

**И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, В.К. Портной, Н.А. Белов,  
Д.В. Ливанов, С.В. Медведева, А.А. Аксёнов, Ю.В. Евсеев**

# **МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ**

## **Том 2. Термическая обработка. Сплавы**

Под общей редакцией профессора В.С. Золоторевского

2-е издание, исправленное

*Рекомендовано учебно-методическим объединением  
по образованию в области металлургии в качестве учебника  
для студентов высших учебных заведений, обучающихся  
по направлению «Металлургия»*



Москва  
2014

УДК 669.017  
ББК 34.2  
М54

Рецензент  
д-р техн. наук, проф. *А.А. Попов*  
(зав. кафедрой термообработки и физики металлов УрФУ)

Авторы: И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, В.К. Портной, Н.А. Белов, Д.В. Ливанов, С.В. Медведева, А.А. Аксёнов, Ю.В. Евсеев

**Металловедение** : учеб. В 2 т. Т. 2. Термическая обработка. Сплавы / И.И. Новиков, М54 В.С. Золоторевский, В.К. Портной [и др.] ; под общ. ред. В.С. Золоторевского. — 2-е изд., испр. — М. : Изд. Дом МИСиС, 2014.— 528 с.

ISBN 978-5-87623-217-5

В учебнике изложены основы металловедения и термической обработки, особенности структуры и свойств промышленных сплавов и композиционных материалов.

В томе 2 рассмотрены механизмы и кинетика фазовых превращений в твердом состоянии и основные разновидности термической обработки: отжиг первого рода, отжиг второго рода, закалка без полиморфного и с полиморфным превращением, старение, отпуск, термомеханическая и химико-термическая обработка. Проанализированы структура и свойства углеродистых и легированных сталей, чугунов, алюминия, магния, титана, меди, никеля, тугоплавких, легкоплавких, радиоактивных, драгоценных металлов и их сплавов, а также композиционных материалов на металлической основе.

Учебник рекомендован студентам и аспирантам, обучающимся по направлению «Металлургия», может служить учебным пособием для студентов, обучающихся по направлению «Материаловедение и технологии материалов».

Ил. 273. Табл. 82. Библиогр. список: 10 назв.

УДК 669.017  
ББК 34.2

ISBN 978-5-87623-217-5

© Коллектив авторов, 2014

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ .....	9
Глава 11. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ .....	11
11.1. Классификация видов термической обработки .....	12
11.2. Отжиг первого рода.....	13
11.2.1. Гомогенизационный отжиг .....	13
11.2.2. Рекристаллизационный и дорекристаллизационный отжиг .....	19
11.2.3. Отжиг для снятия напряжений .....	44
11.3. Отжиг второго рода .....	49
11.3.1. Общие закономерности фазовых превращений в твердом состоянии .....	49
11.3.2. Отжиг сталей .....	62
11.3.3. Отжиг чугунов .....	75
11.3.4. Отжиг цветных металлов и сплавов .....	80
11.4. Закалка .....	83
11.4.1. Закалка без полиморфного превращения .....	84
11.4.2. Закалка с полиморфным превращением .....	90
11.5. Старение и отпуск .....	130
11.5.1. Старение .....	130
11.5.2. Отпуск .....	161
11.6. Термомеханическая обработка .....	170
11.6.1. Термомеханическая обработка стареющих сплавов .....	171
11.6.2. Термомеханическая обработка сталей, закаливаемых на мартенсит .....	175
11.7. Химико-термическая обработка .....	178
11.7.1. Закономерности изменения состава и структуры при химико-термической обработке .....	178
11.7.2. Разновидности химико-термической обработки .....	183
Вопросы для самоконтроля.....	188

---

Глава 12. УГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ .....	196
12.1. Влияние содержания углерода на свойства стали .....	197
12.2. Влияние примесей на свойства углеродистой стали .....	198
12.3. Конструкционные углеродистые стали.....	199
12.3.1. Деформируемые конструкционные стали .....	199
12.3.2. Конструкционные литейные углеродистые стали .....	202
12.4. Инструментальные углеродистые стали .....	204
Вопросы для самоконтроля .....	205
Глава 13. ЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ .....	206
13.1. Общая характеристика влияния примесей и легирующих элементов на структуру и свойства стали .....	206
13.1.1. Легирующие элементы и примеси легированной стали .....	206
13.1.2. Маркировка легированных сталей .....	208
13.1.3. Влияние легирующих элементов на полиморфизм железа .....	208
13.1.4. Распределение легирующих элементов в сталях .....	209
13.1.5. Классификация легированных сталей .....	210
13.1.6. Влияние легирующих элементов на аустенитизацию и рост аустенитного зерна при нагреве стали .....	212
13.1.7. Влияние легирующих элементов на превращения переохлажденного аустенита и прокаливаемость .....	214
13.1.8. Влияние легирующих элементов на структурные изменения при отпуске .....	216
13.2. Конструкционные легированные стали .....	217
13.2.1. Строительные стали .....	217
13.2.2. Машиностроительные стали для холодной штамповки .....	218
13.2.3. Улучшаемые легированные стали .....	220
13.2.4. Стали для цементации и азотирования .....	224
13.2.5. Пружинные стали .....	226
13.2.6. ПНП-стали .....	232
13.2.7. Подшипниковые стали .....	233
13.3. Инструментальные легированные стали .....	236
13.3.1. Легированные стали для режущего и мерительного инструмента .....	236
13.3.2. Быстрорежущие стали .....	237
13.3.3. Штамповые стали .....	239
13.4. Стали с особыми свойствами .....	242
13.4.1. Коррозионно-стойкие (нержавеющие) стали .....	242
13.4.2. Жаропрочные и жаростойкие стали .....	244
13.5. Легированные стали для фасонного литья .....	247
Вопросы для самоконтроля .....	248

---

Глава 14. ЧУГУНЫ .....	250
14.1. Легирующие элементы в чугунах .....	250
14.2. Серый чугун с пластинчатым графитом .....	251
14.3. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом .....	254
14.4. Чугун с вермикулярным графитом .....	256
14.5. Ковкий чугун .....	257
14.6. Чугуны со специальными свойствами .....	258
14.6.1. Антифрикционные чугуны .....	258
14.6.2. Износостойкие, жаростойкие и коррозионно-стойкие чугуны .....	259
14.7. Термическая обработка чугунов .....	
Вопросы для самоконтроля .....	261
Глава 15. АЛЮМИНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ .....	262
15.1. Влияние примесей и легирующих элементов на структуру и свойства алюминиевых сплавов .....	262
15.2. Особенности структуры и свойств слитков и отливок .....	276
15.3. Структура и свойства деформированных полуфабрикатов .....	288
15.4. Промышленные литейные алюминиевые сплавы .....	298
15.5. Деформируемые алюминиевые сплавы .....	305
Вопросы для самоконтроля .....	312
Глава 16. МАГНИЙ И ЕГО СПЛАВЫ .....	313
16.1. Общие особенности структуры и свойств магния и его сплавов .....	313
16.1.1. Влияние примесей и легирующих элементов на структуру и свойства магниевых сплавов .....	313
16.1.2. Термическая обработка магниевых сплавов .....	318
16.1.3. Закономерности структурных изменений при деформации магниевых сплавов .....	320
16.2. Литейные магниевые сплавы .....	322
16.2.1. Высокопрочные литейные магниевые сплавы .....	323
16.2.2. Жаропрочные литейные магниевые сплавы .....	327
16.3. Деформируемые магниевые сплавы .....	328
16.3.1. Высокопрочные деформируемые магниевые сплавы .....	328
16.3.2. Жаропрочные деформируемые магниевые сплавы, легированные РЗМ .....	331
16.3.3. Ультралегкие деформируемые магниевые сплавы на базе системы Mg–Li .....	331
Вопросы для самоконтроля .....	333

Глава 17. ТИТАН И ЕГО СПЛАВЫ .....	334
17.1. Общие особенности структуры и свойств титана и его сплавов .....	335
17.1.1. Влияние примесей и легирующих элементов на структуру и свойства титановых сплавов .....	335
17.1.2. Типичные структуры титановых сплавов .....	340
17.1.3. Влияние состава и температуры закалки на структуру и свойства титановых сплавов .....	349
17.2. Промышленные титановые сплавы .....	353
17.2.1. Деформируемые $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавы .....	355
17.2.2. Деформируемые ( $\alpha+\beta$ )-сплавы .....	357
17.2.3. Деформируемые псевдо- $\beta$ и $\beta$ -сплавы .....	360
17.2.4. Литейные титановые сплавы .....	362
Вопросы для самоконтроля .....	362
Глава 18. МЕДЬ И СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ .....	364
18.1. Сортамент и влияние примесей на свойства меди .....	364
18.2. Латунни .....	368
18.2.1. Латунни, обрабатываемые давлением .....	369
18.2.2. Литейные латунни .....	373
18.3. Бронзы .....	374
18.3.1. Оловянные бронзы .....	375
18.3.2. Безоловянные бронзы .....	377
18.4. Медно-никелевые сплавы .....	380
18.5. Теплопроводные и жаропрочные сплавы меди .....	382
Вопросы для самоконтроля .....	387
Глава 19. НИКЕЛЬ И НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ .....	389
19.1. Свойства никеля .....	389
19.2. Никелевые, конструкционные, электротехнические и сплавы с особыми физическими свойствами .....	391
19.3. Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) .....	393
19.3.1. Легирующие элементы в ЖНС .....	394
19.3.2. Принципы легирования ЖНС .....	396
19.3.3. Влияние легирования на фазовый состав и жаропрочность ЖНС .....	400
19.3.4. Особенности технологии производства ЖНС .....	404
19.3.5. Промышленные ЖНС .....	406
Вопросы для самоконтроля .....	408
Глава 20. ТУГОПЛАВКИЕ МЕТАЛЛЫ И СПЛАВЫ .....	410
20.1. Общие особенности структуры и свойств тугоплавких металлов с ОЦК решеткой .....	411

20.2. Промышленные сплавы тугоплавких металлов .....	427
20.2.1. Вольфрам и его сплавы .....	427
20.2.2. Молибден и его сплавы .....	430
20.2.3. Ниобиевые сплавы .....	432
20.2.4. Тантал и его сплавы .....	434
Вопросы для самоконтроля .....	435
<b>Глава 21. ЛЕГКОПЛАВКИЕ МЕТАЛЛЫ И ИХ СПЛАВЫ .....</b>	<b>437</b>
21.1. Цинк и цинковые сплавы .....	437
21.2. Свинец, олово и их сплавы .....	442
Вопросы для самоконтроля .....	452
<b>Глава 22. ДРАГОЦЕННЫЕ МЕТАЛЛЫ .....</b>	<b>453</b>
22.1. Золото и сплавы на его основе .....	453
22.1.1. Чистое золото .....	453
22.1.2. Фазовые диаграммы и свойства сплавов на основе золота .....	455
22.2. Серебро и его сплавы .....	463
22.2.1. Фазовые диаграммы и свойства серебра и его сплавов .....	463
22.3. Платина и ее сплавы .....	468
Вопросы для самоконтроля .....	469
<b>Глава 23. РАДИОАКТИВНЫЕ МЕТАЛЛЫ .....</b>	<b>471</b>
23.1. Радиоактивный распад и цепная ядерная реакция .....	471
23.2. Уран и его сплавы .....	478
23.3. Плутоний и его сплавы .....	487
23.4. Торий и его сплавы .....	491
Вопросы для самоконтроля .....	493
<b>Глава 24. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ .....</b>	<b>495</b>
24.1. Проблемы и перспективы разработки высокопрочных и жаропрочных конструкционных материалов .....	495
24.2. Структурные основы расчета прочности КМ .....	501
24.2.1. Расчет прочности КМ с непрерывными волокнами .....	501
24.2.2. Структурные основы расчета прочности КМ с дискретными волокнами .....	506
24.3. Влияние различных факторов на прочность волокнистых КМ .....	508
24.3.1. Укладка волокон и их объемная доля .....	508
24.3.2. Влияние ориентации волокон на прочность КМ .....	510
24.3.3. Влияние остаточных напряжений на прочность КМ .....	510
24.3.4. Влияние состояния границ раздела волокно–матрица на прочность КМ .....	511
24.3.5. Эффективность волокнистых КМ .....	512

---

24.4. Методы получения упрочняющих волокон и технологические приемы изготовления волокнистых КМ .....	514
24.4.1. Методы получения упрочняющих волокон .....	514
24.4.2. Технологические процессы получения КМ .....	517
24.5. Дисперсно-упрочненные КМ .....	519
Вопросы для самоконтроля .....	524
<b>БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК .....</b>	<b>525</b>



## ПРЕДИСЛОВИЕ

Курс «Металловедение» под разными названиями изучается студентами вузов всех профилей и специальностей по направлениям «Металлургия» и «Материаловедение и технология материалов», а также по многим другим направлениям подготовки. В связи с переходом российских вузов на многоуровневое образование он понадобится обучающимся по бакалаврским и магистерским программам, а также, по крайней мере в ближайшие годы, студентам, получающим инженерное образование. В зависимости от направления, профиля и специальности студенты будут изучать металловедение в разном объеме, с разным набором разделов, с разной глубиной их проработки. В связи с этим необходим универсальный учебник для всех, кто изучает металловедение. В зависимости от рабочей учебной программы дисциплины преподаватель сможет рекомендовать студентам прорабатывать нужные разделы этого учебника в необходимом объеме.

