

Министерство образования и науки Российской Федерации

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
«Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет»

ОСНОВЫ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ И КОМПЬЮТЕРНОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ

Утверждено в качестве учебного пособия

Ученым советом Федерального государственного бюджетного
образовательного учреждения высшего профессионального образования
«Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет»

Комсомольск-на-Амуре
2013

УДК 620.18(07)
ББК 34.204.1я7
О-753

Рецензенты:

В. В. Черномас, доктор технических наук, заведующий лабораторией «Проблемы металлотехнологий»
ФГБУН «Институт машиноведения и металлургии
Дальневосточного отделения Российской академии наук» (ИМиМ ДВО РАН);
Лаборатория «Конструкционные и инструментальные материалы»,
заведующий лабораторией доктор технических наук, профессор С. Н. Химухин

Основы количественной и компьютерной металлографии :
О-753 учеб. пособие / В. А. Ким, О. В. Башков, А. А. Попкова,
А. А. Шпилёва, С. В. Золотарёва, И. В. Белова, Н. Е. Емец. – Ком-
сомольск-на-Амуре : ФГБОУ ВПО «КнАГТУ», 2013. – 133 с.
ISBN 978-5-7765-1025-0

В учебном пособии рассмотрены основные количественные соотношения структурных изменений при температурно-деформационном воздействии на поликристаллические материалы. Обоснованы количественные характеристики изображений микроструктур и комплексные показатели структурной организации материала. Описана методика определения количественных характеристик изображений микроструктур с помощью программы Image.Pro.Plus.5.1. Приведены примеры практического анализа структурных изменений конструкционных сталей при термической обработке, обработке материалов резанием и упрочнении.

Учебное пособие рекомендовано студентам материаловедческих и машиностроительных специальностей вузов, аспирантам и инженерно-техническим работникам, связанным с решением материаловедческих задач.

УДК 620.18(07)
ББК 34.204.1я7

ISBN 978-5-7765-1025-0

© ФГБОУ ВПО «Комсомольский-
на-Амуре государственный
технический университет», 2013

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	5
1. КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ СООТНОШЕНИЯ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ.....	6
1.1. Развитие границ зерен.....	6
1.2. Общие закономерности роста зерен.....	7
1.3. Влияние зерна на механические свойства поликристаллов.....	9
1.4. Макроскопическая модель границ зерен.....	12
1.5. Дислокационная модель границ зерен.....	15
1.6. Диффузионные процессы при миграции границ зерен.....	17
1.7. Миграция границ зерен совместно с частицами включений.....	19
1.8. Теоретические основы изотермических превращений.....	20
1.9. Влияние границ зерен на процесс деформации и вид кривой «напряжение – деформация».....	23
1.10. Рекристаллизация.....	26
1.11. К обоснованию количественных характеристик динамики структурных превращений.....	27
Выводы.....	28
2. ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ КОЛИЧЕСТВЕННЫХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ИНТЕРФЕЙСА СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА.....	29
2.1. Основы физической мезомеханики.....	29
2.2. Внутренние границы раздела как носители информации деформационного процесса.....	35
2.3. Фрактальный подход к описанию зеренной структуры металлов и сплавов.....	40
2.4. Роль дисперсных частиц в структурной организации материала.....	47
Выводы.....	48
3. КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТРУКТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.....	49
3.1. Новые количественные характеристики.....	49
3.2. Методы определения фрактальной размерности в материаловедении.....	51
4. ОСНОВНЫЕ АЛГОРИТМЫ ОБРАБОТКИ ИЗОБРАЖЕНИЙ МИКРОСТРУКТУР.....	62
4.1. Основы работы программы Image.Pro.Plus.5.1.....	62
4.2. Пространственная калибровка.....	65
4.3. Коррекция контраста.....	68
4.4. Снятие контрастной маски и выделение границ объекта.....	69
4.5. Расчет количественных характеристик микроструктурных объектов.....	72

4.6. Вычитание неоднородного фона.....	76
4.7. Определение содержание углерода в углеродистой конструкционной стали.....	79
4.8. Методика цифровой обработки изображений металлографических микроструктур в среде MATLAB.....	81
5. КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ИНТЕРФЕЙСА СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ.....	91
5.1. Оценка точности определения количественных показателей микроструктуры.....	91
5.2. Статистическая оценка структурной организации поликристаллического материала.....	98
5.3. Количественная оценка зеренной структуры конструкционных сталей.....	101
6. КИНЕТИКА СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.....	106
7. ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ.....	115
7.1. Деформационные свойства обработанной поверхности.....	115
7.2. Исследование деформационных процессов стружкообразования.....	121
Выводы.....	127
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	128
ВОПРОСЫ ДЛЯ САМОПРОВЕРКИ.....	129
ЛИТЕРАТУРА.....	130

ВВЕДЕНИЕ

Изображение структуры, получаемое с помощью оптического или электронного микроскопов, представляет собой срез объемной структурной организации материала в прямолинейной плоскости сечения. С формальной точки зрения такое изображение структуры представляет геометрическое множество точечных, линейных и поверхностных объектов, имеющих определенные цветовые оттенки, которые несут информацию о структурных составляющих материала и их взаимосвязи. Необходимо помнить, что геометрический порядок мерности реального структурного объекта всегда на единицу больше его изображения на металлографическом шлифе.

К структурным объектам относят форму зерен, их количество на единичной площади поверхности, периметр границ зерен и раздела фаз, дисперсные включения нано-, субмикро- и микромасштабных размеров и др. Из всего множества геометрических объектов всегда находится относительно небольшая группа, наиболее полно отражающая структурную индивидуальность материала, которую можно считать интерфейсом структурного состояния.

Количественное описание интерфейса структурного состояния является основной задачей компьютерной оптической металлографии. В основе компьютерной оптической металлографии лежит цифровое изображение структуры материала, комплекс программных продуктов для обработки изображений и количественной оценки ее отдельных элементов. Используя количественные показатели отдельных элементов структуры, можно создавать комплексные критерии и симплексы для описания кинетики структурных изменений при тепловом и силовом воздействии, а также потере структурной устойчивости в процессе эксплуатации и разрушения.

Компьютерная оптическая металлография устраняет субъективность структурного анализа, который до последнего времени во многом носил качественный описательный характер, так как количественных показателей структур, предусмотренных стандартами, было ограничено. Они сводились к среднему диаметральному размеру зерна, плотности зерен на единичной площади поверхности и баллу зерна. Методика определения указанных показателей носила рутинный характер и не отличалась высокой точностью. Компьютерная оптическая металлография существенно повышает объективность и точность структурного анализа, облегчает этот процесс и делает его более творческим. Комплексные количественные показатели интерфейса структурного состояния должны содержать физический смысл, базирующийся на термодинамике фазово-структурных превращений, теории строения материала и физической мезомеханики.

На сегодняшний день компьютерная металлография распространяется преимущественно на геометрические компоненты интерфейса структурного состояния. Количественный анализ цветовой информации интерфейса структурного состояния представляет важную задачу, которую еще предстоит осваивать.

1. КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ СООТНОШЕНИЯ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

1.1. Развитие границ зерен

В реальных поликристаллических материалах размер и форма зерен неодинаковы. Микроструктуру таких материалов можно определить статистическими методами. Кривые частотного распределения по размерам позволяют найти наиболее вероятный размер зерен и степень отклонения от этого размера.

В поликристаллическом материале отдельные кристаллы образуют одновременно несколько участков объема, в которых могут быть созданы благоприятные условия для возникновения устойчивого зародыша новой фазы. Чаще всего зародышами новых кристаллов являются различные примесные или легирующие элементы, образующие более прочные связи с атомами матрицы. Рост кристалла происходит преимущественно по определенным кристаллографическим направлениям, обусловленным строением зародыша и условиями кристаллизации, реализуется путем послойного пристраивания атомов к кристаллографическим плоскостям.

В процессе роста кристаллов наступает такой момент, когда они сталкиваются, и между ними образуется граница. Границу следует рассматривать как узкую переходную область шириной несколько атомных слоев, в которой происходит перестройка решетки кристалла с одной кристаллографической ориентировкой в решетку кристалла с другой кристаллографической ориентировкой. При этом на границе сохраняется кристаллическое строение, для описания которого используется модель переходной решетки. Атомно-кристаллическое строение такой переходной области характеризуется многими нарушениями геометрически правильного расположения атомов. В зависимости от расположения на границе атомов, являющихся общими для смежных кристаллитов, структура границ характеризуется упорядоченностью и когерентностью. Если смежные кристаллиты имеют близкие значения химических потенциалов, то формируется граница в виде плоской прямолинейной поверхности, в противном случае образуется неровная граница, положительная кривизна которой располагается со стороны зерна с большим химическим потенциалом.

В основе структурных превращений при нагреве деформированного металла или рекристаллизации лежат процессы взаимодействия и рекомбинации несовершенств строения. Процесс рекристаллизации определяется подвижностью границ, которая в свою очередь зависит от плотности несовершенств кристаллического строения и градиента их плотности в приграничных объемах. При различной интенсивности этих процессов может возникать особое тонкое строение металлических сплавов, обеспечивающее высокие механические и физические свойства. Миграция границ при термическом воздействии определяется активностью переползания линейных дефектов кристаллического строения, которая заключается в присоединении атома к разорванной экстраатомарной плоскости, в результате чего происходит перемещение дислокации на один шаг, равный параметру решетки. Переползание дислокаций связано с диффузией атомов матрицы, так как присоединяемый атом должен находиться в активном диффузионном состоянии.

В случае полиморфных превращений из-за разности удельных объемов исходной и конечной фаз возникают внутренние напряжения, приводящие к пластическому течению, которое всегда имеет дислокационный характер. Миграция границ в этом случае может происходить как за счет скольжения, так и за счёт переползания дислокаций.

1.2. Общие закономерности роста зерен

Процесс однородного укрупнения зерен при высокотемпературном нагреве свободного от напряжений металла представляет процесс роста зерен. Причиной роста является избыточная свободная энергия поверхности границ, накопленная в локальном объеме. Следовательно, движущая сила роста зерна пропорциональна сумме обратных радиусов кривизны границы в ортогональных направлениях

$$\varphi \sim \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2},$$

где r_1 и r_2 – основные радиусы кривизны границы зерна.

Модель роста зерна в чистом материале предполагает, что каждый атом индивидуально преодолевает энергетический барьер при переходе из одного зерна в другой через границу, имеющую высокую плотность различных дефектов кристаллического строения. При этом активационную энтальпию данного процесса можно рассматривать как энергию активации самодиффузии по границам зерен, которая, естественно, намного меньше активационной энтальпии для диффузии в решетке внутри зерна.

Примеси, присутствующие в реальных металлах, оказывают активную роль на процесс роста. Роль примесей не всегда тормозит подвиж-

ность границ. В общем случае проявляется следующая закономерность. В нормальных условиях атмосфера примесей переносится вдоль движущейся границы, скорость которой при этом уменьшается в связи с необходимостью диффузионного переноса атомов примесей. Скорость роста в этом случае может быть выражена:

$$Y = \left(\frac{g}{kT} \right) \cdot \left(\frac{D}{C} \right) \cdot \exp\left(-\frac{W}{kT} \right),$$

где g – накопленная энергия деформирования, отнесенная к одному атому; D – коэффициент диффузии в решетке; C – средняя концентрация примесей в матрице; W – энергия взаимодействия примесных атомов на границе.

Эффективность влияния отдельных примесей на замедление миграции границ зависит от соотношения их скорости диффузии к скорости миграции границ, а также от интенсивности взаимодействия примеси с границей. Большую скорость миграции границ обеспечивают примеси с высокой диффузионной подвижностью и наоборот.

Условие минимума локальной свободной поверхностной энергии при образовании тройного стыка определяет легкость протекания процесса соединения трех зерен, повышающего равновесие. Выполнение условия образования тройных стыков приводит к тому, что большинство границ не могут быть ровными, и, следовательно, миграция границ будет направлена по направлению к центру своей кривизны путем перемещения отдельных атомов через границы. Такая миграция границ в общем случае должна быть непрерывной, но иногда могут возникать временные переходные состояния, которые определяют пульсирующий характер их перемещения.

На рис. 1.1 показано, как при миграции границ по направлению к центру кривизны вначале образуется соединение четырех зерен (нестабильное состояние), которое немедленно распадается на два новых тройных стыка. Растущие зерна А и С приобретают в результате новую поверхность, а уменьшающиеся в размерах зерна В и D теряют часть своей поверхности.

Для построения общей модели, описывающей скорость роста зерен, принимают, что движущаяся сила на единицу объема пропорциональна поверхности границы зерна или же обратно пропорциональна среднему диаметру зерна. Увеличение среднего размера зерна в зависимости от времени изотермического нагрева определяется зависимостью

$$D^n - D_0^n = Ct,$$

где D_0 и D – средний диаметр зерна в исходном состоянии и после нагрева; C и n – параметры процесса, зависящие от температуры; t – продолжительность нагрева.

Поскольку n всегда меньше единицы, то с ростом зерна скорость роста уменьшается.

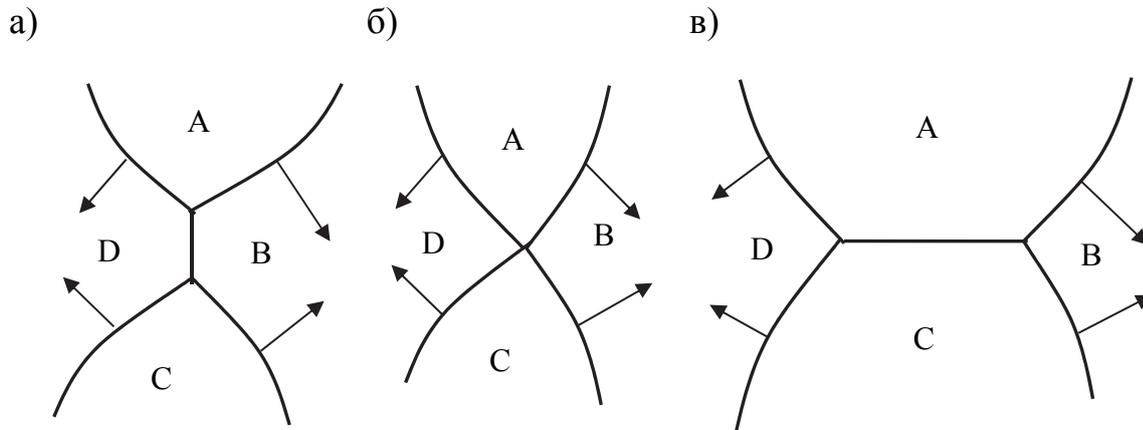


Рис. 1.1. Различные стадии миграции границы:
 а – зерна А и С разобщены; б – зерна А и С в процессе роста соединились с образованием нестабильного четвертого стыка;
 в – распад четверного стыка на два тройных

Экспериментально установлено, что с повышением содержания примесей рост зерна тормозится. При температурах, близких к плавлению, скорость роста увеличивается. Аналитические выражения, описывающие скорость роста, содержат ускоряющий фактор

$$\exp\left\{\left(-\frac{Q}{k}\right)\left[\left(\frac{1}{T}-\frac{1}{T_s}\right)\right]\right\},$$

где Q – энергия активации, зависящая от характера примесей и их концентрации; T_s – температура плавления материала.

1.3. Влияние зерна на механические свойства поликристаллов

При обсуждении влияния границ зерен на механические свойства поликристаллических материалов трудно разделить влияние собственно границ и роль примесей, неизбежно скапливающихся на границах. При низких температурах границы служат эффективным препятствием для распространения деформации от кристаллита к кристаллиту, что определяет возникновение градиента деформации, ее неоднородность, изгиб кристаллитов у границ и другие эффекты. Это в конечном итоге выражается в более высоком пределе текучести поликристалла по сравнению с монокристаллом. По этой же причине мелкозернистые материалы обладают более высоким сопротивлением деформации, чем крупнозернистые. Для оценки

влияния размера структурных составляющих на прочность используют зависимость Холла-Петча

$$\sigma_{Т.Н} = \sigma_1 + Kd^{\frac{1}{2}},$$

где $\sigma_{Т.Н}$ – нижний предел текучести; σ_1 и K – постоянные для каждого материала; d – средний размер зерна.

Сопротивление пластической деформации увеличивается не из-за наличия границы самой по себе, а из-за взаимодействия между кристаллитами, разделенными этой границей. Если носители деформации, дойдя до границы, надежно задерживаются у нее, то деформация локализуется в микрообъемах, а общее сопротивление деформации поликристаллического материала возрастает. Эффективность границы как препятствия для распространения деформации определяется степенью несовпадения ориентации плоскостей скольжения в соседних кристаллитах, что в первом приближении может быть связано с увеличением угла разориентировки. На рис. 1.2 в качестве примера показано влияние разориентировки зерен на увеличение предела текучести цинка [3, 4, 28].

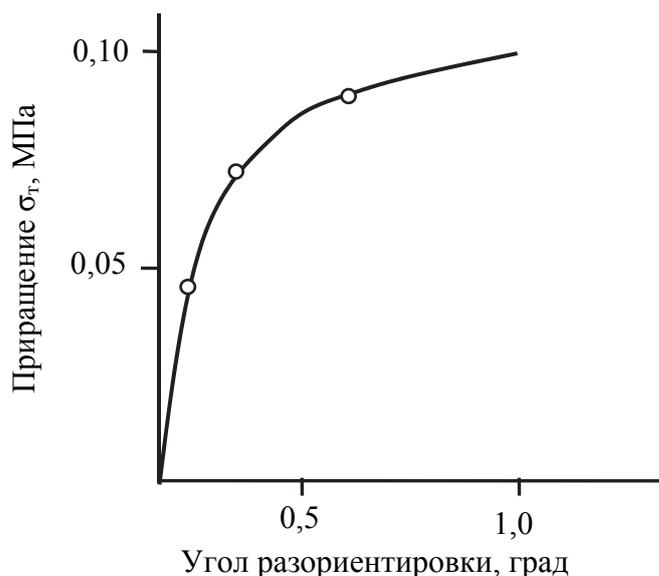


Рис. 1.2. Влияние разориентировки зерен на увеличение предела текучести цинка

Если число зерен в сечении образца достаточно велико, чтобы статистически уже была обеспечена локализация деформации в микрообъемах, то дальнейшее уменьшение размера зерна не должно влиять на прочность. Отмеченные закономерности справедливы для зерен не мельче балла 8 по стандартной шкале. Иные явления наблюдаются для металлических материалов с весьма мелким зерном, так, при балле зернистости 14 – 15,

весь объем металла как бы пронизан искажениями, связанными с особым характером строения приграничных зон. Наблюдается резкое возрастание прочности при сохранении достаточного запаса пластичности.

При высоких температурах приграничные объемы уже не являются эффективными препятствиями для распространения пластической деформации. Более того, в них протекает существенная пластическая деформация, что определяет усиление температурной зависимости предела текучести. Естественно, что в случае монокристаллов такая зависимость при высоких температурах отсутствует, и наблюдается тенденция сближения пределов текучести поликристаллов и монокристаллов.

На размер зерна влияет степень деформации, температура и длительность рекристаллизации. Изменение размера зерна после рекристаллизации в зависимости от степени предшествующей пластической деформации подчиняется зависимости, представленной на рис. 1.3.

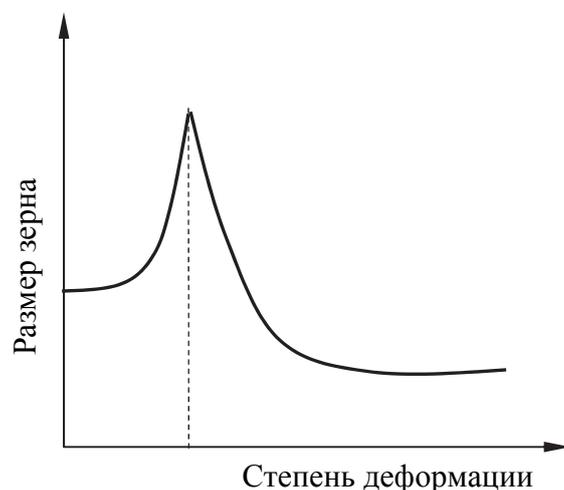


Рис. 1.3. Размер зерна после рекристаллизации в зависимости от предшествующей пластической деформации

Величина зерна не оказывает существенного влияния на стандартный комплекс механических свойств, получаемых при испытании на статическое растяжение ($\sigma_{0,2}$, $\sigma_{вр}$, δ , φ) и твердость, но с ростом зерна резко снижается ударная вязкость, особенно при высокой твердости после закалки и низкого отпуска, уменьшается работа распространения трещины и повышается порог хладноломкости. Чем крупнее зерно, тем больше сталь склонна к закалочным трещинам и деформациям. Это следует учитывать при выборе режима термической обработки. При одинаковой твердости отожженная или нормализованная сталь с крупным зерном лучше обрабатывается резанием, но это имеет ограниченное практическое применение.

