроинженерии и пищевых систем ФГБОУ ВО «Калининградский государственный технический университет» 30 мая 2023 г., протокол № 5

УДК 621.7(075.8)

© Федеральное государственное
бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Калининградский государственный
технический университет», 2023 г.
© Абрамова В. И., 2023 г.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение.....	6
Методические рекомендации по изучению дисциплины.....	8
1 Высокопрочные стали.....	7
1.1 Низколегированные высокопрочные стали.....	10
1.1.1 Легированные высокопрочные стали.....	10
1.1.2 Некоторые замечания по термической обработке, изготовлению и эксплуатации деталей.....	12
1.2 Высокопрочные стали с пластичностью, наведённой превращением.....	13
1.3 Мартенситно-старяющие стали.....	14
1.3.1 Термическая обработка.....	17
2 Подшипниковые и пружинные стали.....	17
2.1 Подшипниковые стали.....	20
2.1.1 Требования к эксплуатационным свойствам.....	18
2.1.2 Легирование и термическая обработка.....	20
2.2 Пружинные стали.....	23
2.2.1 Стали общего назначения.....	24
2.2.2 Стали специального назначения.....	27
3 Железоуглеродистые сплавы.....	27
3.1 Диаграмма состояния "железо-углерод".....	27
3.1.1 Свойства железа и углерода.....	27
3.1.2 Характеристика и анализ диаграммы «железо-углерод».....	29
3.2 Углеродистые стали и чугуны.....	34
3.2.1 Классификация, свойства и маркировка углеродистых сталей.....	34
3.2.2 Классификация и маркировка чугунов.....	40
4 Термическая и химико-термическая обработка сталей и сплавов.....	43
4.1 Основы термической обработки.....	44
4.1.1 Сущность и виды термообработки.....	44
4.1.2 Превращения в сталях при нагревании.....	47
4.1.3 Превращения в сталях при охлаждении.....	51
4.2 Отжиг и нормализация.....	57
4.2.1 Назначение и сущность основных видов отжига.....	57
4.2.2 Режимы проведения отжига.....	60
4.2.3 Дефекты отжига и меры их устранения.....	61
4.3 Закалка и отпуск сталей.....	62
4.3.1 Сущность и основные способы закалки.....	62
4.3.2 Отпуск сталей.....	70
4.3.3 Дефекты закалки и отпуска.....	74
4.4 Химико-термическая и термомеханическая обработка.....	75
4.4.1 Сущность и виды химико-термической обработки.....	75

4.4.2 Цементация и азотирование стали.....	77
4.4.3 Термомеханическая обработка	83
5 Легированные стали и сплавы	84
5.1 Основы легирования сталей	85
5.1.1 Характеристики легирующих элементов.....	85
5.1.2 Маркировка и классификация легированных сталей	89
5.2 Конструкционные легированные стали	93
5.2.1 Марки легированных сталей	93
5.2.2 Основы выбора сталей	98
5.3 Инструментальные стали и сплавы	100
5.3.1 Требования к инструментальным материалам.....	100
5.3.2 Марки и особенности термообработки инструментальных сталей	102
5.3.3 Инструментальные твердые сплавы.....	105
6 Цветные металлы и сплавы	107
6.1 Медь и медные сплавы	107
6.1.1 Свойства и марки меди	107
6.1.2 Маркировка, свойства и области применения латуней.....	108
6.1.3 Маркировка и применение бронз	111
6.2 Алюминий и сплавы на его основе.....	112
6.2.1 Свойства и марки алюминия	113
6.2.2 Упрочнение алюминиевых сплавов	113
6.2.3 Классификация и марки сплавов на основе алюминия.....	115
6.2.4 Антифрикционные сплавы	118
7 Композиционные и неметаллические материалы.....	121
7.1 Композиционные материалы	121
7.1.1 Общие сведения о композиционных материалах	121
7.1.2 Свойства, состав и классификация пластмасс	123
7.1.3 Характеристика и марки термопластов	125
7.2 Термореактивные пластмассы	130
7.2.1 Характеристика и марки реактопластов	130
7.2.2 Слоистые пластмассы	133
7.3 Неметаллические материалы	137
7.3.1 Резинотехнические материалы (РТМ)	137
7.3.2 Керамические материалы	140
8 Нанокристаллические материалы и нанотехнологии.....	145
8.1 История развития.....	145
8.2 Структура наноматериалов	149
8.3 Классификация наноматериалов	150
8.4 Методы получения наноматериалов	152
8.5 Свойства наноматериалов	153

8.6	Сверхпластичность наноматериалов.....	155
8.7	Применения наноструктурных материалов.....	156
9	Сверхпластичные материалы	166
9.1	Основные понятия, признаки и количественные оценки сверхпластичности	166
9.2	Закономерности развития и условия проявления сверхпластичности	169
9.3	Модели эффекта сверхпластичности	171
9.4	Объекты сверхпластичности.....	174
9.4.1	Разновидности сверхпластичных материалов.....	174
9.4.2	Доэвтектоидные и эвтектоидные стали	178
9.4.3	Заэвтектоидные стали	178
9.4.4	Белые чугуны	179
9.4.5	Низко- и среднелегированные стали	179
9.4.6	Микродуплексные нержавеющие стали	180
10	Композиционные нанотриботехнические материалы	180
	Список литературы... ..	193
	Приложение 1	208

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время возникает необходимость формирования теоретической и практической готовности студентов, будущих специалистов сферы «Машиностроения», к обоснованному выбору материалов и режимов обработки для получения заданных свойств на основе знаний основных закономерностей, определяющих строение и свойства материалов в зависимости от их состава и технологий обработки, законов математических и естественных наук.

Специализированное материаловедение – дисциплина, расширяющая границы дисциплин материаловедческого блока, направленная на углубленное изучение закономерностей взаимодействия строения и свойств материалов. В учебно-методическом пособии рассматриваются как классические конструкционные материалы, так и материалы с особыми свойствами, композиционные, нанокристаллические, сверхпластические.

Размещенные в учебном пособии структуры материалов позволяют получать качественные и количественные результаты о строении материалов, о дисперсности фазовых и структурных составляющих, однородности их структурного строения в объёме заготовок и изделий, наглядное представление о строении различных металлических и неметаллических композиционных систем, которое можно использовать при моделировании ресурсосберегающих процессов обработки и фрикционного взаимодействия металлических систем в различных условиях и состояниях.

Целью освоения дисциплины является изучение закономерностей, определяющих строение и свойства современных материалов в зависимости от их состава и технологий обработки, позволяющих формировать у студентов способность к обоснованному выбору материала и назначению его обработки для получения оптимальных свойств, обеспечивающих высокую надежность в процессе эксплуатации современных материалов.

Задачи изучения дисциплины:

- формирование устойчивых знаний о строении, свойствах и классификации материалов, методах их упрочнения и областях применения;
- изучение методов определения свойств материалов и формирование умения определять наиболее важные из них;
- ознакомление с теоретическими основами получения современных металлических материалов, их классификацией, строением и основными свойствами;
- ознакомление с классификацией, строением, основными свойствами современных неметаллических материалов.

Цель учебного пособия – закрепление теоретического материала по дисциплине «Специализированное материаловедение» посредством изучения закономерностей, определяющих строение и свойства современных материалов в зависимости от их состава и технологий обработки, сформировать у студентов способность к обоснованному выбору материала и назначению его обработки для получения оптимальных свойств, обеспечивающих высокую надежность в процессе эксплуатации современных материалов, для применения в профессиональной деятельности и формирования компетенций.

Задачи учебного пособия: 1) сформировать устойчивые знания о строении, свойствах и классификации материалов, методах их упрочнения и областях применения; 2) ознакомить с теоретическими основами получения современных металлических и неметаллических материалов, их классификацией, строением и основными свойствами.

В результате выполнения лабораторных работ студент должен

Знать:

- тенденции развития специализированного материаловедения;
- основные свойства и области использования специальных конструкционных, инструментальных, машиностроительных материалов;
- особенности применения композиционных, полимерных и других неметаллических материалов для специального машиностроения;
- виды предварительной и окончательной термической, лазерной, электронно-лучевой обработки заготовок и деталей машин;
- специальные способы повышения несущей способности и износостойкости деталей;
- области применения специальных материалов повышенной долговечности.

Уметь:

- определять свойства специальных конструкционных и сырьевых материалов, применяемых в производстве, по маркировке, внешнему виду, происхождению, свойствам, составу, назначению и способу приготовления и классифицировать их;
- определять твердость специальных материалов;
- определять режимы отжига, закалки и отпуска стали;
- подбирать специальные конструкционные материалы по их назначению и условиям эксплуатации;
- подбирать способы и режимы обработки специальных материалов (литьем, давлением, сваркой, резанием, напылением) для изготовления различных деталей.

Владеть:

- способами распознавания материала по марке, расшифровке его химического состава;
- способами получения специальных композиционных материалов;
- методами измерения параметров и определения свойств специальных материалов;
- способами применения специальных прокладочных и уплотнительных материалов.

Для успешного освоения дисциплины «Специализированное материаловедение» студент должен активно работать на лекционных, практических занятиях, организовывать самостоятельную внеаудиторную деятельность. Необходимо уяснить основные специфические понятия, термины и определения в области специализированного материаловедения.

Необходимо своевременно выполнять предусмотренные в семестрах учебные задания. По дисциплине «Специализированное материаловедение» к ним относятся задания по практическим занятиям.

Для оценивания поэтапного формирования результатов освоения дисциплины (текущий контроль) предусмотрены:

- задания и контрольные вопросы по практическим занятиям.

Процедура оценивания знаний, умений и навыков средством «практическое занятие» предусматривает двухбалльную шкалу – «зачтено» и «не зачтено», как при выполнении занятия в группе, так и индивидуально.

При выполнении практических занятий группой обучающихся при оценивании учитывается степень участия каждого. При отсутствии у обучающегося доказательств участия в коллективной работе, последний не аттестуется. Оценка «не зачтено» выставляется, если студент не выполнил и не «защитил» предусмотренные рабочей программой дисциплины практические занятия.

К промежуточной аттестации, проводимой в форме экзамена, допускаются студенты, освоившие темы курса и имеющие положительные оценки по практическим занятиям.

При необходимости для обучающихся инвалидов или обучающихся с ОВЗ предоставляется дополнительное время для подготовки ответа с учетом его индивидуальных психофизических особенностей.

Для успешного освоения дисциплины «Специализированное материаловедение» в учебно-методическом пособии по изучению дисциплины приводится краткое содержание каждой темы занятия, методические рекомендации по их изучению, теоретический материал для освоения лекционных тем и вопросы для самоконтроля.

МЕТОДИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ИЗУЧЕНИЮ ДИСЦИПЛИНЫ

Осваивая курс «Специализированное материаловедение», студент должен активно работать на лекциях и практических занятиях, лабораторных работах, а также организовывать самостоятельную внеаудиторную деятельность.

В начале лекции необходимо уяснить цель, которую лектор ставит перед собой и студентами. Важно внимательно слушать, отмечать наиболее существенную информацию и кратко ее конспектировать; сравнивать то, что услышано на лекции с прочитанным и усвоенным ранее материалом в области инновационных технологий общественного питания, укладывать новую информацию в собственную, уже имеющуюся, систему знаний.

По ходу лекции необходимо подчеркивать новые термины, определения, устанавливать их взаимосвязь с изученными ранее понятиями. На лекциях рассматриваются основные понятия предметной области, студенты учатся анализировать научную литературу в изучаемой области, выявлять положительные и отрицательные стороны, что позволяет им получить навыки критически оценивать современные теории и концепции в области специализированного материаловедения.

Тематический план лекционных занятий (ЛЗ) и материал для его усвоения представлен ниже.

1. Высокопрочные стали

К высокопрочным сталям относят стали, у которых временное сопротивление $\sigma_B > 1600$ МПа или $\sigma_T > 1300$ МПа. Стали с временным пределом текучести более 2000 МПа иногда называют сверхвысокопрочными.

Некоторые детали машин работают в условиях простого нагружения, например, испытывают только растяжение или кручение. При отсутствии динамических нагрузок высокая вязкость не является определяющей характеристикой. В этом случае размеры деталей и их масса определяются уровнем прочности стали. Установлено, что при пластичности $\delta \geq 10$ % такие стали обладают достаточно высокой надёжностью при работе в условиях простого нагружённого состояния. С увеличением пластичности и вязкости стали увеличивается надёжность конструкций, поэтому эти характеристики устанавливают в зависимости от степени ответственности деталей.

Из высокопрочных сталей изготавливают различные тяги, оси, корпусные детали, баллоны высокого давления и т.д.

Из всех структурных составляющих стали наибольшей прочностью обладает мартенсит. Поэтому большинство высокопрочных сталей используются в мартенситном состоянии после закалки и низкого отпуска. Но мартенсит имеет низкие значения вязкости и относительного удлинения. С целью повышения надёжности разработаны специальные высокопрочные стали (мартенситно-старяющие, ПНП-стали) и способы обработки на высокую прочность и повышенную вязкость одновременно (патентирование, термомеханическая обработка). Поэтому высокопрочные стали можно объединить в следующие группы:

1. Низколегированные стали. Применяются после закалки и низкого отпуска.
2. ПНП-стали (стали с пластичностью, наведённой превращением).
3. Дисперсионно-твердеющие стали.
4. Мартенситно-старяющие стали.

1.1. Низколегированные высокопрочные стали

Эти стали находят применение для изготовления деталей невысокой ответственности не испытывающих динамических нагрузок: тяги, крепёж, оси, пальцы и др. Они используются в мартенситном состоянии.

1.1.1. Легированные высокопрочные стали

Прочность мартенсита, прежде всего, зависит от содержания в нём углерода. Однако, конструкционная прочность стали определяется не только σ_B , но и склонностью стали к хрупкому разрушению. Увеличение концентрации углерода повышает хрупкость стали. Поэтому предельное содержание углерода в этих сталях не должно превышать 0,4 %, что позволяет достичь значений σ_B порядка 1900...2100 МПа.

Кроме этого, хрупкость стали в закалённом состоянии во многом зависит от способа выплавки (содержания примесей и неметаллических включений), концентрации других легирующих элементов, состояния поверхности детали, среды, в которой эксплуатируется деталь, конфигурации детали и других факторов. Фосфор, сера и другие скрытые примеси охрупчивают мартенсит. Неметаллические включения и грубые карбиды являются концентраторами напряжений и отрицательно влияют на свойства мартенсита. Ni, Mn и Cr повышают вязкость мартенсита и снижают чувствительность стали к наличию концентраторов напряжений. Большое значение имеют размеры мартенситных кристаллов, которые определяются размером аустенитного зерна, полученного при нагреве в процессе закалки. Отрицательно сказывается наличие в структуре

остаточного аустенита, который не претерпевает превращений при низком отпуске.

Ниже в таблице 1.1 приведены некоторые высокопрочные стали и способы их обработки на заданную прочность.

Основными принципами легирования высокопрочных сталей являются следующие:

1. Высокопрочные стали должны иметь в своём составе минимальное содержание углерода, обеспечивающего необходимую прочность. Для прочности $\sigma_B \approx 1650...1850$ МПа достаточно $\sim 0,25...0,30$ % С, а для $\sigma_B \approx 1900...2100$ МПа достаточно $\sim 0,40$ % С.

2. Хром добавляют для увеличения прокаливаемости и повышения прочности до 2,0 %.

3. Благоприятно на вязкость стали влияют Ni и Cr. Никель с хромом значительно увеличивают прокаливаемость. Содержание никеля может быть до 4,0 %. Иногда 1 % Ni заменяют одним процентом Mn. Увеличение содержания марганца не желательно, т.к. он увеличивает содержание остаточного аустенита в закалённой стали.

4. Вводят ~ 1 % Si. Кремний, сдвигая отпускную хрупкость первого рода в область более высоких температур, позволяет отпускать сталь при 220...250 °С. При этих температурах интенсивнее протекает релаксация внутренних напряжений

Таблица 1.1 – Высокопрочные стали и их термическая обработка

Марка стали	σ_B , МПа	Рекомендуемая термическая обработка	Прокаливаемость цилиндра диаметром, мм
30ХГСА	1400...1600 1500...1700 1600...1750	Изотермическая закалка 280...330 °С 270...300 °С 240...280 °С	80
30ХГСНМА	1500...1700 1650...1850	Изотермическая закалка 270...330 °С или зак. в масло, отп. 220 °С	80
25Х2ГНТА	1500...1650	Изотермическая закалка 240...280 °С или	80
30Х2ГН2СВМА	1600...1850	Зак. на возд., отп. 300°С или зак. в мас., отп. 300 °С	80 Не регламентирована
40ХГСНЗВА	1800...2000	Изотермическая закалка 240...260 °С	Не регламентирована

Марка стали	σ_B , МПа	Рекомендуемая термическая обработка	Прокаливаемость цилиндра диаметром, мм
30ХГСА	1400...1600	Изотермическая закалка	15 15 15 30
	1500...1700	280...330 °С	
	1600...1750	270...300 °С	
	1650...1850	240...280 °С	
		Зак. в масло, отп. 220 °С	
38ХС	1700...1900	Изотермическая закалка 240...280 °С	25
33ХС	1600...1750	Изотермическая закалка 240...280 °С	20

5. Элементы Мо, W, Nb и V вводят для измельчения и предупреждения роста аустенитного зерна. Стали с этими элементами менее чувствительны к перегреву.

6. Лучшие результаты даёт изотермическая закалка на необходимую прочность. В этом случае прочность можно регулировать подбором температуры изотермической выдержки.

1.1.2. Некоторые замечания по термической обработке, изготовлению и эксплуатации деталей

Стали с мартенситной структурой обладают рядом отрицательных свойств. Причём эти свойства проявляются тем в большей мере, чем больше их прочность, то есть выше содержание углерода в стали. По этой причине при термической обработке, изготовлении деталей из высокопрочных сталей и в процессе эксплуатации необходимо выполнять определённые требования для безаварийной работы узлов, изготовленных из высокопрочных сталей.

При выборе материала в случае применения высокопрочной стали следует отдавать предпочтение той марке, где меньше содержание углерода. В этом случае снижается вероятность хрупкого разрушения детали.

При разработке технологии термической обработки рекомендуется выбирать тот способ, который обеспечивает минимально необходимую прочность. Большой запас прочности снижает надёжность детали. Следует отдавать предпочтение изотермической закалке на бейнит, а не непрерывной или ступенчатой закалке на мартенсит.

Следует помнить, что стали с мартенситной структурой имеют высокую чувствительность к наличию концентраторов напряжений. Поэтому:

- поверхность деталей не должна иметь риски, расположенных поперёк главной действующей силы; этого можно достичь полировкой поверхности или пескоструйной обработкой детали;
- при конструировании деталей следует предусматривать плавные переходы в местах изменения сечений (галтели) радиусом не менее 5 мм; крепёжные детали с резьбой должны иметь разгрузочные канавки;
- если конструкция детали не позволяет сделать плавный переход, то необходимо сделать деталь разъёмной.

Мартенсит обладает низкой коррозионной стойкостью во влажной атмосфере и по этой причине подвержен коррозионному растрескиванию. Поэтому поверхность деталей, не защищённых от воздействия атмосферных осадков, необходимо защищать от воздействия влаги – наносить электролитические покрытия.

В стали с мартенситной структурой проявляется эффект Ребиндера. Это необходимо учитывать при конструировании узла машины или защищать поверхность деталей от воздействия жидких сред.

Мартенсит подвержен водородному охрупчиванию. Не следует использовать высокопрочные стали в кислых средах и атмосферах, содержащих аммиак и сернистые газы.

Стали с мартенситной структурой склонны к замедленному разрушению. Поэтому постоянно действующая сила не должна вызывать напряжения выше $0,8\sigma_{0,2}$.

1.2. Высокопрочные стали с пластичностью, наведённой превращением

Высокопрочные стали с пластичностью, наведённой превращением, в отечественной литературе получили название ПНП-сталей (пластичность, наведённая превращением), а в зарубежной литературе трип-сталей. Принцип их получения и способы упрочнения состоят в следующем.

Соответствующим подбором легирующих элементов снижают мартенситные точки M_n и M_d ниже комнатной температуры. Таким образом, после закалки эти стали имеют аустенитную структуру. Для получения повышенных прочностных свойств стали подвергают пластической деформации в интервале температур 250–550 °С (ниже температуры рекристаллизации) с большими степенями обжатия (до 80 %). При этом мартенситные точки M_n и M_d повышаются, и точка M_d становится выше комнатной температуры (точка M_n остаётся ниже комнатной температуры).

Повышение мартенситной точки M_d может быть усилено посредством легирования стали мартенситообразующими элементами, выделением карбидов при пластической деформации, изменением состава мартенсита и дополнительным повышением мартенситных точек M_n и M_k .

После охлаждения стали от температуры тёплого деформирования до комнатных температур сталь сохраняет структуру деформированного аустенита. Но этот аустенит уже становится метастабильным по отношению к пластической деформации при комнатной температуре. Деформация такого аустенита (например, при механических испытаниях) приводит к образованию мартенсита деформации ($\gamma \rightarrow \alpha$ – превращение) во время испытания, что сопровождается увеличением прочностных свойств и значительным ростом относительного удлинения. В этом случае образующийся в результате деформации мартенсит затрудняет возникновение шейки при растяжении благодаря упрочнению в месте её образования, и деформация образца долгое время носит равномерный характер.

ПНП-стали легируют такими элементами, как марганец, кремний, молибден, хром, ванадий, вольфрам, никель. Содержание углерода в высокопрочных ПНП-сталях составляет $\sim 0,3$ %. В ряде случаев используют стали с высоким (выше 20 %) содержанием никеля.

При необходимости высокой прочности некоторые стали деформируют при комнатной или пониженной температуре, ниже точки M_d . При такой обработке по плоскостям аустенитных зёрен $\{111\}$ образуются пластины мартенсита в виде «скелета». Сталь с такой структурой обладает прочностью $\sigma_B \approx 2100$ МПа и $\delta \approx 20 \dots 25$ %.

К недостаткам ПНП-сталей относятся значительные трудности, связанные с осуществлением большой пластической тёплой деформации, трудность контроля состава стали, обеспечивающего необходимые характеристики превращения, высокая стоимость, особенно в случае использования высоконикелевых сталей, ограничения по сортаменту (лист, проволока, прутки). ПНП-стали можно использовать для производства ответственных деталей, высокопрочных крепёжных изделий, корпусных цельнотянутых баллонов, а также высокопрочной проволоки и тросов.

1.3. Мартенситно-старяющие стали

Использование традиционных методов создания высокопрочного состояния стали посредством легирования железа углеродом и последующей закалкой на мартенсит, нельзя добиться одновременно высокой прочности и высокой вязкости стали. Это связано с морфологией углеродистого мартенсита. Поэтому были предприняты попытки по использованию других механизмов

упрочнения сплавов на основе железа, которые привели к созданию безуглеродистых сталей, где углерод является нежелательной примесью.

Анализируя механизмы упрочнения, можно прийти к выводу, что значительное упрочнение с минимальной потерей вязкости можно получить, используя механизмы зернограничного и дисперсионного упрочнения. Для этого необходимо в стали получить сверхмелкое зерно и упрочнить твёрдый раствор дисперсными интерметаллидами.

Из всех фаз, существующих в стали, самым мелким зерном обладает мартенсит. Поэтому можно использовать мартенситное превращение для получения мелкозернистой структуры. Мартенситное превращение протекает в безуглеродистых сплавах железа с никелем (α' -фаза с ОЦК решёткой) и железа с марганцем (ϵ , ϵ' и ϵ'' -фазы с ГПУ решёткой).

Легирование железа марганцем интенсивно стабилизирует аустенит и в закалённом Fe-Mn-сплаве после закалки остаются крупные зёрна аустенита.

Никель в меньшей мере стабилизирует аустенит и в пределах концентраций никеля в железе 8...24 % образуется структура реечного мартенсита без остаточного аустенита. Пакеты реечного мартенсита имеют ячеистую дислокационную структуру, и поэтому он обладает достаточно высокой вязкостью. Но прочность его невысока.

Вторым легирующим элементом должен быть элемент, имеющий ограниченную растворимость в железоникелевой матрице. Таковым является молибден, предельная растворимость которого при температуре $\alpha' \rightarrow \gamma$ -перехода составляет ~ 6 %, а при комнатной температуре около 3 %. Молибден за пределами растворимости образует с железом интерметаллидную фазу Fe_2Mo , а с никелем Ni_3Mo .

Кроме молибдена ограниченную растворимость в Fe-Ni-матрице имеют Ti, V, Al, W, Cu и некоторые другие элементы.

Положительно влияет комплексное легирование при совместных добавках молибдена и кобальта – в этом случае интенсивность упрочнения при старении существенно возрастает. Такое влияние кобальта связывают с уменьшением растворимости молибдена в α -железе (10 % Co уменьшает растворимость молибдена на 1,5 %), а также с протеканием процесса упорядочения в системе Fe-Co с образованием областей ближнего порядка. Кроме того, кобальт увеличивает теплостойкость матрицы. Поэтому присутствие кобальта в составе мартенситно-старяющихся сталей желательное. Однако высокая стоимость кобальта привела к созданию группы экономно легированных сталей, не содержащих Co, а также имеющих в составе пониженную концентрацию никеля и молибдена и повышенное содержание углерода.

Введение в сталь хрома снижает вязкость, но делает сталь коррозионностойкой и теплостойкой. Такие стали нашли применение при изготовлении штампов для горячей штамповки.

В таблице 1.2 показаны типовые фазы, выделяющиеся при старении в сталях с различным легированием.

Качественно можно оценить свойства мартенситно-старяющей стали по уравнениям Цупакава и Уэхара:

$$\sigma_B = 11 + 42,4 \% \text{ Ni} + 158,5 \% \text{ Mo} + 37,7 \% \text{ Co} + 322,4 \% \text{ Ti}, \text{ МПа}$$

$$\delta = 44,12 - 0,46 \% \text{ Ni} - 2,42 \% \text{ Mo} - 0,6 \% \text{ Co} - 5,2 \% \text{ Ti}, \%$$

Важным преимуществом мартенситно-старяющих сталей перед другими высокопрочными материалами является необычно высокое сопротивление хрупкому разрушению. Так, если значение K_{Ic} для улучшаемой конструкционной стали мартенситного класса типа 40ХН2МА равно 16 МПа·м^{1/2}, то для стали Н18К9М5Т при том же уровне предела текучести равно 32...40 МПа·м^{1/2}.

Следует отметить, что мартенситно-старяющие стали в состоянии высокой прочности по уровню ударной вязкости (КСУ) мало отличаются от других высокопрочных конструкционных сталей. Однако температура порога хладноломкости у них гораздо ниже, а значение КСТ выше, чем у углеродосодержащих высокопрочных сталей (КСТ = 0,25...0,30 вместо 0,06...0,08 МДж/м²).

Таблица 1.2 – Упрочняющие фазы в мартенситно-старяющих сталях

Марка стали	Режим термической обработки		Упрочняющая фаза
	t _{зак} , °С	t _{стар} , °С	
Н18К9М5Т	900	480–550	Fe ₂ Mo, Ni ₃ , (Mo, Ti)
Н13К15М10Т	1000	500–600	Fe ₂ Mo, (Fe, Co) ₂ Mo, (Fe, Co) ₇ Mo ₆
Х12Н8К5М2ТЮ	1000	650	Ni ₃ Al, Ni ₃ Ti
Х12Н8К5М2ТЮ	1000	700	R-фаза типа (Fe, Co) ₁₅ Cr ₃ Mo ₁₀
Х10К13М5	1100	500–700	R-фаза
Х10К13М5	1100	700–800	χ-фаза
Х14К9Н6М5	1130	500–700	R-фаза
Х11Н10М2Т	1000	525–600	Ni ₃ Ti

1.3.1. Термическая обработка

Термическая обработка мартенситно-стареющих сталей состоит из двух операций: закалки и последующего старения.

Так как стали в результате высокого легирования обладают высокой устойчивостью аустенита, их охлаждение можно проводить в масле или на воздухе. Стали не чувствительны к перегреву. Температура нагрева определяется полнотой растворения интерметаллидов и гомогенизацией аустенита.

После закалки сталь обладает низкой твёрдостью и высокой пластичностью, поэтому её можно обрабатывать резанием и подвергать пластической деформации.

Окончательные свойства стали приобретают после старения, которое проводят при температуре 470...530 °С в зависимости от марки стали.

2. Подшипниковые и пружинные стали

2.1. Подшипниковые стали

Подшипники являются узлами конструкций, которые позволяют снизить коэффициент трения в узлах машин при вращательном движении и в результате этого увеличить в несколько раз долговечность этих узлов.

Каждый подшипник состоит из четырёх основных элементов:

1. Наружнее кольцо.
2. Внутреннее кольцо.
3. Элементы качения.
4. Сепаратор.

Сепаратор служит для равномерного распределения элементов качения по окружности и не несёт существенных нагрузок при работе. Он выполняется из мягкой стали или полимеров. Основную нагрузку воспринимают кольца и элементы качения. Именно к ним предъявляются высокие требования по свойствам, которые определяют долговечность работы.

По точности изготовления подшипники делят на две группы: обычной точности и прецизионные. Элементы последних выполняют иногда с точностью ± 1 мкм. Следует отметить, что такую точность можно получить только на специальных станках при строгом тепловом режиме изготовления и из заготовок, изготовленных также с высокой точностью. Прецизионные подшипники стоят в несколько раз дороже обычных.

По конструкции они различаются на:

- по форме элементов качения (шариковые, роликовые, игольчатые);
- по типу восприятия нагрузки (радиальные, упорные и радиальноупорные);

– по типу (стандартные и специальные, когда подшипник является частью неразъёмной конструкции или работает в особых условиях).

Но независимо от конструкции основные элементы подшипников работают в однотипных условиях и выходят из строя в основном по одним и тем же причинам [1, 2].

2.1.1 Требования к эксплуатационным свойствам

При работе подшипника элемент качения, зажатый под действием нагрузки между наружным и внутренним кольцами, катится по беговым дорожкам.

Под действием вертикальной силы, действующей на вал, через элементы качения на наружное кольцо 1 передаётся усилие сжатия. Эпюра напряжений сжатия представлена на рисунке 2.1.

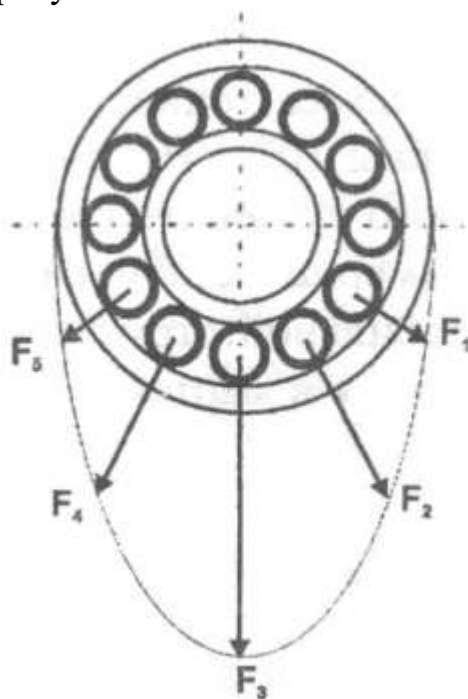


Рисунок 2.1 – Схема распределения сил при работе подшипника

Каждый элемент качения в точке контакта подвергается упругой деформации и совместно с кольцами образует контактные площадки. Схематически это показано на рисунке 2.2.

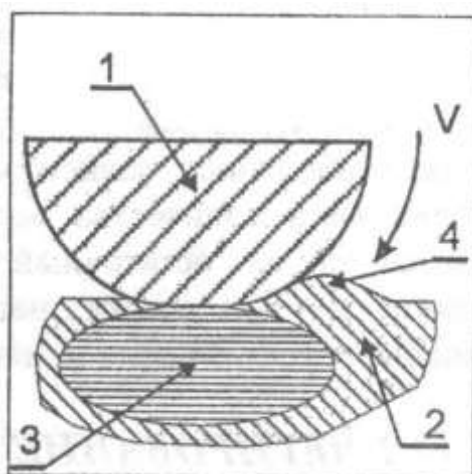


Рисунок 2.2 – Схема деформации в зоне контакта элемента качения и кольца:
 1 – элемент качения, 2 – кольцо, 3 – эпюра растягивающих напряжений,
 4 – «волна» металла, V – направление вращения

Перед элементом качения возникает упругая волна, которую элемент «гонит» перед собой при перемещении. На деформацию элемента качения и колец, а также на перемещения волны затрачивается работа, которая является составной частью работы трения. Под поверхностями кольца и элемента качения возникают напряжения сжатия и растяжения. Эпюра напряжений растяжения показана на рисунке 2.2.

Видно, что максимальные растягивающие напряжения располагаются на некоторой глубине от поверхности взаимодействующих элементов, которая в реальных условиях составляет несколько десятков мкм. Эти напряжения могут вызвать образование трещины.

Так как действующая нагрузка в каждой точке элементов повторяется за каждый оборот один раз, то образование и развитие трещины носит усталостный характер, т.е. возникает и распространяется в результате многоциклового усталости. Процесс разрушения усугубляется тем, что металл элементов неоднороден, а неоднородности являются концентраторами напряжений.

Концы образовавшейся трещины в результате многоциклового нагружения выходят на поверхность детали, что приводит к выкрашиванию частиц и образованию лунки (питтинга) в детали. В дальнейшем процесс питтингования развивается катастрофически, т.к. разрушение вызывает проскальзывание и возникновение новых концентраторов напряжений.

Из сказанного следует, что элементы подшипников относятся к тяжело нагруженным деталям машиностроения и для их производства применяют специальные стали. К этим сталям предъявляют особые требования:

1. Высокая статическая грузоподъёмность – предельная нагрузка, при которой остаточные деформации в зоне контакта не должны превышать 0,01 %

диаметра элемента качения. Необходимая статическая грузоподъёмность, а она должна быть весьма значительной, т.к. давление в области контакта при работе подшипника доходит до 2000...4000 МПа, достигается применением в качестве материала для подшипников заэвтектоидных легированных хромом сталей, обработанных на высокую твёрдость.

2. Высокое сопротивление контактной усталости. Эта характеристика чрезвычайно сильно зависит от наличия металлургических дефектов различного рода, особенно сульфидных и оксидных включений, а также водорода, поскольку подшипниковые стали флокеночувствительны.

3. Износостойкость, в том числе абразивная, достигается введением в сталь ~1,0 % С и 1,5 % Cr. Влияние хрома на износостойкость определяется тем, что он увеличивает количество карбидной фазы и меняет количественно её состав, позволяя получать твёрдые специальные карбиды.

4. Высокое сопротивление малым пластическим деформациям. Это требование наиболее актуально для подшипников точных приборов.

5. Размерная стабильность. В зависимости от размеров и класса точности подшипников изменения размеров при эксплуатации не должны быть больше 10^{-4} ... 10^{-5} мм. Размерная стабильность зависит от содержания остаточного аустенита в стали. При увеличении количества остаточного аустенита размерная стабильность ухудшается, так как остаточный аустенит является нестабильной структурной составляющей и при высоких нагрузках может превратиться в мартенсит, что сопровождается объёмными изменениями [2].

2.1.2. Легирование и термическая обработка

Основным легирующим элементом подшипников широкого назначения является хром. Он имеет основные преимущества перед другими легирующими элементами, заключающиеся в том, что:

- хром в заэвтектоидных сталях образует мелкодисперсную карбидную фазу, которую легко получить в виде глобулей;
- хром увеличивает износостойкость стали ввиду высокой твёрдости карбидов;
- хром повышает прокаливаемость стали и позволяет проводить охлаждение деталей при закалке в масле;
- хром при небольших содержаниях слабо понижает точки M_n и M_k и позволяет при охлаждении до комнатных температур получать низкое содержание остаточного аустенита;
- хром вводят в сталь в количестве 0,6, 0,9 или 1,5 % в зависимости от размеров деталей.

Во всех сталях этого класса допускается содержание углерода 0,95...1,05 %.

Наибольшее распространение получила сталь ШХ15. Если сталь ШХ15 не удовлетворяет требованиям прокаливаемости, то используют стали с добавками кремния и марганца (ШХ15СГ или ШХ20СГ).

Для работы подшипников в агрессивных средах применяют стали марок 11Х18М и 95Х18-Ш, а при повышенных температурах – 8Х4М4В2Ф-Ш и 8Х4В9Ф2-Ш.

Для подшипников крупных размеров или изготавливаемых посредством пластической деформации применяют низкоуглеродистые цементуемые стали: 15Г1, 18ХГТ, 20ХНМ или 20Х2Н4А.

Перед закалкой стали типа ШХ обязательно должны иметь структуру зернистого перлита. Поэтому заготовки подшипников, полученные методами горячей деформации, обязательно подвергают отжигу на зернистый перлит.

Отжиг поковок из сталей ШХ15, ШХ15СГ и ШХ20СГ. Для обеспечения хорошей обрабатываемости резанием и подготовки структуры к закалке после горячей деформации производится отжиг поковок на зернистый цементит (перлит) различной степени дисперсности, оцениваемой по шкалам ГОСТ. Наилучшая микроструктура для последующей термической обработки и обрабатываемости резанием – однородный мелкозернистый цементит (перлит).

Структура стали после отжига оказывает большое влияние на выбор режимов закалки, поэтому разница в структуре между поковками должна быть минимальной, что может быть обеспечено соблюдением тепловых режимов, как при ковке, так и при отжиге поковок.

Режим отжига состоит в нагреве до 800 °С, выдержки, охлаждения до 730 °С, выдержки и охлаждении с печью до 600 °С и далее на воздухе.

При отжиге поковки можно нагревать с любой скоростью. Для равномерного нагрева всей садки рекомендуется при температуре 700–730 °С делать выдержку. Выдержка при температуре отжига должна быть достаточной для превращения перлита в аустенит и для выравнивания температуры по всему объёму садки (обычно 3–4 ч).

Учитывая, что структура исходных заготовок неодинакова (разная температура окончанияковки, скорость охлаждения и пр.), скорость охлаждения поковок должна быть в пределах 15–20 °С/ч для садок массой более 3 т, 20–25 °С/ч для садок массой 0,5–3,0 т, 25–30 °С/ч для садок массой менее 0,5 т.

Эти скорости необходимы лишь в интервале температур распада аустенита: до 650–550 °С. Далее охлаждение производится на воздухе.

Для отжига могут использоваться шахтные электропечи или, что предпочтительнее, конвейерные или толкательные проходные печи, в которых

распределение мощности по длине печи позволяет обеспечить сохранение оптимального режима и достаточно высокую производительность.

Твёрдость стали ШХ15 после отжига находится в пределах 179...207 НВ, а стали ШХ15СГ и ШХ20СГ – 179...217 НВ.

Нормализация и высокий отпуск поковок из стали 80Х2Н4А. Нормализация поковок производится при температуре 900–920 °С, а последующий высокий отпуск при 650 °С и достаточно большой выдержке, необходимой для выравнивания температуры по всему объёму садки.

При наличии мелкого природного зерна (не крупнее балла 5 шкалы ГОСТ) послековки можно ограничиться высоким отпуском при 650 °С, но с более длительной выдержкой. Твёрдость поковок после высокого отпуска не выше 241 НВ. Микроструктура – сорбитообразный перлит.

Отжиг поковок из стали 65Х18. Поковки после охлаждения в термостате загружают на отжиг в печь, нагретую до температуры 600 °С. После прогрева всей садки при этой температуре поковки нагревают до 850–870 °С со скоростью 200 °С/ч и выдерживают при этой температуре 5–6 ч.

Затем проводят охлаждение с печью до 740–760 °С со скоростью 30–40 °С/ч (выдержка 4–6 ч), затем до 450 °С. Дальнейшее охлаждение – на воздухе.

Твёрдость поковок после отжига должна быть не выше 269 НВ при диаметре отпечатка не менее 3,7 мм. Микроструктура поковок – мелкозернистый или зернистый перлит и избыточные карбиды.

Отжиг поковок из сталей 8Х4В9Ф2-Ш и 8Х4М4В2Ф-Ш. Заготовки послековки охлаждают в печи, нагретой до температуры 500°С, поэтому отжиг их можно начать непосредственно после выравнивания температуры по всей садке или холодные заготовки послековки загружать в печь, нагретую до 500–600 °С. После прогрева поковки нагревают до 830–850 °С со скоростью 200 °С/ч и выдерживают при этой температуре в течение 3–5 ч. Затем проводят охлаждение с печью до 720–750 °С со скоростью 30–40 °С/ч, выдержка 4–6 ч, затем до 550 °С. Дальнейшее охлаждение – на воздухе.

Твёрдость поковок после отжига должна быть не выше 269 НВ при диаметре отпечатка не менее 3,7 мм. Микроструктура поковок – сорбитообразный или зернистый перлит и с избыточными карбидами.

Упрочнение деталей подшипников заключается в закалке и последующем отпуске.

При закалке колец принимаются все меры предупреждения возникновения деформации. Кольца, как правило, укладывают в один слой, устанавливают минимальную температуру нагрева, обеспечивающую сквозную прокаливаемость, и охлаждение ведут в подогретом масле низкой или умеренной вязкости. Для предупреждения окисления и обезуглероживания

применяют защитные атмосферы. Отпуск колец, изготовленных из сталей ШХ, проводят при температурах 160...180 °С в течение не менее 2 ч. Длительный отжиг необходим для более полной релаксации внутренних напряжений, которые способствуют образованию шлифовальных трещин при окончательной механической обработке и снижают ресурс работы подшипников.

Охлаждение при закалке элементов качения производят в масле, если их диаметр не превышает 12 мм. Более крупные детали охлаждают в воде или водных растворах солей. При охлаждении ведут интенсивное перемешивание жидкости с целью предотвращения пятнистой закалки. Длительность отпуска также увеличивают с целью более полного снятия внутренних напряжений [2].

2.2. Пружинные стали

Пружинные стали применяются при изготовлении упругих и демпфирующих элементов: цилиндрических и плоских пружин, тарельчатых пружин, торсионов, рессор и др. Основным свойством этих элементов является пропорциональность изменения длины или формы от приложенной нагрузки, которая выражается следующим уравнением:

$$F = k \cdot \Delta l, \quad (2.1)$$

где F – действующая сила, Н, Δl – изменение длины, м; k – жёсткость, Н/м.

Видно, что данное уравнение идентично закону Гука, в котором жёсткость имеет смысл модуля Юнга.

В реальных металлах линейная зависимость закона Гука выполняется лишь в упругой области деформации, т.е. при нагружении до предела упругости. Это показывает, что пружинные стали и другие материалы, предназначенные для упругих элементов, должны иметь большое значение предела упругости, как основного рабочего свойства.

Часто вместо предела упругости используют условный предел упругости, как напряжение, которое вызывает остаточную деформацию, равную 0,03...0,005 % ($\sigma_{0,03}$... $\sigma_{0,005}$).

Второй важной характеристикой материалов является их релаксационная стойкость, которая представляет собой неизменность предела упругости в течение длительного срока службы пружины. Эта характеристика обеспечивает точность и надёжность работы упругих элементов.

Под релаксацией напряжений понимают самопроизвольное затухающее падение напряжений при постоянной суммарной деформации (рисунок 2.3). Условием релаксации напряжений является зависимость:

$$\varepsilon_0 = \varepsilon_y + \varepsilon_{\Pi} = \text{const}, \quad (2.2)$$

где ε_0 – суммарная деформация; ε_y – упругая деформация; ε_p – пластическая деформация.

В начальный момент времени вся деформация является упругой (при нагружении в упругой области) и $\varepsilon_0 = \varepsilon_y$. С течением времени упругая деформация уменьшается, а пластическая растёт и предельным случаем является равенство $\varepsilon_0 = \varepsilon_p$.

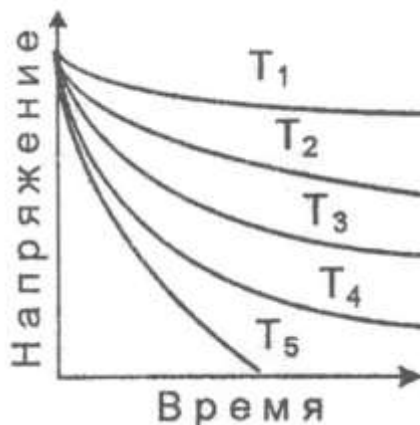


Рисунок 2.3 – Схема релаксации напряжений с выполнением условия $T_1 < T_2 < T_3 < T_4 < T_5$

Причиной релаксации напряжений являются дислокационно-сдвиговые процессы, а также различного рода структурные превращения, которые могут идти под нагрузкой в случае недостаточной структурной стабильности сплава. Поэтому увеличение сопротивления сдвигообразованию (повышение предела упругости) и структурной стабильности сплава повышает его релаксационную стойкость [2].

2.2.1. Стали общего назначения

Пружинные стали подразделяют на две группы: стали общего назначения и специального назначения.

Стали общего назначения используются для изготовления упругих элементов, работающих в климатических условиях при температуре до 200 °С. К ним относятся углеродистые и низколегированные стали.

Для пружин низкой ответственности, изготавливаемых из проволоки или ленты небольшого сечения (до 2...3 мм), используют углеродистые стали в патентированном состоянии. Режим патентирования зависит от сечения проволоки и состава стали. Для проволоки, содержащей 0,8 % С, температура аустенитизации составляет 900 °С, а для патентирования ~500 °С. Последующее волочение повышает предел прочности и предел текучести стали и за счёт дробления зерна и мелких пластин карбидов повышает предел прочности σ_B до

4000...4500 МПа. При такой обработке сталь обладает достаточно высокой пластичностью. Её можно прокатывать в ленту или изогнуть, придав нужную форму пружине.

Но пружина, изготовленная из патентованной проволоки, имеет низкую релаксационную стойкость и предел упругости. Поэтому изготовленное изделие подвергается дополнительной обработке – старению при 150...200 °С.

Такие изделия имеют низкую коррозионную стойкость, поэтому на них, как правило, наносится антикоррозионное покрытие (цинкование, хромирование или кадмирование).

Из прутков сталей 70, 85, У9 и У12 диаметром более 3 мм так же изготавливают пружины, но их подвергают закалке на мартенсит и последующему отпуску при температурах ~300 °С. На рисунке 2.4 показано изменение свойств низколегированных и углеродистых сталей при отпуске.

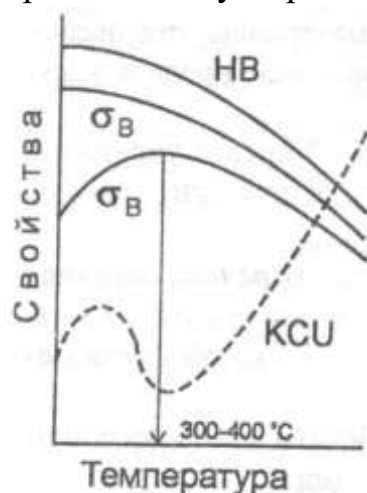


Рисунок 2.4 – Влияние температуры отпуска на свойства стали

Видно, что интервал оптимальных температур отпуска составляет 300...400 °С. Но этот интервал соответствует проявлению отпускной хрупкости I рода. Ввиду этого надёжность пружин, изготовленных из углеродистых сталей невелика.

Чтобы «освободить» этот интервал температур для отпуска, стали легируют Mn и Si. Легирование также повышает прокаливаемость стали, что позволяет применять их для изготовления пружин больших размеров. В таблице 2.1 представлены режимы обработки и свойства некоторых пружинных сталей.

Таблица 2.1 – Марки и свойства пружинных сталей общего назначения

Марка стали	Режим термообработки		$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ	ψ
	$t_{зак}$	$t_{отп}$				
65Г	800	480	800	1000	8	30
55ХГР	830	450	1250	1400	5	30
60С2	870	460	1200	1300	6	25
70С3А	860	460	1600	1800	6	25
50ХФА	850	520	1100	1300	8	25

Термическая обработка пружинных сталей общего назначения заключается в закалке на мартенсит и последующем отпуске при температурах 450...520 °С. При такой обработке предел упругости и релаксационная стойкость приобретают максимальное значение.

Охлаждение сталей при закалке во избежание коробления проводят в масле.

Особое внимание обращают на состояние поверхности. Кремний в стали способствует обезуглероживанию и росту аустенитного зерна. Поэтому нагрев стали желательно проводить в защитной атмосфере или расплавах солей и не допускать перегревов. Обезуглероживание и окисление поверхности пружин, которое вызывает шероховатость поверхности, приводят к резкому снижению предела усталости.

После термической обработки желательно поверхность подвергнуть пескоструйной очистке. Если диаметр прутка пружины составляет более 8 мм, пружины желательно обработать дробью на дробемётных машинах. Наклёп поверхностного слоя положительно сказывается на повышении предела усталости и, как следствие, на увеличении срока службы пружин.

Если пружины подвергаются электролитическим или химическим покрытиям в кислых средах, то после покрытия их необходимо прогреть при температуре 220...240 °С в течение 2...4 ч с целью удаления водорода. При наличии водорода пружинные стали склонны к замедленному разрушению.

Лучшие результаты для кремнистых сталей даёт изотермическая закалка на нижний бейнит при изотермической выдержке при температуре ~320 °С. При изотермической закалке при высоком значении предела пропорциональности возрастает уровень вязкости стали, что увеличивает их долговечность. После изотермической закалки желательно делать дополнительный отпуск при температуре изотермы. Отпуск снижает содержание остаточного аустенита в стали.

После окончательной термической обработки часто пружины подвергают многократному циклированию. Такая обработка стабилизирует структуру и увеличивает долговечность [2].

2.2.2. Стали специального назначения

Пружинные стали специального назначения кроме высоких значений предела упругости могут иметь ещё высокую коррозионную стойкость, теплостойкость и другие физические свойства. К таким сталям относятся высоколегированные стали мартенситного и аустенитного класса и мартенситно-старяющие стали.

Для пружин повышенной теплостойкости (до 500...550 °С) применяют конструкционные хромистые стали 30X13 и 40X13. Эти стали могут эксплуатироваться во влажной среде, морской воде и средах, содержащих органические кислоты.

Если упругие элементы эксплуатируются в растворах минеральных кислот или щелочей, то применяют стали нержавеющие аустенитного класса типа X18H10. Так как эти стали в закалённом состоянии очень пластичны ($\delta \approx 80\%$), то их используют в наклёпанном состоянии [2].

В последнее время в качестве пружинных сталей стали применять мартенситно-старяющие стали. Добавка в эти стали более 11 % Cr делает эти стали коррозионно-стойкими. Так как для пружинных материалов не требуется высокая вязкость, то в них возможно повышенное содержание титана (до 1,2–1,4 %) и углерода (до 0,2 %). Такое легирование увеличивает отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и, как следствие, повышает $\sigma_{0,03}$. Такие стали могут дополнительно упрочняться пластической деформацией. Они находят применение для изготовления пружин и других демпфирующих элементов высокой ответственности.

3. Железоуглеродистые сплавы

3.1. Диаграмма состояния "железо-углерод"

3.1.1. Свойства железа и углерода

Железо Fe. Удельный вес 7,87 г/см³, температура плавления 1539 °С, кипения 2740 °С. В земной коре содержится до 5,1 % железа (более распространены в земной коре только алюминий, кремний, кислород).

Железо – металл серебристого цвета, активно образует соединения с кислородом, является хорошим растворителем для многих элементов. Поэтому очень трудно получить железо, совершенно свободное от примесей. Химически чистое железо (около 0,001 % примесей) получают только лабораторным путем для специальных исследований. Технически чистое мартеновское железо (в некоторых справочниках – железо "Армко") содержит 0,1–0,2 % примесей.

Железо имеет следующие аллотропические модификации кристаллической решетки:

- до 910 °С кристаллизуется в объемно-центрированной кубической решетке К8 с параметром $a = 0,285$ нм (альфа-железо, обозначается α -Fe или Fe_{α});
- в интервале 910–1400 °С кристаллизуется в гранецентрированной кубической решетке К12 с параметром $a = 0,359$ нм (гамма-железо, обозначается γ -Fe или Fe_{γ});
- выше 1400 °С (до температуры плавления) снова кристаллизуется в решетке К8 с параметром $a = 0,293$ нм и называется δ -Fe или α -Fe.

Альфа-железо при нагреве до 768 °С магнитно (точка Кюри), а при дальнейшем нагреве – парамагнитно.

Железо со многими элементами образует твердые растворы: с металлами – твердые растворы замещения, с углеродом, азотом, бором – твердые растворы внедрения и химические соединения (карбиды, нитриды, бориды).

Чистое железо весьма пластично ($\delta \geq 50$ %), мало прочно ($\sigma_{\text{в}} = 180\text{--}250$ МПа).

Углерод С – шестой элемент в периодической системе таблицы Д. И. Менделеева, неметалл. Углерод кристаллизуется в двух модификациях:

- специфической двойной кубической кристаллической решетке (решетка алмаза) с параметром $a = 0,356$ нм;
- гексагональной Г6 с параметрами $a = 0,14$ нм, $c = 0,304$ нм (решетка графита).

В железоуглеродистых сплавах углерод может присутствовать в трех формах:

- в виде химического соединения Fe_3C – карбида железа, или цементита;
- в виде графита (только в чугунах);
- в составе твердых растворов внедрения в альфа-железе (до 0,02 %) и в гамма-железе (до 2 %).

Цементит – химическое соединение Fe_3C обладает слабыми металлическими свойствами, имеет сложную кристаллическую решетку. До 210 °С цементит магнитен. При температурах около 1200 °С цементит распадается на железо и углерод. Теоретическая температура плавления цементита около 1600 °С. Цементит очень тверд ($HB = 750\text{--}800$), но хрупок ($\delta = 0\%$).

Графит – темно-серое, почти черное, чешуйчатое вещество с плотностью 2,3 г/см³. Кристаллы графита (чешуйки) легко отделяются друг от друга, поэтому графит добавляется в антифрикционные смазки. Высокая огнестойкость графита позволяет его применять как огнеупорный материал.

Высокая электропроводность графита обуславливает его применение в меднографитовых композициях и, в прессованном виде, для токосъемных деталей электромашин. В форме графита углерод присутствует в чугунах при наличии в их составе достаточного количества кремния. Открыты также и другие различные аллотропические формы углерода: нанотрубки, фуллерены, графен и др. [16, 19].

Твердые растворы углерода в железе. Теоретически растворение углерода в альфа-железе невозможно. Однако в реальных кристаллах, где обязательно имеют место кристаллические несовершенства – вакансии и смещения, – в альфа-железе растворяется до 0,02 % углерода. Твердый раствор углерода в альфа-железе называется ферритом и обозначается $\alpha\text{-Fe(C)}$. Как и альфа-железо, феррит магнитен.

Растворение углерода в гамма-железе происходит легче, чем в альфа-железе, поскольку в решетке К12 имеются поры в центре куба. Твердый раствор углерода в гамма-железе называется аустенитом (по имени английского ученого Роберта Аустена) и обозначается $\gamma\text{-Fe(C)}$. Аустенит немагнитен, устойчив против окисления, малотеплопроводен, имеет сравнительно невысокую твердость (170–220 НВ) и достаточно высокую пластичность ($\delta = 40\text{--}50\%$).

Феррит, аустенит и цементит являются основными фазами железоуглеродистых сплавов. Состояние и состав этих фаз в зависимости от температуры и концентрации компонентов описываются диаграммой «железоуглерод».

3.1.2 Характеристика и анализ диаграммы «железо-углерод»

Начало изучения сплавов системы «Fe-C», а также термической обработки этих сплавов было положено великим русским ученым Дмитрием Константиновичем Черновым (1839–1921 гг.). В работе "Критический обзор статей господ Лаврова и Калакуцкого о стали и стальных орудиях и собственные исследования Д. К. Чернова по этому же предмету" (1868 г.) Д. К. Чернов впервые указал на существование критических точек в стали и определил их положение в зависимости от температуры и содержания углерода, т.е. дал первое представление о диаграмме «железо – углерод». Дальнейшие исследования русских (Ржешотарский, Гутовский, Лебедев, Завьялов, Байков, Корнилов и др.) и зарубежных (Мартенс, Гейн, Вюст, Сорби, Гадфильд, Аустен, Юм-Розери, Осмонд, Ле Шателье, Шевенар, Р. Мейл, Уэлс и др.) ученых позволили к двадцатым годам прошлого столетия создать достаточно точную диаграмму состояния сплавов «железо – углерод». Диаграмма состояния в ее современном виде описывает фазовый состав и структурное состояние сплавов железа с углеродом до содержания углерода 6,67 % (рисунок 3.1). Такое

содержание углерода соответствует химическому соединению Fe_3C . Сплавы с содержанием более 6,67 % углерода в технике не применяются, и поэтому диаграмма их состояния практического значения не имеет. Узловые точки диаграммы имеют общепринятое международное обозначение и являются критическими точками превращений сплавов характерного фазового состава (так называемые точки Чернова).

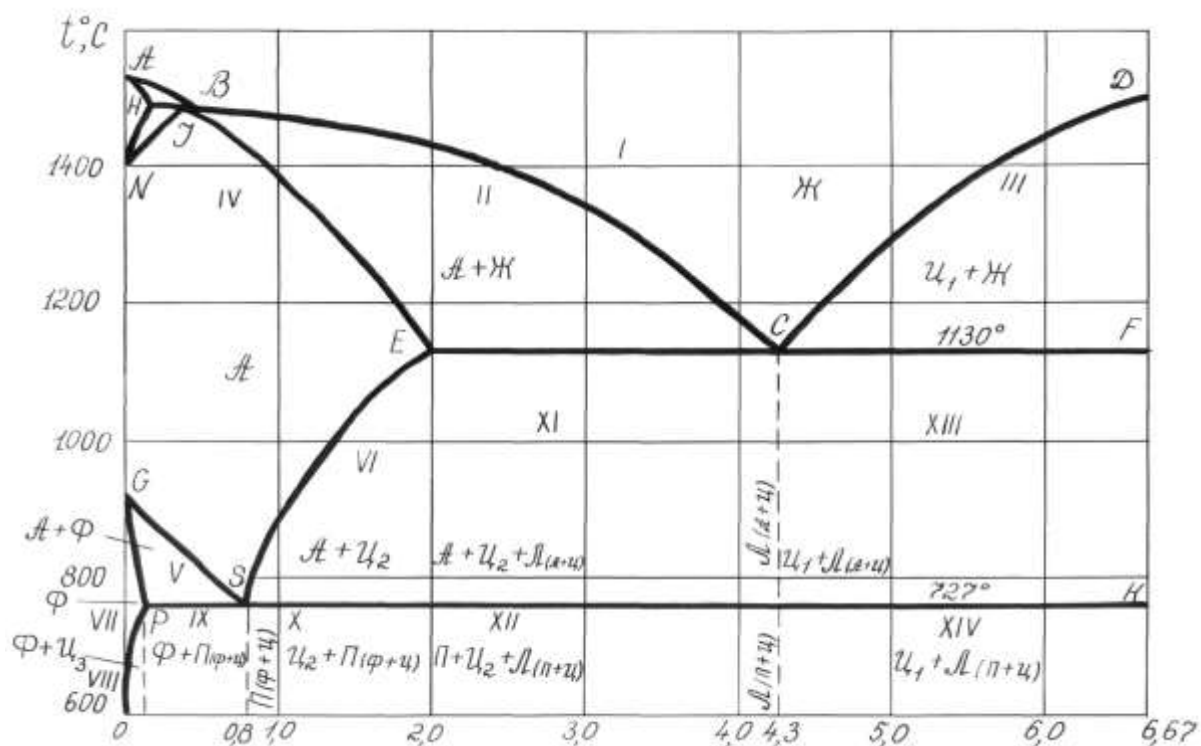


Рисунок 3.1 – Диаграмма состояния сплавов системы «железо – углерод»

Эти точки – начальные или конечные точки характерных линий диаграммы. Линии диаграммы являются геометрическим местом точек, соответствующих температурам кристаллизации (или плавления), полиморфных превращений сплавов в пределах характерных концентраций компонентов:

ABCD – линия ликвидус – характеризует начало кристаллизации всех сплавов системы;

ANJESFD (AECFD) – линия солидус – характеризует окончание кристаллизации всех сплавов;

ECF – линия эвтектических превращений сплавов с содержанием углерода более 2 %. В точке С сплав с содержанием 4,3 % углерода кристаллизуется в эвтектику; эта эвтектика имеет название ледебурит в честь французского ученого Ледебюра;

SE – линия ограничения растворимости углерода в гамма-железе (линия предельной растворимости или предельного насыщения углеродом твердого раствора углерода в гамма-железе – $\gamma\text{-Fe}(\text{C})$ – аустенита);

GS – линия начала перекристаллизации аустенита в феррит ($\gamma\text{-Fe(C)} \rightarrow \alpha\text{-Fe(C)}$);

GP – линия начала перекристаллизации аустенита в феррит;

PSK – линия эвтектоидных превращений сплавов с содержанием углерода более 0,02 %. В точке S при содержании углерода в аустените 0,8 % и при температуре 727 °C из аустенита образуется механическая смесь феррита и цементита. Превращение происходит из твердого раствора, поэтому в отличие от эвтектического (эвтектика образуется из жидкого раствора) это превращение называется эвтектоидным. Продукт эвтектоидного превращения (эвтектоид) – механическая смесь феррита и цементита – называется перлитом. Название перлит структура эвтектоида получила за перламутровый блеск при наблюдении в микроскоп;

PQ – линия ограничения растворимости углерода в альфа – железе (линия предельной растворимости или предельного насыщения углеродом феррита $\alpha\text{Fe(C)}$).

Линии HJB, (NH и JH) – линии перитектического превращения сплавов с содержанием углерода 0,1–0,5 %, происходящего при температуре 1485 °C, – обычно не рассматриваются. Это обусловлено тем, что у всех сплавов, содержащих менее 2 % углерода, в результате первичной кристаллизации образуется структура аустенита.

Линии диаграммы разграничивают области существования характерных фаз:

I – выше линии ликвидус – область жидкого раствора железа и углерода – Ж;

II – между линиями ABC и AEC – область фазового равновесия жидкого раствора и кристаллов твердого раствора – аустенита (Ж + А);

III – между линиями CD и CF – область фазового равновесия жидкого раствора и кристаллов цементита. Цементит, образующийся из жидкой фазы, называется цементит первичный (Ж + Ц₁);

IV – между линиями AE, ES и GS – область существования аустенита (А);

V – между линиями GS и GP – область фазового равновесия между аустенитом и ферритом (А + Ф);

VI – под линией SE – область фазового равновесия аустенита и цементита, образующегося при понижении температуры за счет уменьшения растворимости углерода в аустените (по линии SE). Этот цементит, кристаллизующийся из аустенита, называется цементит вторичный (А + Ц₂);

VII – между линиями GP и PQ – область существования феррита (Ф);

VIII – под линией PQ – область фазового равновесия феррита и цементита, образующегося при понижении температуры за счет уменьшения

растворимости углерода в феррите (по линии PQ). Этот цементит, кристаллизующийся из феррита, называется цементит третичный ($\Phi + \text{Ц}_3$);

IX – под отрезком PS – область фазового равновесия феррита и перлита (эвтектоида) ($\Phi + \text{П}$);

X – под линией SE при температурах ниже 727 °С (линии PSK) – область фазового равновесия перлита и цементита вторичного ($\text{П} + \text{Ц}_2$);

XI – под отрезком EC при температурах выше 727 °С (выше линии PSK) – область фазового равновесия аустенита, цементита вторичного и ледебурита (эвтектики состава аустенит плюс цементит) ($\text{А} + \text{Ц}_2 + \text{Л}_{(\text{А}+\text{Ц})}$);

XII – под отрезком EC при температурах ниже 727 °С (ниже линии PSK) – область фазового равновесия перлита, цементита вторичного и ледебурита состава перлит плюс цементит ($\text{П} + \text{Ц}_2 + \text{Л}_{(\text{П}+\text{Ц})}$);

XIII – под отрезком CF при температурах выше 727 °С (выше линии PSK) – область фазового равновесия ледебурита состава аустенит плюс цементит и цементита первичного ($\text{Ц}_1 + \text{Л}_{(\text{А}+\text{Ц})}$);

XIV – под отрезком CF при температурах ниже 727 °С (ниже линии PSK) – область фазового равновесия цементита первичного и ледебурита состава перлит плюс цементит ($\text{Ц}_1 + \text{Л}_{(\text{П}+\text{Ц})}$).

Образующийся при кристаллизации сплава с содержанием 4,3 % углерода в точке С (1130 °С) ледебурилит представляет собой механическую смесь аустенита и цементита. Но аустенит может существовать при строгом фазовом равновесии только до температуры 727 °С. Понижение температуры от 1130 °С до 727 °С приведет к тому, что (в соответствии с линией ES) концентрация углерода в аустените (за счет выпадения избыточного цементита вторичного) достигнет 0,8 % и произойдет эвтектоидное превращение аустенита в перлит. Поэтому состав ледебурита при температурах ниже 727 °С изменится. Это будет механическая смесь перлита и цементита.

Кроме того, при охлаждении перлита (механической смеси феррита и цементита) в феррите (который входит в состав перлита) будет кристаллизоваться цементит третичный (по линии PQ). Поэтому во всех сплавах с содержанием углерода более 0,025 % (точка Q) при температурах ниже 727 °С в фазовом равновесии наряду с другими структурами будет находиться цементит третичный, хотя и в очень небольших количествах. Влияние его на структуру и свойства сплавов практически можно не учитывать.

Перлит имеет в зависимости от состояния цементита следующие механические свойства: $\text{НВ} = 160\text{--}250$; $\sigma_{\text{в}} = 600\text{--}800$ МПа; $\delta = 5\text{--}14$ %.

Ледебурилит состава перлит плюс цементит тверд и хрупок ($\text{НВ} = 500\text{--}700$).

Классификация железоуглеродистых сплавов. По диаграмме «Fe-C» все сплавы делят на две основные группы:

- стали – сплавы железа с углеродом, содержащие углерода не более 2 % (приблизенно, точное значение – 2,14 %);
- чугуны – сплавы, содержащие свыше 2 до 6,67 % углерода.

В свою очередь основные группы сплавов делят на подгруппы.

Сплавы с содержанием углерода менее 0,02 % называют технически чистым железом; свыше 0,02 до 0,8 % – доэвтектоидными сталями; ровно 0,8 % – эвтектоидной сталью, свыше 0,8 до 2 % – заэвтектоидными сталями.

Сплавы, содержащие свыше 2 до 4,3 % углерода, называют доэвтектическими чугунами; ровно 4,3 % углерода – эвтектическим чугуном; свыше 4,3 до 6,67 % углерода – заэвтектическими чугунами.

Анализ диаграммы «железо углерод». Свойства углеродистых сталей при нормальной температуре зависят от концентрации углерода. Феррит – пластичная, мало прочная структура (почти чистое железо); цементит – очень твердая и хрупкая; перлит (Ф + Ц) имеет промежуточные свойства. Поэтому, чем меньше содержание углерода в стали, тем она мягче и пластичнее.

Технически чистое железо (до 0,02 %С) используется как магнитомягкий материал; стали с содержанием углерода до 0,8 % – для деталей РАВ; заэвтектоидные стали – обычно для режущего инструмента. Стали с содержанием углерода более 1,4–1,5 %С практически не применяются из-за весьма высокой твердости и хрупкости.

Чугуны, по сравнению со сталями, мало пластичны, но обладают лучшими литейными свойствами – низкой температурой плавления, малой усадкой, хорошей жидкотекучестью (благодаря наличию эвтектики) и используются в основном в отливках.

Качественный анализ диаграммы производится путем построения кривых охлаждения с применением правила отрезков. Для примера рассмотрим структурные превращения в сплаве, содержащем 0,5 %С (сталь 50). На участке 0–1 (рисунок 3.2) происходит равномерное охлаждение жидкого раствора концентрации 0,5 %С.

На участке 1–2 начинается в точке 1 и заканчивается в точке 2 кристаллизация аустенита. Выделяется скрытая теплота, ранее затраченная на разрушение кристаллической решетки, и закон охлаждения отличается от прямолинейного (на графике – перегиб).

Участок 2–3 соответствует охлаждению однофазного аустенита.

В точке 3 начинается вторичная кристаллизация феррита, содержание углерода в аустените увеличивается по линии 3–S и в точке 4 достигает 0,8 %. Оставшийся аустенит состава 0,8 % С превращается в перлит при постоянной температуре 727 °С (участок 4–4' на кривой охлаждения).

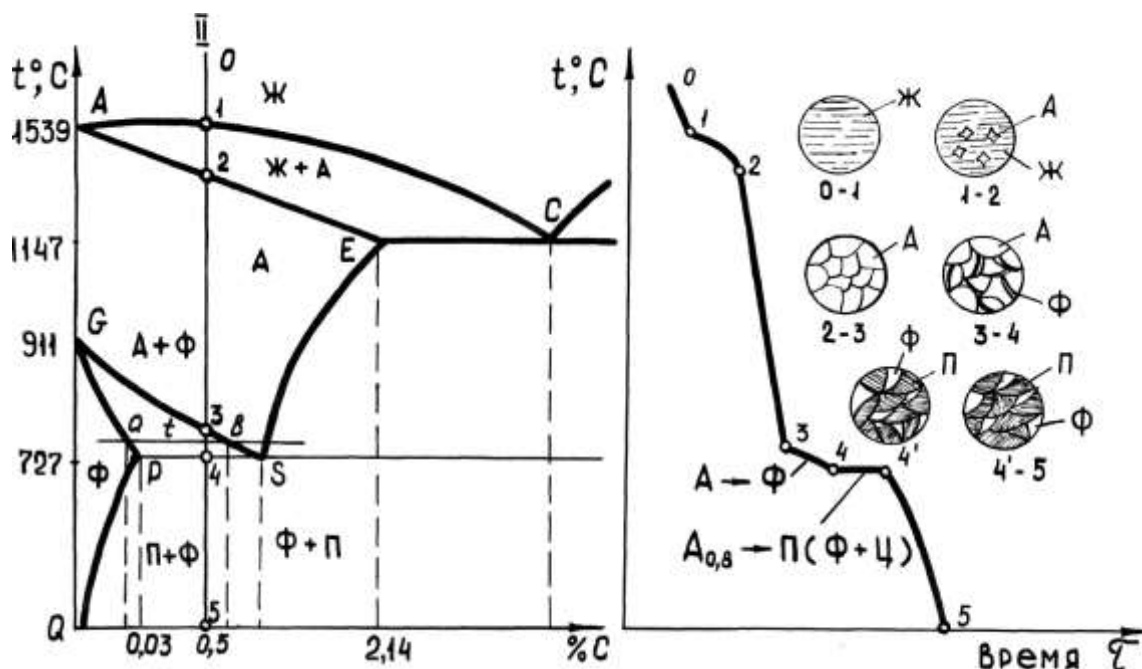


Рисунок 3.2 – Кривая охлаждения сплава с 0,5 %C

На участке 4'-5 происходит равномерное охлаждение сплава до комнатной температуры. Окончательная структура сплава перлит + феррит.

3.2. Углеродистые стали и чугуны

3.2.1. Классификация, свойства и маркировка углеродистых сталей

Сплавы железа с углеродом (с добавкой других элементов) составляют группу черных металлов и являются материальной основой всей современной техники. В настоящее время используется более двух тысяч железоуглеродистых сплавов, главным образом, сталей.

Стали и чугуны составляют 90~95 % всех металлических конструкционных материалов и применяются во всех отраслях народного хозяйства, в том числе в производстве и ремонте военной техники. Это главный стратегический конструкционный материал. Годовая выплавка стали в мире составляет около 700 млн. т. Сейчас в нашей стране ежегодно выплавляется немногим более 150 млн. т. стали. Специалисты считают дальнейшее количественное наращивание объема выплавки металла нецелесообразным.

Основная задача сейчас – повышение качества и экономия (ресурсосберегающие технологии).

Углеродистые стали – сплавы железа с углеродом, содержащие до 2% углерода и сравнительно небольшое количество примесей в пределах, установленных стандартами. Эти примеси специально в сталь не вводятся, а попадают с рудой, топливом, флюсами и другими материалами при выплавке.

Примеси, которые содержатся в количествах, не превышающих допустимые стандарты, называются нормальными.

По Н. Т. Гудцову, все примеси в сталях делят на четыре группы:

1. Постоянные (сопутствующие), в том числе:

- нейтральные (магнец до 0,8 %, кремний до 0,4 %);
- вредные: сера до 0,05 %, фосфор до 0,05 %.

2. Скрытые, наличие которых не устанавливается обычным химическим анализом: водород, кислород, азот. Они также являются вредными и их содержание в высококачественных сталях ограничивается тысячными долями процента.

3. Случайные: медь, свинец, мышьяк, хром, никель и другие. Их содержание контролируется и ограничивается только в особовысококачественных сталях.

4. Специальные (легирующие). Их специально вводят в легированные стали (см. раздел 5).

Сера S попадает в сталь из руды и топлива при выплавке сначала чугуна, а затем стали. Является вреднейшей примесью, так как вызывает красноломкость – снижение пластичности при повышенных температурах (горячая ковка и штамповка, термообработка, сварка). Единственное положительное значение серы – улучшение обрабатываемости резанием (автоматные стали). Стали, подвергаемые горячей обработке, должны иметь минимальное содержание серы.

Фосфор вызывает хладноломкость стали – хрупкость при пониженных температурах и совершенно недопустим в сталях, эксплуатирующихся при отрицательных температурах (изделия «северного исполнения»).

В любом случае, чем меньше в сталях серы и фосфора, тем выше качество стали.

Классификацию углеродистых сталей принято проводить по следующим признакам:

а) по способу выплавки различают:

- бессемеровскую сталь (продувка в конверторе снизу сжатым воздухом). Процесс кислый, поэтому сера и фосфор совершенно не удаляются. Качество самое низкое из всех способов, но сталь получается самой дешевой;

- мартеновскую (кислый и основной процессы);

- кислородно-конвертерную (продувка чистым кислородом сверху).

По качеству мартеновская и кислородно-конвертерная стали практически равноценны;

- электросталь (выплавляется в дуговых и индукционных электропечах). Это сталь самого высокого качества;

- сталь прямого получения (ПП). Это одно из перспективных направлений в металлургии. В городе Старый Оскол построен крупный комбинат бездоменной металлургии, работающий по схеме: руда → богатый концентрат → металлизированные окатыши (90–95 % Fe) → электроплавка → сталь. Пока еще процесс малопроизводителен, сталь очень дорогая, но самая чистая по сере и фосфору;

б) по качеству (в зависимости от содержания вредных примесей):

- обыкновенного качества (серы не более 0,05 %, фосфора не более 0,04 %);

- качественные (серы до 0,04 %, фосфора до 0,035 %);

- высококачественные (S + P ~ 0,05 %);

в) по назначению:

- конструкционная (для изготовления деталей машин, конструкций и сооружений);

- инструментальная (для режущего, измерительного, ударного и штампового инструмента);

- специального назначения (снарядные, гильзовые, пружинные, электротехнические, магнитотвердые, магнитомягкие и др.);

г) по степени раскисления:

- спокойная (сп) – полностью раскисленная кремнием, марганцем и алюминием;

- кипящая (кп) – слабо раскисленная (только марганцем);

- полуспокойная (пс), раскисленная марганцем и алюминием.

Кипящая сталь самая дешевая и самая пластичная из-за малого содержания кремния (холодная штамповка, глубокая вытяжка), однако из-за большого содержания газов эти стали хладноломки – они становятся хрупкими уже при минус 10 °С, в то время как спокойные стали того же химсостава работают до минус 40 °С. Такие стали используют для изготовления неотчетливых деталей.

Технические требования на химсостав и механические свойства сталей регламентируются соответствующими стандартами.

ГОСТ 380-94. Сталь углеродистая конструкционная обыкновенного качества (суммарное содержание серы и фосфора не более 0,09 %). Это наиболее дешевые и недефицитные стали. Они хорошо свариваются (благодаря малому содержанию углерода), легко обрабатываются резанием, однако имеют невысокую прочность. Из этих сталей получают до 70 % всего проката. Применение: трубы, поковки, метизы, гвозди, канаты, сетки, болты, гайки, заклепки, шайбы, шпонки, крышки, кожухи, валы, оси, винты, шестерни,

настилы, ограждения, крюки, рычаги, листы для холодной штамповки и многое другое.

Выпускаются трех групп (таблица 3.1):

Группа А с гарантированными механическими свойствами (σ_B , σ_T , δ , НВ, КС). Химсостав не регламентируется. Используется заказчиком в состоянии поставки.

Группа Б с гарантированным химсоставом (С, Мп, Si, S, P). Механические свойства не регламентируются. Обычно подвергаются обработке с нагревом (ковка, сварка, термообработка) с целью получения нужных заказчику механических свойств.

Группа В с гарантированными механическими свойствами и химсоставом (по нормам для сталей групп А и Б).

Применение – сварные конструкции.

Сталь всех групп с номерами марок 1, 2, 3 и 4 по степени раскисления изготавливается кипящей (наименее раскисленной и самой дешевой), спокойной (наиболее раскисленной и дорогой) и полуспокойной. Сталь с номерами марок 5 и 6 – спокойной и полуспокойной. Стали марок Ст 0 и Б Ст 0 по степени раскисления не разделяются. Если степень раскисления в заказе не указана, то она выбирается заводом-изготовителем.

Полуспокойная сталь с номерами марок 1–5 производится с обычным и повышенным (до 1,2 %) содержанием марганца (обозначается буквой Г).