Именно такой учебник и пытались создать авторы. В него включены практически все разделы металловедения начиная с атомно-кристаллической структуры металлов до структуры и свойств наиболее важных промышленных сплавов.

В первом томе «Основы металловедения» 10 глав, в которых последовательно рассматриваются кристаллическое строение металлов и дефекты кристаллической решетки, элементы теории фазовых превращений в металлах, фазовые диаграммы двойных и тройных систем, неравновесная кристаллизация сплавов, деформация и разрушение, механические и физические свойства металлов и сплавов, структура и свойства металлов после обработки давлением, технологические свойства сплавов.

Во втором томе «Термическая обработка. Сплавы» 14 глав. Первая из них посвящена анализу видов термической обработки металлов и сплавов, а все последующие — основным сплавам, используемым сейчас в промышленности: углеродистым и легированным сталям, чугунам, цветным металлам и сплавам на их основе (алюминиевым, магниевым, титановым, медным, никелевым, тугоплавким, легкоплавким, драгоценным, радиоактивным), а также композиционным материалам на металлической основе.

При написании учебника авторы — преподаватели кафедры «Металловедение цветных металлов» использовали многолетний опыт ее работы. Первые учебники по металловедению и термической обработке были написаны на кафедре еще в 1930-х годах ее основателем академиком А.А. Бочваром. Известны также учебные пособия профессоров М.В. Захарова и А.М. Захарова по фазовым диаграммам двух- и многокомпонентных систем, профессора М.В. Мальцева и других по металлографии цветных металлов и сплавов.

Особенно широко известны и до сих пор используются многократно переиздававшиеся учебники профессора И.И. Новикова «Теория термической обработки металлов», «Дефекты кристаллической решетки», «Металловедение, термообработка и рентгенография» (эта книга написана совместно с Г.Б. Строгановым и А.И. Новиковым).

Авторы глав второго тома: 11 – И.И. Новиков (с сокращениями и небольшими изменениями В.С. Золоторевского); 12–14 – В.К. Портной; 15 – Н.А. Белов; 16 и 17 – А.А. Аксёнов, С.В. Медведева; 18 и 19 – В.К. Портной; 20 – В.С. Золоторевский; 21 – Н.А. Белов; 22 – Ю.В. Евсеев; 23 – В.С. Золоторевский; 24 – В.К. Портной.

В учебнике даются ссылки на ГОСТы, действовавшие на момент издания. Проверка и уточнение ГОСТов в соответствии с новыми редакциями может быть проведена с использованием сайта [www.gost.ru](http://www.gost.ru).

Приводимые по тексту фотографии микроструктур сделаны на световых или электронных микроскопах. В тех случаях, когда применялся сканирующий электронный микроскоп, в подрисуночной подписи дано его обозначение – СЭМ, для просвечивающего электронного микроскопа – ПЭМ, для светового микроскопа обозначений нет.

Авторы выражают большую благодарность кафедре термической обработки и физики металлов Уральского федерального университета (УрФУ) во главе с проф. А.А. Поповым за рецензирование учебника и конструктивные замечания.

Авторы выражают благодарность В.В. Чеверикину за помощь в подготовке рукописи к изданию.

## Глава 11. ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

*Термическая обработка* — это обработка заготовок и изделий из металлических материалов путем теплового воздействия для получения заданных структуры и свойств. Тепловое воздействие может сочетаться с другими — деформационным, химическим, магнитным и др.

Теория термической обработки анализирует изменения структуры и свойств металлов и сплавов при тепловом воздействии, не исчезающие после его прекращения. Термическая обработка, как правило, проводится в твердом состоянии.

Термическая обработка металлов и сплавов используется человеком с древнейших времен. Археологи установили, что рекристаллизационный отжиг для снятия наклепа при изготовлении режущих и колющих предметов из меди начал применяться уже в конце V тысячелетия до н.э., из бронзы — во II тысячелетии до н.э. (в бронзовом веке).

Несколько позже в том же тысячелетии появилась закалка железа, которую сначала использовали совместно с цементацией, так как железо, получавшееся сыродутным методом прямо из железной руды, содержало очень мало углерода. Упрочняющую термообработку стали начали использовать позднее — в I тысячелетии до н.э.

В средние века уже широко использовались многие виды термообработки: различные заковки, отпуск, отжиги, химико-термическая обработка. В те времена люди, не понимая сути превращений, идущих в процессе термообработки, связывали ее влияние на свойства металлических изделий с действием сверхъестественных сил. Поэтому для «управления» термообработкой, помимо выработанных веками практических рецептов, передаваемых из поколения в поколение, часто использовали различные заклинания.

Как наука, термическая обработка металлов стала развиваться только с середины XIX в., после открытия Д.К. Черновым наличия критических точек в стали. В конце XIX в. уже начала использоваться термодинамика, строились диаграммы состояния.

Первые серьезные исследования термообработки сплавов цветных металлов были выполнены в начале XX в., когда А.А. Байков на примере сплавов меди с сурьмой показал, что закаливать можно не только сталь, а немецкий инженер А. Вильм открыл старение после заковки изобретенного им дуралюмина — сплава алюминия с медью и магнием.

Начиная с 1920-х годов развитие теории термообработки идет по пути детального аналитического и экспериментального изучения механизма и кинетики фазовых и структурных превращений при термообработке на атомном уровне. В экспериментах используются все более совершенные методы рентгенструктурного анализа, электронной микроскопии и др.

## 11.1. Классификация видов термической обработки

Любой процесс термической обработки можно показать на графике изменения температуры во времени. По такому графику можно определить температуру нагрева, время нагрева и охлаждения, средние и истинные скорости нагрева и охлаждения, время выдержки при температуре нагрева и общую продолжительность производственного цикла. Но по форме этого графика ничего нельзя сказать о том, с каким видом термообработки мы имеем дело. Вид термообработки определяется не характером изменения температуры во времени, а типом фазовых и структурных изменений в металле. Основываясь на последнем признаке, А.А. Бочвар разработал классификацию, охватывающую многочисленные разновидности термообработки черных и цветных металлов и сплавов.

На рис. 11.1 приведена схема классификации основных видов термической обработки металлов и сплавов.

Термическая обработка подразделяется на *собственно термическую*, *термомеханическую* и *химико-термическую*. Собственно термическая обработка заключается только в термическом воздействии на металл или сплав, термомеханическая – в сочетании термического воздействия и пластической деформации, химико-термическая – в сочетании термического и химического воздействия.

Собственно термическая обработка включает следующие основные виды: отжиг 1-го рода, отжиг 2-го рода, закалку с полиморфным превращением, без полиморфного превращения и с плавлением поверхности, отпуск и старение. Эти виды термической обработки относятся и к сталям, и к цветным металлам и сплавам. Каждый из видов термообработки подразделяется на разновидности, специфические для сплавов на разных основах.

С отдельными видами термообработки приходится сталкиваться как с побочными процессами при горячей обработке давлением, литье, сварке и других технологичес-



**Рис. 11.1.** Схема классификации основных видов термической обработки металлов и сплавов

ких операциях. Например, частичная или полная закалка встречаются при ускоренном охлаждении отливок после их затвердевания. При шлифовании деталей из-за разогрева поверхности может произойти отпуск. Побочные процессы термообработки бывают полезными, а могут вызывать и нежелательные изменения структуры и свойств изделий.

## 11.2. Отжиг первого рода

*Отжиг первого рода частично или полностью устраняет отклонения от равновесного состояния, возникшие при предыдущей обработке, причем его проведение не обусловлено фазовыми превращениями.* Обработкой, предшествующей отжигу первого рода, могут быть литье, обработка давлением, сварка, термическая обработка и другие технологические процессы.

В зависимости от того, какие отклонения от равновесного состояния устраняются, различают следующие разновидности отжига первого рода: *гомогенизационный, дорекристаллизационный, рекристаллизационный и уменьшающий напряжения отжиг.* Процессы, устраняющие отклонения от равновесного состояния, идут самопроизвольно, и нагрев при отжиге первого рода проводят лишь для ускорения этих процессов. Основные параметры отжига первого рода – температура нагрева и время выдержки. Скорости нагрева и охлаждения имеют относительно второстепенное значение.

### 11.2.1. Гомогенизационный отжиг

*Гомогенизационный отжиг – это термическая обработка, при которой главным процессом является устранение последствий дендритной ликвации.*

#### ***Изменение структуры сплавов при гомогенизационном отжиге***

Как было показано ранее (см. гл. 5. Т. 1), в результате дендритной ликвации возникает химическая микронеоднородность внутри кристаллов твердого раствора – основы сплава, и могут появиться неравновесные избыточные фазы.

В результате отклонения от равновесия в процессе кристаллизации литой сплав имеет следующие основные недостатки.

1. Пластичность сплава обычно снижается, если в результате дендритной ликвации появляется избыточная хрупкая фаза. Особенно сильно снижается пластичность при образовании по границам дендритных ячеек сплошных прослоек из грубых частиц хрупких соединений (интерметаллидов, карбидов и др.).

2. Центральные участки дендритных ячеек и их границы, имеющие разный химический состав, образуют микрогальванические пары. Поэтому внутрикристаллитная ликвация твердого раствора снижает стойкость против электрохимической коррозии. Появление неравновесной избыточной фазы в твердом растворе обычно также снижает стойкость против коррозии.

3. При обработке давлением, например при прокатке и прессовании, микроучастки, имеющие разный химический состав, вытягиваются и может возникнуть строчечная

структура. Такая структура обуславливает анизотропию свойств в изделии и повышенную склонность к межкристаллитному разрушению.

4. Дендритная ликвация понижает температуру солидуса сплава, что, как правило, нежелательно. Например, при быстром нагреве под закалку или обработку давлением изделие может частично оплавиться на участках, где находится неравновесно образовавшаяся эвтектика.

5. Структура и свойства литого сплава нестабильны во времени. В изделии, работающем при повышенных температурах, могут самопроизвольно постепенно выравниваться состав твердого раствора и растворяться избыточные фазы. Эти процессы вызывают постепенное изменение свойств, которое может выйти за допустимые пределы.

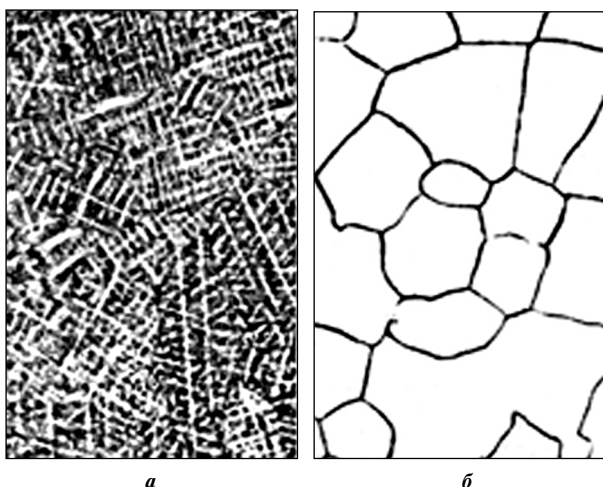
Для устранения недостатков литой структуры слитков или фасонную отливку подвергают отжигу — *гомогенизации*.

**Основные структурные изменения.** В однофазных сплавах, например в медно-никелевом сплаве системы с непрерывным рядом твердых растворов, главный процесс при гомогенизационном отжиге — выравнивание состава зерен твердого раствора, т. е. устранение внутрикристаллитной ликвации (рис. 11.2). В сплавах, содержащих неравновесную избыточную фазу, например в сплаве  $X_1$  (см. рис. 11.3), при гомогенизационном отжиге протекают два основных процесса: выравнивание концентрации внутри зерен твердого раствора и растворение неравновесных избыточных фаз. В основе этих процессов лежит диффузия, и поэтому гомогенизационный отжиг называют также *диффузионным*.

Распределение легирующего элемента по сечению дендритной ячейки схематично показано на рис. 11.4 (кривая 1). Отрезок  $p-q$  соответствует сечению дендритной

ячейки первичной  $\alpha$ -фазы, а  $h-p$  — сечению включения второй фазы  $\beta$  на границе дендритной ячейки. Вертикальный скачок концентрации у границы дендритной ячейки соответствует расположению здесь включения второй фазы.

В самом начале выдержки при гомогенизационном отжиге на границе дендритной ячейки с избыточной  $\beta$ -фазой устанавливается равновесная концентрация  $\alpha$ -раствора, соответствующая точке предельной растворимости при температуре гомогенизации (например, точке  $r$  при температуре  $T_r$ , см. рис. 11.3). Эта концентрация периферийного слоя  $\alpha$ -рас-



**Рис. 11.2. Микроструктура сплава Cu — 20 % Ni.  $\times 100$ :**  
*a* — после литья; *б* — после отжига при 1000 °С в течение 40 ч

твор поддерживается постоянной до тех пор, пока существует избыточная  $\beta$ -фаза (см. рис. 11.4).