1.4. Макроскопическая модель границ зерен

Граница представляет переходную область между двумя кристаллитами с разными решетками, поэтому ее можно рассматривать как поверхность нарушения непрерывности. Произвольная граница зерна имеет пять степеней свободы, из которых три связаны с относительной ориентацией двух решеток по обе стороны границы и две необходимы для определения локального наклона поверхности границы относительно одной из двух решеток. Энергия границы является функцией всех этих переменных, однако наиболее важной является относительная ориентация решеток. На атомы в области границы зерен действуют силы, стремящиеся переместить их в положение, соответствующее ориентации одного из зерен. В общем случае это приводит к значительному искажению периодической структуры, поэтому часть или вся граница зерна представляет собой «плохой» материал.

Любой поликристаллический материал нужно рассматривать как статистическое распределение различных полиэдрических кристаллов (многогранников). Чтобы такие полиэдры полностью заполнили некоторое пространство, необходимо выполнение определенных чисто математических условий. Эти условия, а также условия локального равновесия связаны с минимумом поверхностной энергии, в результате вся структурная система должна стремиться к равновесному (метастабильному) состоянию. Такая топологическая теория была детально разработана Смитом С. [17, 23].

Рассмотрим вначале двухмерный случай. Имеется правильная система многоугольников, сопрягающихся между собой вдоль сторон и в вершинах. Предположим, что каждая разделяющая линия обладает определенной свободной энергией на единицу длины, и для простоты будем считать ее константой, независимой от других многоугольников. Стремление к минимизации общей свободной энергии при наличии заданного числа многоугольников сводится к такой их перестройке, при которой длина стороны (ребра) оказывается минимальной. При пересечении трех линий минимальная энергия может быть достигнута, если линии составляют между собой угол 120° . Четвертый узел должен быть нестабильным, так как небольшие перемещения способны расщепить его на два 120° -градусных тройных узла. Следовательно, расположение, соответствующее минимальной энергии, должно характеризоваться равноугольными тройными узлами, что для прямых линий оказывается возможным при заполнении трехмерного пространства правильными шестиугольниками.

При формировании двухмерной системы многоугольников, растущих из случайных центров, образуются полигоны с числом сторон как больше, так и меньше шести. Приближение к равновесию будет проходить через ряд стадий. Узлы, образованные пересечением четырех и более сторон, из-за крайней нестабильности будут распадаться на тройные узлы.

Все тройные узлы в свою очередь будут стремиться перестроиться в 120-градусные. Так как не все многогранники имеют шесть сторон, то данные перестройки вызовут искажение прямых линий в криволинейные. Криволинейные стороны по определению не являются метастабильными. Если возможен перенос материала через границу, линия будет медленно мигрировать по направлению к центру кривизны, уменьшая при этом ее площадь и, таким образом, общую энергию системы. Во взаимосвязанной двухмерной системе, где линии пересекаются под углом 120° , не все линии способны мигрировать к центру кривизны, однако в среднем будет происходить некоторое движение, в результате которого осуществляется рост одних полигонов за счет других. Такой процесс продолжается до тех пор, пока вся система не будет состоять из полигонов, разделенных прямыми границами, проходящими от одного края системы до другого, если случайно не будет получена стабильная гексагональная сетка. Поэтому любое реальное случайное распределение полигонов стремится перейти не в метастабильную гексагональную сетку, а в систему небольшого числа очень больших полигонов. Полигоны представляют собой сечение трехмерных полиэдрических зерен, поэтому при анализе объемных систем необходимо анализировать равновесие множества трехмерных многогранников.

Модельно процесс установления локального равновесия поверхностной энергии достигается за счет миграции атомов на небольшие расстояния, что можно представить следующим образом. Предположим, что плоские поверхности границ трех зерен заданной ориентации пересекаются по одной общей линии. Сечение, перпендикулярное этой линии, представлено на рис. 1.4. Предположим, что свободные энергии границ σ_{12} , σ_{23} и σ_{31} являются константами, которые определяются ориентацией решеток этих зерен. Конфигурация оказывается равновесной в том случае, когда обратимые смещения границы в первом приближении не приводят к изменению свободной энергии. Условие этого равновесия записывается в виде

$$\frac{\sigma_{23}}{\sin\theta_1} = \frac{\sigma_{31}}{\sin\theta_2} = \frac{\sigma_{12}}{\sin\theta_3}, \quad (1.1)$$

где θ_i – двугранные углы.

В случаях, когда поверхностные напряжения не имеют сдвиговых компонент, поверхностные свободные энергии численно равны силам, действующим на границах, и когда приведенные выше условия переходят в условие, описывающее обычный треугольник. Если поверхностная свободная энергия не зависит и от ориентации решеток, то свободные энергии равны между собой, а все двугранные углы составляют 120° .

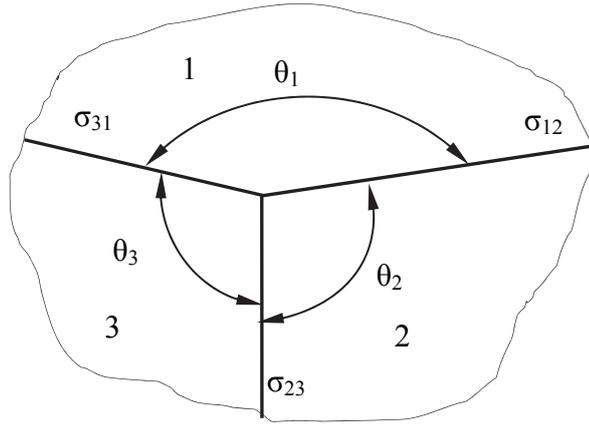


Рис. 1.4. Сечение тройного узла

Рассмотрим изменения, возникающие при смещении линии пересечения, проходящей через точку O^1 , в плоскости границы между зёрнами с ориентациями 2 и 3. Предполагается, что на двух других границах В и С возникают небольшие изломы, причем BO^1 и CO^1 намного больше OO^1 , но тем не менее являются бесконечно малыми. В первом приближении изменение поверхностной энергии на единицу длины, перпендикулярной плоскости рис. 1.5, имеет вид

$$\delta G = \left[\sigma_{23} - \sigma_{31} \cdot \cos(\pi - \theta_3) - \sigma_{12} \cdot \cos(\pi - \theta_2) \cdot OO^1 - BO^1 \left(\frac{\partial \sigma_{31}}{\partial \theta_3} \right) \cdot \delta \theta_3 - CO^1 \left(\frac{\partial \sigma_{12}}{\partial \theta_2} \right) \cdot \delta \theta_2 \right].$$

Так как $\delta \theta_3 = \langle BO^1 O - \theta_3 \rangle$; $\delta \theta_2 = \langle CO^1 O - \theta_2 \rangle$, то $O^1 B \cdot \delta \theta_3 = O^1 O \cdot \sin \theta_3$, $O^1 C \cdot \delta \theta_2 = O^1 O \cdot \sin \theta_2$ и, приравнявая $\delta G = 0$, получим:

$$\sigma_{23} + \sigma_{31} \cdot \cos \theta_3 + \sigma_{12} \cdot \cos \theta_2 - \sin \theta_3 \cdot \left(\frac{\partial \sigma_{31}}{\partial \theta_3} \right) - \sin \theta_2 \cdot \left(\frac{\partial \sigma_{12}}{\partial \theta_2} \right) = 0.$$

Полученные соотношения представляют собой условие Херринга для равновесия трех зёрен, имеющих общую линию. В системе уравнений (1.1) только два из трех оказываются независимыми. Если свободные энергии границ являются константами, то уравнения содержат только три неизвестных, и поэтому, определив экспериментально двугранные углы, можно оценить соотношение для трех энергий. В общем случае существует пять неизвестных соотношений энергий и их производных, поэтому из измерения двугранных углов нельзя получить параметры границ зёрен.

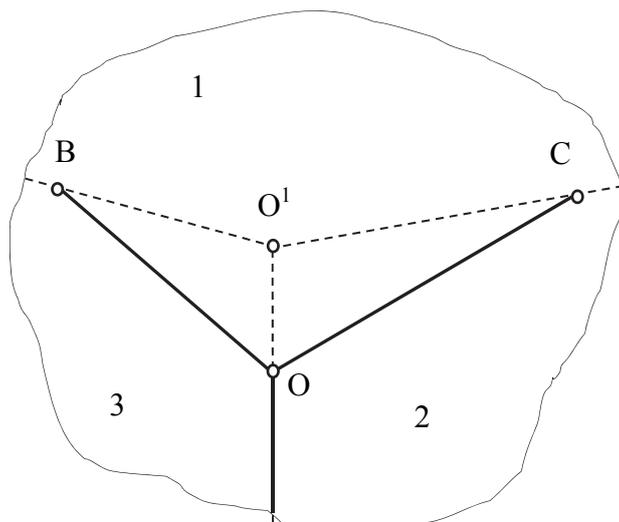


Рис. 1.5. К выводу уравнения равновесия для свободной энергии поверхности

1.5. Дислокационные модели границ зерен

Границы образуются при сопряжении двух кристаллитов, имеющих различную кристаллографическую ориентацию. Для образования граничной микроструктуры без нарушения сплошности материала межатомные связи, «сшивающие» один кристалл с другим, принимают положения, отличные от атомарной организации в глубине правильного кристалла. Возникают деформированные атомарные связи, которые нарушают идеальное строение в плоскости «сшивания» и прилегающих зонах. Градиенты смещений атомарных расстояний быстро убывают при удалении от плоскости «сшивания» и на достаточном расстоянии проявляются в виде упругой деформации решетки. Энергия границы складывается из двух слагаемых, одно из которых определяет энергию несовпадения кристаллографии сопрягаемых зерен, непосредственно локализованную у границы, а другое – упругую энергию, которая простирается практически на весь кристалл.

Строение границ можно представить как комбинацию следующих субструктур. Атомы, принадлежащие одновременно двум сопрягаемым кристаллитам, образуют участки «хорошего» сопряжения. Положения таких атомов характеризуются упорядоченностью и когерентностью по отношению к кристаллической структуре зерен. Атомы, замыкающие экстраплоскости, образуют деформированные связи и дислокации. А атомы, не принадлежащие ни к какому зерну, образуют аморфную фазу. Дислокации и точечные дефекты внутри зерен искажают форму границ, а угол разориентировки сопрягаемых кристаллитов влияет на соотношение ее структурных компонентов [2, 17, 20].

Развитие границы подчиняется общему принципу – минимизации общей энергии границы. С повышением степени разориентации кристаллических структур зерен энергия несовпадения возрастает, а атомная перестройка оказывает меньшее влияние на понижение энергии. Таким образом, границы зерен, разделяющие решетки с относительно большой разориентацией, обладают большей энергией, которая локализуется вблизи поверхности раздела. Границы, разделяющие кристаллиты с малой разориентацией, обладают значительно меньшей энергией, которая распределяется в относительно большем приграничном объеме. Иными словами, чем меньше разориентация решеток, тем больше расстояние, на котором происходит перестройка атомов, и тем шире граница.

При небольших углах разориентации граничную область нельзя представить как непрерывную область нарушения порядка расположения атомов. Такие границы характерны для субзеренных структур, для которых область нарушения порядка расположения атомов носит локально ограниченный характер. Центрами искажения границ являются дислокации, которые образуются в местах, где оканчиваются неполные атомные плоскости. Сама граница в этом случае представляет стенку, состоящую из дислокаций одного знака, а кристаллические структуры двух сопряженных зерен симметрично ориентированы по отношению к границе. Расстояние между дислокациями в стенке подчиняется соотношению [23]

$$D = \frac{b}{\theta},$$

где D – расстояние между дислокациями в стенке; b – вектор Бюргерса; θ – угол разориентировки зерен.

С повышением угла разориентировки расстояние между дислокациями в стенке уменьшается, и при определенном угле θ они располагаются настолько близко, что теряют свою индивидуальность. При нарушении симметрии в кристаллографической ориентации сопрягаемых кристаллитов граница усложняется, и в ней образуется две серии дислокаций с разными векторами Бюргерса, каждая из которых образует свою стенку.

Угол разориентировки зерен или субзерен определяет энергию малоугловой границы:

$$E_{гр} = E_0 \theta (A - \ln \theta),$$

где E_0 и A – константы (E_0 пропорциональна модулю сдвига и вектору Бюргерса).

Миграция границ может происходить только диффузионным путем, когда в зависимости от ориентации одни экстраплоскости достраиваются, а другие сокращаются, растворяясь с кромки.

На металлографических шлифах малоугловые границы проявляются в виде цепочек ямок травления, каждая из которых должна соответствовать дислокации в стенке дислокаций. Под электронным микроскопом на фольгах границы субзерен выявляются в виде сеток дислокаций.

Высокоугловая граница имеет более сложное строение. Установлено, что она состоит преимущественно из дислокационных стенок и прослойки из аморфной фазы. Толщина аморфной фазы увеличивается при повышении угла разориентировки смежных зерен. На металлографических шлифах границы зерен, имеющие аморфную фазу, проявляются в виде четких сплошных линий.

1.6. Диффузионные процессы при миграции границ зерен

Движение (миграция) границ зерен определяет размер зерна металлического поликристалла, скорость рекристаллизации, а также скорость высокотемпературной пластической деформации. Движущей силой миграции границ зерен, происходящих в результате одиночных переходов атомов через границу, является различие свободных энергий растущего и исчезающего зерна. Это различие может возникать по ряду причин, основные из которых – энергия наклепа, вызванная пластической деформацией материала; энергия неравновесных дефектов, неоднородно распределенных в материале; поверхностная энергия границ, стремящаяся сократить длину границ; энергия упругой деформации и т.п. [6, 19, 20]

Частоты переходов атомов из первого зерна во второе и обратно соответственно равны

$$v_1 = v \cdot \exp\left(-\frac{G^* - G_1}{kT}\right),$$

$$v_2 = v \cdot \exp\left(-\frac{G^* - G_2}{kT}\right),$$

где v – частота колебаний атомов; G^* – свободная энергия переходного состояния; G_1 и G_2 – свободные энергии зерен.

Результирующая частота перехода из второго зерна в первое равна разности вышеописанных частот:

$$v_{\Gamma} = v \cdot \exp\left(-\frac{G^* - G_2}{kT}\right) \cdot \left[1 - \exp\left(-\frac{\Delta G}{kT}\right)\right],$$

где $\Delta G = G_1 - G_2$.

При $G_2 \ll G^*$ и $\Delta G \ll kT$ получим для результирующей частоты

$$v_r = v \left(\frac{\Delta G}{kT} \right) \cdot \exp \left(- \frac{G^*}{kT} \right),$$

а для скоростей движения границ

$$v = vb \left(\frac{\Delta G}{kT} \right) \cdot \exp \left(\frac{S}{k} \right) \cdot \exp \left(- \frac{E}{kT} \right), \quad (1.2)$$

где b – атомарное перемещение границы при переходе одного атома (обычно $b = a$, где a – период решетки); S – энтропия активации; E – энергия активации процесса миграции границы.

Уравнение (1.2) устанавливает общую форму зависимости скорости миграции от температуры и движущей силы в предположении, что движение границы осуществляется механизмом одиночных переходов атомов в растущее зерно. Теоретические оценки показывают, что $S < k$, а E близка к энергии активации диффузии.

Процесс перехода группы атомов из одного зерна в другое можно уподобить процессу «плавления – кристаллизация». Согласно такому подходу, отхождение n атомов от своего зерна подобно их плавлению, а присоединение их к новому зерну – кристаллизации. Тогда энтропия и энергия активации движения границы связана с теплотой плавления соотношениями

$$S = \frac{n\lambda}{T_{пл}},$$

$$E = n\lambda,$$

где λ – теплота плавления; $T_{пл}$ – температура плавления.

С учетом изложенного выражение (1.2) примет вид:

$$v = vbn \left(\frac{\Delta G}{kT} \right) \cdot \exp \left(\frac{n\lambda}{kT_{пл}} \right) \cdot \exp \left(- \frac{n\lambda}{kT} \right).$$

При наличии в материале примесей атомы примесей могут взаимодействовать с границей, понижая ее поверхностное натяжение, адсорбируются на ней и замедляют ее миграцию. В случае равномерного движения границы движущая сила миграции определяется притяжением границы со стороны примесных атомов, при этом

$$\Delta G = \frac{f}{\delta_0}, \quad (1.3)$$

где f – сила взаимодействия между атомами примеси и границей; δ_0 – ширина границы.

Скорость движения адсорбированного атома (следовательно, и границы) согласно теории Эйнштейна определяется

$$v = \frac{Df}{kT}, \quad (1.4)$$

где $D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{E}{kT}\right)$ – коэффициент объемной диффузии атомов примеси.

Используя (1.3) и (1.4), получим:

$$v = \frac{\Delta G}{kT} \cdot \delta_0 \cdot \frac{D_0}{\Gamma} \cdot \exp\left(-\frac{E}{kT}\right),$$

где Γ – количество атомов примеси на единицу площади границы.

В приближении Больцмана адсорбция пропорциональна концентрации

$$\Gamma = \delta_0 c_0 \cdot \exp\left(\frac{q}{kT}\right),$$

где c_0 – объемная концентрация примесей; q – энергия взаимодействия атомов примеси с границей (теплота адсорбции), тогда:

$$v = \left(\frac{\Delta G}{kT}\right) \cdot \left(\frac{D_0}{c_0}\right) \cdot \exp\left(-\frac{E+q}{kT}\right).$$

Таким образом, скорость движения границы с адсорбированной примесью определяется диффузионной подвижностью атомов примеси в объеме растворителя и их адсорбцией на границе. При низких концентрациях примесей и высоких температурах граница может отрываться от примесных атомов и двигаться самостоятельно.

1.7. Миграция границ зерен совместно с частицами включений

В результате направленного движения в поле внешних сил некоторые включения с течением времени могут выходить на границы зерен. После соприкосновения включения с границей зерна между ними возникает сильное взаимодействие, вызванное силами межповерхностного натяжения. Попавшие на границу включения оказываются закрепленными, для их отрыва требуются большие усилия.

В системах с инертными по отношению к матрице частицами возможны два основных механизма взаимодействия [20]:

1) если движущая сила миграции границы меньше или равна силе сопротивления движению границы со стороны частицы, то торможение границы осуществляется за счет увлечения частиц границей;

2) если движущая сила миграции границы намного превышает силу сопротивления движению границы, то граница отрывается от частицы и движется, не меняя распределение частиц в матрице.

1.8. Теоретические основы изотермических превращений

При гомогенном превращении вероятность превращения какого-либо малого объема за данный промежуток времени одинакова во всех частях непревращающегося объема. Объем, превращающийся в короткий промежуток времени, будет пропорционален объему, оставшемуся непревращенным к началу рассматриваемого промежутка времени. В результате процесс протекает как реакция первого порядка [5, 13]. Обозначим полный объем системы через V , а объем, который превратится из α в β за любой промежуток времени, через V^β . Тогда

$$\frac{dV^\beta}{dt} = k(V - V^\beta),$$

или

$$\xi = \frac{V^\beta}{V} = 1 - \exp(-kt),$$

где k – константа скорости; ξ – доля превращенного объема.

Скорость превращения непрерывно уменьшается со временем (рис. 1.6). При превращениях зарождения и роста гомогенный процесс становится более сложным.