Сталь марок В Ст 1, В Ст 2, В Ст 3 всех категорий и степеней раскисления (включая сталь с повышенным содержанием марганца) поставляется с гарантией свариваемости.

В обозначении марок указывается: а) буквы Ст (от слова «сталь»);

б) цифры от 0 до 6 – условный номер марки в зависимости от химического состава и механических свойств (чем выше номер, тем больше углерода и, соответственно, выше прочность);

в) буквы Б и В перед буквами Ст, указывающие группу стали (буква А не указывается);

г) буквы, добавленные после номера марки, определяющие степень раскисления: кп – кипящая, пс – полуспокойная, сп – спокойная;

д) буква Г после номера марки обозначает повышенное содержание марганца, например, Ст 3 Г пс.

Пример записи в основной надписи чертежа детали в графе «материал»: В Ст 3 кп ГОСТ 380-94.

Сталь углеродистая конструкционная качественная по ГОСТ 1050-88 по сравнению со сталью обыкновенного качества выплавляется с соблюдением более строгих условий в отношении состава шихты, ведения плавки и разлива. К сталям этой группы предъявляют более высокие требования относительно

химического состава. Так, ограничены допуски по содержанию углерода, вредных примесей (серы не более 0,04 %, фосфора не более 0,035 %), содержанию неметаллических включений, повышены требования к микро- и макроструктуре.

Таблица 3.1 – Сталь обыкновенного качества (ГОСТ 380-94)

Группа	Марки стали	Содержание элементов, %
А	Ст 0, Ст 1кп, Ст 1 пс, Ст 1 сп, Ст 2 кп, Ст 2 пс, Ст 2 сп, Ст 3 кп, Ст 3 пс, Ст 3 сп, Ст 4 кп, Ст 4 пс, Ст 4 сп, Ст 5 пс, Ст 5 сп, Ст 6 пс, Ст 6 сп	Не регламентируется
Б	Б Ст 0, Б Ст 1 кп, Б Ст 1 пс, Б Ст 1 сп, Б Ст 2 кп, Б Ст 2 пс, Б Ст 2 сп, Б Ст 3 кп, Б Ст 3 пс, Б Ст 3 сп, Б Ст 4 кп, Б Ст 4 пс, Б Ст 4 сп, Б Ст 5 пс, Б Ст 5 сп, Б Ст 6 пс, Б Ст 6 сп	Углерод от 0,06 (Ст 1) до 0,49 % (Ст 6); марганец от 0,25 до 0,8 %; кремний от 0,05 (кп) до 0,35 % (сп); фосфор 0,04 %; сера 0,05 %
В	В Ст 1 кп, В Ст 1 пс, В Ст 1 сп, В Ст 2 кп, В Ст 2 пс, В Ст 2 сп, В Ст 3 кп, В Ст 3 пс, В Ст 3 сп, В Ст 4 кп, В Ст 4 пс, В Ст 4 сп, В Ст 5 пс, В Ст 5 сп	

Эти стали на 10–15 % дороже сталей обыкновенного качества, хорошо штампуются, свариваются (особенно низкоуглеродистые), обрабатываются резанием, подвергаются термической, химико-термической и термомеханической обработке, их свойства можно изменять в широких пределах. Поэтому качественные стали применяют для изготовления более ответственных деталей.

Сталь углеродистая качественная конструкционная поставляется по химическому составу и механическим свойствам.

Марки стали: 05 кп, 08 кп, 08 пс, 08, 10 кп, 10 пс, 10, 15 кп, 15 пс, 15, 20 кп, 20 пс, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 55 ПП, 58 ПП, 60, 60 Г.

В обозначении марки:

а) двузначное число, обозначающее среднее содержание (массовая доля) углерода в сотых долях процента;

б) буква Г – повышенное (до 1,2 %) содержание марганца;

в) буквы кп кипящая сталь, пс полуспокойная сталь, отсутствие букв кп и пс означает спокойную сталь;

г) в марках сталей 55 ПП и 58 ПП буквы означают пониженную прокаливаемость (за счет уменьшения содержания кремния и марганца). Они применяются для изготовления деталей, требующих высокой поверхностной твердости и подвергаемых закалке ТВЧ;

д) в марках сталей, предназначенных для отливок, в конце марки дополнительно указывается буква Л – литейная (15Л, 25Л, 30Л, 35Л, 45Л и 55Л).

Сталь конструкционная повышенной и высокой обрабатываемости резанием (автоматная) по ГОСТ 1414-74 предназначена для обработки резанием на станках-автоматах и полуавтоматах, а также для обработки давлением с последующей обработкой резанием.

До последнего времени главным образом применяли стали с повышенным (до 0,3 %) содержанием серы. Снижение расхода режущего инструмента и уменьшение шероховатости обработки достигается за счет уменьшения трения между стружкой и инструментом из-за смазывающего действия сульфидов марганца и ломкости стружки благодаря охрупчиванию стали. Однако, применение сернистых сталей ограничивается некоторым снижением механических свойств и появлением красноломкости.

В настоящее время применяют также свинецсодержащие и селенсодержащие стали. Добавки свинца (селена, кальция) позволяют еще более повысить скорость обработки и период стойкости инструмента. Свинец присутствует в стали в виде мелких округлых включений и действует как разрушитель стружки и как смазка еще сильнее, чем сульфид марганца; кроме того, добавки свинца (и селена) практически не меняют механических и технологических свойств стали.

Марки: А11, А12, А20, А30, А35, А40Г, АС14, АС40, А35Е, А40ХЕ, АС14ХГН, АС40ХГНМ и другие.

В обозначении марок:

а) буква «А» в начале обозначения марки – автоматная сернистая (с повышенным содержанием серы);

б) буквы «АС» – автоматная свинецсодержащая;

в) буква «Е» в конце обозначения марки указывает на наличие селена.

Остальные обозначения – в полном соответствии с ГОСТ 1050-88 (для углеродистых) и ГОСТ 4543-71 (для легированных сталей).

Основное назначение этих сталей – для изготовления сложных по форме и трудных в обработке деталей (корпусов взрывателей, винтов, гаек, шпилек, колец, валиков и т.п.), изготавливаемых на станках-автоматах или высокоскоростных металлорежущих станках, как правило, в масштабах серийного и массового производства.

Примеры:

А40 – сталь конструкционная автоматная сернистая (до 0,3 % серы), с содержанием углерода 0,4 %;

АС40 – то же, но дополнительно содержащая свинец в количестве до 0,3 %;

АС40ХГНМ – то же, дополнительно легированная хромом, марганцем, никелем, молибденом (каждого элемента не более 1,5 %).

ГОСТ 1435-90. Сталь углеродистая инструментальная содержит повышенное количество углерода (от 0,7 до 1,3 %) и предназначена для изготовления режущего, измерительного, ударного инструмента, пружин, магнитов и других изделий, от которых требуется высокая твердость (после закалки не менее 62HRC).

Маркировка: буква У и цифры, указывающие содержание углерода в десятых долях процента (таблица 3.2).

По качеству различают:

- качественную сталь (суммарное содержание серы и фосфора не более 0,07 %): У7, У8, У9, У10, У12, У13;
- высококачественную (Р + S 0,05 %): У7А, У8А, У9А, У10А, У12А, У13А (в обозначении в конце марки добавляется буква А).

Применение: напильники, пилы, сверла, резцы, бритвенные ножи (У10У13), зубила, молотки, кернеры, пробойники, пружины во взрывателях, пружины открывания затвора, пружины прицельных устройств (У7-У9).

Таблица 3.2 – Сталь углеродистая инструментальная по ГОСТ 1435-90

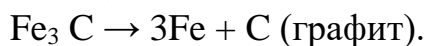
Группа по механическим свойствам	Марки	Основное назначение
Сталь повышенной вязкости	У7, У7А, У8, У8А, У9, У9А	Ударно-штамповый инструмент (зубила, молотки, топоры, клейма, пробойники, стамески и т.п.), пружины
Сталь повышенной твердости	У10, У10А, У11, У11А, У12, У12А, У13, У13А	Режущий инструмент (напильники, пилы, резцы, сверла, метчики, плашки, шаберы и др.)

3.2.2. Классификация и маркировка чугунов

Чугуны – железоуглеродистые сплавы с содержанием углерода свыше 2 % (теоретически до 6,67 %, практически до 4,5 %).

В чугунах кроме углерода содержатся те же примеси, что и в сталях, причем в значительно большем количестве (до 4,5 % Si, до 1,3 % Mn, до 0,12 % S, до 0,8 % P).

В соответствии с диаграммой «железо-углерод» в чугунах углерод входит в состав феррита, аустенита и цементита. Однако, при определенных условиях (медленное охлаждение, наличие кремния) происходит процесс графитизации, то есть распад цементита с образованием свободного углерода в виде графита (решетка Гб):



В зависимости от того, в какой форме находится углерод в чугуне, они делятся на три группы:

а) белые (пердельные) чугуны – сплавы, в которых весь углерод находится в связанном состоянии, в основном в форме цементита. Такой чугун в изломе имеет белый цвет, отличается чрезвычайной твердостью, хрупкостью, трудно обрабатывается. Его основное назначение – передел на сталь (около 80% всех чугунов). Как конструкционный материал белый чугун применяется редко (валки прокатных станков, дробильные шары в мельницах, колосниковые решетки в печах);

б) серые – чугуны, в которых весь углерод (или большая его часть) находится в виде графита, а в связанном состоянии (в форме цементита) углерода содержится не более 0,8 %. Из-за большого количества графита, входящего в состав чугуна, его излом имеет серый цвет;

в) половинчатые чугуны содержат часть углерода в форме графита, а часть (не менее 2 %) – в форме цементита.

Серые (литейные) чугуны обычно содержат углерода до 3,8 %. В форме цементита находится не более 0,8 % C, остальной углерод содержится в виде графитовых чешуек. Металлической основой серого чугуна является доэвтектоидная или эвтектоидная сталь, то есть феррит + перлит или перлит.

Отсюда различают следующие виды чугунов:

- перлитный серый чугун (структура перлит + графит);
- перлитно-ферритный (перлит + феррит + графит);
- ферритный (феррит + графит).

Таким образом, любой чугун можно представить как сталь, испещренную пустотами (надрезами), так как механические свойства графита ничтожны по отношению к металлической основе. Форма надрезов (концентраторов напряжений) очень сильно влияет на свойства чугуна.

В связи с этим, серый пластинчатый чугун, имеющий «острые» надрезы, обладает невысокими механическими свойствами (мало пластичен, имеет низкую прочность, хрупок). Зато такой чугун обладает прекрасными литейными свойствами (малая усадка, хорошая жидкотекучесть) и его основное

назначение – получение отливок (корпуса редукторов, подшипников, насосов, фундаментные плиты, трубы, станины станков, зубчатые колеса и т.д.).

ГОСТ 1412-85 предусматривает 11 марок серого литейного чугуна: СЧ10, СЧ15, СЧ18, СЧ20, СЧ21, СЧ24, СЧ25, СЧ30, СЧ35, СЧ40, СЧ45.

Маркировка: СЧ – серый чугун; группа цифр – предел прочности на растяжение, кг/мм².

Серый чугун широко применяется в машиностроении. Это металл дешевый, недефицитный, хорошо обрабатывается резанием, обладает хорошими антифрикционными свойствами (графит играет роль смазки), демпфирует колебания.

В ковких чугунах графитовые включения имеют округлую (хлопьевидную) форму. Благодаря уменьшению остроты надрезов (снижению концентраторов) увеличивается пластичность (относительное удлинение до 12 %), хотя, конечно, такой чугун не куется.

Получают ковкий чугун отжигом (томлением) отливок из белого чугуна при температуре 930–960 °С в течение 120–150 ч. Маркировка ковких чугунов:

- а) буквы «КЧ» – ковкий чугун;
- б) первая группа цифр – временное сопротивление разрыву в кг/мм²;
- в) вторая группа цифр – относительное удлинение в процентах.

ГОСТ 1215-79 устанавливает 11 марок ковких чугунов: КЧ30-6, КЧ33-8, КЧ35-10, КЧ37-12, КЧ45-7, КЧ50-4, КЧ50-5, КЧ60-3, КЧ65-3, КЧ70-2, КЧ80-1,5.

Применение – отливки ответственного назначения (детали прицелов, коробки механизмов наводки, втулки, рычаги, корпуса снарядов и мин и т.п.).

Высокопрочные чугуны – это чугуны с шаровидным графитом, получаемые из серых путем модифицирования порошком магния или церия (0,02–0,08 % по массе). Мельчайшие частицы модификатора играют роль центров кристаллизации графита. Шаровидный графит обеспечивает наиболее высокую прочность (до 1000 МПа) при достаточной пластичности (8–10 %).

Впервые получен в конце 40-х годов прошлого века на Ленинградском заводе «Русский дизель». Основная часть модификаторов испаряется и в твердом металле их обнаруживается не более 0,01 %. Магний и церий активно удаляют серу.

Маркировка аналогична серым чугунам. ГОСТ 7293-85 устанавливает 10 марок: ВЧ38, ВЧ42, ВЧ45, ВЧ50, ВЧ60, ВЧ70, ВЧ80, ВЧ100, ВЧ120.

Применение: как более дешевый заменитель сталей (заменяет стали 20Л, 25Л, 30Л, 35Л).

Чугуны с вермикулярным графитом. В этих чугунах структура формируется под действием комплексного модификатора, содержащего магний и редкоземельные металлы. Графит приобретает шаровидную (до 40 %) и вермикулярную – в виде мелких тонких прожилок – форму.

После модифицирования эти чугуны содержат, %: 3,1–3,8C; 2,0–3,0Si; 0,2–1,0Mn; до 0,025S; 0,08P.

Чугуны с вермикулярным графитом производят четырех марок: ЧВГ 30; ЧВГ 35; ЧВГ 40 и ЧВГ 45. Число в марке обозначает уменьшенное в десять раз значение временного сопротивления.

По механическим свойствам чугуны с вермикулярным графитом занимают промежуточное положение между серыми и высокопрочными чугунами. Они прочнее серых чугунов, особенно при циклических нагрузках, отличаются хорошей теплопроводностью, что обеспечивает их стойкость к теплосменам. Из них отливают блоки цилиндров, поршни, гильзы, крышки цилиндров двигателей внутреннего сгорания, а также изложницы и кокили.

При введении в состав чугунов до 1,2 % никеля и 0,4 % молибдена они хорошо противостоят изнашиванию и кавитации.

Общие достоинства чугунов:

1. Нечувствительность к поверхностным дефектам.
2. Виброгасительная способность.
3. Высокие литейные свойства.
4. Более низкая по сравнению со сталями стоимость (серого – в 1,8–2 раза; ковкого и высокопрочного – примерно в 1,5 раза).
5. Антифрикционность (низкий коэффициент трения в паре с другими материалами).

Структуры различных материалов приведены в Приложении 1 [127].

4. Термическая и химико-термическая обработка сталей и сплавов

Термическая (тепловая) обработка широко применяется в производстве и ремонте РИМ для придания металлу необходимой прочности, твердости, износоустойчивости, упругости, обрабатываемости или других особых физических свойств. Она позволяет из сравнительно недефицитных и недорогих материалов получать детали (изделия) с высокими механическими свойствами.

Основы теории термообработки были заложены Д. К. Черновым применительно к производству стальных стволов орудий и бронебойных снарядов (Работа «Критический обзор статей господ Лаврова и Калакуцкого о стали и стальных орудиях и собственные исследования Чернова по этому же предмету» (1868 г.). Он исследовал причины разрыва стальных орудий на Обуховском заводе и установил, что свойства стали определяются структурой, а последняя – температурой нагрева и скоростью охлаждения.

Дальнейшее развитие теории термообработки связано с именами отечественных ученых С. С. Штейнберга, Г. В. Курдюмова, А. А. Байкова, А.

А. Бочвара и многих других. Весомый вклад внесли зарубежные исследователи Аустен, Сорби, Вефер, Мел, Бейн, Осмонд, Шевенар и др.

4.1 Основы термической обработки

4.1.1 Сущность и виды термообработки

Термической обработкой называется технологический процесс, состоящий из нагрева сплава до определенной температуры, выдержки при этой температуре и последующего охлаждения с заданной скоростью.

Цель термообработки – получение заданных свойств сплава путем изменения его структуры без изменения формы и химсостава.

Термическая обработка применяется, как правило, к готовым деталям. После окончательной термообработки применяют обычно лишь шлифование или другую отделочную обработку.

Основными факторами воздействия при термообработке являются температура и время, поэтому любой вид термообработки может быть представлен в виде графика в координатах «температура – время». Заметим, что любая кривая на этом графике имеет смысл скорости охлаждения или нагрева (рисунок 4.1).

Режим термической обработки характеризуется следующими основными параметрами:

1. Температура нагрева, t_n , °С (максимальная).
2. Скорость нагрева V_n или время нагрева до температуры атмосферы печи.
3. Время выдержки при заданной температуре τ_v .
4. Скорость охлаждения $V_{охл}$ (определяется выбором охлаждающей среды).

Если скорость нагрева (охлаждения) постоянна, то она характеризуется прямой линией на графике термообработки. При неравномерном нагреве (охлаждении) она определяется как первая производная $V = dt/d\tau$.

Основой выбора параметров режима термообработки стали являются две диаграммы:

- диаграмма состояния «железо-углерод»;
- диаграмма распада аустенита при охлаждении.

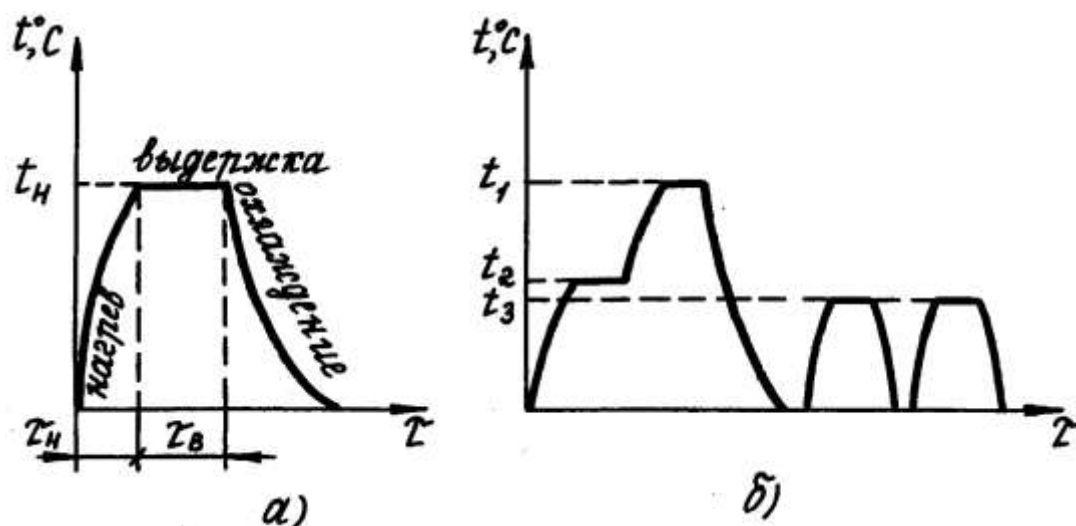


Рисунок 4.1 – Графики термообработки: а) – простой, б) – сложной (t – температура, τ – время)

Диаграмма состояния (см. рисунок 3.1) дает возможность определить ожидаемые изменения в сплаве при различных условиях нагрева, т. е. выбрать температуру нагрева и выдержки при различных видах термообработки.

Например, если нагреть сталь выше критической точки A_3 (A_{cm}) (линии GS и SE), то структура стали будет аустенит. Быстрым охлаждением можно частично или полностью подавить процессы превращения аустенита в феррит и перлит (выпадение цементита). Это структура переохлажденного аустенита, превращения в которой приведут к образованию специфических структур (мартенсит, сорбит, троостит). Свойства такого сплава будут совершенно иными, нежели у исходного.

Напомним общепринятые международные обозначения критических точек (буквой А от французского *arrêt* – остановка):

$A_0 = 210 \text{ } ^\circ\text{C}$ – магнитное превращение цементита,

$A_1 = 727 \text{ } ^\circ\text{C}$ – перлитное превращение (линия PSK),

$A_2 = 768 \text{ } ^\circ\text{C}$ – магнитное превращение феррита (точка Кюри),

$A_3 = 727\text{--}911 \text{ } ^\circ\text{C}$ – начало кристаллизации феррита из аустенита при охлаждении или конец обратного превращения при нагреве (линия GS),

$A_{cm} = 727\text{--}1130 \text{ } ^\circ\text{C}$ – начало выделения вторичного цементита из аустенита при охлаждении или конец растворения при нагреве (линия SE).

При нагреве добавляется индекс с, при охлаждении – г.

В зависимости от назначения и технологии выполнения используют различные виды термообработки. В соответствии с классификацией, предложенной академиком А. А. Бочваром, можно дать следующие краткие определения основных видов термической обработки.

Отжиг – термическая операция, состоящая из нагрева, выдержки и последующего весьма медленного охлаждения для получения структурно

устойчивого (равновесного) состояния сплава. Различают следующие виды отжига:

- отжиг 1-го рода – приведение структуры из неравновесного состояния в более равновесное: возврат или отдых (200–400 °С), рекристаллизация (500–550 °С), снятие внутренних напряжений (600–700 °С), диффузионный или гомогенизация (1100–1200 °С);
- отжиг 2-го рода – изменение структуры сплава посредством перекристаллизации около критических точек с целью получения равновесных структур (измельчение зерна, улучшение обрабатываемости, подготовка к окончательной термообработке, исправление структуры и т. п.). Нагрев до температуры выше A_3 (полный) или A_1 (неполный).

После отжига 2-го рода получают структуры, соответствующие диаграмме состояния «железо-углерод». Обычно отжиг является подготовительной операцией перед последующей обработкой (реже самостоятельной).

Закалка – термическая операция, заключающаяся в нагреве сплавов выше температуры фазового превращения, выдержки и последующего быстрого охлаждения для получения структурно неустойчивого состояния сплава.

Отпуск – термическая операция, состоящая в нагреве закаленной стали ниже температуры фазового превращения, выдержки и охлаждения для получения более устойчивого структурного состояния сплава, а также для получения требуемых механических свойств.

Кроме этих основных видов, имеются еще два комбинированных способа, представляющих сочетание термической обработки с металлургией или механической технологией.

Химико-термическая обработка (ХТО) – нагрев сплава в соответствующих химических реагентах для изменения состава и структуры поверхностного слоя.

Суть ее в насыщении поверхностного слоя за счет диффузии некоторыми элементами: углеродом (цементирование), азотом (азотирование), алюминием (алитирование), углеродом и азотом одновременно (цианирование), хромом (хромирование), кремнием (силицирование).

Термомеханическая обработка (ТМО) – процесс, при котором термическая обработка совмещается с обработкой давлением. Различают два способа ТМО:

- высокотемпературная (ВТМО) – нагрев выше A_3 , пластическая деформация и закалка. Степень деформации при этом составляет 20–30 %;
- низкотемпературная (НТМО) – нагрев выше A_3 ; охлаждение до температуры относительной устойчивости аустенита, но ниже температуры

рекристаллизации; пластическая деформация при этой температуре и закалка. Степень деформации 75–95 %.

При проведении ТМО целесообразно использовать экстремальные эффекты изменения механических свойств металлов и сплавов в различных условиях и состояниях [23].

После закалки при том и другом способе производится низкий отпуск.

Основу термической обработки сталей составляет механизм четырех основных фазовых превращений при нагреве и охлаждении:

- Первое превращение – превращение перлита в аустенит при нагревании сталей ($P \rightarrow A$).
- Второе превращение – превращение аустенита в перлит при медленном охлаждении ($A \rightarrow P$).
- Третье превращение – превращение аустенита в мартенсит при быстром охлаждении ($A \rightarrow M$).
- Четвертое превращение – распад мартенсита при отпуске закаленной стали ($M \rightarrow$ продукты распада: сорбит, троостит, бейнит).

Любой технологический процесс термообработки состоит из определенных комбинаций этих четырех превращений.

4.1.2. Превращения в сталях при нагревании

В соответствии с диаграммой «железо-углерод» при комнатной температуре доэвтектоидная сталь имеет структуру перлит + феррит ($P+F$), а заэвтектоидная – перлит + цементит ($P+C$). При нагреве стали в точке A_1 (линия PSK) начинается фазовая перекристаллизация перлита, т. е. превращение его в мелкозернистый аустенит. При дальнейшем нагреве избыточный феррит (или цементит в заэвтектоидных сталях) растворяется в аустените. Этот процесс заканчивается на линии GSE . Выше этой линии структура любой стали становится аустенитной.

Итак, при нагреве выше критической точки A_{c1} перлит (P) превращается в аустенит (A). Для превращения $P \rightarrow A$ (как и для любого фазового превращения) свободная энергия аустенита должна быть меньше свободной энергии перлита, а это возможно только при некотором перегреве стали выше равновесной точки A_{c1} . Чем больше степень перегрева n , тем интенсивней будет протекать превращение $P \rightarrow A$ (рисунок 4.2).

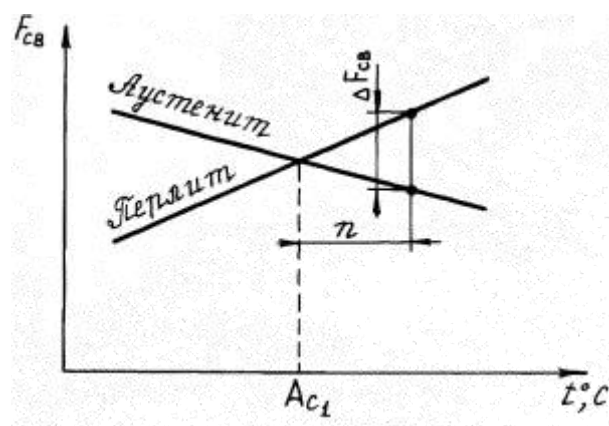
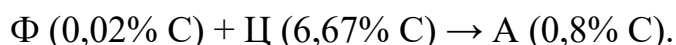


Рисунок 4.2 – Графики свободных энергий перлита (П) и аустенита (А);
n – степень прегрева

Это типичный кристаллизационный процесс. Он заключается в зарождении центров кристаллизации (ЦК) аустенита и постепенном росте этих кристаллов. Основной движущей силой этого процесса является стремление стали снизить запас свободной энергии.

Центром образования зерен аустенита является граница раздела между Ф и Ц (где сосредотачиваются наибольшие количества несовершенств – вакансий, смещений, дислокаций и, следовательно, имеется избыток свободной энергии). Это создает наиболее благоприятные условия для диффузии углерода в гаммажелезо, т. е. для образования аустенита. Чем больше границ раздела содержит эвтектоид (перлит), тем больше образуется ЦК и тем мельче получается зерно аустенита.

Образовавшийся аустенит получается неоднородным, так как концентрация углерода будет неодинаковой в различных участках: в местах, где раньше располагался цементит, углерода будет больше, чем в местах, где находился феррит. Следовательно, необходимо еще диффузионное перераспределение углерода (для стали с 0,8 % С)



Таким образом, процесс превращения П→А можно разбить на три этапа:

1. Перестройка альфа-решетки железа в гамма-решетку (K8→K12).
2. Растворение (диффузия) углерода в гамма-железе.
3. Гомогенизация аустенита (диффузионное выравнивание состава).

Перестройка решетки при температуре выше температуры начала фазовых превращений идет достаточно быстро. Так как при температуре немного выше точки А₁ свободная энергия аустенита ниже, чем у перлита, то это будет способствовать превращению П→А (в местах флуктуации концентраций до 0,8 % С).

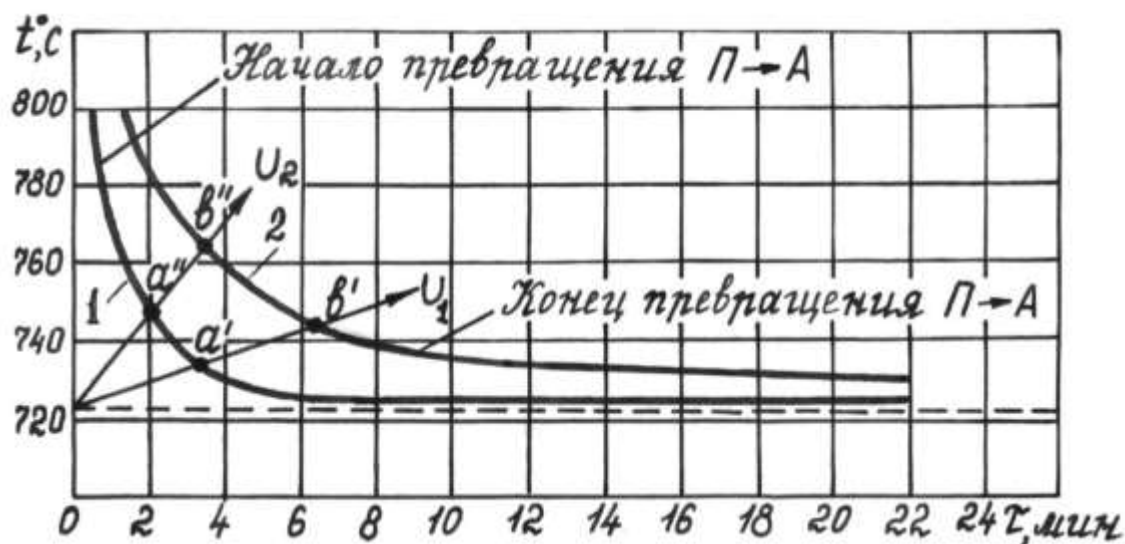


Рисунок 4.3 – Превращение перлита (П) в аустенит в стали с 0,8 % С
(И. Л. Миркин и М. Е. Блантер)

Процесс растворения цементита (диффузия углерода в гамма-железо) протекает значительно медленнее и сильно зависит от скорости нагрева (степени перегрева). Это приводит к тому, что некоторое время будут существовать две фазы А и П (между кривыми 1 и 2 на рисунке 4.3). Кроме этого на скорость превращения влияют дисперсность структуры, химсостав стали и некоторые другие факторы.

Итак, при непрерывном нагреве превращение А в П обязательно будет происходить в некотором интервале температур.

После полного превращения П→А дальнейшее повышение температуры ведет: у доэвтектоидных сталей – к превращению избыточного феррита в аустенит, у заэвтектоидных сталей – к растворению вторичного цементита в аустените (см. диаграмму «железо-углерод»).

Таким образом, реальное превращение перлита в аустенит при нагреве имеет следующие особенности:

- протекает при температурах выше критических. Обычно температуру нагрева стали под термообработку назначают на 30–50° выше критических точек по диаграмме (А₁ или А₃);
- процесс совершается в интервале температур (при непрерывном нагреве);
- образующийся аустенит неоднороден по составу, поэтому необходима выдержка при назначенной температуре для диффузионного выравнивания состава (гомогенизации).

Рост зерна аустенита. Экспериментально установлено, что от размеров действительного зерна сильно зависят свойства металлов (особенно ударная

вязкость, температура перехода в хрупкое состояние). Чем меньше действительное зерно, тем:

- выше ударная вязкость, особенно при низких температурах (при том же химическом составе, структуре, твердости, прочности и т. д.);
- ниже температура перехода из вязкого состояния в хрупкое;
- лучше сочетание прочности и пластичности;
- меньше чувствительность к концентраторам напряжений.

Однако у крупнозернистых сталей выше магнитная проницаемость, коррозионная стойкость, меньше коэрцитивная сила.

Обычно целью термообработки является получение мелкозернистой стали (кроме особых случаев, например, магнитомягкие стали для магнитопроводов трансформаторов, дросселей и т. п.).

Первые зерна аустенита образуются на границе между ферритом и цементитом – структурными составляющими перлита. Так как эта граница весьма разветвлена (в 1 см^3 перлита поверхность границ составляет несколько квадратных метров), то по окончании превращения $\text{P} \rightarrow \text{A}$ образуется большое количество мелких зерен аустенита.

Итак, начальное зерно аустенита всегда мелкое. Переход через критическую точку A_1 сопровождается резким уменьшением зерна.

Однако дальнейшее повышение температуры или увеличение выдержки при данной температуре вызывает укрупнение (рост) зерен – слияние и поглощение мелких зерен более крупными, поскольку свободная энергия атомов, находящихся на поверхности границ зерен, больше, чем у атомов внутри зерна. Система с мелким зерном термодинамически менее устойчива, чем система с крупным зерном (так как у крупнозернистой системы меньше суммарная протяженность границ). Различают два вида сталей:

- наследственно мелкозернистые – стали с малой склонностью роста начального зерна до температур $1000\text{--}1100 \text{ }^\circ\text{C}$;
- наследственно крупнозернистые – стали, у которых начальное зерно начинает бурно расти при повышении температуры выше A_1 или увеличении выдержки.

При последующем охлаждении зерна не измельчаются, поэтому окончательный размер зерна зависит только от максимальной температуры нагрева, времени выдержки и наследственности.

Чем определяется наследственность зерна? Установлено, что решающее значение оказывает способ раскисления и легирования.

Сталь раскисленная дополнительно алюминием (т. е. спокойная) – наследственно мелкозернистая, так как образующиеся нитриды и оксиды алюминия Al_4N , Al_2O_3 , располагаясь по границам зерен, создают барьеры для роста зерен (до $1000\text{--}1100 \text{ }^\circ\text{C}$), затем эти частицы растворяются и барьеры

снимаются. Аналогично действуют карбидообразующие элементы (особенно вольфрам, ванадий, титан, ниобий, цирконий, хром).

Кипящие и полуспокойные стали (раскисленные только марганцем и кремнием) – наследственно крупнозернистые.

Конечно, основные свойства стали определяются величиной действительного зерна, однако наследственная зернистость имеет решающее значение при термообработке, горячей ОМД, сварке. Ковку, штамповку, прокатку можно проводить при более высоких температурах, не опасаясь получения крупного зерна (то есть эти стали не боятся перегрева).

На практике для оценки размера зерна в стали пользуются стандартной шкалой. Определение размера зерна производят под микроскопом при увеличении в 100 раз путем сравнения со стандартной шкалой при температуре 930° после 3-часовой выдержки (ГОСТ 5639-75). Стандартная шкала имеет 18 номеров зерен: -3; -2; -1; 0; 1; 2...; 14. Чем выше номер зерна, тем меньше его размер. Номеру зерна -3 соответствует структура с размером зерна 1 мм, номеру 14–20 мкм.

Зерно баллов до 4 считают наследственно крупнозернистыми, баллов 5-10 – мелкозернистыми, а выше 10 – особо мелкозернистыми.

Таким образом, в процессе превращения П→А происходит измельчение зерна. Эта очень важная особенность используется в практике термообработки для получения мелкозернистой структуры деталей. Факторы, влияющие на размер зерна, следующие:

а) скорость нагрева (чем больше скорость, тем мельче начальное зерно аустенита). Нагревом ТВЧ можно получить чрезвычайно мелкие кристаллы аустенита;

б) исходная структура (чем дисперснее перлит, тем мельче начальное зерно). Отсюда вытекает необходимость подготовки структуры перед окончательной термообработкой;

в) максимальная температура и продолжительность выдержки. Нужно точно рассчитывать и строго соблюдать эти параметры;

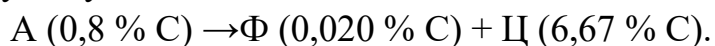
г) наследственность стали к росту зерна. Спокойные стали и стали легированные карбидообразующими элементами не боятся перегрева при тепловой обработке и сварке.

4.1.3. Превращения в сталях при охлаждении

Аустенит является устойчивым при температурах выше A_1 (727 °С). При охлаждении стали ниже равновесной точки A_1 запас свободной энергии аустенита становится выше, чем у продуктов его распада и начинается спонтанный (самопроизвольный) процесс превращения аустенита в ферритноцементитную смесь.

При распаде аустенита имеют место два самостоятельных процесса:

- перестройка решетки гамма-железа в альфа-железо (K12 в K8); это процесс практически бездиффузионный, так как не требует существенного перемещения атомов;
- выделение цементита и образование ферритно-цементитной смеси, что неизбежно связано с диффузией атомов углерода по объему (аустенит, содержащий 0,8 %С, превращается в феррит с 0,020 % С и цементит с 6,67 % С). Именно скорость диффузии углерода определяет время и характер распада аустенита при температурах ниже A_1 . С понижением температуры скорость диффузии уменьшается.



Очевидно, что на процесс превращения $A \rightarrow (\Phi+\Psi)$ оказывают влияние два противоположных фактора:

1. Разность свободных энергий ΔF . Чем больше ΔF , т. е. ниже температура, тем интенсивнее будет происходить превращение A в $\Phi+\Psi$ смесь. Как при любом процессе кристаллизации с увеличением степени переохлаждения возрастает число центров кристаллизации и уменьшается скорость роста кристаллов, соответственно размер зерен будет мельче.

2. Скорость диффузии D . Чем ниже температура, тем меньше диффузия, так как меньше подвижность (тепловые колебания) атомов.

Суммарное действие обоих факторов приводит к тому, что вначале с увеличением переохлаждения скорость превращения возрастает, достигает максимума при температуре t_{\min} и затем убывает.

При температуре M_n диффузия практически прекращается и образование $\Phi+\Psi$ смеси становится невозможным. Углерод, растворенный в аустените (решетка K12), остается в растворе и после перестройки решетки (K8). Образуется пересыщенный твердый раствор углерода в альфа-железе мартенсит (продукт бездиффузионного превращения).

Процесс превращения переохлажденного аустенита при постоянной температуре графически может быть изображен в виде диаграммы изотермического превращения (рисунок 4.4). Образцы нагревают до температуры выше A_1 и быстро переносят в среду с заданной температурой (700^0 , 600^0 , 500^0 и т. д.). Измерение количества распавшегося аустенита фиксируется во времени с помощью анизометра по накоплению в образце магнитной фазы (аустенит-немагнитен, феррит-магнитен).

Рассмотрим процесс изотермического распада аустенита для эвтектоидной стали (0,8 % С).

При выдержке при постоянных температурах до точек a превращения практически не происходит (скорость распада пренебрежительно мала). Это

инкубационный период при данной температуре. В точке *a* обнаруживается начало превращения (0,5–1,2 % перлита). В точке *b* превращение заканчивается.

При малых и больших степенях переохлаждения инкубационный период большой и превращения идут медленно. В первом случае из-за малой ΔF , во втором – из-за малой D .

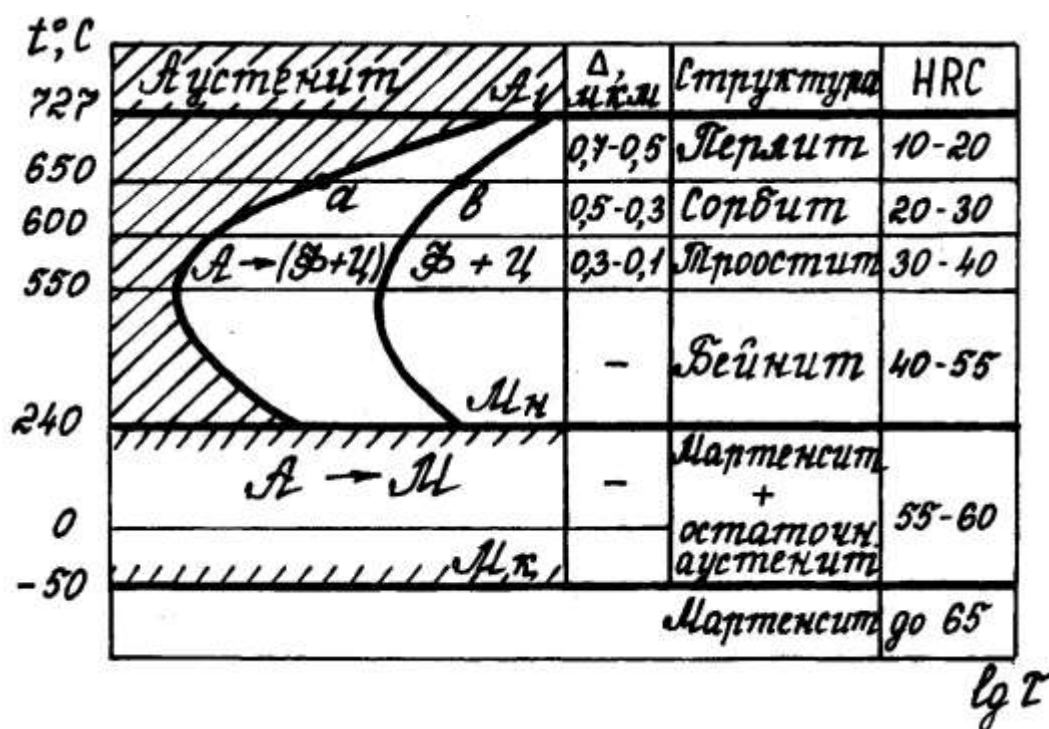


Рисунок 4.4 – Диаграмма изотермического превращения аустенита (сталь с 0,8 % С)

Такие диаграммы называют С-образными или просто С-кривыми. Впервые построены Бэйном и Давенпортом в 1930 г., но имели погрешности.

Правильное изображение дал А. П. Гуляев в 1935 г.

Из анализа диаграммы видно следующее:

1. Выше линии A_1 – зона устойчивого аустенита.
2. Левее линии начала превращений (геометрическое место точек *a*) – зона переохлажденного аустенита в течение инкубационного периода.
3. Между линиями начала и конца превращения – зона одновременного существования переохлажденного аустенита и продуктов его распада.
4. Правее линии конца превращений (геометрическое место точек *b*) – зона перлитных структур.

Физическая природа этих структур совершенно одинакова – это эвтектоид – ферритно-цементитная смесь. Но в зависимости от температуры и времени их образования они отличаются дисперсностью и, следовательно, механическими свойствами (твёрдостью, прочностью, вязкостью).

При малых степенях переохлаждения (727–650 °С) получается структура перлита пластинчатого с размерами пластинок от 0,7 (при 727 °С) до 0,5 мкм (при 650 °С) и соответственно твердостью от 10 до 20 HRC. Частички этой (Ф+Ц) смеси хорошо видны в микроскоп при увеличении в 200 раз.

При средних степенях переохлаждения (650–600 °С) за счет снижения скорости диффузии образуется более мелкая (более дисперсная) смесь (Ф+Ц) – сорбит. Размер пластинок 0,5–0,3 мкм, твердость 20–30 HRC, частички рассматриваются в микроскоп только при увеличении в 1000 раз и более.

При переохлаждении 600–550 °С получают очень дисперсную структуру (0,1 мкм) с твердостью до 40 HRC – троостит. Частички можно рассмотреть только в электронный микроскоп при увеличении в 10000 раз и более. В оптическом микроскопе виден общий темный фон.

Ниже изгиба С-кривой (550–240 °С) образуется еще более дисперсная структура, имеющая игольчатое строение – игольчатый троостит или бейнит. Твердость 40–55 HRC, частички видны только при увеличении более чем в 20000 раз.

При температурах ниже Мн (240 °С) происходит бездиффузионное превращение аустенита в мартенсит.

С-диаграммы являются основой для термообработки стали.

Для доэвтектоидных сталей диаграмма будет дополнена линией выделения феррита, для заэвтектоидных сталей – линией выделения цементита.

Диаграмма изотермического превращения аустенита на практике реализуется редко (изотермический отжиг, изотермическая закалка), чаще же охлаждение ведут непрерывно. В этом случае более точную количественную характеристику превращения аустенита дает термокинетическая (анизотермическая) диаграмма. Строится она также экспериментально, но при непрерывном охлаждении образцов с различной скоростью.

Как показывают опыты, качественные закономерности остаются прежними (вид, форма кривых), но количественные значения несколько изменяются. Установлено, что кривые начала и конца превращения аустенита смещаются вправо, т. е. в действительности превращение идет при более низких температурах (рисунок 4.5). Кроме того, после превращения структура стали получается неоднородной (например, перлит + сорбит, бейнит + мартенсит и т. д.).

Наложим кривые охлаждения на диаграмму изотермического распада. В координатах «температура-время» скорость охлаждения выражается вектором, dt проведенным из точки начала охлаждения под углом $\alpha = \arctg dt/dt$ к оси температур.

При скорости охлаждения V_1 превращения начинаются в области образования перлита (точка a_1), а заканчиваются в области образования

сорбита. Превращения протекают до конца, но структура получается неоднородной (П+С). Аналогично при скорости охлаждения V_2 – структура С+Т. При скорости V_3 полного превращения не происходит и часть аустенита ниже линии M_n превращается в мартенсит. Скорость охлаждения $V_{кр}$ определяет границу перехода от диффузионных перлитных или промежуточных превращений к бездиффузионному мартенситному превращению и называется критической скоростью закалки.

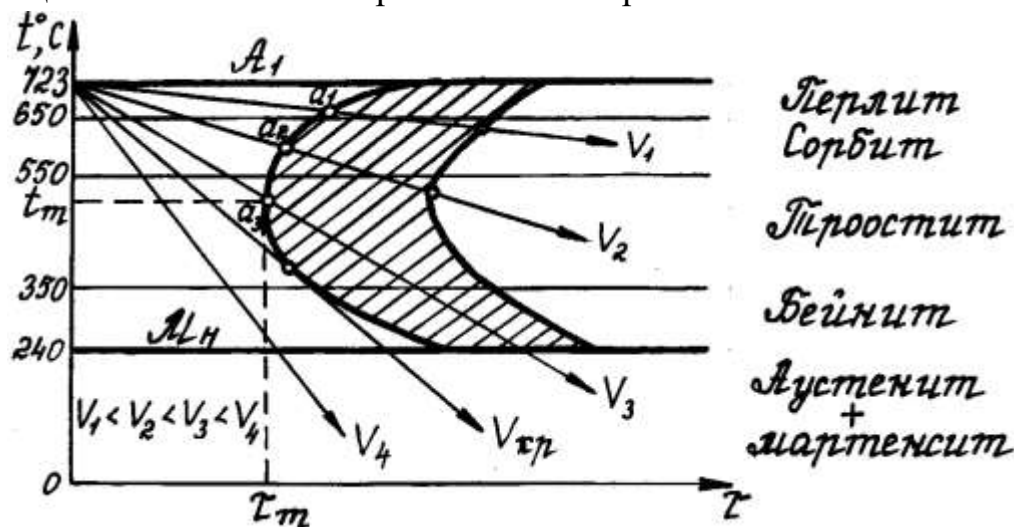


Рисунок 4.5 – Наложение на C-диаграмму кривых охлаждения (сталь с 0,8 % С)

Чтобы закалить сталь, ее нужно охлаждать со скоростью не ниже критической (например, $V_{кр}$ или V_4).

На устойчивость переохлажденного аустенита, а следовательно, на критическую скорость закалки влияют следующие факторы:

а) легирующие элементы, растворенные в аустените (кроме кобальта), уменьшают критическую скорость закалки (сдвигают C-диаграмму вправо), так как задерживают процесс диффузии атомов углерода;

б) чем крупнее действительное зерно аустенита, тем меньше $V_{кр}$, так как образование зерен (Ф+Ц) смеси происходит по границам зерен, а при крупном зерне требуется больше времени, чтобы углерод из центра зерна достиг его границы;

в) наличие карбидообразующих элементов увеличивает $V_{кр}$, так как частички карбидов являются дополнительными центрами кристаллизации;

г) с увеличением содержания углерода до 0,8 % $V_{кр}$ уменьшается, так как углерод, растворенный в аустените, понижает скорость диффузии, а затем $V_{кр}$ увеличивается, так как цементит вторичный, создавая дополнительные ЦК, уменьшает устойчивость переохлажденного аустенита.

Мартенситное превращение. Ниже температуры M_n (240 °С для стали с 0,8 % С) при непрерывном охлаждении со скоростью выше критической переохлажденный аустенит превращается в мартенсит. Поскольку при этих

температурах диффузионные процессы оказываются подавленными, происходит лишь перестройка решетки К12 (гамма-железо) в К8 (альфа-железо) без образования цементита и перераспределения углерода. Продуктом такого превращения является мартенсит.

Мартенсит – пересыщенный твердый раствор внедрения углерода в альфа-железе с такой же концентрацией углерода, как и в исходном аустените.

Ввиду большого перенасыщения углеродом решетка ОЦК (К8) превращается (искажается) в тетрагональную Т8 (рисунок 4.6).

Степень
тетрагональности

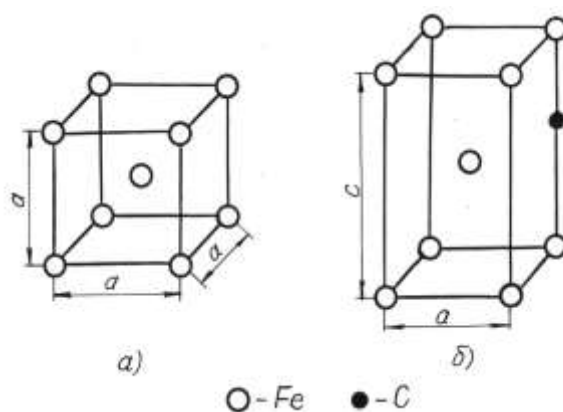


Рисунок 4.6 – Кристаллические решетки К8 (а) и Т8 (б)

Искажения решетки ведут к увеличению твердости и снижению пластичности, увеличению объема примерно на 3 %. Поэтому мартенсит – наиболее твердая, хрупкая структура с большими внутренними напряжениями.

Превращение $A \rightarrow M$ в отличие от превращения $A \rightarrow (\Phi + \Psi)$ характеризуется следующими особенностями:

1. Превращение $A \rightarrow M$ носит бездиффузионный характер (т. е. не требуется перераспределение углерода), необходимо лишь наличие значительно большей разности свободных энергий. Протекает с огромной скоростью (примерно со скоростью звука в металле). Превращение $A \rightarrow M$ начинается в местах скопления дислокаций, где требуется меньшая энергия для перемещения атомов. Увеличение количества мартенсита осуществляется не за счет роста кристаллов, а за счет образования все новых и новых кристаллов мартенсита в других кристаллографических плоскостях аустенита.

2. Превращение $A \rightarrow M$ может протекать только при непрерывном охлаждении, тогда как перлитное – и при непрерывном и изотермически. При прекращении охлаждения мартенситное превращение практически не происходит, так как объем мартенсита на 3 % больше объема аустенита, в

результате чего в аустените появляются внутренние напряжения, которые приводят к фазовому наклепу аустенита вследствие пластической деформации.

3. Превращение $A \rightarrow M$ никогда не идет до конца: всегда в закаленной стали, кроме мартенсита остается небольшое количество остаточного аустенита.

4. При превращении $A \rightarrow M$ возникают большие внутренние напряжения, которые вызывают деформацию (коробление), а иногда и трещины. Поэтому после закалки применяют отпуск (нагрев от 150 до 700 °С).

Из всех продуктов распада аустенита мартенсит характеризуется самой высокой твердостью, большими внутренними напряжениями, малой пластичностью и ударной вязкостью. Эти свойства проявляются тем сильнее, чем больше углерода растворено в мартенсите.

4.2 Отжиг и нормализация

4.2.1 Назначение и сущность основных видов отжига

Все операции термообработки, применяемые в производстве и ремонте артвооружения, можно разделить на две группы: предварительные и окончательные. К предварительным операциям относятся отжиг и нормализация.

Отжиг – вид термообработки, состоящий в нагревании стали до определенной температуры, выдержке и последующем весьма медленном охлаждении (обычно вместе с печью).

Скорость охлаждения при отжиге должна обеспечить превращение аустенита в ферритно-цементитную смесь в области температур, близких к A_1 , т.е. в перлит. После отжига получают структуры, соответствующие диаграмме «железо-углерод»: для доэвтектоидных сталей ($P+Ф$), для заэвтектоидных ($P+Ц_2$), для эвтектоидной – перлит.

Температура нагрева зависит от вида (цели) отжига. Применяют следующие виды отжига: диффузионный, полный, нормализационный, неполный, рекристаллизационный, низкий, изотермический (рисунок 4.7).

Диффузионный отжиг (гомогенизация) применяется чаще всего для отливок и слитков из легированной стали. Цель гомогенизации – выравнивание химсостава литой структуры, имеющей сильную дендритную ликвацию (легирующих элементов и углерода). Сущность этого вида отжига: нагрев стали до температуры 1000–1200 °С, длительная выдержка и охлаждение со скоростью 50–80 °С/ч (с частично выключенным отоплением). Общее время процесса может составлять до 80–120 ч.

Выравнивание химической неоднородности протекает за счет диффузии. При этом очень сильно растет зерно аустенита, структура получается крупнозернистой с пониженным значением ударной вязкости. Для исправления

структуры (измельчения зерна) производят повторный полный фазовый отжиг или нормализацию.

Иногда диффузионный отжиг применяют специально для выращивания зерна, например, для электротехнических магнитомягких материалов с целью повышения магнитной проницаемости, снижения коэрцитивной силы, а также для повышения жаропрочности специальных сталей.

Полный отжиг заключается в нагреве стали выше критической точки A_{c3} на 30–50 °С, выдержке и медленном охлаждении. Назначение полного отжига следующее:

- измельчение зерна в стали и подготовка структуры к последующей термообработке;
- снижение твердости, прочности, улучшения обрабатываемости резанием и давлением;
- наиболее полное снятие внутренних (остаточных) напряжений.

Вновь образующееся зерно аустенита всегда мелкое. Чтобы не произошел рост зерна, сталь нагревают всего лишь на 30–50 °С выше точки A_{c3} , причем нагрев должен вестись с максимально допустимой скоростью.

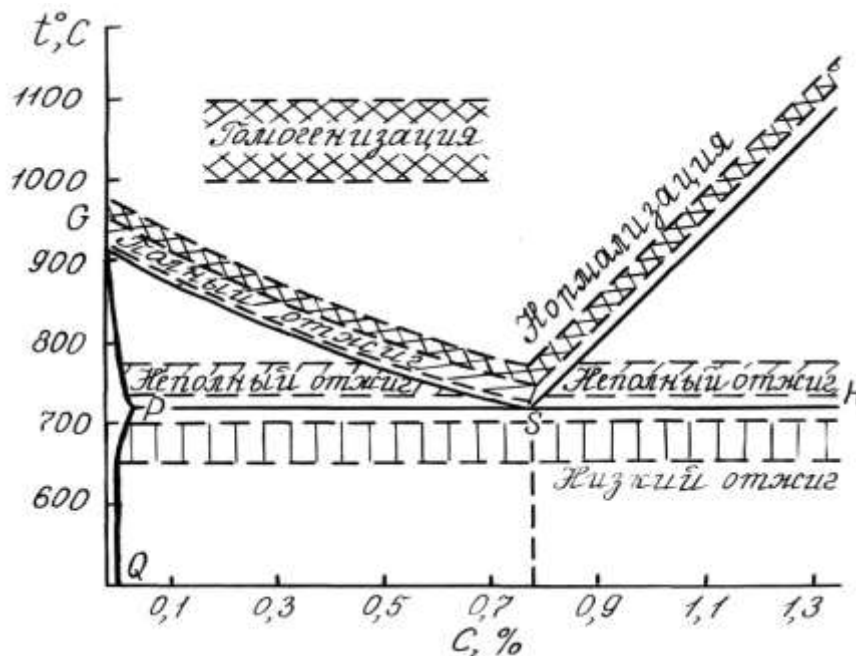


Рисунок 4.7 – Температура нагрева для различных видов отжига

Скорость охлаждения должна обеспечить получение структуры перлита или сорбита. При такой структуре сталь мягкая, хорошо поддается обработке. Одновременно за счет медленного охлаждения происходит снятие остаточных напряжений от предшествующей обработки (ковки, штамповки, сварки, литья).

Полный отжиг применяют только для доэвтектоидных сталей, так как у заэвтектоидной стали при медленном охлаждении с температуры A_3 вторичный цементит выделяется по границам зерен аустенита, а перлит имеет

грубодисперсное пластинчатое строение. Такая структура обладает повышенной хрупкостью, дает трещины при последующей закалке. Такая сталь подвергается неполному отжигу.

Неполный отжиг – нагрев выше точки A_{c1} на 30–50 °С, выдержка и медленное охлаждение. При таком отжиге происходит частичная перекристаллизация стали: перлит полностью переходит в аустенит, сохраняется феррит у доэвтектоидных сталей и вторичный цементит у заэвтектоидных сталей.

Назначение этого вида отжига следующее:

- для доэвтектоидных сталей только в том случае, если не требуется исправления структуры (измельчения зерна). Например, послековки, прокатки зерно и без того мелкое, а для снятия внутренних напряжений, снижения твердости, улучшения обрабатываемости, повышения пластичности выгоднее (дешевле) провести неполный, нежели полный отжиг;
- для заэвтектоидной стали является основным видом отжига, обеспечивающим структуру зернистого перлита. Это объясняется тем, что не растворившиеся при нагреве частицы вторичного цементита являются дополнительными центрами кристаллизации и способствуют получению зерен цементита в виде шаров (сфероидизация).

Применение: режущий инструмент, постоянные магниты, детали подшипников качения перед механической обработкой или окончательной термообработкой.

При изотермическом отжиге изделия нагревают, как и для обычного отжига, но затем быстро охлаждают до температуры на 50–100 °С ниже точки A_1 и при этой температуре выдерживают до полного распада аустенита на перлит, после чего вновь следует быстрое охлаждение. Преимущества такого отжига:

- сокращение длительности технологического цикла;
- более стабильные результаты (качество), так как температуру контролировать легче, чем скорость охлаждения.

В настоящее время изотермический отжиг применяют чаще, чем с непрерывным охлаждением, особенно для легированных сталей (ствол, казенник, клин затвора и другие ответственные детали).

Рекристаллизационный отжиг применяется для снятия наклепа после холодной деформации, уменьшения твердости и прочности, повышения пластичности. Температура такого отжига зависит не от температуры фазовых превращений, а в первом приближении, от температуры плавления сплава. Для малоуглеродистых сталей она составляет 650–670 °С. Волокнистая структура (текстура) заменяется равновесной.

Температура нагрева может быть ориентировочно определена по формуле:

$$t_{\text{нагр}} > t_{\text{рек}} = 0,4 (t_{\text{пл}} + 273) - 273, ^\circ\text{C}. \quad (4.1)$$

Нормализация – разновидность отжига. Заключается в нагреве до тех же температур, что и при полном отжиге (выше A_3) и последующем охлаждении на спокойном воздухе.

Цель нормализации та же, что и отжига (полного), однако твердость и прочность будут выше, а пластичность ниже, чем при отжиге. И чем больше углерода в стали, тем эта разница заметнее.

Для сталей с содержанием углерода до 0,3 % эта разница практически отсутствует и рекомендуется такие стали подвергать нормализации, а не отжигу (дешевле на 20–30 %).

Для среднеуглеродистых сталей с 0,3–0,5 % углерода различие в свойствах более значительно. В этом случае нормализация может заменить улучшение (закалку с высоким отпускком), особенно для неответственных деталей, что сильно сокращает длительность процесса. Для ответственных деталей все же следует предпочесть улучшение, так как оно обеспечивает большую вязкость.

Для высокоуглеродистых сталей нормализация применяется для устранения цементитной сетки (но качество ниже, чем при обычном отжиге).

4.2.2 Режимы проведения отжига

Температура нагрева при отжиге выбирается в зависимости от вида и назначения его. Основой для выбора температуры нагрева служит диаграмма состояния «железо-углерод», за исключением диффузионного отжига и рекристаллизации (см. п. 4.2.1)

Время или скорость нагрева выбирают в зависимости от химического состава стали, массы и формы изделия.

Чем больше углерода и легирующих элементов в стали, тем меньше ее теплопроводность, тем меньше должна быть скорость нагрева (больше времени) во избежание высоких внутренних напряжений. Аналогично, чем больше размеры (масса), сложнее форма, тем меньше скорость нагрева.

С другой стороны, с целью уменьшения окисления и обезуглероживания поверхностных слоев металла, желательно нагревать с возможно большей скоростью.

Упрощенный способ определения времени нагрева для углеродистых сталей:

- для деталей круглого сечения: 1 мин на 1 мм сечения;

- для деталей некруглого сечения: 1,2–1,3 мин на 1 мм сечения.

Время выдержки при данной температуре должно обеспечивать полное превращение исходной структуры в аустенит и выравнивание его химического состава. Ориентировочно можно считать (для закалки, отжига и нормализации):

$$\tau_{\text{в}} = 0,25 \cdot \tau_{\text{н}}. \quad (4.2)$$

Общее время нахождения детали в печи

$$\tau = \tau_{\text{н}} + \tau_{\text{в}} = 1,25 \cdot \tau_{\text{н}}. \quad (4.3)$$

Скорость (время) охлаждения при отжиге должна обеспечивать превращение аустенита в ферритно-цементитную смесь в области температур, близких (меньших) к A_1 , т. е. в перлит. Для углеродистых сталей это 150–200 град./час, для легированных – 30–100 град./час.

Указанные скорости охлаждения следует соблюдать лишь до температуры примерно 600–500 °С, т. е. до температур полного распада аустенита на перлит, а дальнейшее охлаждение можно проводить на воздухе (для сокращения цикла термообработки).

При охлаждении деталей вместе с нагревательной печью можно обеспечить следующие примерные скорости охлаждения:

- при частично выключенном отоплении – 50–80 град./час;
- при полностью выключенном отоплении – около 100 град./час;
- при полностью выключенном отоплении и открытых дверцах – более 100 град./час.

4.2.3. Дефекты отжига и меры их устранения

К наиболее распространенным дефектам отжига относят обезуглероживание и окисление, перегрев, пережог, трещины, повышенную твердость.

Обезуглероживание ($\text{C} + \text{O}_2 \rightarrow \text{CO}_2$) связано с выгоранием углерода в результате нагрева в окислительной среде. Это приводит к резкому снижению выносливости и прочности. Для изделий типа рессор, пружин, зубчатых колес и т. п. обезуглероживание абсолютно недопустимо.

Окисление ($2\text{Fe} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{FeO}$) вызывает угар металла (потери), образование окалины. Все это искажает форму, размеры детали, требует дополнительных операций очистки, снижает скорость нагрева. Процессы окисления и обезуглероживания - диффузионные, с повышением температуры они ускоряются.

Радикальные способы устранения (уменьшения) этих дефектов:

- применение контролируемой (искусственной) атмосферы в печах с определенным соотношением обезуглероживающих и окисляющих (O_2 , H_2O , CO_2) и науглероживающих и восстановительных (H_2 , CO , CH_4) газов. Такая

атмосфера называется нейтральной, так как указанные процессы протекают с одинаковой скоростью в обе стороны;

- применение нагрева в перегретых расплавах металлов (свинец, олово), минеральных солей и их смесей (хлористый барий $BaCl$, хлористый натрий $NaCl$, хлористый калий KCl).

Перегрев – сильный рост зерна аустенита за счет длительного пребывания металла при высоких температурах. Этот дефект вреден тем, что при последующей закалке будет грубомартенситная структура с повышенной хрупкостью.

Дефект устраняется повторным отжигом с правильным режимом по температуре и времени выдержки.

Пережог – окисление металла по границам зерен аустенита. Этот дефект связан с резко окислительной атмосферой печи и большими выдержками при высоких температурах, близких к линии солидус.

Дефект неустраним, металл может быть направлен только на переплавку.

Горячие трещины – сквозное или местное (локальное) нарушение сплошности нагреваемой заготовки из-за слишком высокой скорости нагрева.

Повышенная твердость – получается при слишком быстром охлаждении металла с печью (структура троостита вместо перлита или сорбита).

4.3. Закалка и отпуск сталей

4.3.1. Сущность и основные способы закалки

Закалка заключается в нагреве стали выше температур фазовых превращений, выдержке и быстром охлаждении (со скоростью не ниже критической) для получения структурно-неустойчивого состояния сплава (структуры мартенсита).

Основная цель закалки – получение неравновесной структуры, которая после отпуска должна обеспечить получение оптимальных механических свойств.

Классифицировать виды закалки можно по следующим признакам:

а) По температуре нагрева:

- полная (нагрев выше A_{C3});
- неполная (нагрев выше A_{C1}).

б) По глубине закаленного слоя:

- поверхностная (на заданную глубину слоя);
- объемная (сквозная на всю глубину детали).

в) По способу охлаждения:

- непрерывная (в одном охладителе);
- прерывистая (в двух или трех охладителях);

- ступенчатая;
- изотермическая;
- закалка с самоотпуском и некоторые другие.

Выбор температуры нагрева под закалку производится в зависимости от температуры критических точек. При этом различают полную и неполную закалку.

Полная закалка производится с температур выше A_{C3} на (30–50) °С, обеспечивающих получение структуры однородного аустенита. Последующее резкое охлаждение сопровождается мартенситным превращением.

Полная закалка применяется только для доэвтектоидных и эвтектоидных сталей. Их структура после закалки будет состоять из мелкоигльчатого мартенсита и остаточного аустенита.

Если такие стали нагреть ниже A_{C3} , то в их структуре останется часть феррита (80 НВ) и цели закалки не будут достигнуты. Если же перегреть значительно выше A_{C3} , будет сильно расти зерно (дефекты – перегрев или даже пережог).

Неполная закалка заэвтектоидных сталей производится с температуры $A_{C1} + (50–70)$ °С. Структура стали будет состоять из мартенсита, вторичного цементита и остаточного аустенита.

Для заэвтектоидных сталей полную закалку проводить нет необходимости (и даже нежелательно), так как в их структуре нет мягкого феррита, а имеющийся цементит вторичный (750 НВ) не снижает твердости стали, а напротив увеличивает износостойкость, что весьма важно для изготовления режущего и другого инструмента. Для таких сталей проводят только неполную закалку, так как полная приведет к получению крупноигльчатого мартенсита с повышенным количеством остаточного аустенита (дефекты – крупное зерно, низкая вязкость, большие внутренние напряжения, вызывающие появления трещин).

Вторичный цементит у заэвтектоидных сталей после закалки должен иметь вид мелких равномерно расположенных зернышек (зернистый перлит). Если же перлит будет пластинчатый с сеткой Ц_2 , то эта сетка после закалки сохраняется, так как при нагреве около точки A_{C1} цементит не растворяется. Такая структура (мартенсит Ц_2 в виде сетки) обладает повышенной хрупкостью. Отсюда вытекает необходимость подготовки структуры к закалке (отжиг на зернистый перлит).

Следует иметь в виду, что из заэвтектоидных сталей изготавливают, в основном, режущий и другой инструмент, который должен обладать высокой твердостью и износоустойчивостью. Поэтому для снижения доли остаточного аустенита сразу после закалки для некоторых деталей (инструменты,

подшипники, постоянные магниты и др.) проводят обработку холодом до минус 80°C и ниже (способ разработан в СССР в 1937–1939 гг.).

Время нагрева под закалку и время выдержки выбирается точно так же, как и при отжиге (см. п. 4.2).

Охлаждение при закалке. Скорость охлаждения при закалке регулируется выбором охладителя (охлаждающей или закалочной среды). В качестве охлаждающей среды применяются различные жидкости: вода, водные растворы солей, кислот, щелочей, расплавы солей и металлов, псевдокипящий слой, минеральные масла, а также воздух.

Охлаждение в общем случае должно обеспечить:

- получение структуры мартенсита в пределах заданного сечения изделия (определенную прокаливаемость);
- отсутствие закалочных дефектов-трещин, деформаций, коробления и высоких остаточных напряжений в металле детали.

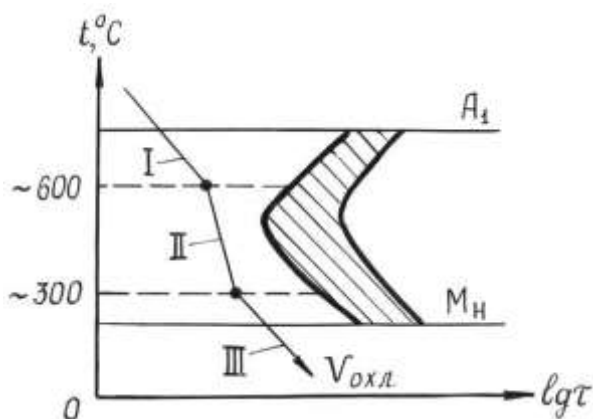


Рисунок 4.8 – График идеального режима охлаждения при закалке

В идеальном случае режим охлаждения должен обеспечить следующее (рисунок 4.8):

- умеренную скорость охлаждения при высоких температурах (I этап от t_H до 650 °C), обеспечивающую релаксацию напряжений;
- высокую скорость охлаждения (не ниже критической) в интервале температур 600–300 °C для подавления диффузионного распада аустенита (II этап);
- замедленную скорость охлаждения в интервале температур мартенситного превращения (III этап – ниже M_H).

Быстрое охлаждение на III этапе резко увеличивает уровень остаточных напряжений, вызывающих закалочные трещины, поводку, коробление.

К сожалению, в природе не существует охлаждающих сред, которые удовлетворяют требованиям идеальной кривой охлаждения (таблица 4.1).

В практике производства и ремонта РИМ наибольшее применение нашли следующие охладители:

а) Для закалки углеродистых сталей с содержанием углерода больше 0,3 % – вода (стали с содержанием углерода меньше 0,3 % практически не закаливаются).

Достоинство: быстрое охлаждение в районе наименьшей устойчивости аустенита (650–400 °С).

Недостатки: большая скорость охлаждения в районе мартенситного превращения (300–200 °С); резкое снижение закаливающей способности с повышением температуры.

Закаливающая способность воды может быть усилена за счет растворения в ней солей, кислот или щелочей (см. таблицу 4.1), но первая проблема не снимается.

б) Для закалки легированных сталей – масло.

Преимущества: в районе температур 650–500 °С охлаждает в 5–7 раз медленнее воды, в районе мартенситных превращений 300–200 °С – в 10–15 раз медленнее; закаливающая способность слабо меняется с повышением температуры.

Недостатки: малая скорость охлаждения (нельзя применять для закалки углеродистых сталей); огнеопасность; пригорание на деталях.

Очевидно, что применяемые на практике охлаждающие среды не могут полностью удовлетворить всем требованиям, предъявляемым к идеальному охладителю. Поэтому наряду с закалкой в одном охладителе применяются и другие способы: закалка в двух (трех) охладителях (прерывистая), ступенчатая, изотермическая, с самоотпуском и некоторые другие (рисунок 4.9).

Закалка в одном охладителе (непрерывная) наиболее проста и широко используется в практике. Для закалки мелких деталей из углеродистых сталей (до 5 мм) и почти всех легированных сталей применяется масло, для более крупных деталей из углеродистых сталей – вода и водные растворы. Раствор NaOH (40–50 %) в воде рекомендуется для изделий сложной формы, склонных к короблению и трещинообразованию. Эти растворы обеспечивают скорость охлаждения при температурах 750–550 °С до 1400 град/с. При температурах 300–200 °С скорость их охлаждения приближается к скорости охлаждения в масле.

Емкость закалочного бака должна быть такой, чтобы скорость охлаждения была неизменной. Например, при закалке с 850 °С в баке должно быть 12,5 л масла на 1 кг стали, а при закалке с 950 °С – 17,5 л/кг.

Рекомендуется перед охлаждением в воде или масле деталь подстудить на воздухе с целью уменьшения остаточных напряжений и вероятности образования закалочных трещин (см. I этап на рисунке 4.8).

Таблица 4.1 – Характеристика охлаждающих сред

Охлаждающая среда, температура, °С	Скорость охлаждения, град/сек в интервале температур, °С	
	650–400	300–200
Дистиллированная вода, 20 °С	250	200
Техническая вода, 20 °С	600	270
50 °С	100	170
90 % воды + 10 % NaOH	1200	300
90 % воды + 10 % Na Cl	1100	300
Масло, 20–200 °С	150	30
Медные плиты	60	30
Железные плиты	35	15
Расплавленная соль при 250 °С	90	-
при 550 °С	18	-
Кипящий слой	2–60	0,5–20
Воздух спокойный	3	1
под давлением	30	10

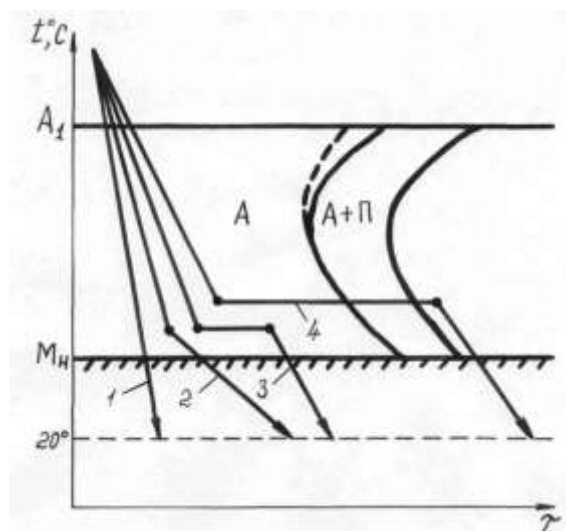


Рисунок 4.9 – Схема режимов охлаждения при закалке: 1 – непрерывная; 2 – прерывистая в двух охладителях; 3 – ступенчатая; 4 – изотермическая

Прерывистая закалка (в двух охладителях) заключается в предварительном охлаждении детали в более резком охладителе (примерно до 300°С) с последующим охлаждением в более мягкой среде (варианты: вода-масло; вода-воздух; масло-воздух). Широко применяется для закалки массивных деталей сложной формы.

Достоинство – мартенситное превращение происходит при медленном охлаждении, что способствует снижению остаточных напряжений. Основная трудность – установить момент переноса детали из одного охладителя в другой.

Еще более приближается режим охлаждения к идеальному при использовании трех охладителей. Например, при закалке заготовки артиллерийского ствола из сталей 0ХНЗМФ, 0ХНЗВ, 0ХН4М принят следующий режим охлаждения: подстуживание на воздухе до температуры 600–550 °С, охлаждение в воде до температуры 300 °С, окончательное охлаждение на воздухе (т. е. воздух-вода-воздух).

Ступенчатая закалка отличается тем, что нагретую деталь быстро переносят в ванну (соляную, металлическую), температура которой на 50–100 °С выше точки M_n , где и выдерживают до тех пор, пока деталь во всех точках сечения приобретет температуру ванны. Дальнейшее охлаждение, во время которого и происходит закалка (превращение $A \rightarrow M$), производят медленно (в масле или на воздухе). Преимущество перед прерывистой – стабильность результатов, так как там очень трудно определить момент смены охладителя.

Вследствие медленного охлаждения деталей после выдержки в горячей среде напряжения и деформации в них минимальны. Размеры деталей ограничиваются до 10–12 мм из углеродистых и до 20–30 мм из легированных сталей. Основное назначение – закалка режущего (мерного) и измерительного инструмента из сталей У8-У13, Х, 9ХС, ХВГ, Р18, Р6М5 и др.

В качестве горячих сред применяют расплавы солей (смеси $NaNO_2$, $NaNO_3$, KNO_3), а также щелочи $NaOH$ и KOH , реже горячее масло с высокой температурой вспышки.

Изотермическая закалка – производится так же, как ступенчатая, но выдержка должна быть такой, чтобы успело закончиться изотермическое превращение $A \rightarrow (Ф+Ц)$. Время выдержки находят по диаграмме изотермического распада аустенита для данной стали. Дальнейшее охлаждение на воздухе. Структура – троостит или бейнит, дисперсность которого регулируется температурой ванны. Твердость стали ниже, чем при других способах закалки, пластичность и вязкость выше, внутренние напряжения минимальные. Впервые изотермическая закалка была применена П. П. Аносовым (1840 г.) при закалке булатных клинков, затем Д. К. Черновым (1885 г.) при закалке снарядной стали.

Горячие среды – те же, что и в предыдущем случае. Охлаждение в расплавах (если нагрев под закалку производить в солях) позволяет получить чистую поверхность после термообработки. Такой способ называется «светлой закалкой».

Обработка холодом. При закалке высокоуглеродистых (>0,6% °С) и большинства легированных сталей мартенситное превращение не заканчивается

при комнатной температуре, так как точка M_k находится ниже $20\text{ }^\circ\text{C}$. Остаточный аустенит снижает твердость и вызывает изменение размеров детали при хранении и эксплуатации. Избавиться от остаточного аустенита можно путем охлаждения закаленной стали ниже точки M_k , положение которой зависит от состава стали и находится при температурах минус $60\dots$ минус $100\text{ }^\circ\text{C}$.

Обработку холодом желательно производить сразу после закалки (не позднее, чем через 30 мин), так как остаточный аустенит стабилизируется при комнатной температуре. Чтобы уменьшить остаточные напряжения, после обработки холодом сразу же необходимо произвести отпуск.

Холод можно получить одним из следующих способов [6]:

- с помощью готовых хладоагентов (твердая углекислота «сухой лед» $72\text{ }^\circ\text{C}$, жидкий азот $-196\text{ }^\circ\text{C}$, смесь жидкого азота с этиловым спиртом);
- в холодильных установках, работающих на фреоне или аммиаке;
- в установках турбодетандерного типа (с использованием сжатого воздуха).

Увеличение твердости после обработки холодом обычно составляет от 1 до 5 HRC.

Поверхностная закалка. Многие детали РИМ при эксплуатации работают в условиях трения и одновременно подвергаются воздействию динамических нагрузок. Такие детали должны обладать высокой вязкостью и прочностью в целом (в сердцевине) и одновременно поверхностной твердостью и износостойкостью, что может быть достигнуто поверхностной закалкой.