Выравнивание состава внутри дендритных ячеек является контролирующим звеном гомогенизации, определяющим скорость и время полного растворения избыточной фазы. Если условно отделить один от другого процессы выравнивания состава внутри  $\alpha$ -фазы и растворения в ней избыточной  $\beta$ -фазы, то можно схематично нарисовать следующую картину (см. рис. 11.4). Выравнивание состава внутри  $\alpha$ -раствора приводит к уменьшению его концентрации на границе с  $\beta$ -фазой до значений ниже точки  $r$  на рис. 11.3 и 11.4, и периферийный слой дендритной ячейки становится ненасыщенным по отношению к  $\beta$ -фазе. Поэтому  $\beta$ -фаза растворяется, поднимая концентрацию в периферийном слое  $\alpha$ -раствора до равновесной и т. д. Постепенно граница  $\alpha/\beta$  перемещается в сторону растворяющейся  $\beta$ -фазы, а состав  $\alpha$ -фазы по сечению дендритной ячейки выравнивается (см. пунктирные линии 2 и 3 на рис. 11.4, соответствующие разным моментам гомогенизации).

Если избыточная  $\beta$ -фаза должна полностью раствориться (в соответствии с диаграммой состояния), то после ее исчезновения через некоторое время завершается и выравнивание концентрации внутри  $\alpha$ -раствора. Если же состав сплава таков, что он и в равновесных условиях не должен быть однофазным, то при гомогенизации растворяется только неравновесный избыток второй фазы (или нескольких фаз) и после отжига остается некоторое равновесное их количество. Опыты с алюминиевыми сплавами показали, что время полного устранения внутрикристаллитной ликвации ненамного превышает время полного растворения  $\tau_p$  неравновесного избытка фаз. Учитывая, что время  $\tau_p$  определить гораздо легче, вполне допустимо в большинстве задач время окончания гомогенизации оценивать по времени окончания растворения неравновесного избытка фаз.

По первому закону Фика поток диффундирующего вещества  $I$ , т. е. количество вещества, проходящего в единицу времени через единицу площади сечения, пропорционален градиенту концентрации  $dc/dx$  вдоль направления  $x$ , перпендикулярного этому сечению:

$$I = -Ddc/dx. \quad (11.1)$$

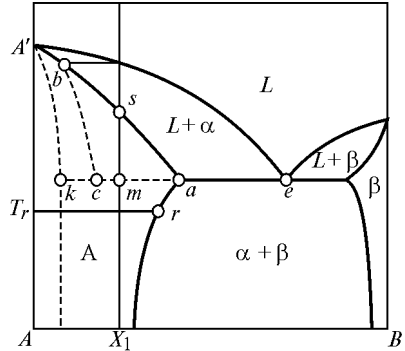


Рис. 11.3. Схема неравновесного солидуса  $A'-k-a$  в системе эвтектического типа и кривая изменения среднего состава твердого раствора  $b-c$  при дендритной ликвации в сплаве  $X_1$

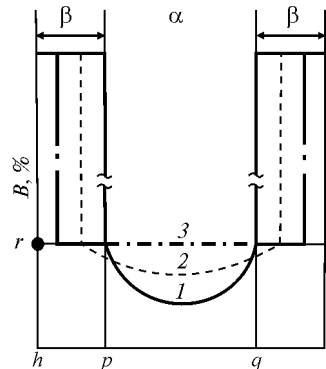


Рис. 11.4. Схема распределения легирующего элемента по сечению дендритной ячейки  $\alpha$ -раствора с  $\beta$ -фазой на ее границах в начальный (1), промежуточный (2) и конечный (3) моменты гомогенизации сплава, состав которого находится правее точки  $r$

Коэффициент диффузии  $D$  зависит от природы сплава, типа и состава твердого раствора, размера зерна и особенно от температуры:

$$D = Ae^{-Q/RT}, \quad (11.2)$$

где  $A$  – константа, практически не зависящая от температуры;  $Q$  – энергия активации диффузии;  $R$  – газовая постоянная;  $T$  – температура. Температура входит в показатель степени выражения для коэффициента диффузии, и, следовательно, сравнительно небольшое ее повышение должно значительно ускорить диффузию. Обычно гомогенизационный отжиг проводят при температурах выше  $0,90-0,95 T_{пл}$  (по абсолютной шкале), но ниже точки солидуса сплава. Иногда температура гомогенизации находится в интервале  $0,8-0,9 T_{пл}$ .

Энергия активации диффузии  $Q$  обеспечивает переход атомов из одного положения в решетке в другое. Так как величина энергии активации входит в показатель степени, то она очень сильно влияет на величину коэффициента диффузии.

Энергия активации диффузии элементов, растворенных по способу внедрения, меньше, чем у элементов, растворенных по способу замещения. Поэтому последние диффундируют медленнее. Например, легирующие элементы стали, растворенные в аустените по способу замещения, обладают значительно меньшей диффузионной подвижностью, чем углерод, растворенный по способу внедрения.

Поэтому слитки из углеродистых сталей обычно не подвергают гомогенизационному отжигу, так как в них при нагреве под горячую обработку давлением из-за быстрой диффузии углерода в аустените дендритная ликвация успевает исчезнуть. Легируемые стали для устранения внутрикристаллитной ликвации и растворения неравновесного избытка карбидов эвтектического происхождения приходится подвергать специальному нагреву – гомогенизационному отжигу при  $1050-1250$  °С.

Время выдержки при гомогенизационном отжиге обычно колеблется в пределах от нескольких до десятков часов (не считая времени нагрева). Повышая температуру, можно сократить время выдержки при отжиге.

Время полной гомогенизации зависит не только от температуры отжига и природы сплава, определяющих диффузионную подвижность компонентов в твердом растворе. На время гомогенизации сильно влияет исходная микроструктура литого сплава. Скорость гомогенизации зависит от толщины частиц растворяющейся избыточной фазы и размера дендритной ячейки основной фазы.

Зависимость времени окончания растворения избыточной фазы  $\tau_p$  от средней толщины частиц растворяющейся фазы  $m$  подчиняется уравнению

$$\tau_p = am^b, \quad (11.3)$$

где  $a$  и  $b$  – константы для данного сплава и данной температуры гомогенизационного отжига.

Для ускорения гомогенизации следует увеличивать скорость кристаллизации сплава. Чем выше эта скорость, тем меньше размер дендритных ячеек и тоньше частицы избыточных фаз, кристаллизующихся по их границам (см. гл. 5 Т. 1). Поэтому слитки



и фасонные отливки, затвердевавшие при большой скорости охлаждения, быстрее и полнее гомогенизируются. Например, слитки непрерывного литья малого сечения гомогенизируются быстрее, чем слитки большого сечения; кокильные отливки быстрее гомогенизируются, чем детали, отлитые в земляные формы.

Другой путь ускорения гомогенизации – измельчение структуры негомогенизированного слитка горячей обработкой давлением с последующим кратковременным отжигом.

**Побочные структурные изменения.** Одновременно с основными структурными изменениями, рассмотренными выше и составляющими сущность гомогенизации, могут протекать побочные изменения структуры, которые необходимо учитывать при выборе режима термической обработки.

**Рост зерна.** В сплаве, испытывающем полиморфное превращение, при гомогенизации в области высокотемпературной фазы может вырасти крупное зерно. Так, при гомогенизационном отжиге легированных сталей, который проводят при высоких температурах, вырастает крупное аустенитное зерно. В малолегированных сплавах, если границы зерен свободны от выделений избыточных фаз и могут легко мигрировать, зерно может вырасти за счет собирательной рекристаллизации (см. далее гл. 15).

**Фрагментация и коагуляция избыточных фаз.** Если сплав в равновесном состоянии не должен быть однофазным, избыточные фазы, которые не способны полностью раствориться при температуре гомогенизации, могут фрагментироваться и сфероидизироваться с увеличением длительности отжига.

**Гетерогенизация структуры.** Для перевода неравновесного избытка фаз в твердый раствор выбирают такую температуру гомогенизационного отжига, чтобы в металле-основе растворимость компонентов, входящих в избыточные фазы, была высокой. В многокомпонентном сплаве при этой температуре может оказаться низкой растворимость компонентов, которые не входят в избыточные неравновесные фазы и находятся после кристаллизации в основном твердом растворе. Тогда при гомогенизационном отжиге будут одновременно протекать два процесса: растворение неравновесного избытка фаз в ненасыщенном по отношению к ним твердом растворе, т. е. собственно гомогенизация сплава, и выделение других фаз из пересыщенного по отношению к ним твердого раствора, т. е. гетерогенизация структуры. Такая гетерогенизация играет важную роль при гомогенизационном отжиге многих алюминиевых сплавов.

Гетерогенизация структуры слитка может развиваться не только при изотермической выдержке, но и в период охлаждения с температуры отжига. Скорость охлаждения слитков при отжиге обычно не регламентируют. В производственных условиях садку охлаждают вместе с печью или выгружают из печи и охлаждают на воздухе. С понижением температуры уменьшается растворимость основных легирующих элементов в матричном твердом растворе, и поэтому при медленном охлаждении слитков выделяются грубые частицы избыточных фаз.

**Закалка.** При охлаждении слитков легированных сталей с температуры гомогенизационного отжига на воздухе может произойти полная или частичная закалка на мартенсит поверхностных слоев (например, в слитках из сталей 1Х2Н4ВА и 40ХН2МА).

*Развитие вторичной пористости.* С увеличением времени выдержки при отжиге, например литых алюминиевых сплавов, иногда развивается пористость.

Пористость, развивающуюся при нагревании сплава, называют вторичной в отличие от первичной, образующейся при кристаллизации. Чем выше температура отжига, тем больше вторичная пористость.

Одна из причин вторичной пористости — выделение водорода из пересыщенного им твердого раствора, образовавшегося при быстрой кристаллизации. Другой причиной может быть эффект Киркендалла — неравенство встречных диффузионных потоков атомов разных компонентов. При вакансионном механизме диффузии в тех участках твердого раствора, откуда уходят наиболее быстро диффундирующие атомы, появляются избыточные вакансии и возникает *диффузионная пористость*.

Увеличение пористости при обычном гомогенизационном отжиге по абсолютной величине невелико и редко значительно сказывается на свойствах изделий, особенно в тех случаях, когда поры завариваются при горячей пластической деформации.

### *Изменение свойств сплавов при гомогенизационном отжиге*

*Литые сплавы.* Главное изменение свойств при гомогенизационном отжиге — повышение пластичности литого сплава. Для многих литейных сплавов гомогенизационный отжиг совмещен с нагревом под закалку. В этом случае задачей является и повышение прочностных характеристик. При выборе режима отжига слитка показатели пластичности следует измерять не при комнатной температуре, а при температуре первой операции горячей обработки давлением. Если, например, слитки сплава Д16 предназначены для прессования, то показатели пластичности следует определять при температуре прессования 400–500 °С. Механические свойства фасонных отливок следует измерять при температуре эксплуатации детали, например комнатной.

По мере растворения хрупких фаз пластичность и прочность растут, а по окончании их растворения свойства перестают изменяться. Относительное удлинение и сужение слитков алюминиевых сплавов при температурах горячей деформации возрастают в результате гомогенизации в 1,5–3 раза.

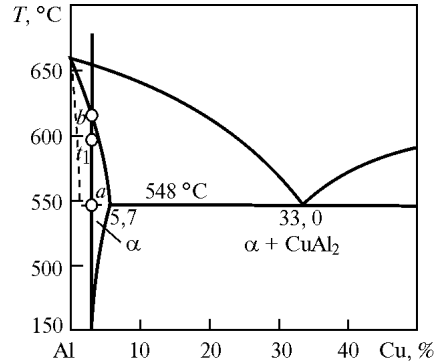
Если цель гомогенизационного отжига — повысить пластичность, то за оптимальное время гомогенизации можно принять время полного растворения неравновесного избытка фаз.

*Деформируемые сплавы.* Хотя при горячей обработке давлением и происходит коренное изменение строения сплава, оно все же недостаточно, чтобы полностью устранить влияние литой структуры на его технологичность при последующей холодной обработке давлением. «Наследственность» литой структуры с неустраненной дендритной ликвацией проявляется в снижении пластичности холоднодеформированного сплава. Объясняется это тем, что при горячей обработке давлением, несмотря на сильное измельчение и «перемешивание» структуры, микронеоднородность сплава, вызванная дендритной ликвацией, полностью не устраняется. Гомогенизация слитка, повышая пластичность холоднодеформированного сплава, улучшает состояние кромки холоднокатаных полос, позволяет сократить промежуточные отжиги и увеличить степень

обжатия при холодной прокатке, улучшает штампуемость листов при глубокой вытяжке.