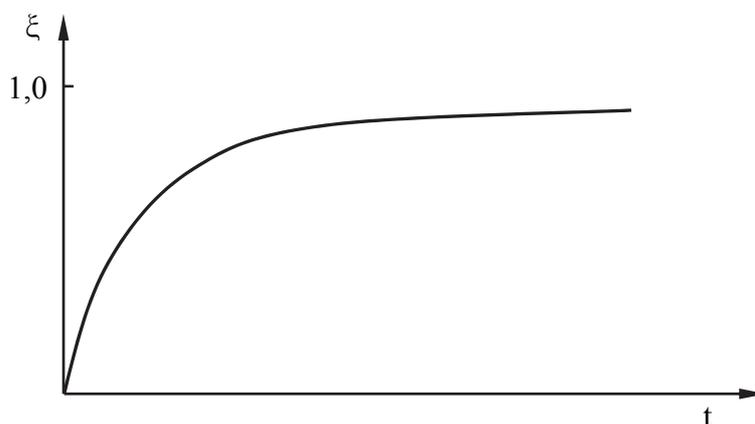


Рис. 1.6. Кинетика развития гомогенного процесса превращения

Превращенная β -область начинает возникать в момент $t = \tau$, который можно назвать инкубационным периодом. Затем β -область непрерывно увеличивается. Экспериментально установлено, что если продукт превра-

щения $\alpha \rightarrow \beta$ имеет тот же состав, то линейный размер превращенной области является линейной функцией времени. Схематически это показано на рис. 1.7.

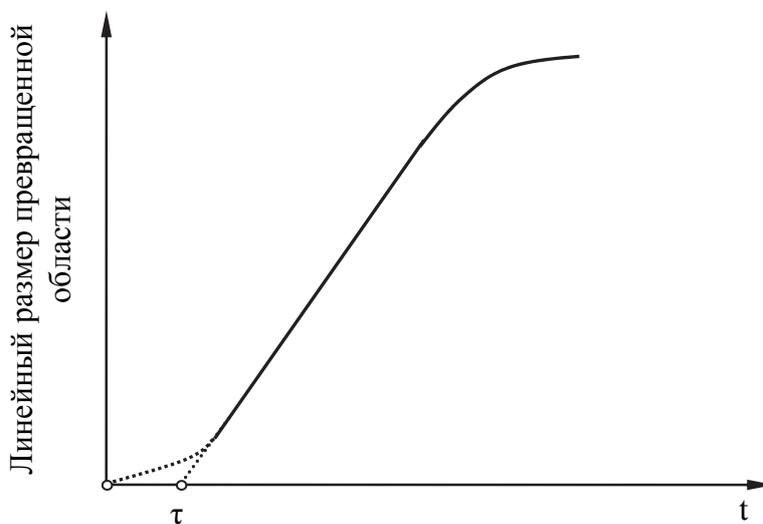


Рис. 1.7. Схематическая кривая роста размера области, в которой произошло превращение

Уменьшение скорости роста при больших t связано с соприкосновением превращающихся из разных зародышей областей, которые должны в конечном итоге слиться друг с другом. Пересечение кривой с осью времени, которое дает инкубационный период τ для зарождения рассматриваемой области, естественно, не может наблюдаться экспериментально, и оно находится экстраполяцией линейного участка кривой. Для большинства превращений такой метод отвечает действительной картине образования областей новой фазы, но в некоторых случаях более точной может быть иная экстраполяция, а именно в начало координат, как это показано на графике. В соответствии с такой кривой к началу превращения в системе уже присутствуют стабильные зародыши, но их скорость роста вначале является возрастающей функцией времени.

Для развития формальной или феноменологической теории кинетики превращений такое различие между указанными альтернативными физическими процессами, приводящими к образованию зародышей, несущественно. Примем, что зарождение первоначальных зародышей новой фазы в единице объема происходит с некоторой скоростью I_v , которая связана с обратной величиной средней продолжительности инкубационного периода. Предположим, что в момент времени $t = \tau$ непревращенный объем составляет V^a , а от момента $t = \tau$ до момента $t = \tau + \delta t$ зародилось несколько новых областей. Это число определяет скорость зарождения в момент времени τ и представляет

$$I_{v\tau} = I_v \cdot V^\alpha \cdot \delta\tau .$$

Объем области β -фазы сферической формы, возникающий в момент времени $t = \tau$, будет определяться:

$$v_\tau = \left(\frac{4\pi}{3} \right) r^3 (t - \tau)^3 ,$$

где r – скорость роста β -фазы.

Если в процессе превращения происходит изменение среднего состава матрицы, то размер превращенной области в любом направлении будет меняться пропорционально $(t - \tau)^{1/2}$ (параболический закон роста, зависящий от скорости диффузии). На начальных стадиях превращения, когда $V^\beta \ll V^\alpha$, зародыши находятся далеко друг от друга, и взаимодействие между соседними областями пренебрежимо мало. В этих условиях превращенный объем, образующийся за счет роста областей, зародившихся в интервале времени от $t = \tau$ до $t = \tau + \delta\tau$, будет определяться:

$$dV^\beta = v_\tau I_v V^\alpha d\tau .$$

Так как V^α , по существу, близка к V , то полный объем β -фазы сферической формы равен

$$V^\beta = \left(\frac{4\pi V}{3} \right) \int_{\tau=0}^t I_v r^3 (t - \tau)^3 d\tau . \quad (1.5)$$

При постоянном значении I_v после интегрирования (1.5) приходим к выражению

$$\xi = \frac{V^\beta}{V} = \frac{\pi}{3} \cdot I_v r^3 t^4 .$$

При более точном рассмотрении необходимо учитывать взаимную интерференцию областей, растущих из разных зародышей. Когда такие области сталкиваются между собой возможно три варианта развития процесса:

1) области могут объединяться и образовывать единую область, как это часто случается с жидкими каплями при конденсации;

2) области могут оставаться разделенными и продолжать расти вплоть до поздних стадий превращения, но такое возможно при исходной жидкой или газообразной фазах;

3) две сталкивающиеся области образуют общую границу, на которой рост прекращается, но в остальных направлениях процесс роста продолжается нормально.

Третий случай может проявляться как в газообразном и жидкофазном, так и твердофазном полиморфном превращении.

1.9. Влияние границ зерен на процесс деформации и вид кривой «напряжение – деформация»

Границы зерен оказывают активное влияние на характер пластической деформации поликристаллического материала. При приложении к поликристаллу растягивающих напряжений вначале пластическая деформация происходит в наиболее благоприятно ориентированных зернах, т.е. в кристаллах с наибольшими приведенными касательными напряжениями по одной из систем скольжения. В остальных зернах деформация не выходит за пределы упругой. В результате возникает неравномерность распределения деформаций, когда одни зерна деформированы только упруго, а в других – наблюдаются высокие локальные пластические деформации. При достижении некоторого уровня напряжений, который называется микроскопический предел упругости σ_m , пластическая деформация охватывает все зерна.

Границы зерен препятствуют развитию легкого скольжения, повышают микроскопический предел упругости поликристалла по сравнению с критическими напряжениями монокристалла, при этом увеличивается и коэффициент деформационного упрочнения. При напряжениях, меньших микроскопического предела упругости, наблюдаются локальные пластические деформации с постепенным вовлечением отдельных зерен в процесс пластической деформации. В результате в диапазоне $\sigma < \sigma_m$ происходит отклонение от линейного закона Гука, и кривая «напряжение – деформация» может быть описана параболической зависимостью, при этом протяженность этого участка зависит от размеров зерна:

$$\varepsilon_m = Ad^3(\sigma_0 - \sigma)^2,$$

где A и σ_0 – константы материала; d – средний размер зерна; σ – действующее напряжение.

На рис. 1.8 представлен участок кривой деформации монокристалла в области, не превышающей микроскопический предел упругости.

При деформациях выше микроскопического предела упругости контакт по границам зерен сохраняется, при этом соседние кристаллиты деформируются при совместном взаимодействии таким образом, что сохраняются условия микроскопической и макроскопической сплошности. Условие микроскопической сплошности заключается в том, что под действием внешних сил дислокация не может выйти из кристаллита путем образования сдвиговой ступеньки, так как этому мешает соседнее зерно. Дислокации могут лишь приближаться к границам зерна. Таким образом, дислокации от активных источников В зерна I приходят к границе зерна II (рис. 1.9), благоприятно ориентированного для скольжения, и задержива-

ются у границы, создавая внутри зерна I и в соседних зернах напряжения, противодействующие приложенному напряжению, и, таким образом, эффективно упрочняют металл [26, 28].

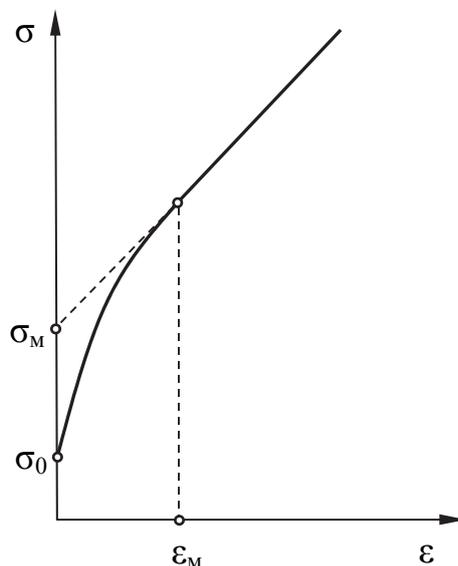


Рис. 1.8. Зависимость микродеформации на участке $0 \leq \varepsilon \leq \varepsilon_m$ от микроскопического предела упругости поликристалла

По мере того, как приложенное напряжение растет и все больше дислокаций достигает границы Р, созданные ими локальные напряжения возрастают и становятся достаточными для приведения в действие источника А дислокаций в соседнем зерне. Первыми начинают действовать источники, дислокации от которых выходят к границе зерна примерно в то же время, что и группа дислокаций кристалла I.

Таким образом, дислокации не могут непосредственно перейти из одного зерна в другое, поэтому распространение скольжения от одного зерна к другому осуществляется путем возбуждения источников дислокаций в соседнем зерне (II) под действием концентрации напряжений у вершины полосы скольжения в зерне (I). В этом случае наиболее эффективно нейтрализуются напряжения от скопления дислокаций в зерне I. При достижении такого напряжения сдвиг пересекает границу, поле напряжений около скопившихся ранее дислокаций ослабевает, создаются условия для дальнейшей пластической деформации.

Для схемы движения дислокаций границы зерен являются своеобразными барьерами, поэтому в данном случае говорят о барьерном воздействии границ зерен или барьерном упрочнении.

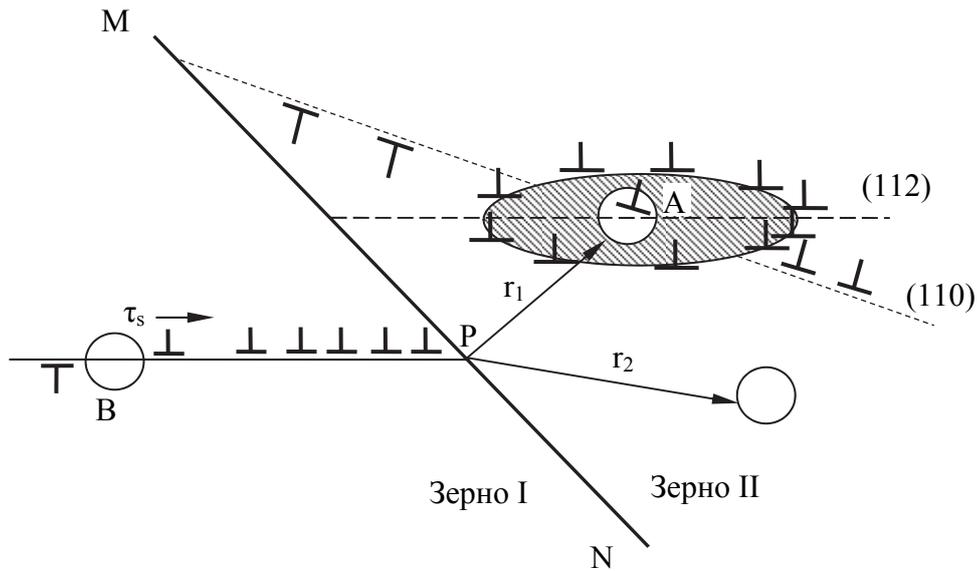


Рис. 1.9. Схема инициирования скольжения в соседнем зерне поликристалла в некоторой точке А, удаленной от вершины плоского нагромождения дислокаций Р на расстоянии r_1

В однофазных ОЦК и ГЦК поликристаллах скольжение в смежном кристалле происходит относительно легко, так как из-за большого числа систем скольжения в соседних кристаллитах всегда найдется благоприятная ориентировка для скольжения. Барьерное упрочнение в таких металлах не будет эффективным вплоть до высоких напряжений. В указанном случае различие в упрочнении и пластичности моно- и поликристаллов будет не столь резким.

Барьерное упрочнение важно для металлов с гексагональной решеткой, деформируемых при комнатной температуре. В этом случае есть только одна плоскость легкого скольжения, и лишь немногие зерна ориентированы благоприятно по отношению к приложенному напряжению. Поэтому гексагональные монокристаллы, ориентированные для базисного скольжения, медленно наклепываются вплоть до значительных деформаций, а поликристаллические образцы упрочняются гораздо быстрее.

В металле, содержащем твердую, фактически недеформируемую фазу, сдвиг никогда не может пересечь границ, и барьерное упрочнение приводит к существенному увеличению напряжений.

Напряжение, необходимое для сдвига дислокации, находящейся в группе заторможенных границей зерна дислокаций, определится

$$\tau = \frac{G}{6\pi^2} \left(\frac{\beta}{s} \right)^4,$$

где G – модуль сдвига; β – постоянная величина, близкая к межатомному расстоянию; s – удаление дислокации от границы.

Второе условие непрерывности, а именно макроскопической сплошности, заключается в том, что после деформации соседние кристаллиты должны соприкасаться без нарушения сплошности границы. По условию Мизеса [28], для того, чтобы отдельные зерна поликристалла на границе взаимно соответствовали друг другу по форме, в кристаллите должно действовать до пяти систем скольжения. Наблюдающееся в поликристаллах множественное скольжение приводит к существенному упрочнению. Вклад мультискольжения или эффекта усложнения благодаря множественному скольжению в упрочнении ОЦК и ГЦК поликристаллов намного больше вклада барьерного упрочнения. Экспериментально установлено, что поликристаллы той же чистоты, что и монокристаллы, упрочняются примерно в пять раз интенсивнее, чем монокристаллы, ориентированные для легкого скольжения, и вдвое выше, чем ориентированные для множественного скольжения.

1.10. Рекристаллизация

Зеренная структура материала в значительной степени зависит от процесса рекристаллизации. Механизм формирования центров рекристаллизации можно свести к следующим закономерностям. Центры рекристаллизации образуются всегда в местах максимальных искажений кристаллической решетки, созданных деформацией, где возникают локальные области, значительно разориентированные относительно окружения. Такие области создаются в решетке избытком дислокаций одного знака. Следовательно, обязательным условием формирования центров рекристаллизации является создание при деформации вокруг определенных локальных областей такого избытка дислокаций и соответственно изгиба решетки. Наиболее благоприятными местами для развития центров кристаллизации являются, прежде всего, тройные стыки границ зерен, границы вообще, реже переходные полосы и двойники и области матрицы, примыкающие к частицам других фаз [17].

Минимальный размер зародыша рекристаллизации, формирующегося в деформационном материале, равен порядку микрометра или десятым долям микрометра.

Малые количества растворенных примесей и нерастворенных частиц дисперсных фаз всегда без исключения резко тормозят формирование центров рекристаллизации. Центры рекристаллизации имеют ту же ориентировку, что и локальные области деформированной матрицы, в которой они образовались.

Кинетика первичной рекристаллизации отличается от кинетики возврата. Первичная рекристаллизация начинается после определенного инкубационного периода. Далее скорость ее возрастает, проходит через максимум и затухает, т.е. описывается кривой сигмаидального типа [24].

При росте зародыша первичной рекристаллизации граница движется в сторону большей плотности дефектов и оставляет за собой относительно совершенный материал. Направление движения границы зародыша до начала взаимных столкновений не связано с положением центра кривизны границы. С началом взаимных столкновений начинает проявляться роль зернограничного натяжения и стремления системы к уравниванию этого натяжения в тройных стыках. На стадии же собирательной и вторичной рекристаллизации роль неуравновешенности зернограничного натяжения в тройных стыках становится особенно большой.

В общем случае влияние поверхностного натяжения на равновесную форму частиц проявляется в том, что сумма произведений удельной поверхностной энергии на соответствующую площадь поверхностей стремится к минимальному значению. Метастабильно-равновесными зернами в однофазных материалах с практически изотропной зернограничной поверхностной энергией и с прямыми границами могут быть только зерна с числом сторон в сечении, равном шести. У зерен с числом сторон меньше шести, чтобы образовать в тройном стыке угол 120^0 , границы должны быть выпуклыми, а у зерен с числом сторон больше шести – вогнутыми. Положение атомов на вогнутой стороне границ более стабильно, чем на выпуклой, поэтому частота атомных перескоков на вогнутую сторону будет больше, чем в обратном направлении. В результате границы между зернами одной фазы, стремясь к уменьшению своей энергии, на стадии собирательной рекристаллизации обычно мигрируют к центру своей кривизны, поэтому зерна с числом сторон больше шести должны расти за счет миграции из границ в направлении вне зерна, а зерна с числом сторон меньше шести должны исчезнуть за счет миграции границ внутрь кристаллита. Из этих закономерностей следует также, что стыки больше трех границ нестабильны и, случайно возникнув, однажды могут расщепиться на тройные стыки.

В случае анизотропных материалов, а также двухфазных сплавов, в которых кристаллиты обеих фаз близки по размерам, равновесные углы в тройных стыках должны отличаться от 120^0 .

Скорость рекристаллизации и движущая сила этого процесса на любой ее стадии определяется величиной выигрыша свободной энергии ΔF .

1.11. К обоснованию количественных характеристик динамики структурных превращений

Если процесс полиморфных превращений протекает с постоянной во времени скоростью роста, а форма растущей области остается постоянной, то скорость роста можно представить через главные скорости в направлении трех ортогональных координат (по аналогии с тензором напряжений или деформаций).

Тогда объем растущей области можно представить

$$v_{\tau} = \eta r_1 r_2 r_3 (t - \tau),$$

где η – фактор формы; r_1, r_2, r_3 – главные скорости роста; t – время; τ – время начала процесса.

Объемная доля растущей области может быть определена:

$$\xi = 1 - \exp \left[- \eta r_1 r_2 r_3 \int_0^t I(t - \tau)^3 d\tau \right],$$

где I – скорость образования зародышей (скорость зарождения).

В частном случае, когда скорость зарождения постоянна, имеем

$$\xi = 1 - \exp \left[- \eta r_1 r_2 r_3 \frac{I t^4}{4} \right].$$

Рост зародыша происходит за счет миграции границ и перехода атомов из одной кристаллографической системы в другую, при этом сама граница представляется как некоторый барьер, определяющий энергию активации. Миграция границ происходит на фоне динамики дислокационных процессов, включающих генерацию новых дислокаций, аннигиляцию дислокаций разных знаков, скольжение и их выход на внутренние поверхности раздела. Эти процессы сопровождаются высвобождением упругой энергии напряженного состояния, локализуемой вокруг линейных дефектов, и в конечном итоге формируют акустический импульс.

Современные методы акустической эмиссии в совокупности с компьютерными технологиями позволяют идентифицировать источник акустического сигнала и предоставляют количественные показатели динамики структурных процессов.

Выводы

Проведенный анализ литературы показывает, что микроструктура материала отражает все кинетические процессы кристаллизации, полиморфных и структурных превращений при производстве самого материала, в процессе обработки изделия и его эксплуатации. При моделировании структуры материала и описании кинетики структурных изменений используют количественные показатели. Многие из этих показателей представляются чисто теоретическими, раскрывающими важные физические и математические стороны процесса, но когда дело доходит до реальных структур, приходится переходить на качественный уровень.