Сущность поверхностной закалки заключается в быстром нагреве только поверхностного слоя детали заданной толщины с последующим охлаждением в воде. Методы нагрева могут быть различными: а) в расплавленных солях или металлах; б) пламенем газовой горелки (пламенная закалка); в) в электролитах; г) лучом лазера; д) электрическим током, индуцируемым в поверхностных слоях детали (индукционная или высокочастотная закалка).

В артиллерийском производстве самое широкое применение нашла высокочастотная закалка (закалка ТВЧ). Деталь помещается в индуктор, в котором создается переменное электромагнитное поле. Вихревые токи, возникающие в детали, концентрируются преимущественно в поверхностном слое (скин-эффект), осуществляя быстрый их нагрев.

Более 90% теплоты выделяется в слое толщиной δ

$$\delta = 5030 \sqrt{\rho/\mu f}, \text{ мм}, \quad (4.4)$$

где ρ – удельное электросопротивление, $\text{Ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$; μ – магнитная проницаемость, Гн/м; f – частота тока, Гц.

Например, для стали 45 при $800\text{ }^\circ\text{C}$ имеем [8]

f, Гц	10 ⁸	10 ⁶	3×10 ⁵	10 ⁵	10 ⁴	2×10 ³	50
δ, мм	0,065	0,65	1,0	2,0	6,0	15	90

Индукторы делают из медных трубок, охлаждаемых проточной водой в виде одного витка, многовитковые, петлевые и др.

В сечении детали создается резкий перепад температур и после заковки можно выделить три структурные зоны, плавно переходящие одна в другую. Наружные слои, нагретые выше температуры A_3 , будут иметь структуру мартенсита (полная заковка). На втором участке, где температура между A_3 и A_1 , будет структура неполной заковки. На третьем участке, где нагрев был ниже A_1 , сохранится исходная структура перлита и феррита.

В качестве источников токов высокой частоты используются:

а) машинные генераторы, вырабатывающие токи частотой 500–15000 Гц (толщина закаленного слоя от 2 до 10 мм);

б) ламповые генераторы с частотой до 10⁷ Гц (толщина слоя от десятых долей до 2 мм).

К основным преимуществам заковки ТВЧ перед обычной заковкой относятся следующие:

- высокая износостойчивость поверхности (твердость выше на 2–4 HRC) при повышенной вязкости сердцевины за счет измельчения зерна;
- повышение предела усталости в результате возникновения в поверхностном слое сжимающих напряжений;
- благодаря очень быстрому нагреву (секунды) отсутствуют окисление, обезуглероживание, коробление (за счет жесткости холодной сердцевины) и другие дефекты;
- возможность замены легированных сталей на углеродистые без снижения эксплуатационных характеристик.

К недостаткам следует отнести:

- относительно большие капитальные затраты (генератор ТВЧ, индуктор индивидуально для каждой детали и т. п.);
- возможность применения сталей с весьма узкими пределами углерода (от 0,3 до 0,4 %). При меньшем содержании углерода не обеспечивается твердость поверхности, а при большем – вязкость сердцевины. Это вынуждает применять специальные стали с пониженной прокаливаемостью (ПП) марок 55ПП, 58ПП, а также стали с регулируемой прокаливаемостью (РП).

4.3.2. Отпуск сталей

Закаленная деталь ввиду высокой твердости и хрупкости мартенсита и высокого уровня внутренних напряжений не может обеспечить требуемых упругих и пластических свойств металла. Поэтому после закалки обязательно проведение отпуска стали.

Отпуск – термическая операция, состоящая в нагреве закаленного сплава ниже температуры фазового превращения (ниже A_1), выдержке и последующем охлаждении для получения более устойчивого структурного состояния сплава.

Отпуск является заключительной операцией термообработки, при которой окончательно формируются структура и свойства изделия; уменьшаются или устраняются остаточные закалочные напряжения, снижается твердость, повышаются вязкость и пластичность (рисунок 4.10). Таким образом, отпуск обычно проводится для достижения определенного уровня механических (и других) свойств.

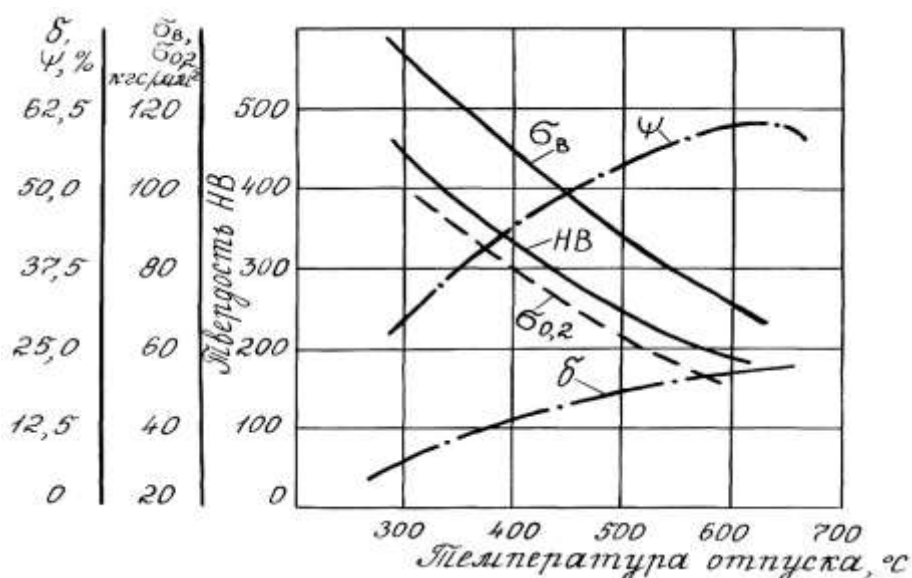


Рисунок 4.10 – Механические свойства стали 40 в зависимости от температуры отпуска

После закалки структура стали состоит из мартенсита и остаточного аустенита; обе структуры являются неустойчивыми и будут стремиться перейти в более устойчивое состояние, т.е. в ферритоцементитную смесь. Однако при нормальной температуре эти процессы (диффузионные) протекают очень медленно, а при повышении температуры – ускоряются.

Превращения при отпуске связаны с процессом распада мартенсита и остаточного аустенита и образования структур в соответствии с диаграммой изотермического распада переохлажденного аустенита (при температуре выше 300–400 °C).

В зависимости от температуры отпуска указанные превращения протекают по-разному (в разной степени). Различают следующие виды отпуска: низкотемпературный (низкий), среднетемпературный (средний) и высокотемпературный (высокий).

Низкий отпуск осуществляется с температур 120–250 °С. При температурах отпуска 120–150 °С в инструментальных сталях твердость несколько повышается (за счет распада остаточного аустенита), а в сталях с меньшим содержанием углерода практически не изменяется по сравнению с закаленным состоянием. При температурах отпуска 200–250 °С твердость несколько снижается, но сохраняет высокие значения, свойственные мартенситу (58–62 HRC).

Продолжительность низкого отпуска инструмента чаще всего составляет 0,5–2 ч в зависимости от сечения. Продолжительность отпуска увеличивается до 10–15 ч, если температура не превышает 100–120 °С. Например, при отпуске измерительного инструмента указанная продолжительность отпуска позволяет исключить объемные изменения в процессе эксплуатации инструмента.

При низком отпуске происходит уменьшение объема мартенсита и уменьшение его тетрагональности, т. е. $c/a \rightarrow 1$. Это следствие выделения углерода из мартенсита в виде карбидных частичек Fe₂C. Вспомним, что мартенсит имеет наибольший объем, а аустенит – наименьший. Получается структура – мартенсит отпуска (вместо мартенсита закалки). Кристаллическая решетка такая же, но с меньшей степенью тетрагональности.

Типичные примеры применения низкого отпуска: режущий и измерительный инструмент, детали шариковых и роликовых подшипников, постоянные магниты из углеродистых и низколегированных сталей, цементированные детали, детали из высокопрочных легированных сталей.

Средний отпуск производится с температур 300–450 °С. При этих температурах уже обеспечивается диффузионное перераспределение углерода, и мартенсит отпуска распадается на (Ф+Ц) смесь большой дисперсности – троостит. Еще раньше (при 200–300 °С) распадается остаточный аустенит. Троостит отпуска при этих температурах имеет пластинчатое строение, различаемое только в электронном микроскопе.

Сталь приобретает повышенную упругость, заметно снижается твердость (до 40–50 HRC), увеличивается пластичность и вязкость. Продолжительность отпуска от 1 до 2 ч для деталей небольшого сечения и от 3 до 8 ч для деталей массой от 200 до 1000 кг.

Типичные примеры применения среднего отпуска – пружины, рессоры, торсионные, ударный штамповый инструмент холодного деформирования, холодное оружие и другие изделия, которым требуются высокие упругие свойства.

Высокий отпуск осуществляется с температур 500–650 °С, а для сталей, содержащих легирующие элементы, повышающие точку A_{c1} , и с более высоких температур. При таких температурах образуется сорбит отпуска; по сравнению с закаленным состоянием, значительно понижается твердость (до 20–30 HRC), прочность и одновременно повышается пластичность и ударная вязкость.

Высокий отпуск обеспечивает более полное снятие остаточных (закалочных) напряжений и дает наилучшее сочетание прочности, пластичности и вязкости. Такая термообработка (закалка с высокотемпературным отпуском) называется улучшением стали.

Время выдержки детали в печи при высоком отпуске определяется из тех же соображений, как и при среднем отпуске.

Высокий отпуск применяется для нагруженных конструктивных деталей, которые после термического упрочнения должны иметь оптимальное сочетание прочности и вязкости.

Охлаждение с температуры отпуска не оказывает влияния на структурное состояние стали, так как структура формируется в период выдержки при температуре отпуска. Обычно охлаждение с температуры отпуска ведут на спокойном воздухе.

Быстрое охлаждение после отпуска применяют лишь для предотвращения развития отпускной хрупкости 2-го рода, свойственной некоторым легированным сталям, подвергаемым улучшению. Для них рекомендуется охлаждение в воде.

Для ствольных сталей охлаждение производится только на воздухе. Это необходимо в качестве меры предосторожности на случай, когда в производство может попасть сталь, склонная к отпускной хрупкости 2-го рода. При охлаждении на воздухе это явление проявится и, при испытании стали на ударную вязкость, она будет забракована.

Понятие о прокаливаемости. Под прокаливаемостью стали понимается глубина проникновения закаленной зоны. Прокаливаемость измеряется в единицах длины и зависит от критической скорости закалки.

Несквозная прокаливаемость объясняется тем, что при закалке деталь охлаждается быстрее с поверхности и медленнее в сердцевине.

С уменьшением критической скорости увеличивается глубина закаленного слоя; если $V_{кр}$ будет меньше скорости охлаждения в центре, то сечение закалится насквозь. Если скорость охлаждения на поверхности меньше $V_{кр}$, то деталь не закалится вообще.

Для практической оценки прокаливаемости пользуются критическим диаметром. Критический диаметр $D_{кр}$ – максимальный диаметр цилиндрического прутка, который прокаливается насквозь в данном охладителе (рисунок 4.11).

Обычно прокаливаемость характеризуется полумартенситной структурой в центре образца (D_{50}). Иногда задается содержание мартенсита 95 или 99 %.

Тогда критический диаметр обозначается D_{95} или D_{99} .

Прокаливаемость зависит от следующих основных факторов:

Химсостав. Все факторы, которые увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита (уменьшают критическую скорость закалки), способствуют увеличению прокаливаемости стали. Это – увеличение содержания углерода до 0,8 %; легирующие элементы, растворяющиеся в аустените при нагревании (кроме кобальта); увеличение зерна аустенита. Наоборот, легирующие элементы в виде карбидов, интерметаллоиды, создающие неоднородность аустенита, уменьшают прокаливаемость стали.

Охлаждающая среда. Чем интенсивнее она охлаждает, тем больше прокаливаемость стали.

Размеры и форма изделия. Образец меньшего размера в глубинных слоях будет охлаждаться с большей скоростью (при одинаковом составе стали и в одном охладителе), чем образец большего размера.

Прокаливаемость обычно определяется двумя способами:

- поперечной разрезкой образца с последующим измерением твердости;
- способом торцевой закалки на стандартном образце диаметром 25 и длиной 100 мм.

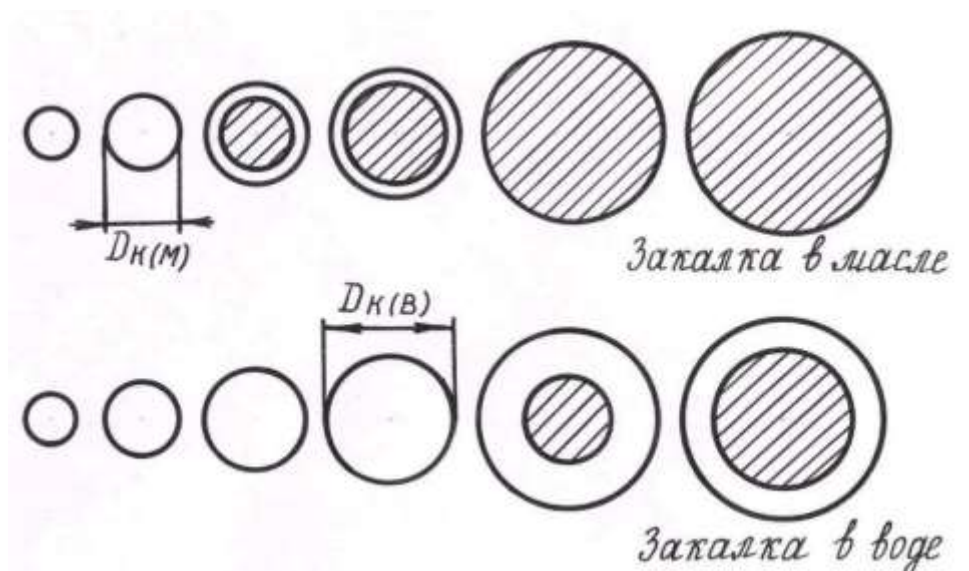


Рисунок 4.11 – Прокаливаемость прутков различного диаметра при закалке в воду и масло. Заштрихована незакаленная сердцевина

Практика показывает, что в целом насквозь прокаленное сечение после закалки и высокого отпуска будет обладать более высоким комплексом механических свойств. У образца с несквозной прокаливаемостью в сердцевине

наблюдается снижение прочности и вязкости; при сквозной прокаливаемости свойства будучи одинаковы по всему сечению.

Особенно это важно для деталей большого сечения и высокой прочности. Кроме того, стали, обладающие повышенной прокаливаемостью, можно закаливать в масле и даже на воздухе, что способствует уменьшению внутренних напряжений.

4.3.3. Дефекты закалки и отпуска

Наиболее характерными дефектами закалки являются пониженная твердость детали, мягкие пятна, перегрев, окисление и обезуглероживание, коробление, трещины.

Пониженная твердость детали является следствием неполной закалки доэвтектоидных сталей (наряду с мартенситом имеется структура феррита) или результатом недостаточно интенсивного охлаждения (охлаждение со скоростью ниже критической), приводящего к образованию троостита или сорбита. Дефект устраним повторной закалкой с нагревом до более высокой температуры в первом случае или переходом к охлаждающей среде с более интенсивным охлаждением во втором случае.

Мягкие пятна – причина аналогична получению пониженной твердости. В отдельных случаях мягкие пятна связаны с явно выраженной неоднородностью исходной структуры (скопления феррита).

Перегрев проявляется в интенсивном росте зерна и связан с длительным пребыванием детали при высоких температурах. Сталь обладает повышенной хрупкостью. Дефект устраняется повторной закалкой с более низкой температуры и сокращением продолжительности выдержки.

Окисление и обезуглероживание поверхности происходит в результате тех же причин, что и при отжиге (п. 4.2.3).

Коробление, трещины являются следствием возникновения больших внутренних напряжений, которые образуются из-за больших перепадов температур на поверхности и в центре сечения детали, а также из-за одновременности протекания фазовых превращений. При закалке заготовок, укомплектованных в садку, вследствие неравномерного охлаждения наблюдается их искривление.

Уменьшить коробление можно путем создания условий более равномерного охлаждения детали. Лучшим способом для предотвращения появления трещин является замедленное охлаждение деталей в области мартенситного превращения.

Основным дефектом отпуска является неполучение заданных механических свойств (см. рисунок 4.10).

Обычно имеет место два случая. В первом случае сталь обладает повышенной прочностью, пониженной вязкостью и пластичностью. Этот дефект связан с нагревом деталей до более низкой температуры, чем требовалось. Легко устраняется проведением повторного отпуска при повышенной температуре.

Во втором случае детали имеют пониженную прочность, твердость и высокую пластичность, вязкость, что является следствием проведения отпуска при температуре выше требуемой. Для устранения этого дефекта необходимо повторно закалить детали и провести отпуск при более низкой температуре.

4.4. Химико-термическая и термомеханическая обработка

4.4.1 Сущность и виды химико-термической обработки

Свойства стали обусловлены двумя основными факторами – химическим составом и строением (структурой). Химико-термическая обработка использует оба способа воздействия одновременно в одном процессе – изменение структуры и химсостава поверхностного слоя. Таким комбинированным воздействием можно получить взаимоисключающие свойства, например, высокую твердость и вязкость одновременно. Надо иметь в виду, что высокая твердость (износостойкость) присуща лишь тонкому слою, в котором диффузионным способом был изменен химсостав, а вязкость детали в целом обеспечивается свойствами сердцевины.

Химико-термическая обработка (ХТО) заключается в поверхностном насыщении детали различными химическими элементами в области повышенных температур. Как правило, этот процесс дополняется упрочнением термической обработкой (закалкой и отпуском).

В качестве элементов, применяемых для насыщения поверхностных слоев стальных изделий, используются углерод, азот, алюминий, кремний, хром, бор и др. Соответственно такие процессы обработки называются цементацией, азотированием, алитированием, силицированием, хромированием, борированием и т. д. Иногда при ХТО насыщение поверхности осуществляется двумя и более элементами, например, цианирование (насыщение углеродом и азотом одновременно), сульфацианирование (насыщение углеродом, азотом и серой).

Вещества, в среде которых происходит насыщение, называют диффузантами.

Химико-термическая обработка технологически складывается из двух этапов:

1. Изменение химсостава поверхностного слоя путем диффузионного насыщения его необходимыми элементами (или группой элементов) при высоких температурах.

2. Термообработка детали с учетом разницы в химсоставе поверхностного слоя и основного металла (иногда проводится до насыщения).

Обычно при ХТО детали помещают в среду, богатую элементом, который диффундирует в металл. Диффузионное насыщение проходит в три стадии:

а) Диссоциация. Протекает в газовой среде и состоит в распаде молекул и образовании активных атомов диффундирующего элемента. Например:



Образующиеся в момент разделения молекул атомы насыщающего элемента обладают большой химической активностью, способностью растворяться в металле.

б) Адсорбция. Происходит на границе газ-металл и состоит в поглощении (растворении) поверхностью свободных атомов. Этот процесс возможен только в том случае, если диффундирующий элемент способен с основным металлом образовывать твердые растворы внедрения или замещения. Адсорбция (прилипание) объясняется тем, что у атомов металла, находящихся на поверхности, свободные связи направлены наружу, что увеличивает поверхностную энергию. При осаждении «чужих» атомов свободные связи используются, что уменьшает поверхностную энергию. Адсорбционная способность возрастает с повышением температуры.

в) Диффузия – это процесс проникновения насыщающего элемента в глубину металла от границы раздела «газ-металл». При этом температура процесса должна обеспечить необходимую активность, подвижность и растворимость атомов насыщающего элемента в металл. В соответствии с термодинамическим законом выравнивания состава диффузия всегда (самопроизвольно) идет от мест с большей концентрацией атомов насыщающего элемента к местам с меньшей концентрацией, т. е. в глубину детали.

Из термодинамики известно, что при постоянной температуре глубина диффузионного слоя у пропорциональна продолжительности процесса и определяется параболической зависимостью

$$y = k\sqrt{t}, \text{ мм},$$

где t – время процесса в часах; k – коэффициент концентрации. Он зависит, прежде всего, от температуры, а также от градиента концентраций, типа образующегося твердого раствора (атомы, образующие раствор внедрения, диффундируют быстрее).

Из процессов ХТО наиболее широкое практическое применение в производстве и ремонте РИМ нашли цементация и азотирование, несколько реже применяется цианирование и диффузионная металлизация.

Классификация видов ХТО представлена на рисунке 4.12.



Рисунок 4.12 – Классификация видов химико-термической обработки

4.4.2. Цементация и азотирование стали

Процесс цементации известен с давних пор. До середины XIX века высокоуглеродистую сталь умели получать только цементацией. Сейчас ее применяют для упрочнения поверхностного слоя.

Цементация (науглероживание) – диффузионное насыщение поверхностного слоя изделий из малоуглеродистой стали (0,1–0,3 %C) углеродом и последующая термическая обработка (закалка и низкий отпуск). Цель цементации – повышение твердости и износостойкости поверхности – достигается обогащением поверхностного слоя углеродом (до 0,8–1,3 %) и последующей закалкой с низким отпуском. При этом сердцевина изделия, не насыщаемая углеродом, сохраняет высокую вязкость.

В практике артиллерийского производства и ремонта цементацию стали ведут на глубину 0,5–2,0 мм.

Для мелких мало нагруженных деталей, не испытывающих больших давлений и больших нагрузок на изгиб и скручивание, могут успешно применяться стали 08 и 10. Для тяжело нагруженных деталей применяют углеродистые стали 20, 25 или легированные стали с тем же содержанием углерода.

Прочность сердцевины цементированных деталей из легированной стали в несколько раз выше, чем в деталях из углеродистой стали, что предохраняет цементованный слой от разрушения и продавливания при больших нагрузках.

Цементируемые поверхности деталей механически обрабатывают, оставляя лишь припуск на окончательное шлифование. Поверхности, не

подлежащие цементации, подвергают гальваническому покрытию слоем меди, через которую углерод не диффундирует, применяют также обмазку специальными пастами [8].

Различают два основных способа цементации – в твердом карбюризаторе и в газовой среде (газовая цементация).

Цементация стали в твердом карбюризаторе. В качестве карбюризатора (от лат. *carboneum* – углерод) могут быть использованы древесный уголь (диаметр зерен угля от 3,5 до 10 мм), торфяной кокс, опилки, сажа и другие углеродосодержащие материалы.

Для ускорения процесса цементации к углю или коксу добавляют активизаторы – углекислые соли BaCO_3 , Na_2CO_3 и др. Количество углекислых солей в твердом карбюризаторе составляет от 20 до 40 % от массы угля.

Для цементации детали, очищенные от ржавчины и грязи, помещают в ящики из жаропрочной стали. Укладка деталей производится на расстоянии 2025 мм друг от друга (рисунок 4.13). Ящики накрывают крышками, в отверстия которых устанавливаются контрольные образцы (свидетели), и обмазывают огнеупорной глиной, или смесью глины с тальком, замешанной на жидком стекле. Подготовленные ящики помещают в печь, нагретую до 900–950 °С.

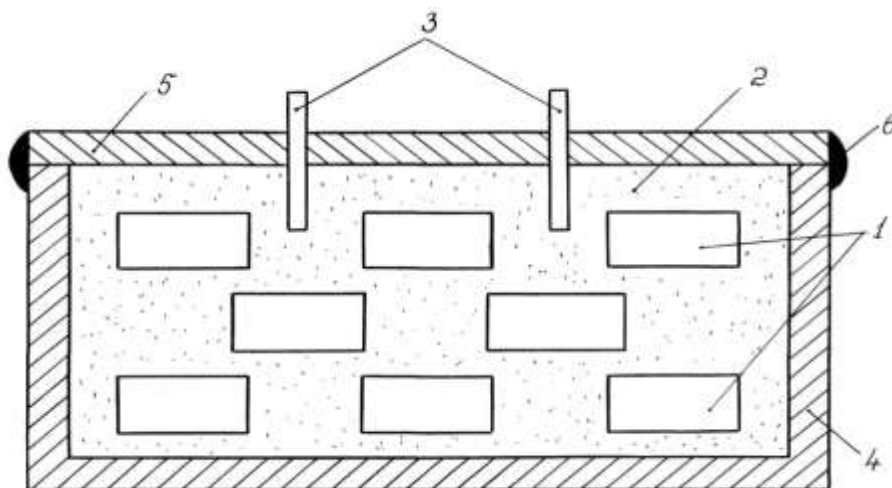
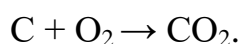


Рисунок 4.13 – Схема расположения деталей в цементационном ящике:

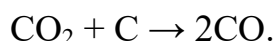
1 – детали; 2 – карбюризатор; 3 – контрольные образцы; 4 – цементационный ящик; 5 – крышка; 6 – обмазка

При указанной температуре исходная структура стали превращается в аустенит, который способен растворить в себе до 1,3 % С (в соответствии с линией SE диаграммы «Fe – С»). Время цементации после нагрева деталей в ящике до температуры 900–950 °С определяется требуемой глубиной насыщения стали углеродом. Ориентировочно можно считать, что для получения цементированного слоя в 0,1 мм требуется выдержка 1 ч.

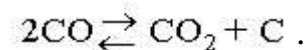
При нагреве в печах уже при низких температурах в цементационных ящиках происходит образование газовой среды, богатой двуокисью углерода:



При постепенном подъеме температуры CO_2 реагирует с углеродом древесного угля по следующей реакции:



При контакте с деталями (выступают в роли катализатора), нагретыми до температуры 900–950 °С, окись углерода разлагается на угольную кислоту и углерод (активный, находящийся в атомарном состоянии):



Атомарный углерод растворяется в аустените; его содержание повышается и может достигать 1,3 %.

Результаты цементации оценивают глубиной и степенью цементации. За глубину цементации принимают расстояние от поверхности вглубь до появления в структуре первых зерен феррита.

Степень цементации определяет среднее содержание углерода в поверхностном слое. Детали артиллерийской техники обычно цементуются до содержания углерода 1,0–1,2 %.

Процесс твердой цементации является весьма продолжительной операцией и длится не один десяток часов. Большая продолжительность процесса связана с малой скоростью прогрева ящика, наполненного нетеплопроводным карбюризатором.

Интенсификация процесса достигается применением цементации в газовых средах.

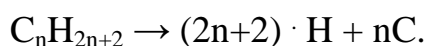
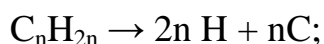
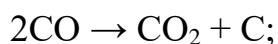
Газовая цементация имеет большое преимущество перед цементацией в твердом карбюризаторе по производительности процесса. При этом способе детали, находящиеся в герметически закрытой камере, быстро нагреваются до температуры 900–950 °С, так как не требуется дополнительного времени на прогрев ящика и карбюризатора.

Газовая цементация впервые была применена в 1837 году на Златоустовском металлургическом заводе русским металлургом П.П. Аносовым.

В настоящее время газовая цементация является основным процессом в условиях крупносерийного и массового производства. Для единичного и мелкосерийного производства экономически выгоднее применять более простой способ твердой цементации.

В качестве цементирующих газов используют оксид углерода и газообразные углеводороды.

При температуре 900–950⁰С в присутствии стальных деталей происходит разложение указанных газов с образованием активного углерода:



Наиболее широкое применение в качестве газообразных карбюризаторов получили предельные углеводороды $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$ – метан, этан, пропан, бутан и другие, а из них метан в виде природного газа (в котором содержится 92–98% CH_4).

По сравнению с цементацией в твердом карбюризаторе газовая цементация имеет ряд преимуществ. К ним относятся:

- повышение производительности процесса в 3–4 раза;
- возможность применения механизации и автоматизации;
- сокращение промежуточных операций термической обработки после цементации, что становится возможным вследствие меньшего роста зерна;
- улучшение условий труда рабочих.

Указанные преимущества способствуют все более широкому внедрению этого способа в практику производства артиллерийских систем.

После окончания твердой и газовой цементации детали подвергаются термической обработке с целью получения высокой поверхностной твердости и износоустойчивости.

В зависимости от условий работы детали может быть применен один из трех вариантов термической обработки.

1. Для неотчетственных деталей, которые должны обладать только высокой поверхностной твердостью, а остальные механические свойства не имеют существенного значения, применяют закалку с цементационного нагрева, т. е. от 900–950 ⁰С. Для снижения уровня остаточных напряжений и повышения пластичности детали после закалки подвергают низкому отпуску при температурах 150–200 ⁰С. Твердость поверхностного слоя составляет при этом HRC 58–62, а твердость сердцевины значительно ниже, порядка HRC 25–35 для легированных сталей и еще меньше для углеродистых.

Недостатком этого наиболее простого и наиболее дешевого вида термической обработки является крупнозернистость строения, а также несколько пониженная твердость за счет наличия повышенного количества остаточного аустенита.

Однако эти недостатки могут быть устранены применением наследственно мелкозернистых сталей, сокращением времени пребывания металла при высоких температурах (использование газовой цементации), обработкой холодом (для превращения остаточного аустенита).

2. Для ответственных деталей, к которым предъявляются повышенные требования по структуре и свойствам после цементации, применяют нормализацию от цементационного нагрева. Охлажденные детали подвергают закалке от 850–900 °С. В результате закалки в стали произойдет измельчение зерна (нагрев выше верхней критической точки A_{c3}), цементационная сетка растворится. Сталь будет иметь структуру мартенсита (максимальной твердости в этом случае не получается). Окончательной обработкой является также низкий отпуск при 150–170 °С.

3. Для особо ответственных деталей, подвергающихся в процессе эксплуатации высоким динамическим нагрузкам, применяют двойную закалку с последующим низким отпуском. Первая закалка проводится после нормализации при температуре 850–900 °С и служит для измельчения зерна стали и растворения сетки цементита. Вторая закалка осуществляется от температуры 760–800 °С (выше A_{c1} , но ниже A_{cm}) и служит для обеспечения максимальной твердости. Структура после второй закалки – мартенсит и вкрапления цементита вторичного.

Отпуск проводится также при температуре 150–170 °С.

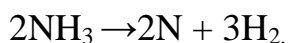
При производстве артиллерийской техники цементация часто применяется для деталей затвора, полуавтоматики (ролик кривошипа, кривошип и другие). Значительный объем цементации производится в ремонтных органах, особенно при ремонте старых образцов вооружения.

Азотированием называется процесс химико-термической обработки, заключающийся в насыщении поверхностных слоев детали азотом и применяющийся для повышения поверхностной твердости, износоустойчивости, усталостной прочности, коррозионной стойкости, жаропрочности. Впервые азотирование было разработано и применено русским ученым Н. П. Чижевским в 1913 году.

Перед азотированием детали после закалки и высокого отпуска подвергаются окончательным операциям механической обработки (шлифование).

Азот образует с железом нитриды Fe_2N и Fe_4N , однако более высокой прочностью и твердостью, а также вязкостью обладают нитриды хрома, алюминия, молибдена (CrN , AlN , MoN). В связи с этим обычно азотированию подвергаются стали, содержащие указанные легирующие элементы. Широкое применение в машиностроении нашла сталь 38ХМЮА, а также ствольные стали ОХМ, ОХНЗМ, ОХН1В и др.

Азотирование проводится в специальных печах. При азотировании газовая среда должна иметь азот в активном атомарном состоянии. С этой целью применяют аммиак NH_3 , который при повышенной температуре диссоциирует на азот и водород по реакции



Активный атомарный азот диффундирует вглубь детали и, соединяясь с легирующими элементами стали, образует нитриды, например: $\text{Mo} + \text{N} \rightarrow \text{MoN}$; $\text{Cr} + \text{N} \rightarrow \text{CrN}$.

Процесс азотирования ведется при температурах 500–520 °С и является весьма длительным.

Для азотирования стали на глубину 0,2–0,4 мм продолжительность процесса достигает 30 ч. Детали артиллерийской техники обычно азотируют на указанную глубину.

Структура поверхностного слоя азотированной детали состоит из сорбита и нитридов. Твердость азотированного слоя в отдельных случаях может достигать HV 1200. Столь высокая твердость может сохраняться в деталях до температур 500–600 °С.

Сопоставляя цементацию с азотированием, следует отметить, что при цементации можно получить более глубокий, но менее твердый упрочненный слой, устойчивый к нагреванию до температуры приблизительно 200 °С.

Азотирование целесообразно применять для деталей, работающих в условиях трения, подвергающихся действию динамических нагрузок и нагреваемых в процессе работы до температур 500–600 °С.

Почти во всех современных орудиях подвергаются азотированию клин затвора, ось кривошипов и некоторые другие детали.

Цианированием называется процесс насыщения поверхностного слоя детали углеродом и азотом с целью повышения твердости, износостойкости и коррозионной стойкости. Различают газовое и жидкое цианирование.

При жидком цианировании процесс осуществляется в ваннах, содержащих расплавленные цианистые соли – цианистый натрий NaCN или цианистый кальций $\text{Ca}(\text{CN})_2$.

При высокотемпературном цианировании (840–880 °С) детали находятся в ваннах от 1,5 до 2 ч, а затем калятся в масле и подвергаются низкому отпуску при температуре 150–170 °С. Структура поверхностного слоя представляет собой азотистый мартенсит, а сердцевина имеет структуру троостомартенсита. Твердость упрочненного слоя достигает HB 650–700, глубина – до 1 мм.

Для увеличения стойкости режущего инструмента, изготовленного из быстрорежущей стали, целесообразно проводить низкотемпературное цианирование при температуре 550–600 °С в течение 10–15 мин. В этом случае обеспечивается упрочнение на глубину до 0,05 мм.

Существенным недостатком этого вида химико-термической обработки является опасность в работе при обращении с ядовитыми цианистыми соединениями.

Низкотемпературное газовое цианирование (нитроцементация) смесью газов NH_3 и CN_4 и др. менее эффективно, однако опасность при работе резко снижается. Газовое цианирование широко применяется в инструментальном производстве и служит для повышения стойкости режущего инструмента (резцов, сверл, метчиков, фрез), изготовленного из обычных сталей.

При поддержании температуры процесса около $560\text{ }^\circ\text{C}$ за 1–2 ч упрочненный поверхностный слой составляет 0,02–0,04 мм. Твердость режущей кромки инструмента достигает HV 940–1100.

4.4.3. Термомеханическая обработка

Термомеханическая обработка – это вид упрочняющей обработки стали, состоящий из пластической деформации аустенита с последующим его превращением.

Термомеханическая обработка (ТМО) является комплексом упрочняющих процессов деформации, нагрева и охлаждения. Структура стали после такой обработки характеризуется весьма малой величиной зерна и высокой плотностью несовершенств строения кристаллической решетки. При ТМО, помимо значительного повышения прочности, увеличивается вязкость и пластичность металла, что повышает сопротивление хрупкому разрушению и увеличивает конструктивную прочность и эксплуатационную надежность деталей.

Различают высокотемпературную (ВТМО) и низкотемпературную (НТМО) термомеханические обработки (рисунок 4.14).

ВТМО заключается в нагревании стали до $1150\text{--}1200\text{ }^\circ\text{C}$, выдержке для завершения аустенитного превращения, подстуживании до температуры A_{c3} , пластической деформации до 20–40 %, охлаждении в масле и отпуске при $100\text{--}300\text{ }^\circ\text{C}$. Сталь после ВТМО приобретает высокую прочность ($\sigma_b = 2200\text{--}2400\text{ МПа}$), сохраняют достаточно высокие пластичность ($\delta = 6\text{--}8\%$) и вязкость ($KCU = 50\text{--}60\text{ Дж/см}^2$).

ВТМО обеспечивает лучшее сочетание прочности, пластичности и вязкости, понижает порог хладноломкости и чувствительность к отпускной хрупкости, уменьшает склонность к образованию трещин.

НТМО отличается от ВТМО тем, что пластическая деформация и измельчение зерна аустенита перед фазовым превращением осуществляется не выше, а ниже температуры начала рекристаллизации, но выше температуры начала мартенситного превращения аустенита, т. е. $t_{н.р.} > t_{НТМО} > M_n$.

Для получения стали с наибольшей прочностью необходимо обеспечить степень деформации переохлажденного аустенита 75–95 %. После деформации сталь охлаждают в воде или масле и подвергают низкому отпуску.

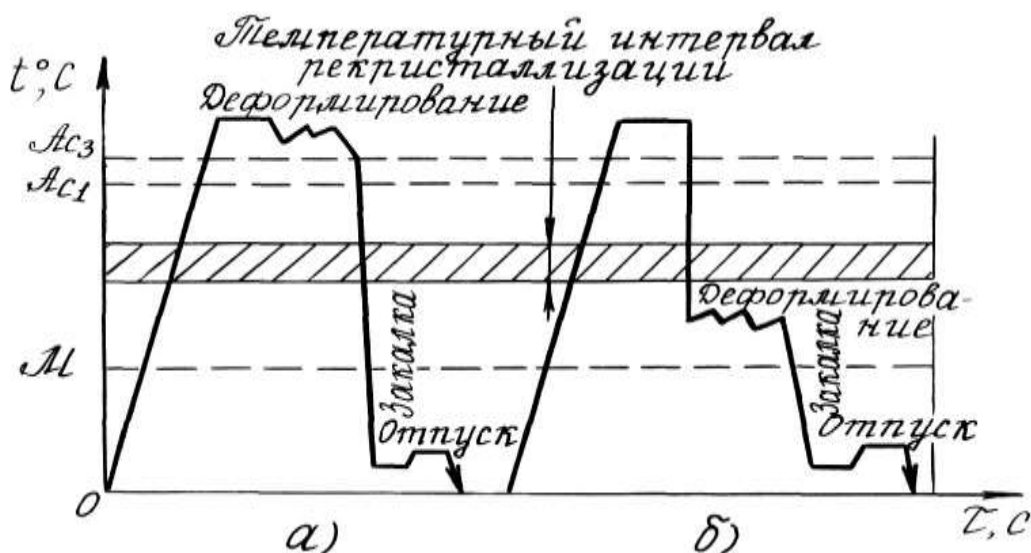


Рисунок 4.14 – Схемы VTMO (а) и NTMO (б)

NTMO еще больше повышает характеристики прочности стали, предел прочности удается довести до $\sigma_b = 2700\text{--}3000$ МПа, а в тонкой проволоке – до 4500 МПа.

Механическая обработка сталей, прошедших NTMO, крайне затруднительна, поэтому NTMO применяют при получении деталей в окончательной форме и размерах.

Температура эксплуатации сталей, упрочненных NTMO, не должна превышать $300\text{ }^\circ\text{C}$, поскольку выше этой температуры эффект упрочнения существенно снижается.

5. Легированные стали и сплавы

Многие детали эксплуатируются в сложных условиях динамического нагружения, циклических перегрузок, сильного трения, нагрева в процессе боевой работы, коррозионного разрушения при эксплуатации в различных климатических условиях и других видов механического, физического и химического воздействия. Для таких деталей (изделий) углеродистые стали (даже с учетом использования приемов термической, химико-термической и термомеханической обработки) не всегда могут в достаточной степени обеспечить необходимую надежность изделия в эксплуатации.

Поэтому для изготовления ответственных, тяжело нагруженных деталей вооружения основным конструкционным материалом является легированная сталь.

Основоположником науки о легировании стали является П. П. Аносов. Открывая секрет знаменитого булата (1830–1840 гг.), он сплавлял железо с хромом, марганцем, алюминием, кремнием и другими элементами (работа «О булатах», 1841 г.).

5.1 Основы легирования сталей

5.1.1 Характеристики легирующих элементов

Элементы, специально вводимые в сталь в определенных концентрациях, с целью изменения ее свойств, называются легирующими (л. э.).

Соответственно стали, в которые введены легирующие элементы, называют легированными (иногда применяют термин – специальные).

Следует подчеркнуть, что постоянные, скрытые и случайные примеси, в количествах, не превышающих значений, установленных стандартами, легирующими не являются. Например, сталь, содержащая всего 0,05 % ванадия или 0,002 % бора, является легированной, а сталь, содержащая до 0,8 % марганца, таковой не является (сталь с 1 % марганца будет уже легированной этим элементом). Введение легирующих элементов в количествах до 0,1 % называется микролегированием.

Наиболее часто используются легирующие (специальные) элементы, приведенные в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Легирующие элементы в сталях и их обозначения

Элемент	Символ	Принятое обозначение	Элемент	Символ	Принятое обозначение
Азот	N	А	Магний	Mg	Ш
Алюминий	Al	Ю	Марганец	Mn	Г
Бериллий	Be	Л	Медь	Cu	Д
Бор	B	Р	Молибден	Mo	М
Ванадий	V	Ф	Никель	Ni	Н
Висмут	Bi	Ви	Ниобий	Nb	Б
Вольфрам	W	В	Селен	Se	Е
Галлий	Ga	Гл	Титан	Ti	Т
Иридий	Ir	И	Фосфор	P	П
Кадмий	Cd	Кд	Хром	Cr	Х
Кобальт	Co	К	Цирконий	Zr	Ц
Кремний	Si	С			

Поскольку основой любой стали являются железо и углерод, свойства легированных сталей в значительной степени определяются тем, какие фазы образуются при взаимодействии л. э. с железом и углеродом.

Многие л. э. с железом образуют твердые растворы, а с углеродом – карбиды (химические соединения). Отдельные элементы (медь, свинец, серебро) практически не взаимодействуют с железом и углеродом и могут находиться в сплаве в свободном состоянии (медь слабо растворяется в железе,

примерно до 1 %). Медь выделяется на поверхности стали в свободном состоянии, защищая сталь от коррозии в условиях атмосферы.

Некоторые элементы, кроме того, что они образуют карбиды, растворяются и в железе. Следовательно, они в известной пропорции распределяются между этими двумя фазами (в зависимости от содержания л. э. и углерода).

Влияние л. э., образующих твердые растворы. Элементы с малым атомным радиусом (азот, бор), образуют подобно углероду твердые растворы внедрения.

Остальные элементы образуют твердые растворы замещения, растворяясь в разных модификациях железа. Такие элементы можно разделить на две группы:

- если решетка л. э. ОЦК (K8), т. е. изоморфна решетке альфа-железа, то он растворяется преимущественно в альфа-железе, образуя легированный феррит (хром, вольфрам, молибден, ванадий, титан, тантал, ниобий, цирконий). При этом область гамма-твердого раствора на диаграмме сужается за счет повышения критической точки A_3 и понижения точки A_4 (рисунок 5.1, а). Очевидно, что при содержании указанных элементов выше определенного предела устойчивой при всех температурах является α -фаза (легированный феррит). Такие стали называются ферритными. Примеры: хромистые нержавеющие, жаропрочные, жаростойкие стали;
- если элемент имеет решетку ГЦК (K12), изоморфную решетке гамма-железа (или решетка элемента отлична от решеток обеих модификаций железа), то он преимущественно растворяется в гамма-железе, образуя легированный аустенит (марганец, никель, цинк, медь, рублидий, осмий). Область альфа-твердых растворов сужается (рисунок 5.1, б). Такие стали называются аустенитными.

Пример – Нержавеющие стали, содержащие никель и марганец.

Очевидно, что и аустенитные и ферритные стали не испытывают превращений при охлаждении и нагреве.

Все элементы, растворяясь в железе, создают в решетке напряжения (искажения), поскольку размеры атомов л. э. отличаются от атомов железа. Элементы с атомным радиусом, меньшим, чем у железа, уменьшают параметры решетки, а с большим – увеличивают. Причем искажения решетки тем больше, чем больше различаются атомные радиусы железа и л. э. Естественно, что изменение параметров решетки вызывает и изменение свойств стали – прочность повышается, а пластичность понижается. В наибольшей степени повышают прочность никель, кремний, марганец; меньше – хром, молибден, вольфрам. Сильно снижают вязкость молибден, вольфрам, марганец и кремний; слабее уменьшает вязкость хром, а никель вообще не снижает вязкости и

является самым ценным л. э. (кроме того, он интенсивно снижает порог хладноломкости, уменьшая склонность стали к хрупкому разрушению).

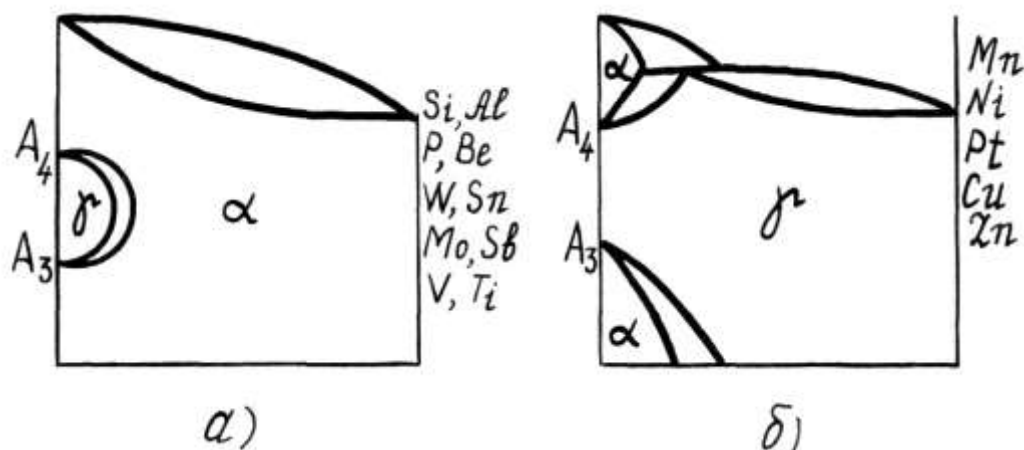


Рисунок 5.1 – Схема диаграмм состояний «железо – легирующий элемент»:
 а – стали ферритного класса, б – стали аустенитного класса

Влияние карбидообразующих л.э. В сталях наряду с железом всегда присутствует углерод, с которым некоторые л.э. образуют химические соединения – карбиды. Карбиды могут образовывать элементы, имеющие недостроенную d-электронную орбиталь (расположенные в периодической системе левее железа), причем чем менее достроена d-орбиталь, тем более устойчив и активен карбид.

По способности к карбидообразованию и устойчивости карбидов эти элементы могут быть расположены в следующей последовательности Fe, Mn, Cr, W, Mo, Ta, V, Zr, Ti, Nb.

Элементы, стоящие в начале ряда, образуют менее устойчивые карбиды, чем стоящие в конце ряда.

Установлено, что в сталях могут образовываться следующие карбиды:

1. Карбиды I группы (имеют сложную КР и стехиометрическое отношение): M_3C ; $M_{23}C_6$; M_7C_3 ; M_6C .

2. Карбиды II группы – фазы внедрения (имеют простую КР и дефицит по углероду): MC ; M_2C , где под М подразумевается сумма карбидообразующих (металлических) элементов.

При наличии в сплаве нескольких карбидообразующих элементов могут образовываться сложные карбиды, например: $(Fe, Mn)_3C$; $(Cr, Fe)_{23}C_6$ и т.п.

Все карбиды отличаются исключительно высокой твердостью и высокой температурой плавления. Особенно это относится к карбидам второй группы (фазы внедрения). Так твердость WC около 1800 НВ, TiC – 3100 НВ, температуры плавления соответственно 3500 и 3200⁰С. Это значит, что при нагреве стали (даже очень высоком), они не могут перейти в твердый раствор.

Частицы карбидов (и других соединений – интерметаллических, нитридов, боридов и т. п.) механически тормозят перемещения дислокаций в твердом растворе. Кроме того, избыточные карбиды, не растворенные в аустените, препятствуют росту аустенитного зерна. В свою очередь, границы зерен и блоков являются препятствиями для движения дислокаций.

Все это приводит к повышению прочностных свойств и снижению пластических (вязкость снижается не всегда, что очень ценно).

Влияние л.э. на положение критических точек. Большинство л.э. изменяют температуру эвтектоидного превращения стали, т. е. смещают точку A_1 (рисунок 5.2). Элементы, сужающие область гамма-растворов, повышают точку A_1 , а элементы, расширяющие область гамма-растворов, понижают точку A_1 .

Все л.э. смещают положение точек S и E диаграммы «железо-углерод» влево по оси концентраций. Такие элементы, как титан, молибден, хром, кремний и некоторые другие сдвигают точки S и E очень сильно. Так, например, нержавеющая хромистая инструментальная сталь при содержании 0,3–0,4 % углерода является заэвтектоидной, а быстрорежущая сталь, содержащая 18 % вольфрама и 4 % хрома, имеет в структуре ледебурит, т. е. строго говоря является чугуном.

Легирующие элементы увеличивают устойчивость переохлажденного аустенита, т.е. смещают C-диаграмму вправо. Это снижает критическую скорость закалки, повышает прокаливаемость и позволяет применять при закалке более «мягкие» охладители (масло, а иногда даже воздух). Это объясняется тем, что в легированной стали требуется диффузия л.э. для образования карбида, тогда как в углеродистой стали – только диффузия углерода.

Легирующие элементы замедляют процесс распада мартенсита при отпуске (по той же причине), поэтому для высоколегированной стали отпуск с температуры 600°C является низким.

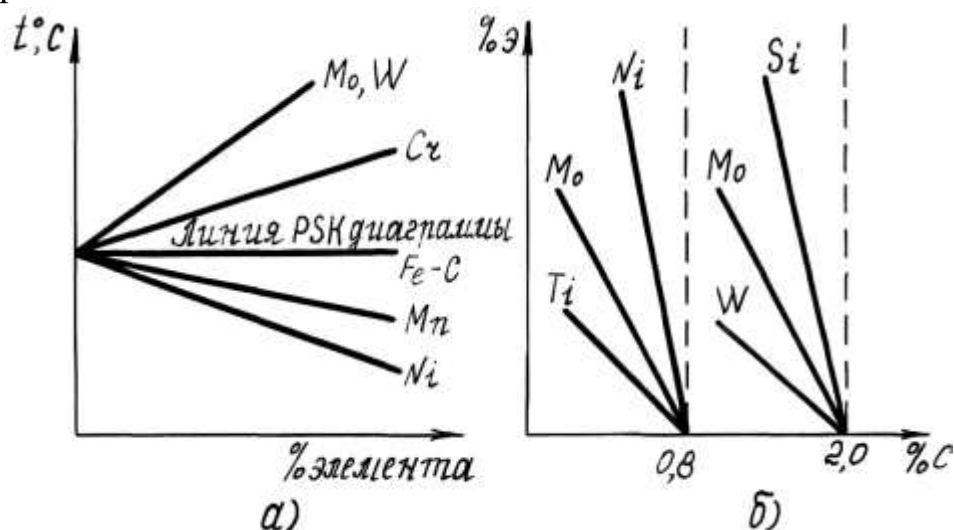


Рисунок 5.2 – Влияние легирующих элементов на положение критических точек: а) – точки A_1 , б) – точек S и E

5.1.2. Маркировка и классификация легированных сталей

Маркировка легированных сталей. Легированные стали в нашей стране выплавляются по ряду Государственных и Отраслевых стандартов, а также Технических условий. По маркировке легированных сталей в большинстве случаев можно судить как о качественном, так и, в первом приближении, о количественном составе сталей. В этом плане она выгодно отличается от принятых в других странах (США, Англии, Германии и др.) систем маркировки.

В марке легированной стали указывается следующее:

1. Содержание углерода в сотых долях процента для конструкционных (двузначное число) и в десятых долях процента для инструментальных сталей (однозначное число), например, 40Х, 15ХФ, 9ХС, 5ХНМ.

В марках некоторых инструментальных сталей, содержащих один и более процентов углерода, его обозначение полностью опускается, например, Х12М (1,5 % С), ХВ4, Х, ХВГ (1,0–1,2 % С).

2. Наличие легирующих элементов показывается буквами русского алфавита (см. таблицу 5.1).

3. Содержание (примерное) легирующего элемента указывается числом после буквы в целых единицах процента. При содержании л.э. до 1,5 % цифры, как правило, не ставятся (это делается в исключительных случаях, например, в ствольных сталях, в некоторых инструментальных сталях может стоять цифра 1).

Например, сталь 50Р (основная сталь для деталей стрелкового оружия) содержит около 0,5 % углерода и до 0,006 % бора.

Таким образом, точный химсостав можно узнать только из ГОСТа на данную группу сталей.

4. Группа сталей по качеству обозначается:

- качественная – без дополнительного обозначения, например, 35ХГС (суммарное содержание серы и фосфора не более 0,07 %);
- высококачественная – буква А в конце марки, например, 35ХГСА (серы и фосфора в сумме не более 0,05 %);
- особовысококачественная – буква Ш через дефис, например, 35ХГСАШ (не более 0,04 % серы и фосфора в сумме).

В связи с этим обозначение азота (А), как л.э., не может стоять в начале (автоматная) и в конце (высококачественная), например, 10Х14АГ15.

5. Стали, специально предназначенные для отливок, имеют в конце марки букву Л (литейная). В связи с этим обозначение бериллия (как л.э.) не может ставиться в конец обозначения, например, 30ХВЛМА и 30ХВМАЛ.

6. Некоторые группы сталей специального назначения имеют особые обозначения, например:

- инструментальные быстрорежущие Р18 (вместо 8Х4В18МФ2А), Р6М5 (9Х4В6М5Ф);
- ствольные ОХНЗМФА (О – от слова «орудийная»);
- шарикоподшипниковые ШХ15, ШХ9 (хром в десятых долях процента);
- автоматные А45Е, АС12ХН, АС20ХГНМ;
- магнитотвердые (для постоянных магнитов) ЕХ5К5;
- сварочные Св – 12ГС, Св – 08ХН2ГМТА и некоторые другие.

Классификация легированных сталей. Стали классифицируют по различным признакам – по химсоставу, микроструктуре в нормализованном состоянии, применению (назначению).

1. По химсоставу (содержанию л.э.) различают три группы:

- низколегированные с суммарным содержанием л.э. не выше 4–5 %;
- среднелегированные с общим содержанием легирующих элементов от 5 до 10 %;
- высоколегированные с общим содержанием л.э. более 10 %.

2. По микроструктуре в нормализованном состоянии легированные стали классифицируются на 5 классов, в зависимости от того, какую структуру сталь получает при нормализации образцов диаметром 25 мм (по Л. Гийе):

- перлитный класс;
- мартенситный класс;
- аустенитный класс;
- карбидный класс;
- ферритный класс.

В сталях перлитного класса содержится от 1 до 6 % легирующих элементов при содержании углерода 0,4–0,5 %. При нормализации в зависимости от содержания углерода и легирующих элементов структура стали может быть получена перлит плюс феррит, перлит плюс цементит. Вектор скорости охлаждения при нормализации этих сталей пересекает С-диаграмму в перлитной области (рисунок 5.3, а). Это основные конструкционные легированные стали (35ХГСА, 35ХН2М и др.). Стали этого класса обладают достаточно хорошим сочетанием прочности, пластичности и вязкости. Многие детали артиллерийского вооружения изготавливаются из сталей перлитного класса.

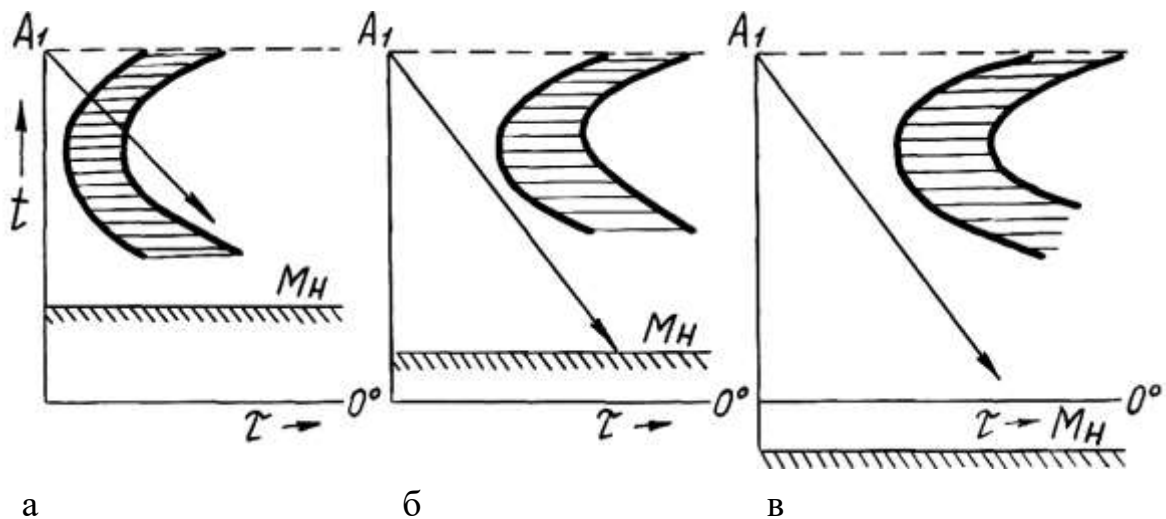


Рисунок 5.3 – Диаграмма распада аустенита для сталей трех классов (схема):
 а – перлитный класс; б – мартенситный класс; в – аустенитный класс

В сталях мартенситного класса содержится 5–10 % легирующих элементов при сравнительно большом содержании углерода (до 0,8 %). Легирующие элементы, вводимые в стали этого класса, сильно сдвигают С диаграмму вправо и несколько понижают температуру начала мартенситного превращения (рисунок 5.3, б). Скорость охлаждения на воздухе оказывается больше критической скорости закалки, поэтому структура после нормализации получается мартенситной (стали марок 4Х9С2, 9Х18, 2Х13 и др.). Вследствие значительного смещения С-диаграммы вправо вектор скорости охлаждения при нормализации не пересекает С-диаграмму, а пересекает линию начала мартенситного превращения раньше, чем могли бы начаться перлитные превращения в стали. Стали мартенситного класса тверды, малопластичны, трудно обрабатываются на металлорежущих станках, поэтому применяются в производстве деталей артиллерийского вооружения сравнительно редко.

В сталях аустенитного класса содержится наибольшее количество легирующих элементов от 10 до 20 и более процентов, преимущественно хрома, никеля, марганца. Легирующие элементы существенно сдвигают С диаграмму вправо, а температуру начала мартенситного превращения понижают ниже 0°C . Скорость охлаждения на воздухе для этих сталей существенно больше критической скорости закалки, а непрерывное охлаждение до комнатной температуры не достигает линии начала мартенситного превращения M_n (рисунок 5.3, в). Структура такой стали после нормализации будет аустенитной (стали марок 08Х18Н9Т, 12Х17Г9АН4 и др.). Эти стали немагнитны, с большой вязкостью и малой теплопроводностью. Они очень устойчивы к окислению, коррозионностойки (нержавеющие стали), жаростойки и, как правило, жаропрочны.

В сталях карбидного класса содержится также большое количество легирующих элементов – более 20 % (преимущественно карбидообразующих) при высоком содержании углерода (0,7–1,3 %). Структура этих сталей после нормализации в зависимости от количества и природы введенных в сталь легирующих элементов может быть перлитной, мартенситной или аустенитной, с обязательным присутствием на этом структурном фоне избыточных простых или сложных карбидов. Ввиду большой твердости и красностойкости стали карбидного класса применяются как инструментальные (быстрорежущие стали Р9 (9Х4В10Ф5), Р18 (7Х4В18Ф2) и др.).

В сталях ферритного класса содержится достаточно большое количество легирующих элементов, хорошо растворяющихся в феррите (например, хром свыше 13% при сравнительно небольшом содержании углерода – до 0,1–0,2 %).

Структура этих сталей после нормализации – легированный феррит с небольшим (в некоторых случаях) количеством перлита, мартенсита или аустенита. Стали ферритного класса чаще всего применяются как стали с особыми физическими свойствами (жаропрочные и жаростойкие стали), например, 12Х17, 08Х18СЮ.

3. По применению (назначению) легированные стали подразделяются на три группы:

- конструкционные стали – применяемые для изготовления деталей машин (в том числе и в артиллерийском производстве):

- низколегированная сталь, строительная и машиностроительная;
- среднелегированная сталь качественная, высококачественная, особовысококачественная; инструментальные стали:

- низколегированные инструментальные и штамповые стали;
- высоколегированные (быстрорежущие) стали;

- стали с особыми свойствами различного назначения. В эту группу входят все стали, обеспечивающие, кроме конструкционной прочности, пластичности и других общих характеристик, какие-либо особые, специфические свойства. Например:

- нержавеющие и кислотоупорные стали;
- жаростойкие и жаропрочные стали;
- износостойкие;
- с особыми значениями теплового расширения, магнитных, электрических и других свойств.

5.2. Конструкционные легированные стали

5.2.1. Марки легированных сталей

Конструкционными называются стали, применяемые для изготовления деталей машин, конструкций и сооружений. Такие стали помимо необходимых механических свойств, определяемых стандартными испытаниями (σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ , НВ, КС), должны иметь и высокую конструктивную прочность, которая проявляется в условиях их реального применения в виде деталей, конструкций и т. п.

Конструкционная сталь должна иметь и хорошие технологические свойства: хорошую обрабатываемость давлением и резанием, достаточную прокаливаемость, свариваемость, малую склонность к трещинообразованию при закалке и т. д. Кроме того, материалы массового применения должны быть относительно дешевы и недефицитны.

Указанные требования, зачастую противоречивые (например, высокая прочность и хорошая обрабатываемость), могут быть удовлетворены направленным легированием. Поэтому применение легированных сталей в изделиях вооружения вместо углеродистых в большинстве случаев экономически и технически оправдано.

Низколегированные строительные стали содержат не более 0,2 % углерода, небольшое количество недефицитных легирующих элементов: Mn (до 1,8 %), Si (до 1,2 %), Cr (до 0,8 %) и микродобавки V, Nb, Ti, Ni, Al, N, Cu, P.

Эту группу сталей используют для изготовления металлических конструкций и сооружений из профилей, листов и труб. Из них производят рамы машин и вагонов, металлоконструкции промышленных зданий пролетов мостов и эстакад, магистральные нефте- и газопроводы.

Основными расчетными характеристиками металлоконструкций являются предел прочности σ_b и предел текучести $\sigma_{0,2}$. Кроме того, для всех видов проката из этих сталей должна быть обеспечена хладостойкость: КСУ должна быть не менее 30 Дж/см² при температурах от минус 20 до минус 70 °С.

Низколегированные строительные стали разделяют на стали повышенной прочности ($\sigma_T \geq 285$ МПа) и высокопрочные ($\sigma_T \geq 440$ МПа). Использование этих сталей вместо углеродистых (Ст 3) обеспечивает повышение предела текучести в 1,3–1,8 раза. Благодаря этому достигается снижение массы изделий и сокращение расхода металла на 30–50%. Низкий порог хладноломкости (от минус 40 до минус 70 °С) этих сталей дает возможность использовать их в районах Сибири и Крайнего Севера, где из-за хладноломкости не применимы углеродистые стали.

Строительные стали повышенной прочности производят и поставляют в соответствии с ГОСТ 19281-89 и ГОСТ 27772-88. Основные марки сталей этого класса прочности: 09Г2, 09Г2С, 10Г2С1, 14Г2, 17ГС, 15ГФ, 15Г2СФ. В этих

сталях преобладает твердорастворный механизм упрочнения. Определенный вклад вносит повышение устойчивости аустенита при легировании и получение более дисперсных продуктов его распада. Для проката толщиной 10–40 мм размер зерна составляет 20–50 мкм, что обеспечивает сталям хладостойкость.

Особую группу низколегированных сталей составляют атмосферостойкие стали. Использование их в металлоконструкциях позволяет обойтись без применения антикоррозионных покрытий. Атмосферостойкость обеспечивают малые количества Cu, P, Ni, Cr, Si, модифицирующие слой ржавчины на поверхности металла. Защитный слой образуется постепенно (через 1,5–3 года), после чего коррозия практически прекращается. Марки атмосферостойких сталей: 10ХНДП, 12ХГДАФ (с повышенной хладостойкостью), 15ХСНД и 10ХСНД (мостовые стали).

Строительные высокопрочные стали производят и поставляют в соответствии с ГОСТ 19281-89 и ГОСТ 27772-88. Высокая прочность этих сталей (до 700 МПа) достигается карбонитридным упрочнением, термической обработкой и контролируемой прокаткой.

Для карбонитридного упрочнения применяют охлаждение с температурой прокатки или нормализацию при 890–950 °С. При охлаждении образуются частицы V (C, N) диаметром 10–100 нм и формируется мелкозернистая структура с размером зерен феррита 5–12 мкм.

Термическое упрочнение этих сталей заключается в закалке от 850–920 °С и высоком отпуске при 600–680 °С.

Основные марки высокопрочных строительных сталей 09Г2ФЮ, 09Г2ФБ, 14Г2АФ, 18Г2АФ, 12Г2СМФ, 12ГН2МФАЮ.

Стали с карбонитридным упрочнением имеют высокую прочность в сочетании с низким порогом хладостойкости и применяются для ответственных металлоконструкций, эксплуатирующихся при температурах ниже минус 40 °С, а также для магистральных газопроводных труб северного исполнения больших диаметров (до 1420 мм).

Применяются в конструкциях лафета, станин, сошников и других деталях РИМ. Их применение взамен углеродистых сталей позволяет экономить от 15 до 30 % металла.

Легированные конструкционные стали по ГОСТ 4543-71*. Это основной материал в машиностроении. Выпускаются качественными, высококачественными и особовысококачественными.

Применяются исключительно после упрочняющей обработки – цементации или улучшения, и, соответственно, делятся на две группы: цементируемые и улучшаемые.

Цементируемые – малоуглеродистые стали (0,05–0,25 % С), подвергаемые цементации – насыщению поверхности детали углеродом с

последующей закалкой и низким отпуском. Глубина 0,6–1,2 мм, науглероживание до 1,0–1,2 % С.

Цементируемые стали применяются для деталей, испытывающих поверхностный износ при динамической, знакопеременной нагрузке (зубчатые колеса, клин затвора, ролик кривошипа и др.).

Они должны иметь высокую твердость и износостойкость поверхностного слоя 58–62 HRC и одновременно высокую пластичность и ударную вязкость сердцевины для сопротивления динамическим нагрузкам.

Эти стали имеют малое содержание углерода, т. к. при содержании углерода больше 0,3 % растет прочность и падает пластичность в сердцевине (после закалки). В последнее время для усиления прочностных свойств сердцевины стали рекомендуют цементацию сталей с повышенным содержанием углерода (0,3 % или даже выше [9]).

Улучшаемые – среднеуглеродистые стали (0,3–0,6 % С), подвергаемые закалке с высоким отпуском (улучшению). Эти стали применяются для деталей, работающих в условиях высоких нагрузок (это все ответственные детали РАВ: валы, оси, детали автоматики, ПОУ, стволы и пр.). Они должны иметь высокий комплекс механических свойств (сочетание прочности, пластичности и вязкости); высокий предел усталости ($\sigma_{-1} > 500$ МПа), высокую конструктивную прочность, т. е. малую чувствительность к надрезам, переходам и т. п. Основное условие для этих сталей – сквозная прокаливаемость.

В ряде случаев улучшаемые легированные стали подвергают цианированию, азотированию, поверхностной закалке с индукционным нагревом.

Согласно ГОСТ 4543-71 конструкционные легированные стали разделяются на 13 групп, в которых сосредоточены 85 стандартных марок. Каждая группа получила название по преобладающим в ней легирующим элементам.

1. Хромистая – 15Х, 15ХА, 20Х, 30Х, 30ХРА, 35Х, 38ХА, 40Х, 45Х, 50Х; из этой стали изготавливают детали, от которых наряду с высокой износостойкостью требуется минимальная деформация при термообработке (шестерни с модулем до 3 мм, шлицевые валы, шпиндели, работающие на подшипниках скольжения), улучшенные и закаленные детали, работающие при средних скоростях и высоких удельных давлениях (шестерни, шпиндели, валы, пиноли, кольца, зубчатые рейки, роторы гидронасосов, червяки), а также крупные детали, требующие высокой прокаливаемости и общей повышенной прочности.

2. Марганцовистая – 15Г, 20Г, 25Г, 30Г, 35Г, 40Г, 45Г, 50Г, 10Г2, 30Г2, 35Г2, 40Г2, 50Г2. Из марганцовистой стали в основном производят детали, требующие наряду с повышенной прочностью и износостойкостью

наличия пружинящих свойств – цанги, разрезные кольца, пружинные шайбы, фрикционные диски, коленчатые валы, полуоси, цапфы, червяки, шестерни; детали подвергаются закалке в масле и отпуску; эта сталь успешно заменяет дорогостоящие хромоникелевые стали.

3. Хромомарганцевая – 18ХГ, 35ХГ2, 18ХГТ, 20ХГР, 27ХГР, 25ХГТ, 30ХГТ, 40ХГТР, 35ХГФ, 25ХГМ. Хромомарганцевая сталь служит для изготовления деталей, работающих при больших окружных скоростях, средних и высоких удельных давлениях, и больших ударных нагрузках, – шпинделей и валов, работающих на подшипниках скольжения, кулачковых муфт, червяков, тяг, шестерен.

4. Хромокремнистая – 33ХС, 38ХС, 40ХС; эта сталь применяется для производства деталей, работающих с высокими нагрузками, – шестерен, шлицевых валов, шатунов, червяков; детали подвергаются закалке с низким отпуском, в результате чего повышаются износостойкость и твердость (около 450 НВ).

5. Хромомолибденовая и хромомолибденованадиевая – 15ХМ, 20ХМ, 30ХМ, 30ХМА, 35ХМ, 38ХМ, 30Х3МФ, 40ХМФА; эти стали предназначены для изготовления зубчатых колес, дисков, валов, плунжеров, роторов паротурбин и коленчатых валов невысокой мощности; после термической обработки детали из таких сталей обладают высокой твердостью, износостойкостью и антикоррозионными свойствами.

6. Хромованадиевая – 15ХФ, 40ХФА; легирование хромистой стали ванадием улучшает ее механические свойства, такая сталь менее склонна к перегреву, из-за малой прокаливаемости ее используют для изготовления ответственных деталей сравнительно небольших сечений – шестерен, поршневых колец, распределительных валов.

7. Никельмолибденовая – 15Н2М, 20Н2М, эта сталь обладает повышенной вязкостью и теплостойкостью, из нее делают котлы, трубы, фланцы.

8. Хромоникелевая и хромоникелевая с бором – 20ХН, 40ХН, 45ХН, 50ХН, 20ХНР, 12ХН2, 12ХН3А, 20ХН3А, 30ХН3А, 12Х2Н4А, 20Х2Н4А; эти стали менее чувствительны к перегреву при длительной цементации, не склонны к пересыщению поверхностного слоя углеродом; в результате совместного действия хрома и никеля повышается их вязкость, пластичность, вязкость сердцевины и цементированного слоя; хромоникелевые стали используют для производства крупных деталей ответственного назначения, которые при эксплуатации несут значительные вибрационные и динамические нагрузки; такие детали можно подвергать глубокому прокаливанию, закалять с охлаждением в масле и даже на воздухе, что значительно уменьшает возможность их коробления.

9. Хромокремнемарганцевая и хромокремнемарганцевоникелевая – 20ХГСА, 25ХГСА, 30ХГС, 30ХГСА, 35ХГСА, 30ХГСН2А; хромокремнемарганцевая сталь (хромансиль) обладает высокой прочностью и хорошей свариваемостью, после улучшения или изотермической закалки резко повышаются механические свойства конструкций – $\sigma_{\text{в}} = 1650$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1300$ МПа, $\delta = 9\%$, $\psi = 40\%$, снижается их чувствительность к надрезам; сталь хромансиль склонна к обратимой отпускной хрупкости и обезуглероживанию при нагреве, для достижения более глубокой прокаливаемости и лучшей вязкости в нее добавляют до 1,8 % никеля; сталь 30ХГСН2А после закалки и низкого отпуска имеет $\sigma_{\text{в}} = 1650$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1400$ МПа, $\delta = 9\%$; эта сталь получила широкое распространение при изготовлении ответственных деталей (шестерен, муфт, валов, кулачков, шатунов, деталей самолетов) и сварных конструкций; сталь хромансиль чувствительна к концентраторам напряжений, особенно после гальванического покрытия и травления, а также в результате коррозии под напряжением (из-за насыщения водородом).

9. Хромомарганцевоникелевая и хромомарганцевоникелевая с титаном и бором – 15ХГН2ТА, 20ХГНР, 20ХГНТР, 38ХГН; за счет введения в хромомарганцевые стали никеля повышается их прокаливаемость и прочность; такие стали широко применяются в автомобильной и тракторной промышленности; по механическим и технологическим свойствам они близки к хромоникелевым сталям.

10. Хромоникельмолибденовая – 14Х2Н3МА, 20ХН2М, 30ХН2МА, 38Х2Н2МА, 40ХН2МА, 40Х2Н2МА, 38ХН3МА, 18Х2Н4МА, 25Х2Н4МА; при введении в хромоникелевые стали такого легирующего элемента, как молибден, предотвращается их склонность к обратимой отпускной хрупкости; из хромоникельмолибденовой стали производят детали ответственного назначения; после высокого отпуска такие детали охлаждают в масле или воде (в зависимости от размеров детали) для предотвращения отпускной хрупкости, небольшие по размеру детали можно охлаждать на воздухе.

11. Хромоникельмолибденованадиевая и хромоникельванадиевая – 30ХН2МФА, 36Х2Н2МФА, 38ХН3МФА, 45ХН2МФА, 20ХН4ФА; ванадий, введенный в хромоникелевую сталь, обеспечивает получение мелкозернистой структуры, способствует повышению механических свойств стали; хромоникельмолибденовые стали обладают высокой прочностью, пластичностью, вязкостью, низким порогом хладноломкости; введение в сталь молибдена позволяет увеличить ее теплостойкость, изготовленные из этой стали детали могут работать при температурах до 450 °С; недостатком рассматриваемых сталей является трудность их обработки резанием; эти стали применяются для изготовления ответственных крупных деталей, работающих в

условиях повышенных температур – роторов турбин, валов высоконапряженных трубовоздуховных машин, деталей компрессорных машин и редукторов; высокая прокаливаемость этих сталей дает возможность упрочнять детали термической обработкой.

12. Хромоалюминиевая и хромоалюминиевая с молибденом – 38Х2Ю, 38Х2МЮА; так как эти стали предназначены для изготовления деталей с высокой твердостью, их подвергают азотированию; совместное присутствие алюминия, хрома и молибдена увеличивает твердость азотированного слоя до 1200 НV (72 HRC или 780 НВ), такой высокой твердостью обладают только твердые сплавы; из хромоалюминиевых сталей с молибденом изготавливают детали ответственного назначения, обладающие очень высокой твердостью, износостойкостью, антикоррозионными свойствами, имеющие высокий предел усталости, – валы, работающие на высоких скоростях, плунжеры, копиры, зубчатые колеса, роторы паротурбин, коленчатые валы; детали могут быть тонкостенными, с большим отношением длины к диаметру.

Приведем примеры деталей вооружения, изготавливаемых из легированных конструкционных сталей (по ГОСТ и ОСТ).

45Х2Н2МФА – кривошип полуавтоматики; 30Х, 35Х, 40Х – детали ПОУ; 25Х2Н4МА – ударник с бойком; 38ХН3МФА – ствол гранатомета; 45ХН2МФА – торсион; 50Р, 50РА (ОСТ 3-38-80) – стволы и другие детали стрелкового оружия.

5.2.2. Основы выбора сталей

Основными приемочными (и расчетными) характеристиками конструкционных сталей являются – условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное сужение ψ , ударная вязкость КС. Остальные механические характеристики определяются факультативно и применяются в случае дополнительной оценки и контроля приемочных характеристик, когда они имеют предельные значения. Требования по механическим свойствам к материалам задаются с помощью категорий прочности. Категории прочности обозначают КТ35, ... КТ100. Здесь буква К обозначает конструкционную сталь, буква Т – термическую обработку, число показывает величину предела текучести в кг/мм² (МПа · 10⁻¹).

Каждой категории прочности соответствуют вполне определенные приемочные характеристики (таблица 5.2). Это так называемые неснижаемые характеристики.

При выборе марки стали при ремонте РИМ могут встретиться два следующих основных случая.

1. В ремонтной документации заданы требования по механическим свойствам (например, категория прочности). В этом случае задача решается в следующем порядке:

- из таблиц стандарта на военную приемку выписывают неснижаемые характеристики, соответствующие заданной категории прочности (таблица 5.2);
- из таблиц справочников по конструкционным материалам подбирают марку стали, удовлетворяющую указанным требованиям (с учетом термической и другой упрочняющей обработки).

2. Категория прочности не задана (или вообще отсутствует ремонтная документация). В этом случае нужно проанализировать уровень и характер действующих на деталь нагрузок, степень ее ответственности, наличие концентраторов напряжений и т. п.

Для малоответственных деталей простой формы без надрезов, нагруженных, в основном, статически, следует применять качественные углеродистые конструкционные стали с содержанием углерода 0,3–0,6 % (стали 30, 35, 40, 45, 50, 55, 60) или низколегированные стали с дешевыми легирующими элементами (хром, кремний, марганец).

Для особо ответственных деталей сложной формы, испытывающих большие напряжения и удары следует применять высокопрочные (0,3–0,6 % С) и вязкие (хром, никель, молибден, ванадий, цирконий) стали, способные прокаливаться на все сечение.

Между этими двумя крайними случаями возможно большое количество промежуточных решений. Здесь следует учитывать размеры и форму деталей, стоимость материала, его прокаливаемость. Можно ориентироваться на следующие данные по прокаливаемости:

- углеродистые качественные стали – до 16 мм;
- легированные хромом (1,5 %) – до 25 мм;
- легированные хромом (1,5 %) и никелем (1 %) – до 75 мм.