Наиболее заметное и практически очень важное влияние гомогенизационный отжиг оказывает на показатели пластичности, ударную вязкость, трещиностойкость и усталостные характеристики изделий (прессованных полос, профилей, поковок и др.) поперек волокна, так как избыточные хрупкие фазы вытягиваются вдоль направления главной деформации.

В некоторых случаях степень гомогенизации, проводимой при температурах вблизи неравновесного солидуса, но ниже его, может оказаться недостаточной. Необходимая полнота гомогенизации при этом или вообще не достигается, или достигается при таких длительных выдержках, которые неприемлемы в производстве. Кроме того, всегда желательно сокращение времени гомогенизации. Поэтому весьма заманчива возможность проведения гомогенизационного отжига при температурах выше неравновесного солидуса. Такой отжиг с нагревом выше неравновесного, но ниже равновесного солидуса (рис. 11.5) применяют в промышленности к слиткам некоторых алюминиевых сплавов.



**Рис. 11.5.** Диаграмма состояния Al–Cu:  
*a* – неравновесный солидус сплава Al – 2,3 % Cu; *b* – равновесный солидус сплава Al – 2,3 % Cu

### 11.2.2. Рекристаллизационный и дорекристаллизационный отжиг

*Рекристаллизационный отжиг* – это термическая обработка деформированного металла или сплава, при которой главным процессом является рекристаллизация.

*Дорекристаллизационный отжиг* – это термическая обработка деформированного металла или сплава, при которой главным процессом является возврат.

Обе разновидности термической обработки чаще применяют после холодной обработки давлением. Структура, формирующаяся при холодной деформации, была рассмотрена в гл. 6, 9 (см. Т. 1).

#### *Изменение структуры при дорекристаллизационном отжиге*

Холодная обработка давлением приводит металл в неравновесное состояние с повышенной энергией Гиббса. Наклепанный металл стремится самопроизвольно перейти в более равновесное состояние с меньшей энергией Гиббса. Восстановительные процессы сводятся в основном к уменьшению общего количества дефектов кристаллической решетки и перераспределению их в кристаллитах с образованием более равновесных конфигураций. Эти процессы совершаются путем перемещения атомов, и решающее влияние на них оказывает температура.

У большинства промышленных металлов и сплавов, исключая легкоплавкие, при комнатной температуре подвижность атомов недостаточна, чтобы обеспечить активное

развитие восстановительных процессов, уменьшающих энергию Гиббса наклепанного материала. Чтобы частично или полностью устранить наклеп за практически приемлемое время, приходится проводить нагрев – отжиг после холодной обработки давлением.

В зависимости от температуры и продолжительности отжига в холоднореформированном металле протекают различные структурные изменения, которые подразделяются на процессы возврата и рекристаллизации.

После нагрева наклепанного металла при сравнительно низких гомологических температурах (для металлов обычной чистоты ниже  $\sim 0,3 T_{пл}$ ) в световом микроскопе не наблюдаются изменения формы и размеров деформированных зерен, не обнаруживаются новые, рекристаллизованные зерна. Однако такой дорекристаллизационный отжиг вызывает заметное изменение некоторых свойств металла, а с помощью рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии и других прямых и косвенных методов фиксируются изменения во внутреннем строении деформированных зерен.

*Совокупность любых самопроизвольных процессов изменения плотности и распределения дефектов в деформированных кристаллах до начала рекристаллизации называют возвратом.* Этот собирательный термин, относящийся к весьма разным по своему механизму явлениям, используют в связи с тем, что некоторые свойства наклепанного металла при дорекристаллизационном отжиге частично или полностью возвращаются к значениям свойств перед холодной деформацией.

Если возврат протекает без образования и миграции субграниц внутри деформированных зерен, то его называют *возвратом первого рода* или *отдыхом*. Если же при возврате внутри деформированных кристаллитов формируются и мигрируют малоугловые границы, то его называют *возвратом второго рода* или *полигонизацией*.

**Отдых.** Знания о механизме отдыха базируются главным образом не на прямых структурных наблюдениях поведения дефектов кристаллов, а на результатах изучения кинетики изменения электросопротивления, выделения накопленной при наклепе энергии и других косвенных данных.

Скорость отдыха максимальна в начальный момент и непрерывно уменьшается с увеличением времени изотермической выдержки (рис. 11.6). Характерная особенность отдыха – отсутствие инкубационного периода. Заметное изменение свойств начинается с самого начала изотермической выдержки.

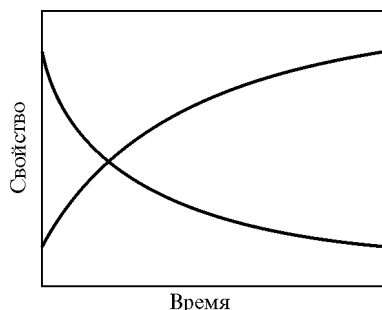


Рис. 11.6. Схема изменения физических свойств при отдыхе

Скорость убывания или приращения  $\Delta X$  какого-то свойства можно принять обратно пропорциональной времени отдыха  $\tau$ :

$$d \Delta X / d \tau = K / \tau, \quad (11.4)$$

где  $K$  – константа для данной температуры, зависящая от энергии активации процесса  $Q$  в соответствии с уравнением Аррениуса:

$$K = A \exp(-Q/RT). \quad (11.5)$$

Отдых – самая низкотемпературная разновидность среди всех явлений самопроизвольного перехода наклепанного металла в более равновесное состояние. Эксперименты с медью и золотом, деформированными при температуре жидкого гелия, показали, что уменьшение электросопротивления начинается уже при температуре  $\sim 190^\circ\text{C}$ . С повышением температуры на кривой изменения электросопротивления появляется несколько перегибов, свидетельствующих о разных стадиях отдыха, различных механизмах процессов уменьшения накопленной при деформации энергии. К этим процессам относятся перераспределение точечных дефектов и уменьшение их концентрации, избыточной против равновесной для данной температуры.

Межузельные атомы аннигилируют на краевых дислокациях и при встрече с вакансиями. Вакансии мигрируют к дислокациям и границам зерен и здесь аннигилируют. Другие процессы при отдыхе – перегруппировка дислокаций и взаимная аннигиляция дислокаций разного знака. Общая плотность дислокаций при этом несколько снижается.

По всей видимости, после холодной обработки давлением наиболее важным структурным изменением при отдыхе металлов и сплавов технической чистоты является уменьшение избыточной концентрации вакансий.

Скорость стока избыточных точечных дефектов зависит от температуры и энергии активации диффузии. Энергия активации диффузии  $Q$  у металлов растет линейно с повышением температуры плавления. Приняв  $Q = \alpha T_{\text{пл}}$ , получаем, что  $\exp(-Q/RT) = \exp(-\alpha T_{\text{пл}}/RT)$ . Отсюда величина  $\exp(-Q/RT)$  должна быть примерно одинаковой для всех металлов при температуре, составляющей одну и ту же долю от температуры плавления. Следовательно, в соответствии с уравнениями (11.4) и (11.5) скорость отдыха при одинаковой гомологической температуре у разных металлов находится примерно на одинаковом уровне. Чем выше температура плавления, тем выше должна быть температура отжига для достижения одного и того же эффекта отдыха. Так, в холоднокатаных меди и никеле большая часть избыточных вакансий, возникших при деформации, исчезает во время отдыха соответственно при 20 и  $100^\circ\text{C}$ . Эти температуры соответствуют гомологической температуре  $0,21 T_{\text{пл}}$ . Для алюминия комнатная температура более высокая по гомологической шкале ( $0,31 T_{\text{пл}}$ ). Поэтому после холодной деформации алюминия отдых при комнатной температуре приводит к практически полному исчезновению всех избыточных вакансий.

Атомы примесей и легирующих элементов могут стать ловушками точечных дефектов, поэтому их присутствие в твердом растворе, затрудняя перемещение вакансий, уменьшает скорость отдыха.

**Полигонизация.** Уже давно методом рентгеноструктурного анализа было установлено самопроизвольное разделение кристалла во время возврата на слегка разориентированные фрагменты (блоки), внутри которых кристаллографические плоскости выпрямлены (см. пп. 1.4.3. Т. 1).

Образование блоков (или субзерен), оконтуренных плоскими дислокационными границами, называют полигонизацией (см. пп. 6.3.3. Т. 1). В случае отжига после деформации эта полигонизация является статической.

Образующиеся при возврате субзерна возникают вследствие выстраивания дислокаций в стенки — малоугловые границы. Нагрев здесь необходим, чтобы активировать переползание большого числа дислокаций. Температура отжига для полигонизации должна быть выше, чем только для отдыха.

Простые границы наклона, состоящие из одних краевых дислокаций, и соответствующие им субзерна в виде параллельных пластинок, проходящих через весь кристалл, наблюдают обычно только при отжиге после деформации, когда действует одна система скольжения. В поликристаллических металлах при средней и большой пластической деформациях скольжение идет по разным системам, поэтому в них при отжиге образуются субзеренные границы, состоящие из смешанных дислокаций. Такие границы образуются в результате простого и поперечного скольжения и переползания дислокаций, причем самым медленным является переползание.

Угловая ориентировка соседних субзерен и в этом случае обусловлена избытком в субгранице дислокаций одного знака. Тело субзерен свободно или почти свободно от дислокаций.

Если при пластической деформации возникла ячеистая дислокационная структура (см. рис. 6.15, з. Т. 1), то полигонизация при отжиге состоит не в формировании субзерен из хаотично расположенных дислокаций, а в развитии имеющейся ячеистой структуры. Размытые, плохо оформленные ячейки полностью окружаются границами, объемные стенки ячеек становятся более узкими, плоскими, тело ячеек еще больше очищается от дислокаций, и ячейки постепенно превращаются в хорошо оформленные равноосные субзерна.

Субзерна, образовавшиеся при полигонизации, с увеличением времени и повышением температуры отжига стремятся укрупниться. Экспериментально установлены два механизма этого укрупнения — миграция субграниц и коалесценция субзерен.

На рис. 11.7 схематично изображен Y-образный стык трех субзерен, разделенных границами  $P$ ,  $P'$  и  $P''$ . Две близко расположенные одна к другой дислокационные стенки  $P'$  и  $P''$  срастаются, продолжая стенку  $P$  (тройной стык смещается вверх). При слиянии субграниц и перемещении тройного стыка два субзерна растут за счет третьего, а разориентировка субзерен около образующейся границы равна сумме разориентировок около исходных субграниц. Движущей силой этого процесса является стремление кристалла уменьшить энергию субграниц.

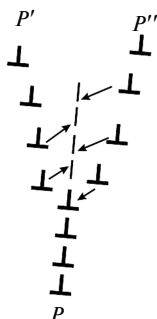


Рис. 11.7. Схема срастания соседних малоугловых границ, приводящего к укрупнению субзерен

На рис. 11.7 стрелками показаны направления, по которым должны смещаться дислокации, участвующие в процессе слияния границ  $P'$  и  $P''$ . Ясно, что это слияние наступает в результате сочетания скольжения и переползания. Одно скольжение не может привести к равномерному распределению дислокаций после слияния стенок. Следовательно, в укрупне-

нии субзерен миграцией субграниц, как и в их формировании на первых этапах полигонизации, переползание – самый медленный процесс – играет ведущую роль.

Стадии коалесценции двух субзерен показаны на рис. 11.8. Совершенно очевидно, что исчезновение субграницы должно сопровождаться некоторым поворотом решетки одного (рис. 11.8, б) или обоих субзерен, чтобы образовалась единая ориентация решетки в области, в которой ранее находились слегка разориентированные субзерна.

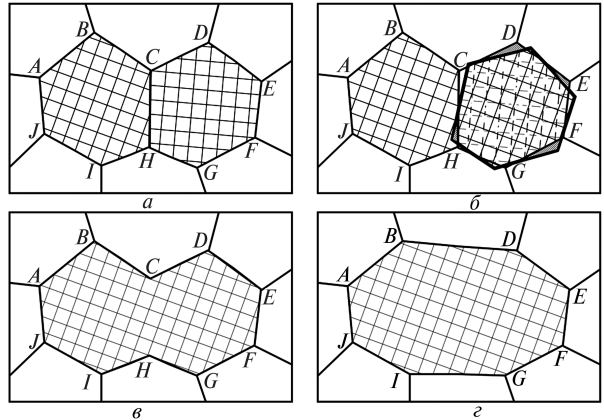
Граница между субзернами постепенно исчезает, так как дислокации уходят из нее в субграницы, окружающие эти субзерна. Поэтому иногда говорят, что граница рассыпается. Предполагается, что в рассыпании субграницы главную роль играет переползание дислокаций.

Из схемы (см. рис. 11.8, б) видно, что поворот субзерна при коалесценции возможен только в том случае, если атомы в окружающих его субзернах уйдут из заштрихованных участков. Следовательно, объемная диффузия является процессом, контролирующим коалесценцию. Скорость коалесценции пропорциональна коэффициенту самодиффузии и обратно пропорциональна кубу диаметра субзерен. Если субзерна крупные, то атомам необходимо диффундировать на большие расстояния. При очень больших или вытянутых субзернах механизм их укрупнения вследствие коалесценции может не сработать.