Развитие информационных технологий затронуло металлографический анализ. На сегодняшний день можно утверждать, что металлография

стала компьютерной, и это открывает новые возможности количественной оценки и описания структур и кинетики структурных превращений. Современные программные продукты обработки изображений позволяют генерировать множество количественных характеристик, отражающих структурное состояние материала, из которых можно создавать комплексные количественные показатели.

Акустическая эмиссия в материаловедении предоставляет новые количественные показатели динамики структурных изменений, и на сегодняшний день этому методу нет альтернативы.

2. ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ КОЛИЧЕСТВЕННЫХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ИНТЕРФЕЙСА СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА

В арсенале современного материаловедения имеется множество методов и их приборного обеспечения для исследования состава, структуры и свойств материала, позволяющих получать различные количественные и качественные показатели. Однако изображение строения материала на разных масштабных уровнях остается важным наглядным способом его изучения.

Под количественной металлографией понимают метод исследования, основанный на анализе совокупности показателей, характеризующих состояние структуры материала и определенных по его изображению. Количественная металлография базируется на понятии интерфейс структурного состояния, при этом само изображение структуры представляется как геометрическое множество, каждый член которого является отражением определенного структурного компонента. Совокупность геометрических объектов, наиболее полно отражающих структурную организацию материала, называют интерфейсом структурного состояния. На интерфейсе структурного состояния отражаются все процессы, связанные с производством материала, технологией изготовления изделия из него и условиями эксплуатации. Наиболее активное влияние на формирование структуры оказывают деформационные процессы, поэтому обоснование новых количественных показателей интерфейса структурного состояния рассмотрим с точки зрения физической мезомеханики.

2.1. Основы физической мезомеханики

Пластическая деформация является доминирующим или сопутствующим фактором многих процессов, к которым можно отнести механическое разрушение материала, трение и изнашивание, обработку металлов давлением и механическую обработку. До недавнего времени теория пла-

стической деформации металлов базировалась на двух независимых друг от друга парадигмах: механики сплошных сред и теории дислокаций. Первый подход распространялся на макроуровень, а второй – на микроуровень. В рамках обоих подходов было объяснены многие механизмы и закономерности деформации, качественно описано поведение деформируемого твердого тела в различных условиях нагружения. Однако многочисленные попытки объединить эти два подхода и количественно описать кривую пластического течения не принесли ожидаемых результатов.

Дислокационный подход достаточно убедительно объяснял процессы, происходящие на уровне кристаллита, но не раскрывал условия предразрушения и разрушения, которые проявлялись на масштабных уровнях значительно большего порядка, чем размер зерна. Многие стороны процесса самоорганизации, в том числе развитие диссипативных структур, остались необъяснимыми, а основная форма организации диссипативных структур связывалась только с динамикой упорядоченных дислокационных ансамблей, характеризующихся определенной плотностью потока дефектов кристаллического строения. На кинетической зависимости этого процесса выделяли только одну точку бифуркации, соответствующую началу разрушения.

Развитие парадигмы физической мезомеханики, рассматривающей динамическое поведение материала при деформации, устраняет многие противоречия, необъяснимые с позиций теории дислокации, и гармонично вписывается в термодинамику неравновесных процессов [2, 17]. Физическая мезомеханика базируется на положении о множественности носителей деформации, функционирующих на разных структурных масштабных уровнях, взаимодействия которых между собой формируются в зависимости от плотности мощности энергетического воздействия в упорядоченные, самоорганизующиеся и самоподобные структуры с высокой диссипативной активностью. Рассмотрим основные положения физической мезомеханики [2].

Пластическая деформация происходит при воздействии на материал механической энергии определенной плотности энергетического потока и вызывает развитие различных дефектов кристаллического строения, которые традиционно считаются носителями пластической деформации. Источниками образования таких дефектов (двойники, дислокации и дисклинации) являются концентраторы напряжений микромасштабного уровня, а область их функционирования ограничивается размерами кристаллита. По мере роста плотности дефектов кристаллического строения повышается диссипативная активность микроструктуры за счет появления новых диссипативных каналов, связанных с потоком дефектов. Динамика развития и последовательность вовлечения в деформационный процесс дефектов кристаллического строения с повышением плотности потока механической

энергии на микромасштабном уровне осуществляется по следующей схеме: двойники – дислокации – дисклинации. Вовлечение в деформационный процесс очередного носителя деформации сопровождается ростом диссипативной активности.

Наименьшей диссипативной активностью обладают двойники, как с точки зрения аккумуляции упругой энергии, так и их подвижности. При снижении механического воздействия двойник переходит в разряд неустойчивых дефектов кристаллического строения, что может привести к его самоуничтожению при незначительном нагреве или приложении упругого напряжения обратного знака. Двойники являются причиной нелинейной упругости [22]. Двойники, пронизывая тело кристаллита, формируют рельеф границ зерен в виде прямолинейных изломов размером, соответствующим ширине двойника.

Смена носителя пластической деформации двойников на дислокации происходит в первой критической точке бифуркации, из которой возможны только два варианта развития деформационного процесса: упругое хрупкое разрушение или дальнейшая пластическая деформация, но на более высоком диссипативном уровне. По мере повышения пластической деформации дислокационная структура претерпевает изменение, приводящее к диссипативной активности материала в целом. Первоначально хаотично распределенные дислокации приходят в движение, часть из них выходит на границы зерен, образуя рельеф ступенчатого вида, другая – выстраивается в упорядоченные субграницы, формируя ячеистую или полигональную субструктуру. Диссипативная активность дислокационной структуры определяется высокой упругой энергией, сконцентрированной вокруг дислокации, и повышенной скоростью ее скольжения, которая в пределе может достигать скорости звука в металле.

При достижении некоторой критической плотности дислокаций происходит очередная смена носителя деформации на дисклинации. Этот переход представляет вторую точку бифуркации, из которой возможно тоже только два варианта развития деформационного процесса: хрупкое разрушение деформационно-упрочненного материала или его дальнейшая пластическая деформация на более высоком диссипативном уровне.

Дисклинации образуются и функционируют вблизи границ зерен и в отличие от дислокаций совершают поворотную кинетику. Они сильно меняют рельеф границ зерен, образуя локальные зоны в виде вихревых «хвостов». Диссипативная активность дисклинационных субструктур связана с более высокой энергией их образования по сравнению с дислокациями, но главным образом за счет повышенной поворотной (ротационной) кинематики.

Дисклинации замыкают группу носителей пластической деформации микромасштабного уровня, но каждый носитель пластической деформации проецируется на рельефе границ зерен индивидуальным образом. В связи с

этим самую границу зерен, с точки зрения физической мезомеханики, можно считать «интерфейсом», отражающим характер деформационного процесса и степень активности каждого носителя пластической деформации.

По мере дальнейшего повышения плотности потока механической энергии диссипативность дисклинаций становится недостаточной, и деформационный процесс приближается к очередной точке бифуркации. При этом снова возникают два варианта развития деформационного процесса: разрушение по пластичному механизму или смена носителя деформации, обладающего более высокими диссипативными характеристиками. Таким носителем пластической деформации становится зернограничное скольжение.

Зернограничное скольжение может реализовываться только при определенной плотности дисклинаций, когда они из приграничной области выходят на границы зерен. В результате происходит смещение одного зерна относительно другого и изменение их формы, что в свою очередь отражается на дислокационной и дисклинационной субструктурах зерен. Зернограничное скольжение является комплексным механизмом, в котором главную роль играют мелкие поворотнотрансляционные вихри в микролокальных межграничных зонах, выполняющих роль «валиков качения». На стадии зернограничного скольжения каждое зерно ведет себя автономно, а функцию «смазки» выполняет аморфная фаза, всегда присутствующая в виде нанослоя в структуре границ зерен. Диссипативная активность зернограничного скольжения определяется суммарной работой ротационных вихрей микромасштабного уровня и внутреннего трения в аморфной фазе. Начиная с зернограничного скольжения, пластическая деформация с микромасштабного уровня переходит на мезомасштабный, при этом можно считать, что диссипативная активность внутри кристаллита (зерна) достигает предельного уровня, и рост диссипативного процесса идет за счет развития мезодиссипативных каналов.

С дальнейшим повышением плотности потока механической энергии в процесс зернограничного скольжения включается все больше и больше кристаллитов, повороты которых первоначально носят хаотичный характер. Степень хаотичности возрастает, повышая диссипативную активность этого процесса. При определенной плотности потока механической энергии происходит формирование локальных мезоочагов, в которых начинает проявляться некоторая детерминированность хаотической ротации, и деформационный процесс подходит к очередной точке бифуркации. Из этой точки возможны два варианта развития процесса: разрушение материала за счет развития микротрещин и пор в зернограничной области или дальнейшая пластическая деформация. Последнее обеспечивается включением нового носителя пластической деформации – поворотнотрансляционных вихрей мезомасштабных уровней. Поворотнотрансляционный вихрь ме-

зомасштабного уровня представляет кластер, состоящий из множества зерен, объединенных по степени родства кристаллографических ориентаций или химическому потенциалу. Внутри кластера может происходить относительно свободный обмен энергиями, массовыми потоками и потоками дефектов кристаллического строения между отдельными кристаллитами, но основной диссипативный процесс локализуется по границам кластера. Наиболее наглядно кластерную природу материала можно наблюдать на гетерогенных материалах, когда границы поворотно-трансляционных вихрей проходят по границам фаз. Подобные структуры хорошо просматриваются с помощью металлографических микроскопов при относительно небольших увеличениях. Высокой степени детерминированности таких структур соответствуют вихревые образования, которые рассматривают как форму организации упорядоченной диссипативной структуры.

Физическая мезомеханика предполагает наличие множества упорядоченных диссипативных структур, возникающих при строго определенных условиях энергетического воздействия, каждое из которых характеризуется своими диссипативными свойствами. К ним относят локализованные полосы скольжения, полосы Людерса, поверхностные волны пластического сдвига, выявляемые только на поверхности, и другие.

Современный уровень представлений физической мезомеханики завершает группу носителей пластической деформации ротационно-трансляционным вихрем, который по своим диссипативным характеристикам и способности к образованию упорядоченных диссипативных структур не имеет видимых ограничений. Максимальный уровень пластической деформации материала, достигаемый современными средствами, пока не выявляет новых носителей пластической деформации, но не исключает их появление в каких-либо критических условиях.

На рис. 2.1 представлена обобщенная диаграмма развития пластической деформации материала с повышением плотности потока механической энергии, как процесса перехода от одной точки бифуркации к другой, и смены носителя пластической деформации. Направление основного тренда определяется полным балансом между плотностью потока механической энергии и плотностью диссипативного оттока.

Вблизи точек бифуркаций 1, 2, 3 и 4 возникает дисбаланс между притоком механической энергии и ее тепловым оттоком, а разница этих энергий расходуется на работу образования и возбуждения очередного носителя пластической деформации. С началом их функционирования происходит скачок диссипативной характеристики материала и восстановление баланса между притоком механической энергии и диссипативным оттоком. Если в последовательности смены носителя пластической деформации не происходит сбоев, то пластическая деформация будет протекать в режиме сверхпластичности.

Наличие в материале исходных дефектов кристаллического строения меняет ход развития деформационного процесса в первую очередь за счет того, что они представляют концентраторы напряжений микро- и мезомасштабного уровня и аккумуляторы упругой энергии. Они приводят к смещению точек бифуркаций, как в сторону возрастания, так и понижения диссипативных свойств материала. Деформационное упрочнение связывают с формированием субструктуры из устойчивых дислокаций, обладающих повышенными диссипативными свойствами. Наличие таких дефектов кристаллического строения смещает точку бифуркации в сторону повышения плотности потока механической энергии. Микропоры и микротрещины всегда понижают устойчивость материала и приводят к снижению диссипативности.

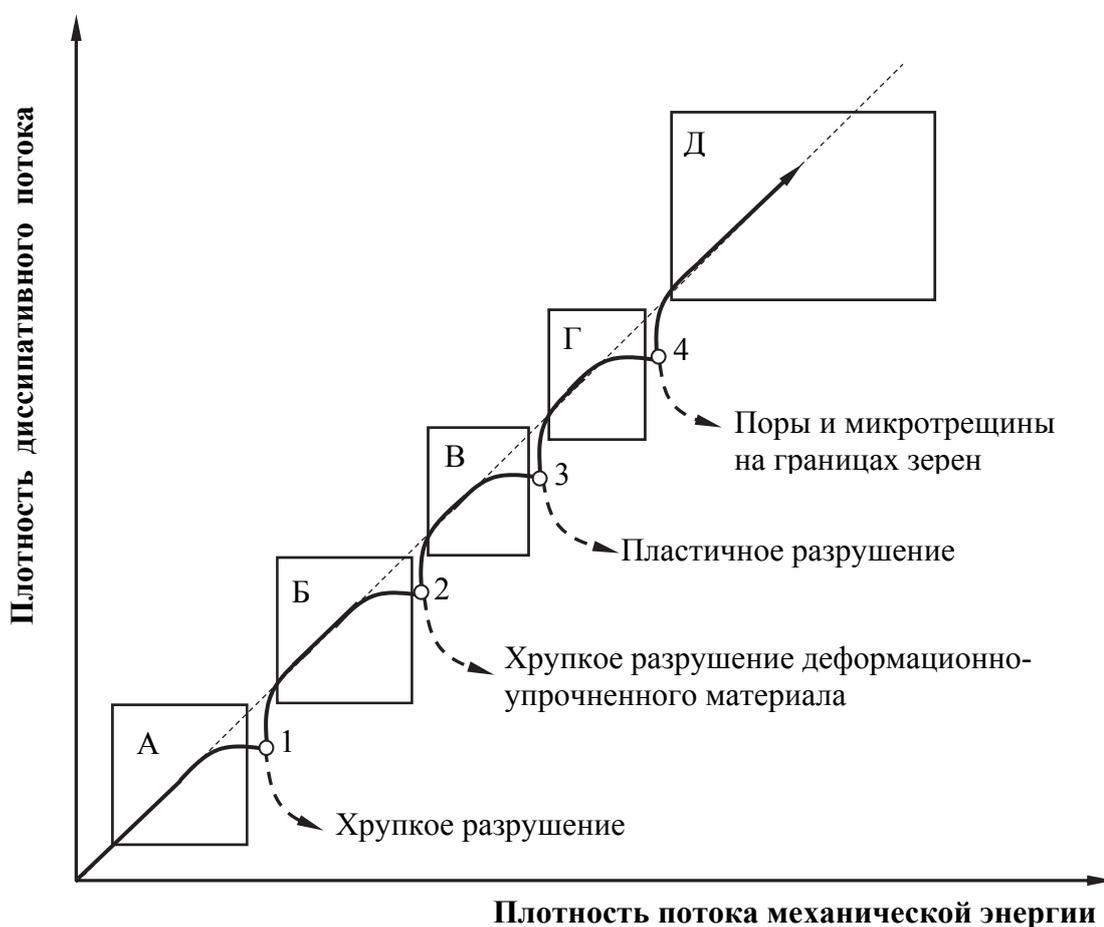


Рис. 2.1. Обобщенная диаграмма пластической деформации материала:
 1, 2, 3, 4 – точки смены носителя пластической деформации (точки бифуркаций); А – двойники, Б – дислокации, В – дисклинации, Г – зернограничное скольжение, Д – ротационно-трансляционные вихри

Для реализации условия свехпластичности необходимо строгое соответствие между скоростью деформирования и кинетическими параметрами развития носителей пластической деформации. Смену носителей пластической деформации можно рассматривать как фазовый переход второго рода, энергетика которого носит термоактивационную природу и характеризуется своей энергией активации. Кинетика термоактивационных процессов отличается инерционностью, поэтому при высокоскоростной деформации происходит нарушение последовательности смены носителей деформации и проявление разрушения уже в начальных точках бифуркации. Интенсивное тепловыделение, сопутствующее высокоскоростной деформации, может приводить к восстановлению металлических связей на поверхностях нарушения сплошности, формируя псевдограницы раздела. Такой процесс имеет место при пластической деформации обрабатываемого материала при обработке металлов резанием. В нелинейной теории необратимость пластической деформации связывается с производством энтропии. Состояние элементарного объема описывается локальной энтропией, которая определяется из уравнения Гиббса:

$$T \cdot dS = dE + P \cdot dV - \sum_{i=1}^n \mu_i \cdot dC_i, \quad (2.1)$$

где T – абсолютная температура; S – энтропия; E – внутренняя энергия; P – давление; V – объем; μ_i – химический потенциал i -го компонента; C_i – концентрация i -го компонента.

Нелинейность зависимости (2.1) связывается с третьим слагаемым. Величина химического потенциала μ_i складывается из многих факторов, большинство из которых носят сложный нелинейный характер.

2.2. Внутренние границы раздела как носители информации деформационного процесса

Деформационные процессы, происходящие в гетерогенном материале, отражаются на внутренних границах раздела. Анализируя геометрические характеристики внутренних границ, можно получить полную информацию о предыстории развития микро- и мезоструктуры и типе носителей пластической деформации. Учитывая высокую информационность границ раздела, физическая мезомеханика отводит им особую роль – одного из главных составляющих интерфейса структурного состояния материала.

Малые возмущения деформационного процесса создают детерминированный поток носителей пластической деформации микромасштабного уровня, распространение которых происходит от источника к границе зерна по направлениям скольжения. При выходе на границу каждый носитель пластической деформации приводит к искажению граничной поверхности

кристаллита, и это искажение носит индивидуальный характер для каждого носителя деформации. Особенность этих процессов можно наглядно проследить при деформации монокристаллов. В случае монокристаллического материала роль границы играет внешняя поверхность, в развитии кривизны которой проявляются следующие закономерности. При выходе двойников к поверхности образуются прямолинейные плоские участки размером, равным ширине двойника. При выходе на поверхность дислокаций образуется ступенька, размеры которой определяются суммой векторов Бюргерса вышедших дислокаций (супердислокации). Дисклинации формируют отростковые завихрения.

Учитывая, что граница разделяет два зерна с разной кристаллографической ориентацией, для обеспечения условия сплошности материала искажение граничной поверхности одного кристаллита вызывает развитие зоны напряженного состояния в сопряженном зерне, которое вынуждено подстраиваться под образующееся искажение границы. Возникающая область упругих напряжений тормозит поток дефектов кристаллического строения, при этом локальная зона искажения границы становится концентратором напряжений и аккумулятором упругой энергии [5, 21]. Если кристаллографическая разориентация не высока, то в смежном зерне образуется наведенный источник дислокаций. Испускаемые из этого источника дислокации выходят в область напряженного состояния границы и выравнивают ее со стороны своего кристаллита. В итоге образуется локальный участок зеренной границы «ступенчатой» формы и относительно узкая зона аморфной фазы.

При высокой кристаллографической разориентации, дислокации из наведенного источника в смежном зерне выходят за зону напряженного состояния. В этом случае в отдалении друг от друга со стороны каждого кристаллита образуются ступеньки меньшего размера, чем сумма векторов Бюргерса вышедших дислокаций, и относительно широкая полоса аморфной фазы.

Однородная зеренная микроструктура соответствует равенству химических потенциалов в отдельных кристаллитах. При выполнении этого условия, согласно закону Херинга, границы трех зерен стыкуются в одной вершине под углом, близким 120° [17]. Следовательно, степень однородности микроструктуры также отражается на кривизне границ зерен, в частности, на величинах стыковочных углов.

В зависимости от активности потока дефектов кристаллического строения и его структуры формируется различная локальная кривизна границ зерен, при этом в качестве количественной меры степени развитости можно использовать фрактальную размерность границ.

Свободная энергия микроструктурного состояния определяется:

$$\Delta E = S_{\text{ПК}}\gamma - V_{\text{К}}\mu, \quad (2.2)$$

где $S_{\text{ПК}}$ и $V_{\text{К}}$ – площадь поверхности кристаллита и его объем; γ и μ – удельная поверхностная энергия и химический потенциал.

В предельном случае имеет место соотношение:

$$\frac{S_{\text{ПК}}}{V_{\text{К}}} = \frac{\mu}{\gamma}.$$

Анализ структурной организации осуществляется по микрофотографиям, которые являются плоскостными срезами объемного зеренного и фазового строения материала, поэтому отношение площади к объему можно с высокой степенью приближения отобразить отношением периметра (P) к площади сечения (F) структурного формирования:

$$q = \frac{P}{F} \propto \frac{\mu}{\gamma}.$$

Полученное отношение назовем плотностью границ раздела.