Таблица 5.2 – Приемочные нормы конструкционных термически обработанных сталей

Категория прочности	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %		ψ , %	КСУ, Дж/см ²	НВ
		плоский образец	круглый образец			
н е м е н е е						

КТ30	300	10	17	40	40	163-207
КТ35	350	10	16	40	40	179-229
КТ40	400	9	15	45	60	192-241
КТ45	450	8	14	45	60	197-248
КТ50	500	8	13	45	60	201-255
КТ55	550	7	12	45	60	217-255
КТ60	600	7	11	45	60	229-269
КТ65	650	6	10	45	60	248-298
КТ70	700	6	9	45	60	262-311
КТ75	750	5	8	45	60	277-331
КТ80	800	4	7	45	50	299-352
КТ85	850	4	7	45	50	311-375
КТ90	900	4	6	40	40	321-388
КТ95	950	4	6	40	40	341-401
КТ100	1000	3	5	40	40	352-415

Для сечений больших размеров прокаливаемость обеспечивается введением никеля до 4% и других легирующих элементов (молибден, вольфрам, ванадий).

Если сохранилась поврежденная деталь, то испытанием можно определить ее примерный химсостав, а значит и марку стали. Основными методами приближенного анализа являются:

- испытание на искру по внешнему виду искр (цвет, количество звездочек, длина линий). Рекомендуется приготовить набор эталонных образцов, химический состав которых известен. В руководстве по ремонту [10] имеются цветные фотографии искр для различных сталей;
- испытание на излом позволяет дать качественную оценку стали (но марку определить нельзя). Мелкозернистый излом свидетельствует о высоком качестве стали, крупнозернистый – о низком;
- испытанием на твердость можно приближенно судить о пределе прочности стали (см. п.2.2.2). При отсутствии твердомеров твердость можно ориентировочно определить напильником [10].

5.3. Инструментальные стали и сплавы

5.3.1. Требования к инструментальным материалам

Производство и ремонт требуют применения большого разнообразия различного инструмента:

- режущего (резцы, сверла, фрезы, метчики, напильники, зубила, протяжки и т. п.);

- измерительного (калибры-пробки и калибры-скобы, линейки, штангенциркули, микрометры, шаблоны и др.);
- ударно-штампового (матрицы, пуансоны, штампы, пробойники, молотки и т.п.).

Для изготовления этой группы изделий выпускаются специальные материалы, называемые инструментальными. К материалам этой группы предъявляется ряд специфических требований, зависящих от характера и условий работы инструмента. Поскольку в наиболее сложных условиях находится металлорежущий инструмент, то именно для этого случая и сформулируем важнейшие требования, предъявляемые к инструментальным материалам.

1. Высокая твердость, значительно превосходящая твердость обрабатываемого материала. Для того, чтобы режущий клин, не деформируясь, мог срезать слой обрабатываемого материала, твердость инструмента должна быть в 3–5 раз выше твердости заготовки. Так, для обработки обычных конструкционных сталей режущее лезвие инструмента должно иметь твердость не ниже, чем HRC 60.

2. Высокая теплостойкость (стандарт допускает термин – красностойкость) – способность сохранять режущие свойства (в первую очередь твердость) при нагреве. В зоне резания температура может достигнуть 700–900 °С и выше. Теплостойкость характеризуется температурой $t_{кр}$ – это температура, при которой инструментальный материал еще не теряет своих режущих свойств, и инструмент, из которого он изготовлен, способен резать.

3. Достаточно высокая механическая прочность. Срезаемый слой давит на контактную поверхность режущего инструмента, создавая очень большие напряжения, достигающие 500–700 МПа при обработке конструкционных сталей с применяемыми в производстве режимами резания. Режущий клин инструмента должен выдерживать такие высокие давления без хрупкого разрушения и заметного пластического деформирования.

4. Высокая износостойкость. Под износостойкостью понимают способность инструментального материала сопротивляться при резании удалению его частиц с контактных поверхностей инструмента. Износостойкость материала зависит от его твердости, прочности и теплостойкости, возрастая при их увеличении.

5. Высокая теплопроводность. Чем она выше, тем меньше опасность возникновения шлифовочных прижогов и трещин на лезвии инструмента при заточке. Кроме того, улучшаются условия отвода тепла из зоны резания, что снижает температуру резания и повышает износостойкость инструмента.

6. Экономичность инструментального материала. В масштабе страны эксплуатируется большое количество разнообразного инструмента, что требует

огромного расхода инструментального материала. Поэтому инструментальный материал должен быть по возможности дешевым и не содержать дефицитных элементов.

Кроме служебных свойств, для инструментальных материалов большое значение имеют технологические свойства: прокаливаемость (для сталей), малые объемные изменения при закалке, шлифуемость, обрабатываемость и некоторые другие.

Классификация инструментальных материалов производится по нескольким признакам:

1. По химическому составу (природе):

- инструментальные стали (углеродистые, низколегированные, быстрорежущие);
- твердые инструментальные сплавы, полученные спеканием из порошков карбидов тугоплавких металлов;
- материалы на неметаллической основе (алмаз, наждак, корунд, минералокерамика и другие вещества как естественного, так и искусственного происхождения).

2. По теплостойкости:

- низкой теплостойкости (до 200–250 °С);
- полутеплостойкие (до 300–500 °С);
- теплостойкие (до 600–700 °С);
- повышенной теплостойкости (более 700 °С).

3. По прокаливаемости (относится только к инструментальным сталям):

- низкой прокаливаемости;
- повышенной прокаливаемости;
- высокой прокаливаемости.

5.3.2. Марки и особенности термообработки инструментальных сталей

К инструментальным относятся стали с повышенным (свыше 0,7 до 1,5 %) содержанием углерода, обладающие высокой твердостью (HRC 60–69), прочностью и износостойкостью и применяемые для изготовления различного инструмента. Обычно это заэвтектоидные или ледебуритные стали, структура которых после закалки и низкотемпературного отпуска мартенсит и избыточные карбиды.

Углеродистые инструментальные стали по ГОСТ 1435-99. Это не теплостойкие стали, поэтому их применяют для изготовления режущего инструмента, работающего в условиях, не вызывающих нагрева рабочей

кромки свыше 150–200 °С, а также для штампового и измерительного инструмента. Кроме того, у них небольшая прокаливаемость (10–12 мм) при закалке в воду, в связи с чем, их наиболее целесообразно использовать для инструментов малых размеров или тех, у которых режущая часть приходится на поверхностный слой (напильники, шаберы, развертки, зенкеры).

Углеродистые инструментальные стали условно делят на две группы:

а) стали повышенной вязкости (пониженной твердости) У7, У7А, У8, У8А, У9, У9А, применяемые для изготовления ударного и ударно-режущего инструмента (зубила, топоры, клейма, пробойники, стамески, штампы и т.п.), а также пружин;

б) стали повышенной твердости (пониженной вязкости) У10, У10А, У11, У11А, У12, У12А, У13, У13А, идущие на изготовление режущего инструмента, не испытывающего значительных ударных нагрузок (напильники, пилы, резцы, сверла, метчики, плашки, шаберы и т.п.).

Термообработка этих сталей заключается в закалке в воду и низкотемпературном отпуске.

Низколегированные инструментальные стали по ГОСТ 5950–2000. Стали этой группы являются не теплостойкими с повышенной прокаливаемостью. Они содержат 0,8–1,4 % углерода и относительно небольшое количество легирующих элементов (до 5 %). По структуре это заэвтектоидные стали перлитного класса. Основными легирующими элементами в них являются следующие: хром до 1,5–1,7 % (повышает прокаливаемость, износостойкость, твердость); кремний до 1,6 % (повышает устойчивость карбидов хрома, твердость); вольфрам до 4 %; ванадий до 0,3 % (повышают теплостойкость и износостойкость); марганец до 2 % (уменьшает изменение размеров при закалке).

Приведем в качестве примера несколько основных марок (подробнее см. [3], с. 22–24).

9ХС (0,9 % углерода, до 1,25 % хрома, до 1,6 % кремния) – самая распространенная сталь этой группы. Имеет хорошие режущие свойства, теплостойкость до 250 °С, мало деформируется при закалке, имеет повышенную прокаливаемость (60–80 мм).

ХВСГ, ХВГ – содержат около 1 % С (в марке обычно не указывают). Отличаются чрезвычайно малой деформацией при закалке и применяются, когда требуются очень точные размеры самого инструмента (длинные развертки, измерительный инструмент и т.п.).

ХВ4, ХВ5 (4–5 % вольфрама) – отличаются особо высокой твердостью (HRC 67–69) из-за большого количества карбидов. Ее называют «алмазной» сталью и применяют для инструментов чистовой обработки, граверных инструментов и т.п. Требуют закалку в воду (пониженная прокаливаемость).

Термообработка – закалка в масло (кроме ХВ4) и низкий отпуск.

Структура – мартенсит и избыточные карбиды (легированный цементит).

Достоинства низколегированных сталей следующие:

- повышенная, по сравнению с углеродистыми, прокаливаемость, что дает возможность закаливать в масло (кроме ХВ4) и получать инструмент больших сечений;
- несколько выше износостойкость;
- низкая стоимость, благодаря малому содержанию легирующих элементов.

К недостаткам можно отнести следующие:

- хуже шлифуемость, чем у углеродистых (ниже теплопроводность);
- недостаточно высокая теплостойкость (не выше 250 °С).

Высоколегированные (быстрорежущие) стали. Рассмотренные ранее инструментальные стали не обеспечивают достаточную стойкость режущего инструмента при высокоскоростной обработке деталей. В производстве и ремонте РИМ приходится обрабатывать резанием детали из высокопрочных материалов (стволы, казенники, детали автоматики после термообработки и др.) со скоростями резания 50–70 м/мин, когда нагрев режущей кромки достигает 600–700 °С.

Быстрорежущая сталь (ГОСТ 19265-73) – сталь карбидного класса, легированная хромом (до 4 %), большим количеством вольфрама (до 18 %), а также молибденом (химический аналог вольфрама), ванадием и кобальтом.

Высокая теплостойкость этих сталей (600–700 °С) объясняется тем, что почти весь углерод связан в карбиды, коагуляция которых (рост) происходит при очень высоких температурах. Это определяет следующие основные особенности термообработки быстрорежущих сталей:

1. Из-за наличия значительного количества легированных карбидов стали мало теплопроводны. Поэтому нагрев должен быть медленным и ступенчатым во избежание коробления и растрескивания (рисунок 5.4).

2. Высокая температура закалки, необходимая для перевода в раствор максимального количества специальных карбидов (при 1300°С достигается предельное насыщение аустенита).

3. После закалки сталь не обладает максимальной твердостью, так как в структуре кроме мартенсита и первичных карбидов остается 30–40 % аустенита (мартенситное превращение затрудняется из-за значительного количества легированных карбидов).

4. Дальнейшее превращение остаточного аустенита происходит при многократном отпуске с температуры 500–600 °С. Так после трехкратного отпуска твердость повышается от HRC 57–60 до HRC 66–68. Если применить

обработку холодом (минус 80 °С), то можно ограничиться однократным отпуском.

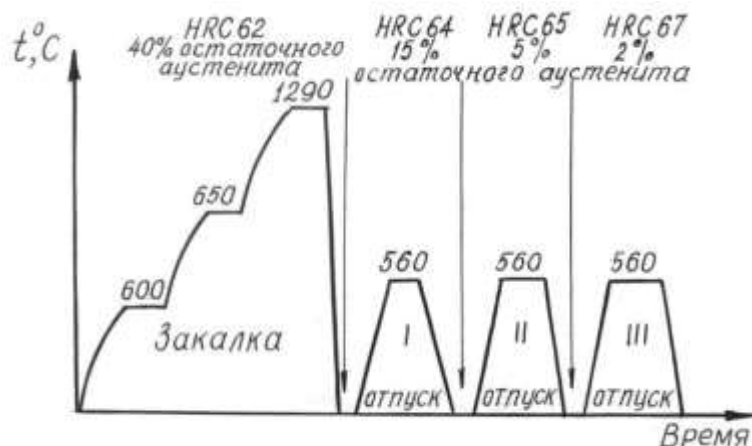


Рисунок 5.4 – Режим термической обработки быстрорежущей стали

Основные марки быстрорежущих сталей следующие:

- с умеренной теплостойкостью (600–620°С): Р18 (7Х4В18Ф2А), Р9 (8Х4В9), Р12, Р6М3, Р6М5;
- повышенной теплостойкостью (630–700 °С): Р6М5К5, Р9М4К8, Р18К5Ф2, Р10К5Ф5. Кобальт существенно повышает теплостойкость.

Вольфрам является дорогим и дефицитным элементом, поэтому в последнее время ведутся разработки сталей с малым содержанием вольфрама. Очень широко применяется в настоящее время сталь Р6М5, где часть вольфрама заменена его химическим аналогом – молибденом. Кроме того, в целях экономии дорогой инструментальной стали применяют режущий инструмент с напаянными пластинами.

В целом ряде случаев для получения больших скоростей резания при обработке металлов даже быстрорежущие стали по теплостойкости и твердости не удовлетворяют предъявляемым требованиям и вместо них используют так называемые твердые сплавы.

5.3.3. Инструментальные твердые сплавы

Твердые инструментальные сплавы – материалы, состоящие из высокотвердых и тугоплавких карбидов вольфрама, титана, тантала, цементированных металлической связкой (кобальт, реже никель).

Твердые сплавы изготавливают методом порошковой металлургии. Порошки карбидов (вольфрама, титана, тантала) смешивают в соответствующих пропорциях с порошком кобальта (никеля), который выполняет роль связки, прессуют и спекают при 1500–2000 °С. При спекании кобальт растворяет часть карбидов и плавится. В результате получается

плотный материал (пористость не более 5 %), структура которого на 80–95 % состоит из карбидных частиц, соединенных связкой. Увеличение количества связки вызывает снижение твердости, но повышение прочности и вязкости. Твердые сплавы применяют для резцов, сверл, фрез, другого инструмента. Такой инструмент сочетает высокую твердость (HRC 90 и выше), износостойкость с высокой теплостойкостью (800–1100 °С); по своим режущим свойствам он превосходит быстрорежущие стали и применяется для резания с весьма высокими скоростями.

Твердые сплавы характеризуются также высоким модулем упругости и пределом прочности на сжатие. Недостатки – сложность изготовления фасонных изделий, высокая хрупкость. В зависимости от состава карбидной основы спеченные твердые сплавы выпускают трех групп (ГОСТ 3882-74).

Группа ВК (вольфрамовые или однокарбидные). Сюда относятся сплавы системы «карбид вольфрама – кобальт» (ВК3, ВК6, ВК8, ВК10, ВК15, ВК20, ВК25).

Они маркируются буквами ВК и цифрой, показывающей содержание кобальта. Карбидная фаза состоит из зерен WC. При одинаковом содержании кобальта сплавы этой группы отличаются наибольшей прочностью, но более низкой твердостью. Теплостойкость до 800 °С.

Сплавы ВК3 – ВК8 применяют для режущего инструмента при обработке материалов, дающих прерывистую стружку (чугуны, цветные металлы, фарфор, керамика и т.п.) Сплавы ВК10 и ВК15, обладающие из-за повышенного содержания кобальта более высокой вязкостью, используют для волоочильного и бурового инструмента, стойкость которого в десятки раз превышает стойкость стального инструмента. Сплавы с высоким содержанием кобальта (ВК20 и ВК25) используют для штампового инструмента. Их применяют так же, как конструкционный материал для деталей машин и приборов, от которых требуется высокое сопротивление пластической деформации или износу.

Группа ТК (титановольфрамовые или двухкарбидные). Это сплавы системы TiC-WC-Co (Т30К4, Т15К6, Т14К8, Т5К10, Т5К12).

Они маркируются буквами ТК и цифрами, показывающими содержание карбидов титана и кобальта (остальное карбид вольфрама). При температуре спекания карбид титана до 70 % растворяет карбид вольфрама и образуется твердый раствор (Ti, W) C, обладающий более высокой твердостью, чем карбид вольфрама.

Сплавы второй группы характеризуются более высокой теплостойкостью (900–1100 °С), которая повышается с увеличением содержания карбида титана. Их широко применяют для высокоскоростного резания сталей.

Группа ТТК (титанотанталовольфрамовые или трехкарбидные). Эту группу образуют сплавы системы TiC-TaC-WC-Co (ТТ7К12, ТТ8К6, ТТ10К8-Б, ТТ20К9).

Цифра в марке после букв ТТ обозначает суммарное содержание карбидов TiC+TaC, а после буквы К – количество кобальта (карбид вольфрама – остальное). Структура карбидной основы представляет собой твердый раствор (Ti, Ta, W) C и избыток WC. От сплавов второй группы эти сплавы отличаются большей прочностью и лучшей сопротивляемостью вибрациям и выкрашиванию. Они применяются для наиболее тяжелых условий резания (черновая обработка отливок, поковок).

Твердые сплавы обычно изготавливают в виде стандартных пластин различной формы, которые припаивают, приклеивают или крепят механическим способом к телу режущего инструмента. Их также используют для изготовления сердечников бронебойных снарядов (ВК8, ВН6, ВН5).

6. Цветные металлы и сплавы

В конструкциях наряду с черными металлами (стали, чугуны) широкое применение нашли цветные металлы и их сплавы. Они обладают, по сравнению с черными, целым рядом уникальных свойств: высокой электропроводностью (медь, алюминий), малой плотностью (алюминий, магний, титан), коррозионной стойкостью (алюминий, медь, титан), антифрикционными свойствами (сплавы на основе меди) и другими особыми физическими и химическими свойствами. Это обусловило их широкое применение в конструкциях образцов вооружения (опоры скольжения, венцы червячных передач, уплотнения), в боеприпасах, в артприборах, в электро- и радиоцепях.

6.1. Медь и медные сплавы

6.1.1. Свойства и марки меди

Медь использовалась человеком еще в глубокой древности в качестве конструкционного материала (т.н. «бронзовый век»). Чистая медь имеет ряд ценных технических свойств, из которых выделим следующие:

- медь – металл розовато-красного цвета, атомный № 29, кристаллизуется в решетке К12 (ГЦК), полиморфных превращений не имеет;
- температура плавления 1083 °С;
- плотность 8,95 г/см³;
- высокая пластичность в холодном состоянии, малая прочность ($\delta=60\%$, $\sigma_B=200$ МПа);

- большая склонность к наклепу (прочность повышается до 500 Мпа, с одновременным снижением пластичности до 4 %);
- высокая электропроводность (93,1 % от серебра);
- высокая теплопроводность;
- высокая коррозионная стойкость (малая окисляемость);
- легко подвергается сварке и пайке;
- медь довольно дорога из-за бедного содержания руд. Для получения одной тонны меди нужно переработать 100–150 т руды (для сравнения – для получения тонны чугуна – 3–4 т руды).

В соответствии с ГОСТ 859-2001 промышленность выпускает следующие марки меди: М00 (99,99 % меди), М0 (99,97 %), М1 (99,9 %), М2 (99,7 %), М3 (99,5 %), М4 (99,0 %).

Для электротехнических целей применяют наиболее чистые марки меди (первые три); кроме того, медь подвергают дополнительной обработке – вакуумированию, раскислению, электролизу.

Медь поставляют в мягком отожженном состоянии (ММ) и в твердом наклепанном (МТ).

Около 50 % меди идет на изготовление проводниковых изделий (провода, кабели, контакты, шины, рубильники и т.п.). В РИМ из меди делают уплотняющие детали ПОУ, герметизирующие прокладки в различных изделиях (благодаря пластичности и коррозионной стойкости), ведущие пояски снарядов, крешерные столбики для измерения давления пороховых газов при выстреле.

Кроме того, медь является основой целого ряда сплавов – латуней и бронз.

Классифицируют сплавы на основе меди следующим образом:

латуни – сплавы на основе меди и цинка, медно-никелевые – на основе меди и никеля,

бронзы – на основе меди и другого элемента, кроме цинка и никеля (цинк и никель могут входить в состав бронз в качестве легирующих элементов).

6.1.2. Маркировка, свойства и области применения латуней

Латуни – двойные или многокомпонентные сплавы на основе меди и цинка (системы Cu-Zn). Это наиболее дешевые и распространенные медные сплавы. Латуни могут быть двойные или простые (Cu+Zn), а также специальные (Cu+Zn+Al, Si, Mn, Pb, Ni, Sn и некоторые другие легирующие элементы).

Простые латуни (рисунок 6.1, а) имеют следующие структурные составляющие:

α – твердый раствор замещения цинка в меди; отличается высокой пластичностью в холодном состоянии, содержит до 39 % Zn

β – твердый раствор на базе химсоединения CuZn. Очень тверд и хрупок, практического применения не имеет, содержит более 46 % Zn.

Практически применяются латуни с содержанием цинка до 46 % (α -латуни и $\alpha+\beta$ -латуни). Наибольшая пластичность у α -латуней с содержанием до 32 % Zn, далее пластичность резко снижается, а прочность повышается, но только до 46 %, а затем также падает (рисунок 6.1, б). Простые латуни имеют узкий температурный интервал затвердевания, малую склонность к ликвации, высокую жидкотекучесть (т.е. хорошие литейные свойства).

Маркировка простых латуней содержит букву Л и среднее содержание меди в процентах (цинка – остальное): Л96, Л90, Л85, Л80...Л58.

Все латуни делятся на две группы:

- обрабатываемые давлением в холодном состоянии по ГОСТ 15527-70 (поставляются в виде проката);
- литейные по ГОСТ 1020-77 (поставляются в чушках).

В производстве и ремонте используются следующие марки латуней, обрабатываемых давлением (простых):

1. Томпак-латуни (α -латуни с содержанием цинка до 20 %): Л96, Л90, Л85, Л80. Обладают высокой коррозионной стойкостью, по цвету похожи на золото. Применяются для изготовления радиаторных, конденсаторных и капиллярных трубок, деталей химического и холодильного оборудования, змеевиков, сильфонов. Служат заменителем золота при изготовлении знаков отличия, фурнитуры и украшений.

2. Гильзовые латуни (полутомпаки) содержат от 20 до 39 % цинка: Л70, Л68, Л62. Это самые пластичные (из двойных) латуней.

Применение: детали, получаемые холодной штамповкой и глубокой вытяжкой (гильзы и т.п. детали). Их применяют также для плакировки стальных деталей. Например, гильзы для АК-74 делают из стали 10кп и плакируют Л62 или Л68.

3. $\alpha+\beta$ -латуни содержат св. 39 до 46 % цинка. Обладают пониженной пластичностью, но повышенной прочностью. Детали из них получают или литьем, или горячей штамповкой. Марки: Л60, Л58.

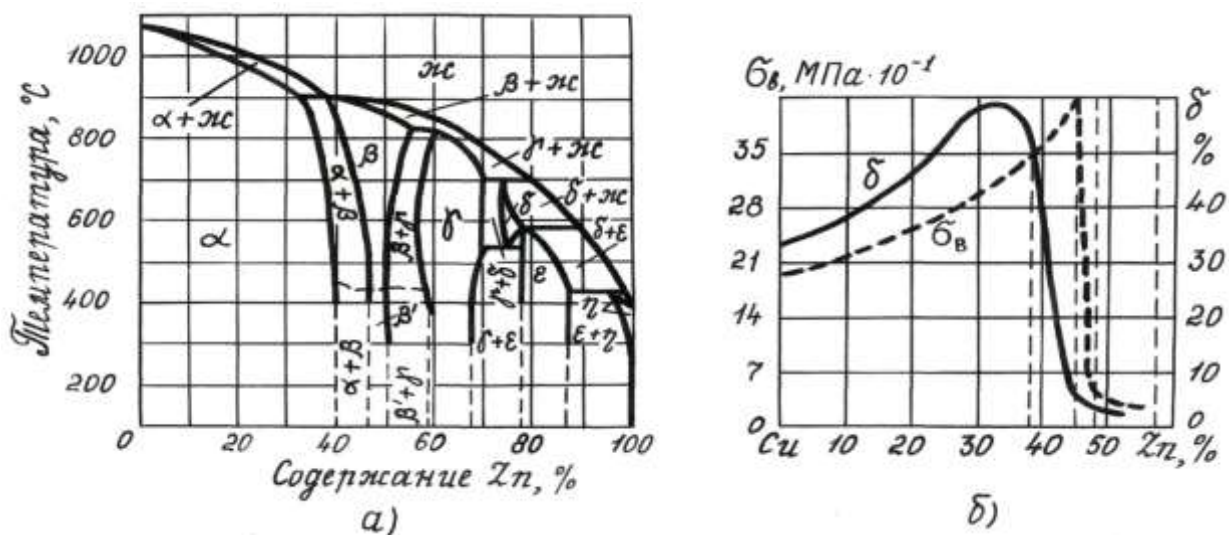


Рисунок 6.1 – Диаграмма состояния Cu-Zn (а), зависимость механических свойств от содержания цинка (б)

Литейные латуни (как простые, так и специальные) – это латуни тех же марок, но преимущественно вторичной выплавки (из вторсырья) с повышенным содержанием примесей до 2,5 % (против 0,2–1,5 % у первичных латуней, обрабатываемых давлением).

Специальные (легированные) латуни. Для улучшения сочетания прочности и пластичности применяют легирование простых латуней алюминием, никелем, железом, марганцем, оловом.

Алюминий повышает прочность, коррозионную стойкость, жаростойкость.

Никель измельчает зерно, повышает коррозионную стойкость.

Марганец и олово повышают коррозионную стойкость в морской воде и прочность.

Свинец повышает антифрикционные свойства и обрабатываемость резанием.

Кремний повышает вязкость и пластичность.

Маркировка специальных латуней осуществляется так же, как и простых, но дополнительно указывается:

- наименование всех легирующих элементов (буквой русского алфавита);
- среднее содержание легирующего элемента в процентах.

Примеры – ЛАЖМц 66-6-3-2; ЛК 80-3 (гильзовая); ЛС 59-1 (автоматная латунь); ЛО 70-1 (морская латунь); ЛН 65-5.

Применяют следующие обозначения:

А – алюминий	Н – никель
Б – бериллий	О – олово
Ж – железо	С – свинец
К – кремний	Су – сурьма
Кд – кадмий	Т – титан
Мш – мышьяк	Ф – фосфор
Мц – марганец	Ц – цинк

Применение латуней в РАВ: ЛМцС 58-2-2 и ЛАЖМц 66-6-3-2 (хорошие антифрикционные свойства) – червяк механизма наводки, венец червячного колеса механизма наводки Д-30, втулки ходовой части и тормоза откатных частей, втулки нижнего станка.

ЛмцА 57-3-1 – рубашка и клапан модератора, рубашка штока в ПОУ.

Л68 и ЛК80-3 – гильзы артиллерийских выстрелов и стрелковые.

Л62, Л60, Л58 – детали приборов, токопроводящие элементы электрооборудования (проводимость 20–50 % от меди).

6.1.3. Маркировка и применение бронз

Бронзы – двойные или многокомпонентные сплавы меди с различными элементами кроме цинка и никеля (последние могут входить в состав бронз в качестве легирующих элементов).

Называются бронзы по названию второго основного элемента (после меди), входящего в состав сплава – оловянистые, алюминиевые, кремнистые, свинцовистые, бериллиевые и т.п.

Введение легирующего элемента может изменять свойства бронз. Основными легирующими элементами являются: цинк, фосфор, никель, свинец, железо, бериллий и некоторые другие.

В маркировке бронз указывают буквы Бр, обозначения входящих в сплав элементов (буквами русского алфавита) точно такими же, как и для латуней; среднее содержание этих элементов в процентах.

В отличие от латуней содержание меди не указывается (определяется как дополнение до 100 %). Например, марка БрОФ10-1 означает, что в сплаве содержится 10 % олова, 1 % фосфора, остальное – медь.

Оловянистые бронзы содержат до 14 % олова, имеют структуру α -твердого раствора олова в меди, пластичны, коррозионностойки, хорошо обрабатываются резанием. При увеличении содержания олова более 14 %

(структура $\alpha+\beta$ по аналогии с латунями), сплавы тверды, хрупки и практически не применяются.

Стандартные марки оловянистых бронз следующие: деформируемые БрОФ 6,5-0,15; БрОФ 4-0,25; БрОЦ 4-3; БрОЦС 4-4-2,5; БрОЦС 4-4-4; литейные БрОЦСН 3-7-5-1; БрОЦС 3-12-5; БрОЦС 5-5-5; БрОЦС 4-4-17.

Из-за дефицитности олова оловянистые бронзы дороги и поэтому в производстве в настоящее время получили широкое распространение безоловянистые бронзы.

Алюминиевые бронзы имеют высокие антифрикционные свойства, коррозионностойки в атмосфере, морской воде, в большинстве органических кислот, морозостойки, немагнитны. Добавки железа, марганца, никеля повышают прочность, износостойчивость (σ_v до 1000 МПа).

Бронзы марок БрА5; БрАЖ9-4; БрАЖМц10-3-1,5; БрАЖН11-6-6 широко применяются для изготовления вкладышей, втулок люльки, механизмов наводки и других деталей РИМ (преимущественно литьем).

Бериллиевые бронзы обладают повышенной прочностью (до 1250 МПа). Применение – немагнитные пружины, мембраны в артприборах, детали оптических приборов, контактирующие со стеклом и другие, например, пружинный подпятник, стопор магнитной стрелки в артиллерийских буссолях, пружины буссоли, пластинки разъемов, подвижные контакты, инструмент для работы во взрывоопасных помещениях – складах с боеприпасами, горных выработках и т.п. (они не дают искры при ударе).

Упрочняются термообработкой (закалка+старение) по аналогии с дюралюминами (см. п. 6.2.2). Примеры марок – БрБ 2; БрБНТ 1,7 (1,7 % Ве, 0,3 % Ni и 0,15 % Ti).

Кремнистые бронзы так же, как и бериллиевые упрочняются термообработкой (закалкой и старением) и применяются для изготовления упругих деталей (пружины, мембраны). Примеры марок – БрКМц 3-1; БрКН 4-4.

Свинцовистые бронзы применяются для изготовления биметаллических вкладышей подшипников скольжения. Пример – БрС 30.

6.2. Алюминий и сплавы на его основе

Алюминий обладает целым рядом уникальных свойств – малой плотностью, высокой электропроводностью, коррозионной стойкостью, достаточной прочностью (в сплавах). Это позволяет считать его важнейшим (наряду с железом) металлом.

О существовании металла, который входит в состав глины, предположительно высказался в 1908 г. английский ученый Дэви. Он и дал ему название алюминий (в России в XIX веке он назывался глинием).

В 1825 г. датчанин Эрстед получил первые крупки алюминия. Авторами современного способа (электролиз расплавленных солей) были американец Ч. Холл и француз П. Эру (взяли патент независимо друг от друга в 1886 г.).

6.2.1. Свойства и марки алюминия

Алюминий – серебристо-белый металл с атомным номером 13, кристаллизуется в решетке К12 (ГЦК), полиморфизмом не обладает, Плотность $2,7 \text{ г/см}^3$ (относится к легким металлам).

Температура плавления $660 \text{ }^\circ\text{C}$. Благодаря низкой температуре плавления по сравнению с железом, технология обработки сплавов алюминия резко отличается от технологии обработки сталей.

Электропроводен (60% от электропроводности меди); является вторым по значению после меди проводниковым материалом.

Коррозионностоек, т.к. покрывается тонкой и прочной пленкой окиси Al_2O_3 (стойк на воздухе, в азотной кислоте, в морской воде, но легко разрушается в серной и соляной кислоте). Чем чище Al, тем выше его коррозионная стойкость.

Технически чистый алюминий имеет высокую пластичность в холодном состоянии ($\delta=35\text{--}40 \%$) при сравнительно низкой прочности ($\sigma_b=80\text{--}100 \text{ МПа}$) и твердости (20–22 НВ); склонен к наклепу (σ_b повышается в два раза).

Постоянными примесями в алюминии являются Fe, Si, Cu, Ti, Zn.

Примеси понижают тепло- и электропроводность, коррозионную стойкость и пластичность алюминия. При выплавке эти примеси удалить сложно; особенно остро стоит проблема получения вторичного алюминия (из лома), где содержится много железа и других элементов.

В зависимости от содержания примесей первичный алюминий может быть (по ГОСТ 11069-74) особой чистоты А999 (0,001 % примесей); высокой чистоты А995, А99, А97, А95 (0,005–0,05 % примесей) и технической чистоты А85, А8, А7, А6, А5, А0 (0,15–1,0 % примесей).

6.2.2. Упрочнение алюминиевых сплавов

Существуют два основных способа упрочнения сплавов:

1. Наклеп или нагартовка (см. п. 2.1.3) – для всех сплавов, а также для чистого алюминия.

2. Термическая обработка – только для сплавов, образующих диаграмму состояния III типа (с ограниченной растворимостью компонентов). Это сплавы алюминия с медью, магнием, титаном, никелем, железом. Наибольший эффект упрочнения дают сплавы алюминия и меди. Термическое

упрочнение основано на уменьшении растворимости большинства компонентов в алюминии при понижении температуры.

Рассмотрим сущность упрочнения на примере сплавов системы Al-Cu (рисунок 6.2)

Термообработка сплавов алюминия состоит в применении двух операций – закалки и старения.

Закалка алюминиевых сплавов заключается в нагреве до температуры растворения химсоединения в алюминии (получения однофазной структуры твердого раствора (несколько выше): $t_{\text{зак}} = t_{\text{теор}} + (20-40) \text{ } ^\circ\text{C}$; в выдержке при этой температуре для полного растворения CuAl_2 (время выдержки 10–210 мин, в зависимости от сплава и толщины изделия); в быстром охлаждении до комнатной температуры для фиксации пересыщенного твердого раствора. Охлаждение производят в холодной воде, а фасонных отливок – в воде, подогретой до 50–100 $^\circ\text{C}$ во избежание их коробления и образования трещин.

После закалки сплавы имеют высокую пластичность и невысокую прочность, хорошо обрабатываются давлением.

Старение закаленных сплавов. После закалки сплав выдерживает при нормальной температуре несколько суток (естественное старение) или 10–24 ч при повышенной температуре 150 $^\circ\text{C}$ (искусственное старение).

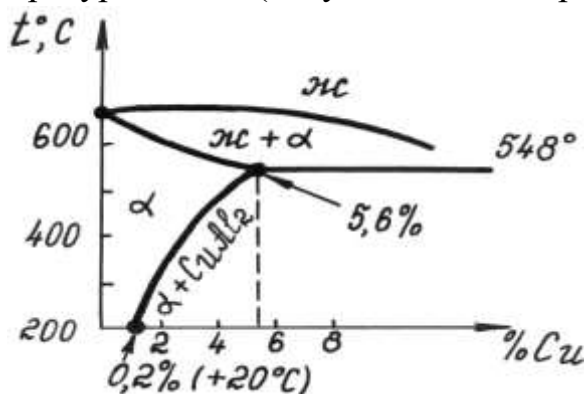


Рисунок 6.2 – Участок диаграммы состояния системы «алюминий-медь»

Зафиксированная закалкой структура α -твердого раствора является (неустойчивой) неравновесной, так как он пересыщен. Поэтому постепенно выделяются избыточные фазы (при комнатной температуре медленно, при повышенной – быстрее). В результате образуются участки в виде дисков толщиной в несколько атомных слоев и протяженностью до 5 нм (зоны Гинье-Престона). Эти мелкодисперсные выделения блокируют плоскости скольжения и приводят к упрочнению сплава.

Процесс естественного старения продолжается от 4 до 7 сут. В начальный период – инкубационный – упрочнения не происходит. Поэтому все работы по обработке изделий нужно провести в течение первых двух-трех часов после закалки.

При $t = -50$ °С старение вообще не начинается. Поэтому на заводах и ремонтных предприятиях часто после закалки изделия хранят до обработки в термостатах при отрицательных температурах.

При естественном старении выделяются субмикроскопические частицы CuAl_2 , так как при низких температурах скорость роста кристаллов выделяющейся фазы мала. Это способствует существенному повышению прочности сплава.

При искусственном старении (150 °С) за счет усиления диффузии увеличивается скорость роста кристаллов и эффект упрочнения снижается, однако, сокращается технологический цикл.

Упрочнению закалкой с последующим старением подвергаются сплавы на основе алюминия, магния, титана, а также некоторые бронзы (бериллиевые, кремнистые).

6.2.3. Классификация и марки сплавов на основе алюминия

Сплавы на основе алюминия классифицируют по нескольким признакам.

1. По химическому составу на основе систем:

- алюминий – кремний (силумины);
- алюминий – магний (магналии);
- алюминий – медь – магний (дюралюмины);
- алюминий – марганец;
- алюминий – магний – кремний – медь (ковочные);
- алюминий – цинк – магний – медь (высокопрочные);
- алюминий – медь – магний – железо – никель (жаропрочные) и

некоторые другие.

2. По технологическому признаку:

- деформируемые (для обработки давлением);
- литейные (для получения фасонных отливок);
- спеченные (получаемые методом порошковой металлургии).

3. По способности упрочняться термической обработкой:

- упрочняемые термообработкой (закалка с последующим старением);
- неупрочняемые термообработкой.

Деформируемые алюминиевые сплавы, не упрочняемые термической обработкой (ГОСТ 4784-74): а) сплав системы «алюминий – марганец» марки АМц (1,0–1,6 % марганца, остальное алюминий); б) сплавы системы «алюминий – магний» марок АМг1, АМг2, АМг3; АМг4, АМг5, АМг6. В условном обозначении этих сплавов: А – алюминий, Мг – магний, цифры показывают примерное (среднее) содержание магния в процентах. Например,

сплав АМгб содержит 5,8–6,8 % магния, небольшое количество примесей, остальное – алюминий.

Указанные сплавы отличаются высокой коррозионной стойкостью (почти такой же, как у чистого алюминия), пластичностью, невысокой прочностью, хорошо свариваются всеми видами сварки. Обрабатываемость резанием плохая.

Основное применение – сварные бензобаки, трубопроводы для масла и бензина, радиаторы тракторов и автомобилей, заклепки, корпуса и мачты судов, детали подъемных и транспортных средств. Из сплава АМгб изготавливают броню боевых машин десанта.

Деформируемые алюминиевые сплавы, упрочняемые термической обработкой (ГОСТ 4784-74).

а) Дюралюмины

Это сплавы системы «алюминий – медь – магний». Основные марки: Д1, Д16, Д18, Д19, ВД17 (Д – дюралюмин, цифры – номер марки, В – высокопрочный).

Характеризуются хорошим сочетанием прочности и пластичности, упрочняются термообработкой по одному из указанных режимов:

1. Закалка (нагрев до 490–510 °С, охлаждение в холодной воде), естественное старение при комнатной температуре в течение 10 сут.

2. Закалка и искусственное старение при температуре 160–170 °С в течение 10–12 ч.

Обладают пониженной коррозионной стойкостью, поэтому детали из дюралюминов следует защищать от коррозии лакированием чистым алюминием, анодированием, лакокрасочными покрытиями. Хорошо свариваются точечной сваркой и не свариваются плавлением из-за склонности к трещинообразованию, удовлетворительно обрабатываются резанием.

В условное обозначение всех алюминиевых сплавов могут включаться данные о дополнительной обработке:

М – мягкий, отожженный;

Т – закален и естественно состарен;

Т1 – закален и искусственно состарен;

Н – нагартован (наклепан с обжатием 5–7 %);

П – полунаклепан (2–3 %);

Н1 – усиленно нагартован (до 20 %); А – нормальная плакировка (4 % на сторону);

УП – усиленная плакировка (8 % на сторону).

Пример – корпус магазина АК-74 изготовлен из сплава Д16ТПА. Это дюралюмин марки Д16, закален и естественно состарен, полунаклепан, плакирован чистым алюминием (нормальная плакировка).

Применение дюралюминов: лопасти воздушных винтов, силовые элементы конструкций самолетов (шпангоуты, заклепки, нервюры, тяги управления, лонжероны), кузова грузовых автомобилей, детали артиллерийских приборов, магазины автоматического оружия и другие средне- и высоконагруженные детали в общем и специальном машиностроении.

б) Жаропрочные алюминиевые сплавы

Это сплавы на основе системы «алюминий – медь – магний – никель – железо». Марки: АК4, АК4-1 (АК – алюминиевый ковочный, цифры – порядковый номер сплава). Жаропрочность до 300 °С. Основное назначение – детали реактивных двигателей (крыльчатые насосы, колеса, компрессоры, заборники, диски, лопатки), обшивка сверхзвуковых самолетов, десантное и горное вооружение (безоткатные орудия) и т.п.

в) Ковочные сплавы системы «алюминий – магний – кремний – медь» обладают повышенной пластичностью и применяются для изготовления сложных штамповок и поковок (в тех же случаях, что и дюралюмины).

Основные марки: АК6, АК8. Принцип маркировки полностью аналогичен маркировке жаропрочных сплавов.

г) Высокопрочные сплавы марок В93, В95, В96 системы «алюминий – цинк – магний – медь» отличаются высоким временным сопротивлением (до 700 МПа) и применяются для высоконагруженных конструкций, работающих, в основном, в условиях напряжений сжатия (детали обшивки, стрингеры, шпангоуты, лонжероны самолетов и другие детали).

В условном обозначении сплава: буква В (высокопрочный) и число (номер сплава).

Литейные алюминиевые сплавы (ГОСТ 2685-75). По назначению конструкционные литейные алюминиевые сплавы можно условно разбить на три группы:

1) Сплавы, отличающиеся высокой герметичностью на основе систем «алюминий – кремний» (силумины) и «алюминий – кремний – магний». Двойные сплавы (силумины) не упрочняются термической обработкой; единственным способом повышения механических свойств является модифицирование. Многокомпонентные сплавы подвергаются термообработке (закалка и старение).

Марки: АЛ2 (силумин), АЛ4, АЛ9, АЛ9-1, АЛ34 (тройные сплавы). В условном обозначении сплава: буквы АЛ (алюминиевый литейный) и цифры (номер сплава). Возможно также дополнительное указание способа литья и вида термообработки:

З – в песчаную форму (в землю);	Т1 – старение;
В – по выплавляемой модели;	Т2 – отжиг;
О – в оболочковую форму;	Т4 – закалка;

машинах и приборах благодаря их устойчивости к вибрациям, бесшумности работы, небольших габаритов.

Основные служебные свойства подшипникового материала – антифрикционность и сопротивление усталости. Антифрикционность – это способность материала обеспечивать низкий коэффициент трения скольжения и тем самым низкие потери на трение и малую скорость изнашивания сопряженной детали – стального или чугунного вала.

Антифрикционность обеспечивают следующие свойства подшипникового материала: высокая теплопроводность; хорошая смачиваемость смазочным материалом; способность образовывать на поверхности защитные пленки мягкого металла; хорошая прирабатываемость, основанная на способности материала при трении легко пластически деформироваться и увеличивать площадь фактического контакта, что приводит к снижению местного давления и температуры на поверхности подшипника.

Антифрикционные сплавы применяют для изготовления деталей трущихся поверхностей механизмов и машин. Трение происходит в подшипниках между вкладышем подшипника и трущейся деталью (оси, валы). Для вкладышей подшипников должны быть подобраны такие материалы, которые предохраняли бы от износа вал, сами минимально изнашивались, создавали условия для нормальной смазки, и облегчали работу трущегося узла, т.е. уменьшали коэффициент трения.

Исходя из условий работы подшипника, подшипниковый материал должен представлять собой сочетание достаточно прочной, относительно пластичной и вязкой основы, в которой должны быть твердые опорные включения. При этих условиях изнашивается пластичная основа, вал в основном лежит на твердых опорных включениях и, следовательно, трение будет идти не по всей поверхности подшипника, смазка будет удерживаться в изнашивающихся местах пластичной основы.

Вполне естественно, что основа сплава не должна быть слишком мягкой, иначе из-за давления на подшипник материал вкладыша будет просто выдавливаться, наволакиваться на вал и т.д., твердые включения не будут удерживаться основной массой, и такой материал не будет пригоден для работы. Количество твердых включений также не должно быть слишком велико, иначе подшипник, будет плохо прирабатываться. Следовательно, для подшипников применимы не однофазные, а многофазные сплавы. Такими сплавами являются сплавы на основе олова и свинца, (так называемые баббиты), меди, алюминия, цинка, а также антифрикционные чугуны и металлокерамические подшипниковые материалы.

Баббиты – мягкие (30 НВ) антифрикционные сплавы на оловянной или свинцовой основе. В соответствии с ГОСТ 1320-74 к сплавам на оловянной

основе относятся баббиты Б83 и Б88, на свинцовой основе – Б16, Б6 и БН. Особую группу образуют более дешевые свинцово-кальциевые баббиты: БКА и БК2 (ГОСТ 1209-90).

Баббиты обозначают буквой Б, справа от которой ставится цифра, показывающая процентное содержание олова, или буква, характеризующая специальный элемент, входящий в сплав. Например, Б83, Б16, Б6 означает, что в эти баббиты входят соответственно 83, 16 и 6% олова. БН означает, что в сплав вводится никель, БТ – теллур, т. е. обозначение носит условный характер, не показывая полностью состав сплава.

Наилучшими свойствами обладают оловянистые баббиты. Из-за высокого содержания дорогостоящего олова их используют для подшипников ответственного назначения (дизелей, паровых турбин и т.п.). Для менее нагруженных подшипников применяют свинцовые баббиты. Свинцовый баббит Б16 является дешевым заменителем оловянных баббитов. Он используется для изготовления подшипников скольжения высокоскоростных двигателей, хорошо воспринимает ударные и знакопеременные нагрузки.

Подшипниковые сплавы на медной основе. Для изготовления вкладышей подшипников, работающих при повышенном удельном давлении и больших скоростях, применяют свинцовую бронзу БрС30 с содержанием 27–33 % Рь, остальное медь.

Свинец практически не растворяется в меди в жидком состоянии, поэтому при затвердевании такой механической смеси жидких фаз получается также механическая смесь твердых фаз свинца и меди.

Подшипниковые сплавы на основе алюминия. Антифрикционными сплавами на основе алюминия являются сплавы, такие как алькусин (7,5–9,6 % меди, 1,5–2,5 % кремния).

В этих сплавах мягкая основа – твердые растворы алюминия с элементами, входящими в данный сплав, а твердые включения – химические соединения, находящиеся в эвтектике с твердым раствором. Микроструктура сплава АН2,5 состоит из

$Al(Ni)+\text{эвтектика}(Al(Ni)+NiAl)Al(Cu,Si)+\text{эвтектика}(Al(Cu,Si)+CuAl)$.

Антифрикционные алюминиевые сплавы имеют высокую теплопроводность, что ценно для подшипников. Твердость алюминиевых сплавов выше, чем баббитов, поэтому их можно применять только в паре с твердыми валами (азотированные шейки валов, поверхностно закаленные шейки валов и т.д.).

Подшипниковые сплавы на основе цинка. Цинковые подшипниковые сплавы содержат 8–12% А1, 1–5,5% Cu, 0,03–0,06% Mg, остальное цинк (ЦАМ 10–5, ЦАМ 9–1,5). По свойствам эти сплавы равноценны свинцовым баббитам, и их применяют в подшипниках металлорежущих станков, прессов и т.д.

7. Композиционные и неметаллические материалы

7.1. Композиционные материалы

7.1.1. Общие сведения о композиционных материалах

Постоянно повышающиеся нагрузки на современные образцы вооружения, космические корабли, самолеты, ракеты, глубоководные аппараты, сосуды высокого давления и многие другие изделия выдвигают такие требования, которым в наилучшей степени удовлетворяют композиционные материалы, а часто только эти материалы.

Под композиционным материалом (КМ) понимают сочетание двух или более химически разнородных компонентов с четкой границей раздела между ними.

Любой КМ состоит из двух основных составных частей: матрицы и наполнителя. Матрица (или связующее) обычно пластична или упруга. Более или менее равномерно и упорядоченно ее заполняет второй, упрочняющий компонент – наполнитель (упрочнитель или арматура).

Каким бы ни был наполнитель, важно, чтобы он был прочно сцеплен с матрицей (адгезия); только тогда материал будет хорошо сопротивляться повышенным внешним нагрузкам.

Композиционные материалы чрезвычайно разнообразны, их можно классифицировать по различным признакам: по виду матрицы, по форме и природе наполнителя (рисунок 7.1.).

Рассмотрим природу высокой прочности КМ на примере волокнистого (одного из самых прочных и распространенных) материала.

Жесткие армирующие волокна воспринимают основные напряжения, возникающие в композиции при нагружении, придавая ей прочность и жесткость в направлении ориентации волокон. Податливая матрица, заполняющая межволоконное пространство, передает напряжение отдельным волокнам благодаря касательным напряжениям, действующим вдоль границы раздела «волокно-матрица» и воспринимает напряжения, действующие в направлении, отличном от ориентации волокон.

Станем растягивать образец (рисунок 7.2). Упругая или пластичная матрица будет сопротивляться слабее, чем жесткие волокна. Однако, удлиняясь, волокна уменьшаются в поперечном сечении и, если они прочно сцеплены с матрицей, растягивают ее вещество в поперечном направлении. Таким образом, матрица вносит дополнительный вклад в сопротивление действующим нагрузкам. При сжатии образца волокна будут увеличиваться в поперечном сечении и давить на матрицу. Сопротивляясь их давлению, матрица и на сей раз поможет им работать против сил, воздействующих на образец. Кроме того, в этом случае матрица не позволяет тонким волокнам потерять устойчивость.

Композитная структура действует как механизм подавления трещин. Наличие поверхностей раздела затрудняет процесс зарождения и роста трещин, является препятствием для движения дислокаций (в металлических композициях), поэтому у КМ более высокое сопротивление усталостному разрушению, чем у традиционных материалов.

Еще одним важным достоинством КМ является относительная дешевизна, т.к. наполнителем зачастую служат даже отходы производства (не всегда, конечно). Например, наполненная пластмасса обычно дешевле ненаполненного пластика.

Свойства матрицы определяют уровень рабочих температур композиции, атмосферных и других факторов, режимы получения и переработки материалов. В качестве матриц используют металлы и сплавы, полимеры, бескислородные и кислородные тугоплавкие соединения, кокс, пироуглерод и т.п. Чаще всего применяют матрицы на основе эпоксидных и полиамидных смол, а для металлических КМ – алюминий, магний, титан и др.

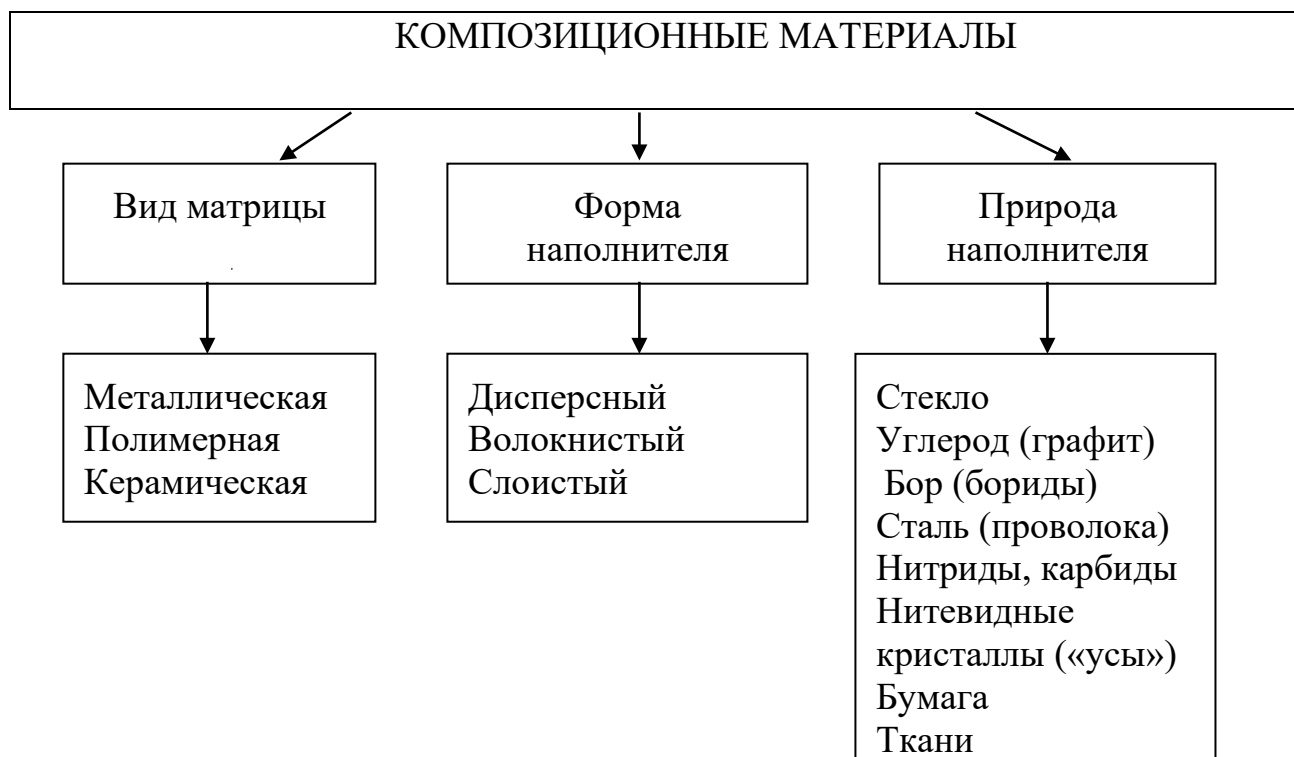


Рисунок 7.1 – Классификация композиционных материалов

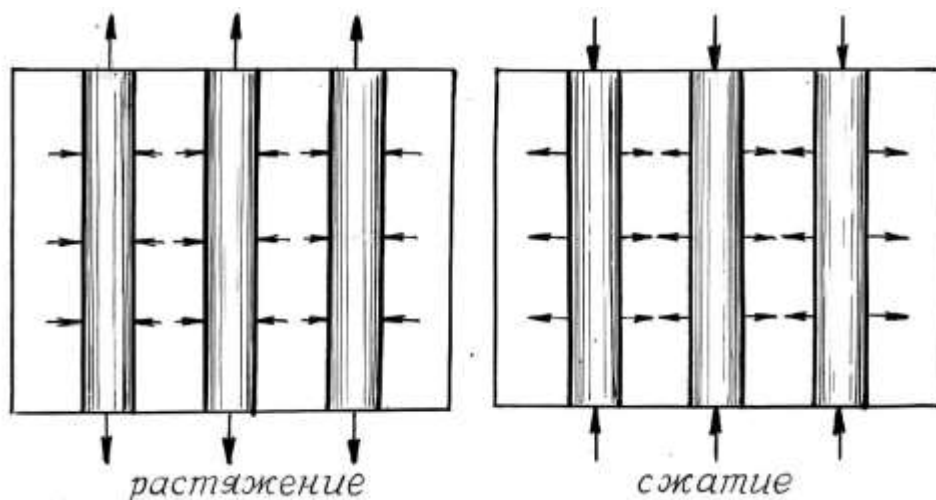


Рисунок 7.2 – Схемы нагружения

Виды наполнителей (упрочнителей) показаны на рисунке 7.3.

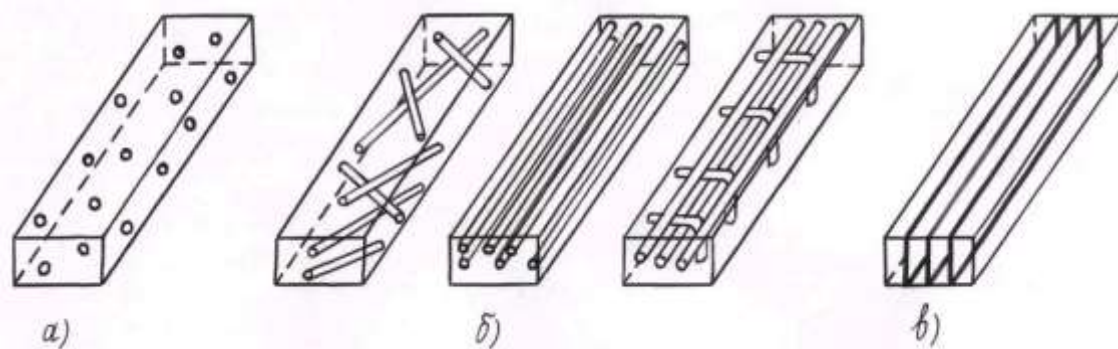


Рисунок 7.3 – Композиционные материалы с различными наполнителями:
а) дисперсным; б) волокнистым; в) слоистым

Примеры композиционных материалов:

1. Стеклопластик – матрица из эпоксидной или фенолформальдегидной смолы, наполнитель – стекловолокно.
2. САП – алюминий, упрочненный частицами оксида алюминия (авиация, ядерная техника, судостроение).
3. Титановые сплавы, армированные волокнами молибдена или вольфрама.

Ниже рассматриваются КМ с полимерной матрицей.

7.1.2. Свойства, состав и классификация пластмасс

Пластмассами называются композиционные материалы на основе природных или синтетических высокомолекулярных соединений (смол),

способные пластически формоваться в изделия, а затем устойчиво сохранять приданную форму (в результате охлаждения или отверждения).

Пластмассы – композиционные материалы, состоящие из нескольких компонентов: полимера-связующего, наполнителя, красителя, пластификатора и других добавок. Применяются также и чистые полимеры (ненаполненные), например, полиэтилен, полистирол, полиметилметакрилаты.

Основные свойства пластмасс. Пластические массы (пластмассы) и другие материалы, основу которых составляют полимеры (эластомеры или резины, лаки, компаунды, клеи и др.), широко применяются при производстве, обслуживании и ремонте вооружения благодаря ценным свойствам, среди которых можно выделить следующие:

1. Малая плотность 0,01–1,4 г/см³ (лишь фторопласты имеют 2,1–2,2 г/см³). Они легче свинца в 11 раз, стали в 7 раз, алюминия в 2–2,5 раза (в среднем). Газонаполнительные пластмассы легче обычных в десятки раз (плотность 0,01–0,02 г/см³).

2. Высокие антифрикционные свойства. Например, применение фторопласта – 4 для подшипников позволяет отказаться в ряде случаев от смазки, что упрощает конструкцию и повышает надежность. Наоборот, у асбобластиков и других композиций с асбоволокнистым наполнителем – высокий коэффициент трения (тормозные колодки и т.п.).

3. Высокая химическая стойкость к кислотам, щелочам, растворителям, топливу и другим агрессивным средам.

4. Высокое объемное и поверхностное электрическое сопротивление, и достаточная электрическая прочность. Некоторые пластмассы (полистирол, полиэтилен, фторопласт – 4) имеют малые диэлектрические потери (тангенс угла потерь у фторопласта – 4 равен $(2-4) \cdot 10^{-4}$).

5. Малая звуко- и теплопроводность.

6. Высокая удельная прочность, т. е. отношение σ_v/γ (18 у стеклотекстолита против 5,5 у стали Ст.5 и 14 у стали 30ХГСА).

7. Хороший внешний вид (любой цвет, оттенок, прозрачность, бесцветность).

8. Относительная легкость получения из них изделий (по сравнению с металлами).

Строение (состав) пластмасс. Связующее обеспечивает прочное соединение всех компонентов в пластмассе, увеличивает прочность материала. На стадии переработки в изделия, обеспечивает пластичность композиции, возможность обработки давлением (до полимеризации или отверждения).

Наполнитель определяет в основном механические свойства, улучшает химические, электрические свойства, снижает стоимость. Наполнители могут быть:

- порошкообразными (каолин, тальк, кварцевая мука, оксиды металла, древесная мука);
- волокнистыми (стекловолокно, химволокно);
- слоистыми (бумага; ткани х/б, стеклянная, асбестовая);
- газообразными (пенопласты и поропласты).

Красители вводятся для придания необходимого цвета. Применяются красители и пигменты органического и неорганического происхождения.

Пластификаторы увеличивают пластичность композиции, их действие основано на способности снижать силы межмолекулярного притяжения между молекулами полимера.

Стабилизаторы повышают устойчивость пластмасс к тепловым воздействиям, к окислению, к световым, к радиации и т.п.

Классификация пластмасс. В зависимости от химсостава, определяющего поведение материала при нагреве, пластмассы разделяются на:

- термопластичные – способные многократно размягчаться при нагреве и отвердевать при охлаждении;
- термореактивные – пластичные на стадии переработки и необратимо твердеющие после полной полимеризации.

Синтез полимеров осуществляется двумя химическими реакциями: полимеризацией и поликонденсацией.

При выборе пластмасс для деталей вооружения и при оценке их свойств в изделиях следует учитывать, что в процессе переработки пластмасс в изделия и эксплуатации может происходить изменение свойств полимеров. Особенно интенсивное изменение свойств пластмасс происходит при нагревании, охлаждении, облучении (УФЛ и гамма-лучами), динамическом и статическом нагружении, под действием химических реагентов, а также под воздействием микроорганизмов.

При решении задачи о возможной замене в изделиях металлических деталей пластмассовыми, необходимо не только тщательно изучить и выбрать оптимальные свойства полимеров и наполнителей, но и выбрать оптимальные методы переработки их в изделия с учетом специфических свойств материалов.

7.1.3 Характеристика и марки термопластов

Термопласты – высокомолекулярные вещества (полимеры), способные многократно размягчаться при нагреве и отвердевать при охлаждении. Они состоят только из связующего (смолы), т.е. являются ненаполненными прессматериалами, имеют линейное строение (могут включать красители, стабилизаторы, пластификаторы).

Зависимость состояния термопласта от температуры можно представить термомеханической кривой (рисунок 7.4.), из которой видно, что термопласты при нагреве проходят три стадии:

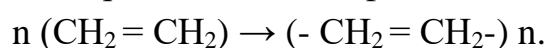
- твердое или стеклообразное состояние, в котором они могут подвергаться всем способам механической обработки;
- высокоэластичное состояние;
- вязкотекучее состояние, в котором их можно подвергать гидроэкструзии, литью под давлением, прессованию и т.п.

При охлаждении они затвердевают в обратном порядке. По структуре они могут быть аморфными и кристаллическими (с упорядоченным расположением молекул). Чем выше степень кристалличности, тем более прочным, жестким и плотным получается полимер.

Кристалличность полимеров отличается от кристалличности металлов и других истинных кристаллов. Для кристаллических полимеров характерна упорядоченность расположения макромолекул, однако, наряду с этим могут быть аморфные участки, поэтому степень кристалличности полимера оценивают в процентах.

К кристаллическим термопластам относятся полиэтилен, полиамиды, фторопласты; к аморфным – полистирол, полиакрилаты, поливинилхлорид. Они применяются в качестве диэлектриков, пленок для герметизации, облицовочного материала, прокладок, емкостей для агрессивных жидкостей и т.п.

Полиэтилен. Это продукт, получаемый полимеризацией этилена ($\text{CH}_2 = \text{CH}_2$) – простейший непредельный углеводород, бесцветный газ, получается разложением нефти и кокса:



Макромолекула имеет линейное строение с небольшим числом боковых ответвлений. Это твердый, белого цвета, жирный на ощупь кристаллический полимер, степень кристалличности колеблется в пределах 55–92 % и зависит от метода получения.

Полиэтилен получают тремя способами: при высоком давлении (~1000 ат) – ВД; при среднем давлении (35–70 ат) – СД; при низком давлении (1–6 ат) – НД.

У полиэтилена СД наибольшая плотность (0,97) и степень кристалличности (90 %), у НД – 0,95 и 85 %, у ВД эти показатели наименьшие 0,91 и 55 %.

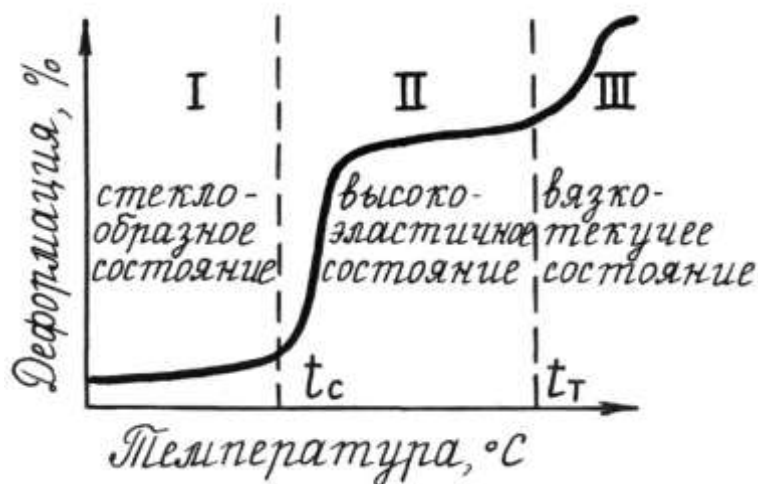


Рисунок 7.4 – Термокинетическая кривая полимера

Полиэтилен выпускается в виде порошка или гранул белого цвета. Он устойчив к действию многих агрессивных сред – кислот, щелочей, растворов солей (разрушается азотной, серной, хромовой кислотами). Под действием кислорода атмосферы и солнечной радиации стареет – делается хрупким. Будучи неполярным диэлектриком, обладает высокими диэлектрическими свойствами. Хорошо окрашивается. Применяется без наполнителя (только пластификатор, стабилизатор, краситель (если нужно)).

Применение – пленка для герметизации боеприпасов и РАВ; емкости для хранения жидкостей, клеев, красок, применяемых при эксплуатации РАВ; изоляционные материалы, катушки для ВЧ обмоток, трубы, корпуса приборов, облицовка, тара для агрессивных сред.

Способы переработки в изделия – литье под давлением, экструзия, прессование.

Полиамиды. Это линейные полимеры, содержащие амидные группы (CONH-). Твердые рогоподобные продукты от белого до кремового цвета. Получаются поликонденсацией. Все они имеют линейное строение, высокую степень кристалличности.

Наиболее широко применяют капрон $[-OC-(CH_2)_5-NH-]_n$; нейлон $[-OC(CH_2)_4-NH-]_n$.

Наполнители – графит (улучшает антифрикционные свойства), тальк (электроизоляционные свойства).

Применение – шестерни, вкладыши подшипников, рукоятки, втулки, электроизоляционные детали. Являются заменителями бронз при изготовлении зубчатых колес в приборах. Растворы полиамидов применяются как пропиточные лаки и клеи.

Отличительными свойствами этой группы полимеров являются высокая прочность (до 450 МПа), эластичность, стойкость к нефтепродуктам – маслам, бензину.

Фторопласты – производные этилена, где атомы водорода заменены фтором (хлором). Если все атомы заменены фтором ($\text{CF}_2 = \text{CF}_2$), то получается тетрафторэтилен. Если четвертый атом водорода заменен хлором – трифторхлорэтилен ($\text{CF}_2 = \text{CFCl}$).

Фторорганические полимеры являются лучшими диэлектриками, обладающими высокой нагревостойкостью и химической стойкостью. Органические растворители, сильные кислоты не разрушают их даже при повышенных температурах. Полимеризацией получают политetraфторэтилен (фторопласт-4) и политрифторхлорэтилен (фторопласт-3).

Фторопласт-4 ($-\text{CF}_2 - \text{CF}_2 -$)_n – рыхлый волокнистый порошок белого или сероватого цвета с температурой плавления 327 °С. Это кристаллический полимер.

Фторопласт-4 не переходит в вязкотекучее состояние, поэтому прессуется при комнатной температуре с последующим спеканием при 375 °С. Можно закалить фторопласт-4, быстро охладив его от температуры спекания. Закаленные изделия имеют меньшую степень кристалличности (40–45 %), незакаленные – больше кристаллической среды – до 70 %, отличаются большей плотностью, твердостью, более высоким модулем упругости. Достоинства фторопласта-4:

1. Исключительно стоек в любых агрессивных средах (превосходит все известные материалы, включая благородные металлы). Применяется как антикоррозионное покрытие на металлах.

2. Является лучшим среди известных диэлектриков. Диэлектрическая проницаемость и тангенс угла потерь не зависят от частоты поля и не меняются при температурах от минус 60 до 250 °С. Это позволяет использовать его в качестве конденсаторного диэлектрика (в пленочных конденсаторах) и для изоляции при повышенных температурах. В этом качестве превосходит полиэтилен и полистирол.

3. Хороший антифрикционный материал (в паре со сталью $f=0,05-0,1$), не прилипает, не схватывается с другими материалами. Подшипники скольжения из Ф-4 (слабонагруженные) не требуют смазки.

4. Имеет высокую вязкость (детали, испытывающие ударную нагрузку, прокладки, уплотнители).

5. Негорюч, водостоек.

Недостатки:

- высокая стоимость (по сравнению с полиэтиленом);
- выделение ядовитых газов при нагреве выше 400 °С;

- плохая стойкость против радиации;
- трудность переработки, так как не плавится и очень слабо размягчается вплоть до разрушения.

Фторопласт-3 – полимер трифторхлорэтилена ($-\text{CF}_2-\text{CFCl}-$) п. Электрические свойства хуже ввиду его полярности, т. е. несимметричности молекул (только на низких частотах он является отличным диэлектриком); химическая стойкость также ниже (растворяется в бензоле, толуоле, четыреххлористом углероде при температуре 100–200 °С), не имеет антифрикционных свойств.

Зато он более прочен и жесток, легче перерабатывается в изделия (в том числе литьем под давлением), т.е. как обычные пластмассы.

Основное применение – в качестве конструкционного материала (корпуса, шестерни, прокладки) и материала антикоррозионных покрытий.

Полиакрилаты - полимеры на основе акриловой $\text{CH}_2=\text{CH}-\text{COOH}$ и метакриловой $\text{CH}_2=\text{C}(\text{CH}_3)\text{COOH}$ кислот и их производных. Они относятся к аморфным полимерам. Наибольшее применение в технике нашли полиметилметакрилаты (органические стекла). Исходным мономером для синтеза полиметилметакрилата служит метилметакрилат. Реакция полимеризации легко идет под действием света, тепла и в присутствии инициаторов реакции – перекиси бензола и других веществ (при температуре 40–60 °С). Листовой материал полимеризуется непосредственно в формах из силикатного стекла (блочной полимеризацией).

Полиметилметакрилат – прозрачный материал, обладающий высокими оптическими свойствами. Он пропускает до 92 % лучей видимой части спектра и до 75 % УФЛ (обычное силикатное стекло – 0,6 % УФЛ).

Термостойкость до 60–80 °С, при дальнейшем нагреве теряют форму, размягчаются. Химическая стойкость невысока, растворяется в ацетоне, дихлорэтане, уксусной кислоте. При комнатной температуре устойчив к разбавленным кислотам, щелочам, воде, нефтепродуктам. Легко окрашивается в различные цвета. Может армироваться стекловолокном и стеклотканью. Имеет невысокую твердость (легко царапается и теряет оптические свойства).

Марки: СО-95, СОЛ-90, СО-140 (Л – листовое, число – температура размягчения в °С); СТ-1 (светотехническое) и другие.

Применение – остекление кабин самолетов, вертолетов, боевых машин; для изготовления светофильтров, приборных стекол, прозрачных циферблатов; для изделий технического назначения (трубы, листы и т.п.). Изделия получают всеми видами механической обработки, сваркой, склеиванием (в растворе оргстекла в 2–3 % уксусной кислоты, дихлорэтаном, различными клеями).

Полиизобутилен – получается полимеризацией насыщенного углеводорода изобутилена и, в зависимости от степени полимеризации, может

быть в виде вязкой жидкости или в виде твердого вещества с различной эластичностью. Диэлектрические свойства близки к свойствам полиэтилена.

Применяется как добавка к заливочным компаундам, а также в смеси с полиэтиленом для изоляции проводов и кабелей (для повышения эластичности).

Полистирол – получают из мономера стирола $H_2CHC(C_6H_5)$, который полимеризуется даже при хранении на холоде, в темноте и при отсутствии катализаторов он постепенно превращается в твердую, прозрачную и бесцветную, как стекло массу.

Полистирол широко применяется в технике высоких и сверхвысоких частот как диэлектрики с малыми потерями: для каркасов катушек и других установочных деталей, панелей электронных ламп, для изоляции высокочастотных кабелей, в виде пленок для изготовления конденсаторов с весьма высоким сопротивлением изоляции и малым углом потерь, в виде лаков и компаундов.

К недостаткам полистирола следует отнести невысокую температуру размягчения, которая тем выше, чем больше молекулярный вес полистирола.

7.2. Термореактивные пластмассы

7.2.1 Характеристика и марки реактопластов

Термореактивными пластмассами (реактопластами) называются пластмассы, связующие которых при нагреве переходят в пластическое состояние, а затем под действием тепла, давления или спецотвердителей претерпевают необратимое отверждение. Повторный нагрев не переводит пластмассу в пластическое состояние вплоть до разложения (деструкции) связующего.

Реактопласты применяют в отвержденном состоянии. Они имеют сетчатую (пространственную), "сшитую" структуру и потому при нагреве не плавятся, устойчивы против старения, не взаимодействуют с топливом и смазочными материалами, нерастворимы, водостойки.

Все термореактивные полимеры после отверждения имеют низкую ударную вязкость и поэтому используются с наполнителями. Наполненные реактопласты выгодно отличаются от термопластов большей стабильностью механических свойств, малой зависимостью от температуры, скорости приложения и длительности действия нагрузки. Они имеют высокие значения удельной прочности и жесткости, являются достаточно надежными конструкционными материалами, позволяющими в ряде случаев заменить собой более дорогие и дефицитные металлические материалы (сплавы меди, алюминия, титана и др.).

Из терморезактивных наиболее распространены связующие на основе чистых или модифицированных фенолоформальдегидных, мочевиноформальдегидных, полиэфирных и эпоксидных смол.

Фенопласты – это терморезактивные пластмассы на основе фенолоальдегидных смол. Смолы образуются при поликонденсации фенолов с альдегидами в присутствии щелочных и кислых катализаторов.

В зависимости от количественного соотношения основного сырья и характера катализатора получают два вида фенолоформальдегидных смол – новолачные и резольные.

Новолачные смолы получают при поликонденсации с избытком фенола и при кислом катализаторе (соляная, щавелевая кислота). Это термопластичные смолы, но при нагреве их с уротропином они переводятся в резит (неплавкая нерастворимая структура).

Резольные смолы получают при поликонденсации с избытком альдегида при щелочном катализаторе (едкий натр, калий). Эти смолы терморезактивны – при нагреве они переходят в состояние резита. Резольные смолы труднее готовить, так как они в самом реакторе могут перейти в состояние резита, однако они имеют лучшие электрические свойства, менее водопоглощающие, чем новолаки (новолачные смолы сначала применялись в качестве лаков для замены более дорогих естественных смол).

Химической промышленностью связующие смолы выпускают в виде порошка, раствора смолы (лаков) и эмульсии в стадии А (новолачные и резольные). В процессе переработки их в изделия они смешиваются с наполнителями (в случае надобности) и переводятся в стадию С (резита) путем нагрева и (или) давления (прессования). Существует промежуточная стадия – В (резитол) – смола не плавится и не растворяется, но размягчается при нагреве и набухает в растворителях.

Только резит обладает необходимыми эксплуатационными свойствами – механической прочностью, электроизоляционными свойствами, химической и теплостойкостью.

Подготовленные к переработке в изделия составы называют прессматериалами. По роду наполнителя пресс-материалы делят на следующие виды:

- пресс-порошки (порошковый наполнитель);
- волокниты (волокнистый наполнитель);
- слоистые фенопласты (листовой наполнитель);
- поро- и пенопласты (газообразный наполнитель).

В качестве порошковых наполнителей применяются древесная мука (изделия общетехнического назначения), асбестовый порошок (термостойкие

изделия), кварцевая и слюдяная мука (водостойкие и электроизоляционные изделия).

Волокниты отличаются повышенной прочностью и используются для нагруженных деталей, работающих при температурах до 100–120° (наполнитель - хлопчатобумажные очесы, асбестовое волокно, стекловолокно).

Приведем несколько примеров марок фенопластов.

Фенопласты К-17-2, К-19-2 – пресс-порошки на смоле новолачного типа с древесным наполнителем; применяются в конструкциях РИМ (колпачки, рукоятки, кнопки, корпуса приборов, детали осветительной аппаратуры и мн. др.).

Пресс-порошок К-21-3 применяется для опрессовки конденсаторов, для изготовления деталей электрорадиоаппаратуры.

У основных видов пресс-порошков их наименование расшифровывается следующим образом: К – композиция, число, следующее за буквой – номер смолы. Причем 20 и ниже соответствуют новолачной смоле, а выше 20 – резольной, последнее число характеризует наполнитель: 2 – древесная мука, 3 – слюда; 6 – асбест и т. д. Например, К-18-2 – означает композицию на основе новолачной смолы, наполнитель – древесная мука.

Асбестовые фенопласты на основе резольных смол (асборезиты) обладают высокими фрикционными свойствами и термической стойкостью (тормозные устройства, детали, подверженные перегреву).

Фенолоформальдегидные смолы являются основой для различных композиционных клеев для склеивания металлов, пластмасс, древесины, а их спиртовые растворы – эмалей и лаков.

Аминопласты – это пластмассы на основе меламиноформальдегидных и мочевиноформальдегидных смол.

Мочевиноформальдегидные и меламиноформальдегидные смолы получают поликонденсацией мочевины (карбамида) или меламина с формальдегидом. Дальнейшая их подготовка к переработке в изделия осуществляется аналогично фенолоформальдегидным пресс-материалам.

Карбамидные смолы бесцветны, поэтому можно получать аминопласты любых, в том числе светлых тонов. Не имеют запаха, светостойки, абсолютно не токсичны. Недостаток – склонность к растрескиванию при эксплуатации (за счет химических реакций в изделиях) и более высокое водопоглощение.

Прочностные и диэлектрические свойства аналогичны фенопластам.