Наблюдение за структурой фольг, отжигаемых в колонне электронного микроскопа, выявило, что одновременно может рассыпаться несколько границ, разделяющих соседние субзерна, т. е. возможна не только парная, но и *групповая коалесценция*.

С увеличением выдержки и повышением температуры полигонизации субзерна могут вырасти до весьма больших размеров (~ 10 мкм). При этом их рост происходит в пределах кристаллографической ориентировки исходных деформированных зерен – очертания пятен астеризма на лауэграмме сохраняются. Такая далеко зашедшая полигонизация получила название *рекристаллизации на месте (in situ – лат.)*. Но рекристаллизация на месте по своей природе является не рекристаллизационным, а полигонизационным процессом.

Так как полигонизация постепенно формирует субзерна путем образования дислокационных стенок из отдельных дислокаций и роста субзерен или же (при ячеистой структуре в деформированном металле) развивает имеющиеся ячейки и



**Рис. 11.8.** Стадии коалесценции двух субзерен (схема Ли):

*а* – структура до коалесценции; *б* – поворот одного субзерна; *в* – структура сразу же после коалесценции; *г* – конечная структура после выпрямления субграниц вследствие их миграции

постепенно превращает их в субзерна, то температура начала полигонизации не является четко определенной физической константой, такой, например, как точка плавления.

Важнейшая характеристика металла – энергия дефектов упаковки – сильно влияет на склонность к полигонизации. Чем меньше энергия дефектов упаковки, тем больше ширина растянутых дислокаций и труднее проходят процессы переползания и поперечного скольжения, необходимые для полигонизации. Поэтому в алюминии, имеющем высокую энергию дефектов упаковки и, следовательно, слабо расщепленные дислокации, полигонизация идет сравнительно легко. В меди она протекает труднее, а в  $\alpha$ -латуни с низкой энергией дефектов упаковки полигонизация обычно не наблюдается.

Атомы примесей тормозят полигонизацию из-за образования атмосфер Коттрелла, затрудняющих перераспределение дислокаций скольжением и переползанием.

### *Первичная рекристаллизация*

Начиная с определенной температуры, при отжиге холоднодеформированного металла происходят сильные изменения микроструктуры, которые относятся к процессу, называемому *рекристаллизацией*. Наряду с вытянутыми деформированными зернами даже при небольших увеличениях в световом микроскопе можно различить новые, более или менее равноосные рекристаллизованные зерна. По мере увеличения времени или температуры отжига площадь шлифа, занятая новыми зернами, возрастает, а старые деформированные зерна постепенно исчезают. Рентгеновский анализ, а позднее электронная микроскопия фольг показали, что новые равноосные зерна отличаются от старых вытянутых зерен деформированной матрицы не только формой, но и, что гораздо важнее, более совершенным внутренним строением, резко пониженной плотностью дислокаций. Если плотность дислокаций в сильнодеформированном металле составляет  $10^{11}$ – $10^{12}$  см<sup>-2</sup>, то после прохождения рекристаллизации она снижается до  $10^6$ – $10^8$  см<sup>-2</sup>.

В отличие от полигонизованной структуры, которая также более совершенна, чем деформированная матрица, рекристаллизованные зерна отделены от матрицы не малюгловыми, как субзерна, а высокоугловыми границами. Это различие имеет принципиальное значение.

Благодаря быстрой миграции высокоугловых границ рекристаллизованные зерна интенсивно «поедают» деформированную матрицу. Субзерна на стадии полигонизации имеют ориентацию деформированного кристаллита, а рост рекристаллизованного зерна, окруженного высокоугловой границей, может быть связан с сильной переориентацией кристаллической решетки.

*Образование и рост зерен с более совершенной структурой, окруженных высокоугловыми границами, за счет исходных деформированных зерен той же фазы называют первичной рекристаллизацией.*

Кинетика рекристаллизации похожа на кинетику фазового превращения – в обоих случаях в изотермических условиях она изображается кривой сигмаидального вида, характер которой будет объяснен далее (сравните рис. 11.9 и 11.29).



При анализе кинетики первичной рекристаллизации оперируют теми же параметрами, что и в кинетике фазовых превращений (см. гл. 2. Т. 1). *Скорость зарождения центров рекристаллизации (с.з.ц.)* – это число центров рекристаллизованных зерен, возникающих в единицу времени в единице объема. *Линейная скорость роста (л.с.р.)* – скорость перемещения границы зерна. С ростом температуры оба параметра экспоненциально увеличиваются.

Некоторое время новые зерна не обнаруживаются. Это время называют *инкубационным периодом*. С увеличением степени деформации и температуры отжига инкубационный период рекристаллизации уменьшается.

Кинетика первичной рекристаллизации резко отличается от кинетики возврата. Если возврат не имеет инкубационного периода, скорость его максимальна в начальный период и непрерывно уменьшается во время изотермической выдержки (см. рис. 11.6), то рекристаллизация, наоборот, начинается после инкубационного периода, а скорость ее (приращение рекристаллизованного объема в единицу времени) нарастает от нуля до максимума, а затем снижается. Затухание рекристаллизации вызвано прекращением роста все большего числа новых зерен из-за их соприкосновения между собой.

Кинетика первичной рекристаллизации при постоянной температуре описывается уравнением Аврами:

$$V_{\tau} / V_0 = 1 - \exp(-B\tau^k), \quad (11.6)$$

где  $V_{\tau} / V_0$  – доля объема, рекристаллизованного за время  $\tau$ ;  $B$  – коэффициент, зависящий от с.з.ц. и л.с.р., т. е. от температуры и степени деформации;  $k$  находится в интервале от 1 до 4.

Термодинамическим стимулом первичной рекристаллизации является накопленная при пластической деформации энергия, связанная с дислокациями, которые образуют хаотичные скопления, объемные стенки ячеек или же плоские субграницы. Уменьшение плотности дислокаций при первичной рекристаллизации приводит к высвобождению основной доли этой накопленной энергии.

Уменьшение энергии в объеме кристаллов, происходящее в процессе повышения их структурного совершенства, перекрывает возрастание поверхностной энергии при любых, даже самых малых размерах рекристаллизованного зерна. Совсем не обязательно, чтобы зерна в рекристаллизованном металле были крупнее, чем в деформированном. К моменту окончания первичной рекристаллизации суммарная поверхность равноосных зерен, выросших из множества центров, может быть больше суммарной

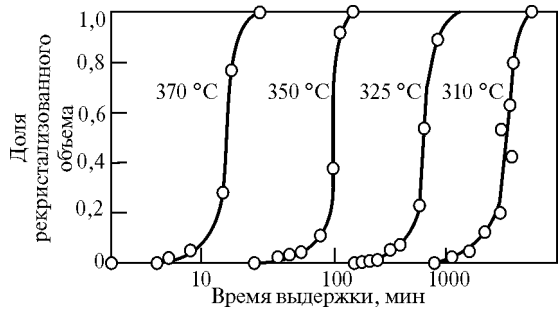


Рис. 11.9. Развитие первичной рекристаллизации при разных температурах в Al чистотой 99,96 % после растяжения на 10 % (Андерсон и Мэйл)

поверхности вытянутых деформированных зерен. Несмотря на это, энергия Гиббса рекристаллизованного металла меньше, чем деформированного, из-за уменьшения общей плотности дислокаций внутри зерна.

Главным в механизме зарождения рекристаллизованных зерен в любых материалах и в любых условиях является формирование окруженного высокоугловыми границами структурно-совершенного участка с низкой плотностью дислокаций. В зависимости от особенностей строения деформированного материала и процессов возврата, протекающего на начальных стадиях отжига, конкретные места и механизмы зарождения центров рекристаллизации бывают весьма разными.

Центры рекристаллизации могут появляться:

- непосредственно на границах зерен деформированного материала;
- внутри зерен в участках сильного локального изменения ориентировки решетки (в переходных полосах, полосах сдвига, полосах сброса, около крупных включений).

При реализации любого из рассмотренных механизмов зародышеобразования ведущую роль играют диффузионные процессы, в частности диффузия, необходимая для миграции субграниц и коалесценции субзерен. Поэтому образование центров рекристаллизации – термически активируемый процесс, ускоряющийся с ростом температуры.

**Температуры начала и конца рекристаллизации.** При решении большинства прикладных задач условное начало рекристаллизации определяют с помощью световой микроскопии по появлению первых, обычно более светлых, равноосных зерен на фоне сильнее травящейся деформированной матрицы или рентгеновским методом. Световая микроскопия надежно выявляет рекристаллизованные зерна после достижения ими размера 10–50 мкм. Иногда начало рекристаллизации определяют по началу интенсивного падения твердости, предела текучести или временного сопротивления.

Температура появления рекристаллизованных зерен, т. е. температура начала рекристаллизации ( $T_p^n$ ), не является физической константой, такой как точка плавления.

В отличие от температуры фазового равновесия температура начала рекристаллизации зависит от времени отжига, что вытекает из анализа рис. 11.9. Если время отжига составляет 1000 мин, то при 325, 350 и 370 °С первичная рекристаллизация успевает полностью закончиться, а при 310 °С она еще только начинается. За время отжига 10 мин начало рекристаллизации фиксируется при 370 °С, а при более низких температурах новые зерна не обнаруживаются. Следовательно, при длительности отжига 1000 мин  $T_p^n = 310$  °С, а при 10 мин  $T_p^n = 370$  °С.

Другой фактор, сильно влияющий на температуру начала рекристаллизации – степень деформации при обработке давлением. С увеличением степени деформации температура начала рекристаллизации снижается (рис. 11.10). Объясняется это тем, что с увеличением степени деформации растут плотность дислокаций и энергия, накопленная при деформации, т. е. возрастает термодинамический стимул рекристаллизации.

Так как плотность дислокаций и соответственно накопленная при деформации энергия с увеличением степени деформации растут с затуханием, то и температура на-

чала рекристаллизации снижается при увеличении степени деформации с затуханием, достигая определенного предела при данном времени отжига (см. рис. 11.10).

С увеличением времени отжига сильнодеформированного металла температура начала его рекристаллизации снижается с затуханием, достигая приблизительно постоянной величины через 1–2 ч отжига. Минимальная температура начала рекристаллизации металла или сплава, соответствующая большим деформациям (более 60–70 %) и времени отжига 1–2 ч, в определенной мере может служить характеристикой материала. Будем называть ее далее *температурным порогом рекристаллизации*  $T_{п.р}$  (см. рис. 11.10) в отличие от любых других, более высоких значений  $T_p^n$ .

Измельчение исходного (до деформации) зерна приводит к понижению температуры начала рекристаллизации, так как в более мелкозернистом металле больше суммарная площадь высокоугловых границ, где зарождаются центры рекристаллизации, и больше накопленная при деформации энергия.

С повышением чистоты металла температурный порог рекристаллизации снижается:

Чистота Al, % . . . . .	99,7	99,9	99,99	99,9992
$T_{п.р}$ , °C . . . . .	240	200	100	–45

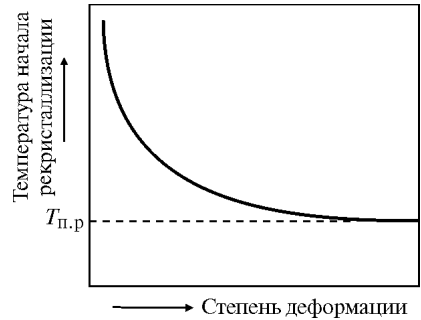
А.А. Бочвар показал, что между температурным порогом рекристаллизации и температурой плавления металлов имеется простое соотношение: рекристаллизация начинается при температуре, составляющей одинаковую для всех металлов долю от температуры плавления по абсолютной шкале, а именно

$$T_{п.р} = (0,3-0,4) T_{пл}. \quad (11.7)$$

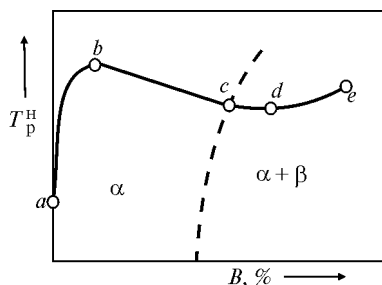
Коэффициент 0,3–0,4 в этой формуле относится к металлам сравнительно высокой технической чистоты (~99,99 %). Для особо чистых металлов  $T_{п.р} = (0,25-0,3) T_{пл}$ .

По правилу А.А. Бочвара можно оценить в первом приближении температурный порог рекристаллизации по известной температуре плавления металла. Это бывает необходимо, когда нет справочных данных. Например, можно оценить температуру начала рекристаллизации свинца:  $(327 + 273)0,4 - 273 = -33$  °C.