Устойчивость границы раздела фаз и зерен необходимо оценивать с учетом локальной кривизны и стремления микроструктурного состояния к минимуму свободной энергии. С учетом фрактальной зависимости площади поверхности кристаллита и стремления микроструктуры к состоянию наибольшей устойчивости выражение (2.2) примет вид:

$$\Delta E = Ad^D\gamma - Bd^3\mu \rightarrow \min,$$

где d – средний размер кристаллита; D – фрактальная размерность границы зерна; A и B – постоянные, зависящие от формы кристаллита.

Максимальная устойчивость микроструктуры соответствует нулевому приращению свободной энергии, тогда:

$$d^{D-3} \propto \frac{\mu}{\gamma}.$$

Это означает, что с повышением плотности дефектов кристаллического строения степень развитости границ зерен возрастает. Фрактальная размерность границ зерен принимает значения $1 < D < 2$.

Границы зерен являются замкнутым двумерным дефектом кристаллического строения и отличаются развитой кривизной, поэтому плоскоповерхностные участки границ являются скорее исключением и носят узколокальный характер. С повышением плотности потока механической

энергии может происходить скольжение зерен относительно друг друга. Такое движение приводит к активизации образования зернограничных дислокаций и аморфной фазы, суммарная толщина которых возрастает в тех зонах, где больше угол кристаллографической разориентации между смежными кристаллитами и больше величина зернограничного смещения. Следовательно, по толщине межзеренной границы можно определять плотность зернограничного смещения. Ширину аморфной фазы и зон с повышенной плотностью зернограничных дислокаций, входящих в состав межзеренной границы можно идентифицировать традиционным металлографическим травлением, так как выявление границ происходит преимущественно за счет вытравливания структур с повышенной величиной химического потенциала.

Для сохранения гомеостаза скорость развития аморфной фазы должна быть строго согласована со скоростью зернограничного смещения. При появлении рассогласования этих процессов происходит или нарушение сплошности материала, или образование дисклинации. Образующиеся микропоры и микротрещины являются началом и источником процесса разрушения, а появление дисклинации – очередным этапом смены носителя пластической деформации и эволюционным переходом в новое диссипативное состояние материала. Таким образом, зона рассогласования представляет концентратор напряжения мезомасштабного уровня, где реализуется бифуркационный процесс. В этой же области происходит перерождение дисклинации в поворотнотрансляционный вихрь путем захвата в ротационный процесс соседних зон.

Носители пластической деформации мезомасштабного уровня влияют на структуру и развитость границ зерен, но в большей степени их роль проявляется на геометрии границ раздела мезомасштабных образований или кластеров. Под кластером понимают объединение нескольких кристаллитов, связанных между собой развитыми межзеренными границами, которые могут образовываться только при максимальной плотности дислокаций. Высокая локальная кривизна границ сопряженных кристаллитов обеспечивает их взаимную неподвижность.

Каждый кластер охвачен границей раздела и отличается повышенной ротационной (поворотной) подвижностью, которая обеспечивается округлой формой мезообразования, их размерной комбинацией и высокой плотностью дисклинаций в структуре границ раздела. Условие сплошности материала достигается за счет аморфной фазы, заполняющей пространство между границами раздела кластеров. Поворотным смещениям смежных кластеров относительно друг друга противодействует внутреннее трение в аморфной фазе. Работа внутреннего трения, выделяемая в виде тепла, является диссипативным источником мезомасштабного уровня, а плотность диссипативного потока может быть определена:

$$q_{ди} = r_i \cdot \phi_i \cdot S_T,$$

где r_i – средний радиус кластера; ϕ_i – угловая скорость поворота кластера; S_T – предел текучести аморфной фазы.

Распределение средних радиусов кластеров подчиняется закону Ричардсона и может характеризоваться своим фрактальным размером. Тогда количество кластеров, функционирующих в виде поворотнотрансляционных вихрей, можно определить [36]:

$$N \propto \frac{1}{r_{cp}^{D_R}}, \quad (2.3)$$

где r_{cp} – средний радиус кластера; D_R – фрактальный размер распределения радиусов кластеров по закону Ричардсона.

Тогда плотность диссипативного оттока определится:

$$q_{ди} \propto \frac{1}{r_{cp}^{D_R}} r_{cp} \cdot \phi_{cp} \cdot S_T = \frac{1}{r_{cp}^{D_R-1}} \cdot \phi_{cp} \cdot S_T.$$

Описанные процессы находят свое отражение на геометрических характеристиках границ раздела, являющихся частью интерфейса состояния материала.

Любая технологическая обработка материала в конечном итоге сводится к температурному и деформационному воздействию, приводящему к динамике микро-, мезо- и макроструктуры, при этом каждая технологическая операция приводит к формированию индивидуального структурного интерфейса. Границы раздела между объектами мезоструктур, образованные при технологической обработке материала и изготовлении изделия, по своей физической природе представляют область скопления концентраторов напряжений микро- и мезомасштабных уровней, которые формируют диссипативные источники. Это означает, что уже на стадии формирования мезомасштабных структур необходимо стремиться к максимальной развитости границ раздела. Наибольшее развитие границы раздела приобретают при их образовании в критических условиях, соответствующих максимальным градиентным соотношениям. Так, при максимальных градиентах температур формируются структуры дендритного типа, при максимальных градиентах напряжений – текстурированные структуры, а при максимальных градиентах концентраций – неравновесные структуры. Все перечисленные структуры отличаются высокой степенью развитости границ раздела и повышенной диссипативной активностью.

2.3. Фрактальный подход к описанию зеренной структуры металлов и сплавов

Свободная энергия каждой поверхности изолированного кристалла, находящегося вокруг своей жидкой фазы, зависит от ориентации поверхности относительно кристаллической решетки. При термодинамическом равновесии кристалл примет такую форму, которая соответствует минимальной свободной поверхностной энергии. В случае роста кристаллов из множества центров граница между кристаллитами принимает такую конфигурацию, которая так же соответствует минимальной свободной поверхностной энергии каждого зерна и кристаллической системы в целом.

Процесс формирования кристаллитов из расплава можно описать с термодинамических позиций [11, 27]. Свободная энергия системы (ΔE) определяется (2.2). Для случая развития кристаллитов сферической формы первое слагаемое, отображающее рост поверхности, увеличивается пропорционально квадрату радиуса, а второе (объемное) – кубу, т.е. если выражение (2.4) выразить через радиус растущего зародыша, то получим:

$$\Delta E = 4\pi r^2 n\gamma - \frac{4}{3}\pi n r^3 \Delta F, \quad (2.4)$$

где r – радиус частицы новой фазы; n – число частиц.

Увеличение размера зарождающегося кристалла вначале приводит к росту свободной энергии, так как объем V мал, а поверхность S относительно велика. При некотором критическом увеличении размера зародыша начнется снижение свободной энергии системы. Максимальное значение свободной энергии системы можно определить из соотношения:

$$\frac{\partial \Delta E}{\partial r} = 0,$$

что соответствует:

$$r_{кр} = \frac{2\gamma}{\Delta F}.$$

Характер изменения свободной энергии в зависимости от размера зародыша представлен на рис. 2.2. С ростом радиуса зерна устойчивость структурной системы повышается. Под устойчивостью в этом случае понимают способность структуры сохранять свое состояние при нагреве или другом энергетическом воздействии. Этот факт экспериментально подтверждается тем, что с повышением размера зерен возрастает их коррозионная и химическая устойчивость и сопротивляемость к усталостному и хрупкому разрушению, т.е. сопротивляемость к любым механизмам разрушения, носящим термоактивационную природу.

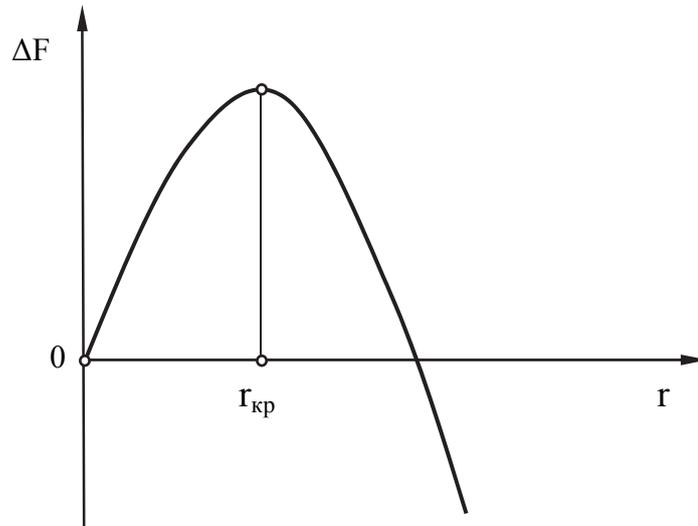


Рис. 2.2. Изменение свободной энергии в зависимости от размера зародыша

Одной из форм проявления свободной энергии является энергия Гиббса, представляющая собой нетепловую часть упругой внутренней энергии. С уменьшением размера зерна повышается свободная энергия, которая приводит к увеличению микротвердости, но понижению коррозионной, химической и термической стойкости. Мелкозеренные микроструктуры подвержены процессам нормализации, приводящим к стабилизации структуры. На основании изложенного можно сделать следующее обобщение: структурные изменения, приводящие к повышению твердости и прочности, снижают устойчивость материала.

Рост отдельно взятых кристаллитов по сферическому сценарию будет происходить до первого их контакта с соседними зародышами. Дальнейшее развитие формы зерен будет определяться характером распределения центров кристаллизации, количеством жидкой фазы, скоростью роста кристаллита и кривизной поверхностей межзеренных границ, вступающих в контакт. На границе между зернами возникают высокие давления, определяемые кривизной фронта кристаллизации. Участок границы кристаллита большей кривизны отличается повышенной твердостью и способен оказывать более высокое давление на соседнее зерно. В результате граница между зернами приобретает сложную конфигурацию, но принцип минимальности свободной энергии продолжает контролировать и управлять этим процессом.

Форма растущего зерна зависит от типа кристаллической решетки и ее способности растворять инородные элементы. Каждый тип кристаллической решетки, за исключением кубической, характеризуется определенной осью, в направлении которой скорость роста кристалла принимает

наибольшее значение. Наибольшая скорость роста кристалла происходит в направлении, перпендикулярном кристаллографической плоскости с максимальной атомарной упаковкой. Рост кристалла из центра кристаллизации при наличии в большом количестве жидкой фазы может происходить в любом направлении, если отсутствуют какие-либо внешние ориентирующие воздействия. Такие структуры можно зафиксировать быстрым охлаждением жидкокристаллического состояния металлов и сплавов.

Для примера на рис. 2.3 приведена микроструктура титанового сплава ВТ-20, образующаяся в переходной зоне между ванной расплава и твердофазным состоянием исходной заготовки, зафиксированная в результате быстрого охлаждения. Из рис. 2.3 видно, что вытянутость кристаллитов носит произвольный характер с некоторым проявлением ближнего порядка и преобладанием ориентации по определенным направлениям. Преобладание вытянутых кристаллитов указывает на высокую скорость их роста в этом направлении.



Рис. 2.3. Микроструктура титанового сплава ВТ-20, образованная при высокой скорости охлаждения расплавленного металла (X1000)

При уменьшении жидкой фазы происходит ориентировка зерен таким образом, что между ними формируется ближний порядок, распространяющийся на относительно большой объем. Зерна, имеющие общий ближний порядок, объединяются в блоки или кластеры с относительно четкими границами объединения. На рис. 2.4 приведена микроструктура титанового сплава ВТ-22 с выраженными границами объединенных кластеров. Мик-

роструктура была получена при скорости охлаждения расплава после небольшой выдержки двухфазного состояния, позволившего сформироваться небольшому количеству центров кристаллизации; после чего скорость охлаждения была увеличена. Вытянутость зерен указывает на сохранение прежнего направления наиболее активного роста кристаллов.

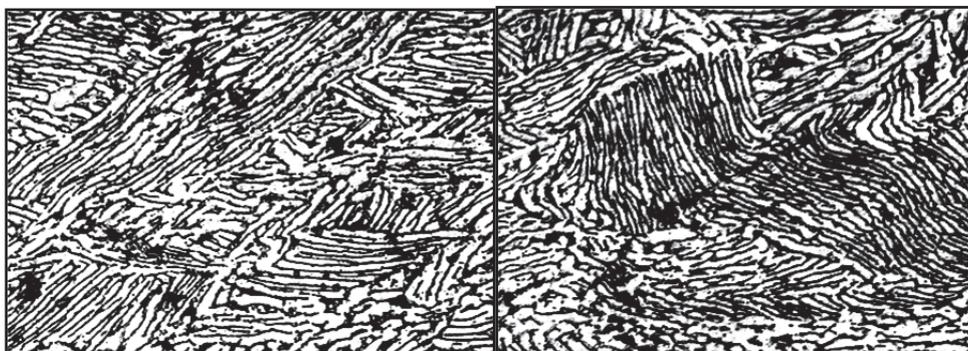


Рис. 2.4. Микроструктура титанового сплава ВТ-22, образованная при средней скорости охлаждения жидкого металла (x400)

На рис. 2.5 представлена гипотетическая зависимость объемной плотности границ зерен от среднего диаметрального размера зерна и фрактального размера границ. Видно, что с повышением среднего диаметрального размера зерна и с уменьшением фрактального размера границ объемная плотность границ снижается, а структурная устойчивость образующегося поликристаллического материала повышается.

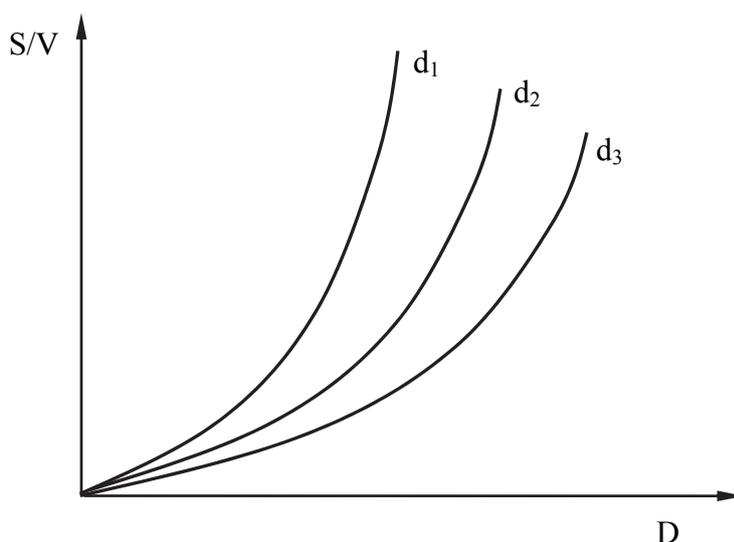


Рис. 2.5. Гипотетическая зависимость объемной плотности границ зерен ($d_1 < d_2 < d_3$)

При структурных превращениях в твердом состоянии образование и развитие зерен новой фазы сопровождается изменением удельного объема, приводящим к появлению в микролокальных зонах высоких упругих напряжений. В этом случае кристаллическая система аккомодирует указанные объемные изменения, а упругая энергия, связанная с такой аккомодацией, является важным фактором, влияющим на ход структурных превращений.

Процесс перекристаллизации протекает по алгоритму, аналогичному процессу кристаллизации из жидкого расплава. Принципиальной особенностью этого процесса является то, что центры новых полиморфных кристаллов располагаются на границах зерен первичных кристаллов. Рост вторичных кристаллов происходит путем поглощения первичных, поэтому границы зерен новых структур отличаются более высокой степенью развитости и более мелким зерном [32, 34].

Форма образующихся границ зерен в значительной степени зависит от степени когерентности частиц новой фазы по отношению к кристаллической решетке матрицы. Степень когерентности зависит не только от кристаллографического различия исходной и новой фазы, но и от скорости протекания процесса и размера зародыша. При малом диаметральном размере зародыша новой фазы их можно считать когерентными исходной матрице, так как абсолютная величина кристаллографического несоответствия зависит от площади поверхности зерна и накапливается по мере их роста. Рост энергии деформации с увеличением размера зародыша происходит до тех пор, пока частице новой фазы не станет энергетически более выгодным оторваться от матрицы. Отрыв обычно происходит на самых ранних стадиях процесса роста при условии, что температура достаточно высока, чтобы гарантировать достижение равновесия. В мартенситных реакциях и фазовых превращениях бездиффузионного типа такой отрыв не происходит, так как в этом случае механизм непрерывного роста зависит от сохранения когерентности.

С повышением размера зародыша новой фазы упругая энергия возрастает, при этом стремление к сохранению когерентности приводит к разрыву экстраатомарных плоскостей и образованию дефектов кристаллического строения разных видов. Следовательно, границы зерен, являясь двухмерным дефектом, сами содержат разного типа нольмерные и одномерные дефекты. По мере роста размера кристаллита границы зародыша, образованного в начальной стадии, оказываются внутри сформированного зерна, сохраняя в себе многие дефекты кристаллического строения. Наличие дефектов кристаллического строения изменяет поверхностную энергию границы зерна и химический потенциал кристаллического состояния.

Тогда уравнение примет вид:

$$\Delta E = S(\gamma + \gamma_\rho) - V(\mu + \mu_\rho),$$

где μ_ρ , γ_ρ – приращение химического потенциала и поверхностной энергии за счет повышения плотности дефектов кристаллического строения.

А выражение (2.3) преобразится:

$$\frac{1}{d^{3-D}} < \frac{\mu + \mu_\rho}{\gamma + \gamma_\rho}.$$

Дефекты кристаллического строения понижают поверхностную энергию, а химический потенциал изменяется по более сложной зависимости. Максимальную величину химического потенциала имеет идеальная бездефектная кристаллическая решетка. С повышением плотности дефектов химический потенциал вначале резко падает, а затем начинает монотонно возрастать, достигая насыщения при определенной концентрации дефектов (рис. 2.6) [17].

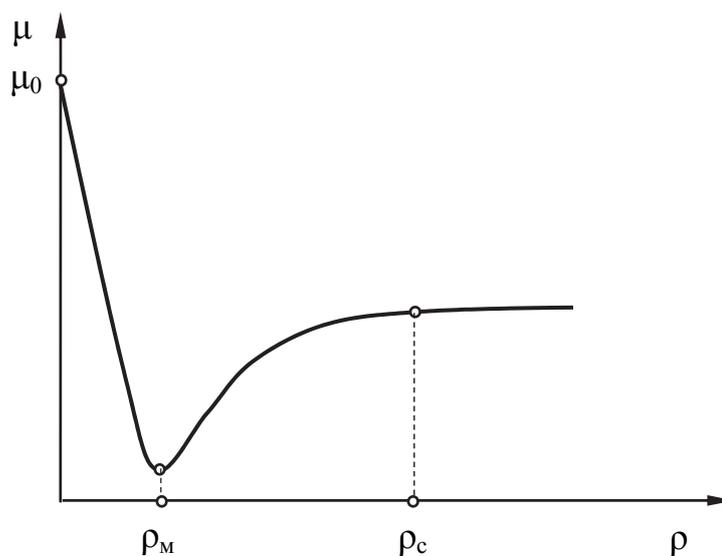


Рис. 2.6. Влияние плотности дефектов кристаллического строения на химический потенциал кристаллической структуры

На основании изложенного можно заключить, что на размер, форму зерна и степень развитости границ, соответствующих устойчивому структурному состоянию, активное влияние оказывает плотность дефектов кристаллического строения. В общем случае наблюдается закономерность, что с повышением плотности дефектов кристаллического строения развитость границ устойчивого состояния повышается, а это соответствует увеличению фрактального размера границ зерен и уменьшению самого размера зерна.

При наложении на процесс роста зародышей новой фазы неоднородных тепловых и силовых полей развиваются градиентные микроструктуры дендритного типа, ориентированные вдоль градиентов температур или направлений теплового или силового потоков. Градиентные микроструктуры характеризуются относительно высокой фрактальной размерностью границ зерен.