Аминопласты выпускаются в виде пресс-порошков (марки А – для прозрачных изделий, Б – непрозрачных изделий). Наполнители – целлюлоза, слюда, асбест, тальк.

Примеры марок: К-77-51, К-78-51 – детали приборов, выключателей, колпачки сигнальных лампочек.

Эпоксидные смолы получают при конденсации эпихлоргидрина с дифенилолпропаном. Низкомолекулярные смолы представляют собой вязкие жидкости (ЭД-6, ЭД-5) светло-желтого цвета. Хорошо растворимы в ацетоне, толуоле. При добавке отвердителя (полиэтиленполиамин ПЭПА, щелочи, ангидриды, кислоты) необратимо твердеют, приобретая высокую прочность, адгезию к многим материалам, электрическую прочность.

Применение эпоксидных смол следующее:

- получение высокопрочных стеклопластиков;
- герметизация элементов электронной аппаратуры;
- получение клеев для соединения пластмасс, металлов, стекла, керамики, резины и др.;
- компаунды для ремонта (заделка дефектов). Например, компаунд К-115 имеет состав: ЭД-5, полиэфир, ПЭПА, наполнитель (кварц, тальк, цемент, двуокись титана).

Эпоксидные смолы легко совмещаются со многими полимерами; при этом композиции приобретают дополнительное улучшение тех или иных свойств. Так совмещение с фенольными смолами дает эпоксифенольную смолу, отличающуюся повышенной теплостойкостью.

Кремнийорганические полимеры (силиконы) – это жидкие вещества, которые отверждаются при нагреве до 200–250 °С под давлением и без давления.

Преимущества этих полимеров – высокая теплостойкость, водоотталкивающие свойства, стойкость против окисления и старения, высокие диэлектрические свойства. Недостатки силиконов – низкая механическая прочность, медленность отверждения.

Наибольшее применение находят полиметилсилоксаны, полиэтил- и полифенилсилоксаны. В качестве наполнителей используются асбестовые и стеклянные волокна, металлические порошки, кварцевая мука. Они применяются для изготовления электрического оборудования и приборов, выдерживающих кратковременные нагревы до 2000–3000 °С. Особенность этих материалов – дугостойкость (стойкость против действия электрической дуги), химическая и водостойкость.

7.2.2. Слоистые пластмассы

К слоистым пластмассам относятся материалы, у которых наполнителем служат пропитанные смолой – связующим листовые материалы: бумага, ткань хлопчатобумажная, ткань стеклянная, древесный шпон и т.п.

Связующим являются эпоксидные, фенолоформальдегидные, полиэфирные и другие смолы. Слоистые пластмассы изготавливаются горячим

прессованием предварительно пропитанного смолой терморезактивного типа наполнителя.

Слоистые пластмассы являются важным конструкционным материалом самого различного назначения и во многих случаях успешно конкурируют с металлами. В зависимости от наполнителя различают целый ряд слоистых пластмасс, основными из которых в производстве вооружения являются: гетинаксы, текстолиты, стеклотекстолиты, асботекстолиты и древеснослоистые пластики.

Гетинакс – пластмасса, представляющая собой бумагу, пропитанную фенолоформальдегидной или эпоксидной смолой; в зависимости от сортов применяемой бумаги гетинакс подразделяется на марки А, Б, В, Г, Д.

Согласно ГОСТ 2718-76 выпускаются 8 марок электротехнического гетинакса толщиной листов от 0,2 до 50 мм. Разновидностью этих материалов является фольгированный листовой гетинакс, одна или обе стороны которого покрыты тонкой медной фольгой.

Широкое применение гетинакс находит при изготовлении деталей электрооборудования – панелей, катушек высококачественных контуров радиоаппаратуры, для отделки приборов, для запрессовки схем, изготовления прокладочных деталей (шайб, прокладок, втулок) и др.

Текстолит – пластмасса, представляющая собой ткань, пропитанную фенолоформальдегидной или другой терморезактивной смолой. В качестве наполнителя в текстолите могут применять хлопчатобумажные и синтетические ткани – миткаль, бязь, шифон и др. Текстолит стоек к действию некоторых кислот, его стойкость определяется природой связующего. В технике текстолит применяется для изготовления зубчатых колес, антифрикционных вкладышей, в качестве электроизоляционного материала в электротехнических устройствах. Промышленностью выпускается текстолит листовой и фасонный (стержни, трубки, профили).

Физико-механические и электрические свойства зависят от качества ткани-наполнителя, природы связующего и технологии изготовления.

Электротехнический текстолит (согласно ГОСТ 2910-77) выпускают четырех марок: А, Б, Г – на основе грубых тканей (бязь, миткаль) и ВЧ – высокочастотный (наполнитель-шифон). Основные марки конструкционного текстолита – ПТК, ПТ, ПТ-1.

Стеклотекстолит – слоистый пластик, наполнителем в котором является стеклоткань полотняного, саржевого или сатинового переплетения. В качестве связующего чаще всего применяют эпоксидные, фенолоформальдегидные, кремнийорганические смолы и их композиции. Из всех смол эпоксидные обладают наилучшей адгезией к стеклу, и поэтому стеклотекстолиты на их

основе отличаются высокой прочностью и применяются в качестве конструкционных материалов в производстве вооружения.

Промышленностью выпускается много марок стеклотканей, различающихся сортом стекла, количеством нитей, толщиной элементарного волокна в нити.

Асботекстолит – слоистый пластик, наполнителем у которого является асбестовая ткань. Асботекстолит устойчив к резким колебаниям температуры и влажности, бензостоек, отличается высокими электроизоляционными и теплоизоляционными свойствами.

Стекловолокнистый анизотропный материал (СВАМ) представляет собой слоистый пластик, наполнителем у которого является стекловолокно, подвергнутое специальной текстильной обработке. Тонкое стекловолокно укладывают параллельно друг другу в одном направлении и одновременно наносят на него связующее вещество. Таким образом получают стеклошпон, который путем горячего прессования перерабатывается в высокопрочный листовой стеклопластик. Свойства СВАМ зависят от направления стекловолокон, поэтому путем соответствующей укладки листов стеклошпона можно получить материал с заданными механическими свойствами. В качестве связующего при изготовлении СВАМ применяют карбамидные, эпоксидные, полиэфирные, полиамидные и другие смолы.

СВАМ является самой высокопрочной пластмассой. Он превосходит по удельной прочности все другие пластмассы, а также алюминий, медь и некоторые марки сталей. В производстве вооружения СВАМ применяется для изготовления стволов гранатометов одноразового использования и других высоконагруженных изделий, для которых решающим является малый вес (масса).

Из стеклопластов изготавливают направляющие лопатки компрессоров авиационных и ракетных двигателей, пуленепробиваемую броню, корпуса катеров, лодок, кузова автомашин, самолетов, емкости и трубы для агрессивных жидкостей. Стеклопластики используют в качестве защитных жаростойких покрытий при температурах до 10000 °С. В частности, сопла ракет работают очень ограниченное время (15–20 с) при 3200–4400 °С, а температура поверхности ракеты при возвращении в земную атмосферу при скорости 7 км/с составляет 11000–16000 °С. Применять в этих условиях такие огнеупорные материалы, как графит или керамика не представляется возможным, так как графит сгорает, керамика растрескивается. Металлы же при этих температурах моментально расплавляются.

В этих условиях полимерные материалы проявили себя с совершенно неожиданной стороны – оказались пригодными в качестве жаростойких покрытий. Это объясняется тем, что полимеры имеют очень низкую

теплопроводность и при кратковременном нагреве только обугливаются с поверхности, внутренние же слои остаются неповрежденными. Исследования показали, что наибольшей жаростойкостью обладают фенопласты с волокнистым стеклянным или нейлоновым наполнителем.

Пенопласты и поропласты являются газонаполненными пластмассами. У пенопластов микроскопические ячейки, заполненные газом, не сообщаются между собой; у поропластов ячейки сообщаются между собой и атмосферой.

Свойства этих материалов во многом зависят от природы исходных полимеров. Могут быть получены жесткие, полужесткие и эластичные материалы. Газонаполненные пластмассы можно получить из всех полимеров.

Пенистая (пористая) структура материала образуется за счет введения в состав вспенивателей (порофоров) – различных химических соединений, которые хорошо перемешиваются с полимером и при нагреве разлагаются, образуя газы. Для этой цели применяют неорганические и органические (азиды) соединения.

Кроме использования вспенивателей, пористая структура в материале может формироваться за счет насыщения смолы газами под давлением; облучением потоком нейтронов или гамма-лучей, приводящих к частичной деструкции материала, сопровождающейся газовыделением.

Наиболее распространены пено- и поропласты на основе полистирола, поливинилхлорида, фенолоформальдегидных, мочевиноформальдегидных и эпоксидных смол.

Общая особенность всех материалов этой группы - низкая плотность, составляющая 0,01–0,02 г/см³. Эти материалы отличаются высокими тепло- и звукоизоляционными свойствами, способностью гасить колебания и находят применение в строительстве, холодильной и химической технике, в судо- и самолетостроении, а также для изготовления лодок, поплавков, понтонов, спасательных средств, амортизаторов.

Для повышения механических свойств производят армирование газонаполненных пластмасс листами из металла и более прочных пластических масс.

Для многих изделий очень важным является учет веса (массы) изделий. Особенно это важно для авиационного и десантного вооружения (т. е. образно говоря "то, что летает и что носят на себе"). Поэтому для сравнительной оценки различных по природе материалов вводят понятие удельной (удельно-весовой) прочности.

Таблица 7.1 – Сравнительная характеристика механических свойств некоторых металлических и композиционных материалов

Материал	Свойства		
	γ , г/см ³	σ_B , МПа	σ_B/γ , км
Сталь 45	7,8	610	8
Сталь 30ХГСА	7,8	1100	14
Дюралюминий	2,8	470	174
Бронза, латунь	8,5	350	60
Боралюминий	2,7	1600	82
Стеклопластик	2,08	1700	89
Углепластик	1,58	1400	

Удельной прочностью называется отношение характеристики прочности (предела прочности, предела текучести, предела пропорциональности) к плотности (удельному весу) материала, например, σ_B/γ , где σ_B – предел прочности в кг/мм² (МПа); γ – плотность материала в г/см³.

Очевидно, что размерность этой характеристики – единица длины. Наиболее удобно выражать удельную прочность в километрах. Смысл этого показателя – это длина стержня (проволоки) из данного материала, при которой он еще не разрушается под действием сил собственной тяжести.

Ниже приведено сравнение некоторых конструкционных материалов по удельной прочности.

7.3 Неметаллические материалы

7.3.1 Резинотехнические материалы (РТМ)

Резинами называются высокомолекулярные материалы, получаемые при вулканизации смеси натурального или синтетического каучука с различными ингредиентами.

Каучуки (эластомеры) представляют собой полимеры, находящиеся в состоянии высокой эластичности (температура их стеклования от минус 40 до минус 70 °С). Материалы в этом состоянии под действием небольших усилий обладают весьма большой упругой деформацией. Так, каучуки могут растягиваться в 8–10 раз. Это объясняется строением цепочек молекул. У эластомера зигзагообразная (шарнирная) форма цепочек его молекул; при действии растягивающего напряжения форма цепочек приближается к прямолинейной. После снятия усилий форма цепочек восстанавливается.

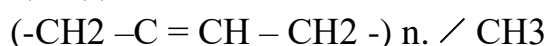
Для получения высокоэластических свойств каучук переводят в редкосетчатый полимер посредством вулканизации. Смесь каучука с

остальными компонентами называют сырой резиной, а после вулканизации – резиной или вулканизатом.

Резины – композиционные материалы, в состав которых входит ряд ингредиентов (компонентов).

Каучук-связующее (матрица). Натуральный каучук (НК) получают из млечного сока (латекса) каучуконосных растений, произрастающих в тропических странах (Бразилия, Индонезия, Цейлон и др.). Млечный сок этих деревьев представляет собой смесь в воде частиц округлой формы (глобул) каучука.

По химической природе НК является углеводородом состава $(C_5H_8)_n$, имеющим двойные связи:



В результате работ русских химиков С. В. Лебедева, Н. Д. Зелинского и других были найдены способы синтеза веществ, близких по свойствам к НК, т.е. создан синтетический каучук (СК). Сырьем служат спирт, нефть, природный газ. В Тульской области работает один из первых и самых крупных в стране – Ефремовский завод синтетического каучука.

Наиболее распространенный СК – бутадиеновый (СКБ) – получают при полимеризации газообразного углеводорода бутадиена (C_4H_6). Молекула бутадиена (дивинила) состоит из двух винильных групп $H_2C=CH-CH=CH_2$.

При полимеризации в присутствии катализаторов (металлического натрия) получается СКБ $(-CH_2-CH=CH-CH_2-)_n$.

По составу СКБ довольно близок к НК и широко применяется вместо него и в смеси с ним для изготовления как мягкой резины, так и эбонита.

Бутадиен-стирольный каучук СКС получают при совместной полимеризации бутадиена C_4H_6 и стирола C_8H_8 . Более нагревостоек.

Бутадиен-никрилакрийный СКН – при совместной полимеризации бутадиена и никрилакрила C_3H_3N .

Кремнийорганические каучуки в основе строения молекул имеют полисилоксановую цепочку атомов. В нашей стране производится полиметилсилоксановый каучук СКТ; он стоек к воздействию озона и УФЛ, весьма нагревостоек и морозостоек.

Разработаны и другие синтетические каучуки (изопреновый СКИ, хлоропреновый, бутил каучук, тиокол, этиленпропиленовый, уретановый СКУ).

Вулканизатор (сера, металлический натрий и другие). Вследствие малой стойкости к действию внешних факторов чистый каучук в технических целях не применяют. Его подвергают вулканизации – нагреву после введения в него серы. При вулканизации происходит частичный разрыв двойных связей молекул и пространственное «сшивание» цепочек через атомы серы.

Таким образом, вулканизация делает материал термореактивным. В зависимости от количества серы, добавляемой к каучуку, получают РТМ с различными свойствами:

- при введении 1–3 % серы – мягкую резину;
- при введении 30–35 % серы – твердую резину (эбонит).

Кроме того, получают пористые или губчатые резины для амортизаторов, пастообразные для герметизации и уплотнения. Процесс вулканизации сырой резины идет при температуре 100–150 °С или при комнатной температуре в автоклавах, в результате чего полуфабрикат теряет пластичность и приобретает эластичность (резина) или твердость (эбонит).

Наполнитель вводится для снижения расхода каучука и придания материалу необходимых физико-механических свойств. Виды наполнителей следующие:

- порошкообразные (мел, тальк, сажа, оксиды титана, цинка);
- волокнистые (синтетическое волокно – корд, металлическая проволока – металлокорд);
- тканевые (х/б, шелк, капрон и т.п.).

Мягчители (парафин, канифоль, стеариновая и олеиновая кислоты) вводятся для облегчения процесса смешивания резиновой смеси, придания мягкости и морозостойкости.

Противостарители (антиоксиданты) – вазелин, воск, парафин, ароматические амины – для замедления окислительных процессов при переработке и эксплуатации.

Красители – ультрамарин, охра и прочие.

К специфическим свойствам резин относятся следующие:

- высокая эластичность (до 700–800 % при растяжении). В этом плане заменителей резинам нет;
- газо- и водонепроницаемость;
- химическая стойкость;
- достаточно высокие диэлектрические (изоляционные) свойства;
- вибростойкость (способность поглощать колебания).

Перечисленные ценные свойства РТМ предопределили основные области применения:

- для производства шин, приводных ремней, транспортерных лент, шлангов, труб для перекачки нефтепродуктов, химических реактивов;
- уплотняющие устройства (сальники, манжеты, сальфоны, прокладки);
- амортизаторы;
- электроизоляторы;

- для гуммирования (покрытие слоем резины для защиты металлов от воздействия агрессивных средств);
- водоплавательные и спасательные средства и др.

Изготовление резиновых изделий складывается из следующих операций:

- а) приготовление резиновых смесей (сырой резины). Каучук нарезают на куски, добавляют мягчители и пропускают через специальные вальцы до получения однородной пластичной массы;
- б) изготовление из сырой массы полуфабрикатов нужной формы и размеров путем прессования, выдавливания, литья под давлением;
- в) вулканизация может производиться отдельно или совмещаться с формовкой, например, при горячем прессовании в автоклавах.

7.3.2 Керамические материалы

Керамика (с греч. – глина) – изделия и материалы, получаемые спеканием глин и их смесей с минеральными добавками, а также оксидов и других неорганических соединений. Издавна получила широкое распространение во всех областях – в быту (посуда), строительстве (кирпич, черепица, трубы, плитки, изразцы, скульптурные детали и т.д.), в технике (конструкционные материалы, для режущего инструмента, деталей, работающих на истирание при одновременном нагреве, для футеровки емкостей для химически агрессивных веществ, огнеупорных деталей, электроизоляционных изделий), в скульптуре и прикладном искусстве.

Основными технологическими видами керамики являются терракота, майолика, фаянс, каменная масса и фарфор.

Здесь из всего разнообразия керамических материалов рассматривается только фарфор, обладающий высокой механической прочностью, термической и химической стойкостью, электроизоляционными свойствами и нашедший наибольшее применение в технике.

Фарфор – изделия тонкой керамики, спекшиеся, без пор, непроницаемые для воды и газа. Получают высокотемпературным обжигом тонкодисперсной смеси каолина, пластичной глины, кварца и полевого шпата.

Возникновение производства керамических изделий в нашей стране (в частности, фарфора) связано с именем М. В. Ломоносова и Д. И. Виноградова.

Строение керамики. Керамика представляет собой многофазную систему, основными фазами которой являются кристаллическая и стекловидная.

Кристаллической фазой керамики могут быть различные химические соединения и твердые растворы этих соединений (Al_2O_3 , MgO , ZnO , SiO_2 и др.). Основные свойства керамики – механическая и электрическая прочность, диэлектрическая проницаемость, диэлектрические потери, температурный

коэффициент линейного расширения – во многом зависят от особенностей кристаллической фазы.

Стекловидная фаза представляет собой прослойки стекла, связывающие кристаллическую фазу. Технологические свойства керамики – температура спекания, степень пластичности керамической массы при формировании – определяются в основном количеством стекловидной фазы.

В зависимости от состава сырья и температуры обжига керамические изделия разделяют на два класса:

1) полностью спекшиеся, плотные, блестящие в изломе изделия с водопоглощением не более 0,5 %;

2) пористые, частично спекшиеся с водопоглощением до 15 %.

Различают также керамику, имеющую крупнозернистую, неоднородную в изломе структуру (например, кирпич) и тонкую керамику с однородным, мелкозернистым в изломе и равномерно окрашенным черепком (например, фарфор и фаянс).

Сырье для получения керамики. Для получения фарфора применяют следующие сырьевые материалы:

1. Глинистые материалы (каолин и пластичные огнеупорные глины). Эти вещества придают керамической массе пластичность во влажном состоянии, благодаря чему из нее можно формировать различные изделия.

Каолин (белая или светлая глина) отличается от других глин малым содержанием примесей, в частности, оксидов железа. Основой каолина является гидроалюмосиликат – каолинит. Температура плавления 1780 °С, начала спекания 1000 °С.

2. Отощающие материалы (кварц и керамический бой – череп). Они снижают усадку, деформацию и растрескивание при обжиге. Кварц является кремнеземом SiO_2 с очень малым содержанием примесей, с температурой плавления 1800 °С.

3. Плавни (полевой шпат и пегматит) снижают температуру обжига, играя определенную роль при образовании спекшегося черепка. Предпочтителен калиевый полевой шпат $\text{K}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$; натриевый полевой шпат дает материалы с пониженными электроизоляционными свойствами. Температура плавления полевого шпата 1180–1200 °С. Пегматит состоит из кварца и полевого шпата, т.е. из отощающего материала и плавня.

Технология изготовления керамических изделий. Процесс получения изделий из керамических материалов складывается из следующих основных стадий:

1. Измельчение сырья, смешивание и получение однородной, уплотненной, дегазированной пластической массы. Хорошие результаты дает вакуумирование.

2. Формирование изделий из пластической массы. Заготовки керамических изделий получают следующими методами:

- прессованием сухого порошка. Этот метод применяется при изготовлении плоских изделий небольших размеров с незначительными выступами и углублениями;
- формированием пластичной керамической массы на гончарном круге. На быстро вращающемся вокруг вертикальной оси диске кому массы руками и шаблонами придают необходимую форму. После просушки можно подвергнуть отформованные изделия обработке резцами, сверлами и фрезами (до обжига);
- выдавливанием через мундштук. Это позволяет получить изделия удлиненной формы – трубки, стержни, каркасы, колодки и пр. В дальнейшем после просушки и пропитки парафином или другой связкой также можно применить механическую обработку;
- пластическое штампование на ударных прессах обеспечивает высокую производительность и позволяет изготовить изделия самой разнообразной конфигурации. В состав массы добавляют органическую связку, деготь, керосин, желатин (все это выгорает при обжиге);
- литье керамической массы применяют при изготовлении крупных изделий и сложной конфигурации, например, полых изделий любой формы. При этом методе жидкую керамическую массу заливают в гипсовые формы. В настоящее время применяют литье под давлением в металлические формы. В данном случае используется органический пластификатор, например, парафин.

3. Предварительная сушка и нанесение глазури. Глазурь по своему составу близка к составу стекла, от состава фосфора она отличается добавкой плавней (мел CaCO_3 , доломит $\text{CaCO}_3 \cdot \text{Mg CaCO}_3$) и минеральных красителей.

Глазурь наносится погружением необожженного изделия в глазурный шликер или нанесением его пульверизатором. Места, не подлежащие глазировке, предварительно покрывают парафином. Состав глазури выбирают с таким расчетом, чтобы ТКЛР ее был близок к ТКЛР керамики. Механическая прочность изделия, покрытого правильно выбранной глазурью, повышается на 15–20 %.

4. Обжиг заготовок является весьма ответственной операцией; производится в специальных тоннельных или камерных печах по определенному тепловому режиму, чтобы обеспечить получение плотно спекшегося черепка, без трещин. При подъеме температуры удаляется гигроскопическая, коллоидносвязанная и кристаллизационная вода. При достижении максимальной температуры (1250–1300 °С) полевой шпат плавится. При обжиге происходят сложные процессы, в результате которых и образуется фарфоровый черепок, состоящий из двух фаз – кристаллической,

включающей в себя вновь образующийся муллит ($3 \text{ Al}_2 \text{ O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$), и стекловидной (полевошпатовое стекло с частично растворенным в нем муллитом).

Глазурная масса, нанесенная на поверхность изделия, благодаря наличию в ней плавня плавится и при охлаждении образует равномерный плотный слой, предохраняющий поверхность изделия при эксплуатации.

При обжиге фарфоровые изделия дают большую усадку, что затрудняет получение точных размеров.

5. Дополнительная обработка шлифованием позволяет повысить точность размеров.

6. Металлизация керамики (обычно нанесение серебра методом вжигания) обеспечивает возможность осуществления пайки керамики с металлом.

Специфические свойства керамики и примеры применения в технике. Специфическими свойствами керамики как перспективного материала являются следующие:

1. Высокая нагревостойкость. Так, многие керамические материалы сохраняют механическую прочность и твердость до температуры 1300–1500⁰С.

2. Отсутствие у многих материалов гигроскопичности (способности поглощать из атмосферы влагу).

3. Высокие диэлектрические свойства.

4. Стойкость к действию излучений высокой энергии.

5. Стойкость к развитию плесени, поражению насекомыми и грызунами.

6. Высокая химическая стойкость.

7. Сырье для получения керамических материалов доступно и дешево.

Главным недостатком керамики, ограничивающим применение этих материалов, является их малая вязкость (хрупкость).

Приведем некоторые примеры применения керамических изделий с указанием их механических свойств.

Для изготовления режущей части токарных резцов достаточно широко используется корундовая керамика из оксида алюминия марки микролит ЦМ332.

Сравнительные характеристики этих инструментальных материалов (в сравнении с твердыми сплавами и быстрорежущими сталями) приведены в таблице 7.2.

Основное назначение этих резцов – чистовая обработка (без ударной нагрузки) твердых и сверхтвердых материалов.

Из микролита, кроме того, изготавливают волокна для волочения проволоки, направляющие прядильных, крутильных, мотальных и других

подобных станков. От металлических инструментальных материалов их отличает чрезвычайная дешевизна.

Из фарфора, а также стеатитовой керамики (стеатит – магниальный минерал тальк $3\text{MgO} \cdot 4\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$) изготавливают различные изделия машиностроительного, сантехнического и электротехнического назначения. Их основные характеристики приведены в таблице 7.3.

Таблица 7.2 – Свойства инструментальных материалов

Свойства	Материалы		
	микролит ЦМ-332	T15K6	P18
1	2	3	4
Твердость, HRA	92–93	90	83
Предел прочности, кг/мм ² :			
	при изгибе	45	110
при сжатии	500	400	380
Теплостойкость, °C	1200	850	600

Таблица 7.3 – Свойства фарфора и стеатитовой керамики

Характеристика	Материал		
	фарфор	стеатитовая керамика	
Плотность, г/см ³	2,5	2,7	
Водопоглощаемость	Отсутствует	Отсутствует	
Предел прочности, кг/см ² :			
	при растяжении	250–300	300–450
	при изгибе	450–630	1400–1500
при сжатии	4000–5000	5000–7000	
Ударная вязкость, Дж/см ²	1,4–1,9	2,5–3,5	

Из анализа таблицы 7.3 видно, что керамика лучше всего выдерживает сжимающие усилия (в этом случае она может даже превосходить металлические материалы), хуже всего ударную нагрузку.

Структуры различных материалов приведены в Приложении 1 [127].

8. Нанокристаллические материалы и нанотехнологии

8.1. История развития

Впервые о возможности миниатюризации всего и вся в работе с отдельными атомами заговорил американский физик Ричард Фейнман. В своей знаменитой лекции «Внизу полным-полно места: приглашение в новый мир физики», прочитанной в 1959 году, он достаточно аргументировано показал, что законы квантовой механики не препятствуют созданию нужных людям структур из совсем небольшого числа атомов. В те годы, когда практически единственным инструментом, позволяющим хоть что-то разглядеть в наномасштабе, был электронный микроскоп, идеи Фейнмана казались фантастикой.

В 1974 году японский физик Норио Танигучи вводит термин «нанотехнология», а через три года нобелевский лауреат Илья Пригожин констатирует, что «мы знаем, где дверь в эту комнату», на полу которой, по словам Фейнмана, «полно различных микроигрушек».

На возможность создания материалов с размерами зерен <100 нм, которые должны обладать многими интересными и полезными дополнительными свойствами по сравнению с традиционными микроструктурными материалами, указал немецкий ученый Г. Глейтер в 1981 г. Он и независимо от него отечественный ученый И. Д. Морохов ввели в научную литературу представления о нанокристаллах. Позднее Г. Глейтер ввел в научный обиход также термины нанокристаллические материалы, наноструктурные, нанофазные, нанокомпозитные и т.д.

Проблема консолидированных наноматериалов впервые отчетливо анализировалась на 1-й Всесоюзной конференции по физикохимии ультрадисперсных систем в 1984 г., сборник трудов которой вышел только в 1987 году и за рубежом практически неизвестен. Одна из первых работ в этом направлении, выполненная под руководством В. Н. Лаповка и Л. И. Трусова, была посвящена консолидации ультрадисперсных порошков никеля при высоких давлениях и температурах. При этом сохранялась нанокристаллическая структура ($L \approx 60$ нм) и многократно повышалась твердость по сравнению с обычным поликристаллическим никелем. Эта публикация (1983 г.) осталась незамеченной и также практически не цитируется.

Следует отметить, что всестороннее изучение ультрадисперсных сред, в том числе ультрадисперсных порошков, коллоидов, аэрозолей, пленок, кластеров и других малоразмерных объектов, в нашей стране ведется давно и научный задел весьма солиден и значим. В наибольшей степени наши традиции в этой проблематике нашли отражение в присуждении Ж. И. Алферову в 2000 г. Нобелевской премии за работы в области полупроводниковых гетероструктур.

В настоящее время интерес к новому классу материалов в области как фундаментальной и прикладной науки, так и промышленности, и бизнеса постоянно увеличивается. Это обусловлено следующими причинами: стремлением к миниатюризации изделий; уникальными свойствами материалов в наноструктурном состоянии; необходимостью разработки и внедрения новых материалов с качественно и количественно новыми свойствами; развитием новых технологических приемов и методов, базирующиеся на принципах самосборки и самоорганизации; практическим внедрением современных приборов исследования и контроля наноматериалов (зондовая микроскопия, рентгеновские методы, нанотвердость); развитием и внедрением новых технологий (ионно-плазменные технологии обработки поверхности и создания тонких слоев и пленок, LIGA-технологии – Litographie-Galvanoformung/Adformung, представляющие собой последовательность процессов литографии, гальваники и формовки, технологий получения и формования нанопорошков и т. п.).

Аморфные и нанодисперсные состояния многих металлов кардинально отличаются по своим характеристикам от их кристаллических форм. При этом в одном материале порой удается совместить крайне противоречивые механические свойства: одновременно увеличить твердость и пластичность.

Особые механические свойства – лишь часть достоинств новых материалов. Одним из знаковых успехов последних лет была разработка целого ряда прочных и легких биологически совместимых материалов. В активно развивающемся направлении по созданию бактерицидных красок, покрытий и перевязочных материалов все шире применяются разного рода нанодисперсные материалы для борьбы с вредной флорой и фауной.

Нанопорошки активно используются при изготовлении всех видов магнитных носителей информации – от полоски с данными на кредитной карте до компьютерных жестких дисков. При этом у последних слой магнитного материала для снижения износа покрывается алмазоподобной пленкой толщиной несколько нанометров и тончайшим нанометровым слоем специальной смазки.

Терминология по наноматериалам и нанотехнологиям в настоящее время только устанавливается. Существует несколько подходов к тому, как определять, что такое наноматериалы.

Самый простой подход связан с геометрическими размерами структуры таких материалов. Согласно ему материалы с характерным размером микроструктуры 1...100 нм называют наноструктурными (или иначе нанофазными, нанокристаллическими, супрамолекулярными).

Выбор такого диапазона размеров не случаен, а определяется существованием ряда размерных эффектов и совпадением размеров

кристаллитов с характерными размерами для различных физических явлений. Нижний предел считается связанным с нижним пределом симметрии нанокристаллического материала.

По мере снижения размера кристалла, характеризующегося строгим набором элементов симметрии, наступает такой момент, когда будет наступать потеря некоторых элементов симметрии. По данным для наиболее широко распространенных кристаллов с ОЦК и ГЦК решеткой такой критический размер равен трем координационным сферам, что для случая железа составляет $\sim 0,5$ нм, а для никеля $\sim 0,6$ нм.

Величина верхнего предела обусловлена тем, что заметные и интересные с технической точки зрения изменения физико-механических свойств материалов (прочности, твердости, коэрцитивной силы и др.) начинаются при снижении размеров зерен ≤ 100 нм.

Второй подход связан с огромной ролью многочисленных поверхностей раздела в наноматериалах в формировании их свойств. В соответствии с ним размер зерен (D) в наноматериалах определялся в интервале нескольких нанометров, т. е. в интервале, когда объемная доля поверхностей раздела в общем объеме материала составляет $\Delta V \approx 50\%$ и более. Эта доля приблизительно оценивается из соотношения $\Delta V \approx 3s/D$, где s – ширина приграничной области. При разумном значении $s \approx 1$ нм 50%-ная доля поверхностей раздела достигается при $D = 6$ нм.

Существует также подход, в соответствии с которым для наноматериалов наибольший размер одного из структурных элементов должен быть равен или быть меньше размера, характерного для определенного физического явления. Так, для прочностных свойств это будет размер бездефектного кристалла, для магнитных свойств – размер однодоменного кристалла, для электрической проводимости – длина свободного пробега электронов.

Существенными недостатками такого, подхода являются, во-первых, несоответствие размеров структурных элементов для разных свойств и материалов и, во-вторых, различность характерных размеров для разных состояний одного и того же материала (например, отдельные частицы нанопорошка и зерна в поликристалле).

Некоторые ученые считают, что если при уменьшении объема какого-либо вещества по одной, двум или трем координатам до размеров нанометрового масштаба возникает новое качество (например, резкое изменение механических или физических свойств, проявление квантовых эффектов и др.), или это качество возникает в композиции из таких объектов, то эти образования следует отнести к наноматериалам, а технологии их получения и дальнейшую работу с ними – к нанотехнологиям.

Нанотехнология – совокупность методов и приемов, обеспечивающих возможность контролируемым образом создавать и модифицировать объекты, включающие компоненты с размерами <100 нм, имеющие принципиально новые качества и позволяющие осуществлять их интеграцию в полноценно функционирующие системы большего масштаба.

Наноматериалы – материалы, содержащие структурные элементы, геометрические размеры которых хотя бы в одном измерении не превышают 100 нм, и обладающие качественно новыми свойствами, функциональными и эксплуатационными характеристиками.

В соответствии с приведенной выше терминологией наноматериалы можно разделить на четыре основные категории (рисунок 8.1).

Первая категория включает материалы в виде твердых тел, размеры которых в одном, двух или трех пространственных координатах не превышают 100 нм. К таким материалам можно отнести наноразмерные частицы (нанопорошки), нанопроволоки и нановолокна, очень тонкие пленки (толщиной <100 нм), нанотрубки и т. п. Такие материалы могут содержать от одного структурного элемента или кристаллита (для частиц порошка) до нескольких их слоев (для пленки). В связи с этим первую категорию можно классифицировать как наноматериалы с малым числом структурных элементов или наноматериалы в виде наноизделий.

Вторая категория включает материалы в виде малоразмерных изделий с характеризующим размером в примерном диапазоне 1 мкм...1 мм. Обычно это проволоки, ленты, фольги. Такие материалы содержат значительное число структурных элементов и их можно классифицировать как наноматериалы с большим числом структурных элементов (кристаллитов) или наноматериалы в виде микроизделий.

Третья категория представляет собой массивные (или иначе объемные) наноматериалы с размерами изделий из них в макродиапазоне (более нескольких мм).

Вторая и третья категории наноматериалов подпадают под более узкие определения нанокристаллических или нанофазных материалов.

К четвертой категории относятся композиционные материалы, содержащие в своем составе компоненты из наноматериалов.



Рисунок 8.1 – Схема классификаций наноматериалов

8.2. Структура наноматериалов

Под нанокристаллическими (наноструктурными, нанофазными, нанокомпозитными) материалами (НМ) понимают такие материалы, у которых размер отдельных кристаллитов или фаз, составляющих их структурную основу, не превышает 100 нм хотя бы в одном измерении. Этот предел достаточно условен и продиктован скорее соображениями удобства. Но вместе с тем простые оценки показывают, что, начиная с этих размеров, доля приграничных областей с разупорядоченной структурой становится все заметнее (эта доля равна примерно $3s/L$, где s – ширина приграничной области, L – характерный размер, и при разумной величине $s \sim 1$ нм составляет уже несколько процентов). С другой стороны, верхний предел значений L должен соизмеряться с характерным размером для того или иного рассматриваемого физического явления (размер петли Франка-Рида для скольжения дислокаций; величина свободного пробега электронов для электрокинетических свойств; размер домена для магнитных характеристик и т.д.). Вполне понятно, что предельные значения L для разных физических свойств и различных металлов,

твердых растворов и соединений будут неодинаковыми. Отсюда и условность обозначенного выше значения 100 нм. Следует подчеркнуть, что к НМ не относятся, например, традиционные дисперсно-упрочненные или дисперсионно-упрочненные сплавы, в структуре которых имеются очень мелкие частицы, занимающие по объему всего лишь до 5–10 %, а также обычно деформируемые металлы и сплавы, размер блоков или локально разориентированных областей в которых тоже довольно мал, но размер исходных зерен (кристаллитов) остается при этом весьма значительным.

8.3 Классификация наноматериалов

Свойства наноматериалов в значительной степени определяются характером распределения, формой и химическим составом кристаллитов (наноразмерных элементов), из которых они состоят. В связи с этим целесообразно классифицировать структуры наноматериалов по этим признакам (таблица 8.1).

По форме кристаллитов наноматериалы можно разделить на слоистые (пластинчатые), волокнистые (столбчатые) и равноосные. Толщина слоя, диаметр волокна и размер зерна при этом принимают значения ≤ 100 нм. Исходя из особенностей химического состава кристаллитов и их границ обычно выделяют четыре группы наноматериалов.

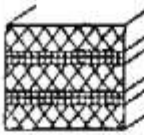
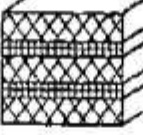
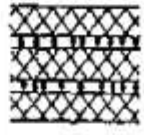








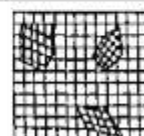
К первой относят такие материалы, у которых химический состав кристаллитов и границ раздела одинаковы. Их называют также однофазными. Примерами таких материалов являются чистые металлы с нанокристаллической равноосной структурой и слоистые поликристаллические полимеры.

Ко второй группе относят материалы, у которых состав кристаллитов различается, но границы являются идентичными по своему химическому составу.

Третья группа включает наноматериалы, у которых как кристаллиты, так и границы имеют различный химический состав.

Четвертую группу представляют наноматериалы, в которых наноразмерные выделения (частицы, волокна, слои) распределены в матрице, имеющей другой химический состав. К этой группе относятся, в частности, дисперсно-упрочненные материалы.

Таблица 8.1 – Основные типы структуры наноматериалов

Характер распределения	Кристаллитное			Матричное
	состав кристаллитов и границ одинаковый	состав кристаллитов различен при одинаковом составе границ	состав и кристаллитов и границ различный	
Слоистая				
Волокнистая				
Равноосная				

Свойства нанокристаллических материалов определяются размерами отдельных зерен, свойствами граничного слоя, а также коллективным взаимодействием основных составляющих структуры с поверхностными слоями частиц. В нанокристаллических материалах доля граничного слоя быстро возрастает при измельчении зерен от 100 до 4–5 нм. Считая, что зерна имеют сферическую форму, и полагая толщину слоя 1 нм (это соответствует 23 атомным слоям для большинства металлов), получаются следующие соотношения между диаметром зерна и объемной долей поверхностного слоя:

Диаметр зерна (частицы), нм	100	50	25	20	10	6	4
Объемная доля поверхностного слоя, %	6	12	24	30	60	100	150

Таким образом, в нанокристаллических материалах, начиная с диаметра зерен 6 нм, объем граничного слоя становится больше объема кристаллов. С уменьшением размера зерна от 1 мкм до 2 нм объемная доля межзеренного вещества увеличивается до 88 %. Объемная доля тройных стыков значительно возрастает при размерах зерен менее 10 нм.

Природа границ раздела вообще и границ кристаллитов в частности, применительно к НМ, продолжает оставаться предметом оживленных

дискуссий. Таким образом, технологическая предыстория оказывает решающее влияние на структуру поверхностей раздела в НМ и нет единой концепций структуры границ нанозерен, поскольку накопленная экспериментальная информация представляется далеко не полной.

8.4. Методы получения наноматериалов

Можно выделить четыре основных технологических метода получения НМ: порошковая технология, интенсивная пластическая деформация, контролируемая кристаллизация из аморфного состояния и пленочная технология (таблица 8.2). Разумеется, эта классификация довольно условна, границы между отдельными технологическими приемами часто весьма размыты. Стоит также упомянуть и такие возможности создания н-структуры, как облучение большими дозами нейтронов и ионов, интенсивную деформацию при трении и др. Вполне естественно, что каждый метод обладает своими преимуществами и недостатками.

Следует подчеркнуть, что в пределах каждого из основных методов получения НМ гамма – структурных элементов может быть весьма разнообразной.

Метод интенсивной пластической деформации, заключающийся в обжатии с большими степенями деформации при относительно низких температурах (ниже $0,3-0,4 T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления материала) в условиях высоких давлений, позволяет получать объемные беспористые нанокристаллические металлы и сплавы.

Обычные методы деформации – прокатка, волочение, прессование и др. – приводят к уменьшению поперечного сечения заготовки и не позволяют достигать больших степеней измельчения зерна. Нетрадиционные методы – кручение под гидростатическим давлением, равноканальное угловое прессование, знакопеременный изгиб – позволяют деформировать заготовку без изменения сечения и формы и достигать необходимых высоких степеней деформации и измельчения зерна. Наноструктура приводит к изменению физических и механических свойств (значительное повышение прочности при сохранении пластичности, повышение износостойкости, проявление высокоскоростной и низкотемпературной сверхпластичности) нанокристаллических материалов.

Таблица 8.2 – Основные методы получения НМ

Группа	Основные варианты	Объект
Порошковая технология	Обычное прессование и спекание. Горячее прессование, ковка и экструзия. Электростатическое спекание. Высокие статические и динамические давления при высоких температурах	Элементы, сплавы, соединения
Интенсивная пластическая деформация	Равноканальное угловое прессование. Деформация кручением при высоких давлениях. Фазовый наклеп	Металлы и сплавы
Кристаллизация из аморфного состояния	Обычные и высокие давления	Аморфные вещества

8.5. Свойства наноматериалов

Формирование нанокристаллических структур позволяет получать конструкционные материалы с уникальными свойствами: высокой прочностью, твердостью, износостойкостью при достаточно высокой пластичности.

Коэффициент объемного термического расширения увеличивается с уменьшением размера зерна. Коэффициент граничной диффузии в наноматериалах значительно выше, чем в крупнозернистых, что позволяет их легировать нерастворимыми или слабо растворимыми при обычных условиях элементами за счет более развитой зеренной структуры.

Магнитные свойства наноматериалов

Изучение магнитных характеристик стимулируется значительными прикладными успехами в создании новых высокоэффективных магнитомягких и магнитотвердых материалов в н-состоянии.

Изучение магнитной восприимчивости пара- и диамагнетиков (Pd, Cu) выполненное на образцах, полученных методами интенсивной пластической деформации показало повышение магнитной восприимчивости, связанное с избыточной концентрацией вакансий и влиянием магнитного вклада от примесей железа.

В последние годы был открыт новый класс магнитомягких материалов – н-сплавы со смешанной аморфно-нанокристаллической структурой и более

высоким уровнем статических и динамических магнитных характеристик по сравнению с аналогичными по назначению кристаллическими и аморфными сплавами. Высокий уровень магнитной проницаемости достигается в двухфазном состоянии.

Диффузионные свойства

В нанокристаллических материалах значительную роль играют границы зёрен, которые к тому же содержат высокую плотность внесённых зернограничных дефектов и находятся в крайне неравновесном состоянии. Коэффициент зернограничной диффузии существенно превышает коэффициент объёмной диффузии в наноматериалах [16].

Повышенная диффузия влияет на протекание процессов возврата и рекристаллизации при нагреве метастабильных наноструктурных материалов. Кроме того, высокие значения коэффициента зернограничной диффузии должны влиять на ход деформационных процессов в объёмных наноструктурных материалах.

Упругие свойства

Упругие свойства твёрдых тел определяются характером межатомных взаимодействий и поэтому относятся к числу их фундаментальных характеристик. С другой стороны, упругие характеристики определяют механические свойства материалов. В этой связи исследование упругих свойств наноструктурных ИПД материалов представляет большой научный и практический интерес.

Установлено, что изменение эффективных упругих модулей наноструктурной Cu в результате отжига при температурах около 125 и 175 °С может быть связано со следующими возможными механизмами. Во-первых, влияние высоких внутренних напряжений. Во-вторых, влияние решёточных дислокаций, которые, как известно, могут уменьшать упругие модули. В-третьих – это вклад в уменьшение модулей зернограничных атомов.

Интересно, что при бóльших размерах зёрен, соответствующих отжигу при более высоких температурах, значительных изменений упругих модулей не происходит.

Деформационное поведение наноструктурных материалов

Как свидетельствуют теоретические оценки, с точки зрения механического поведения формирование наноструктур в различных металлах и сплавах может привести к высокопрочному состоянию в соответствии с соотношением Холла-Петча, а также к появлению низкотемпературной и (или) высокоскоростной сверхпластичности. Реализация этих возможностей имеет

непосредственное значение для разработки новых высокопрочных и износостойких материалов, перспективных сверхпластичных сплавов, металлов с высокой усталостной прочностью. Все это вызвало большой интерес среди исследователей прочности и пластичности материалов к получению больших объемных образцов с наноструктурой для последующих механических испытаний.

Механическое поведение при комнатной температуре

Получение наноматериалов с высокой прочностью и пластичностью связано с формированием в них особых типов микроструктур.

Необычное механическое поведение, обнаружено в некоторых металлах, подвергнутых ИПД, что свидетельствует о принципиальных изменениях механизма деформации после того, как в них произошло формирование УМЗ структуры в результате обработки. Наличие ультрамелких зерен может способствовать активизации других деформационных механизмов, например, таких, как зернограничное проскальзывание и вращение зерен, что повышает пластичность.

8.6. Сверхпластичность наноматериалов

Сверхпластичность материалов – это явление чрезвычайно высокой пластичности, составляющей сотни и тысячи процентов удлинения при растяжении (наиболее «жесткой» схеме механических испытаний), наблюдающееся в поликристаллических материалах с размером зерен (кристаллитов) обычно менее 10 мкм при их деформации в определенном температурно-скоростном интервале, как правило, $T=0,5\div 0,6 T_{пл}$, и скоростях деформации $10^{-4}\div 10^{-5} \text{ с}^{-1}$.

Уменьшение размера зерна должно привести к резкому повышению сверхпластических свойств и достижению сверхпластичности при относительно низких температурах и (или) высоких скоростях деформаций.

Исследования сверхпластичности начались в двух направлениях: первое – получение объемных образцов с однородной структурой и размером зерна менее 1 мкм (уровень субмикроструктур) с помощью РКУ прессования или многократнойковки; второе – получение нанокристаллических структур в образцах с малыми геометрическими размерами (менее 15–20 мм), используя метод интенсивной пластической деформации кручением.

Исследование сверхпластического поведения проводилось для сплавов. Образцы до и после испытаний при различных температурах показаны на рисунке 8.2.

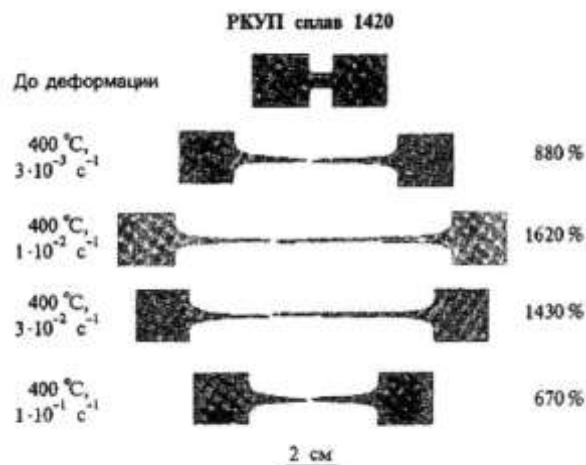


Рисунок 8.2 – Вид образцов нанокристаллического сплава 1420 после растяжения при различных температурах [19]

Для образцов характерно равномерное удлинение без образования шейки, что является характерной чертой сверхпластического поведения. Следует также отметить, что данный сплав демонстрирует сверхпластичность при очень высоких скоростях деформации до $5 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ и относительно низкой температуре $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Нанокристаллические сплавы проявляют повышенное сверхпластическое поведение по сравнению с микрокристаллическими сплавами, хотя это поведение сопровождается значительным деформационным упрочнением, которое, по-видимому, связано с изменением деформационных механизмов за счет трудности дислокационной аккомодации зернограничного скольжения в малых зернах.

Обнаружение сверхпластичности в ультрамелкозернистых сплавах при относительно низких температурах и очень высоких скоростях деформации указывает на возможность значительного и эффективного повышения уровня использования сверхпластической формовки различных промышленных сплавов с измельченной структурой.

8.7. Применения наноструктурных материалов

Наука о наноструктурных материалах и связанные с ней нанотехнологии предлагают принципиально новые методы формирования материалов и изделий из них. Наряду с компьютерно-информационными технологиями и биотехнологиями, нанотехнологии являются фундаментом научно-технической революции в XXI веке.

Развитие нанотехнологий рассматривается в качестве общенациональной задачи в некоторых странах. Лидерами в этих исследованиях выступают Япония и Израиль. До начала 1980-х годов США практически не имели

соперников в этой области науки, однако сейчас ситуация меняется. Нанотехнологии становятся полем международной конкуренции.

Широкий интерес к нанотехнологиям объясняется, по крайней мере, тремя обстоятельствами. Во-первых, он связан с надеждами получить с их помощью принципиально новые устройства и материалы с характеристиками, значительно превосходящими современный уровень. Во-вторых, нанотехнологии и нанонаука оказались широкими междисциплинарными областями, в которых интенсивно работают специалисты по физике, химии, биологии, медицине, технологии, наукам о земле, компьютерной технике и т.д. В-третьих, нанопроблематика выявила много пробелов, как в фундаментальных, так и в прикладных знаниях, что также способствовало концентрации внимания научно-инженерного сообщества на этих проблемах.

Перечисленные факторы привели буквально к информационному взрыву. Уже сейчас в мире издается свыше 10 научных журналов, посвященных исключительно нанотехнологиям и малоразмерным объектам. В 2000 году издательство Academic Press выпустило пятитомный справочник по наноструктурным материалам и нанотехнологии. 62 главы этого справочника написали 142 специалиста из 16 стран; количество ссылок составило 10300. Поток информации по нанотехнологии интенсивно пополняется не только за счет журнальных публикаций, но и за счет патентов и статей сборников трудов конференций, симпозиумов, семинаров и т.д.

Дополнительные капиталовложения в наноструктурные исследования для медико-биологического и химико-фармацевтического применения сравнимы с дополнительными вложениями средств на аналогичные исследования в области электроники. В развитых странах осознание ключевой роли, которую в недалеком будущем будут играть результаты работ по нанотехнологиям, привело к разработке широкомасштабных программ по их развитию на основе государственной поддержки. В 2000 г. в США принята приоритетная долгосрочная комплексная программа, названная Национальной нанотехнологической инициативой и рассматриваемая как эффективный инструмент, способный обеспечить лидерство США в первой половине текущего столетия.

Особенностью современного этапа зарубежной науки о наносостоянии являются высокий технологический уровень исследований, тщательная характеристика полученных веществ по составу и структуре, защита поверхности наночастиц от примесей. За рубежом основное направление наноструктурных исследований почти полностью сместилось от изучения и применения нанокристаллических веществ и материалов в область нанотехнологии, т.е. создания изделий и устройств с наноразмерными элементами. Основные области применения наноразмерных элементов – это

электроника, медицина, химическая фармацевтика и биология и др. В последних трех областях проводимые сейчас исследования еще недавно выглядели фантастикой – это создание микронасосов и микросредств для доставки лекарств непосредственно к больным клеткам того или иного органа и других искусственных биологических наноструктур разного функционального назначения.

Благодаря развитию сканирующей микроскопии и аналитических методов оптического сканирования в последние годы ученым удалось наблюдать химические процессы и микроскопические структуры в биологических системах с недостижимым ранее разрешением. Новейшие аналитические методы дают возможность детально изучить микроскопическое строение живых клеток и химических процессов на молекулярном уровне. Особые свойства наноматериалов могут быть использованы для выращивания искусственных органов и тканей.

За рубежом разработана методика восстановления хрящевой ткани, которая имела механические и биохимические свойства, близкие к нативному хрящу. В России научно-практический задел по направлению сделан в области использования наноматериалов для восстановления механических свойств зубной эмали. Ведутся разработки и в области технологии обработки поверхностей методом нанонапыления с целью придания им антибактериальных свойств. Ожидается, что наноэнергетика позволит значительно повысить эффективность систем преобразования и аккумуляции солнечной энергии, а разработка более легких и прочных конструкционных материалов позволит решить многие проблемы транспорта. Использование низкоэнергетических химических реакций даст возможность легко разлагать ядовитые и вредные вещества, а разработка сверхмалых датчиков и устройств позволит повысить эффективность производственных процессов.

По фундаментальным исследованиям Россия пока не очень сильно отстает от развитых стран, в то же время по приборному обеспечению и технологиям отставание велико. Ознакомление с вопросами наноматериалов и нанотехнологий имеет особую важность для подготовки специалистов, связанных с науками о материалах.

Возможности применения наноструктур в машиностроении

Нанокристаллические материалы по свойствам подразделяются на:

- 1) высокожаропрочные материалы на основе керамических композитов для деталей двигателя (до 1200–1600 °С);
- 2) сверхпрочные материалы, в том числе – композиционные с титановой и железной матрицами – для высоконагруженных деталей;

- 3) сверхлегкие материалы на основе алюминия, титана, магния;
- 4) материалы с повышенной коррозионной стойкостью – для конструкций планера;
- 5) термостойкие полимеры и композиты, выдерживающие температуры в 200 – 400 °С [16, 19].

Развитие методов синтеза и сборки наноразмерных структурных элементов в сочетании с методами точного регулирования их состава и размеров позволяет получать новые типы консолидированных наноструктур и нанокомпозитов, обладающих уникальными характеристиками. Такие методы и материалы должны привести к революционным преобразованиям во многих промышленных технологиях. Ниже подробно описаны пять примеров успешного проведения исследований консолидированных наноструктур разного типа и разработки на их основе технологии производства. Исследования проводились по следующим темам:

- 1) создание устройств для информационной техники на основе комбинации наноструктурных слоев;
- 2) получение наноразмерных металлокерамических композитов (керметов) для нанесения сверхпрочных и износостойких покрытий на металлообрабатывающие инструменты;
- 3) новые методы обработки для получения разнообразных керамических изделий;
- 4) изготовление огнестойких пластмасс с наполнителем в виде диспергированных наночастиц для транспортных средств.

Наноструктурные твердые материалы

В настоящее время все большее внимание промышленников привлекают наноструктурные твердые материалы. За последнее десятилетие разработан ряд нанокомпозитов на основе карбидов с металлами-связками (например, WC/Co и TiC/Fe), значительно превосходящих по прочности, ударной вязкости, износостойкости и т. д. аналогичные материалы с обычной, зернистой структурой. Превосходные характеристики наноструктурных материалов объясняются тем, что между частицами разных фаз (например, WC и Co) формируются трехмерные контакты.

В результате этого образуется структура, которую топологи называют «непрерывной в двух направлениях». Обычно материалы типа WC/Co получают механическим перемешиванием соответствующих порошков с последующим холодным прессованием и спеканием. Наиболее сложным этапом этой технологии является механическое перемешивание ультрадисперсных порошков WC и Co. Степень однородности механического перемешивания не позволяет получать в конечном спеченном продукте зерна

размером меньше 300 нм. Однако разработанные в последнее время новые химические методы обеспечивают предварительное наноразмерное перемешивание порошков.

В качестве примера новой технологии можно привести уже внедренный в промышленное производство процесс, при котором однородный порошок-полуфабрикат изготавливается методом сушки при распылении смеси растворов солей вольфрама и кобальта, а затем подвергается термохимической переработке в псевдосжиженном слое (пиролиз, восстановление и науглероживание) для превращения в конечный продукт – нанофазный порошок WC с кобальтовой связкой. Обычно размеры частиц WC составляют от 30 до 40 нм. Жидкофазное спекание таких частиц с введением небольшого количества ингибитора роста зерен (например, VC) позволяет избежать укрупнения зерен и получить нанокompозитный продукт.

Некоторые фирмы уже используют этот порошок для изготовления высококачественных металлообрабатывающих инструментов, микросверл для обработки печатных плат (в этой отрасли быстрый износ сверл всегда представлял собой крупную технологическую проблему).

Кроме того, нанопорошки из керамики и керметов, уже выпускаемые в промышленном масштабе, могут использоваться в качестве исходного материала для получения наноструктурных покрытий на различных деталях методом термического напыления. В настоящее время изучается возможность использования этих методов в военном судостроении. Проведенные исследования продемонстрировали высокую износостойкость и коррозионную стойкость таких покрытий в различных режимах эксплуатации.

Керамические наночастицы

За последние годы были разработаны новые, экономически выгодные способы консолидации нанопорошков. В частности, были созданы технологии, позволяющие изготавливать из керамических порошков детали и изделия без дополнительной механической обработки, что облегчает их крупномасштабное производство.

Сейчас объем производимых нанофазных керамических порошков, обладающих особыми механическими характеристиками, измеряется тоннами. Используя одностадийные методы горячейковки в штампах, можно изготавливать готовые изделия с формой и размерами, определяемыми параметрами штампа. В лабораторных условиях получены образцы изделий из нанофазной керамики на основе консолидированных наночастиц оксидов алюминия и титана. Исследование механических свойств показывает, что такая керамика вследствие микрoзернистости структуры обладает значительной пластичностью при сжатии.

Такое поведение материала может быть объяснено с помощью существующих моделей скольжения по границам зерен. Оно связано с тем, что мелкие кристаллические зерна, образуемые наночастицами до процесса консолидации, под нагрузкой могут сдвигаться относительно друг друга без разрушения связей через межзеренные границы, поскольку диффузионный (атомный) перенос позволяет быстро «восстанавливать» возникающие на границе микроповреждения. Именно такая диффузионная аккомодация в приграничных областях позволяет изготавливать горячей ковкой в штампах из нано-фазных керамических и композиционных материалов изделия готовой формы. Хотя коммерциализация методов «точного формования» только начинается, их практическая ценность представляется очевидной.

Повышение огнестойкости пластмасс

Пластмассы сейчас используются в разнообразных отраслях промышленности – от самолетостроения до производства бытовых товаров. Один из основных недостатков пластмасс – горючесть, постоянно создающая серьезные проблемы при их применении. Проблемы не сводятся только к пожарной безопасности, поскольку продукты сгорания полимеров часто представляют собой ядовитые и вредные вещества. Огнестойкость пластмасс может быть значительно повышена введением в них диспергированных неорганических наполнителей из наноразмерных порошков. Например, тепловыделение при образовании термопластических и термоотверждаемых полимерных материалов может быть снижено на 40–60 % путем введения наноразмерного наполнителя из силикатных глин (наполнитель вводится в виде слоев или дисперсии).

Наноразмерная структура слоя наполнителя улучшает его характеристики, поскольку она не только замедляет горение, но и препятствует выделению летучих соединений, образующихся при разложении полимера. Снижение горючести может быть доведено до самозатухания пламени. Однако, не менее важным является то обстоятельство, что, в отличие от применения других огнестойких добавок, механическая прочность, физические характеристики и обрабатываемость материалов с нанодобавками почти не ухудшаются, а вредные продукты горения (монооксид углерода, сажа, токсичные вещества) выделяются в небольших количествах.

Изготовление наноструктурных покрытий

Термическое напыление наноструктурных покрытий представляет собой перспективный подход, позволяющий использовать необычные механические и физические свойства наноструктурных материалов (прочность, ударную

вязкость и коррозионную стойкость). Число атомов на границе наноразмерного кристаллического зерна сравнимо с числом атомов внутри самого зерна.

Из-за увеличения удельной площади границы количество примесей на единицу площади границы уменьшается по сравнению с крупнозернистым материалом того же состава при той же объемной концентрации примесей. Более чистая поверхность зерен обеспечивает более однородную коррозионную морфологию и более высокую коррозионную стойкость вдоль границ по сравнению с крупнозернистым кристаллическим материалом.

У наноструктурных покрытий с размером зерен менее 100 нм происходит резкое улучшение физических характеристик. Наноразмерные кристаллические зерна не только обладают высокой термической стабильностью, но и эффективно тормозят движение дислокаций, что придает покрытиям сверхвысокую прочность и, в некоторых случаях, сверхвысокую ударную вязкость.

Еще одно важное преимущество покрытий с наноразмерной зернистой структурой связано с уменьшением остаточных напряжений, что впервые позволило создать значительно более толстые покрытия (в отдельных случаях их толщина в четыре раза больше, чем у покрытий из обычных материалов).

Потенциальные применения рассмотренных методов включают широкий спектр технологий – от термозащитных покрытий лопаток газовых турбин до износостойких деталей вращения. Прибыль от их внедрения может составить несколько миллиардов долларов в год. Развитие данной технологии коснется таких крупных и важных отраслей, как аэрокосмическая промышленность, производство реактивных двигателей и автомобильная промышленность [16].

Нанопроjekt по своей значимости и масштабам сравним с атомным или космическим, которые дали развитие сотням новейших высоких технологий. Но при этом нанопроjekt значительно превосходит предыдущие по силе и глубине воздействия на экономику и общество.

Применение наноструктурных материалов в медицине и технике

Титан и титановые сплавы являются одними из наиболее распространенных конструкционных материалов, используемых в аэрокосмической промышленности, машиностроении, химической индустрии и медицине, поэтому повышение механических свойств титановых материалов является актуальной задачей современного металловедения. Например, медицинское сообщество в области травматологии и стоматологии проявляет большой интерес к этим материалам для имплантатов из-за их высоких физических, химических и механических свойств. Это связано с тем, что, во-первых, титан и его сплавы имеют высокую коррозионную стойкость во многих средах.

Во-вторых, титановые сплавы обладают исключительной биосовместимостью с человеческими тканями и не провоцируют аллергических реакций, воспалений, как, например, нержавеющие стали или кобальтохромовые сплавы.

В-третьих, титан и титановые сплавы имеют высокую прочность и низкий модуль упругости, которые наиболее предпочтительны для применения в ортопедии и травматологии. Однако разработки современных медицинских имплантатов предъявляют требования не только к дальнейшему увеличению прочности, но и повышению сопротивляемости материала имплантата высоким усталостным нагрузкам.

Длинномерные наноструктурные титановые прутки, полученные комбинированными методами обработки с использованием ИПД, являются прежде всего полуфабрикатами для производства медицинских имплантатов. При этом эффективность разработки наноструктурных материалов для медицинского применения определяется не только механическими и усталостными свойствами самого материала, но и конструкцией имплантата, которая должна обеспечить максимальную прочность изделия при эксплуатации. Проведенные исследования по совершенствованию конструкции имплантатов из наноструктурных титановых полуфабрикатов позволили, например, в изделиях – «винтах» – из наноструктурного титана Grade 2 – достичь «конструктивного» предела выносливости ($\sigma_{-1} = 591$ МПа), превышающего предел выносливости крупнозернистого титанового сплава. Таким образом, за счет комплексного повышения прочностных характеристик удалось добиться снижения массы и размеров имплантатов.

Наноструктурные материалы с «памятью формы»

В группе функциональных материалов с эффектами памяти формы, обусловленными термоупругими мартенситными превращениями, сплавы на основе никелида титана обладают самыми высокими прочностными и пластическими свойствами.

При приложении нагрузки в материале растут число и объём кристаллов с мартенситной деформацией, совпадающей по направлению с приложенным напряжением, пока все кристаллы не переориентируются, а материал в целом продеформируется в направлении внешней силы. После разгрузки накопленная деформация сохраняется. Возврат этой деформации происходит при нагреве в интервале температур обратного мартенситного превращения. В результате образец восстанавливает свою первоначальную форму.

Повышение прочности РКУ прессования TiNi с увеличением степени обжатия при холодной прокатке объясняется дальнейшим измельчением структуры и формированием нанокристаллического состояния с размером

зерен менее 100 нм. В сплавах TiNi с размером нанозерна меньше некоторого критического размера мартенситные превращения не происходят.

Поэтому отжиг при температуре 400 °С не только восстанавливает аустенитное состояние при комнатной температуре, но и приводит к росту зерна несколько выше этого критического размера, соответственно в образцах становятся возможными мартенситные превращения, и на кривых появляется площадка псевдоупругости. Отжиг при 500 °С приводит к более заметному росту зерна, что приводит к повышению пластичности с одновременным снижением прочности и σ_m .

Проведенный анализ позволяет полагать, что УМЗ сплавы на основе никелида титана представляют несомненный интерес для практического применения, в частности, в медицине. Полученные РКУ прессованием УМЗ сплавы TiNi обладают благоприятными механическими характеристиками эффектов памяти формы: критическим напряжением мартенситного сдвига σ_m и обратимой деформацией ϵ_r (ответственными за эффекты сверхупругости и памяти формы), реактивным напряжением σ_r (ответственным за силовые возможности при реализации эффекта памяти формы), деформационными пределами текучести, прочности и пластичности в мартенситном и аустенитном состояниях.

Наноструктурные тугоплавкие металлы

Успешное измельчение микроструктуры методом РКУ прессования было продемонстрировано в таких труднодеформируемых и малопластичных материалах, какими являются вольфрам и его сплавы. В результате РКУ прессования при комнатной температуре прочность Та увеличилась в три раза.

Исследования структуры показали также, что с увеличением количества проходов РКУ прессования при 1150°С однородность и равномерность измельчения структуры W повышаются (рисунок 8.3) [16].

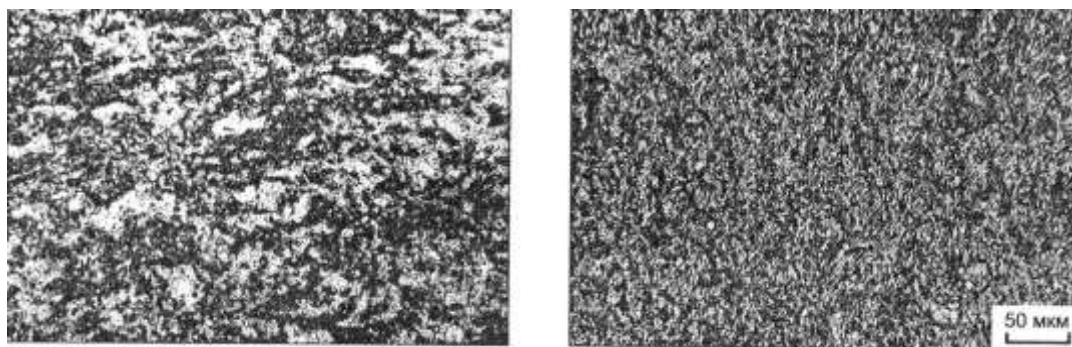


Рисунок 8.3 – Оптические снимки W после РКУ прессования по режимам: а – 8 циклов при 1150 °С; б – 12 циклов при 1150 °С (поперечное сечение)

Видно, что с увеличением количества проходов с 8 до 12 доля светлых участков матрицы уменьшается, что свидетельствует об увеличении однородности измельчения зёрен.

Наноматериалы могут быть также применены для:

- 1) изготовления высокопрочных резьбовых соединений;
- 2) получения легких изделий сложной формы высокоскоростным сверхпластическим формообразованием;
- 3) получения огнеупорных керамик;
- 4) производства наноалмазов;
- 5) получения многофункциональных присадок к моторным, трансмиссионным и промышленным маслам [16];
- 6) производства технологических смазок при обработке металлов давлением;
- 7) получения смазочно-охлаждающих жидкостей, используемых в процессах резания металлов;
- 8) получения высокоэффективных доводочно-притирочных паст и суспензий;
- 9) создания порошковых нанокомпозиций для сухих смазочных материалов, твердосмазочных покрытий и карандашей твердой смазки;
- 10) получения активаторов в процессах спекания порошков;
- 11) получения гидродинамических пластификаторов при создании высокоплотных изделий;
- 12) получения высокоэффективных материалов для магнитной записи;
- 13) очистки промышленных отходящих газов до 94–99 %;
- 14) переработки промышленных отходов;
- 15) создания средств радиационной защиты медицинского и промышленного значения;
- 16) создания средств прямого преобразования энергии;
- 17) производства материалов для водородной энергетики;
- 18) использования в биологии, сельском хозяйстве, фармацевтической промышленности, служб чрезвычайных ситуаций;
- 19) получения фильтров и мембранных материалов с высокой адсорбционной способностью [19].

При получении наноматериалов и использования их в различных технологических процессах необходимо строго выполнять правила их безопасного хранения и транспортировки [19].

Широкое применение могут найти и материалы с нанодисперсной структурой и неоднородными механическими свойствами в объёме заготовок и изделий, получаемых различными способами обработки конструкционных материалов в сопряжённых физико-химических полях различной природы [67,

124–126]. Широко также применяются и другие неметаллические материалы, изученные авторами [44].

9. Сверхпластичные материалы

9.1. Основные понятия, признаки и количественные оценки сверхпластичности

Сверхпластичность в настоящее время принято определять, как способность материалов деформироваться при растяжении до чрезвычайно высоких степеней деформации, демонстрируя при этом сильную зависимость напряжения течения от скорости деформации, что является характерным признаком течения вязких металлов и их актуальностью, и широким применением [16].

Согласно М. В. Грабскому, сверхпластичностью называют способность материалов к большим деформациям без нарушения внутренней сплошности, проявляющуюся при высоких гомологических температурах под влиянием напряжений, величина которых очень низкая и сильно зависит от скорости деформации.

А. А. Бочвар считает, что сверхпластичность – особое состояние, в котором сплав, состоящий из двух или более компонентов, проявляет при определённых температурно-скоростных условиях деформации гораздо большую пластичность, чем каждый из его компонентов.

На основе результатов, полученных А. А. Бочваром и З. А. Свидерской, а также на основе собственных экспериментов Г. В. Старикова сформулировала основные признаки эффекта сверхпластичности у металлических сплавов при испытаниях на растяжение:

- очень высокие показатели удлинения,
- отсутствие ярко выраженной зоны локализации деформации на образцах (шейки),
- заметное снижение при этом сопротивления деформации.

Различают четыре основных вида сверхпластичности металлических материалов:

1) структурная сверхпластичность металла и сплава, обусловлена ультрамелкозернистой структурой при отсутствии фазовых превращений в твёрдом состоянии;

2) субкритическая сверхпластичность, возникающая вблизи температуры диффузионного фазового (полиморфного) превращения материала в твёрдом состоянии. Она наблюдается как в изотермических условиях, так и при термоциклировании около температур фазового превращения и, как правило, слабо зависит от размеров исходного матричного зерна;

3) мартенситная сверхпластичность, появляющаяся в интервале температур бездиффузионного (мартенситного) превращения;

4) кластерная сверхпластичность, проявляющаяся в металлических сплавах с тонкодисперсными, ультрадисперсными, наноаморфными и наноструктурами.

К первому типу относится сверхпластичность, наблюдаемая при деформировании двух- и многофазных сплавов и неполимофных металлов при постоянной гомологической температуре $T_{гом} = T/T_{пл}$ в интервале 0,50...0,85, где $T_{пл}$ – температура плавления (рисунок 9.1). Необходимым условием этого типа сверхпластичности является ультрамелкозернистая структура (размеры структурных составляющих до 10 мкм).

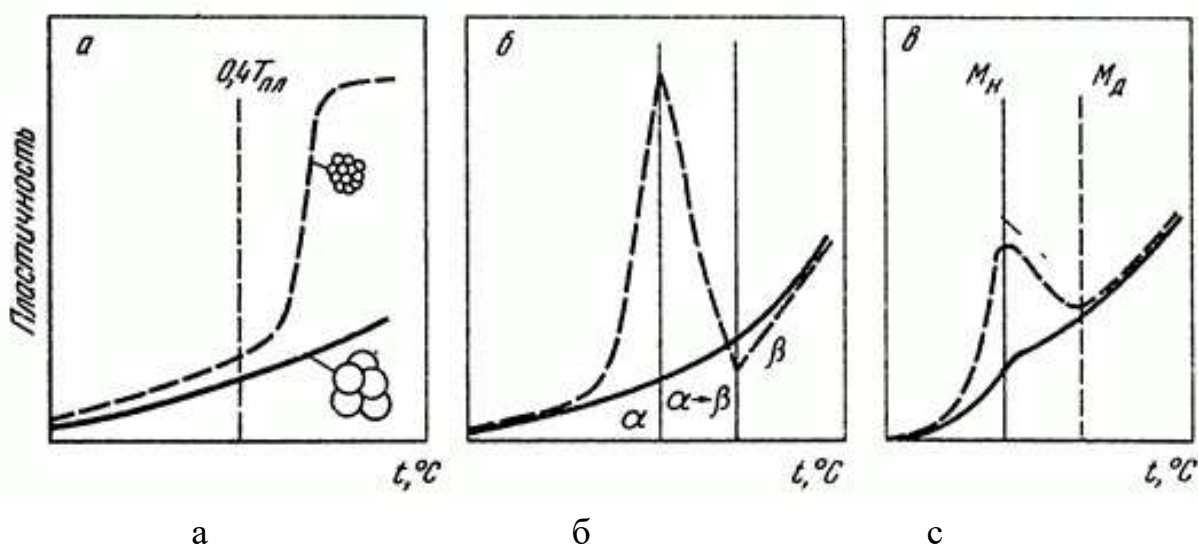


Рисунок 9.1 – Схемы видов сверхпластичности:

а – структурной; б – кластерной; в – мартенситной; сплошные линии – обычное состояние (ожидаемая пластичность), пунктирные – состояние сверхпластичности

Второй и третий типы характерны для полиморфных металлов или сплавов, претерпевающих фазовые превращения в твердом состоянии вблизи температуры диффузионного (полиморфного) превращения в изотермических условиях, или при термоциклировании (второй тип сверхпластичности), или в интервале температур бездиффузионного (мартенситного) фазового превращения (третий тип сверхпластичности).

Четвертый тип сверхпластичности проявляется в сплавах с аморфной структурой, получаемых методами сверхбыстрой закалки из жидкого состояния, при их последующей деформации в интервале между температурами

стеклования T_c и кристаллизации T_k , когда происходит снижение их вязкости на несколько порядков.

Наиболее исследованной является структурная сверхпластичность, которая проявляется в материалах при определенных термомеханических параметрах деформации. Основными факторами, влияющими на эффект структурной сверхпластичности, являются температура, скорость деформации, структура (параметры, характеризующие размеры структурных и фазовых составляющих) и схема напряженного состояния (параметры, связанные с инвариантами напряжений) [16].

Критериальные условия состояния сверхпластичности формулируются для следующих величин: характеристики пластичности материала, сопротивления деформации и коэффициента m .

$$m = d \lg \sigma / d \lg \dot{\epsilon}. \quad (9.1)$$

На основе систематизированных экспериментальных данных можно утверждать, что совокупность критериальных значений этих величин определяет состояние сверхпластичности. Граничное значение коэффициента $m = 0,3$ определяет переход материала в сверхпластичном состоянии.

Для более полной оценки эффекта СП можно использовать следующий комплекс критериев:

- тип сверхпластичности материала;
- характеристика микроструктурного агрегата (чистый металл или одно-, двух- или многофазный сплав; размер зерна; объемное соотношение фаз и т.п.);
- ресурс деформационной способности, достигаемый при заданной схеме напряженного состояния;
- действующие напряжения (истинные, условные, напряжения разрушения) в заданных температурно-скоростных условиях;
- чувствительность сопротивления деформации к изменению скорости деформации (коэффициент m);
- показатель деформационного упрочнения, характеризующий склонность исследуемого сверхпластичного материала к упрочнению при увеличении степени деформации.

Вряд ли оправданы попытки некоторых авторов характеризовать эффект СП материалов определенного типа каким-либо одним из рассмотренных выше критериев, поскольку совершенно разные по своей природе материалы в состоянии СП могут проявлять одинаковые ресурсы деформационной способности или одинаковую чувствительность сопротивления деформации к изменению скорости деформации.

9.2. Закономерности развития и условия проявления сверхпластичности

Для СПД в отличие от обычной характерна сильная зависимость сопротивления деформации от ее скорости, которая в логарифмических масштабах имеет сигмоидальный вид (рисунок 9.2 а). Такая сигмоидальная форма кривой $\lg\sigma - \lg\dot{\epsilon}$ позволяет выделить на ней три области. При низких скоростях деформации наблюдаются относительно слабая зависимость σ от $\dot{\epsilon}$ (см. рисунок 9.2 а, область I) и низкие значения m и δ (рисунок 9.3, б, в). С повышением $\dot{\epsilon}$ зависимость сопротивления деформации от скорости деформации становится более резкой, значения m и δ возрастают и происходит переход в область II, где эффект СП достигает максимума. Интервал скоростей деформации, соответствующий области II, несколько отличается у разных сплавов, но обычно находится в диапазоне $10^{-4} \dots 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Дальнейшее увеличение $\dot{\epsilon}$ вызывает снижение m и δ . В области III при высоких $\dot{\epsilon}$ относительное удлинение, сопротивление деформации и параметр m приближаются к значениям, характерным для обычных пластичных материалов. Такой вид кривой $\lg\sigma - \lg\dot{\epsilon}$, часто называемой кривой СП, на которой четко выделяются три области, является типичным для различных материалов в состоянии СП.

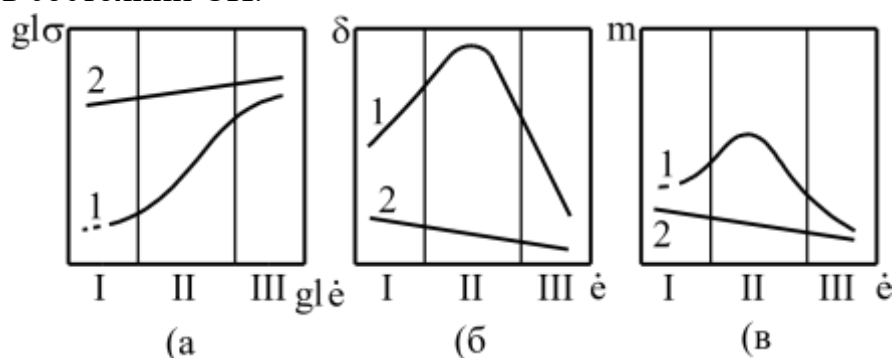


Рисунок 9.2 – Типичные зависимости сопротивления деформации σ (а), относительно удлинения δ (б) и коэффициента скоростного упрочнения m (в) от скорости деформации $\dot{\epsilon}$ в сверхпластичном (1) и обычном (2) состояниях:

I...III – характерные области СП

Обычно графики скоростной зависимости коэффициента m строят в координатах $\lg\dot{\epsilon} - m$ на основе опытов растяжения. Коэффициент m определяют по наклону кривых $\lg\sigma - \lg\dot{\epsilon}$ либо методом переключения скоростей в процессе деформации с применением различных способов расчета и экстраполяции кривых нагрузка – деформация, а также по данным испытаний на релаксацию напряжений.