Зависимость температуры начала рекристаллизации от состава в двойных системах немонотонная и различная у разных сплавов. На рис. 11.11 показан один из типичных вариантов этой зависимости. Только в однофазной области в интервале малых концентраций наблюдается простая закономерность – малые добавки почти всегда повышают температуру начала рекристаллизации, причем с увеличением их концентрации



**Рис. 11.10.** Влияние степени деформации на температуру начала рекристаллизации:  $T_{п.р}$  – температурный порог рекристаллизации



**Рис. 11.11.** Схема зависимости температуры начала рекристаллизации от состава сплавов в двойной системе. Пунктир — граница однофазной области

температура начала рекристаллизации возрастает с затуханием (участок  $a-b$  рис. 11.11).

Атомы добавки упруго притягиваются к дислокациям, образуя атмосферы Коттрелла. Эти примесные атмосферы мешают перераспределению дислокаций, необходимому для формирования центров рекристаллизации. Примеси тормозят не только зарождение, но и рост центров рекристаллизации, так как они притягиваются к границе зародыша. При нагреве металла до более высоких температур примесные атмосферы размываются усиливающимся тепловым движением, в результате чего становится возможным формирование центров рекристаллизации и облегчается их рост. С увеличением концентрации чужеродных атомов участки вблизи дислокаций насыщаются ими, и поэтому возрастание температуры начала рекристаллизации затухает.

Во многих сплавах по достижении максимума в области сравнительно небольших концентраций (десятые доли процента) температура начала рекристаллизации снижается. Это можно объяснить влиянием легирующего элемента на структуру деформированного сплава. Если добавка уменьшает энергию упаковки твердого раствора, то дислокации сильно расщеплены, поперечное скольжение их затруднено, и при пластической деформации образуются участки с большим избытком дислокаций одного знака. В таком твердом растворе температура начала рекристаллизации должна быть ниже, чем в менее легированном сплаве, где энергия дефектов упаковки более высокая.

По сравнению с действием малых добавок на чистейший металл, когда сотые и десятые доли процента добавки могут повысить температуру начала рекристаллизации на  $100^\circ\text{C}$  и более, увеличение содержания легирующих элементов в области больших концентраций на проценты и десятки процентов сравнительно слабо изменяет температуру начала рекристаллизации (максимум на десятки градусов). Соотношение температур начала рекристаллизации и плавления у твердых растворов выше, чем у чистых металлов, причем в однофазных сплавах — растворах величина  $T_p^н/T_{пл}$  составляет максимум 0,6 (по сравнению с 0,25–0,4 у металлов).

При переходе через границу растворимости в двухфазную область температура начала рекристаллизации может несколько понизиться (участок  $c-d$  рис. 11.11). Это снижение обусловлено тем, что около частиц  $\beta$ -фазы, если они достаточно крупные, в  $\alpha$ -матрице накапливаются дислокации и облегчается зарождение рекристаллизованных зерен. При дальнейшем увеличении содержания второго компонента в сплаве возрастает объемная доля  $\beta$ -фазы и расстояние между ее кристаллами становится столь малым, что тормозится формирование и рост зародышей рекристаллизации в  $\alpha$ -фазе (участок  $d-e$ , см. рис. 11.11).

**Температура конца рекристаллизации.** Температуру полного исчезновения деформированной матрицы при данном времени отжига называют *температурой конца рекристаллизации*  $T_p^k$ . Экспериментально ее можно определить с помощью световой микроскопии по исчезновению сильнее травящихся остатков деформированной матрицы.

На температуру конца рекристаллизации влияют все те факторы, которые изменяют температуру начала рекристаллизации. Чем выше  $T_p^n$ , тем чаще всего (но не всегда) выше и  $T_p^k$ .

**Рост зерен при первичной рекристаллизации.** Рекристаллизованные зерна растут путем быстрой миграции их границ в сторону деформированной матрицы. Движущей силой такой миграции является разность в упругой энергии кристаллов по обе стороны от границы из-за разной плотности дислокаций. При первичной рекристаллизации граница зерна мигрирует в сторону от центра кривизны. Движущаяся высокоугловая граница «выметает» на своем пути дефекты решетки деформированной матрицы, увеличивая ее объем с более совершенной структурой и с меньшей плотностью дислокаций.

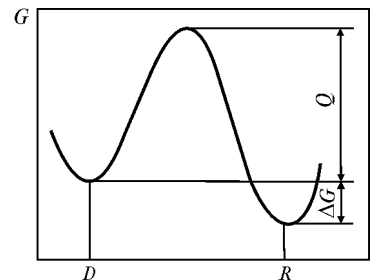
Средняя скорость миграции границ зерен при первичной рекристаллизации зависит от температуры:

$$v = v_0 e^{-Q/RT}, \quad (11.8)$$

где  $Q$  — энергия активации процесса миграции.

Миграцию высокоугловой границы при рекристаллизации можно рассматривать как результат индивидуального или группового неупорядоченного перехода атомов от деформированного зерна к рекристаллизованному. Атомы по обе стороны от границы при колебательном движении время от времени отрываются от одного зерна и присоединяются к другому. Такой механизм по своей природе — диффузионный (идет направленная самодиффузия атомов перпендикулярно границе).

На рис. 11.12 показано изменение энергии Гиббса при переходе атома через границу между зернами. Видно, что благодаря разности в энергии Гиббса  $\Delta G$ , связанной с различием в плотности дислокаций по обе стороны от границы, переход атомов от рекристаллизованного к деформированному зерну требует преодоления большего потенциального барьера ( $Q + \Delta G$ ), чем обратный переход  $Q$ . Соответственно частота перехода атомов в направлении от деформированного зерна к рекристаллизованному должна быть больше, чем в обратном направлении, что и определяет «поедание» деформированного зерна рекристаллизованным.



**Рис. 11.12.** Схема изменения энергии Гиббса  $G$  при переходе атома через границу между деформированным  $D$  и рекристаллизованным  $R$  зернами

### **Собирательная рекристаллизация**

По окончании первичной рекристаллизации, когда исчезают деформированные зерна, энергия Гиббса сильно понижена, однако структура остается неста-

бильной из-за развитой поверхности границ рекристаллизованных зерен и неуравновешенности поверхностного натяжения на этих границах.

Рассмотрим зеренное строение металла в виде двухмерной модели. На стыке трех зерен (рис. 11.13, *a*) силы поверхностного натяжения должны быть уравновешены. В металле или однофазном сплаве поверхностное натяжение на всех высокоугловых границах примем примерно одинаковым. Тогда силы поверхностного натяжения  $\gamma$ , приложенные вдоль границ зерен, будут уравновешены при условии, что  $\gamma = 2\gamma\cos\theta/2$  или  $\cos\theta/2 = 1/2$  и  $\theta/2 = 60^\circ$ .

Следовательно, равновесной конфигурации соответствует встреча трех зерен с углами при вершине  $120^\circ$ .

В двухмерной модели зерна — правильные шестиугольники с прямыми сторонами, образующие гексагональную сетку границ, — соответствуют равновесию сил поверхностного натяжения. Такая сетка границ механически стабильна.

В реальном металле при первичной рекристаллизации зерна приходят в соприкосновение между собой в разные моменты времени в разных точках своей поверхности, и по окончании первичной рекристаллизации они имеют неправильную форму, разные размеры и различное число граней.

В плоской модели такие зерна изображаются многоугольниками с разным числом сторон, например 3, 4, 5, 6, 10 и т. д. (рис. 11.14).

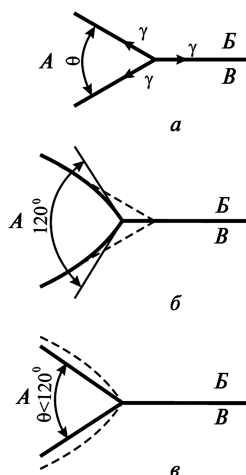


Рис. 11.13. Схема границ на стыке трех зерен в разные моменты отжига:

*a* — до отжига; *б* — после установления равновесия сил поверхностного натяжения в тройной точке путем искривления границ; *в* — после выпрямления границ, нарушившего равновесие в тройной системе

Границы искривляются миграцией с одновременным перемещением точки тройного стыка. На рис. 11.13, *б* сплошные линии отображают искривленные границы в равновесном тройном стыке после такой миграции, а пунктирные — исходное положение границ в неравновесном тройном стыке. Но искривленные границы нестабильны. Под действием поверхностного натяжения они стремятся уменьшить длину. В отличие от первичной рекристаллизации каждая граница выпрямляется миграцией в направлении центра ее кривизны. Эти направления на рис. 11.14 указаны стрелками. На рис. 11.13, *в* сплошные линии изображают спрямленные границы, а пунктирные — их исходное положение в равновесном стыке.

Спрявление границ нарушает достигнутое ранее равновесие в тройных стыках (на рис. 11.13, *в* угол при вершине зерна *A* стал  $<120^\circ$ ). Для достижения равновесия в тройном стыке границы вновь изгибаются миграцией и т. д. Таким путем зерна *B* и *V* (см. рис. 11.13) постепенно растут за счет зерна *A*.

При изотермическом отжиге зерна укрупняются с затуханием, так как сетка границ приближается к рав-

новесной, и движущая сила миграции границ постепенно уменьшается. При анализе структур на шлифах следует иметь в виду, что конфигурация трехмерной равновесной сетки границ зерен более сложная, чем двухмерной.

*Рост одних рекристаллизованных зерен за счет соседних рекристаллизованных зерен путем миграции высокоугловых границ называют собирательной рекристаллизацией.*

Термодинамическим стимулом собирательной рекристаллизации является зернограничная энергия, а обязательным условием ее развития — неуравновешенность поверхностного натяжения, стремящегося выпрямить искривленные границы и создать равновесную конфигурацию границ в тройных стыках.

Скорость миграции границы должна быть тем больше, чем сильнее искривлена граница, т. е. чем меньше радиус ее кривизны. Если принять, что радиус кривизны границ равноосного зерна пропорционален его диаметру ( $r = pD$ ), то скорость роста зерен при собирательной рекристаллизации должна быть обратно пропорциональна диаметру зерен  $D$  и прямо пропорциональна поверхностному натяжению (зернограничной энергии)  $\gamma$ :

$$dD/d\tau = K\gamma/pD, \quad (11.9)$$

где  $K$  — константа, экспоненциально зависящая от температуры:  $K = Ae^{-Q/RT}$ .

Интегрируя, получаем

$$D^2 = D_0^2 + M\gamma\tau, \quad (11.10)$$

где  $D_0$  — начальный диаметр рекристаллизованных зерен;  $\tau$  — время отжига.

Если начальный диаметр зерен намного меньше текущего и  $D_0^2 \ll D^2$ , то

$$D = B\tau^{1/2}. \quad (11.11)$$

Экспериментальные данные показывают, что зависимость среднего размера зерен в металлах и однофазных сплавах от времени отжига подчиняется выражению

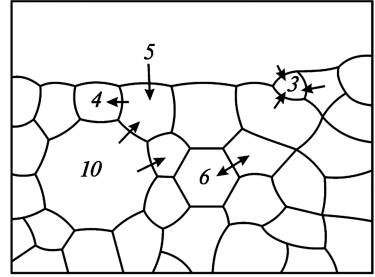
$$D = B\tau^n, \quad (11.12)$$

где  $B$  — константа, зависящая от температуры;  $n = 0,1-0,5$ .

Отклонение показателя степени  $n$  от теоретической величины  $1/2$  в сторону меньших значений, т. е. менее интенсивный рост зерен, вызвано торможением границ из-за растворенных примесей и включений, а также другими причинами.

Чем больше объемная доля включений  $f$  и меньше их размер  $d$ , тем меньше конечный размер зерна  $D_k$ , достигаемый при отжиге:

$$D_k \approx d/f. \quad (11.13)$$



**Рис. 11.14.** Плоская модель строения металла из зерен с разным числом границ (стрелки указывают направление миграции границ)

Следовательно, наибольшее препятствие росту зерен при собирательной рекристаллизации представляют высокодисперсные включения с большой объемной долей их в сплаве, а барьерный эффект от отдельных крупных включений невелик.

При отжиге тонких листов, когда размер зерен становится равным толщине листа, их рост замедляется, но зерна еще продолжают расти в плоскости листа. После того как размер зерен в плоскости листа становится в 2–3 раза больше его толщины, их рост совсем прекращается. Одной из причин тормозящего действия свободных поверхностей, называемого «*эффектом толщины*», является образование канавок термического травления в местах выхода границ зерен на эту поверхность. Канавки образуются при отжиге из-за ускоренного испарения атомов с межзеренных границ и закрепляют границы как бы «привязывая» их к соответствующим участкам поверхности.

Рост зерен при собирательной рекристаллизации может сильно замедлять текстура, возникающая при первичной рекристаллизации. «*Текстурное торможение*» обусловлено тем, что границы зерен с небольшой угловой разориентировкой (а именно она характерна для совершенной текстуры) имеют пониженную поверхностную энергию, и в соответствии с формулой (11.9) скорость роста зерна должна быть меньше.