В процессе технологической обработки материалов, связанных с тепловым воздействием, развитие границ может происходить при частично оплавленных зернах (в этом случае жидкая фаза располагается вокруг оплавленного зерна). При малых размерах зерна, который не может играть серьезную роль теплового стока, развитие границы происходит как при кристаллизации из жидкого расплава, а сами зерна становятся центрами кристаллизации. При наличии крупных зерен их можно рассматривать как тепловой сток, при этом на отдельных участках его границ могут развиваться дендритные отростки с осями первого, второго и более высоких родов. В результате формируется зерно с высокой степенью развитости границ, которая может быть оценена по фрактальной размерности и суммарному периметру границ зерен. На рис. 2.7 приведена такая микроструктура, сформированная в зоне сварного шва при электронно-лучевой сварке титанового сплава ВТ-20 на границе между ванной расплава и твердофазным состоянием материала.

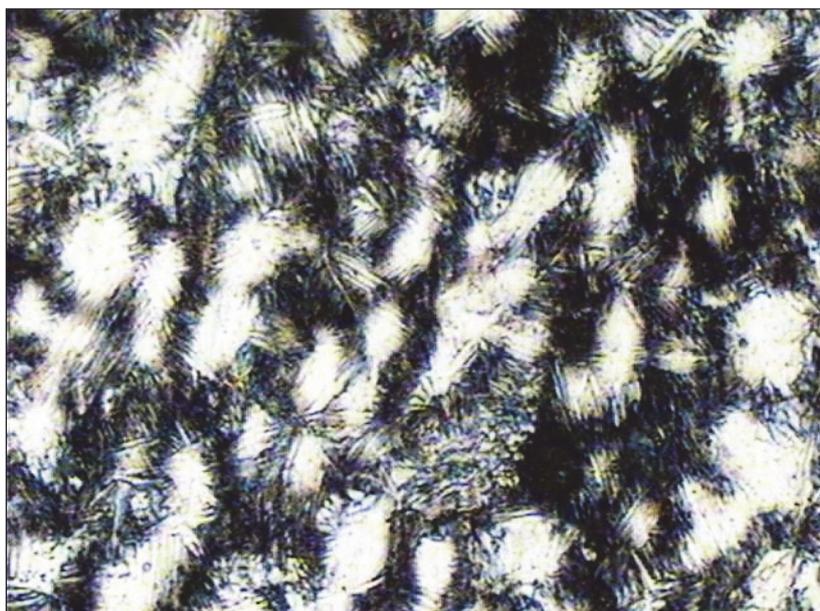


Рис. 2.7. Микроструктура титанового сплава ВТ-20 в зоне сварного шва при электронно-лучевой сварке (x1000)

На микрофотографии четко просматриваются дендриты первого порядка, ориентированные по нормали к границе зерен, которые были окружены расплавленной фазой.

2.4. Роль дисперсных частиц в структурной организации материала

Эффективным способом упрочнения материалов является введение частиц второй фазы, которые создают препятствия для подвижных дефектов кристаллического строения. В результате увеличивается напряжение течения и активационная энергия пластической деформации. Частицы второй фазы повышают устойчивость межзеренных границ, активно влияют на процесс их миграции, рекристаллизацию и другие структурные процессы. Наиболее изученными являются процессы выделения дисперсных частиц при старении закаленных алюминиевых сплавов [4, 19, 23].

Функциональные свойства дисперсных частиц второй фазы зависят от их размера, структуры, химического состава и способа их внедрения в матрицу и структурной организации между собой. В зависимости от размера дисперсной частицы проявляется их блокирующая функция, или они становятся очагами образования микротрещин и пор. Размер упрочняющей частицы не должен превышать 0,01...0,05 мкм, среднее расстояние между упрочняющими частицами должно составлять 0,1...0,5 мкм при их равномерном распределении в матрице. Повышение предела текучести при наличии дисперсных частиц можно определить по уравнению Орвана-Эшби:

$$\Delta\sigma_T = \frac{Gb\Phi}{2\pi L} \ln\left(\frac{L}{2b}\right),$$

где G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; Φ – ориентационный фактор, учитывающий роль дислокаций разных типов; L – расстояние между центрами дисперсных частиц.

Роль дисперсных частиц на скорость установившейся ползучести при низких напряжениях описывается выражением:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\pi\sigma D_c b^2}{2d^2 kT},$$

где σ – приложенное напряжение; D_c – коэффициент самодиффузии; d – диаметр частицы.

При высоких напряжениях, когда остаточные петли дислокаций вызывают деформационное упрочнение и продолжение дислокации возможно только путем переползания и аннигиляции дислокаций, скорость ползучести вычисляется:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\pi\sigma^4 \lambda^2 D_c}{dG^3 kT},$$

где λ – расстояние между частицами в направлении скольжения.

При выделении дисперсных частиц из легированной матрицы вначале формируется частица, когерентная кристаллографической структуре матрицы, затем по мере ее роста когерентность нарушается. Рост частиц происходит за счет согласованного диффузионного переноса атомов в матрице или по поверхности раздела. Движение дисперсных частиц наблюдается при силовом и тепловом воздействии на материал, и в этом процессе главную роль играет диффузия.

Дисперсные частицы на оптических металлографических изображениях проявляются в виде точечных микроструктурных объектов. Для идентификации стадии развития дисперсных частиц второй фазы применяют специальные технологии травления, где время травления и концентрация реактива подбираются такими, чтобы выявляемые границы не успели проявиться и вызвать искажения.

Интерфейс структурного состояния дисперсных частиц может быть представлен следующими количественными соотношениями: количеством дисперсных частиц на единичной площади поверхности шлифа, распределением частиц по диаметральному размеру, средним диаметральным размером и средним расстоянием между частицами. Степень упорядоченности расположения частиц оценивается фрактальной размерностью, где в качестве меры принимается плотность частиц или их диаметральный размер.

Выводы

К основным составляющим интерфейса структурного состояния поликристаллического материала можно отнести границы раздела между зернами и фазами, форму самих зерен, ориентацию зерен, объединенных в единый кластер. Развитость границ раздела количественно характеризуется их общей суммарной длиной, отнесенной к единичной площади поверхности, и фрактальной размерностью границ. Форму отдельных кристаллитов можно количественно оценить отношением площади поверхности границы к ее объему. Учитывая, что металлографический шлиф представляет плоскостной срез объемной структурной организации, то за характеристику формы зерна можно принять отношение его периметра к площади.

Степень упорядоченности структуры можно количественно оценить глобальной фрактальной размерностью, где в качестве меры можно принять средний диаметр кристаллита или его площадь.

При наличии в структуре точечных микроструктурных объектов количественные показатели интерфейса структурного состояния дополняются плотностью точечных объектов и фрактальной размерностью их организации.

3. КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТРУКТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА

3.1. Новые количественные характеристики

С появлением и развитием вычислительной техники и соответствующего программного обеспечения металлография становится компьютерной. На сегодняшний день существует ряд специальных программ по обработке изображений. Наиболее распространенной является серия программ типа Image.Pro, которыми оснащаются современные металлографические микроскопы или приобретаются отдельно.

Для повышения точности определения количественных показателей микроструктуры необходима предварительная подготовка цифровой фотографии, которая включает следующие операции:

- настройка контрастности и яркости;
- при наличии неоднородного фона его удаление;
- снятие контрастной маски;
- выделение границ;
- калибровка, т.е. приведение кратности увеличения и шкалы измерения.

Рассмотрим некоторые количественные показатели микроструктуры поликристаллического материала.

Плотность границы отдельного зерна (q_i) – отношение периметра к площади отдельного зерна; используется как мера для построения закона распределения при анализе зеренной организации и структурной неоднородности:

$$q_i = \frac{P_i}{F_i}, \quad (3.1)$$

где P_i – периметр отдельного зерна; F_i – площадь отдельного зерна.

Средняя плотность границ зерен (q_{cp}) – отношение среднего периметра к средней площади, рассчитанных по совокупности всех зерен, зафиксированных на одной фотографии; или отношение суммы периметров к сумме площадей всех зерен, зафиксированных на одной фотографии; является характеристикой структурной организации поликристаллического материала:

$$q_{cp} = \frac{P_{cp}}{F_{cp}} = \frac{\sum P_i}{\sum F_u}$$

где P_{cp} – средний периметр по всем зернам; F_{cp} – средняя площадь по всем зернам, зафиксированным на одной фотографии.

Удельный периметр границ зерен ($q_{уд}$) – сумма периметров всех зерен на единичной площади поверхности шлифа; характеризует структурную организацию поликристаллического материала:

$$q_{уд} = \frac{\sum P_i}{F_\phi},$$

где F_ϕ – площадь поверхности металлографического шлифа, зафиксированная на одной фотографии.

Параметр организации структуры (Q_C) – произведение плотности границы и фрактальной размерности границы, просуммированные по всем зернам, зафиксированным на одной фотографии; является комплексным показателем структурной организации поликристаллического материала:

$$Q_C = \sum_{i=N} \left(\frac{P_i \cdot D_i}{2F_i} \right), \quad (3.2)$$

где N – количество зерен на одной фотографии; D_i – фрактальная размерность границы отдельного зерна.

Параметр организации структуры зависит от кратности увеличения, при которой производится фиксация изображения, так как количество микроструктурных объектов на снимке получается разным.

Удельный параметр организации структуры (q_c) – величина параметра организации структуры на единичной площади поверхности металлографического шлифа; используется как мера для построения закона распределения, оценки степени неоднородности и определения фрактальной размерности:

$$q_c = \frac{Q_C}{F_\phi}$$

Коэффициент развитости границы отдельного зерна (k_o) – отношение периметра к длине окружности, площадь которого равна площади зерна; используется как мера для построения закона распределения:

$$k_o = \frac{P_i}{2\sqrt{\pi F_i}}$$

Плотность зерен (g) – количество зерен на единичной площади поверхности металлографического шлифа; является показателем структурной организации материала:

$$g = \frac{N}{F_\phi}$$

где N – количество зерен, зафиксированных на одной фотографии.

Весовой коэффициент каждого зерна (f_i) – отношение площади отдельного зерна к суммарной площади всех зерен; используется как мера для построения закона распределения:

$$f_i = \frac{F_i}{\sum_{i=N} F_i}$$

3.2. Методы определения фрактальной размерности в материаловедении

Фрактальной размерности в анализе структурной организации материала отводится особая роль. Фрактальная размерность позволяет количественно оценить ряд структурных свойств, которые раньше не поддавались численной оценке. К таким свойствам можно отнести степень упорядоченности структуры, степень самоорганизации структуры, масштабную инвариантность, степень развитости границ раздела и т.п. Фрактальные размерности можно генерировать разными способами в зависимости от используемой меры, принимаемой для количественного описания структуры или ее отдельных компонентов. Фрактальные размерности, отражающие структурную организацию материала в целом, относят к категории фундаментальных, остальные – к локальным или простым.

Известны различные методы определения фрактальной размерности зеренной структуры. Классический метод заключается в обработке изображения структуры, снятой при различной кратности увеличения. В качестве меры можно принять суммарную длину периметра границ зерен, количество микроструктурных объектов, отношение периметра к площади и т.п.

На рис. 3.1 изображены фотографии одной и той же структуры, снятые при 100, 200, 400 и 1000-кратном увеличении. Процедура подготовки изображения для расчета фрактальной размерности состоит из следующих операций: корректировки резкости и яркости, снятия контрастной маски и калибровки.

С помощью программы обработки изображений (на пример Image.Pro.Plus.5.1) по всем четырем снимкам определяется суммарная длина границ темных и светлых объектов. Фрактальная размерность рассчитывается по коэффициенту наклона линейной аппроксимации зависимости периметра от площади, построенной в логарифмических координатах. На рис. 3.2 представлена эта зависимость, объединяющая темные и светлые объекты, которые гармонично укладываются в единую прямую. Фрактальная размерность равна удвоенному значению коэффициента линейной аппроксимации ($D = 1,1936$).

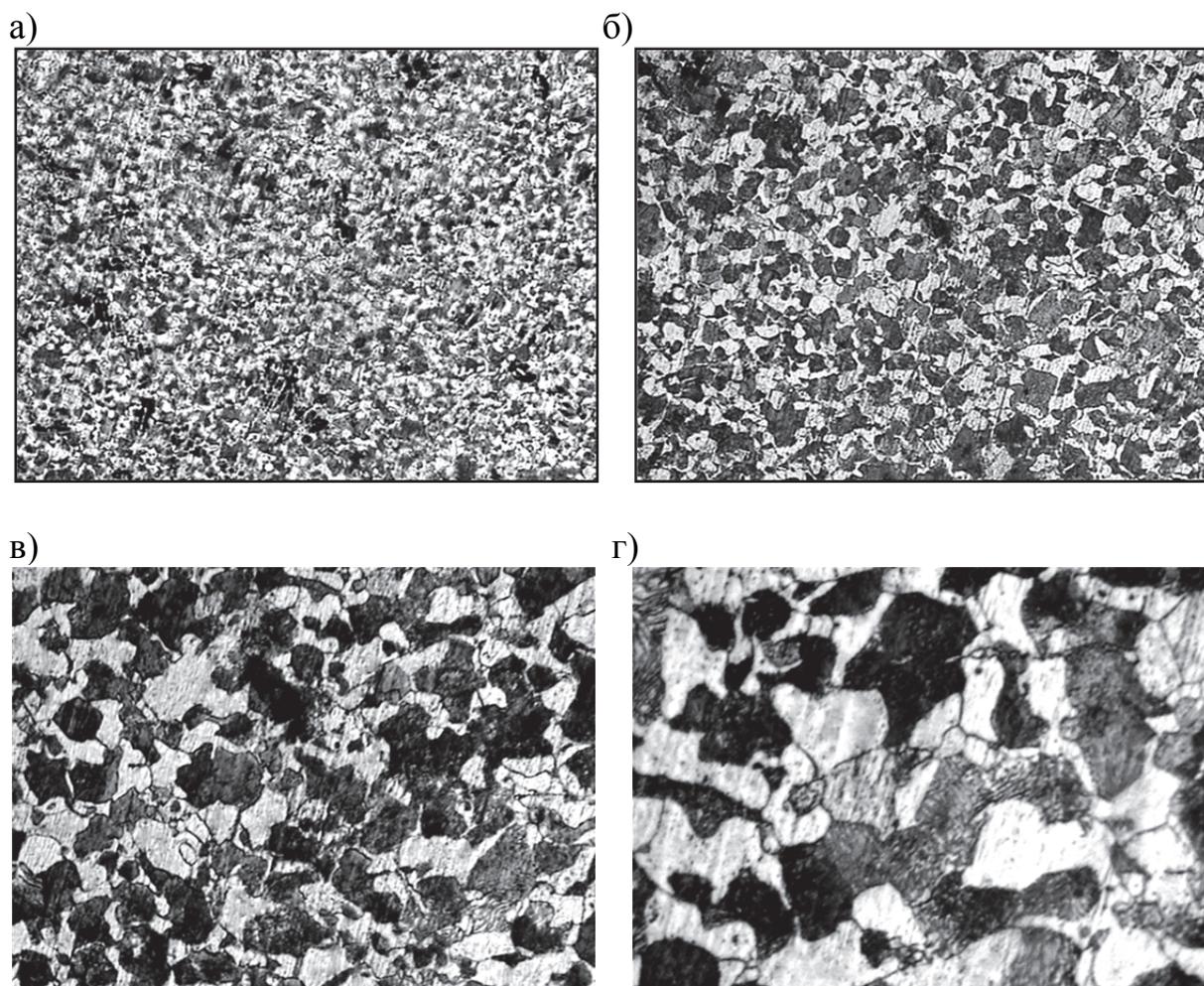


Рис. 3.1. Микроструктура стали 45 при различной кратности увеличения:
а – $\times 100$; б – $\times 200$; в – $\times 400$; г – $\times 1000$

Если в качестве меры использовать плотность границ зерен (q) как отношение периметра (P) к площади (S) каждого кристаллита, то фрактальную размерность можно определить по зависимости q от обратной кратности увеличения. График такой зависимости представлен на рис. 3.3, величина фрактальной размерности для темных и светлых объектов составила соответственно 0,7559 и 1,1319. Фрактальная размерность в этом случае предстает как количественный параметр, характеризующий структурную организацию материала. Большая фрактальная размерность указывает на более упорядоченную структурную организацию.

Рассмотренные классические методы расчета фрактальной размерности основаны на анализе одной и той же структуры, представленной в разных масштабах, что является не всегда возможным и относительно трудоемким процессом.

Рассмотрим другие методы определения фрактальной размерности.

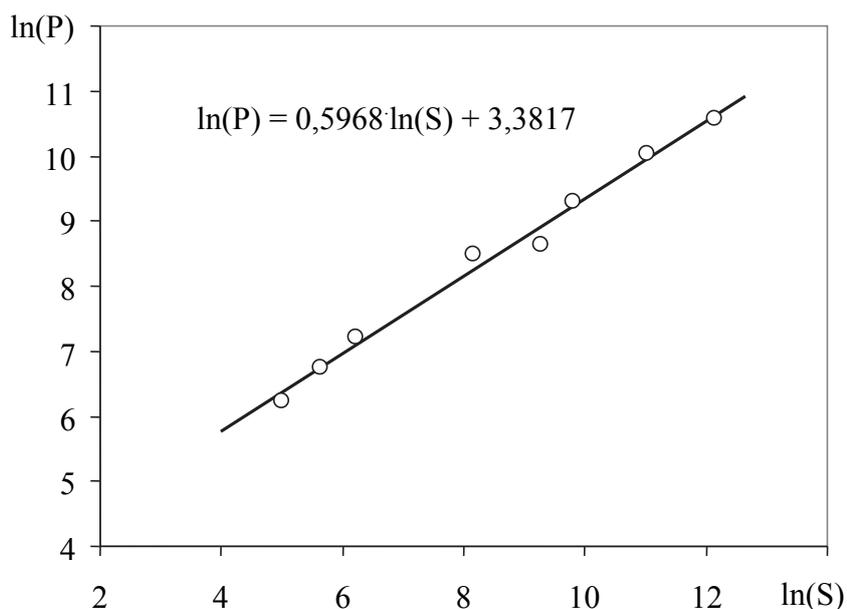


Рис. 3.2. Зависимость периметра от площади зерен (на основании обработки фотографий, приведенных на рис. 3.1)

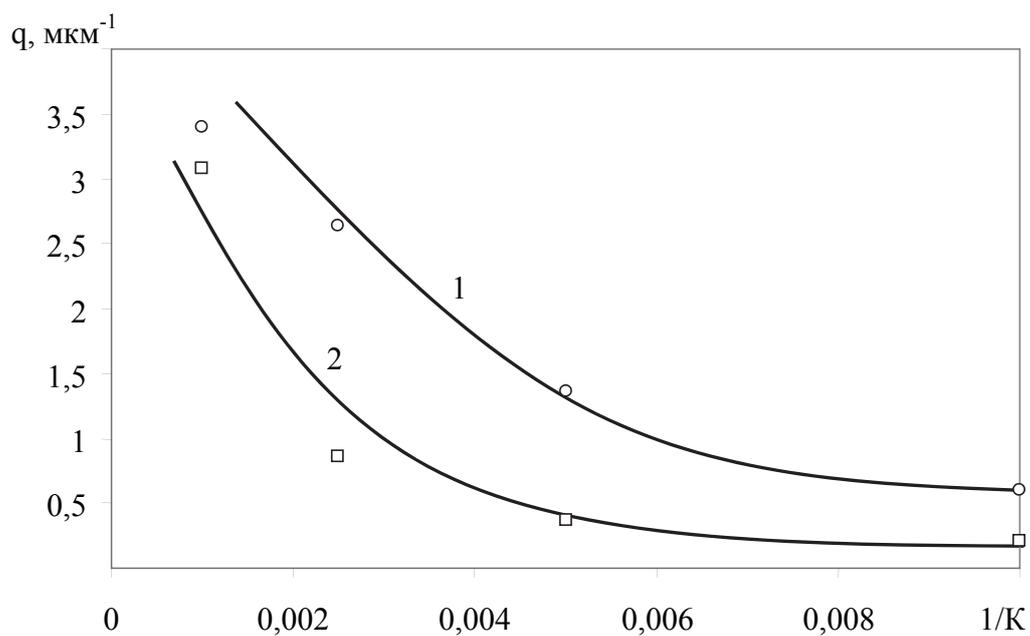


Рис. 3.3. Зависимость плотности границ зерен от кратности увеличения изображения микроструктуры: 1 – темные объекты; 2 – светлые объекты

В основе большинства методов лежит анализ соотношения периметра (P) границ зерен к их площади (S). Согласно методике, приведенной в [15], область фрактальности представляет диапазон, где наблюдается ли-

нейная зависимость между периметром и площадью зерен, представленных в логарифмических координатах (рис. 3.4).