Часто значения m , определенные разными методами, при сохранении качественной корреляции с относительным удлинением, довольно существенно различаются. Различия в значениях коэффициента m , измеренного разными

способами, обусловлены рядом факторов, в том числе исходным структурным состоянием материала, его изменением в процессе растяжения, степенью деформации, при которой определяют m , формой кривых напряжение – деформация в условиях СП, значением и знаком коэффициента деформационного упрочнения n , который зависит от формы истинных кривых деформаций.

О. А. Кайбышевым показано, что в настоящее время не существует универсального способа определения коэффициента m и его измеряемое значение следует рассматривать не как константу материала, а как структурно-чувствительный параметр, конкретное значение которого зависит от методики его измерения, степени и скорости деформации образца [24].

Коэффициент m является не только критерием сверхпластичности, но и критерием перехода в сверхпластичное состояние. Его значения для обычных металлов и сплавов по различным источникам составляют 0,02...0,17; 0,10...0,15; менее 0,2; а для сверхпластичных материалов – более 0,3; 0,2...0,3. Идеально пластичному материалу соответствует $m = 0$, а вязкопластичному – $m = 1$ (ньютоновское течение). Считается, что коэффициент m описывает способность материала сопротивляться образованию шейки и высокие значения этого критерия являются необходимым условием для получения больших удлинений.

Установлено, что эффект СП чаще наблюдается у эвтектических, или эвтектоидных двухфазных сплавов. Это объясняется тем, что для их структуры, состоящей из пластичной матрицы с равномерным распределением тонкодисперсионных и равноосных зерен второй фазы сплава, характерна наибольшая в данной системе площадь межфазной поверхности. При прочих равных условиях только этот фактор может обеспечивать более высокую пластичность эвтектических (эвтектоидных) сплавов по сравнению со сплавами неэвтектического состава. Наличие микроструктуры с наибольшей для данной системы площадью межфазной поверхности важнее для проявления эффекта СП, чем температура испытания [8].

Необходимо отметить, что температуры СП, определенные по максимальным значениям относительного удлинения, коэффициента m и минимуму сопротивления деформации, могут не совпадать.

Сверхпластичность металлов и сплавов, претерпевающих в твердом состоянии диффузионные фазовые (полиморфные) превращения, имеет очень узкий (10...20 °С) температурный интервал проявления. Однако единого мнения по вопросу положения оптимальной температуры СП ($T_{СП}$), определяемой по максимальной пластичности материала, по отношению к интервалу температур фазового превращения в литературе нет. Авторы [24] считают, что оптимальная

температура СП находится в интервале полиморфного превращения, другие же – что вблизи температур фазовых переходов [4, 9].

9.3. Механизмы сверхпластичности

Авторами показано, что высокая пластичность и малое сопротивление пластической деформации сплавов около температур фазовых переходов (плавление, аллотропическое превращение при нагревании, мартенситное превращение при охлаждении) – результат ослабления межатомных связей и потери устойчивости кристаллической решетки, характеризующих состояние предпревращения.

При оптимальных для возникновения эффекта сверхпластичности температурах и скоростях деформации происходит наибольшее увеличение диффузионной подвижности при минимальной энергии активации.

По своему реологическому поведению при пластической деформации (резкое снижение сопротивления деформации, рост характеристик пластичности, отсутствие эффективного деформационного упрочнения и зон локализации деформации, высокий коэффициент m) и физическим свойствам (очень высокая концентрация вакансий, диффузионная подвижность атомов, скорость релаксации напряжений, внутреннее трение и экзоэлектронная эмиссия, весьма низкая энергия активации процесса пластической деформации) СП материалы подобны обычным металлам и сплавам, находящимся в состоянии непосредственной близости к температуре плавления (или температуре полиморфного превращения), т.е. в условиях аморфизации (перехода системы в другое термодинамическое состояние).

Структуры двухфазных сплавов, в которых наблюдается эффект СП, можно разделить на три основных типа. Фазовые смеси типа аустенит + феррит условно называются структурами первого типа; структуры, характеризующиеся равномерным распределением дисперсных и прочных частиц второй фазы в пластичной матрице – структурами второго типа, а промежуточные структуры – структурами третьего типа [28].

Сверпластическое течение обеспечивается двумя основными процессами: упрочнением и возвратом при близких скоростях их реализации (протекания). Это одно из основных условий для зернограничного и межфазного проскальзывания, а также процессов аккомодации зерен, обеспечивающих сохранение сплошности материала при интенсивной СПД. При этом истинные показатели деформационного упрочнения в локальных объемах СП материала образцов высоки.

Повышенные показатели истинного деформационного упрочнения в сверхпластичных материалах обусловлены большим количеством барьеров на пути движения дислокаций при пластической деформации. Наиболее

эффективными из них являются межзеренные и межфазовые границы и дислокации леса, образующиеся вследствие множественного скольжения.

Несколько меньшее, но ощутимое влияние оказывают малоугловые границы субзерен и блоков, особенно когда их много (в случае мелкокристаллических материалов, прошедших предварительно специальную механико-термическую обработку в виде холодной деформации при степени деформации, не превышающей 10–12 %, с последующим кратковременным нагревом до температуры полигонизации). СП-материалы обладают весьма низкой эффективной величиной деформационного упрочнения в условиях СПД, что свидетельствует о весьма высокой скорости возврата и наличия динамического равновесия между этими процессами. Высокие скорости релаксационных процессов в СП-материалах связаны с высокоактивированным их состоянием вследствие пересыщения дефектами кристаллической решетки (дислокации, вакансии, межфазные или межзеренные границы), что приводит к существенному увеличению химического потенциала системы.

При фазовой СП высокоактивированное состояние системы обусловлено еще и тем, что в предпереходном состоянии, вблизи температуры фазового перехода, происходит уменьшение упругих констант и свойств, ослабевают силы связи между атомами, усиливаются колебания атомов, повышается их диффузионная подвижность, решетка «разрыхляется» и становится нестабильной, что приводит к аномальному снижению физических и механических свойств кристаллических тел [1, 3, 4]. При переходе из одной фазы в другую становится возможным трансляция валентных связей, что существенно снижает энергию активации фазового превращения.

Для аморфных сплавов при температурах, соответствующих появлению пиков СПД (в интервале $T_c - T_k$) энергия активации процесса деформирования близка по величине к значению энергии активации для жидкого состояния, так как в обоих случаях определяется механизмом вязкого течения. Различия зависят только от температуры и степени снижения динамической вязкости в интервале $T_c - T_k$, определяемой кинетикой развития структурной релаксации твердой аморфной фазы, заключающейся в объединении ее (в объеме кластеров) наиболее диффузионно-подвижными легирующими и примесными элементами вследствие сегрегации их атомов вокруг субмикропор и у свободных поверхностей.

Высокоактивированное состояние металлов и сплавов обуславливает ряд специфических особенностей их деформации и других процессов, проходящих в условиях СП: существенное повышение диффузионной подвижности атомов; высокие скорости релаксационных процессов; повышение уровня экзоэлектронной эмиссии; необычно высокий уровень внутреннего трения. Одна из главных трудностей, возникающих при подготовке материала к

деформированию в условиях СП, – это получение в материале зерна размером менее 10 мкм. С этой целью используют несколько методов, например, предварительную деформацию, которая обеспечивает однородность структуры и измельчение зерна, а, следовательно, и увеличение пластичности в состоянии СП.

Эффективным современным способом получения мелкозернистых материалов является порошковая металлургия. Сравнительные испытания на одноосное растяжение труднодеформируемых малопластичных сплавов на никелевой основе, полученных методами порошковой металлургии и по традиционной металлургической схеме, в температурно-скоростных условиях СПД показали, что в первом случае пластические характеристики повышаются в 1,5...2 раза, сопротивление деформации снижается, и границы интервала скоростей деформации расширяются в сторону увеличения, что позволяет получать объемным деформированием сложные детали ответственного назначения с повышенными в несколько раз эксплуатационными характеристиками.

Основными механизмами пластической деформации при проявлении эффекта СП считают вакансионную ползучесть по Набарро-Херрину (если преобладает диффузия по объему зерен) или по Кобле (если преобладает зернограничная диффузия), дислокационную ползучесть и зернограничное проскальзывание. При этом предпочтение отдается какому-либо одному из перечисленных процессов и считается, что вклад остальных в общий процесс массопереноса при СП практически ничтожен. Исследованиями же последних лет доказано, что при СПД действуют следующие механизмы пластической деформации: зернограничное проскальзывание, внутризеренное дислокационное скольжение и диффузионная ползучесть [25], а СП проявляется при благоприятной их комбинации. Наиболее полно исследованы механизмы деформации при структурной СП и менее – при фазовой (или субкритической). Существуют гипотезы [1, 9], которые объясняют механизм деформации в момент фазового превращения, вызывающего нестабильность кристаллической решетки металлической основы, но ни одна из них не имеет четкого экспериментального подтверждения. Однако условия фазового превращения наиболее благоприятны для осуществления деформации в режиме легкого скольжения. Это может быть связано с тем, что в условиях фазового перехода физико-механические свойства металлических материалов изменяются аномально, а именно эти условия способствуют протеканию сверхпластичности. В случае изотермической СП при фазовом переходе температурные границы ее областей резко сужаются и находятся в непосредственной близости от температуры фазового перехода $T_{ф.п.}$. Причем оптимальная температура сверхпластичности $T_{сп}$ будет при прочих равных

условиях соответствовать наиболее развитой межфазной поверхности материала.

При мартенситной сверхпластичности, например, в сплавах системы железо – никель, вероятными механизмами деформации являются процессы межзеренного проскальзывания, диффузионная ползучесть по Кобле, дислокационная ползучесть, контролируемая переползанием дислокаций, а также диффузия примесных атомов вдоль дислокаций.

На основании представлений об электронном строении атомов в решетке металла и данных о его дислокационной структуре (в первую очередь о количестве систем скольжения и энергии дефектов упаковки) был разработан ряд критериев для оценки способности металлов и сплавов к проявлению эффекта СП; энергия Пайерлса, энергия дефектов упаковки, модуль упругости, модуль сдвига, теплота плавления и теплота сублимации. Металлы с высоким барьером Пайерлса меньше проявляют эффект СП. Это в первую очередь переходные металлы с объемноцентрированной кубической решеткой: железо, хром, молибден, вольфрам и др. Никель, алюминий и некоторые сплавы на основе железа, обладая уникальным сочетанием низкой энергии Пайерлса и высокой энергии дефектов упаковки, представляются наиболее подходящими для разработки на их основе объектов сверхпластичности.

9.4. Объекты сверхпластичности

Сверхпластичность характерна как для чистых металлов, так и для многофазных сплавов. Представители СП материалов имеются практически во всех важных системах легирования на основе железа, титана, никеля, алюминия, магния, цинка, циркония, кобальта и других элементов.

Исследуется и успешно применяется в промышленности эффект СП в сталях [29], чугунах, цветных сплавах, нанокристаллических материалах, неорганических системах, керамике, композиционных материалах.

9.4.1. Разновидности сверхпластичных материалов

Разнообразные природные и технические материалы демонстрируют сверхпластическое или квазисверхпластическое (подобное сверхпластическому) течение в определенном температурном интервале под действием внешних или внутренних напряжений. Феноменологический анализ механики массопереноса, обеспечивающей такое течение, дает основание для разделения этих материалов на три группы:

- поликристаллические сверхпластичные материалы, демонстрирующие так называемую структурную сверхпластичность, т. е. сверхпластическое течение, при котором единицами массопереноса являются кристаллические зерна, размер которых находится в микро-, субмикро- или

наноинтервале, а также кристаллизующиеся металлические расплавы в процессе деформации;

- различного рода материалы, демонстрирующие сверхпластическое течение, при котором единицами массопереноса являются отдельные атомы или группы атомов (атомарная сверхпластичность); эту группу составляют неорганические неметаллические и металлические стеклообразующие системы, находящиеся в аморфном состоянии, а также материалы, демонстрирующие сверхпластичность при фазовых превращениях;

- различные несверхпластичные материалы, демонстрирующие квазисверхпластическое течение, а именно, материалы, входящие в состав геологических слоев поверхности и мантии Земли, некоторые полимеры.

В настоящее время известно множество металлов и сплавов, а также интерметаллидов, керамических композиционных материалов, проявляющих эффект сверхпластичности. Принято считать, что любой сплав с ультрамелким равноосным зерном при повышенных температурах и определенных, достаточно низких скоростях деформации может в большей или меньшей мере проявлять признаки структурной сверхпластичности. Однако для практического использования эффекта сверхпластичности недостаточно иметь в исходной заготовке ультрамелкое равноосное зерно. Необходимо еще сохранить малый размер зерен в течение всего времени сверхпластического деформирования, причем следует отметить, что для мелкозернистой структуры характерна большая склонность к росту зерна, обусловленная стремлением уменьшить суммарную энергию межзеренных границ. В таблице 9.1 приведен краткий обзор типов структурно-сверхпластичных материалов.

Структурная сверхпластичность характерна как для чистых металлов, так и для двух- и многофазных сплавов. В общем случае этот эффект наблюдается в поликристаллических агрегатах, три основных типа которых показаны на рисунке 9.3. Фазовые смеси типа аустенит – феррит условно называются структурами первого типа; структуры, характеризующиеся равномерным распределением дисперсных и прочных частиц второй фазы в пластичной матрице – структурами второго типа (например, алюминиевые сплавы 1201, 1420, В95), а промежуточные структуры – структурами третьего типа.

К третьему типу относятся сплавы с микродулексной структурой, у которых зерна двух фаз перемешаны, а объемные доли фаз примерно одинаковы. У этих сплавов максимально развита поверхность раздела фаз с разным типом кристаллической решетки и разным химическим составом, что обеспечивает максимальное взаимное торможение роста зерен этих фаз. Примерами сверхпластичных сплавов с микродулексной структурой являются

($\alpha+\beta$)-титановые сплавы ВТ6, ВТ14 и др., ферритно-аустенитная нержавеющая сталь и др.

Таблица 9.1 – Структурно сверхпластичные материалы [16]

№ п/п	Металлические сплавы		Стали	Композиты на металлической основе
1	Al-Ca-Si	Cu-Al-Ni	Инструментальные	SiC _p /7475
2	Al-Ca-Zn	Cu-P		SiC _w /2024
3	Al-Cu	Cu-Zn	Сверхвысокоуглеродистые	SiC _w /2124
4	Al-Cu-Li (2095)	Cu-Zn-Ni	Нержавеющие	SiC _w /6061
5	Al-Cu-Mg (AK41;2024)			SiC _w /7075
6	Al-Cu-Mn (Д20; 1201)	Mg-Al-Zr		SiC _w /Zn – 22Al
7	Al-Cu-Si	Mg-Li		
8	Al-Cu-Zr (2004-Supral)	Mg-Mn-Ce		SiN _p /2124
9	Al-Li (8090)			SiN _p /6061
10	Al-Mg-Cr	Ti-Al		SiN _p /7064
11	Al-Mg-Mn (AMг6; 5083)	Ti-Al-Mo		SiN _w /2024
12	Al-Mg-Zr (1420; 5456)	Ti-6Al-4V		SiN _w /6061
13	Al-Zn-Mg (B93; B96ц); (7075; 7475)	Ti-Mo-Sn-Zr Ti-V-Mo-Al		

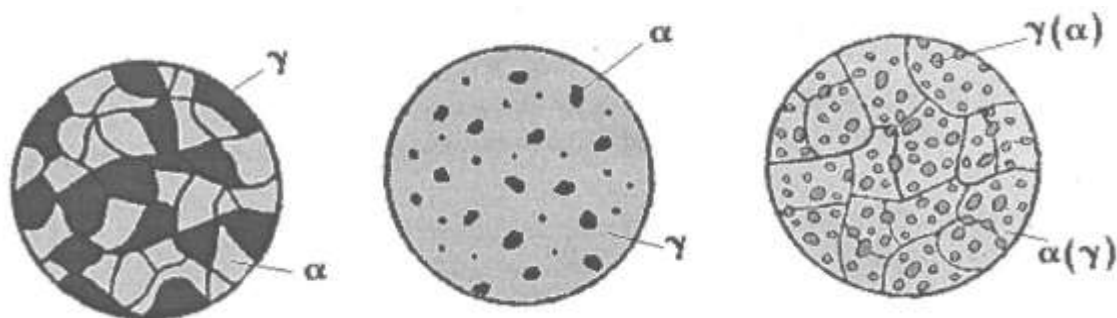


Рисунок 9.3 – Структура сплавов с эффектом сверхпластичности:
а) первый тип; б) второй тип; в) третий тип; α – ферритная фаза;
 γ – аустенитная фаза

В таблице 9.2 приведены примеры характеристик сверхпластического состояния некоторых сплавов, полученных при испытаниях на растяжение.

Таблица 9.2 – Характеристики сверхпластического состояния некоторых сплавов [16]

№ п/п	Сплав (% по массе)	Удлинение, %	Температура, К	Размер зерна, мкм	Коэффициент скоростного упрочнения
1	Al – 33 % Cu (эвтектика)	1000	680 – 800	1 – 7	0,5 – 0,8
2	Al – 12 % Si (эвтектика)	117	800		0,5
3	Al – 12 % Si – 4 % Cu	100	770		0,4
4	Ag – 28 % Cu (эвтектика)	500	1050		0,5
5	Bi – 40 % Ca (эвтектика)	-	-		
6	Bi – 65 % In (эвтектика)	450	290		
7	Bi – 43 % Sn	Более 1000	290		
8	Bi – 32 % Pb – 16% Sn	1150	290		1 – 2
9	Cd – 26 % Zn	400	293		
10	Co – 40 % Al (эвтектика)	850	1470	0,4	0,47
11	Cr – 30 % Co	160	1473		
12	Cr – 40 % Ru	100	1560		
13	Cu – 10 % Mg (эвтектика)	262	950		
14	Cu – 10 % Al – 4 % Fe	720	1070	0,4	0,6
15	Cu – 38 ÷ 50 % Zn	300	720–1260		0,5
16	Углеродистые стали	350	970	2	0,6
17	Малолегированные стали	400	1070 – 1170		0,65
18	Нержавеющая сталь 26 – б	-	1090 – 1200	4 – 5	0,5
19	Mg – 6% Zn – 0.6% Zr	1000	540 – 580	0,5	0,6
20	Mg – 35 % Ni (эвтектика)	120	770		
21	Mg – 30 % Cu (эвтектика)	400	770		
22	Mg – 33 % Al (эвтектика)	2100	670 – 720		0,8
23	Чистый никель	-	1090	8	0,5
24	Ni – Cr – Fe (различные составы)	До 1000	1080 – 1250	5	
25	Ni – 49 % Cr	Менее 400	1270		

9.4.2. Дозвтектоидные и эвтектоидные стали

Ранние исследования по сверхпластичности обычных углеродистых сталей имели сравнительно небольшой успех. Было установлено, что в результате термомеханической обработки с целью получения микроструктуры, состоящей из ультрамелких ферритных зерен, стабилизированных сфероидизированными частицами цементита, стали, содержащие 0,2–1,0 % углерода, показывали удлинение не более 130 %. Проблема с доэвтектоидными и эвтектоидными сталями состоит в том, что в процессе их термомеханической обработки обычно формируются малоугловые границы зерен. Такие границы препятствуют зернограничному скольжению – основному механизму сверхпластической деформации ультрамелкозернистых сплавов. Однако обработка этих сталей термоциклированием после термомеханической обработки приводит к изменению структуры границ ультрамелких зерен: они становятся большеугловыми. В результате показатель скоростной чувствительности напряжения течения m повышается до 0,5, а удлинения достигают 1000 %.

9.4.3 Заэвтектоидные стали

Высокоуглеродистые стали с содержанием углерода 0,5–1,0 % и сверхвысокоуглеродистые стали с содержанием углерода 1,0–2,1 % используются в качестве конструкционных материалов весьма ограниченно, главным образом, из-за того, что являются крайне хрупкими при комнатной температуре.

Исследования О. Д. Шерби (Sherby O.D.) и О.М. Смирнова с соавторами показали, что у этих сталей в результате горячей или теплой термомеханической обработки, в частности, с использованием винтовой прокатки, легко формируется ультрамелкозернистая структура, состоящая из зерен феррита размером 0,3–3,0 мкм, стабилизированных частицами цементита размером 0,2–1,0 мкм. В этом структурном состоянии они становятся сверхпластичными при температурах 650–800 °С. Сверхпластичность у этих сталей наблюдается при скоростях деформации от 10^{-5} до 10^{-3} с⁻¹.

Разработаны два принципиально новых способа, позволяющих существенно усилить показатели сверхпластической деформации этих сталей. Во-первых, предложена новая концепция легирования, расширяющая температурный и скоростной диапазоны сверхпластического течения сверхвысокоуглеродистых сталей, и, во-вторых, разработаны новые схемы их деформирования, позволяющие охватить области с более высоким содержанием углерода, соответствующие чугунам.

Состояние сверхпластичности исчезает с появлением процессов дислокационного скольжения в зернах при высоких скоростях деформации, при

этом скоростная чувствительность напряжения течения m становится малой ($m \approx 0,1$). Максимальная скорость деформации, при которой сверхпластичность еще можно наблюдать, не превышает 10^{-3} с^{-1} . Она достигается при температурах чуть ниже температуры фазового превращения A_1 . Если температура деформации будет выше A_1 , эвтектоидные карбиды начнут растворяться, зерна начинают расти, а сверхпластическое течение будет ослабевать. Поэтому одним из способов усиления признаков сверхпластического течения в сталях является повышение критической температуры A_1 , что предотвращает рост зерен при повышенных температурах.

9.4.4 Белые чугуны

В сверхпластичное состояние удалось перевести также Fe – C сплавы с более высоким содержанием углерода (2,1–5,0 %). Эти сплавы, соответствующие по составу белым чугунам, получали в ультрамелкозернистом состоянии методами порошковой металлургии и низкотемпературного отжига (600–700 °C). Такие порошки легко компактируются при температурах ниже A_1 или при термоциклировании в процессе фазового превращения.

Благодаря низкой температуре компактирования удается получать материалы с ультрамелким зерном (1–2 мкм). Они сверхпластичны при промежуточных температурах (750–850 °C). Наибольшее удлинение 1410 % было получено у сплава Fe – 3 % C – 1,5 % Cr.

Материалы этой группы с содержанием углерода выше 4,3 %, соответствующие по составу заэвтектоидным чугунам, могут быть отнесены к композитам с керамической матрицей, в которой распределены частицы феррита [23].

9.4.5. Низко- и среднелегированные стали

Сверхпластичное состояние было обнаружено у легированных сталей с двумя типами структуры: ферритно-аустенитной и аустенитной. У сталей ферритно-аустенитного класса, содержащих 1–2 % Mn и 0,1 – 0,4 % C и имеющих размер зерен 1 – 2 мкм, первоначально было получено удлинение 300–500 %. Позднее у стали того же типа, содержащей 4,0 % Ni, 3,0 % Mo и 1,5 % Ti, было достигнуто удлинение 600 %. Ультрамелкозернистую структуру у этих сталей удается сохранить благодаря тому, что она представляет собой равномерную смесь зерен 50 % феррита и 50 % аустенита, подавляющих рост друг друга. Трудность достижения сверхпластичности у этих сталей состоит в том, что торможение роста зерен в этом случае обеспечивается в сравнительно узком температурном интервале (800 ± 50) °C.

У сталей аустенитного класса, содержащих 13 % Mn и (1,2–1,7) % C (стали Гатфилда) ультрамелкозернистую структуру (размер зерен 3–4 мкм), удалось получить деформированием в аустенитно-цементитной области до выделения по границам аустенитных зерен частиц цементита с последующими холодной деформацией, разрушающей цементитную сетку, и рекристаллизационным отжигом. В таком структурном состоянии сверхпластичность у этих сталей (удлинение порядка 500 %) была получена при 800 °С.

9.4.6. Микродуплексные нержавеющие стали

Микродуплексные нержавеющие стали представляют большой интерес для химического машиностроения из-за их высокой прочности и коррозионной стойкости. Они содержат (18–40) % Cr и до 10 % Ni; в них также могут присутствовать Mo, Ti, Cu, Al, Si, Mn, C, N. Микродуплексными эти стали называются потому, что их высокая пластичность объясняется особым состоянием их микроструктуры, которая представляет собой однородную смесь ультрамелких зерен (2–3 мкм) феррита и аустенита.

При исследовании сверхпластического поведения стали с 39 % Cr, 10 % Ni, 1,75 % Ti, 1,0 % Al было установлено, что высокая чувствительность напряжения течения этой стали ($m \approx 0,5$) сохраняется при 980 °С в широком интервале скоростей деформации ($6 \cdot 10^{-6}$ - $4 \cdot 10^{-2}$) с⁻¹. При этом с достаточным основанием можно утверждать, что единственным механизмом сверхпластической деформации этой стали является классическое зернограничное скольжение, аккомодированное дислокационным скольжением вблизи границ зерен. Применяются также и другие сплавы различных систем легирования.

10. Композиционные нанотриботехнические материалы

В планах развития экономики России обращается внимание на систематическое повышение производительности труда, разностороннее повышение технического уровня изделий посредством внедрения инновационных разработок, улучшение качества, долговечности и надежности механизмов и машин [114].

Повышение скоростей и нагрузок в узлах трения современных механизмов и машин требует повышения качества трущихся поверхностей, поскольку это определяет износостойкость, усталостную прочность и, в конечном счёте, долговечность. Известно [20], что наибольшая долговечность деталей и узлов достигается при более широком применении прогрессивной технологии (химико-термического, термомеханического, механического и

электромеханического упрочнения, поверхностного легирования и др.), покрытий поверхностей трения упрочняющими и защитными материалами.

В настоящее время существует много разновидностей покрытий различного назначения и состава, которые классифицируют по различным основаниям. Например, классификация покрытий по материалу: керамические покрытия, металлические покрытия, металлокерамические покрытия, наноструктурированные покрытия, композиционные покрытия, полимерные покрытия (полиамидные покрытия, полиимидные покрытия и др.). Классификация покрытий по назначению: антикоррозионные покрытия, износостойкие покрытия, антифрикционные покрытия, антиадгезионные покрытия, жаропрочные и жаростойкие покрытия, термобарьерные покрытия, диэлектрические покрытия, электропроводные покрытия, уплотнительные покрытия. Классификация покрытий по основному металлу покрытия: цинковые покрытия, алюминиевые покрытия, покрытие нержавеющей стали, покрытие никелем и его сплавами, покрытие медью. Важной разновидностью с точки зрения трибологии являются композиционные покрытия с полимерными матрицами и наполнителями из наночастиц слоистых модификаторов трения (твёрдых смазочных материалов). По приведённым классификациям данные покрытия относятся к полимерным, композиционным, наноструктурированным покрытиям и к покрытиям триботехнического назначения (износостойкие покрытия, антифрикционные покрытия).

Известно [21, с. 177], что полимерные материалы широко применяются в узлах трения современных машин и механизмов. Их применение позволяет увеличить надёжность и ресурс машин, улучшить их эксплуатационные, технико-экономические характеристики и технологичность, отказаться от дефицитных сплавов цветных металлов и снизить стоимость машин.

Пластмассы подразделяются на термопластичные и термореактивные. К термопластичным относятся пластмассы с линейной или разветвленной структурой полимеров, свойства которых обратимо изменяются при многократном нагревании и охлаждении. К термореактивным пластмассам относятся полимеры, в которых при термическом воздействии возникают реакции химического связывания цепных молекул друг с другом с образованием сетчатого строения. Такие пластмассы не могут переходить в пластичное состояние при повышении температуры без нарушения пространственных связей в структуре полимера.

Полимеры (термопластичные и термореактивные) могут использоваться в качестве антифрикционных материалов как в чистом виде, так и в виде композиционных материалов с различными наполнителями. Из полимерных материалов изготавливают зубчатые колеса, шкивы, трущиеся элементы

подшипников скольжения, кулачковых механизмов, направляющих, уплотнений, сепараторы шарикоподшипников, втулки шарниров и т.д.

Антифрикционные материалы на основе термопластов отличает высокая технологичность, низкая себестоимость, хорошие демпфирующие свойства. Детали из термопластов изготавливают высокопроизводительными методами – литьем под давлением и экструзией; крупногабаритные детали – центробежным литьем, ротационным формованием, анионной полимеризацией мономера непосредственно в форме, нанесением антифрикционных покрытий из расплавов, порошков, дисперсий.

Термореактивные полимеры обрабатываются преимущественно методами компрессионного и литьевого прессования, они более прочны и термостойки. Порошкообразные термореактивные композиции наносят на трущиеся поверхности деталей в виде тонких покрытий [21, с. 178].

В качестве антифрикционных термопластичных материалов наиболее широко используют полиамиды (капрон, П68, П6, П12 и др.), обладающие низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью и работающие при температуре от минус 40 до плюс 80 °С. К недостаткам полиамидов следует отнести их относительно высокое водо- и маслопоглощение. Деталям из полиамидов свойственна хорошая сопротивляемость воздействию циклических нагрузок, возможность работы без смазки в паре с закаленной сталью. Коэффициент трения полиамидов по стали без смазки 0,1–0,2, со смазкой маслом – в пределах 0,05–0,10.

Для повышения механических свойств полиамиды армируют волокнистыми и другими материалами, а для улучшения антифрикционных свойств в них вводят различные твердосмазочные графитоподобные компоненты.

В качестве последних применяют графит, дисульфид молибдена, тальк, термоантрацит, а в качестве армирующего наполнителя – мелконарубленное стекловолокно или измельченное углеродное волокно.

Температурный коэффициент линейного расширения и водопоглощение наполненных полиамидов в 1,5–4,0 раза меньше, коэффициент трения без смазки в 1,2–2,0 раза больше, а интенсивность изнашивания в 2–5 раз ниже, чем у ненаполненных полиамидов. Полиамиды применяют также в качестве тонкослойных покрытий металлических деталей.

В приборо- и машиностроении для изготовления деталей узлов трения широко применяют фторопласты и композиционные материалы на основе фторопластов. Фторопласты отличаются высокой химической стойкостью, высокой температуростойкостью (до 300 °С), а также сохраняют работоспособность, не охрупчиваясь при охлаждении до минус 250 °С.

На фторопласты практически не действуют кислоты, окислители, щелочи, растворители. При температуре выше 350 °С фторопласты реагируют с некоторыми металлами и окислами. Коэффициент трения фторопластов, особенно фторопласта-4 (0,03–0,05) находится на уровне значений коэффициента трения металлических пар в гидродинамическом режиме скольжения.

Применение фторопластов в чистом виде без наполнителей весьма ограничено вследствие низкой прочности и износостойкости. В машиностроении используются в основном композиционные материалы. Введение различных наполнителей (кокс, графит, дисульфид молибдена, металлические порошки, стекловолокно, углеродное волокно) в количестве 15–45 % по массе позволяет значительно повысить прочность и износостойкость (в 10–100 раз и более). Использование фторопластов в виде лаков, паст, суспензий для изготовления антифрикционных наполнителей для различных композиционных материалов на основе термопластических и терморезистивных полимеров значительно снижает коэффициент трения и интенсивность изнашивания многих узлов трения.

Ароматические полиамиды [21, с. 179] применяются для изготовления деталей узлов трения как в чистом виде, так и в виде композиционных материалов, наполненных фторопластом, графитом, дисульфидом молибдена и другими твердыми смазочными материалами. Детали из ароматических полиамидов отличаются высокой прочностью и теплостойкостью, их изготавливают методами компрессионного и литьевого прессования. Выпускаемый промышленностью ароматический полиамид фенилон стоек против многих химических веществ, масел, бензина. Детали из фенилона можно эксплуатировать при температурах от минус 50 до плюс 200 °С. Наполнение фенилона твердыми смазочными материалами значительно улучшает его триботехнические свойства.

Фенилон используют для изготовления подшипников скольжения, подпятников, уплотнений, зубчатых колес, сепараторов шарикоподшипников, деталей клапанов, кулачков и т.д.

Поликарбонат применяют в машино- и приборостроении, в радио- и электротехнической промышленности, для изготовления деталей точных станков, приборов, вычислительных машин и т.д. Поликарбонат стоек к атмосферным воздействиям, воды, водных растворов минеральных кислот и солей, окислителей, масел, в то же время он растворяется в ряде углеводородов (ацетон, толуол и др.), набухает в бензине.

Поликарбонат пригоден для работы в условиях низких и сверхнизких температур, в среде газообразного и жидкого азота, водорода и гелия при температуре до минус 253 °С. Он обладает высокой ударной прочностью и

стабильностью размеров деталей, малой ползучестью, однако плохо сопротивляется циклическим воздействиям нагрузки и имеет низкую усталостную прочность [21, с. 180].

Промышленность выпускает поликарбонат – дифлон, наполненный 25 % по массе стекловолокном (дифлон СТН) и наполненный фторопластом (дифлон ДАК 8).

Освоено производство антифрикционного поликарбоната, представляющего собой дифлон, модифицированный фторопластом-4. У этого материала сохраняются высокие физико-механические и диэлектрические свойства поликарбоната и одновременно в 1,5–2 раза улучшаются антифрикционные свойства. Поликарбонат перерабатывают литьем под давлением и экструзией и применяют в несмазываемых узлах трения, например, в криогенной и микрокриогенной технике.

Расширяется применение полиолефинов (полиэтилен высокого давления, полипропилен) в качестве антифрикционных материалов как в чистом виде, так и в композициях с наполнителями. Полиолефины стойки к действию большинства кислот, щелочей, не растворяются в органических растворителях при 20 °С. Однако сильные окислители (азотная кислота и др.), хлор, фтор разрушают их, и при повышенных температурах они растворяются во многих органических растворителях.

На основе полиолефинов создают композиционные материалы, вводя различные наполнители (сажу, каучук, стекловолокно, древесные опилки и т.д.), что позволяет получать материалы, обладающие высокой износостойкостью и коэффициентом трения 0,1–0,15. К недостаткам свойств полиолефинов следует отнести низкую теплоемкость, так как детали узлов трения могут длительно эксплуатироваться при температуре не выше 60 °С (кратковременно до 80 °С). Это снижает возможность применения полиолефинов в машиностроении.

Полиарилаты – термопластичные полимеры, перерабатываются литьем под давлением или литьем прессованием. Детали узлов трения из полиарилата могут работать длительно при температуре 160–180 °С, кратковременно – при температуре 230 °С. Наряду с высокой теплостойкостью полиарилат обладает высокой сопротивляемостью ионизирующим излучениям, хорошими диэлектрическими свойствами, достаточной химической стойкостью, морозостойкостью (могут работать при температуре до минус 100 °С). Для улучшения антифрикционных свойств полиарилаты наполняют твердыми смазочными материалами. Упомянутые свойства полиарилатов показывают, что это весьма перспективный материал для деталей узлов трения, особенно для не смазываемых.

Другим перспективным материалом являются полиимиды. Это термостойкие терморезистивные полимеры, применяющиеся в качестве связующего при изготовлении композиционных антифрикционных материалов. На основе полиимидов выпускают композиты, наполненные дисульфидом молибдена и графитом. В последние годы разработаны материалы, наполненные углеродным волокном. Эти материалы обладают высокой радиационной и химической стойкостью, прекрасными триботехническими свойствами и могут длительно эксплуатироваться при температуре 220–260 °С. Изделия из таких материалов получают в основном прессованием с последующим спеканием.

Высокой химической стойкостью и малым водопоглощением обладает полимер пентапласт. Его применяют для изготовления деталей узлов трения повышенной точности (шестерен, уплотнительных манжет, уплотнительных колец и т.д.). Детали из пентапласта можно длительно эксплуатировать при температуре 120–130 °С, кратковременно – при 135–150 °С. Пентапласт перерабатывают всеми методами на оборудовании, применяемом для термопластов. Коэффициент трения при давлении 5 МПа (температура 20 °С) для пары трения пентапласт-пентапласт составляет 0,13–0,15; для пары пентапласт-закаленная сталь – 0,11–0,13. Для повышения механических свойств в пентапласт вводят минеральные наполнители: графит, смолу, стекловолокно, окись хрома и др.

Полиформальдегидные смолы – терморезистивные полимерные материалы, применяемые для изготовления деталей узлов трения в машиностроении (шестерни, втулки, муфты сцепления, подшипники, сепараторы и др.).

Эти материалы обладают высокой стойкостью по отношению к органическим растворителям, действию горячей воды, растворов солей, морской воды, щелочей, растворов органических кислот. Изделиям из полиформальдегидов свойственна высокая жесткость, стабильность размеров, высокая износостойкость, стойкость к старению; их можно эксплуатировать при температуре до 120 °С. Коэффициент трения чистого полиформальдегида по стали без смазки – 0,30–0,35. Для повышения износостойкости и улучшения антифрикционных свойств полиформальдегид наполняют стекловолокном, фторопластом, дисульфидом молибдена, углеродным волокном, коксом, сажей, графитом. Введение в сополимер полиформальдегида 15–20 % фторопласта снижает коэффициент трения в 1,5–2 раза, интенсивность изнашивания – в 3–4 раза.

Эпоксидные полимеры широко применяют при изготовлении деталей узлов трения. Они обладают хорошей адгезией к металлам и другим материалам, высокой механической прочностью, малыми усадкой и

водопоглощением, вибро- и щелочеустойчивостью, хорошими электроизоляционными свойствами. В качестве наполнителей используют графит, кокс, дисульфит молибдена, нитрид бора, оксиды металлов, различные волокнистые материалы. Введение в эпоксидные смолы фурановых олигомеров и специальных добавок увеличивает твердость, жесткость, нагрузочную способность и износостойкость.

Композиционные материалы на основе эпоксидных смол применяют для изготовления деталей узлов трения, работающих в агрессивных средах и в вакууме при температурах от минус 100 до 200 °С, в воде, керосине и других средах.

Ещё одним классом трибополимеров являются полимерные самосмазывающиеся материалы.

Свойства материалов на основе фторопласта приведены в таблице 10.3, а на основе полиамидов – в таблице 10.4. Для повышения антифрикционных свойств полиамиды армируют и наполняют твердыми смазывающими материалами.

К классу трибополимеров относятся также полиимиды. Полиимиды отличаются высокой термической и термоокислительной устойчивостью. Они начинают разлагаться на воздухе только в области температур 350–450 °С, а в вакууме или инертной среде – при 500 °С. Полиимиды относятся к самым радиационностойким материалам, что в сочетании с малой летучестью делает их перспективными для применения в узлах трения, работающих в вакууме.

Изделия из полиимидов могут длительно эксплуатироваться при температуре 200–260 °С. Например, полиимид ПМ-69 сохраняет 90 % прочности при изгибе после 500 ч работы при 250 °С и после 100 ч работы при 300 °С. Ценным свойством полиимидов является высокое сопротивление ползучести, особенно при высоких температурах. Возможность применения полиимидов для изготовления деталей высокой точности обеспечивается их малой усадкой (0,7–1,0 %) при прессовании и спекании и небольшим (0,2–0,3 %) водопоглощением.

В таблице 10.5 приведены составы и основные свойства самосмазывающихся композиционных материалов на основе полиимидов.

Коэффициент трения этих материалов с увеличением скорости скольжения снижается. Детали узлов трения получают горячим прессованием. Для изготовления пористых изделий, например, подшипников, к полиимиду добавляют полиформальдегид. При температуре до 340 °С наиболее эффективно работают композиции, содержащие 45 % графитированного волокна (коэффициент трения снижается до 0,05–0,10) при допустимом контактном давлении 350 МПа.

Таблица 10.3 – Характеристики материалов на основе фторопласта [21, с.182]

Марка материала	Состав, %	Плотность γ , кг/м ³	Прочность σ_b , МПа	Твердость НВ, кг/мм ²	Теплопроводность, C_p , Вт/(м·к)	Коэффициент трения, f	Интенсивность изнашивания, $J_h \cdot 10^9$
Ф-4		2,18-2,2 1	14,0-35,0	30-40	0,2	0,04	80-100
Ф4К20	Ф-4, 80 Кокс, 2					0,06	0,75-1,0
Ф4М15	Ф-4, 85 MoS ₂ , 15	2,25	13,5	50	—	0,07	0,5-1,8
Ф4С15	Ф-4, 85 Стекло-волокно рубл. 15	2,20	11-14	50-60	—	0,08-0,09	1,7-2,0
Ф4К15 М5	Ф-4, 80 Кокс, 15 MoS ₂ , 5	2,19	14	40	—	0,08-0,09	1,7-2,0
АМИП-15М ФН-202	Ф-4, Ситал, MoS ₂	2,25 2,40	10-14	46-80	0,35	0,1-0,12	1,8-2,1 28-32
	Ф-4, никель, Нитрид бора, MoS ₂		11-18	40-70	0,30	0,12-0,15	
КРИОЛ ОН-3	Ф-4, 82 Углеродное волокно, 5 MoS ₂ , 3	2,21	22-25	55-60	0,36	0,08-0,1	0,5-0,7
КВН-3	Ф-4, бронза, РbO, кокс, MoS ₂						

Таблица 10.4 – Характеристики материалов на основе полиамида [21, с. 182]

Марка материала	Состав	Плотность, γ , кг/м ³	Прочность σ_b , МПа	Удельная вязкость КС, кДж/м ³	Твердость НВ, кг/мм ²	Предельная рабочая температура, °С
ПА 6-1-203	ПА, графит	1,15	60-72	18-50	130	-60 - 165

Марка материала	Состав	Плотность, γ , кг/м ³	Прочность σ_b , МПа	Удельная вязкость КС, кДж/м ³	Твердость НВ, кг/мм ²	Предельная рабочая температура, °С
ЛАМ-1	ПА, графит, алюминиевая пудра	1,18	53	20	200	-60 - 165
ПА12-11-13	ПА, MoS ₂	1,03	49	3-7	85	-60 - 165
ПА66ПЭ	ПА, полиэтилен	1,13	70	4	110	- 40 - 80
ПА610-1-103	ПА, графит	1,12	55	50-80	—	до 120
ПА610-1	ПА, стекловолокно, MoS ₂	1,35	125	20-50	—	до 120
САМ-3	ПА, добавки	1,30	55	40-50	130	до 100
САМ-5	ПА, графит, добавки	1,16	47	35-51	95	до 100
ПНС610-Т10	ПА, тальк	1,16	50-60	50-80	—	до 120
МАСЛЯНИТ КСПЭ	ПА, стекловолокно, полиэтилен, медь	—	—	30	80	-50 - 200

Подшипники, изготовленные из наполненного полиимида с хаотично ориентированными графитированными волокнами, надежно работают при давлении до 28,5 МПа и имеют износостойкость при 50 и 315 °С соответственно в 7 и 1,5 раза большую, чем в случае ориентации графитовых волокон вдоль направления скольжения. Для работы в области криогенных температур применяют полиимиды, наполненные бронзой. Фирма "Баден" (США) разработала самосмазывающиеся шарикоподшипники, работоспособные в интервале температур от минус 50 до 260 °С при частоте вращения до 800 с⁻¹. Сепаратор этих подшипников изготавливают из пористых полиимидных материалов SP-8 и SP-811.

Большое распространение в науке, в технике и производстве получили так называемые «твердые смазки», особенно в узлах трения. Особую важность приобрели «твердые смазки» на основе селенида вольфрама(IV) WSe₂ [22, 23, 25] и сульфида вольфрама(IV) WS₂ [22–25].

Таблица 10.5 – Характеристики материалов на основе полиимида [21, стр.184]

Марка материала	Состав материала	Плотность γ , г/см ³	Прочность, σ_b , МПа	Ударная вязкость КС, кДж/м ²	Твердость НВ, кг/мм ²	Предельная рабочая температура, °С
Полиар-2	ПМ-67, MoS ₂	1,3	—	50	140	-196 -300
Тесан-38	ПМ-69, MoS ₂	1,3	—	30	140	-196 - 250
ПМ-67-ДИ-3	ПМ-67, MoS ₂	1,43	90-130	20-70	210-310	-196 - 250
ПМ-69-ДМ-3	ПМ-67, MoS ₂	1,45	85-120	30-50	210-280	до 250
ПМ-67-Г10	ПМ-67, графит	1,45	70-98	8-30	230-330	до 250
ПМ-69-Г5	ПМ-69, графит	1,47	70-90	20-40	220-330	до 250
ПАМ 15-67	ПМ-67, графит	1,42	80-100	16-30	300	-196 - 250
ПАМ 15-69	ПМ-69, графит	1,42	65-80	7,8	330	-196 - 250
ПАМ 50-67	ПМ-7, графит, нитрид бора	1,62	44-45	1,5-5,0	270-300	-196 - 250
ПАМ 50-69	ПМ-69, графит, нитрид бора	1,5-1,6	30-38	5,0	300	-196 - 250

Очень большое влияние на свойства «твердых смазок» играет размер и форма основного наполнителя WSe₂ и WS₂. Чем размер частичек меньше, тем более высокие характеристики различных свойств могут ожидать. Кроме того, немаловажную роль играет степень дисперсности и однородности данных наполнителей.

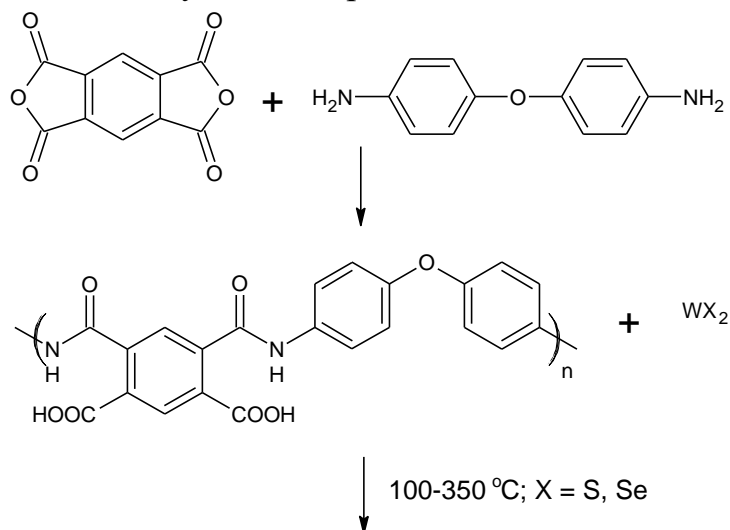
Технология изготовления полиимидных композиционных материалов с наночастицами дихалькогенидов вольфрама реализуется в два этапа:

- 1) получение наночастиц [34, 35, 36, 40, 41, 42, 43];
- 2) синтез полиимидных покрытий с наночастицами.

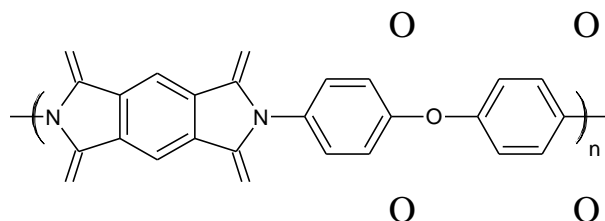
Как показали исследования различных авторов [26-29] наиболее эффективным методом придания полиимидам нужных термопластичных свойств является их получение на основе макромолекул, имеющих линейное строение с содержанием в цепи шарнирных развязок [30].

Полиимид ПМ-ДАДФЭ является аналогом выпускаемого промышленностью полиимида ПМ, получаемого путем поликонденсации пиромелитового ангидрида (ПМ) и 4,4'-диаминодифенилового эфира (ДАДФЭ). Полиимид ПМ не растворим в обычных растворителях, практически не

размягчим и не плавом. Синтез ПМ-ДАДФЭ с наночастицами наполнителя выражается следующим образом:

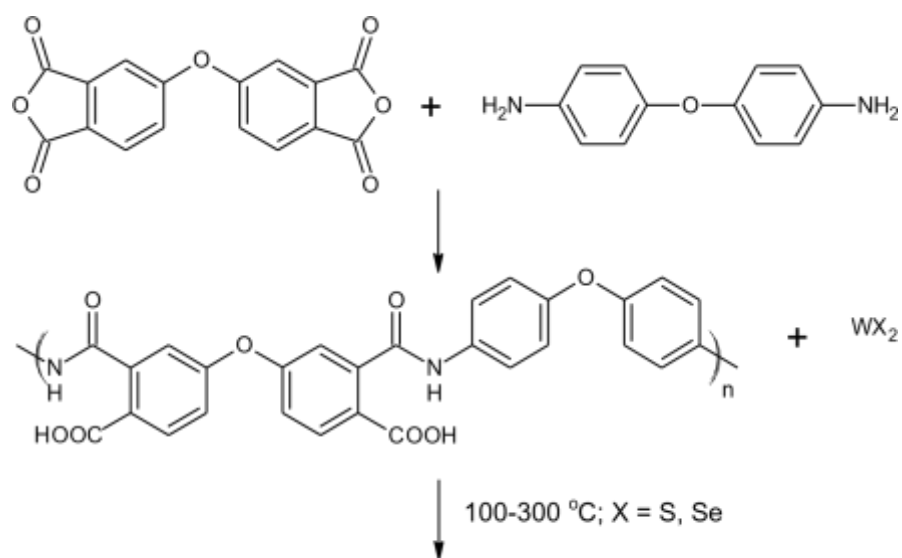


матрица на основе:

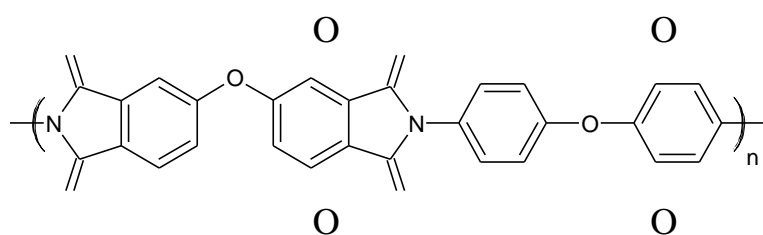


Полиимиды (Р-ООО)ФТ и А-ООО относятся к числу полиимидных термопластов и получают в лабораторных масштабах путем поликонденсации диангида 1,3-бис (3',4-дикарбоксифенокси) бензола (диангидрид Р) и 4,4'-бис (4''-аминофенокси)-дифенилоксида (диамин ООО) и регулятора молекулярной массы полимера фталевого ангидрида (ФТ) в случае полиимиды (Р-ООО)ФТ и поликонденсации ангида 1,3-бис (3',4-дикарбоксифенокси) дифенилпропана (диангидрид А) и 4,4'-бис (4''-аминофенокси) дифенилоксида (диамин ООО) в случае полиимиды А-ООО. Необходимые для получения полиимидов диангидриды ПМ, Р и А, ангирид ФТ, диамины ДАДФЭ и ООО, растворитель N-метилпирролидон (МП) являются веществами, распространёнными на рынке.

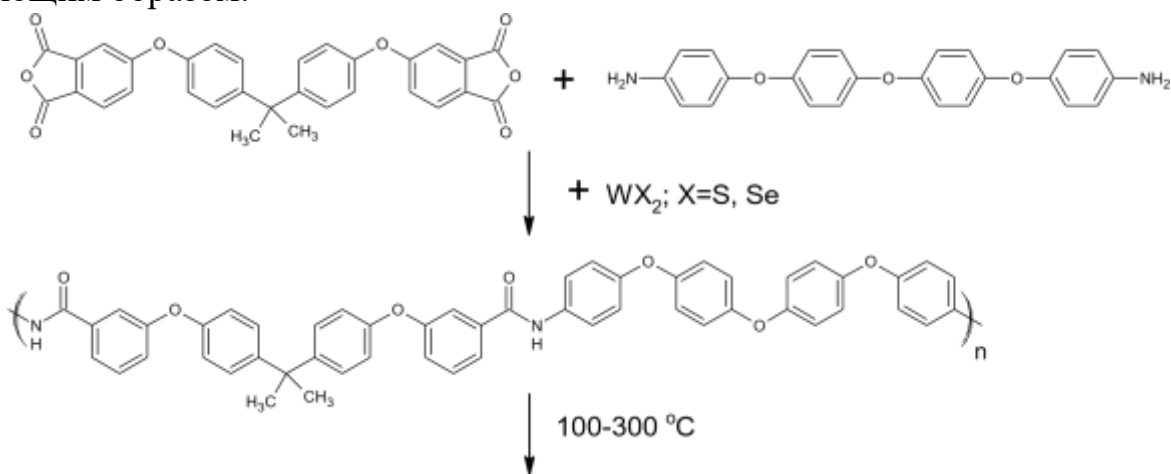
Синтез (Р – ООО) ФТ с наночастицами наполнителя выражается следующим образом:



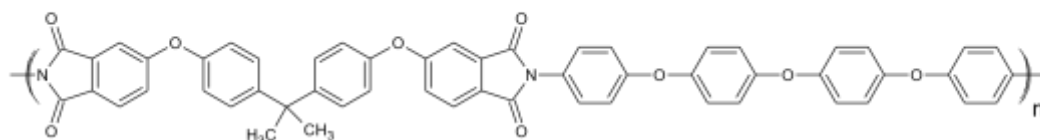
матрица на основе:



Синтез (А – ООД)₄ с наночастицами наполнителя выражается следующим образом:



матрица на основе:



Недостатком материалов на основе полиимидов является большая скорость газовыделения, что в некоторых случаях ограничивает их использование в вакуумной технике, а также хрупкость, предъявляющая особые требования к технологии обработки деталей. Кроме того, эти материалы

имеют высокую стоимость. Поэтому их применяют лишь для изготовления ответственных деталей подвижных сопряжений, работающих в экстремальных условиях.

Находят также широкое применение композиционные огнеупорные материалы на оксидной основе, перспективные для металлургических литейных производств – разработки сотрудников научно-производственного предприятия «ВУЛКАН-ТМ» (г. Тула).

Результаты получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России по проекту №11.6682.2017/8.9.

Рассмотренные в данном учебном пособии вопросы могут быть использованы при создании ресурсосберегающих технологий обработки материалов с применением новых нанокomпозиционных материалов и покрытий [5, 16–18, 43–107, 112–150].

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Арзамасов, Б. Н. Материаловедение / Б. Н. Арзамасов [и др.]. – Москва: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2001. – 648 с.
2. Гончаренко, И. А. Машиностроительные материалы. Раздел: «Специальные стали»: учеб. пособие / И. А. Гончаренко, А. В. Афанаскин, А. Е. Гвоздев. – Тула: Издательство ТулГУ, 2001. – 73 с.
3. Фетисов, Г. П. Материаловедение и технология металлов / Г. П. Фетисов. – Москва: Высшая школа, 2000.
4. Беспяхотный, А. Д. Артиллерийское материаловедение / А. Д. Беспяхотный, С. А. Компанейцев, В. М. Корсак. – Пенза: Изд-во ПВАИУ, 1975. – 442 с.
5. Гончаренко, И. А. Основы технологии обработки машиностроительных материалов / И. А. Гончаренко, А. В. Афанаскин, А. Е. Гвоздев. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2001. – 86 с.
6. Фигнер, И. В. Термическая обработка сплавов: справочник / И. В. Фигнер. – Ленинград: Машиностроение, 1982. – 304 с.
7. Мозберг, Р. К. Материаловедение / Р. К. Мозберг. – Москва: Высшая школа, 1991. – 448 с.
8. Рахштадт, А. Г. Справочник металлиста: в 5 т. / А. Г. Рахштадт, В. А. Брострема. – Москва: Машиностроение, 1976. – Т. 2. – 720 с.
9. ГОСТ В 18241-85. Масла, смазки, специальные жидкости для военной техники. Ограничительный перечень и порядок назначения. – Москва: Издательство стандартов, 1985. – 100 с.
10. Кубарев, А. И. Надежность в машиностроении / А. И. Кубарев. – Москва: Издательство стандартов, 1989. – 224 с.
11. Виноградов, П. А. Консервация изделий машиностроения / П. А. Виноградов. – Ленинград: Машиностроение, Ленинградское отделение, 1986. – 270 с.
12. Скали, Дж. Основы учения о коррозии и защите металлов / Дж. Скали. – Москва: Мир, 1978. – 223 с.
13. Жук, Н. П. Курс теории коррозии и защиты металлов / Н. П. Жук. – Москва: Металлургия, 1976. – 472 с.
14. Эмануэль, Н. М. Химическая физика старения и стабилизации полимеров / Н. М. Эмануэль, А. Л. Бучаченко. – Москва: Наука, 1982. – 360 с.
15. Фомин, Г. С. Коррозия и защита от коррозии. Энциклопедия международных стандартов / Г. С. Фомин. – Москва: 1999. – 508 с.
16. Малыгин, Ф. К. Материаловедение: учебник / Ф. К. Малыгин, Н. Е. Стариков, В. М. Павлов [и др.]. – Тула: Изд-во ТАИИ, 2007. – 320 с.

17. Гвоздев, А. Е. Механические свойства конструкционных и инструментальных сталей в состоянии предпревращения при термомеханическом воздействии / А. Е. Гвоздев, А. Г. Колмаков, О. В. Кузовлева [и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – № 11. – С. 39–42.
18. Сергеев, Н. Н. Основы технологической подготовки: учеб. пособие / Н. Н. Сергеев, А. Н. Сергеев, А. Е. Гвоздев [и др.] / под ред. проф. А. Е. Гвоздева: изд. 2-е, испр. и доп. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2014. – 161 с.
19. Рыжонков, Д. И. Наноматериалы / Д. И. Рыжонков, В. В. Левина, Э. Л. Дзидзигури. – Москва: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2008. – 365 с.
20. Мишин, И. А. Долговечность двигателей / И. А. Мишин. – Ленинград: Машиностроение (Ленингр. отделение), 1976. – 288 с.
21. Трибология. Физические основы, механика и технические приложения: учебник для вузов / И. И. Беркович, Д. Г. Громаковский; под ред. Д. Г. Громаковского. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т., 2000. – 268 с.
22. Химическая энциклопедия: в 5 т. / редкол.: И. Л. Кнунянц [и др.]. – Москва: Советская энциклопедия, 1988. – Т. 1. – 623 с.
23. Справочник химика: в 7 т. / редкол.: Б. П. Никольский [и др.]. – 2-е изд., испр. – Москва-Ленинград: Химия, 1966. – Т. 1. – 1072 с.
24. Справочник химика: в 7 т. / редкол.: Б. П. Никольский [и др.]. – 3-е изд., испр. – Ленинград: Химия, 1971. – Т. 2. – 1168 с.
25. Рипан, Р. Неорганическая химия. Химия металлов: в 2 т. / Р. Рипан, И. Четяну. – Москва: Мир, 1972. – Т. 2. – 871 с.
26. Бессонов, М. И. Полиимиды – класс термостойких полимеров / М. И. Бессонов, М. М. Котон, В. В. Кудрявцев, Л. А. Лайус. – Ленинград: Наука, 1983.
27. St. Clair A.K., St. Clair T.L. // SAMPE Quart. 1981. October. P. 20.
28. Bell V.L., Stump B.L., Gager H. // J. Polym. Sci., Polym. Chem. Ed. 1975. V. 14. P. 2275.
29. Sroog C.E. // Prog. Polym. Sci. 1991. V. 16. P. 561.
30. Светличный, В. М. Полиимиды и проблема создания современных конструкционных и композиционных материалов / В. М. Светличный, В. В. Кудрявцев // ВМС. Серия А. – 2003. – Т. 45, № 6. – С. 1–52.
31. Tolochko O.V., Vasilieva E.S., Kaidash E.A., Cheong D.-I., Kim E.-P. Synthesis and applications of Tungsten-Based Ultrafine Particles // 17-th International Baltic Conference “Material Engineering 2008”. Lithuania, Kaunas: Technologija. Pp.45-46
32. Vasilieva E.S., Vahhi I.E., Kovalev E., Ignatiev M., Kim D., Kim B.-K. Production of WS₂ Structures by CVC Method // 17-th International Baltic

Conference “Material Engineering 2008”. Lithuania, Kaunas: Technologija. Pp. 54-55

33. Vasilieva E.S., Tolochko O.V., Kim B.-K., Lee D.-W. Synthesis of WS₂ Structures by Chemical Vapor Condensation Method // Book of abstracts of 8th Conference of Solid State Chemistry, July 6-11, 2008, Bratislava, Slovak Republic, Book of abstracts, p. 51

34. Hu L., Chen M. // Materials Chemistry and Physics. 1996. V.43. P. 212 – 219.

35. Губин С.П., Кокшаров Ю.А., Хомутов Г.Б., Юрков Г.Б. // Успехи химии. 2005. Т.74. №6. С.539 – 574.

36. Nobory I., Yoshihary O., and Seiichiro K. Superfine Particle Technology. L.: Springer-Verlag, 1988. P. 379.

37. Nasibulin A.G., Ahonen P.P., Richard O. et al. // J. Nanoparticle Res. 2001. Vol.3. Issue 5 - 6. P. 383 – 398.

38. Choi C.J., Tolochko O., Kim B.K. // Materials Letters. 2002. V.56. P. 289 – 294.

39. Ahonen P.P., Joutsensaari J., Richard O. et al. // J. Aerosol Sci. 2001. V.32 (5). P. 615 – 630.

40. Харрис, П. Углеродные нанотрубы и родственные структуры. Новые материалы XXI века / П. Харрис: пер. с англ. – Москва: Техносфера, 2003. – С. 336.

41. Fine Particles – Synthesis, Characterization and Mechanisms of Growth / Ed. By T. Sugimoto. N.Y.: Marcel Dekker, 1996. 530 p.

42. Васильева, Е. С. Газофазный синтез дисперсных частиц дисульфида вольфрама и их применение / Е. С. Васильева, М. Б. Игнатъев, Е. П. Ковалев, Д. В. Ли // Физика и механика материалов. Вестник Новгородского Государственного Университета. – 2009. – № 50. – С. 7–10.

43. Технология конструкционных материалов: учебник для вузов / Ф. К. Малыгин, Н. Е. Стариков, А. Е. Гвоздев, [и др.]: изд. 2-е испр. и доп. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. – 243 с.

44. Кузовлева, О. В. Материаловедение в полиграфическом и упаковочном производстве: учеб. пособие / О. В. Кузовлева, В. Ю. Кузовлев. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. – 179 с.

45. Гвоздев, А. Е. Производство заготовок быстрорежущего инструмента в условиях сверхпластичности / А. Е. Гвоздев. – Москва: Машиностроение, 1992. – 176 с.

46. Технология конструкционных и эксплуатационных материалов: учебник / под ред. А. Е. Гвоздева. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 351 с.

47. Дорохин, Ю. С. Организация и планирование деятельности предприятий сервиса: учеб. пособие / Ю. С. Дорохин, А. Н. Сергеев, К. С. Дорохина. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 380 с.

48. Триботехнические свойства композиционных покрытий с полиимидными матрицами и наполнителями из наночастиц дихалькогенидов вольфрама для узлов трения машин: монография / под ред. А. Д. Бреки. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. – 128 с.

49. Эксплуатация, техническое обслуживание и ремонт автомобиля: учеб. пособие / Н. Н. Сергеев, А. Е. Гвоздев, А. Н. Сергеев [и др.]. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. – 160 с.

50. Основы технологической подготовки: учеб. пособие / под ред. проф. А. Е. Гвоздева. – Изд. 2-е испр. и доп. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. – 187 с.

51. Малыгин, Ф. К. Материаловедение: учебник для вузов / Ф. К. Малыгин, Н. Е. Стариков, В. М. Павлов [и др.]. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2014. – 232 с.

52. Триботехнические характеристики жидких смазочных и полиимидных композиционных материалов, содержащих антифрикционные наночастицы дихалькогенидов вольфрама: монография / под ред. А. Д. Бреки. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. – 276 с.

53. Гвоздев, А. Е. Многопараметрическая оптимизация параметров лазерной резки стальных листов / А. Е. Гвоздев, И. В. Гольшев, И. В. Минаев, А. Н. Сергеев [и др.] // Материаловедение. – 2015. – № 2. – С. 31–36.

54. Бреки, А. Д. Синтез и триботехнические свойства композиционного покрытия с матрицей из полиимида (Р-ООО) ФТ и наполнителем из наночастиц дисульфида вольфрама при сухом трении скольжения / А. Д. Бреки, А. Л. Диденко, В. В. Кудрявцев, Е. С. Васильева [и др.] // Материаловедение. – 2016. – № 4. – С. 44–48.

55. Гвоздев, А. Е. Постановка задачи расчета деформационной повреждаемости металлов и сплавов / А. Е. Гвоздев, Г. М. Журавлев, Н. Н. Сергеев, В. И. Золотухин, Д. А. Провоторов // Производство проката. – 2015. – №10. – С. 18–26.

56. Бреки, А. Д. Триботехнические свойства композиционных покрытий на основе полигетероарилена «Р-ОДФО» с наполнителем из наночастиц диселенида вольфрама / А. Д. Бреки, Ю. А. Фадин, А. Л. Диденко, В. В. Кудрявцев [и др.] // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2015. – № 11–1. – С. 133–139.

57. Бреки, А. Д. Триботехнические свойства композиционных покрытий на основе полигетероарилена «ДАИ» с наполнителем из наночастиц дихалькогенидов вольфрама / А. Д. Бреки, Ю. А. Фадин, А. Л. Диденко,

В. В. Кудрявцев [и др.] // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2015. – № 8–2. – С. 148–155.

58. Бреки, А. Д. Триботехнические свойства композиционных покрытий на основе полигетероарилена «Р-ОООД» с наполнителем из наночастиц диселенида вольфрама / А. Д. Бреки, Ю. А. Фадин, А. Л. Диденко, В. В. Кудрявцев [и др.] // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2015. – № 8–2. – С. 181–188.

59. Бреки, А. Д. Выбор дисперсности наполнителя из частиц дихалькогенидов вольфрама для создания смазочного композиционного материала / А. Д. Бреки, О. В. Толочко, Е. С. Васильева, А. Е. Гвоздев [и др.] // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2015. – № 7–1. – С. 235–243.

60. Медведева, В. В. Оценка влияния размера частиц и концентрации порошков горных пород на противоизносные свойства жидких смазочных композиций / В. В. Медведева, М. А. Скотникова, А. Д. Бреки, Н. А. Крылов [и др.] // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2015. – № 11–1. – С. 57–65.

61. Бреки, А. Д. Влияние смазочного композиционного материала с наночастицами дисульфида вольфрама на трение в подшипниках качения / А. Д. Бреки, В. В. Медведева, Ю. А. Фадин, О. В. Толочко [и др.] // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2015. – № 11–1. – С. 78–86.

62. Бреки, А. Д. Оценка взаимодействия между наночастицами дихалькогенидов вольфрама в среде жидкого смазочного материала / А. Д. Бреки, О. В. Толочко, Е. С. Васильева, А. Е. Гвоздев [и др.] // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2015. – № 7–2. – С. 8–14.

63. Бреки, А. Д. Оценка влияния жидкого смазочного композиционного материала с наночастицами геомодификатора на трение в подшипниковом узле / А. Д. Бреки, О. В. Толочко, Н. Е. Стариков, Д. А. Провоторов [и др.] // Известия ЮЗГУ: Серия Техника и технологии. – 2015. – №3(16). – С. 17–23.

64. Комплексный подход к исследованию экстремальных эффектов в металлических, композиционных и нанокристаллических материалах: монография / под ред. д-ра техн. наук, проф. А. Е. Гвоздева. – Тула: Издательство ТулГУ, 2014. – 128 с.

65. Триботехнические свойства жидких смазочных композиционных материалов, содержащих полученные методом газофазного синтеза высокодисперсные дисульфид и диселенид вольфрама: монография / под ред. А. Д. Бреки. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2014. – 152 с.

66. Бреки А.Д., Васильева Е.С., Толочко О.В., Сергеев Н.Н., Гвоздев А.Е., Стариков Н.Е. Жидкие смазочные композиционные материалы, содержащие высокодисперсные наполнители, для подшипниковых узлов управляемых систем: монография. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2014. – 144с.

67. Role of nucleation in the development of first-order phase transformations / A.E. Gvozdev, N.N. Sergeev, I.V. Minaev, I.V. Tikhonova // Inorganic Materials: Applied Research, 2015, Vol.6, №4, pp. 283-288. – ISSN 2075-1133.

68. Заявка на изобретение 2014135667 Российская Федерация / Способ получения металлического порошка из отходов быстрорежущей стали в керосине // Е.В. Агеев, Е.А. Воробьев, А.Е. Гвоздев, Е.В. Агеева. Заявитель и патентообладатель: Юго-Западный государственный университет. №2014135667, опубл. 27.03.2016. Бюл. №9.

69. Заявка на изобретение 2014135539 Российская Федерация / Способ получения нанопорошка меди из отходов // Е.В. Агеев, Н.М. Хорьякова, А.Е. Гвоздев, Е.В. Агеева, В.С. Малюхов. Заявитель и патентообладатель: Юго-Западный государственный университет. №2014135539, опубл. 27.03.2016.

70. Заявка на изобретение 2014135563 Российская Федерация / Способ получения медного порошка из отходов // Е. В. Агеев, Е. В. Агеева, Н. М. Хорьякова, А. Е. Гвоздев. Заявитель и патентообладатель: Юго-Западный государственный университет. №2014135563, опубл. 27.03.2016.

71. Гвоздев А.Е. Комплексный подход к исследованию экстремальных эффектов в металлических, композиционных и нанокристаллических материалах / А. Е. Гвоздев, Н. Н. Сергеев, А. Н. Сергеев [и др.]: монография. Под ред. д-ра техн. наук, проф. А.Е. Гвоздева. – Тула: Издательство ТулГУ, 2014. – 128 с.

72. Патент на изобретение 2014135667/02 (2590045) Российская Федерация / Способ получения металлического порошка из отходов быстрорежущей стали в керосине // Е. В. Агеев, Е. А. Воробьев, А. Е. Гвоздев, Е. В. Агеева. Заявитель и патентообладатель: Юго-Западный государственный университет. №2014135667/02, опубл. 10.07.2016. Бюл. №19.

73. Патент на изобретение 2014135539 (2597445) Российская Федерация / Способ получения нанопорошка меди из отходов / Е. В. Агеев, Н. М. Хорьякова, А. Е. Гвоздев, Е. В. Агеева, В. С. Малюхов. Заявитель и патентообладатель: Юго-Западный государственный университет. №2014135539/02, опубл. 10.09.2016. Бюл. №25.

74. Патент на изобретение 2014135563 (2599476) Российская Федерация / Способ получения медного порошка из отходов // Е. В. Агеев, Е. В. Агеева, Н. М. Хорьякова, А. Е. Гвоздев. Заявитель и патентообладатель: Юго-Западный государственный университет. №2014135563, опубл. 10.10.2016.

75. Патент №166249 на полезную модель 2016122692/28. Российская Федерация, МПК GOIN19/04 / Образец для определения когезионной прочности газотермических порошковых покрытий // Н. Н. Сергеев, А. Н. Сергеев, А. Е. Гвоздев, И. В. Минаев [и др.]. – заявитель и патентообладатель Гвоздев А.Е. №2016122692/28; заявл. 08.06.2016; опубл. 20.11.2016. Бюл. №32.

76. Исследование изнашивания стали ШХ15 в среде пластичных смазочных композиционных материалов, содержащих дисперсные частицы слоистого модификатора трения / В. В. Медведева, А. Д. Бреки, Н. А. Крылов, Ю. А. Фадин, [и др.] // Технология металлов. – 2016. – № 7. – С. 9–15.

77. О фрикционном взаимодействии металлических материалов с учетом явления сверхпластичности / А. Д. Бреки, А. Е. Гвоздев, А. Г. Колмаков, Н. Е. Стариков [и др.] // Материаловедение. – 2016. – № 8. – С. 21–25.

78. Использование обобщенного треугольника Паскаля для описания колебаний силы трения материалов / А. Д. Бреки, А. Е. Гвоздев, А. Г. Колмаков // Материаловедение. – 2016. – № 11. – С. 3–8.

79. Распределение температур и структура в зоне термического влияния для стальных листов после лазерной резки / А. Е. Гвоздев, Н. Н. Сергеев, И. В. Минаев, А. Г. Колмаков [и др.] // Материаловедение. – 2016. – № 9. – С. 3–7.

80. Вытяжка с утонением анизотропного упрочняющего материала / Г. М. Журавлев, А. Е. Гвоздев, В. И. Золотухин, Д. А. Провоторов // Производство проката. – 2016. – № 4. – С. 5–10.

81. Вариант расчета максимального упрочнения малоуглеродистых сталей в процессах пластической деформации / Г. М. Журавлев, А. Е. Гвоздев, Н. Н. Сергеев, Д.А. Провоторов // Производство проката. – 2016. – № 7. – С. 9–13.

82. Расчет деформационной повреждаемости в процессах обратного выдавливания металлических изделий / А. Е. Гвоздев, Г. М. Журавлев, А. Г. Колмаков, Н. Н. Сергеев // Технология металлов. – 2016. – № 1. – С. 23–32.

83. Физико-механический подход к анализу процессов вытяжки с утонением цилиндрических изделий с прогнозированием деформационной повреждаемости материала / Г. М. Журавлев, Н. Н. Сергеев, А. Е. Гвоздев, А. Н. Сергеев [и др.] // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2016. – № 4(67). – С. 39–56.

84. Calculation of strain damage in the process of reverse extrusion of metal products metal / А.Е. Gvozdev, G.M. Zhuravlev, N.N. Sergeev, V.I. Zolotukhin, D.A. Provotorov // TECHNOLOGY. 2016. Т. 1. Р. 21.

85. Влияние неоднородности механических свойств на силовые параметры пластического формоизменения / Г. М. Журавлев, А. Е. Гвоздев,

Д. А. Провоторов, Н. Н. Сергеев [и др.] // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2016. – №3 (66). – С. 52–60.

86. To the effective properties estimation of materials / G. M. Zhuravlev, A. N. Sergeev, A. E. Gvozdev, D. A. Provotorov, N.N. Sergeev, A.N. Privalov // International Electronic Journal of Mathematics Education. 2016. Т. 11. №6. P. 14811493.

87. Burnishing with wear-resistant mineral-ceramic and hard-alloy indenters / V.N. Gadalov, D.N. Romanenko, I.V. Vornacheva, A.E. Gvozdev, S.V. Kovalev // Russian Engineering Research. 2016. Т. 36. №9. P. 731-734.

88. Применение износостойких минералокерамических и твердосплавных инденторов для повышения надежности и качества деталей / В. Н. Гадалов, А. Е. Гвоздев, Д. Н. Романенко, И. В. Ворначева [и др.] // Вестник машиностроения. – 2016. – № 6. – С. 63–66.

89. Synthesis and tribotechnical properties of composite coatings with PMDADPE polyimide matrix and fillers of tungsten dichalcogenide nanoparticles upon dry sliding friction / A.D. Breki, E.S. Vasilyeva, O.V. Tolochko, A.L. Didenko, V.V. Kudryavtsev, A.G. Kolmakov, N.N. Sergeev, A.E. Gvozdev, N.E. Starikov, D.A. Provotorov, Y.A. Fadin // Inorganic Materials: Applied Research, 2016, Т.7, №4, P. 542-546.

90. Композиционные покрытия на основе полиимида А-000 и наночастиц WS₂ с повышенными триботехническими характеристиками в условиях сухого трения скольжения / А. Д. Бреки, А. Л. Диденко, В. В. Кудрявцев, Е. С. Васильева [и др.] // Материаловедение. – 2016. – № 5. – С. 41–44.

91. Синтез и триботехнические свойства композиционного покрытия с матрицей из полиимида (Р-000) ФТ и наполнителем из наночастиц дисульфида вольфрама при сухом трении скольжения / А. Д. Бреки, А. Л. Диденко, В. В. Кудрявцев, Е. С. Васильева [и др.] // Материаловедение. – 2016. – № 4. – С. 44–48.

92. Противоизносные свойства консистентного смазочного композиционного материала с наполнителем из дисперсных частиц слоистого модификатора трения / В. В. Медведева, А. Д. Бреки, Н. А. Крылов, Ю. А. Фадин [и др.] // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2016. – № 4. – С. 257–267.

93. Триботехнические свойства пластичных смазочных композиционных материалов с наполнителями из дисперсных частиц меди и цинка / В. В. Медведева, А. Д. Бреки, Н. А. Крылов, С. Е. Александров [и др.] // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2016. – № 2(65). – С. 109–119.

94. Исследование противоизносных свойств пластического смазочного композиционного материала, содержащего дисперсные частицы слоистого модификатора трения / В. В. Медведева, А. Д. Бреки, Н. А. Крылов, М. А. Скотникова [и др.] // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2016. – № 2(65). – С. 75–82.

95. Триботехнические характеристики композиционных покрытий с матрицей из полигетероарилена ПМ-ДАДФЭ и наполнителями из наночастиц дихалькогенидов вольфрама при трении скольжения в среде жидкого смазочного материала / А. Д. Бреки, А. Л. Диденко, В. В. Кудрявцев, Е. С. Васильева [и др.] // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2016. – № 3(66). – С. 17–28.

96. Антифрикционные свойства композиционных материалов на основе алюминия, упрочненных углеродными нановолокнами при трении по стали 12Х / А. Д. Бреки, Т. С. Кольцова, А. Н. Скворцова, О. В. Толочко [и др.] // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия «Техника и технологии». – 2016. – № 4(21). – С. 11–24.