**Текстуры рекристаллизации.** Экспериментально установлены следующие три варианта взаимоотношения кристаллографических ориентировок в деформированном и рекристаллизованном металле. *Во-первых*, текстура деформации может перейти в тождественную ей текстуру рекристаллизации, т. е. рекристаллизованные зерна приобретают такую же предпочтительную ориентировку, какую имели исходные деформированные зерна. *Во-вторых*, текстура деформации может смениться отличной от нее текстурой рекристаллизации. Этот случай наиболее частый. *В-третьих*, рекристаллизованные зерна могут иметь хаотичную кристаллографическую ориентировку, в то время как исходный деформированный металл был текстурирован.

Характер и степень совершенства текстуры рекристаллизации зависят от вида обработки давлением, степени и температуры последней деформации, температуры и времени последнего отжига, степени промежуточной деформации, температуры промежуточного отжига, содержания легирующих элементов, примесей, размера зерна перед холодной деформацией и других факторов.

При отжиге ниже некоторой температуры текстура рекристаллизации качественно тождественна текстуре деформации. Различие может состоять в усилении одних и ослаблении других элементов текстуры.

Наиболее яркий и практически важный случай изменения текстуры при рекристаллизации – формирование весьма совершенной *кубической текстуры*  $\{100\} \langle 100 \rangle$  при отжиге холоднокатаных ГЦК металлов со средней и высокой энергией дефектов упаковки. Текстура куба образуется при рекристаллизационном отжиге меди, никеля, алюминия и многих сплавов на их основе.

Как правило, чем совершеннее текстура деформации, тем более четкой получается соответствующая ей текстура рекристаллизации.

На характер и степень совершенства текстуры рекристаллизации сильно влияют малые добавки и примеси, находящиеся в твердом растворе. Примеси могут предотв-



ратить образование той или иной текстуры рекристаллизации, а могут и усилить совершенство этой текстуры.

### Вторичная рекристаллизация

При собирательной рекристаллизации зерна укрупняются более или менее равномерно и металл можно характеризовать одним средним значением размера зерна. Такой рост зерен называют *нормальным*.

В определенных условиях после отжига обнаруживается структура, состоящая из множества сравнительно мелких зерен примерно одинакового размера и гораздо меньшего числа очень крупных, иногда гигантских зерен, достигающих нескольких сантиметров (рис. 11.15). Такая структура возникает в результате *неравномерного роста зерен*, называемого *вторичной рекристаллизацией*: большинство зерен укрупняются очень медленно или практически вообще не растут, а отдельные зерна вырастают до больших размеров, «поедая» свое мелкозернистое окружение.

Вторичная рекристаллизация начинается с определенной температуры (на рис. 11.16  $T_{\text{вт.р}} = 925^\circ\text{C}$ ), ниже которой возможна только очень медленная собирательная рекристаллизация. При температуре  $925^\circ\text{C}$  за время 1 ч, превышающее инкубационный период вторичной рекристаллизации, размер отдельных зерен увеличивается примерно в 50 раз, достигая величины 10 мм. Основная же масса зерен при  $925^\circ\text{C}$  сохраняет размер  $\sim 0,02$  мм.

Размер зерен получается максимальным при температуре  $T_{\text{вт.р}}$ . Он уменьшается из-за большого числа центров вторичной рекристаллизации. Выше  $T_{\text{вт.р}}$  ускоряется нормальный рост зерен в матрице, и при достаточно высоких температурах собирательная и вторичная рекристаллизация становятся конкурирующими процессами (кривые 1 и 2 на рис. 11.16 сближаются). При  $1200^\circ\text{C}$  идет только нормальный, равномерный рост зе-

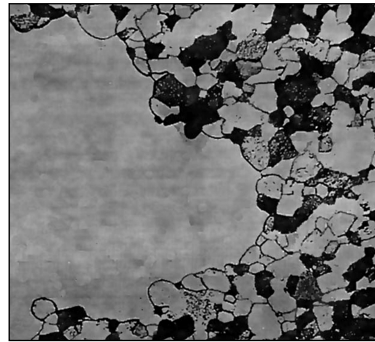


Рис. 11.15. Граница между мелкими зернами и крупным зерном, образовавшимся в цинке в результате вторичной рекристаллизации во время отжига при  $200^\circ\text{C}$ .  $\times 60$  (Бурке)

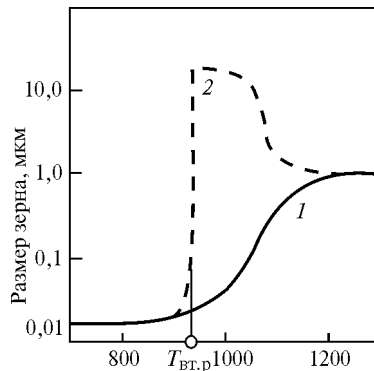


Рис. 11.16. Зависимость размера зерен от температуры отжига в течение 1 ч в листах из сплава Fe – 3% Si толщиной 0,35 мм:

1 – размер зерен стабилизированной матрицы, укрупняющихся при нормальном росте; 2 – размер зерен, выросших при вторичной рекристаллизации

рен. Таким образом, вторичная рекристаллизация развивается в определенном интервале температур, в котором нормальный рост зерен протекает сравнительно медленно.

Немногочисленные зерна ( $10^{-5}$ – $10^{-6}$  зерен матрицы), выросшие при вторичной рекристаллизации, часто имеют предпочтительную кристаллографическую ориентировку, причем текстура вторичной рекристаллизации всегда отлична от текстуры первичной рекристаллизации и является более острой (совершенной).

Характер и степень совершенства текстуры вторичной рекристаллизации зависят от режимов обработки давлением, промежуточных и окончательных отжигов, толщины листа и других факторов.

Эксперименты показывают, что в разных металлах и сплавах в неодинаковых условиях обработки, даже при неодинаковой толщине листа, неравномерный рост зерен может вызываться разными причинами. Но во всех случаях обязательным условием развития вторичной рекристаллизации является так называемая *стабилизация матрицы*, т. е. сильное торможение роста большинства зерен, образовавшихся при первичной рекристаллизации. Если матрица в целом стабилизирована, то рост отдельных зерен по каким-то причинам слабее заторможен и составляет сущность вторичной рекристаллизации. Следовательно, при анализе причин вторичной рекристаллизации в каждом конкретном случае необходимо в первую очередь установить, почему отдельные зерна могут беспрепятственно расти, поедая стабилизированную матрицу.

Причинами стабилизации рекристаллизованной матрицы могут быть дисперсные частицы или сегрегации примесей на границах, текстурное торможение, эффект толщины. Все они уже были рассмотрены ранее при обсуждении причин торможения роста зерна во время собирательной рекристаллизации.

### *Размер рекристаллизованного зерна*

Размер рекристаллизованного зерна — одна из важнейших характеристик отожженного металла. Время отжига, как правило, превышает продолжительность первичной рекристаллизации. Поэтому на размер зерна отожженного металла влияют все те факторы, которые сказываются и на первичной, и на собирательной рекристаллизации.

Размер зерна к моменту окончания первичной рекристаллизации зависит от соотношения скорости зарождения центров и линейной скорости роста. Чем больше с.з.ц. и меньше л.с.р., тем мельче получается зерно к моменту окончания первичной рекристаллизации, и наоборот. После окончания первичной рекристаллизации зерна укрупняются вследствие собирательной рекристаллизации. Поэтому на конечный размер зерна влияет также линейная скорость роста кристаллитов при собирательной рекристаллизации.

К основным факторам, влияющим на конечный размер рекристаллизованного зерна, относятся температура и время отжига, степень деформации, химический и фазовый составы сплава.

С повышением температуры отжига с.з.ц. и л.с.р. увеличиваются. Если оба параметра изменяются в зависимости от температуры в одинаковой степени, то размер зер-

на при первичной рекристаллизации не должен зависеть от температуры отжига. Если же с.з.ц. увеличивается с повышением температуры интенсивнее, чем л.с.р., то размер зерна к моменту окончания первичной рекристаллизации должен быть тем меньше, чем выше температура отжига. Оба случая неоднократно наблюдались при отжиге алюминия, алюминиевых сплавов, латуни и других сплавов.

На первый взгляд может показаться, что эти факты не согласуются с обычными представлениями об укрупнении зерна при повышении температуры отжига. Кажущееся противоречие объясняется тем, что выше речь шла о размере зерна к моменту окончания первичной рекристаллизации, а обычно продолжительность отжига превышает длительность первичной рекристаллизации. В последнем случае укрупнение зерна при повышении температуры отжига объясняется интенсифицированием собирательной рекристаллизации. На рис. 11.17 представлен типичный характер зависимости размера зерна от температуры отжига при постоянном времени выдержки.

С увеличением продолжительности отжига размер зерна возрастает, приближаясь к предельному для данной температуры значению. Главные причины уменьшения скорости изотермического роста зерен — сокращение протяженности их границ и соответственно зернограницной энергии (движущей силы роста), спрямление границ, приближение углов в тройных стыках зерен к равновесным, накопление примесей на границах.

Сильно на размер зерна в момент окончания первичной рекристаллизации влияет степень деформации (рис. 11.18). Так как протяженность отжига обычно превышает длительность первичной рекристаллизации, то графики, подобные представленному (см. рис. 11.18), отображают влияние степени деформации на конечный размер зерна, полученный после собирательной рекристаллизации. Последняя лишь укрупняет зерно, а качественно не меняет характер зависимости размера кристаллитов от степени деформации в момент окончания первичной рекристаллизации.

При сравнительно небольшой критической деформации (1–15%) при отжиге вырастает

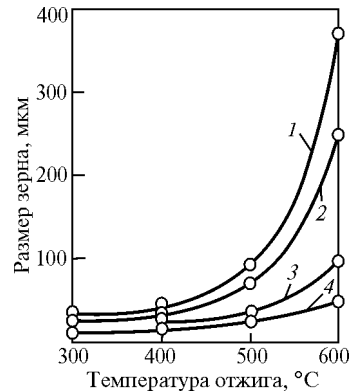


Рис. 11.17. Зависимость размера рекристаллизованного зерна алюминия и его сплавов от температуры отжига в течение 1 ч (И.И. Новиков):

1 — Al чистотой 99,7 %; 2 — Al — 1,2 % Zn; 3 — Al — 0,6 % Mn; 4 — Al — 0,55 % Fe

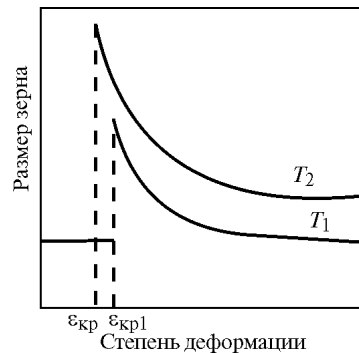


Рис. 11.18. Влияние степени деформации на размер зерна, полученного при последующем отжиге при двух температурах ( $T_2 > T_1$ ):

$\epsilon_{кр}$  — критическая степень деформации

очень крупное зерно, иногда достигающее нескольких сантиметров. Механизм образования крупного зерна отличается от механизма рекристаллизации в закритической области, т. е. при более высоких степенях деформации.

При отжиге после докритических деформаций происходит полигонизация, а также перемещение высокоугловых границ деформированных зерен на небольшие расстояния, составляющие всего лишь десятые—сотые доли размера зерен.

С увеличением степени деформации в докритической области возрастает неоднородность наклепа разных зерен. Критическая степень деформации соответствует состоянию, когда эта неоднородность становится столь большой, что из-за разности в накопленной объемной энергии (плотности дислокаций) соседних зерен при нагреве идет быстрая миграция отдельных границ на расстояния, соизмеримые с размером зерен, т. е. отдельные исходные зерна растут за счет соседних, несколько сильнее наклепанных зерен.

Общая плотность дислокаций и избыток дислокаций одного знака при критической деформации еще недостаточны, чтобы вызвать при нагреве образование новых высокоугловых границ и центров первичной рекристаллизации. Следовательно, при отжиге после критической деформации протекает не первичная рекристаллизация, а одни слабдеформированные зерна укрупняются за счет других деформированных зерен, причем движущей силой такой рекристаллизации является разность в объемной энергии неодинаково деформированных соседних зерен.

В области далеко закритических деформаций общая плотность дислокаций и избыток дислокаций одного знака настолько велики, что при отжиге быстро образуется большое число центров первичной рекристаллизации, которая охватывает весь объем металла.

С этим процессом не может конкурировать более медленный рост деформированных зерен за счет соседей вследствие миграции исходных границ, так как разница в накопленной энергии соседних деформированных зерен несравненно меньше, чем разница в объемной энергии деформированных и новых рекристаллизованных зерен.

При отжиге после деформаций, ненамного превышающих критическую, когда число центров первичной рекристаллизации еще очень мало, конкурируют два процесса: укрупнение зерен вследствие миграции исходных границ и рост новых зерен из центров первичной рекристаллизации. Второй процесс приводит к тому, что средний размер зерен получается меньше, чем при отжиге после критической деформации.

Чем выше температура отжига, тем меньше критическая деформация (см. рис. 11.18). Это вполне понятно, так как чем выше температура отжига, тем при меньшей разности в накопленной энергии соседних зерен может начаться процесс роста зерен благодаря повышенной подвижности атомов.