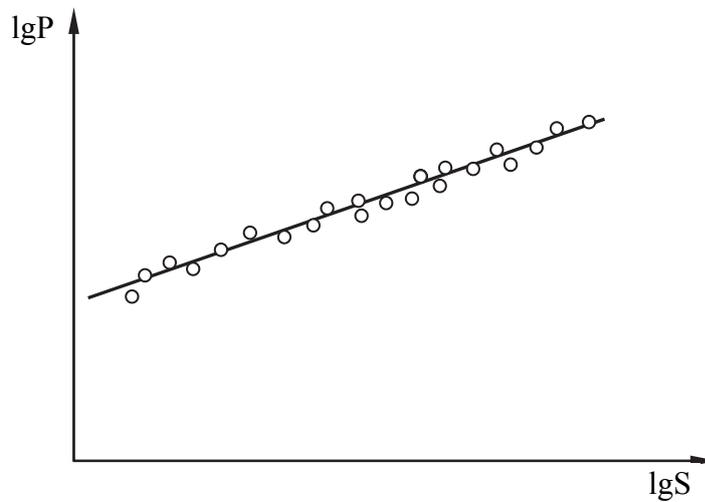


Рис. 3.4. К определению фрактальной размерности границ зерен

Площадь и периметр зерна можно представить в виде соотношений

$$\begin{aligned} P &\propto r^D, \\ S &\propto r^2, \end{aligned}$$

где r – средний диаметр кристаллита.

Тогда из линейной зависимости фрактального диапазона следует, что

$$\lg P \propto K \cdot \lg S,$$

или

$$D = 2K.$$

Исходные данные для расчета фрактальной размерности определяются методом компьютерной металлографии с помощью программы Image.Pro.Plus. 5.1. Процедура подготовки цифрового изображения микроструктуры заключается в снятии контрастной маски, выделении границ зерен («скелетирование») и калибровки (приведение в соответствие шкалы измерения и масштаба изображения). Стадии подготовки изображения приведены на рис. 3.5.

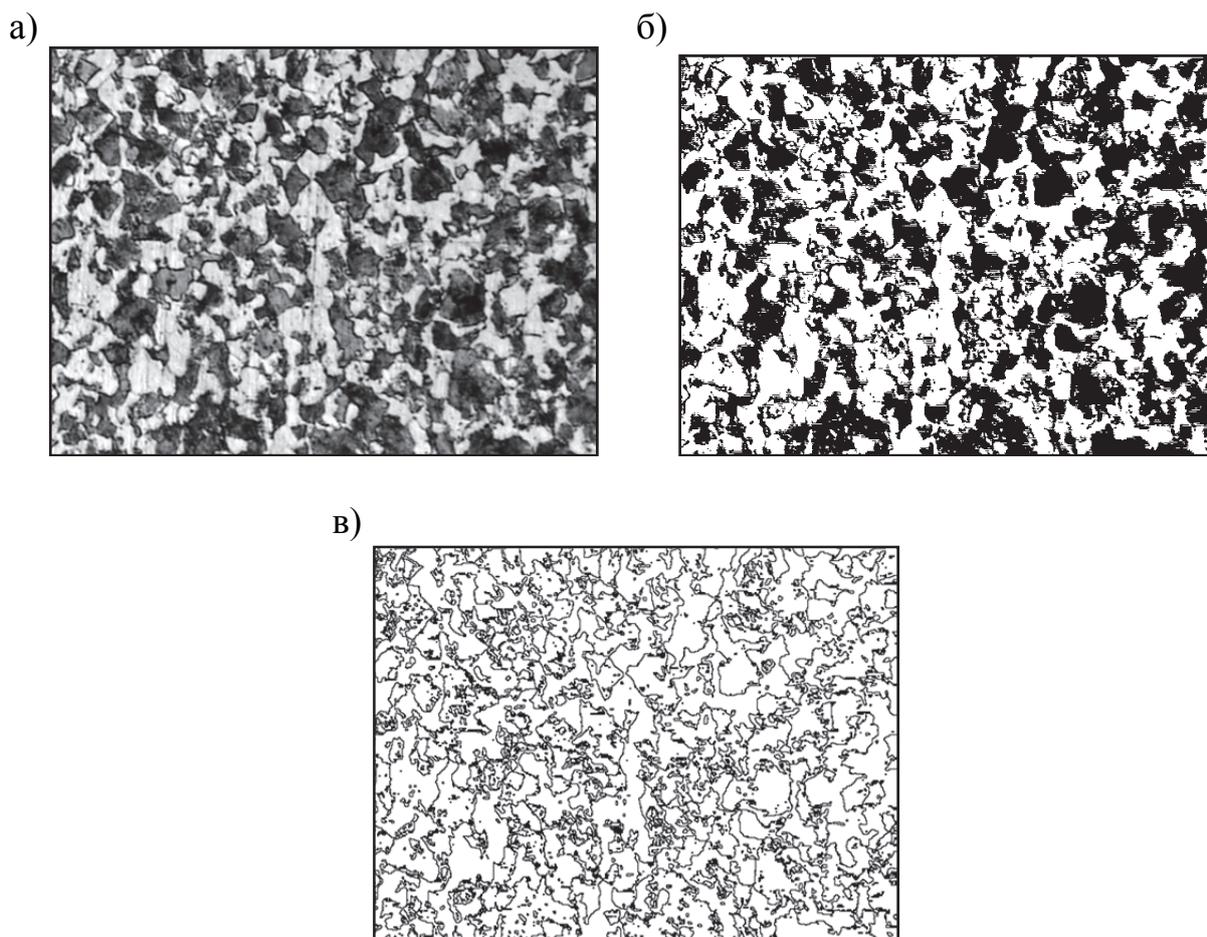


Рис. 3.5. Подготовка фотографии микроструктуры к компьютерной обработке. Сталь 45 (x400):
 а – исходная структура после отжига; б – контрастная маска;
 в – «скелетированное» преобразование

На рис. 3.6 и 3.7 представлены зависимости периметра и площади зерен для перлитной и ферритной фаз стали 45. Значения фрактальной размерности соответственно составили $D_{\text{пер}} = 1,0881$ и $D_{\text{фер}} = 1,2068$. Это указывает, что границы ферритной фазы имеют более высокую развитость по сравнению с перлитной.

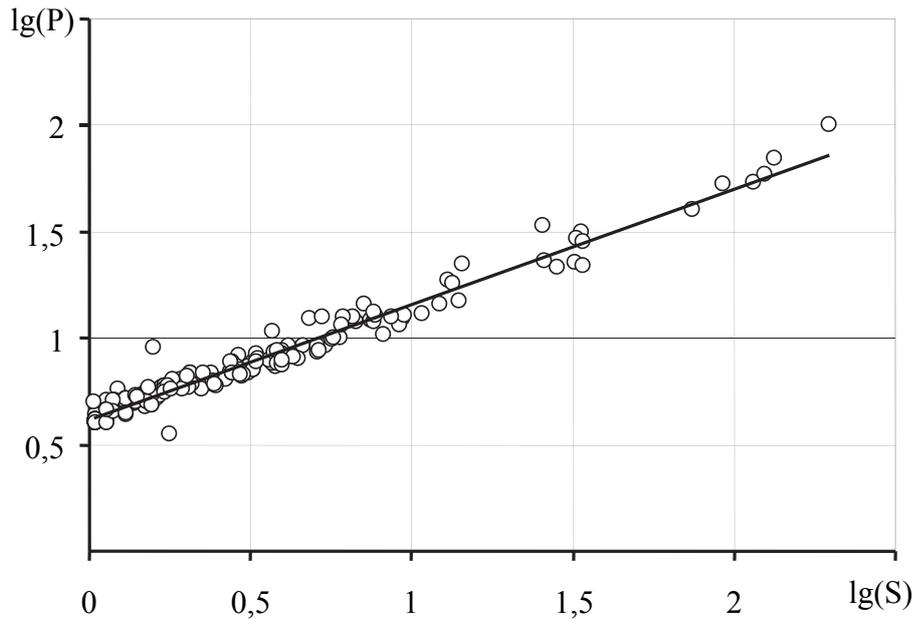


Рис. 3.6. К определению фрактальной размерности перлитной фазы стали 45

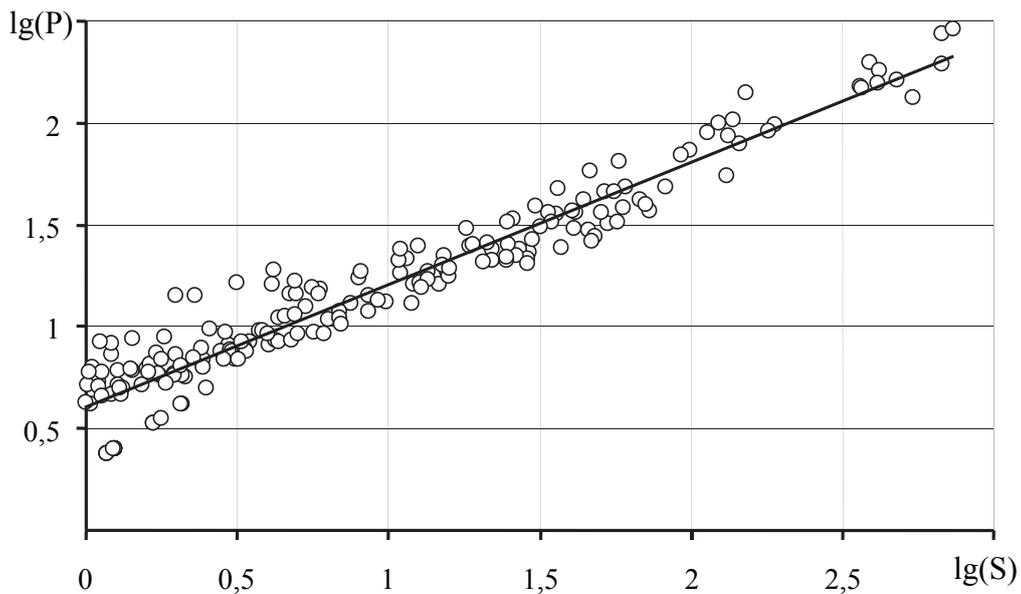


Рис. 3.7. К определению фрактальной размерности ферритной фазы стали 45

Метод определения фрактальной размерности границ путем наложения сетки заключается в следующем. На «скелетированное» преобразование накладываем сетку (рис. 3.8) или изображение микроструктуры покрывается квадратными ячейками определенного размера. В каждом выделенном квадрате определяется мера, характеризующая какую-либо структурную организацию. Таких мер может быть несколько, которые можно

определить с помощью любой программы обработки изображения. Воспользуемся программой Image.Pro.Plus. 5.1, а в качестве меры примем суммарную длину периметра границ зерен.

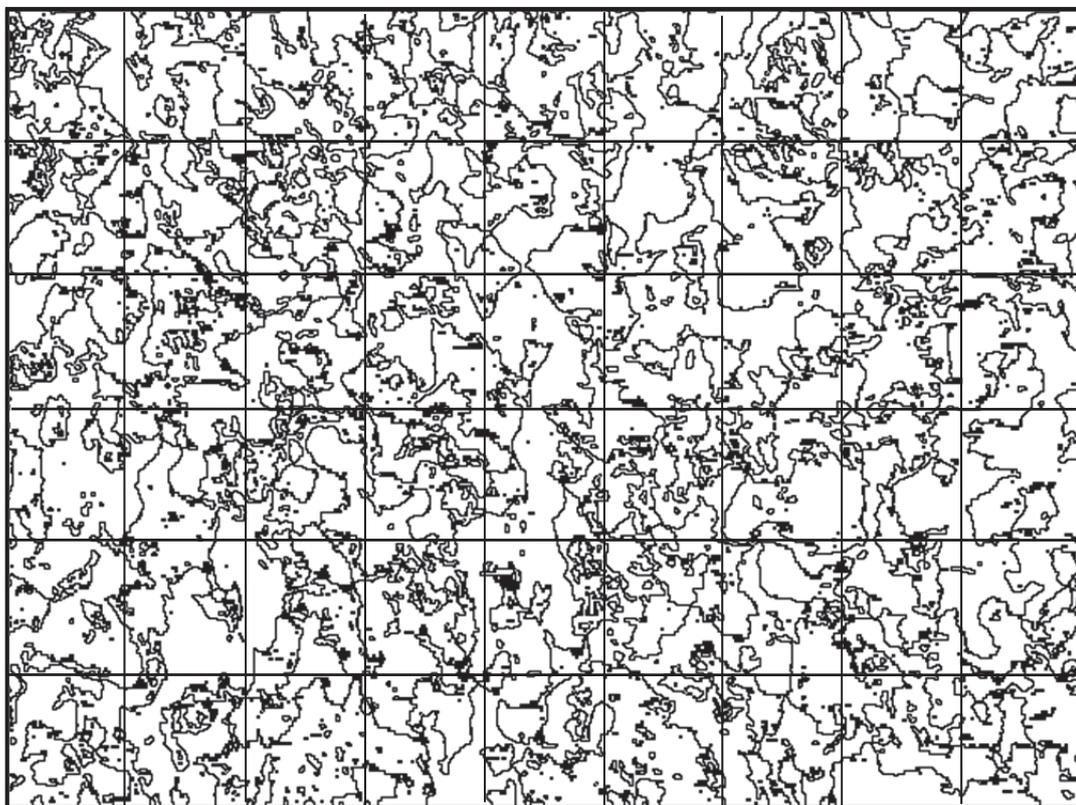


Рис. 3.8. Пример наложения сетки на «скелетированное» отображение микроструктуры

На основе полученной совокупности периметров границ зерен перлитной фазы, определенных в каждом выделенном квадрате, построено интегральное распределение (скейлинг). Методика построения скейлинга состоит из следующих процедур. Рассчитывается кривая распределения границ зерен, вычисляется интегральное распределение (кумулятивная кривая). Суммирование частот при расчете интегральной кривой осуществляется от наибольшего диапазона к наименьшему (рис. 3.9).

Интегральное распределение строится в логарифмических координатах. На полученной зависимости выделяется линейная область, в пределах которой вычисляется глобальная фрактальная размерность по формуле

$$D = \frac{\Delta \ln(\sum n_i)}{\Delta \ln(P)},$$

где n_i – количество квадратных ячеек в i -том диапазоне периметров границ зерен.

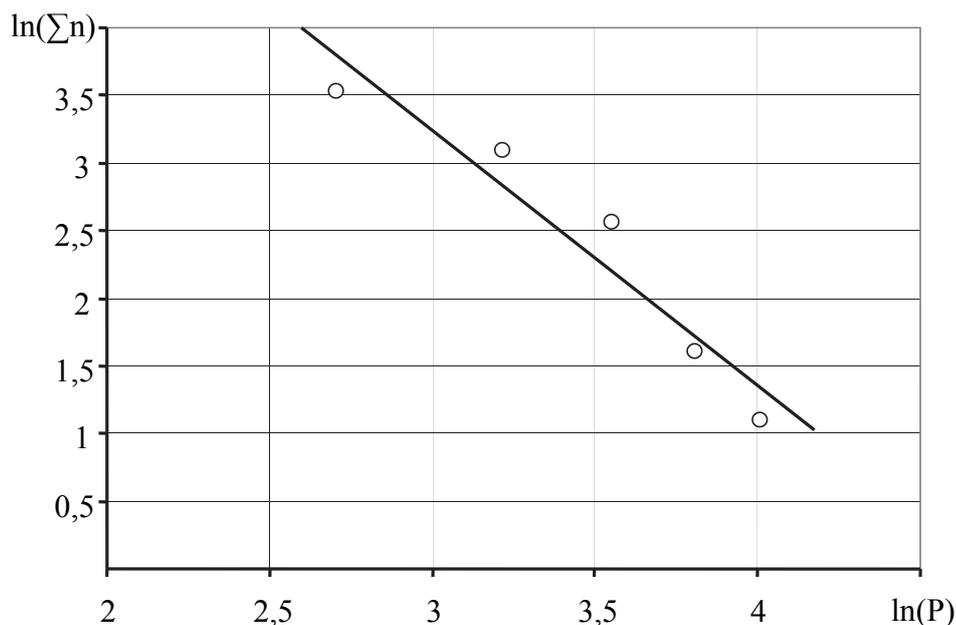


Рис. 3.9. Интегральное распределение периметра границ зерен (скейлинг)

Величина фрактальной размерности составляет $D = 1,8855$.

Следующая методика определения фрактальной размерности заключается в наложении на изображение микроструктуры подобных concentричных контуров (окружностей, квадратов и т.п.). В каждом наложенном контуре определяется мера. Напомним, что любая микроструктура может быть оценена различными мерами, которые обязательно должны носить количественную оценку. В результате получаем совокупность величин, представляющих интегральное распределение мер, так как последующая мера включает сумму всех остальных. Фрактальная размерность вычисляется как тангенс угла наклона интегрального распределения, построенного в логарифмических координатах, как функция площади накладываемого контура.

На рис. 3.10 представлено наложение concentричных прямоугольных контуров на «скелетированное» отображение микроструктуры стали 45 после отжига. На рис. 3.11 представлена зависимость суммарной длины периметра границ зерен перлитной фазы от площади накладываемого прямоугольного контура, т.е. в качестве меры принята величина периметра границ зерен. Значение фрактальной размерности при этом составила $D = 1,2384$.

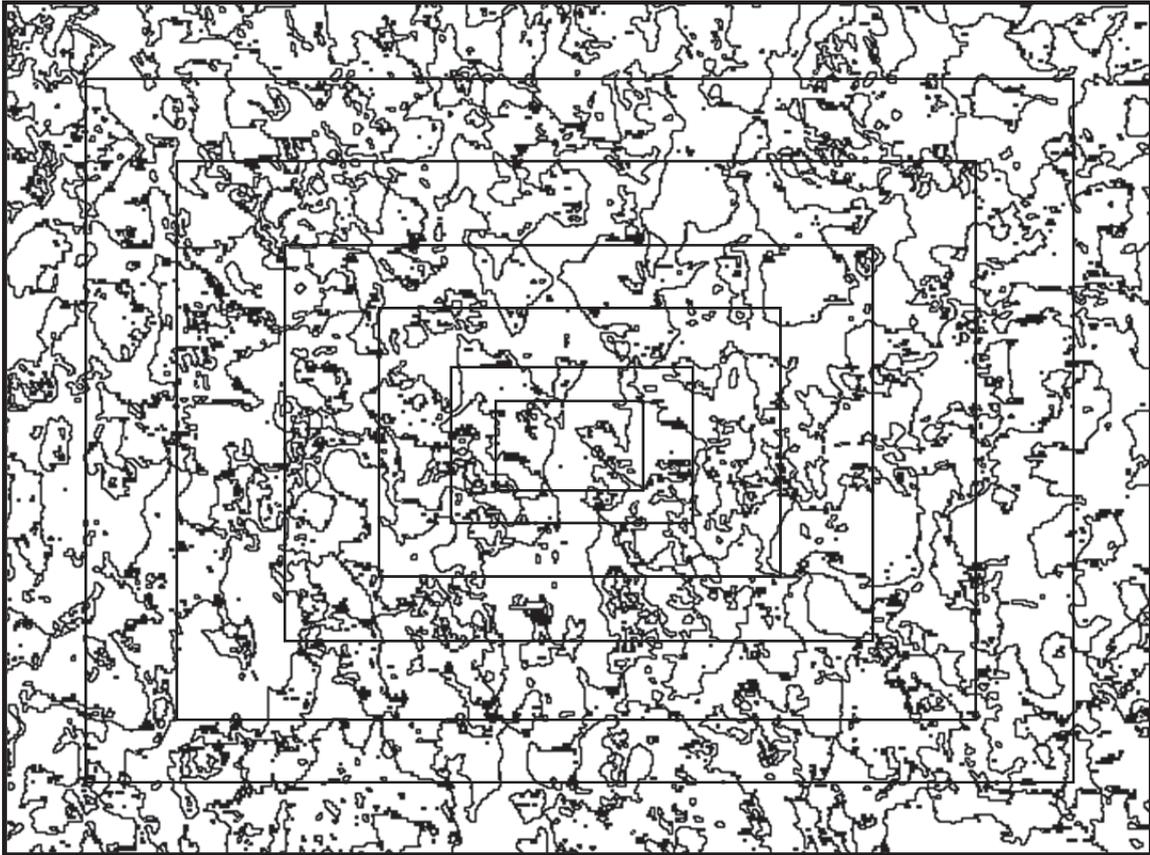


Рис. 3.10. Пример наложения концентрических прямоугольных контуров на «скелетированное» отображение микроструктуры стали 45 после отжига

Во всех рассмотренных выше примерах в качестве меры принимался периметр границ зерен, поэтому вычисленные фрактальные размерности характеризовали зеренную структуру. Но в материаловедении часто встречаются микроструктуры, после травления которых границы зерен не выявляются. Примерами таких структур являются мартенсит закалки, большинство алюминиевых сплавов и ряд других материалов. В этих случаях в качестве меры можно принять любой количественный параметр интерфейса структурного состояния, в частности, количество точечных объектов или их плотность, суммарную длину линейных объектов, суммарный периметр темных или светлых объектов, соотношение периметров темных и светлых объектов и т.п.