97. Жидкие и консистентные смазочные композиционные материалы, содержащие дисперсные частицы гидросиликатов магния, для узлов трения управляемых систем: монография / под ред. А. Д. Бреки. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 166 с.

98. Сопряженные поля в упругих, пластических, сыпучих средах и металлических труднодеформируемых системах: монография под ред. проф. А. Е. Гвоздева. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 526 с.

99. Журавлев, Г. М. Обработка сталей и сплавов в интервале температур фазовых превращений: монография / Г. М. Журавлев, А. Е. Гвоздев – Тула: Изд-во Тул-ГУ, 2016. – 320 с.

100. О состоянии предпревращения металлов и сплавов: монография / О. В. Кузовлева, А. Е. Гвоздев, И. В. Тихонова, Н. Н. Сергеев [и др.]. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 245 с.

101. Расчет процессов обработка материалов давлением методом конечных элементов: монография / под ред. проф. А. Е. Гвоздева. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 113 с.

102. Ресурсы деформационной способности различных материалов: учеб. пособие / Н. Н. Сергеев, А. Е. Гвоздев, А. Н. Сергеев, А. Д. Бреки [и др.] // Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 172 с.

103. Разработка прогрессивных технологий получения и обработки металлов, сплавов, порошковых и композиционных наноматериалов: монография / М. Х. Шоршоров, А. Е. Гвоздев, В. И. Золотухин, А. Н. Сергеев [и др.]. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 235 с.

104. Особенности структурных и фазовых превращений в титановых заготовках в процессе высокоскоростного пластического деформирования: монография / под ред. Н. А. Крылова. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 202 с.
105. Моделирование ресурсосберегающих процессов обработки металлов и сплавов: монография / Е. М. Селедкин, Г. М. Журавлев, А. Е. Гвоздев, Н. Н. Сергеев [и др.]. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 204 с.
106. Технология конструкционных и эксплуатационных материалов: учебник / под. ред. проф. А. Е. Гвоздева. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 351 с.
107. Основы технологии металлов: учебник // Комплекс учебных и учебно-методических материалов кафедры технологии [Электронный ресурс] / под общ. ред. А. Н. Сергеева – Вып. 4. – Электрон. дан. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 450 с.
108. Зайцев, И. Д. Интеграция предметной и методической подготовки студентов при изучении дисциплины «Материаловедение» / И. Д. Зайцев // Физико-химия и технология неорганических материалов: сб. материалов XIII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов. Москва. 18-21 октября 2016 г. – Москва: ИМЕТ РАН, 2016. – С. 101–102.
109. Кутепов, С. Н. Водородное усиление локализации пластичности в металлах и сплавах / С. Н. Кутепов // Физико-химия и технология неорганических материалов: сб. материалов XIII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов. Москва. 18–21 октября, 2016 г. – Москва: ИМЕТ РАН, 2016 – С. 40–41.
110. Старикова, К. Н. Новые подходы к подготовке учителя технологии в свете современной действительности / К. Н. Старикова // Физико-химия и технология неорганических материалов: сб. материалов XIII Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов. Москва. 18-21 октября 2016 г. – Москва: ИМЕТ РАН, 2016. – С. 118–119.
111. Гвоздев, А. Е. Адаптация учебно-методического обеспечения дисциплины / А. Е. Гвоздев, Д. В. Малий, К. Н. Старикова // Основы технологической подготовки для преподавания на иностранном языке: Сборники конференций НИЦ Социосфера. – 2016. – № 20. – С. 24–26.
112. Комплекс учебных и учебно-методических материалов кафедры технологии и сервиса ТГПУ им. Л. Н. Толстого [Электронный ресурс] / под общ. ред. А. Н. Сергеева. – Вып. 4. – Электрон. дан. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2016. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Загл. с этикетки диска.
113. Gvozdev A.E. Temperature Distribution and Structure in the HeatAffected Zone for Steel Sheets after Laser Cutting / A.E. Gvozdev, N.N. Sergeyev, I.V. Minayev, A.G. Kolmakov, I.V. Tikhonova, A.N. Sergeyev, D.A.

Provotorov, D.M. Khonelidze, D.V. Maliy, I.V. Golyshev // INORGANIC MATERIALS: APPLIED RESEARCH. – 2017. – Vol. 8. – No. 1. – P. 148–152.

114. Материаловедение: учебник для вузов / под ред. проф. А. Е. Гвоздева. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. – 469 с.

115. Основы технологической подготовки: учеб. пособие / под ред. проф. А. Е. Гвоздева. – Изд. 2-е, испр. и доп. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. – 187 с.

116. Материаловедение: учебник для вузов / Ф. К. Малыгин, Н. Е. Стариков, А. Е. Гвоздев, В. И. Золотухин [и др.]. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2015. – 268 с.

117. Бреки, А. Д. Синтез и триботехнические свойства композиционных покрытий с матрицей из полиамида ПМ-ДАДФЭ и наполнителями из наночастиц дихалькогенидов вольфрама при сухом трении скольжения / А. Д. Бреки, А. Л. Диденко, В. В. Кудрявцев, Е. С. Васильева [и др.] // Материаловедение. – 2015. – № 12. – С. 36–40.

118. Бреки, А. Д. Влияние смазочного композиционного материала с наночастицами диселенида вольфрама на трение в подшипниках качения / А. Д. Бреки, В. В. Медведева, Ю. А. Фадин, О. В. Толочко [и др.] // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2015. – Вып. 11, ч. 1. – С. 171–180.

119. Бреки, А. Д. Взаимодействие дисперсных компонентов смазочного композиционного материала, содержащего наночастицы дихалькогенидов вольфрама / А. Д. Бреки, О. В. Толочко, Е. С. Васильева, А. Е. Гвоздев [и др.] // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2015. – Вып. 7, ч. 1. – С. 197–205.

120. Гвоздев, А. Е. Закономерности проявления сверхпластичности сталей Р6М5 и 10Р6М5-МП / А. Е. Гвоздев, А. В. Афанаскин, Е. А. Гвоздев // Металловедение и термическая обработка материалов. – 2002. – № 6. – С. 32–36.

121. Breki A.D., Gvozdev A.E., Kolmakov A.G., Starikov N.E., Provotorov D.A., Sergeyev N.N., Khonelidze D.M. On friction of metallic materials with consideration for superplasticity phenomenon // Inorganic materials: Applied Research. 2017. T. 8. № 1. P. 126-129.

122. Breki A.D., Didenko A.L., Kudryavtsev V.V., Vasilyeva E.S., Tolochko O.V., Kolmakov A.G., Gvozdev A.E., Provotorov D.A., Starikov N.E., Fadin Yu.A. Synthesis and dry sliding behavior of composite coating with (R-OOO)FT polyimide matrix and tungsten disulfide nanoparticle filler // Inorganic materials: Applied Research. 2017. T. 8. № 1. P. 32-36.

123. Breki A.D., Didenko A.L., Kudryavtsev V.V., Vasilyeva E.S., Tolochko O.V., Gvozdev A.E., Sergeyev N.N., Provotorov D.A., Starikov N.E., Fadin Yu.A.,

Kolmakov A.G. Composite coatings based on A-OOO polyimide and WS₂ nanoparticle filler // *Inorganic materials: Applied Research*. 2017. Т. 8. № 1. P. 5659.

124. Grain size effect of austenite on the kinetics of pearlite transformation in low-and medium-carbon low-alloy steels / A.E. Gvozdev, I.V. Minaev, N.N. Sergeev, A.G. Kolmakov, D.A. Provotorov, I.V. Tikhonova // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2015. – Т. 6. – № 1. – P. 41-44.

125. Features of softening processes of aluminum, copper, and their alloys under hot deformation // A.E. Gvozdev, D.N. Bogolyubova, N.N. Sergeev, A.G. Kolmakov, D.A. Provotorov, I.V. Tikhonova // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2015. – Т. 6. – № 1. – P. 32-40.

126. Multiparametric optimization of laser cutting of steel sheets / A.E. Gvozdev, I.V. Golyshev, I.V. Minayev, A.N. Sergeyev, N.N. Sergeyev, I.V. Tikhonova, D.M. Khonelidze, A.G. Kolmakov // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2015. – Т. 6. – № 4. – P. 305-310.

127. Атлас микроструктур неметаллических и металлических материалов: учеб. пособие / Н. Н. Сергеев, А. Е. Гвоздев, О. В. Кузовлева, А. Н. Сергеев [и др.]. – Тула: Издательство ТулГУ, 2017. – 96 с.

128. Штамповка тонкостенных цилиндрических деталей в условиях ударного выдавливания / Г. М. Журавлев, В. И. Золотухин, Д. А. Провоторов, А. Е. Гвоздев // *Деформация и разрушение материалов и наноматериалов»: сб. материалов VI Междунар. конф. 10–13 ноября 2015 г., Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 22–23.*

129. Поведение химического соединения Fe₃C в углеродистых сталях при термоциклических воздействиях / А. Е. Гвоздев, А. В. Маляров, И. В. Тихонова, Н. Н. Сергеев [и др.] // *Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф. 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 23–24.*

130. Кутепов, С. Н. Изменение прочности порошковой металлической системы железо-углерод-вольфрам-молибден-хром-ванадий при термомеханическом растяжении // *Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф. 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 66–67.*

131. Хонелидзе, Д. М. Металлическая гетерофазная система железвольфрам-молибден-хром-ванадий традиционного металлургического передела и ее прочность при внешних термомеханических воздействиях // *Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф. 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 118–120.*

132. Деформационная поврежденность сталей и ее применение в расчетах холодного пластического формообразования / Г. М. Журавлев,

В. И. Золотухин, Д. А. Провоторов, А. Е. Гвоздев // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф. 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 231–232.

133. Влияние деформационной повреждаемости на формирование механических свойств малоуглеродистых сталей / Г. М. Журавлев, В. И. Золотухин, Д. А. Провоторов, А. Е. Гвоздев Т. И. Мальцева // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конференция. 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 232–235.

134. Разработка комплексной методики исследования кинетики замедленного разрушения высокопрочных сталей в водородосодержащих средах / С. Н. Кутепов, Д. М. Хонелидзе, Ю. Е. Титова, Н. Н. Сергеев, К. Н. Старикова // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 235–236.

135. Распределение температур зоны термического влияния стальных листов после лазерной резки / Н. Н. Сергеев, Д. М. Хонелидзе, И. В. Минаев, И. В. Тихонова // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 236–238.

136. Зарождение и рост графитных включений при эксплуатации паропроводов из стали марки 20 / А. Е. Гвоздев, А. В. Маляров, И. В. Тихонова, Н. Н. Сергеев [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 238–239.

137. Характеристики поверхности и структуры зоны термического влияния листа стали марки 20 после лазерной резки / И. В. Тихонова, Н. Н. Сергеев, И. В. Минаев, Е. С. Алявдина [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 240–241.

138. Характеристики поверхности и структуры зоны термического влияния листов стали марки 65Г после лазерной резки / Н. Н. Сергеев, И. В. Тихонова, И. В. Минаев, М. Ю. Комарова [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 241–242.

139. Закономерности изменения прочности порошковой быстрорежущей стали М6Ф2-МП при тепловых и механических воздействиях / А. Е. Гвоздев, Н. Н. Сергеев, А. А. Калинин, Д. М. Хонелидзе [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 242–244.

140. Изменение характеристик структуры и свойств никеля после термоциклических воздействий / А. Е. Гвоздев, О. В. Кузовлева, А. А. Калинин, И. В. Тихонова [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 244–246.

141. Математическое моделирование механических свойств алюминиевых деформируемых сплавов при внешних термомеханических воздействиях / А. Е. Гвоздев, Д. Н. Боголюбова, Н. Н. Сергеев, А. А. Калинин [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 340–341.

142. Упрочнение малоуглеродистой стали в процессе пластической деформации / Г. М. Журавлев, А. Е. Гвоздев, Н. Н. Сергеев, А. А. Калинин // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 558–561.

143. Журавлев, Г. М. Моделирование операции вытяжки из плоской заготовки / Г. М. Журавлев, В. И. Золотухин, Д. А. Провоторов // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 561–563.

144. Развитие экстремальных эффектов изменения прочности и пластичности в металлической высоколегированной системе Fe-C-W-Mo-Cr-V при различных термомеханических воздействиях и состояниях / А. Е. Гвоздев, А. А. Калинин, Н. Н. Сергеев, Д. М. Хонелидзе // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 563–564.

145. Оценка триботехнических свойств композиционного покрытия на основе полиимида (P-OOO)ФТ с наполнителем из наночастиц дисульфида вольфрама в условиях отсутствия деструкции полимера / А. Д. Бреки, Ю. А. Фадин, А. Л. Диденко, В. В. Кудрявцев [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 743–744.

146. Триботехнические свойства композиционных покрытий, полученных по одностадийной и двухстадийной схеме, на основе полиимида А-OOO с наполнителем из наночастиц дисульфида вольфрама в условиях отсутствия деструкции полимера / А. Д. Бреки, Ю. А. Фадин, А. Л. Диденко, В. В. Кудрявцев [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 745–746.

147. Оценка триботехнических характеристик композиционных покрытий на основе полиимида ПМ-ДАДФЭ с наполнителем из наночастиц дисульфида вольфрама в условиях отсутствия деструкции полимера / А. Д. Бреки, Ю. А. Фадин, А. Л. Диденко, В. В. Кудрявцев, [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 747–748.

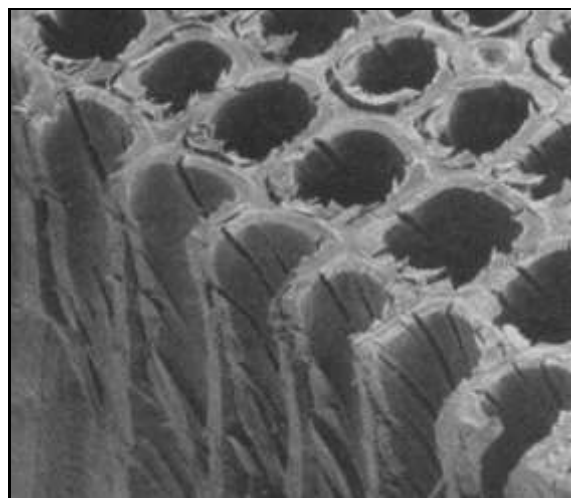
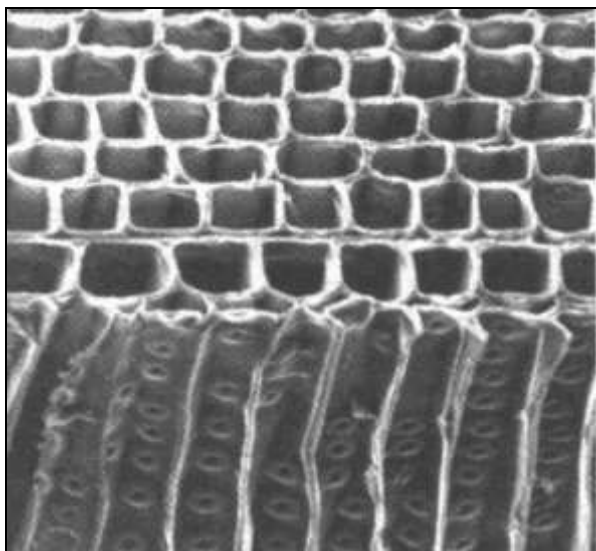
148. Испытания образцов на ударный изгиб для оценки устойчивости металлических сплавов к биокоррозии / Н. Е. Стариков, А. Е. Гвоздев, А. Д. Бреки, Д. О. Селифонтов [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 769–770.

149. Роль примесей внедрения в развитии обезуглероживания и повреждаемости конструкционных сталей при электролитическом наводороживании под нагрузкой / А. Н. Чуканов, Н. Н. Сергеев, А. А. Яковенко, И. М. Леонтьев // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 202–204.

150. Чуканов, А. Н. Водородная хрупкость конструкционных сталей в ходе испытаний на длительную прочность в условиях электролитического насыщения / А. Н. Чуканов, Н. Н. Сергеев, А. А. Яковенко [и др.] // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов: сб. материалов VI Междунар. конф., 10–13 ноября 2015 г. Москва. – Москва: ИМЕТ РАН, 2015. – С. 204–206.

151. Новые конструкционные материалы: учеб. пособие / А. Е. Гвоздев, Н. Е. Стариков, В. К. Зеленко, О. В. Кузовлева / под общ. ред. проф. А. Е. Гвоздева. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2017. – 296 с.

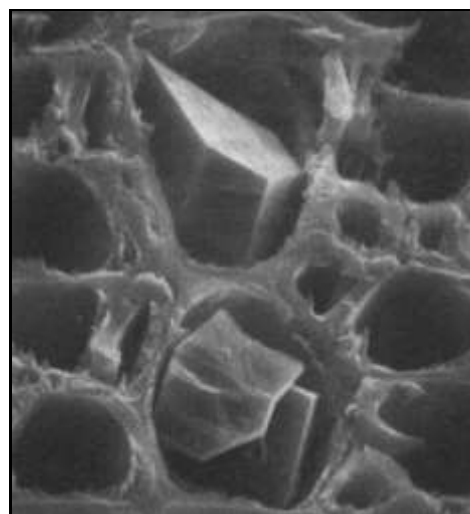
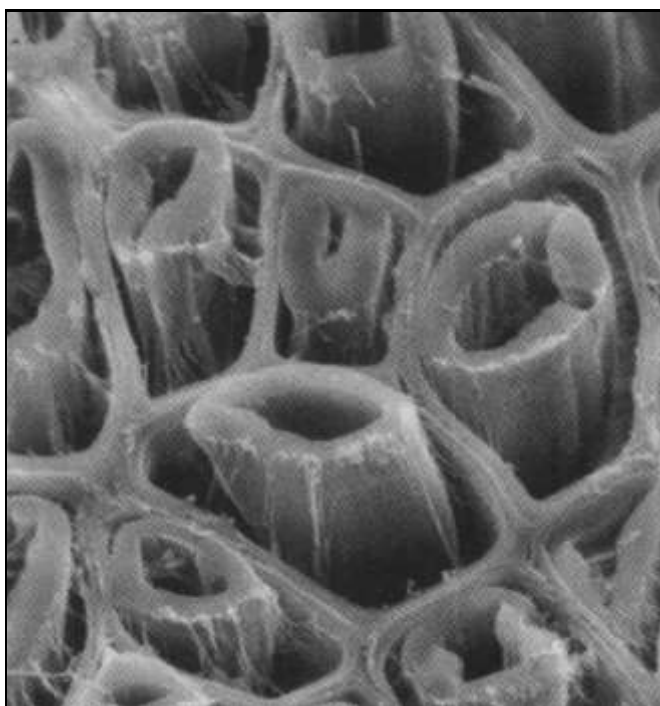
Микроструктуры неметаллических и металлических материалов



а

б

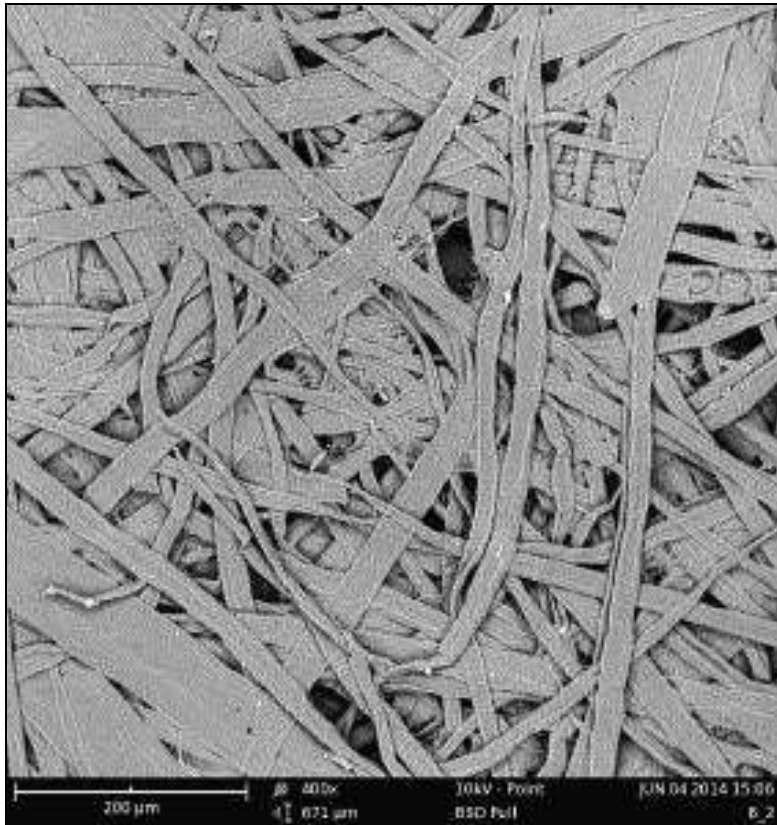
Продольные волокна мягкой (а) и твёрдой (б) древесины [1]



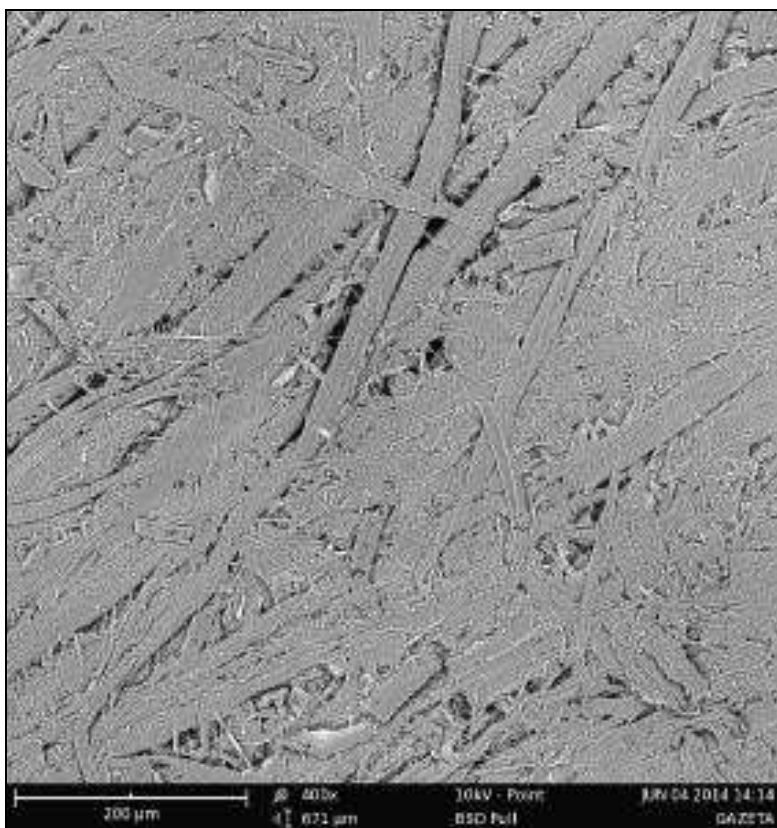
а

б

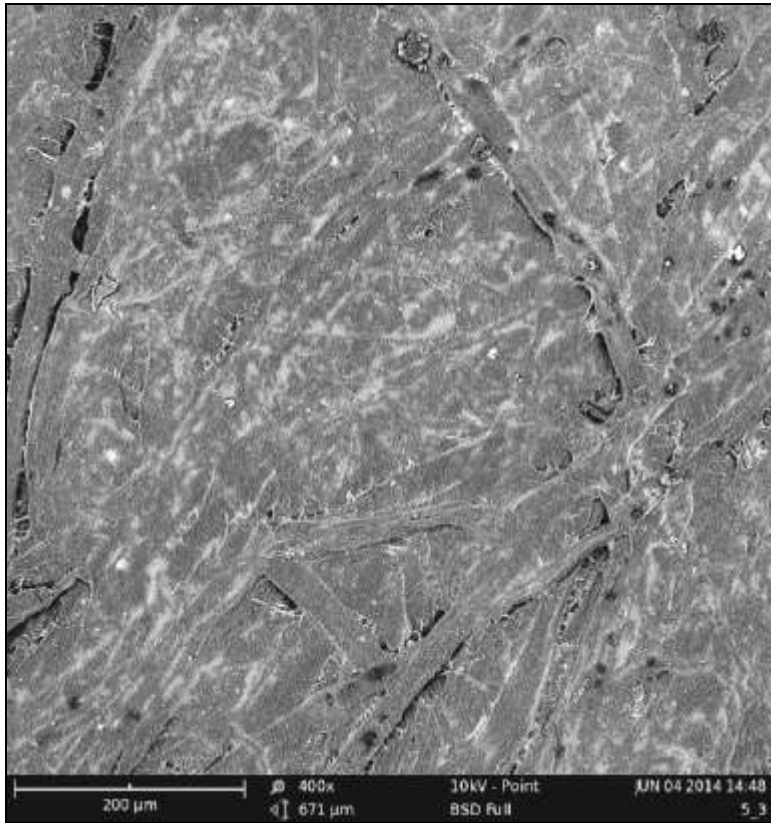
Структура древесины тяговой (а) и с минеральными кристаллами (б) [1]



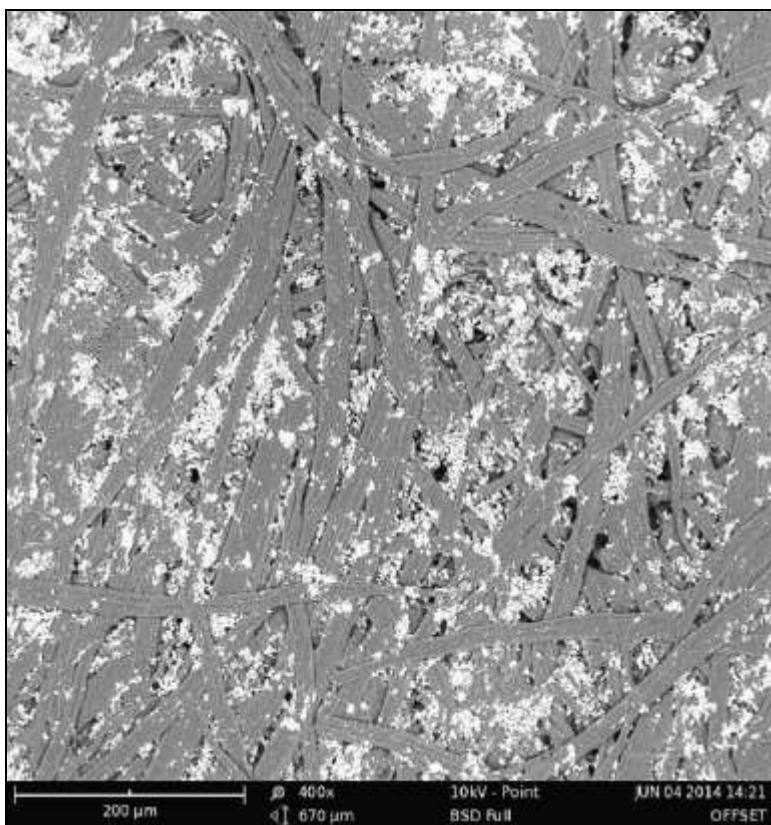
Структура листа фильтровальной бумаги, ×400 [2]



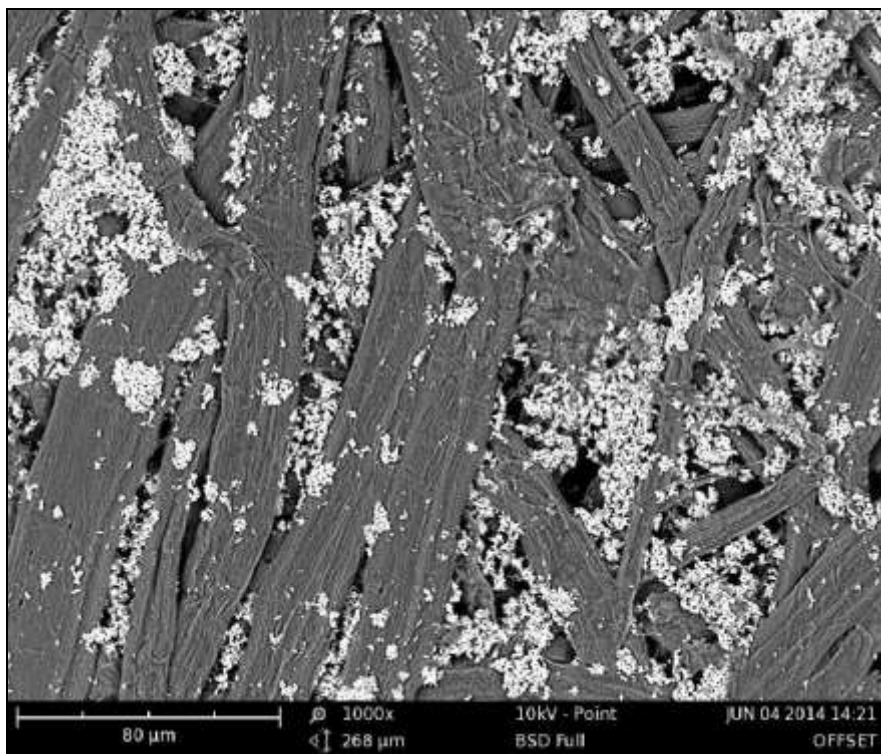
Структура листа газетной бумаги, ×400 [2]



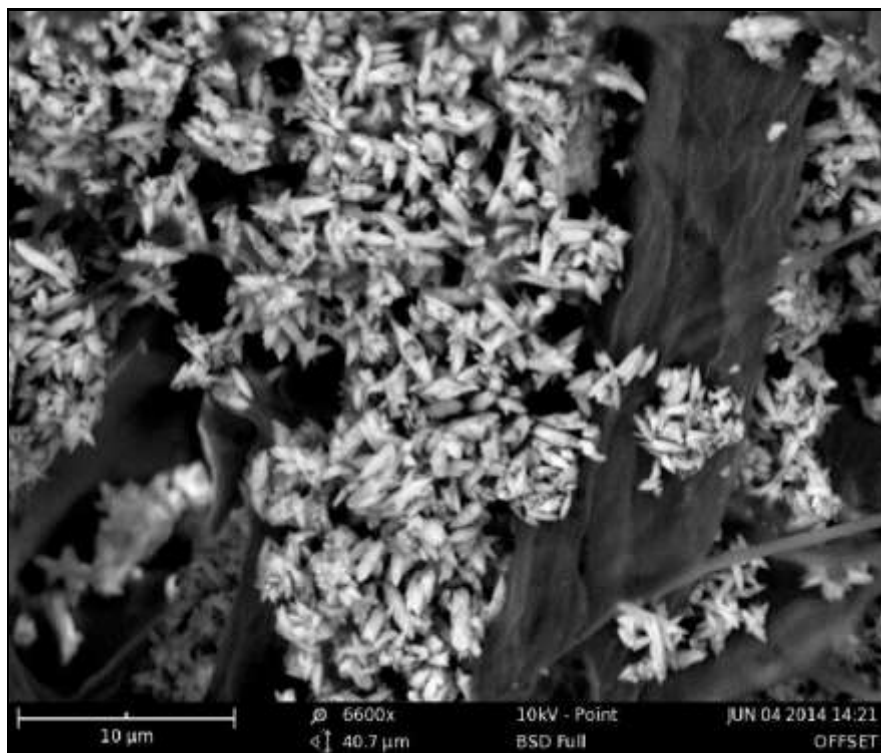
Структура листа пергаментной бумаги, ×400 [2]



Структура листа офсетной бумаги, ×400 [2]

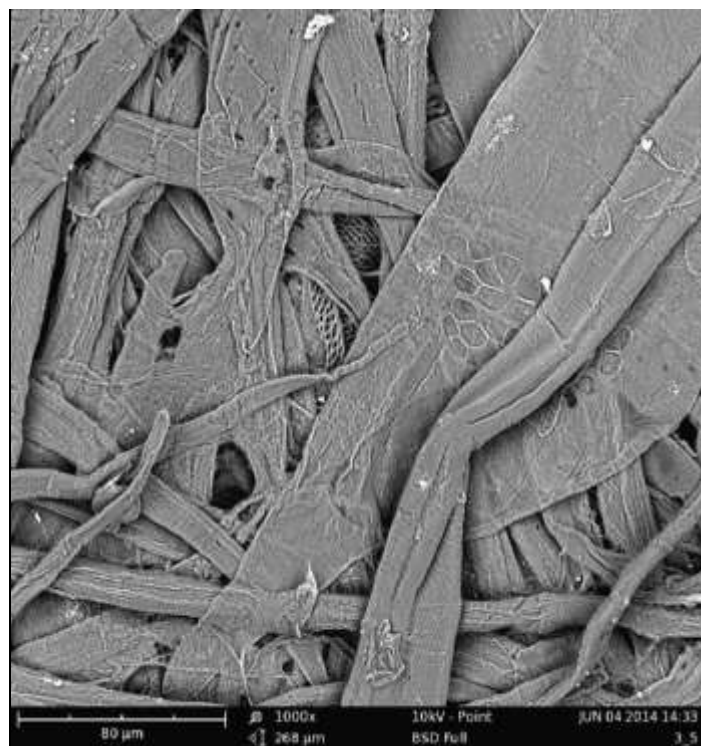


a



б

Структура листа офсетной бумаги при увеличении $\times 1000$ (а) и $\times 6600$ (б) [2]

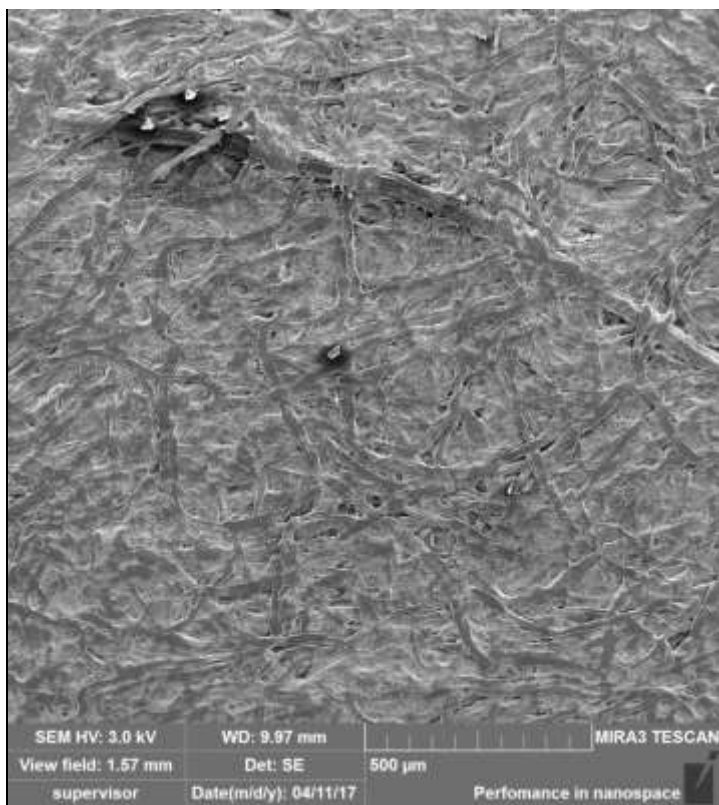


a

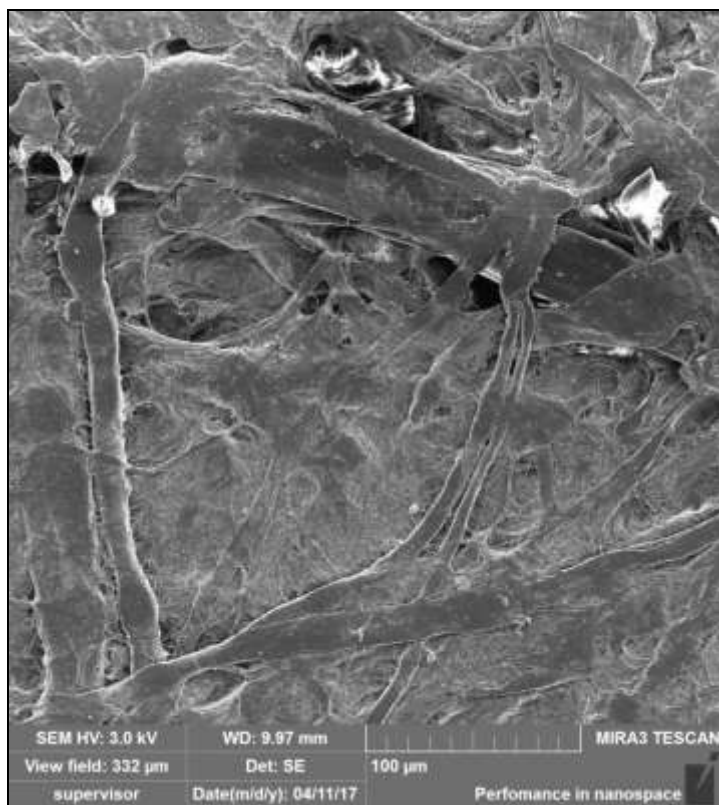


б

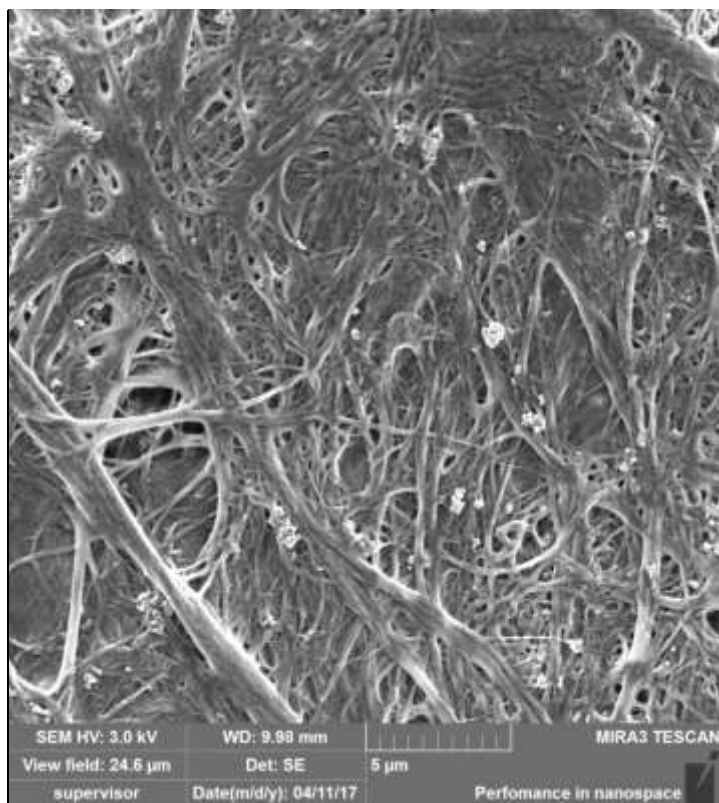
Структура листа бумаги для рисования при увеличении $\times 1000$ (а) и $\times 5000$ (б)
[2]



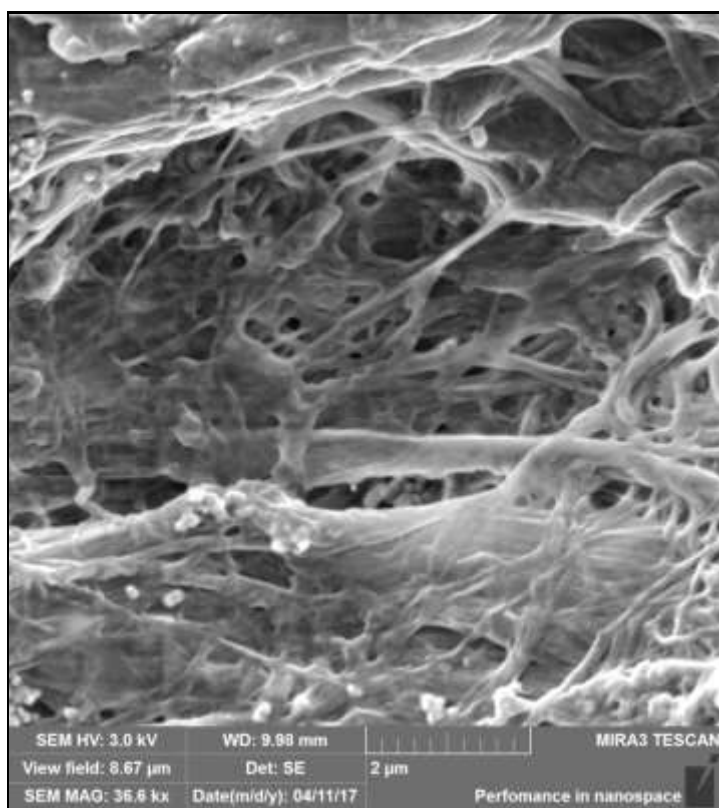
Структура листа банкнотной бумаги, $\times 600$



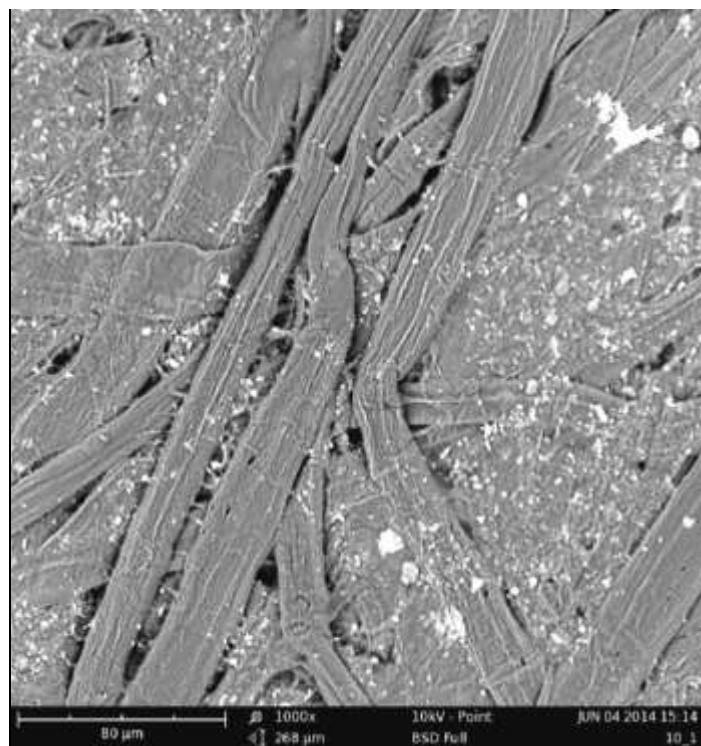
Структура листа банкнотной бумаги, $\times 1300$



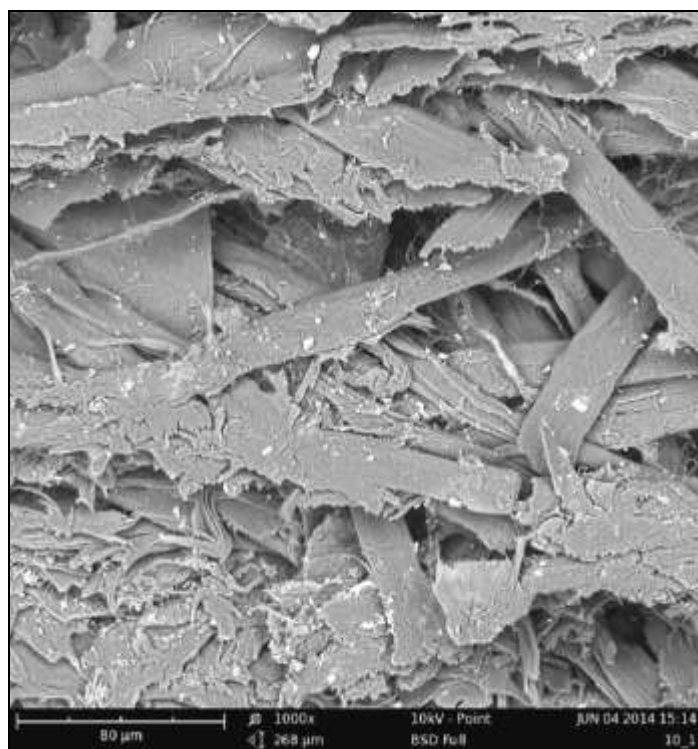
Структура листа банкнотной бумаги, ×6000



Структура листа банкнотной бумаги, ×36600

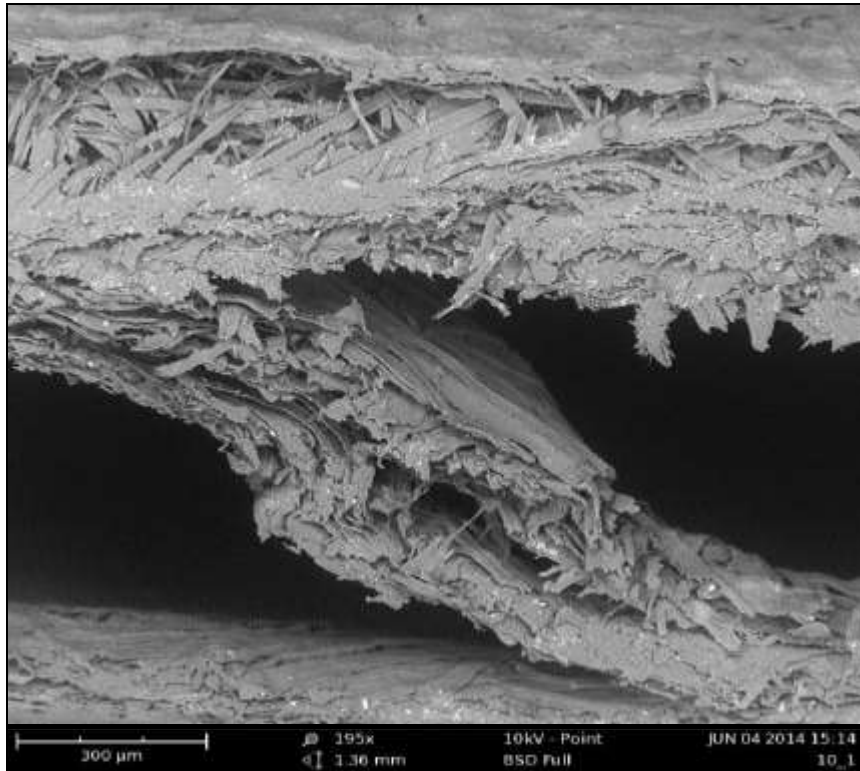


a

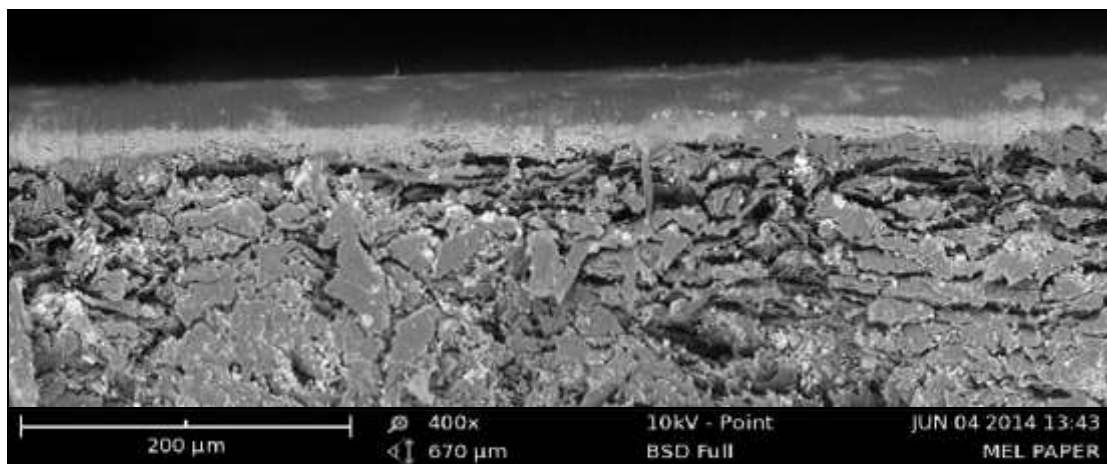


б

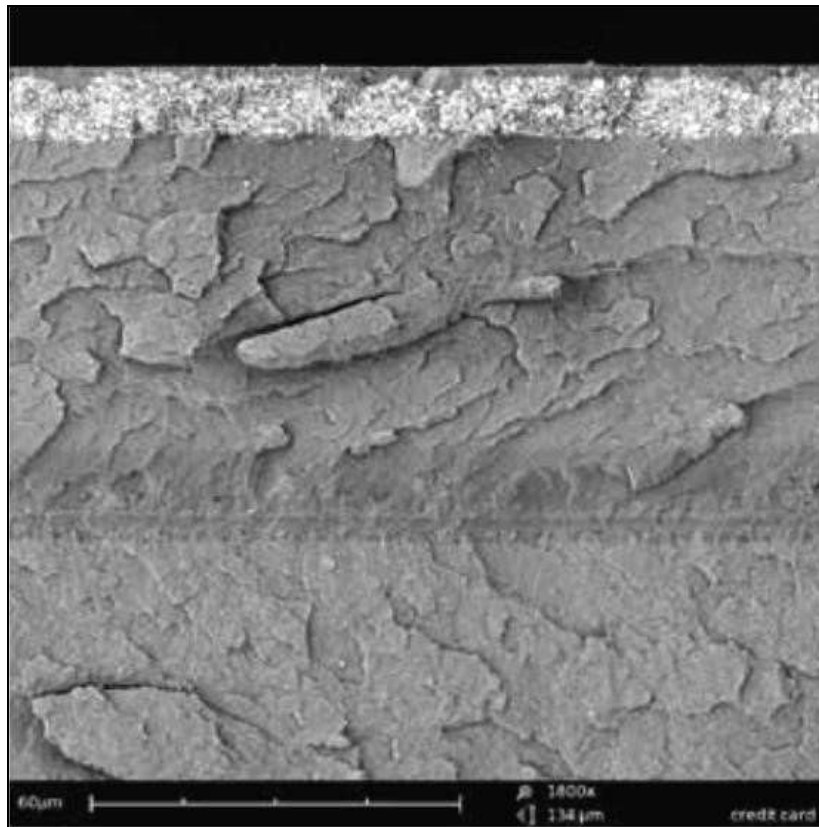
Структура образца коробочного картона:
а – поверхность картона, б – срез, $\times 1000$ [2]



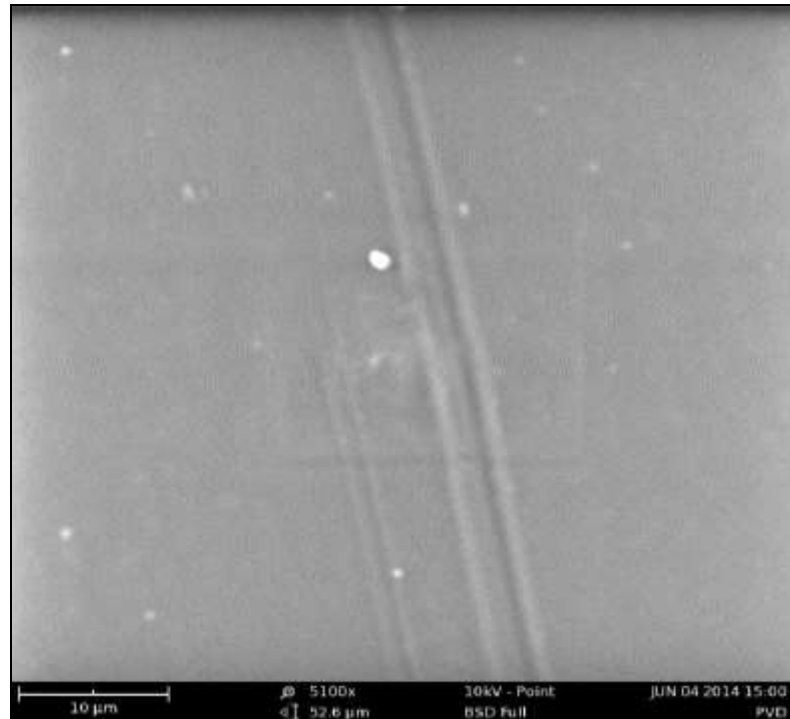
Структура образца гофрированного картона в разрезе, ×195 [2]



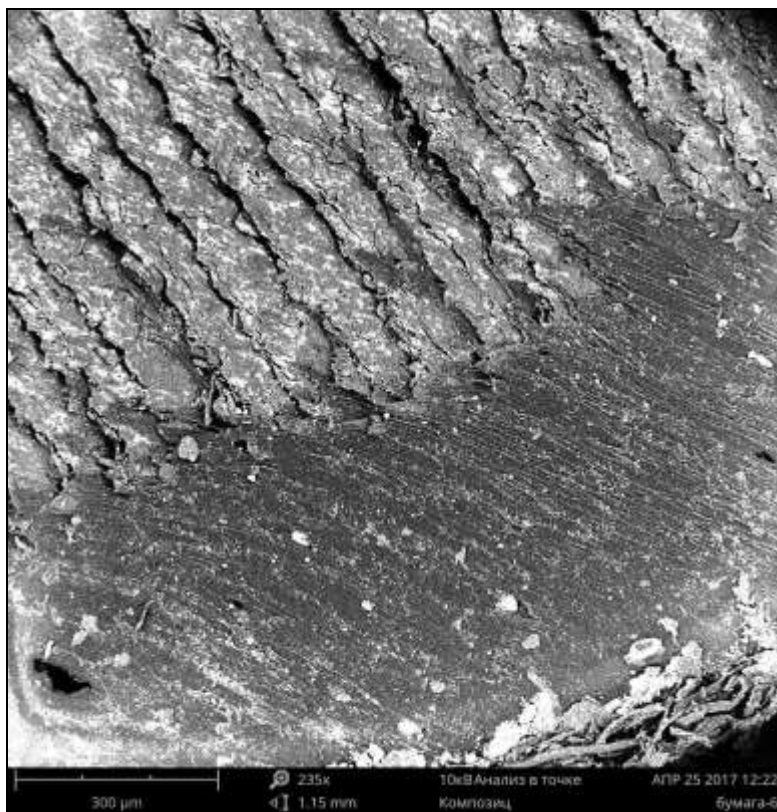
Поперечный срез листа бумаги литого мелования, ×400 [2]



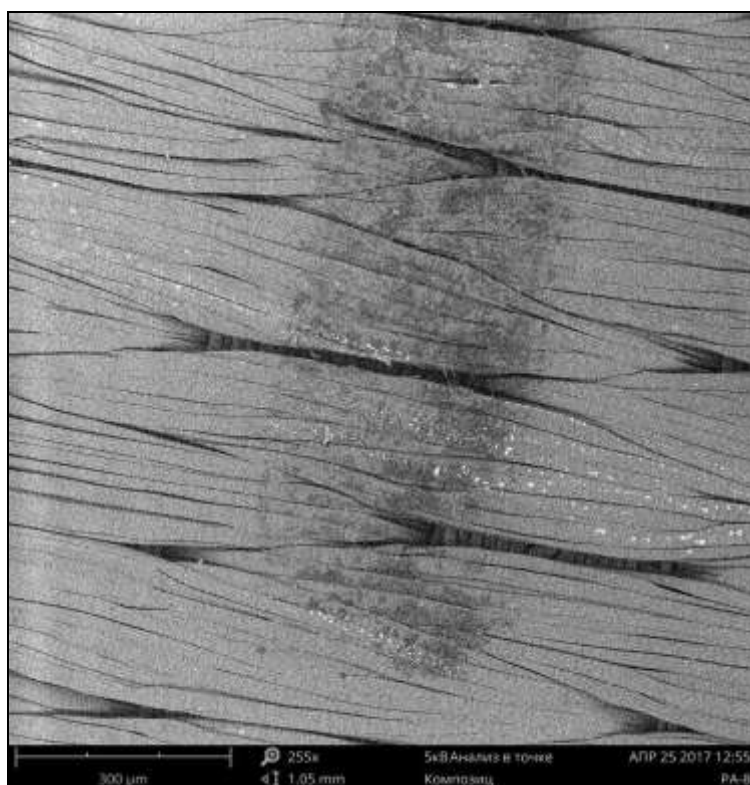
Поперечный срез пластиковой карты, $\times 1400$ [3]



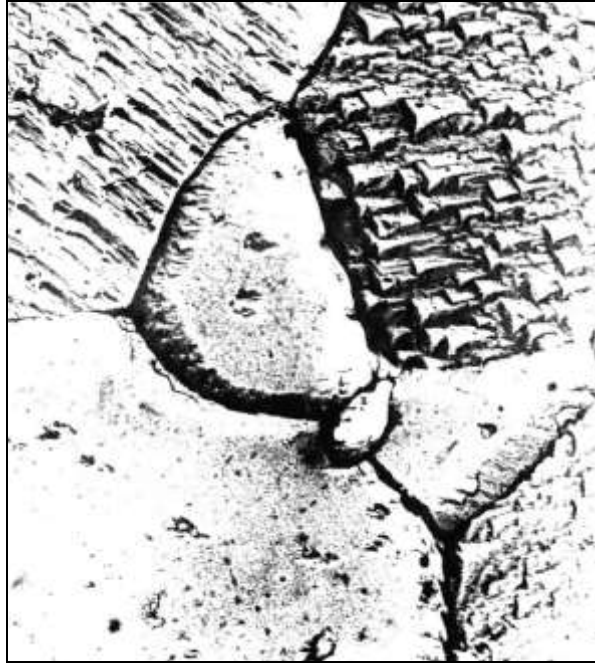
Дефект полимерной плёнки, $\times 5100$ [2]



Поперечный срез блока журнального издания (показан контакт клея и страниц в блоке), $\times 235$



Структура плетения волокон сатина с нанесением печатной краски методом термопереноса, $\times 255$



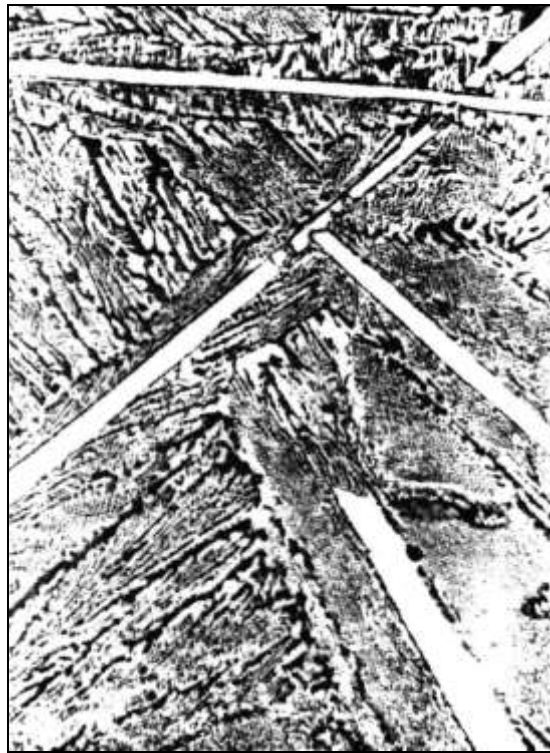
Равноосные зёрна вольфрама, полученные в результате медленного охлаждения (РЭМ), $\times 1500$ [4]



Глобулярный графит в модифицированном высокопрочном чугуна (РЭМ), $\times 2500$ [4]



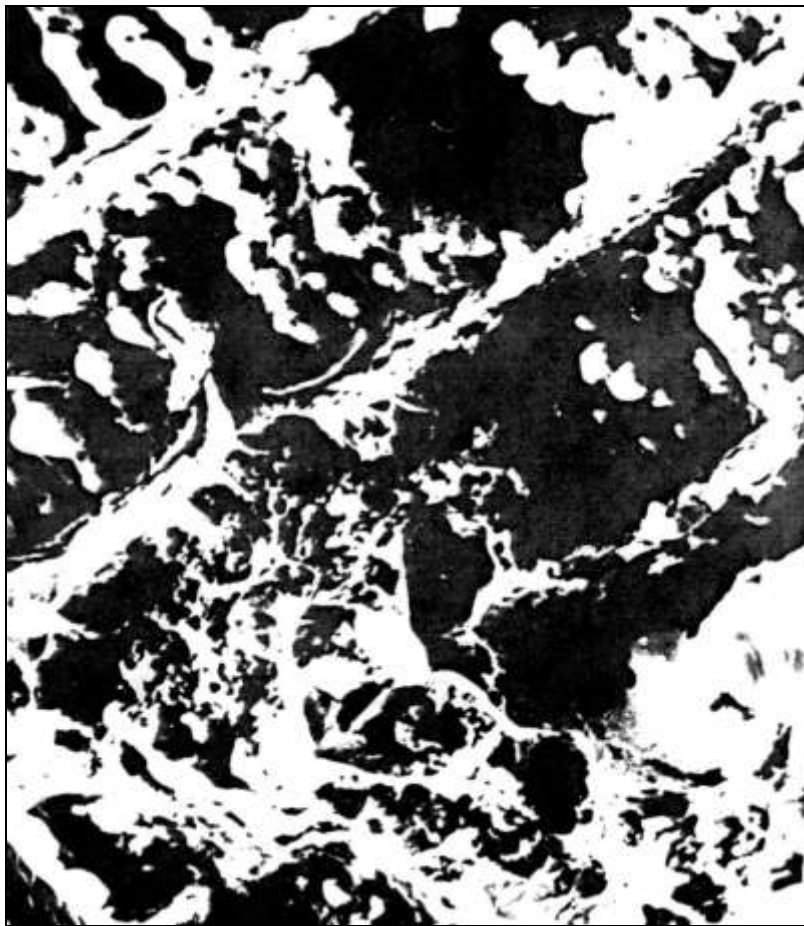
Первичные выделения SnSb
правильной геометрической формы в баббите Б83, $\times 100$ [4]



Первичные выделения Fe_3C в виде пластин в заэвтектическом белом чугуе,
 $\times 100$ [4]



Первичные кристаллы химического соединения $P(AlFeSi)$ в виде игл в немодифицированном силумине, $\times 250$ [4]



Дендритная структура чугуна (РЭМ), $\times 500$ [4]



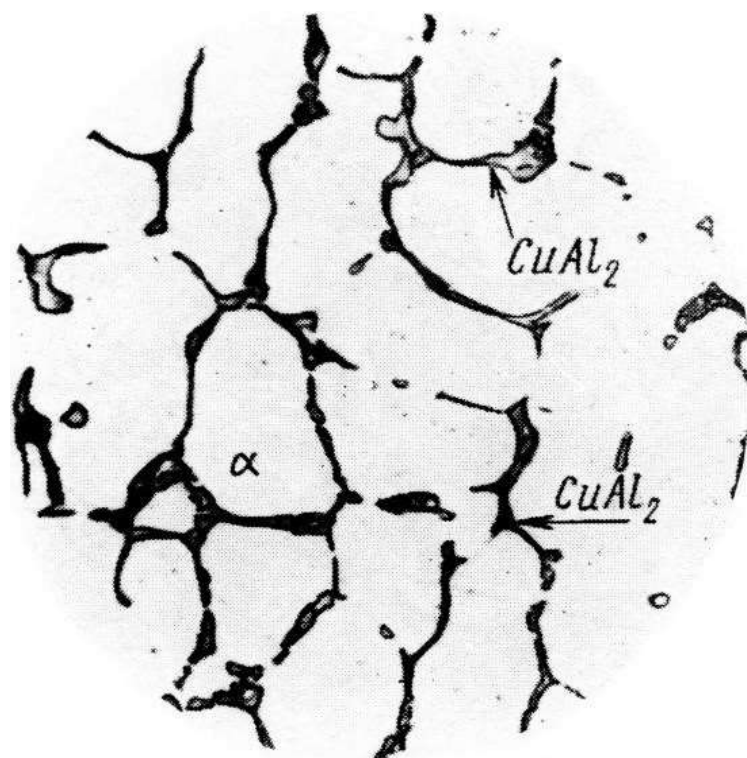
Первичные дендритные кристаллы γ -твёрдого раствора в сплаве 60 % Ni, 20 % Al, 20 % Fe; количество первичных кристаллов меньше, чем количество эвтектики, $\times 250$ [4]



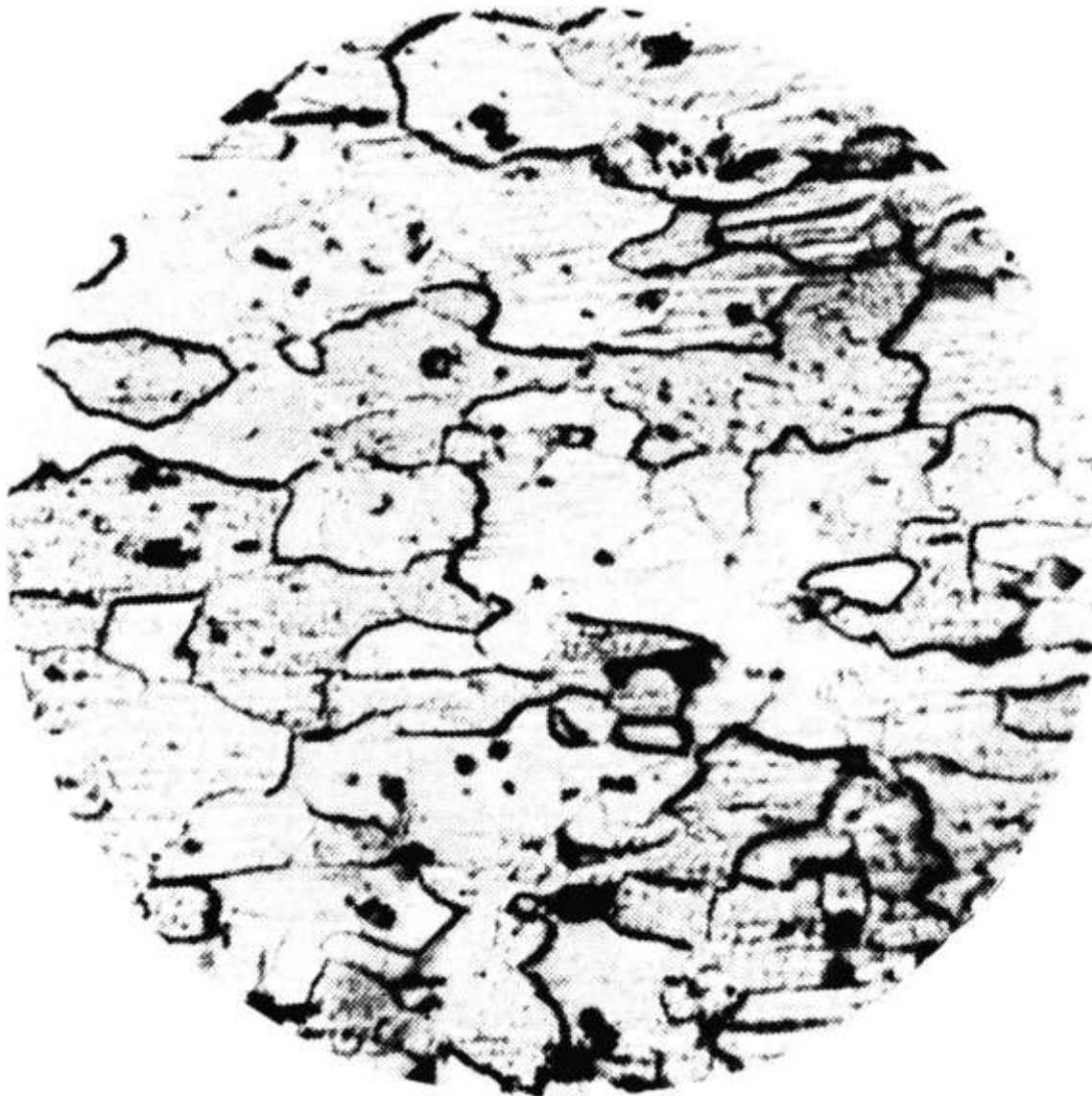
Первичные дендритные кристаллы α -твёрдого раствора в доэвтектическом силумине, $\times 200$ [4]



Третичный цементит в техническом железе по границам зёрен, $\times 800$ [4]



Вторичные выделения $CuAl_2$ в дюралюмине Д1 по границам зёрен, $\times 250$ [4]



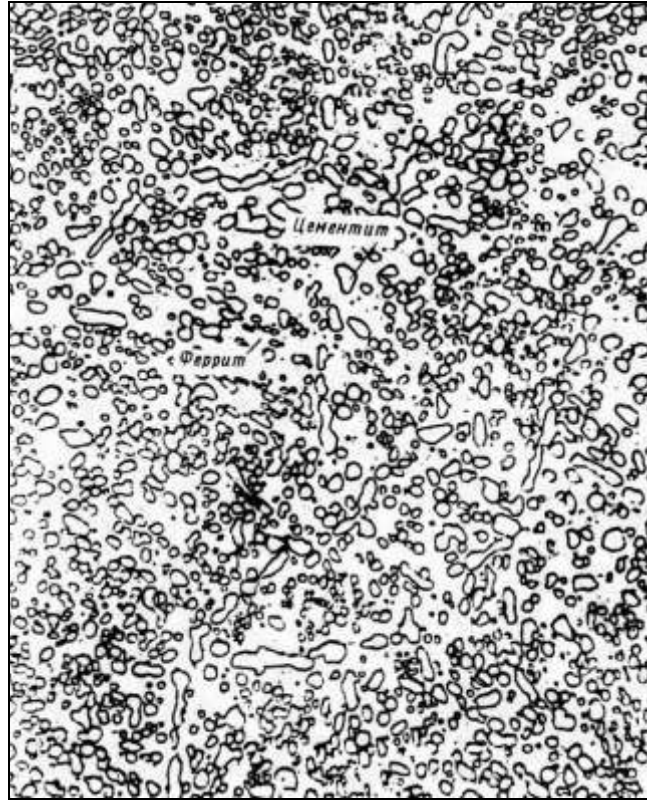
Вторичные выделения упрочняющих фаз в сплаве В95 внутри зёрен α -твёрдого раствора, $\times 400$ [4]



Нормальная сотовая эвтектика в эвтектическом белом чугуна, $\times 500$ [4]



Нормальная стерженьковая эвтектика в эвтектическом белом чугуна, $\times 200$ [4]



Зернистый эвтектоид в стали, $\times 1500$ [4]



Пластинчатый эвтектоид в стали, $\times 5000$ [4]



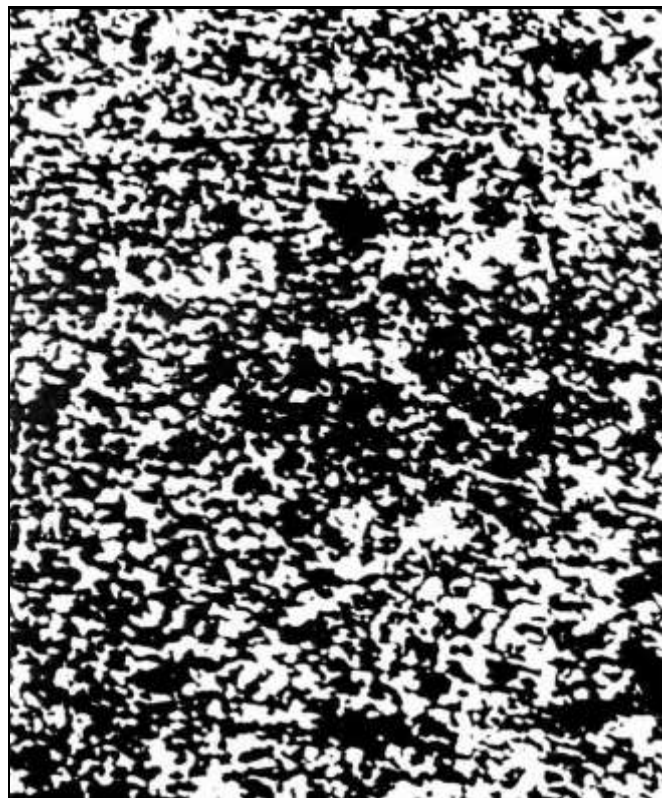
Пластинчатая эвтектика в сплаве в сплаве 60 % Ni, 20 % Al, 20 % Fe, $\times 250$ [4]



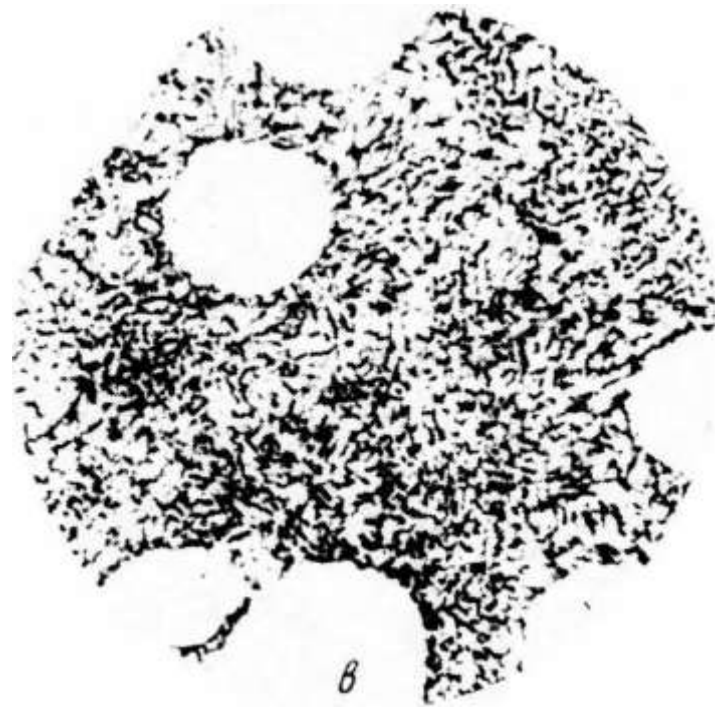
Эвтектика «китайских иероглифов» в баббите, $\times 100$ [4]



Тёмные кристаллы Zn и вырожденная эвтектика в заэвтектическом сплаве 80 % Zn, 20 % Sn, $\times 135$ [4]



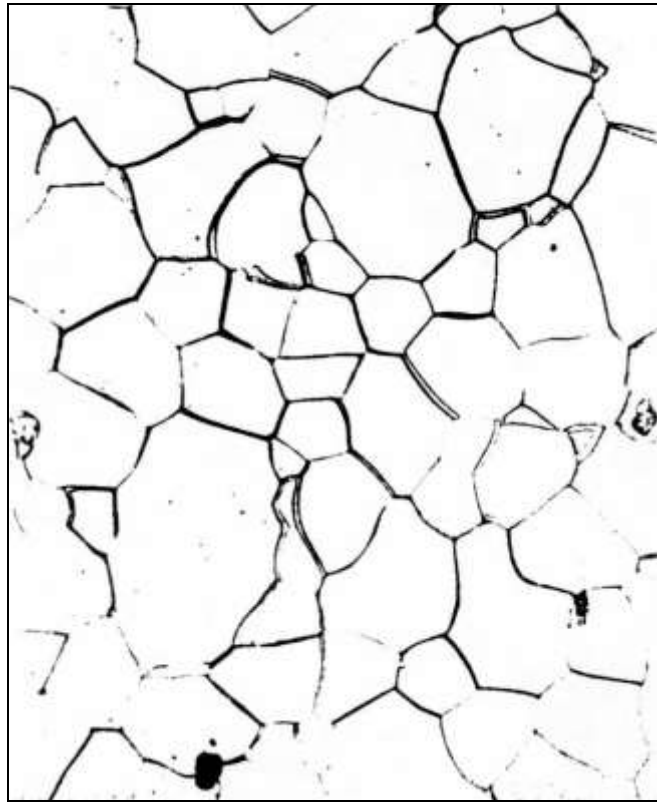
Дисперсная эвтектика Sn-Zn в сплаве 9 % Zn, 91% Sn, $\times 400$ [4]



Эвтектика в модифицированном силумине, $\times 1000$ [4]



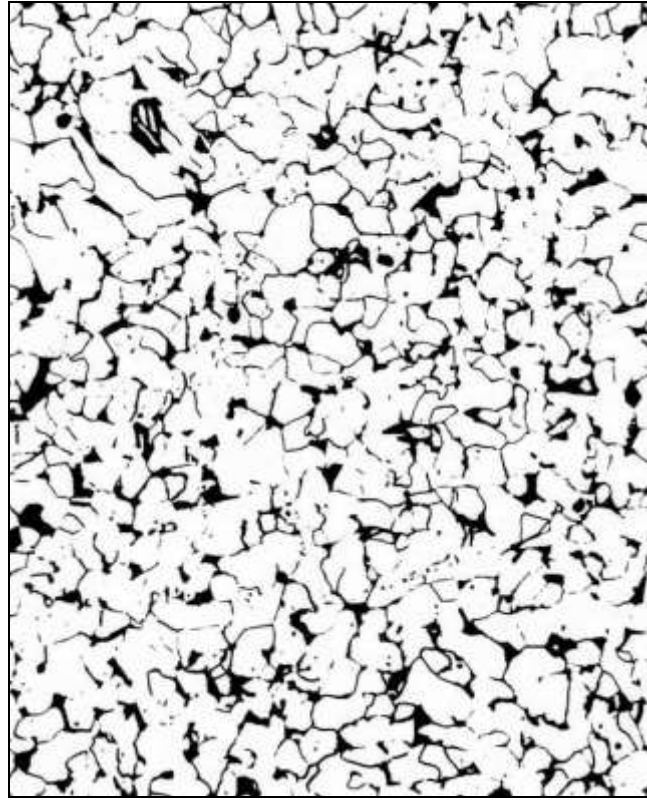
Зёрна феррита в техническом железе, $\times 500$ [4]