С повышением температуры деформирования критическая деформация, выявляемая при последующем отжиге, возрастает. При более высоких температурах деформирования требуется большее обжатие, чтобы достичь необходимой неоднородности наклепа соседних зерен, так как уже во время самого деформирования происходит возврат, частично устраняющий наклеп (см. пп. 6.3.3. Т. 1).

**Влияние химического и фазового составов.** В общем случае можно считать, что с увеличением содержания примесей в металле размер рекристаллизованного зерна уменьшается. Причиной этого является главным образом торможение собирательной рекристаллизации. Особенно сильно на размер зерна влияют элементы, образующие избыточные фазы. На рис. 11.17 показано, что цинк, находящийся в растворе в сравнительно большом количестве, слабо уменьшает размер зерна алюминия. В то же время марганец и в особенности железо, образующие труднорастворимое соединение  $Al_6Mn$  и почти нерастворимое соединение  $FeAl_3$ , резко тормозят рост зерна при собирательной рекристаллизации.

Более подробный анализ показывает, что роль избыточных фаз в формировании рекристаллизованной структуры сильно зависит от размера их частиц и расстояния между частицами. Вторая фаза может и облегчать, и затруднять первичную рекристаллизацию по сравнению с однофазным сплавом.

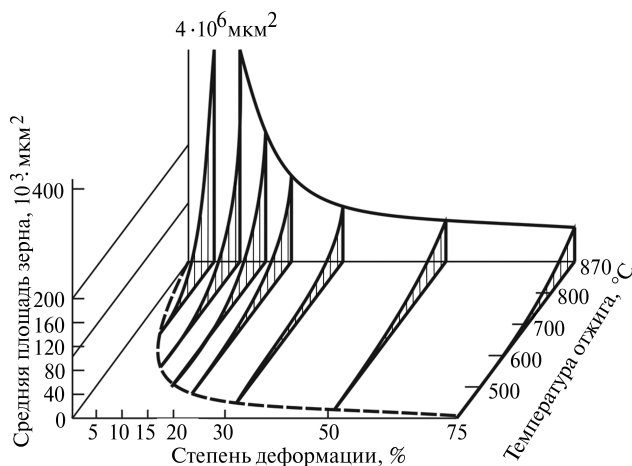
Если частицы второй фазы достаточно крупные ( $> 0,5-1$  мкм), то при пластической деформации в матричной фазе непосредственно около них накапливаются дислокации одного знака и возникает локальное искривление кристаллической решетки. В этом участке матрицы уже во время пластической деформации или при последующем нагреве формируется субзерно с большой угловой разориентировкой по обе стороны от его субграницы. Такое субзерно при нагреве способно к росту, при котором, набирая угловую разориентировку, субграница превращается в высокоугловую границу и формируется зерно – зародыш рекристаллизации.

Конечный размер рекристаллизованных зерен зависит от расстояния между крупными частицами. Если это расстояние большое, рекристаллизованные зерна сравнительно свободно разрастаются. Если же объемная доля второй фазы большая и соответственно расстояние между ее частицами маленькое, то эти частицы будут тормозить рост рекристаллизованных зерен, средний размер которых должен быть того же порядка, что и среднее межчастичное расстояние.

Около частиц малого размера (меньше  $0,1$  мкм) при пластической деформации в матрице не возникает такого искривления решетки, которое способствовало бы зарождению центров рекристаллизации. Если очень дисперсные частицы равномерно распределены по объему на небольшом расстоянии одна от другой, то они затрудняют зарождение рекристаллизованных зерен, так как тормозят миграцию субграниц. Такие частицы могут затруднять и рост сформировавшихся зерен, являясь барьерами для миграции высокоугловых границ.

**Диаграммы рекристаллизации.** Зависимость размера зерна от всех рассмотренных выше факторов невозможно изобразить графически в виде одной диаграммы. Довольно большое распространение получили пространственные *диаграммы рекристаллизации*, показывающие зависимость размера зерна металла или сплава от степени деформации и температуры отжига при определенном времени выдержки (рис. 11.19). Эти диаграммы дают возможность в самом первом приближении выбрать режим отжига для получения желательной структуры.

Вертикальные разрезы пространственной диаграммы рекристаллизации при постоянных степени деформации и температуре отжига являются графиками типа тех,



**Рис. 11.19.** Диаграмма рекристаллизации электролитического железа

Исходная обработка: ковка и отжиг при 930 °С. Окончательная обработка: холодное осаживание и отжиг 1 ч (Обергоффер, Ортель)

ниями об исходном состоянии и окончательной обработке металла. Так как весьма небольшие колебания в содержании примесей, а также различные неучитываемые факторы существенно сказываются на размере зерна, то это в значительной мере снижает ценность диаграмм рекристаллизации как количественных характеристик металла. Эти диаграммы дают скорее полуколичественные данные, позволяющие ориентироваться в том, как степень деформации и температура отжига влияют на размер зерна металла и сплава.

### ***Изменение механических свойств металла при дорекристаллизационном и рекристаллизационном отжиге***

При отжиге наклепанного металла свойства изменяются обратно тому, как они изменялись при холодной деформации, а именно: показатели сопротивления деформированию (временное сопротивление, предел текучести, твердость) уменьшаются, а показатели пластичности (относительное удлинение и сужение) возрастают.

**Разупрочнение при отжиге.** В зависимости от температуры и продолжительности отжига в металле с той или иной полнотой проходят разные структурные изменения и соответственно по-разному протекает разупрочнение.

На рис. 11.20 схематично показаны три типовых случая изменения прочностных свойств с увеличением продолжительности отжига при постоянной температуре. В инкубационный период до начала первичной рекристаллизации, когда происходит только возврат, наклеп может практически совсем не уменьшаться (кривая 1), частично уменьшаться (кривая 2) и полностью сниматься (кривая 3).

что изображены на рис. 11.17 и 11.18. На нижней горизонтальной плоскости диаграммы рекристаллизации часто проводят кривую зависимости температуры начала рекристаллизации от степени деформации (пунктир на рис. 11.19).

Пользуясь диаграммами рекристаллизации, необходимо строго учитывать те условия, при которых они получены, а именно: время отжига, содержание примесей, исходный размер зерна, скорость нагрева при отжиге, вид обработки давлением и др. Поэтому каждую диаграмму рекристаллизации следует сопровождать подробными сведениями

Характер изменения прочностных свойств до начала рекристаллизации полностью соответствует кинетике возврата (см. рис. 11.6): с увеличением времени возврата скорость снижения прочностных свойств уменьшается. Если по окончании возврата прочностные свойства еще не восстановились, то последующая первичная рекристаллизация полностью снимает наклеп. При этом с увеличением времени отжига скорость снижения прочностных свойств сначала возрастает, затем некоторое время остается неизменной и снижается в полном соответствии с сигмаидальной кривой нарастания рекристаллизованного объема (см. рис. 11.9).

Сохранение наклепа при возврате свойственно меди, никелю и серебру. Заметное, а иногда и весьма значительное частичное снятие наклепа до начала первичной рекристаллизации происходит при отжиге алюминия, железа и титана. Полностью наклеп снимается в период возврата у деформированных монокристаллов тугоплавких металлов с ОЦК решеткой (вольфрама, молибдена), а также у поликристаллических сплавов алюминия с магнием.

Типовые случаи зависимости прочностных свойств от температуры отжига при постоянной его продолжительности схематично показаны на рис. 11.21. До температуры начала рекристаллизации наклеп может полностью сохраняться (кривая 1), частично сниматься (кривая 2) и полностью устраняться (кривая 3). В первом случае интенсивное разупрочнение начинается при температуре начала первичной рекристаллизации, во втором и в третьем случаях по началу разупрочнения нельзя определить температуру  $T_p^H$ . Поэтому хорошо известный метод определения  $T_p^H$  по изменению прочностных свойств далеко не всегда может быть использован.

Если в интервале первичной рекристаллизации прочностные свойства сильно падают, то в интервале собирательной рекристаллизации они снижаются слабо.

Прочностные свойства зависят от дислокационной структуры и размера зерен. Если во время дорекристаллизационного отжига протекает только отдых и, следовательно, главные структурные изменения состоят в уменьшении концентрации точечных дефектов, а плотность дислока-

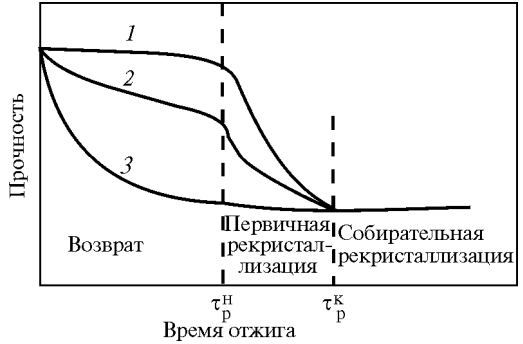


Рис. 11.20. Схема зависимостей прочностных свойств наклепанного металла от времени изотермического отжига

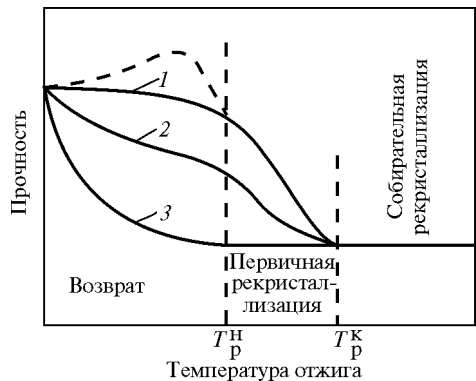


Рис. 11.21. Схема зависимостей прочностных свойств наклепанного металла от температуры отжига

ций очень мало снижается, то упрочнение от деформации в основном сохраняется. Если же при дорекристаллизационном отжиге развивается полигонизация, связанная с формированием и укрупнением субзерен и очищением их объема от дислокаций, то прочностные свойства могут существенно снизиться.

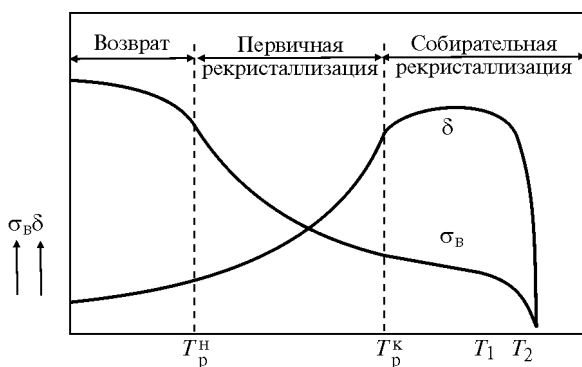
В соответствии с соотношением Холла–Петча (см. формулу (7.2) Т. 1) рост субзерен при полигонизации приводит к снижению предела текучести при дорекристаллизационном отжиге.

Первичная рекристаллизация, резко снижая плотность дислокаций и «выметая» стенки субзерен, вызывает сильное разупрочнение, пропорциональное доле рекристаллизованного объема. С повышением температуры отжига между  $T_p^H$  и  $T_p^K$  (см. рис. 11.21) или с увеличением времени отжига при постоянной температуре (правее  $\tau_p^H$  на рис. 11.20) прочностные свойства интенсивно снижаются из-за первичной рекристаллизации. Кроме того, определенный вклад в разупрочнение вносит и продолжающийся возврат в тех деформированных зернах, которые еще не поглощены рекристаллизованными.

После того как наклепанные зерна полностью заменились значительно более совершенными рекристаллизованными, собирательная рекристаллизация может лишь немного понизить прочностные свойства из-за укрупнения зерна.

Разная способность к разупрочнению при дорекристаллизационном отжиге связана с различной склонностью к полигонизации. У металлов с одним типом решетки легкость, с какой идет полигонизация, зависит от энергии дефектов упаковки. Например, у алюминия энергия дефектов упаковки значительно больше, чем у меди, полигонизация развивается сильнее, что и приводит к значительному разупрочнению при дорекристаллизационном отжиге. В тугоплавких ОЦК металлах с высокой энергией дефектов упаковки, например в молибдене и вольфраме, полигонизация развивается особенно активно, и поэтому в них велика доля разупрочнения, приходящаяся на дорекристаллизационный отжиг.

Показатели пластичности при отжиге после холодной деформации в общем изменяются обратно тому, как изменяются прочностные свойства: в области возврата сравнительно слабо возрастают, сильно повышаются при первичной рекристаллизации, когда снимается большая часть наклепа, и мало изменяются при собирательной рекристаллизации (рис. 11.22). Максимальная пластичность достигается в некотором интервале температур в области собирательной рекристаллизации. Начиная с определенной температуры ( $T_1$  на рис. 11.21), пластич-



**Рис. 11.22.** Влияние температуры отжига на механические свойства деформированного металла (схема для одного из распространенных случаев):

$T_p^H$ ,  $T_p^K$ ,  $T_1$  и  $T_2$  — температуры начала и конца рекристаллизации, перегрева и пережога