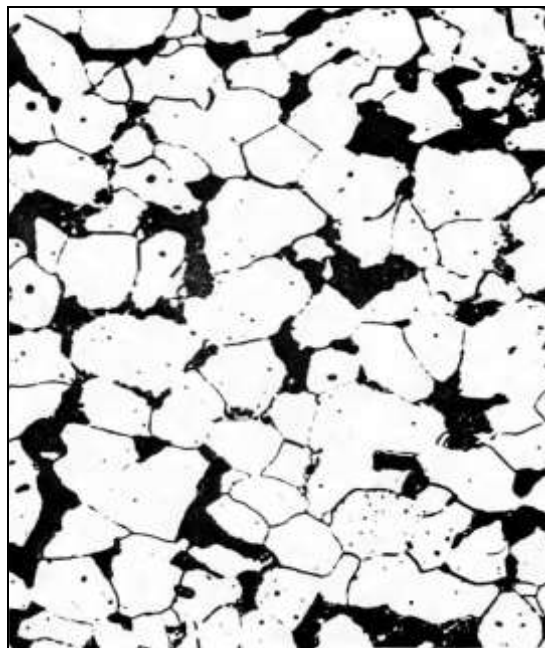
Техническое железо; феррит + третичный цементит в виде разрозненных тонких прослоек по границам зёрен, $\times 400$ [4]



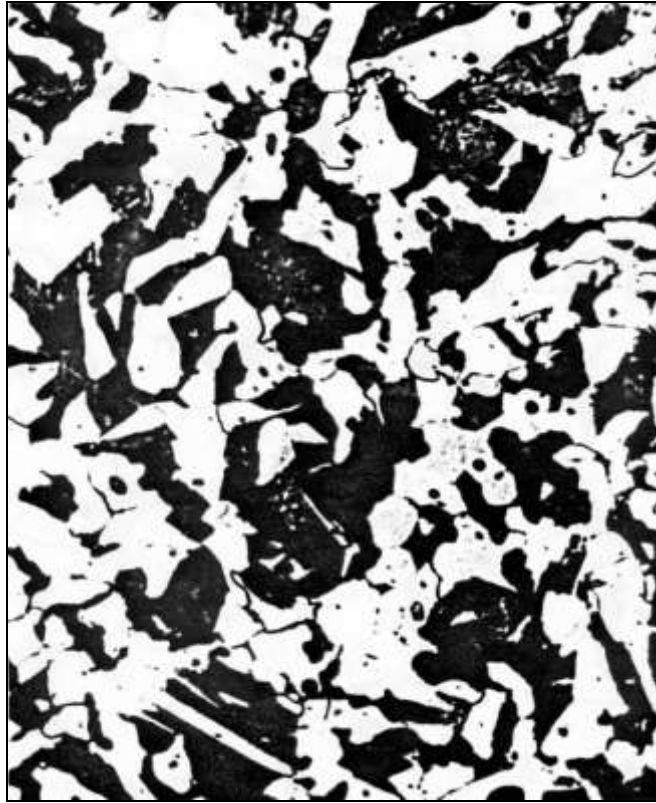
Структура доэвтектоидной стали (феррит, перлит), РЭМ, $\times 2500$ [4]



Сталь 15; светлые зёрна феррита и небольшое количество перлитных зёрен,
×100 [4]



Сталь 25; светлые зёрна – феррит, тёмные зёрна – перлит, ×400 [4]



Сталь 40; светлые зёрна – феррит, тёмные зёрна – перлит, $\times 400$ [4]



Сталь 65; феррит по границам тёмных перлитных зёрен, $\times 600$ [4]



Пластинчатое строение перлита в стали У8, $\times 5000$ [4]



Пластинчатое строение перлита в эвтектоидной стали У8, РЭМ, $\times 1000$ [4]



Зернистый перлит в эвтектоидной стали У8; округлые зёрна цементита в ферритной матрице, $\times 200$ [4]



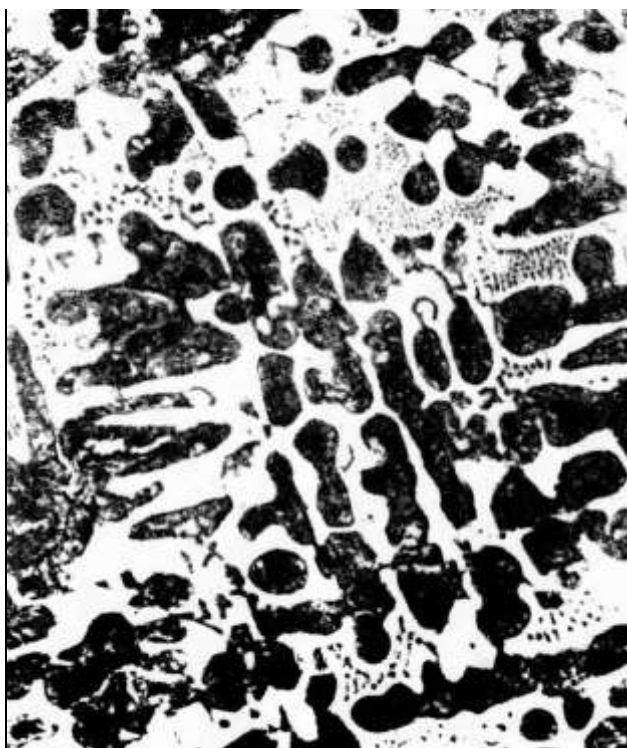
Зернистый эвтектоид стали У8; округлые зёрна цементита в ферритной матрице, $\times 1800$ [4]



Заэвтектоидная сталь У10; тёмные зёрна перлита, окружённые сеткой вторичного цементита, $\times 500$ [4]



Заэвтектоидная сталь У10; тёмные зёрна перлита, окружённые сеткой вторичного цементита; начальная стадия сфероидизации цементита, $\times 800$ [4]



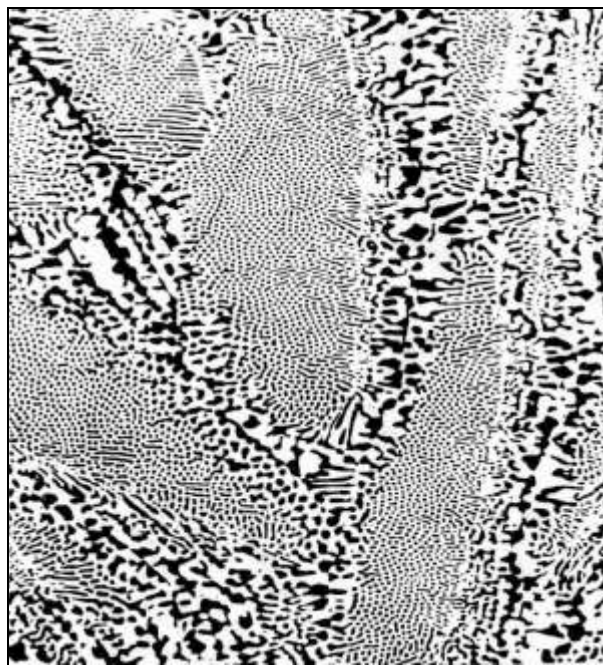
Доэвтектический белый чугун; тёмные дендриты первичного аустенита, превратившегося в перлит при 723°C , вокруг которых – вторичный цементит и эвтектика (ледебурит), состоящая из аустенита (перлита) и цементита, $\times 100$ [4]



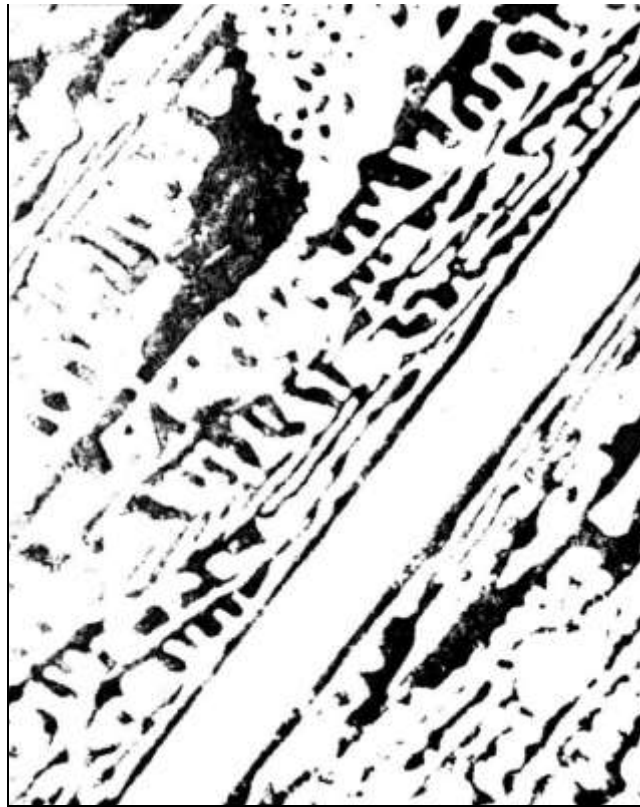
Доэвтектический белый чугун; тёмные дендриты первичного аустенита, превратившегося в перлит при 723°C , вокруг которых – вторичный цементит и эвтектика (ледебурит), состоящая из аустенита (перлита) и цементита, $\times 500$ [4]



Эвтектический белый чугун; структура: ледебурит (зёрна аустенита (перлита) в цементите), $\times 500$ [4]



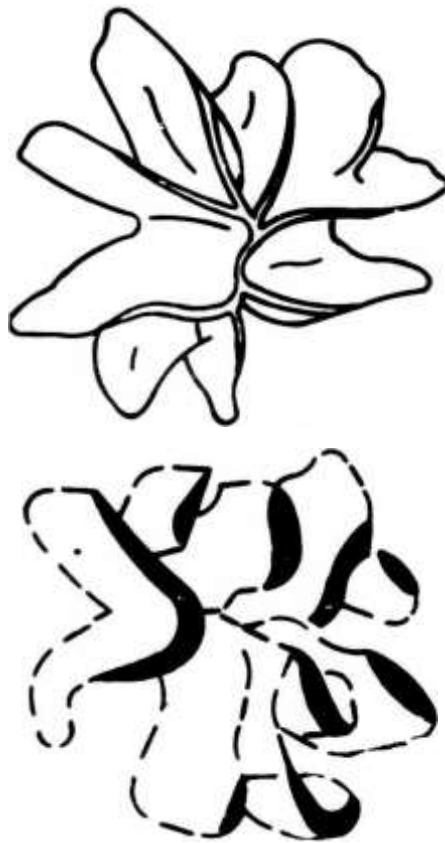
Эвтектический белый чугун; структура: ледебурит (зёрна аустенита (перлита) в цементите), $\times 500$ [4]



Заэвтектический белый чугун, $\times 500$ [4]



Заэвтектический белый чугун; белые пластины первичного цементита в ледебуритной матрице, $\times 100$ [4]



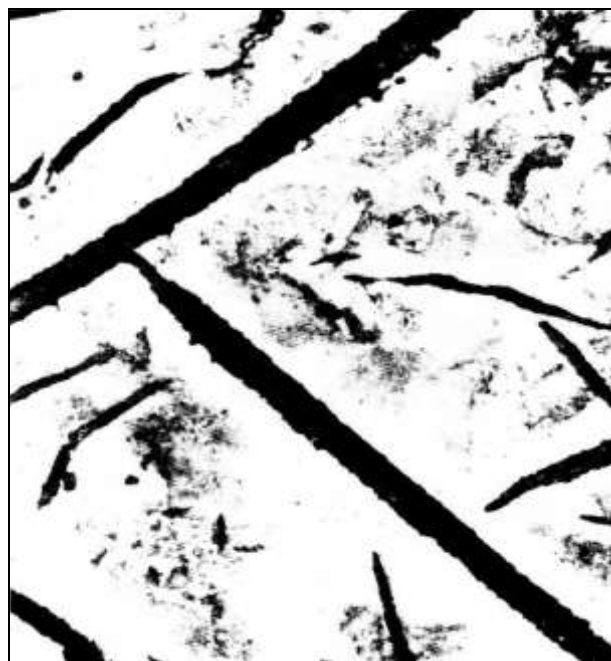
Модели розеток графита в сером чугуна [4]



Розеточный графит в сером чугуна; формируется при больших скоростях охлаждения, $\times 100$ [4]



Графитные включения в сером чугуна; шлиф без травления, $\times 200$ [4]



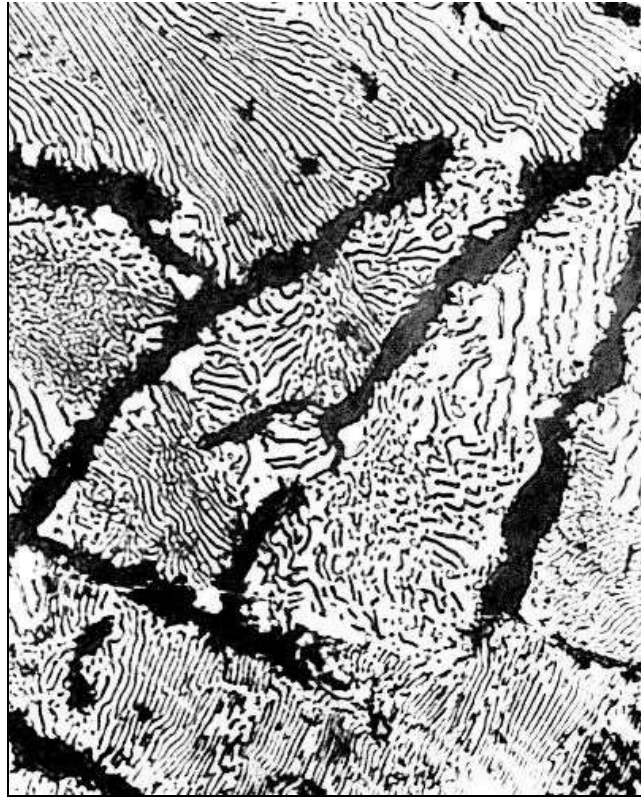
Грубые пластины первичного графита в заэвтектическом сером чугуна; изогнутые пластины графита меньшего размера – вторичный графит, $\times 100$ [4]



Серый чугун на ферритной основе типа СЧ 12, $\times 200$ [4]



Серый чугун на ферритно-перлитной основе типа СЧ 24, $\times 400$ [4]



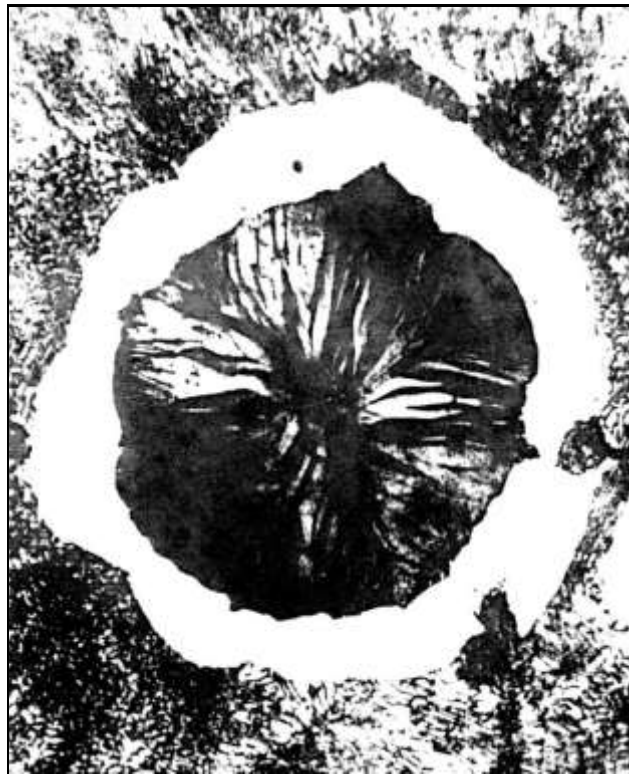
Серый чугун на перлитной основе типа СЧ 32, $\times 500$ [4]



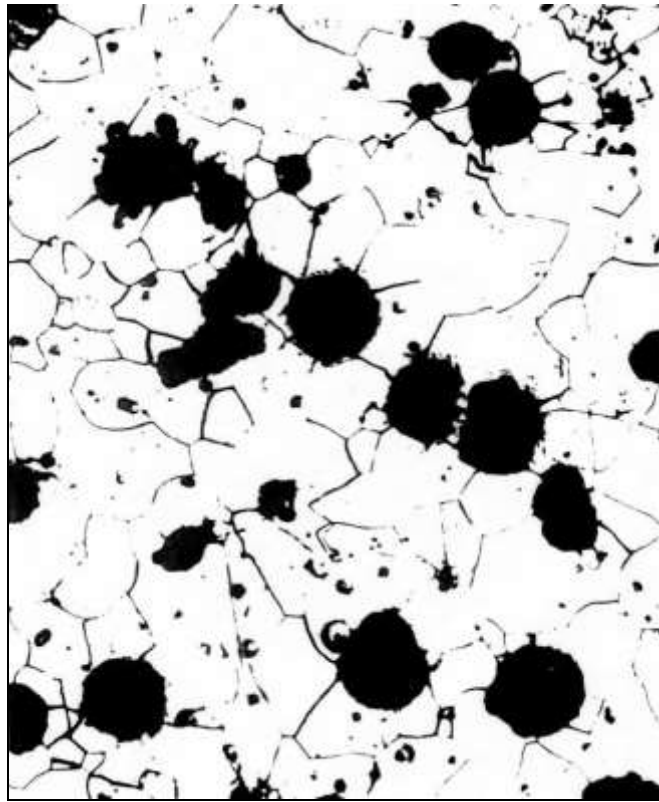
Высокопрочный чугун с шаровидным графитом; шлиф без травления, $\times 200$ [4]



Строение глобулы графита высокопрочного чугуна, $\times 8750$ [4]



Глобулярный графит в ферритно-перлитном высокопрочном чугуне, $\times 1500$ [4]



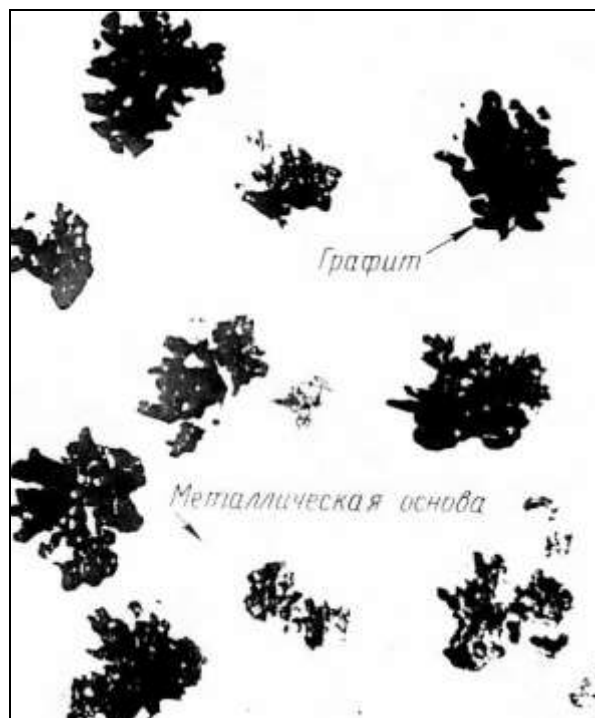
Высокопрочный чугун на ферритной основе, $\times 200$ [4]



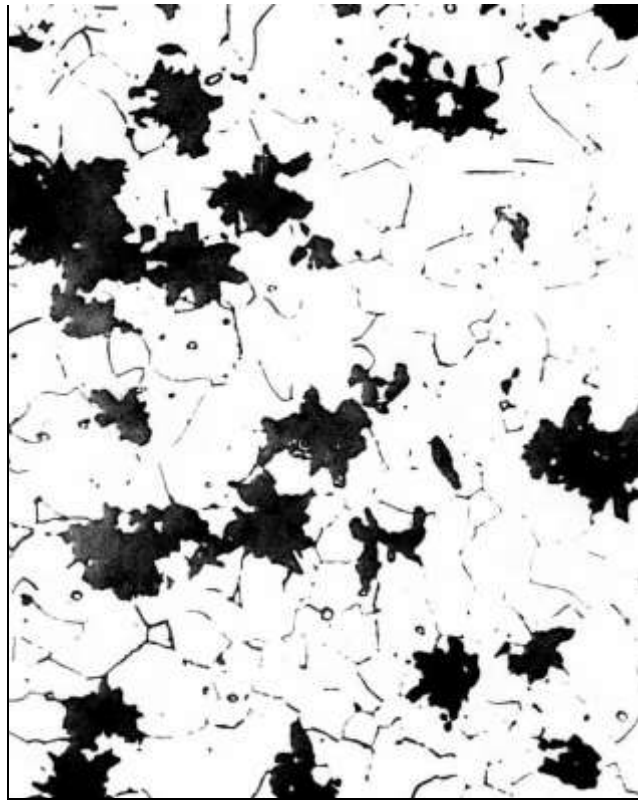
Высокопрочный чугун на ферритно-перлитной основе в условиях недостаточного количества модификатора, $\times 200$ [4]



Высокопрочный чугун на ферритно-перлитной основе, $\times 200$ [4]



Ковкий чугун с хлопьевидным графитом шлиф без травления, $\times 500$ [4]



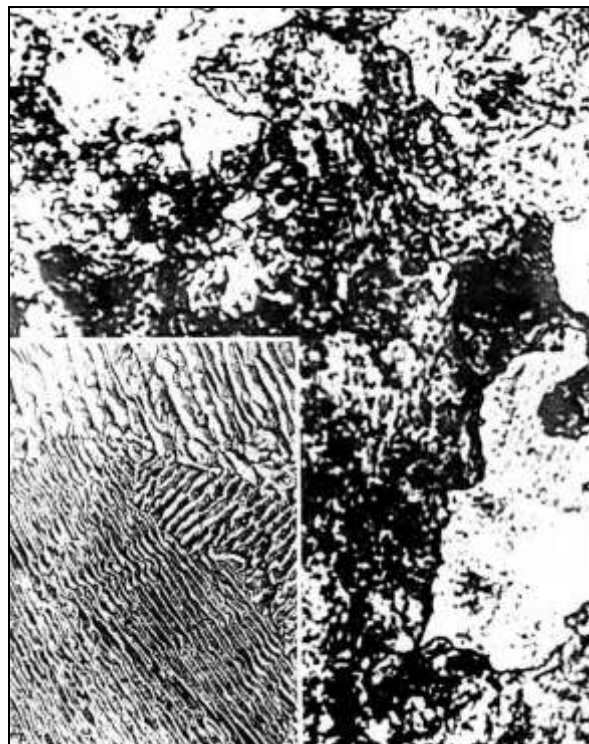
Ковкий чугун на ферритной основе, $\times 200$ [4]



Ковкий чугун на ферритно-перлитной основе, $\times 200$ [4]



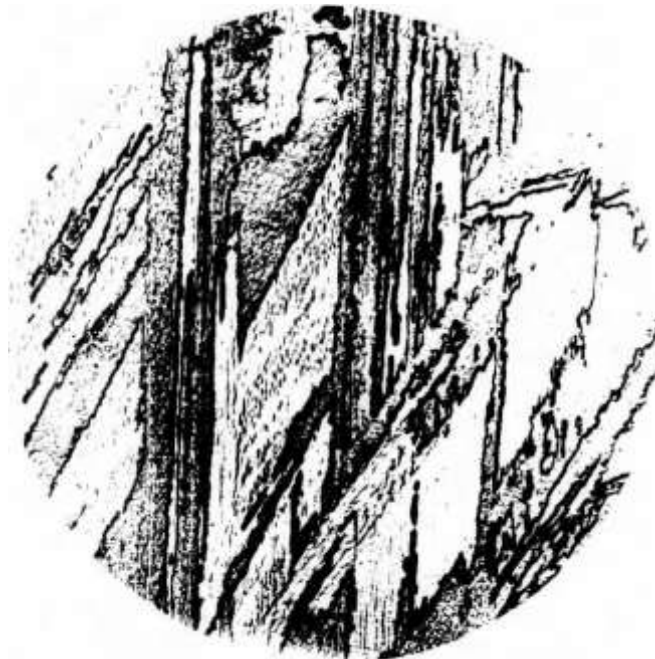
Сорбит, образующийся в результате охлаждения аустенита, $\times 1000$,
фрагмент – $\times 15000$ [4]



Троостит, образующийся в результате охлаждения аустенита, $\times 1000$, фрагмент
 $\times 15000$ [4]



Бейнит малоуглеродистой стали с 0,2 % С, $\times 1000$ [4]



Мартенсит малоуглеродистой стали 15P, $\times 1000$ [4]



Мартенсит среднеуглеродистой стали с 0,4 % С; рейки мартенсита собраны в пакет, $\times 1250$ [4]



Мартенсит высокоуглеродистой стали с 1,0 % С, $\times 1250$ [4]



Мартенсит высокоуглеродистой стали с 1,3 % С; тёмные иглы мартенсита, светлые – остаточного аустенита, $\times 500$ [4]



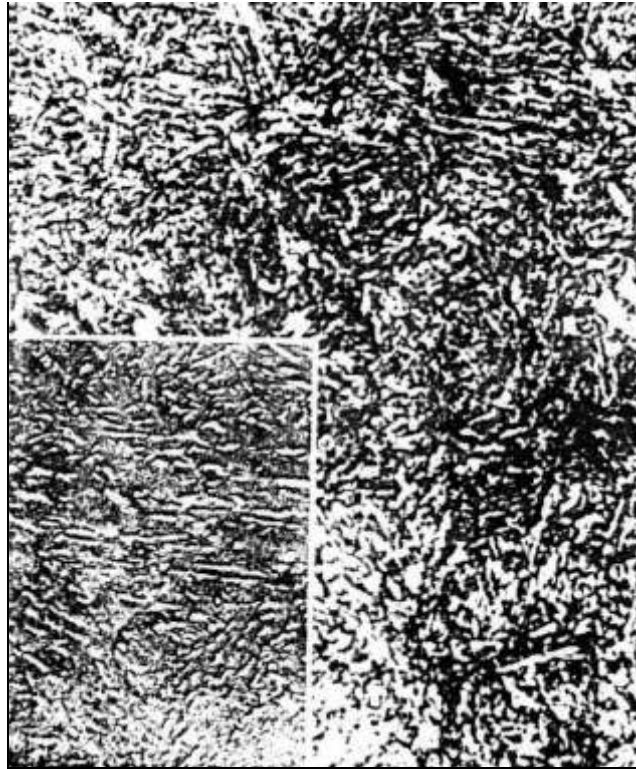
Мартенсит высокоуглеродистой стали с 1,6 % С; тёмные иглы мартенсита, светлые – остаточного аустенита, $\times 1500$ [4]



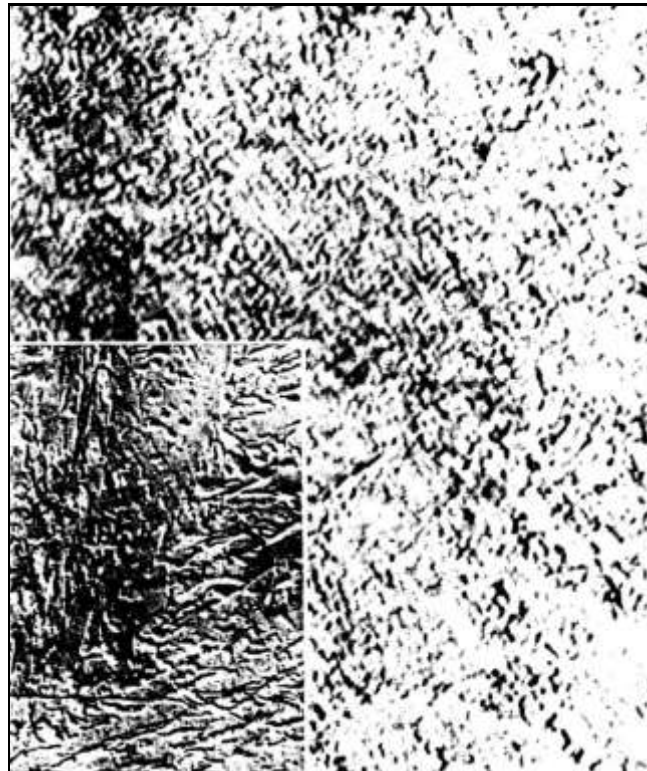
Мартенсит высокомарганцевой стали Г18; пластины s-мартенсита, 500



Мартенсит отпуска в высокоуглеродистой стали;
отпуск при температуре 200 °С, ×500 [4]



Троостит отпуска, $\times 1000$, фрагмент – $\times 15000$ [4]



Сорбит отпуска, $\times 1000$, фрагмент – $\times 15000$ [4]

Стадии старения технического железа с 0,02 % С при температуре 200 °С;
электронная микроскопия, 3,5 мин; мелкие выделения карбидов в форме

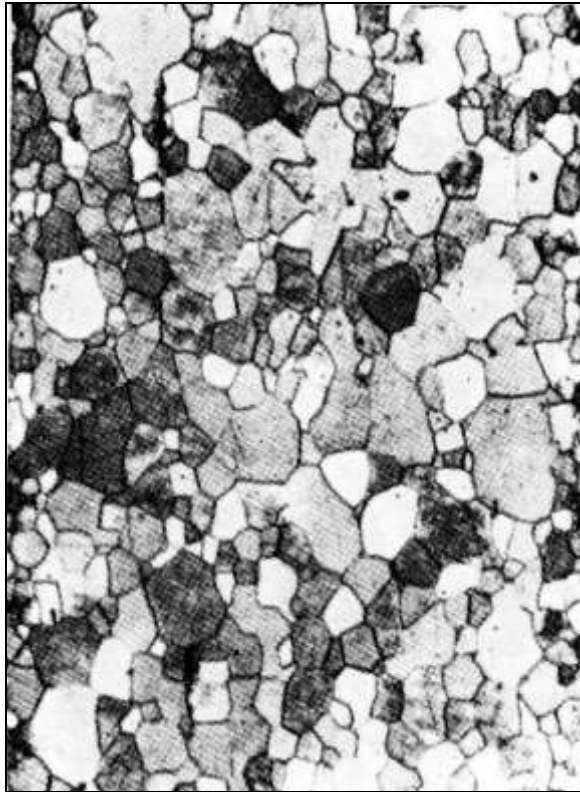


бабочек равномерно распределены в структуре; на линиях скольжения – скопления карбидов, $\times 3800$ [4]

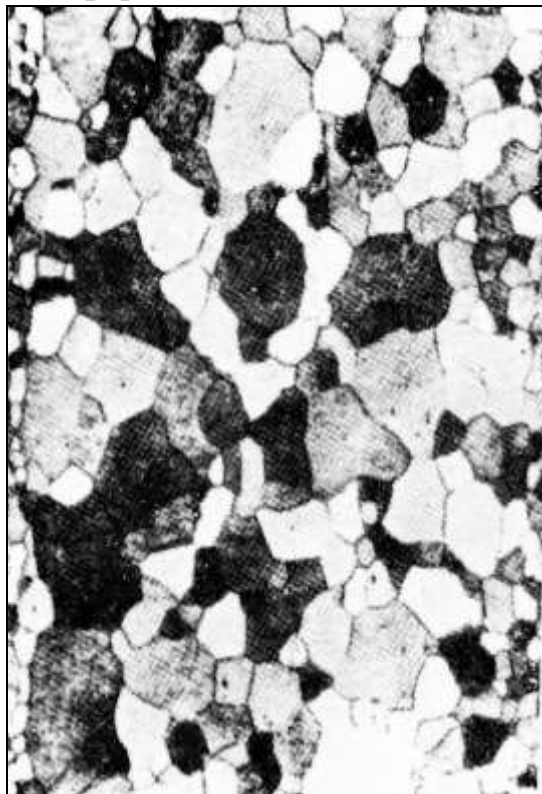


Стадии старения технического железа с 0,02 % С при температуре 200 °С; электронная микроскопия, 120 мин; рост выделений карбидов, $\times 13000$ [4]

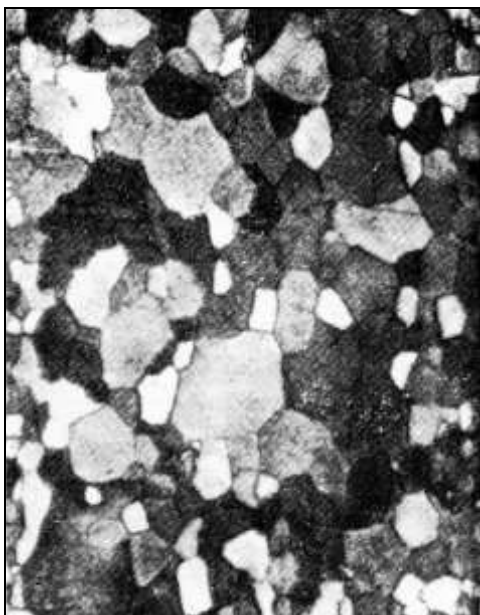
Стадии старения технического железа с 0,02 % С при температуре 200 °С; электронная микроскопия, 230 мин; крупные выделения карбидов, $\times 9650$ [4]



Структура листовой малоуглеродистой стали после холодной пластической деформации, $\varepsilon = 5\%$, $\times 100$ [4]



Структура листовой малоуглеродистой стали после холодной пластической деформации, $\varepsilon = 10\%$, $\times 100$ [4]



Структура листового малоуглеродистой стали после холодной пластической деформации, $\varepsilon = 17\%$, $\times 100$ [4]



Структура листового малоуглеродистой стали после холодной пластической деформации, $\varepsilon = 24\%$, $\times 100$ [4]



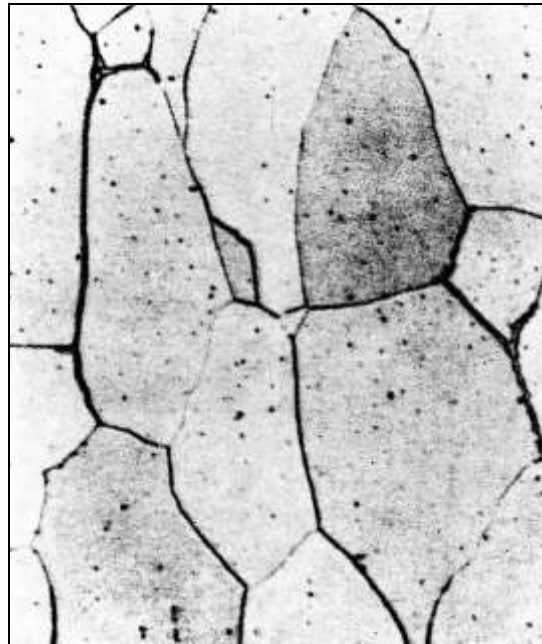
Структура листовая малоуглеродистой стали после холодной пластической деформации, $\varepsilon = 46 \%$, $\times 100$ [4]



Изменение структуры малоуглеродистой стали при рекристаллизации, $\varepsilon = 65 \%$; отжиг $485 \text{ }^\circ\text{C}$; рекристаллизация еще не началась, $\times 500$ [4]

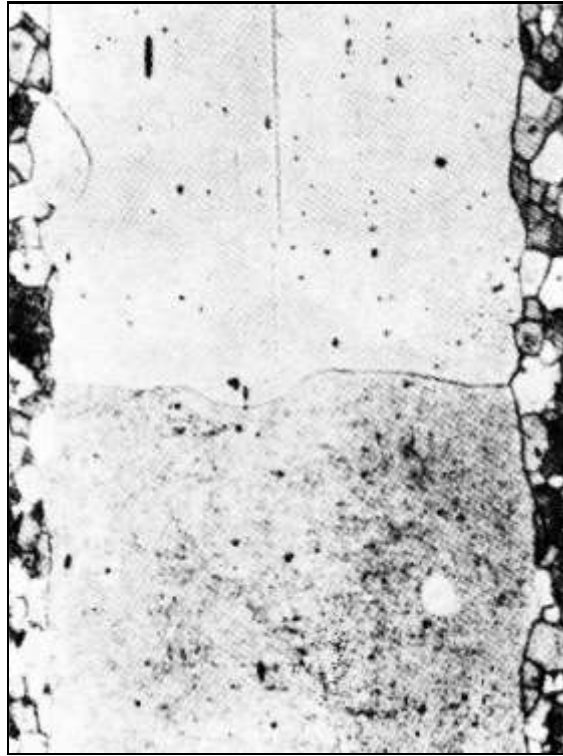


Изменение структуры малоуглеродистой стали при рекристаллизации, $\varepsilon = 65\%$;
отжиг $520\text{ }^{\circ}\text{C}$; светлые рекристаллизованные зёрна феррита в
нерекристаллизованной матрице; новые зёрна различны по размеру, $\times 500$ [4]
Изменение структуры малоуглеродистой стали при рекристаллизации, $\varepsilon = 65\%$;
отжиг $685\text{ }^{\circ}\text{C}$; рекристаллизация завершена; зёрна вытянуты в направлении
прокатки; тёмные строчки глобулярного третичного цементита, $\times 500$ [4]



Изменение структуры малоуглеродистой стали при рекристаллизации, $\varepsilon = 65\%$;
отжиг $760\text{ }^{\circ}\text{C}$. Зерна рекристаллизованного феррита, $\times 500$ [4]

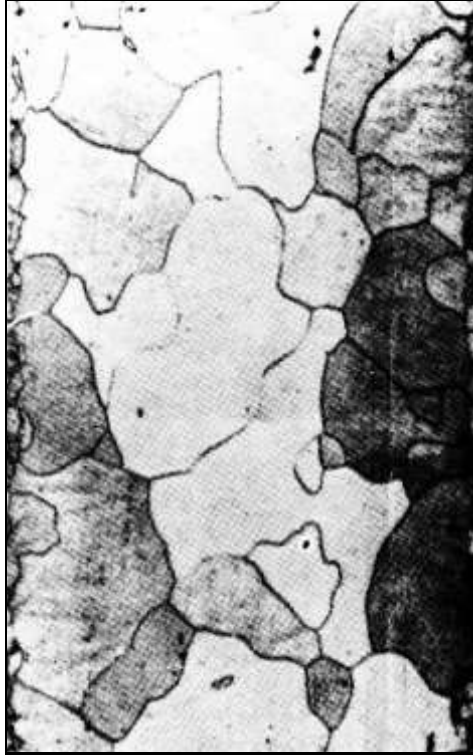
Структура листового малоуглеродистой стали после рекристаллизационного
отжига при температуре $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ при $\varepsilon = 2\%$; структура не изменилась, $\times 100$ [4]



Структура листовой малоуглеродистой стали после рекристаллизационного отжига при температуре 700 °С; после $\epsilon = 5\% > \epsilon_{кр}$ протекает интенсивная рекристаллизация, $\times 100$ [4]



Структура листовой малоуглеродистой стали после рекристаллизационного отжига при температуре 700 °С; после $\epsilon = 10\% > \epsilon_{кр}$ протекает интенсивная рекристаллизация, $\times 100$ [4]



Структура листовой малоуглеродистой стали после рекристаллизационного отжига при температуре 700 °С; $\varepsilon = 17\%$; зерно измельчается, $\times 100$ [4]

Структура листовой малоуглеродистой стали после рекристаллизационного отжига при температуре 700 °С; $\varepsilon = 24\%$, зерно сильнее измельчается, $\times 100$ [4]



Структура листовой малоуглеродистой стали после рекристаллизационного отжига при температуре 700 °С; $\epsilon = 46 \%$, зерно измельчается сильнее, $\times 100$ [4]



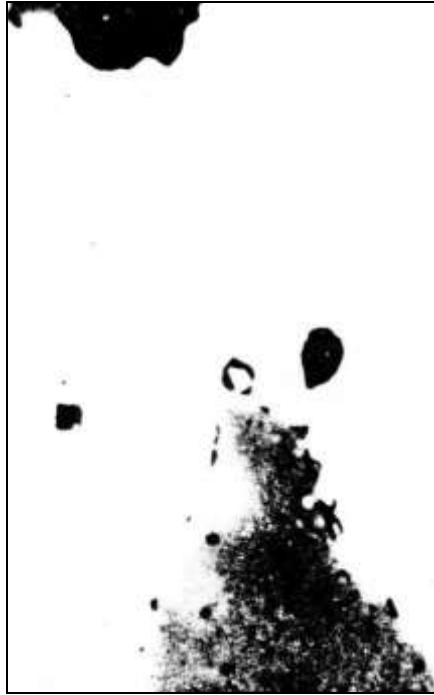
Вторичная рекристаллизация в молибдене; рассыпание границ зёрен, $\times 1500$ [4]



Конструкционная сталь; вытянутые оксисульфиды железа и марганца после деформации прокаткой, $\times 1000$ [4]



Марганцовистая сталь; деформируемый оксид FeO-SiO_2 , $\times 1000$ [4]



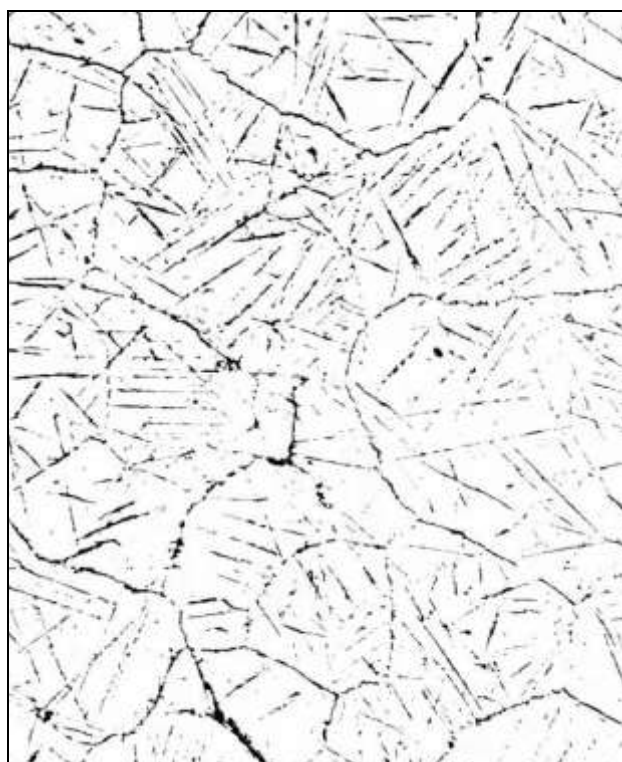
Тёмно-серый кристаллический сульфид MnS , $\times 1500$ [4]



Пластичный окисульфид с игольчатыми включениями алюминатов в раскисленной алюминием стали, $\times 1000$ [4]



Видманшtedтова структура (структура литой и перегретой стали) в доэвтектоидной стали, $\times 200$ [4]



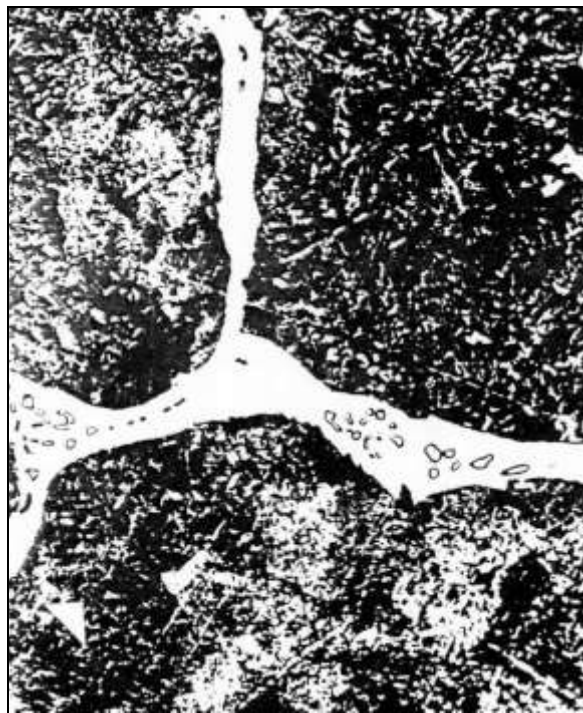
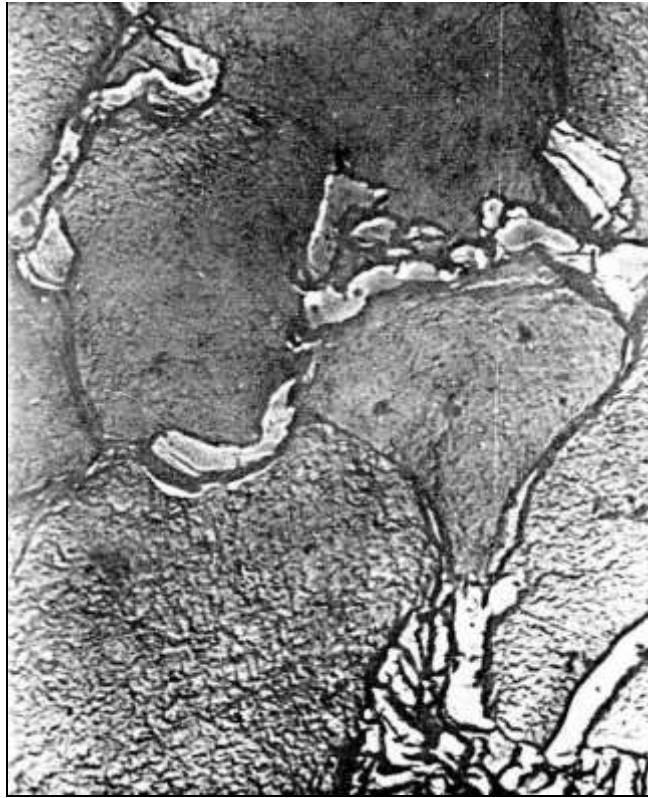
Видманшtedтова структура (структура литой и перегретой стали) в заэвтектоидной стали; травление пикратом натрия, $\times 200$ [4]



Видманшtedтова структура (структура литой и перегретой стали) в доэвтектоидной стали 60, $\times 200$ [4]

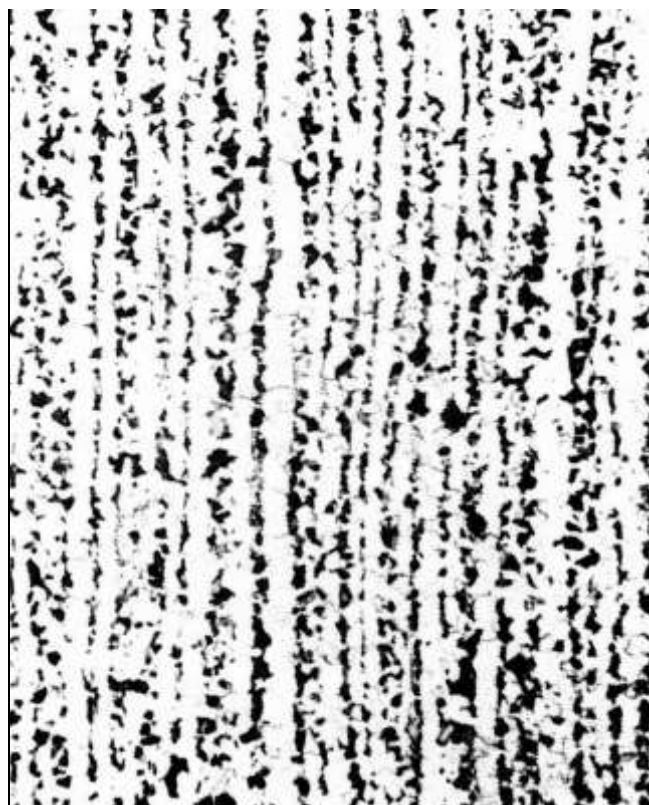


Структура пережога в стали, $\times 200$ [4]

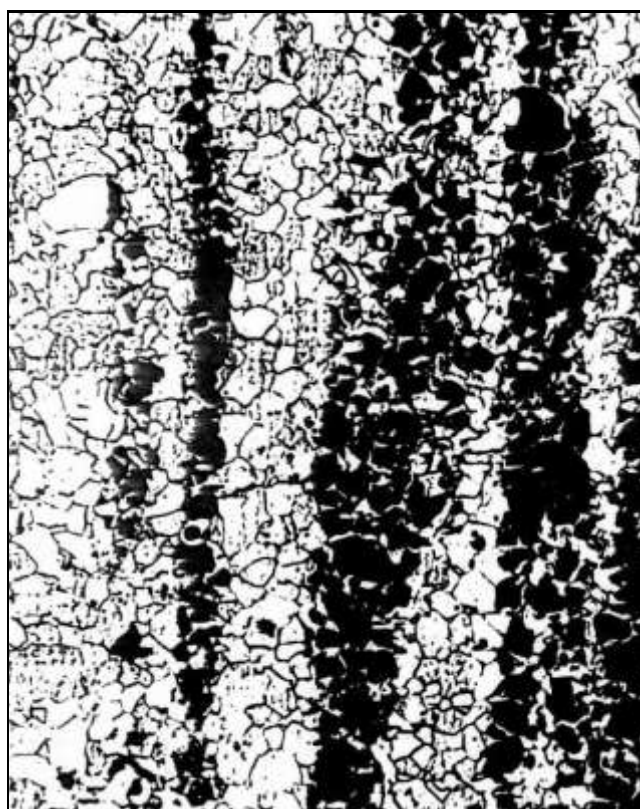
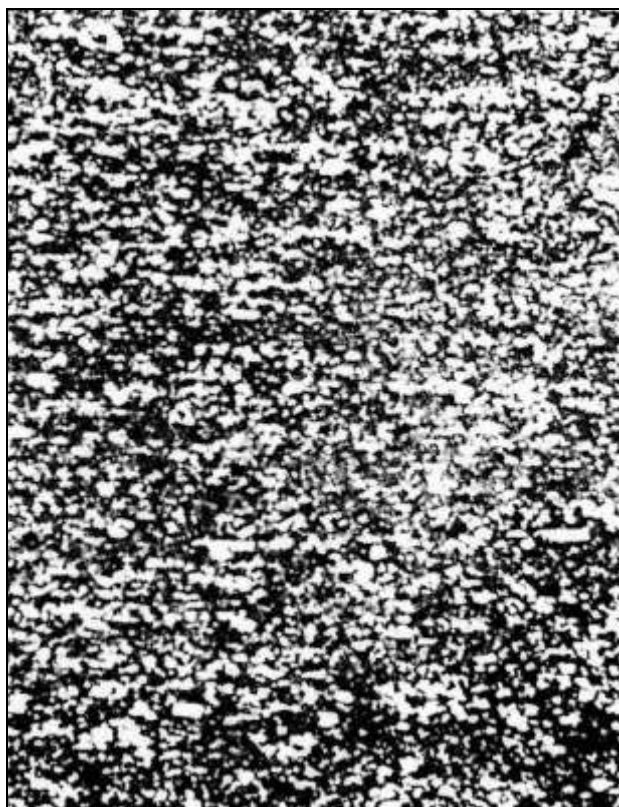


Цементитная сетка в заэвтектоидной стали, $\times 800$ [4]

Пограничное выделение третичного цементита, $\times 800$ [4]

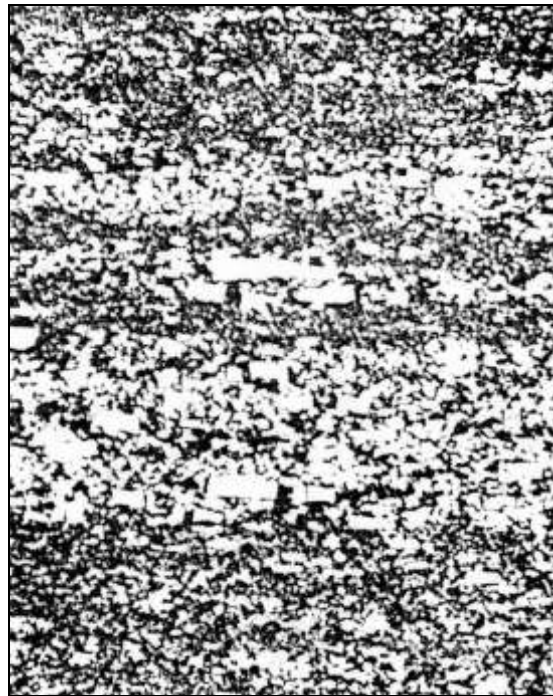
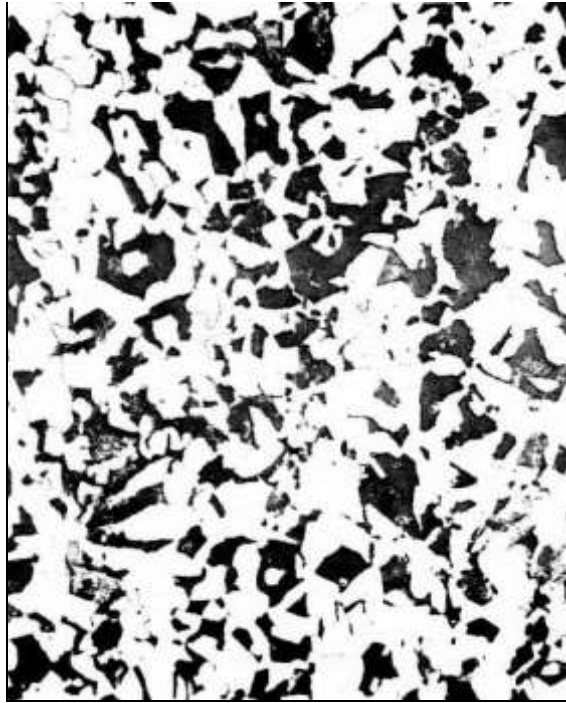


Дендритная структура не полностью гомогенизированной латуни, $\times 300$ [4]



Полосчатая структура в доэвтектоидной стали, $\times 100$ [4]

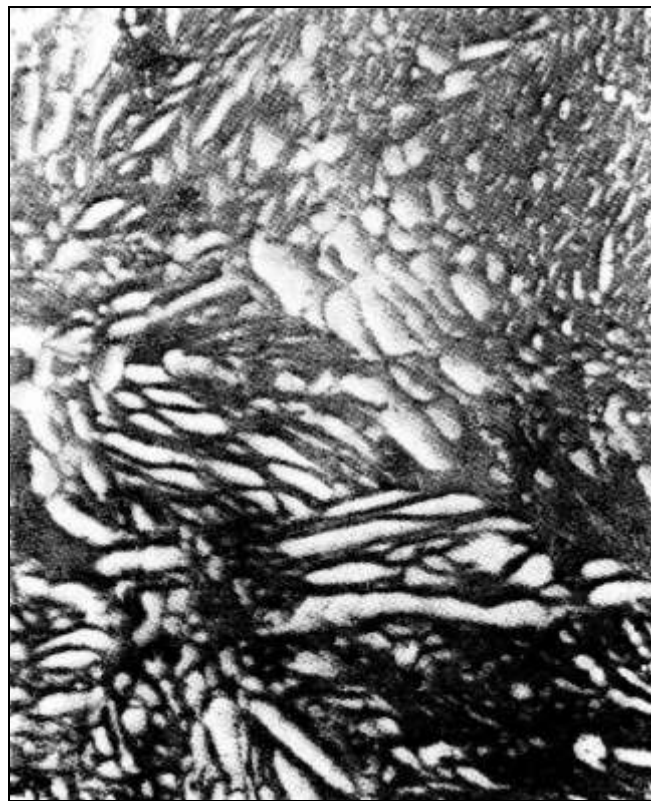
Строчечная структура (карбидная ликвация) в быстрорежущей стали, $\times 200$ [4]



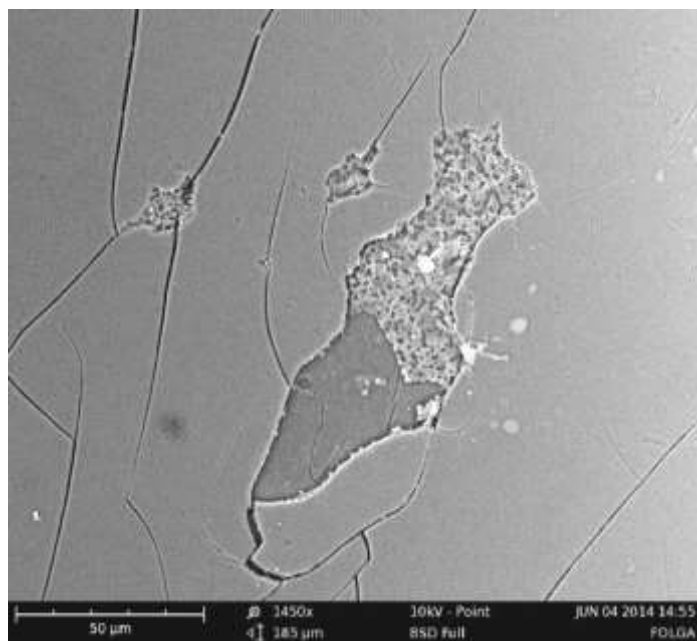
Строчечная структура (карбидная ликвация) в быстрорежущей стали, $\times 200$ [4]
Обезуглерожженный слой в доэвтектоидной стали, $\times 200$ [4]



Трооститная сетка, $\times 400$ [4]



Трооститная сетка, $\times 400$ [4]



Дефект на поверхности металлизированной фольги, $\times 1450$ [2]



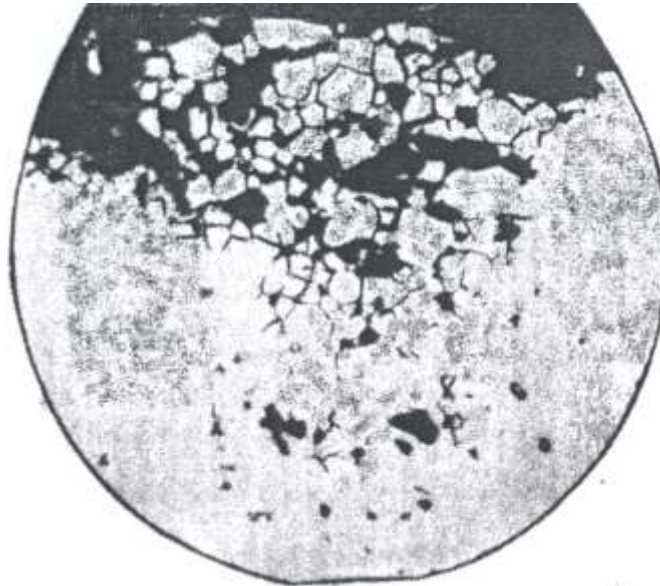
Межкристаллитное разрушение сплава типа ВТ-20 (Ti – 8 %; Al – 1 %; Mo – 1 %) в красной дымящейся азотной кислоте при комнатной температуре; термообработка: нагрев 800 °С, 1,5 ч, охлаждение с печью, травление в растворе 5 мл плавиковой кислоты, 5 мл азотной кислоты, 15 мл глицерина, $\times 600$ [5]



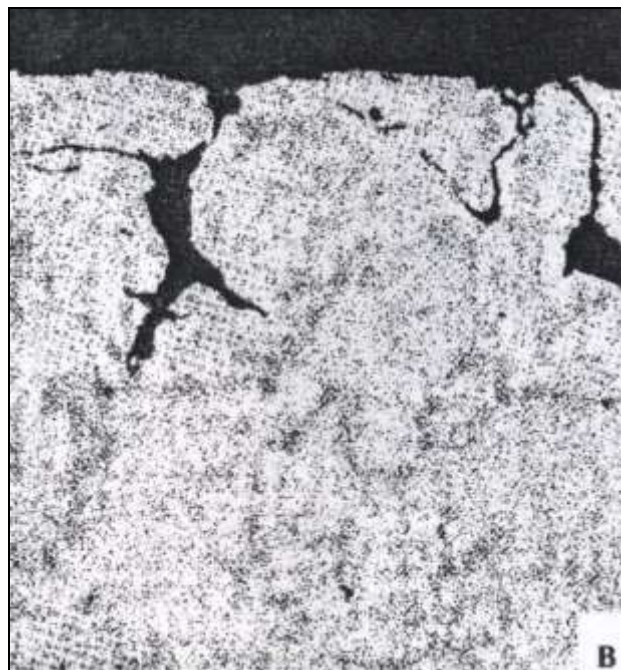
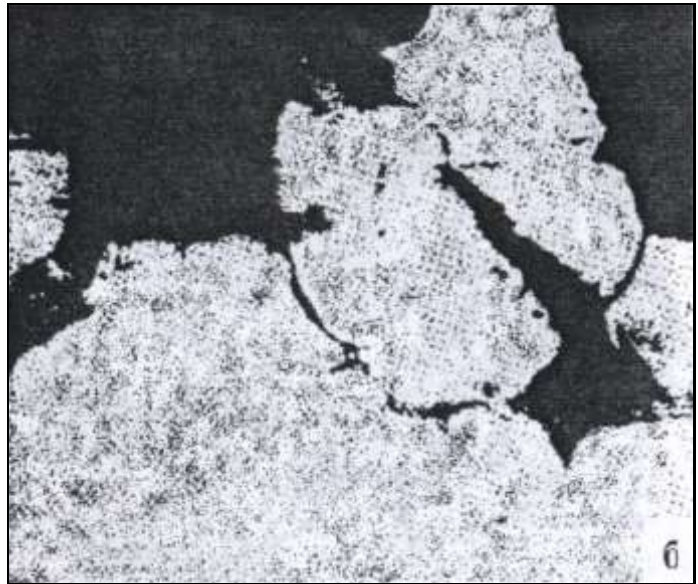
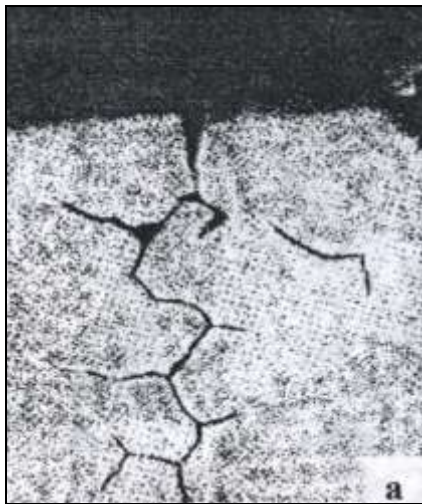
Межкристаллитное коррозионное разрушение аустенитной стали 03X17N15M3 после 450 ч испытания в воде, содержащей 100 мг/л Cl (с добавкой хлорного железа); термообработка: закалка с 1150 °С, 10 мин, охлаждение в воде + провоцирующий отпуск при 650 °С, 2 ч; растягивающее напряжение на внешней поверхности U-образного образца 360 МПа; структура разнотернистая; шлиф поперечный; травление анодное в 50%-ной HNO₃ в течение 1–5 с, ×200 [5]



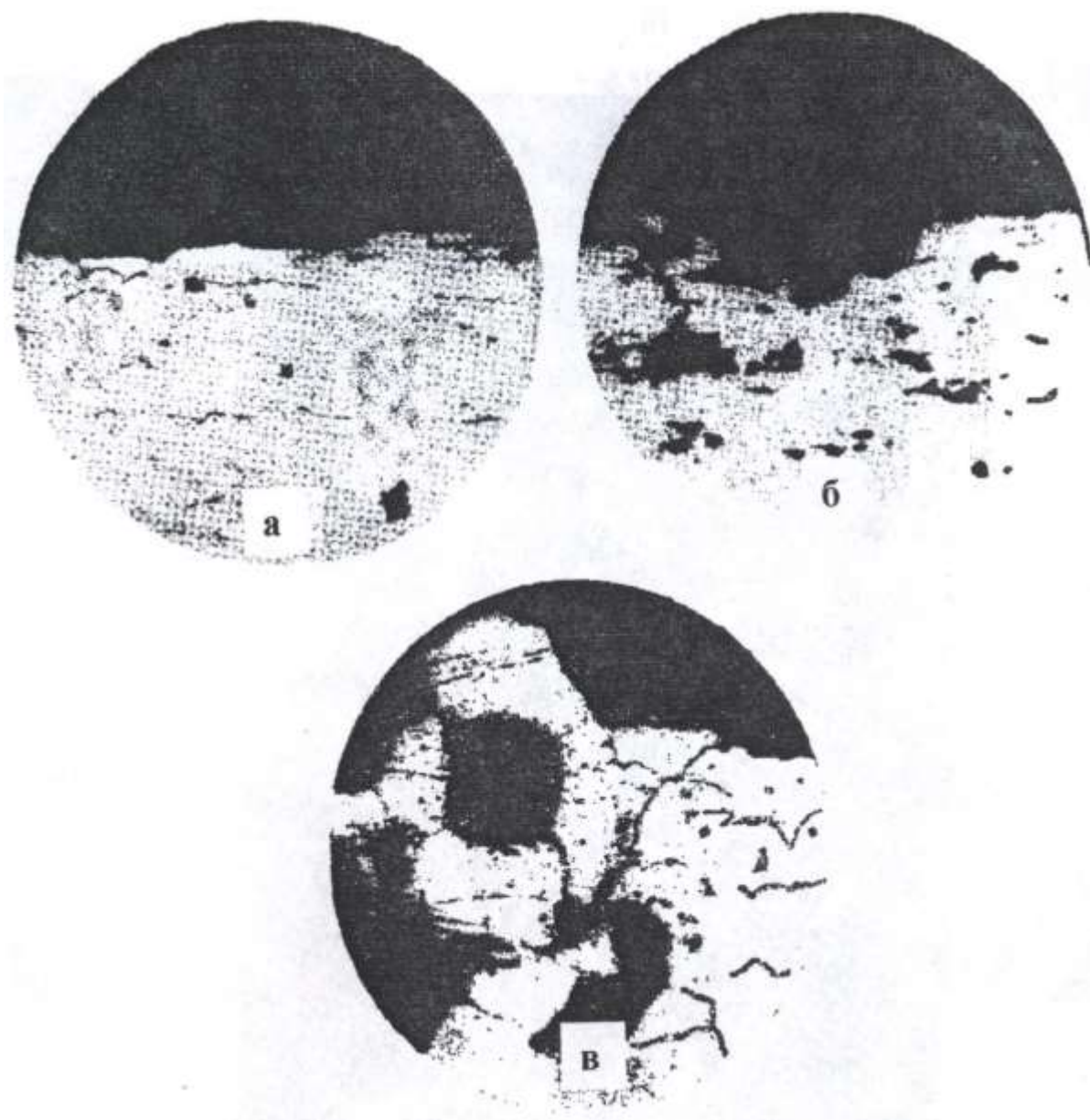
Межкристаллитное коррозионное разрушение аустенитной стали 03X18N20V3 после 460 ч испытания в воде, содержащей 100 мг/л Cl (с добавкой хлорного железа); термообработка: закалка с 1050°С, 30 мин в воде и провоцирующий отпуск при 600 °С, 2 ч; растягивающее напряжение на внешней поверхности Uобразного образца 350 МПа; шлиф поперечный; травление анодное в 50%-ной HNO₃ в течение 1–5 с, ×200 [5]



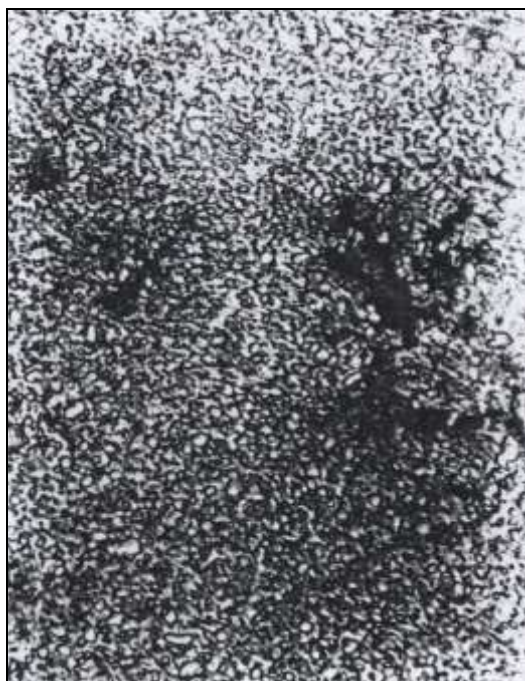
Межкристаллитное коррозионное разрушение и межкристаллитная коррозия аустенитной стали 12Х20Н14С3 после 500 ч испытания в чистой воде (дистиллат) при 360 °С; сталь после закалки подвергнута провоцирующему отпуску при 650 °С, 2 ч; растягивающее напряжение на внешней поверхности U-образного образца 350 МПа; шлиф не травлен, $\times 120$ [5]



Межкристаллитное разрушение сплава типа H70M27 (0,03 % C, 0,2 % Si; 1,5 % Fe) после 200 ч испытания в контрольном 21%-ном растворе HCl при кипении; шлифы не травлены; $\times 600$: а – закалка с 1150 °C, 20 мин в воде + отпуск при 800 °C, 10 мин, охлаждение на воздухе; б – то же, отпуск 2 ч; в – закалка с 1300 °C, 10 мин в воде [5]



Межкристаллитное разрушение стали 09X17N7Ю после термической обработки, вызывающую максимальную склонность к межкристаллитному коррозионному разрушению (отпуск при 500 °С, 3 ч), $\times 300$: а – 30 % δ -феррита, выпавших зёрен нет; б – (5–10) % δ -феррита, выпадение зёрен; в – δ -феррита нет, выпадение зёрен [5]



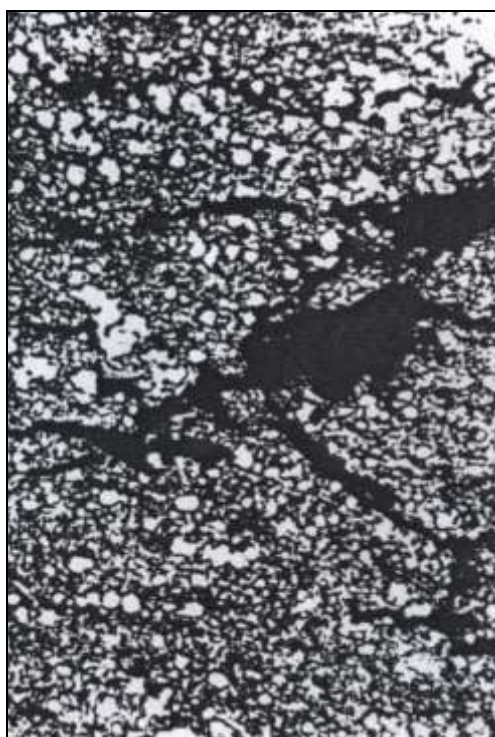
Микроструктура стали Р6М5 после разрушения при растяжении в условиях сверхпластичности при 820 °С; поперечный шлиф в шейке образца, $\times 1000$ [5]



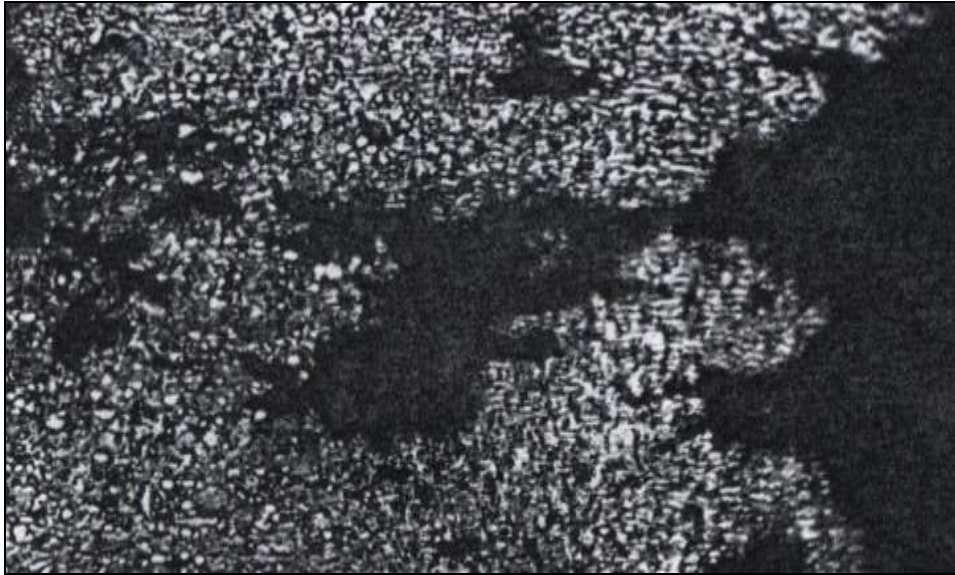
Микроструктура стали Р6М5 после разрушения при растяжении в условиях повышенной пластичности при 765 °С (скорость деформации $0,0023 \text{ с}^{-1}$) в воздушной атмосфере; поперечный шлиф в шейке образца, $\times 1000$. Характерно равномерное распределение пор по сечению шейки, их слияние и образование каверн, характерных для процессов сверхпластического деформирования структурно-неоднородных сталей [5]



Микроструктура стали Р6М5 после разрушения при растяжении со скоростью деформации $0,0001 \text{ с}^{-1}$, при температуре $750 \text{ }^\circ\text{C}$ в окислительной среде; продольный шлиф (край образца), $\times 500$ [5]



Микроструктура стали Р6М5 после разрушения при растяжении со скоростью деформации $0,0001 \text{ с}^{-1}$, при температуре $750 \text{ }^\circ\text{C}$ в окислительной среде (воздух); продольный шлиф (центр образца), $\times 500$ [5]



Микроструктура стали Р6М5 после разрушения при растяжении в условиях повышенной пластичности (скорость деформации $0,0023 \text{ с}^{-1}$, температура $765 \text{ }^\circ\text{C}$, относительное удлинение 92 %); продольный шлиф (центр образца, область разрыва), $\times 500$. Видны крупные поры и каверны, образующиеся в результате процессов коагисценции [5]



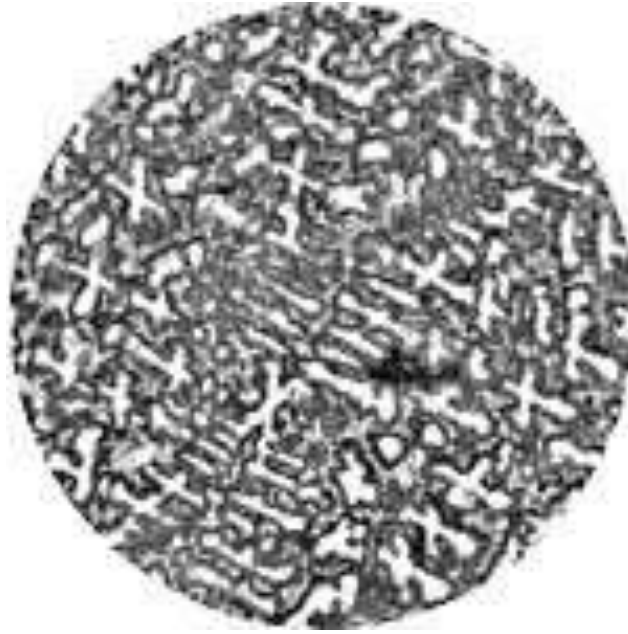
Электронная фрактограмма излома стали Р6М5 после разрушения её в процессе растяжения при температуре $765 \text{ }^\circ\text{C}$, со скоростью деформации $0,0023 \text{ с}^{-1}$, относительное удлинение 92 %, $\times 6000$. Поверхность излома характеризует протекание процессов деформации по межзёрнным и межфазным поверхностям. Видно наличие крупных пор [5]



Бериллиевая бронза БрБ2; крупные зерна α -твёрдого раствора на основе меди с большим количеством двойников; внутри них видны выделения δ -фазы (промежуточного типа), испытавшие эвтектоидный распад на α и γ -фазу; оптимальное состояние (с пределом упругости до 1200 МПа) достигается после закалки с 850 °С с получением пересыщенного α -раствора и последующего старения при 325 °С, при котором α -раствор испытывает спинодальный распад с образованием модулированной структуры, $\times 260$



Алюминиевая бронза БрАЖМц10-3-1,5, легированная железом и марганцем; избыточные кристаллы α -твердого раствора на основе меди и эвтектоид из α - и γ -фаз в роли матрицы. γ -Промежуточная фаза; видно упорядоченное расположение пластин α -фазы (видманштеттова структура); литейный сплав, $\times 260$



Оловянистая бронза БрО10; вследствие дендритной ликвации светлые оси дендритов (твёрдый раствор на основе меди) сильно обогащены медью; вокруг них более тёмная оболочка с пониженным содержанием меди; межосные пространства сильно обогащены оловом и твёрдый раствор при охлаждении испытывает серию эвтектоидных превращений. Этот эвтектоид образует матрицу. Видна также черная пора – часть рассеянной усадочной раковины – междендритная пористость, $\times 200$



Свинцовистая двухфазная латунь ЛС59-1; тёмная матрица δ -фазы (интерметаллид $\sim\text{CuZn}$) и светлые выделения α -твёрдого раствора на основе меди. Внутри некоторых из них обнаруживаются частицы не растворимого в меди свинца, который затвердел в последнюю очередь; эти частицы служат зародышами, на которых начинают образовываться кристаллы α -фазы, $\times 200$



Технически чистая медь М1; равноосные зёрна с двойниками; шлиф перетравлен, $\times 260$

Локальный электронный методический материал

Влада Игоревна Абрамова

СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Редактор Е. Билко

Уч.-изд. л. 20,6. Печ. л. 17,6

Федеральное государственное
бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Калининградский государственный технический университет»,
236022, Калининград, Советский проспект, 1