В двух последних случаях процедура подготовки изображения не предусматривает выполнения выделения границ или «скелетирования».

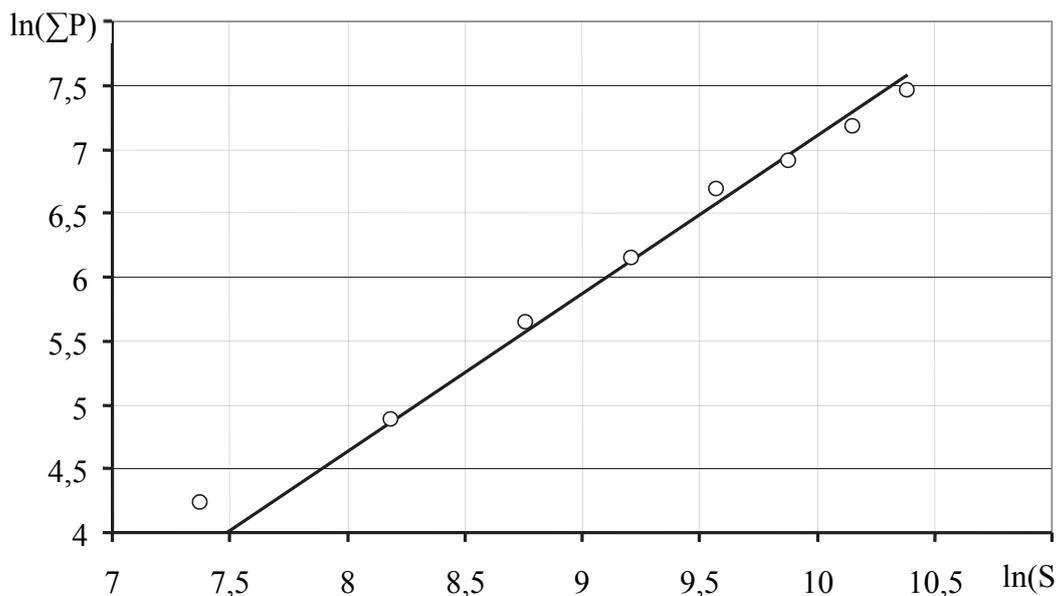


Рис. 3.11. Взаимосвязь суммарной длины периметра границ зерен от площади накладываемого контура

На рис. 3.12, *а* приведена структура мартенсита, полученная закалкой стали 40Х, и ее контрастная маска (рис. 3.12, *б*). В качестве меры можно принять соотношение между периметром и площадью темных или светлых объектов. На рис 3.13 представлена зависимость периметра от площади по темным и светлым объектам, построенная в логарифмических координатах. Фрактальные размерности структурной организации темных объектов составили $D = 0,6377$, а светлых $D = 0,6381$. Близость численных значений фрактальных размерностей указывает, что темные и светлые объекты образуют единую структурную конструкцию, устойчивую на разных размерных уровнях.

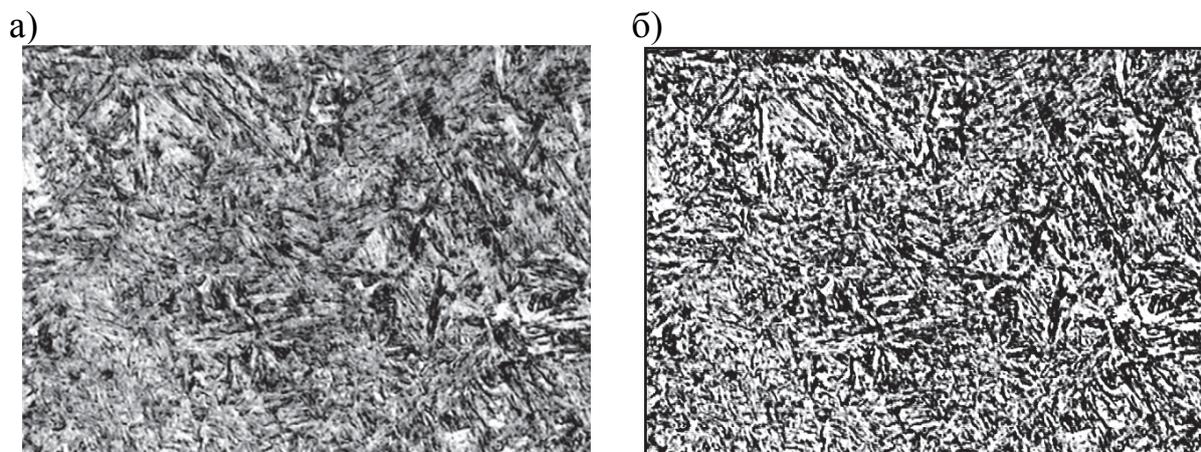


Рис. 3.12. Микроструктуры мартенсита закалки (а) стали 40Х и ее контрастная маска (б) (x400)

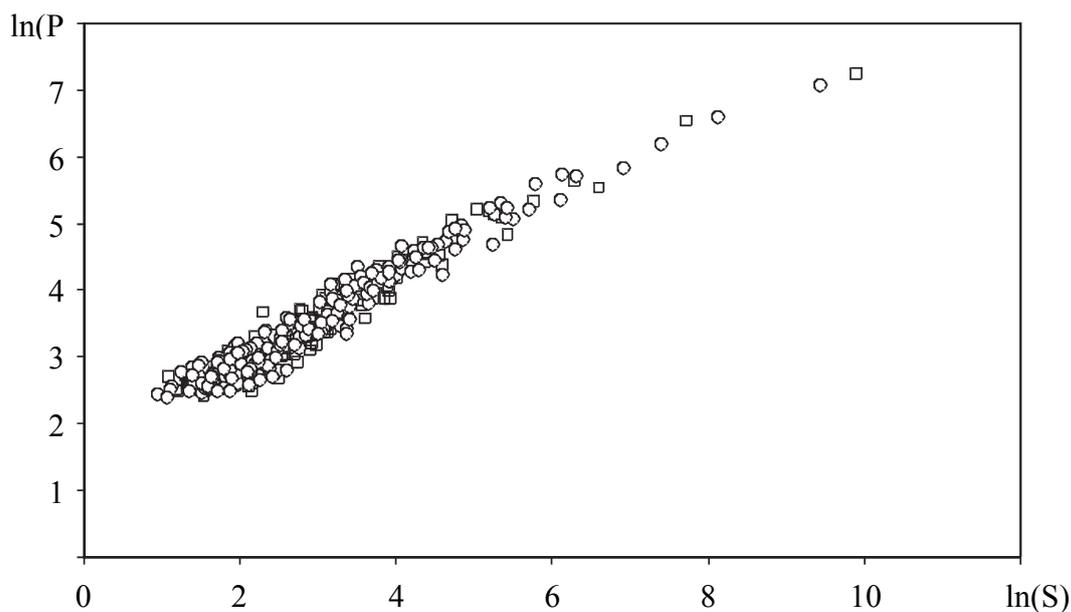


Рис. 3.13. Зависимость периметра от площади темных (\square) и светлых (\circ) объектов, построенных на основании обработки контрастной маски рис. 3.12, б

В качестве меры в этом случае можно принять количество точечных объектов определенной площади в пределах одного снимка (рис. 3.14). Количество таких объектов принимает различные значения в зависимости от диапазона изменения их площадей. Тогда фрактальную размерность можно определить по характеру изменения логарифма суммарного числа объектов в зависимости от логарифма обратной величины верхней границы диапазона площадей. На рис. 3.15 представлена эта зависимость и ее линейная аппроксимация.

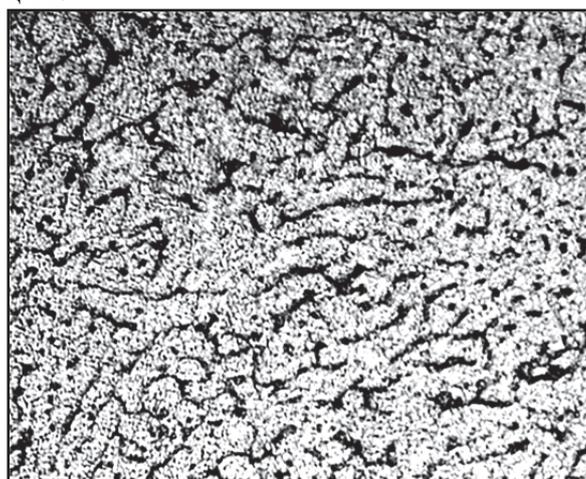


Рис. 3.14. Микроструктура алюминиевого сплава АМг3 в центральной зоне сварного шва (x400)

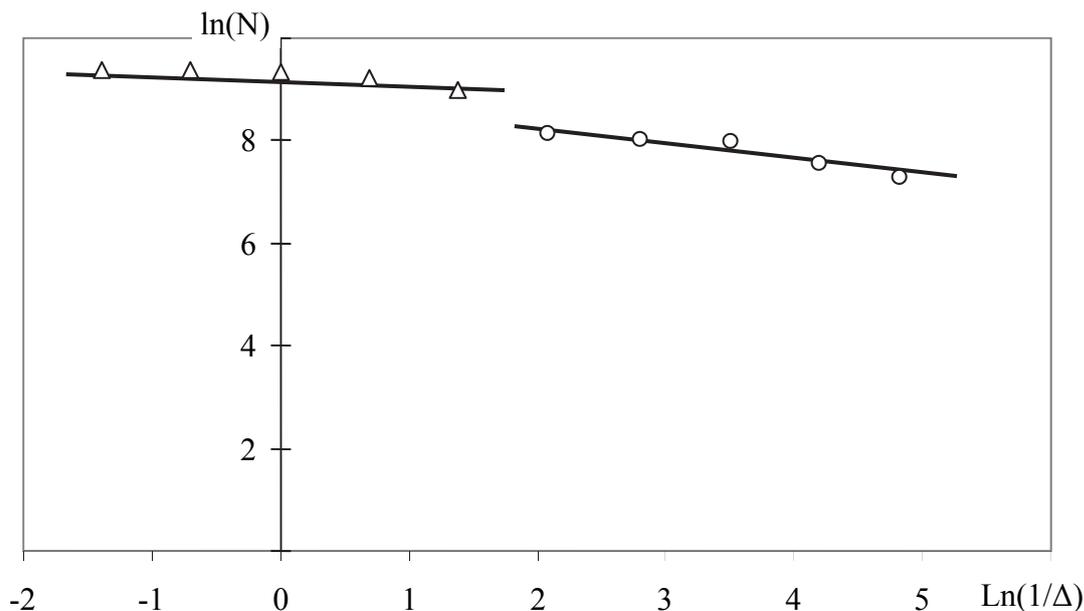


Рис. 3.15. К определению фрактальной размерности структурной организации точечных объектов

Полученная зависимость показывает, что все точки разбиваются на две группы соответственно диапазонам больших и малых по площади точечных объектов. Это означает, что структурная организация включает две составляющие, каждая из которых характеризуется всей упорядоченностью. Можно предположить, что более мелкие микроструктурные объекты, находящиеся на правой части скейлинговой зависимости, относятся к зонам выхода дислокаций на поверхность шлифа.

Более крупные микроструктурные объекты представляют дисперсные включения и характеризуются большей степенью упорядоченности.

4. ОСНОВНЫЕ АЛГОРИТМЫ ОБРАБОТКИ ИЗОБРАЖЕНИЙ МИКРОСТРУКТУР

4.1. Основы работы программы Image-Pro.Plus. 5.1

Image-Pro.Plus версии 5.1 представляет мощный программный пакет для анализа изображений. Программа нашла широкое применение в биологии, геологии, материаловедении и других областях.

Основное окно программы показано на рис. 4.1. Оно включает главное меню, панель инструментов, рабочее поле, на котором могут находиться окно изображения и рабочие диалоговые окна. Окна изображений и рабочих диалоговых окон можно открывать множество по мере необходимости.

Главное меню содержит команды Image-Pro.Plus. Изображение микро-структуры, к которой применяется команда, должно быть активизировано.

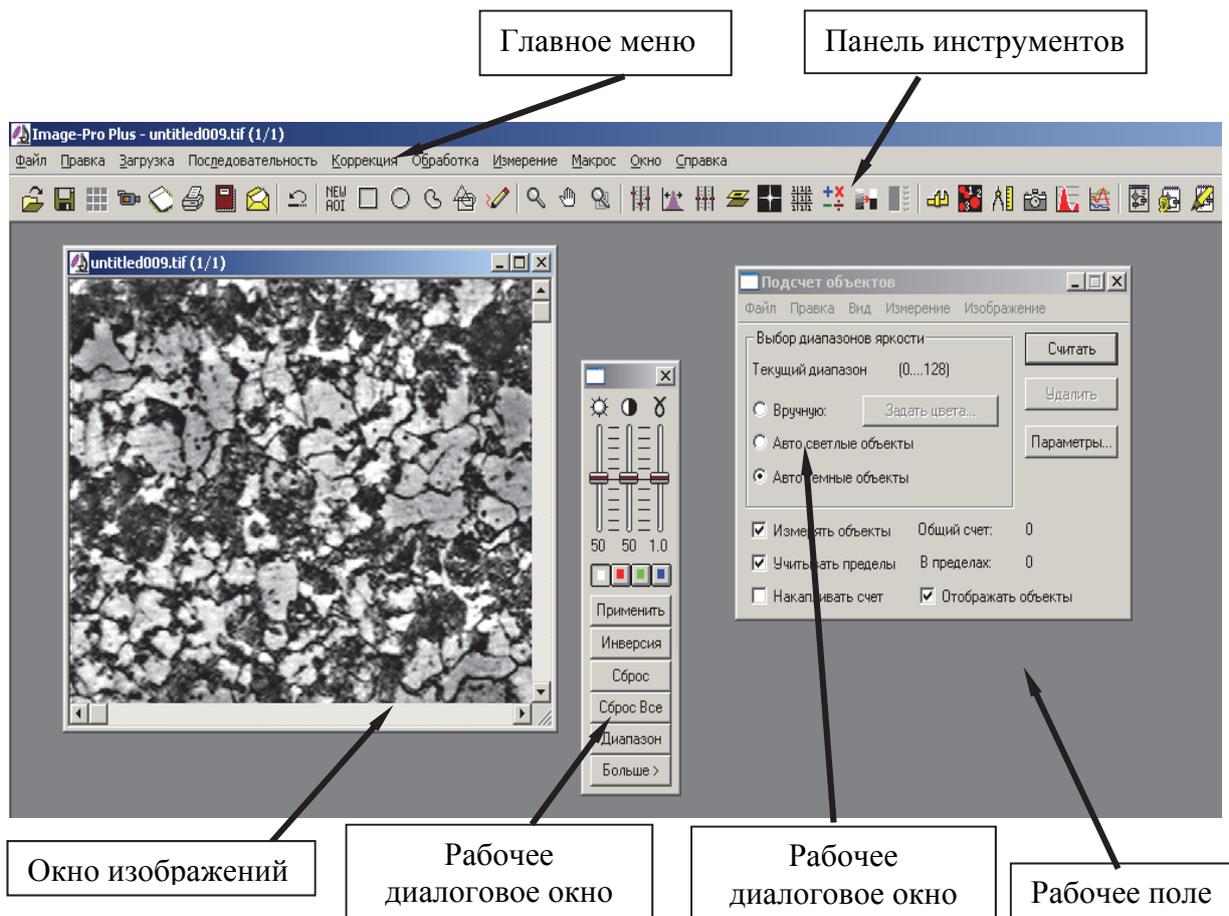


Рис. 4.1. Основное окно программы Image.Pro.Plus.5.1

Панель инструментов представляет ряд кнопок и пиктограмм и располагается под главным меню. Она включает ряд команд, наиболее часто используемых при работе. В табл. 4.1 приведено название инструментов-пиктограмм.

Таблица 4.1

Пиктограммы и название основных инструментов

Инструмент-пиктограмма	Название
1	2
	Сохранить
	Открыть
	Видео/цифровая загрузка

Продолжение табл. 4.1

1	2
	Сканировать
	Печать
	Генератор отчетов
	Отменить/вернуть последнее действие
	Создать/удалить выделение
	Прямоугольное выделение
	Эллиптическое выделение
	Выделение произвольной формы
	Множественное выделение
	Аннотирование
	Перетащить
	Масштабировать
	Коррекция контраста
	Уравнение по оптимальному заполнению
	Фоновая коррекция
	Сброс контраста
	Пространственная фильтрация
	Арифметические и логические операции
	Пространственная калибровка
	Гистограмма изображения

1	2
	Линейный профиль
	Ручные измерения
	Сегментация
	Псевдоокрашивание
	Быстрое преобразование Фурье
	Управление макросами
	Начать запись макроса
	Редактор IPBasic
	База изображений
	Отправить E-mail
	Подсчет и измерение объектов

4.2. Пространственная калибровка

Пространственная калибровка предназначена для приведения в соответствие кратности увеличения изображения и реальной шкалы линейного размера. Только после калибровки можно выполнять расчеты геометрических размеров микроструктурных объектов в истинных величинах.

Для выполнения пространственной калибровки необходимо предварительно создать изображения микрометрического эталона при различных кратностях увеличения. Металлографический микроскоп «Микро-200» обеспечивает кратность увеличения 50, 100, 200, 400 и 1000. Изображения микрометрических эталонов желательно сохранять в формате tif и помещать в отдельной папке.

Для выполнения пространственной калибровки необходимо выполнить следующие операции.

1) Загрузить изображение микрометрического эталона нужной кратности увеличения.

2) В главном меню в приложении «Измерение» в разделе «Калибровка» выбрать «Пространственная». В результате откроется диалоговое окно «Пространственная калибровка». На рис. 4.2 показано поле Image.Pro.Plus.5.1 с загруженным изображением микрометрического эталона при 400-кратном увеличении и открытым диалоговым окном «Пространственная калибровка».

3) Для создания нового варианта настройки пространственной калибровки необходимо нажать кнопку «Создать», в поле «Имя» ввести имя настройки, а в поле «Единица измерения» ввести размерность единицы измерения линейной величины. Ввод единицы измерения можно осуществлять вручную или выбрать из выпадающего окна.

4) Для настройки соотношения между горизонтальной (X) и вертикальной (Y) координатами в поле «X» и «Y» необходимо ввести соответствующие значения, если величина X равна Y, то в поля необходимо ввести по 1 или любые другие одинаковые числа.

5) В поле «Коэффициент X/Y» ввести цифру 1.

6) В поле «Начало координат» ввести цифру 0. В этом случае начало координат будет располагаться в левом нижнем углу окна изображения.

7) В поле «Угловое смещение» ввести цифру 0.

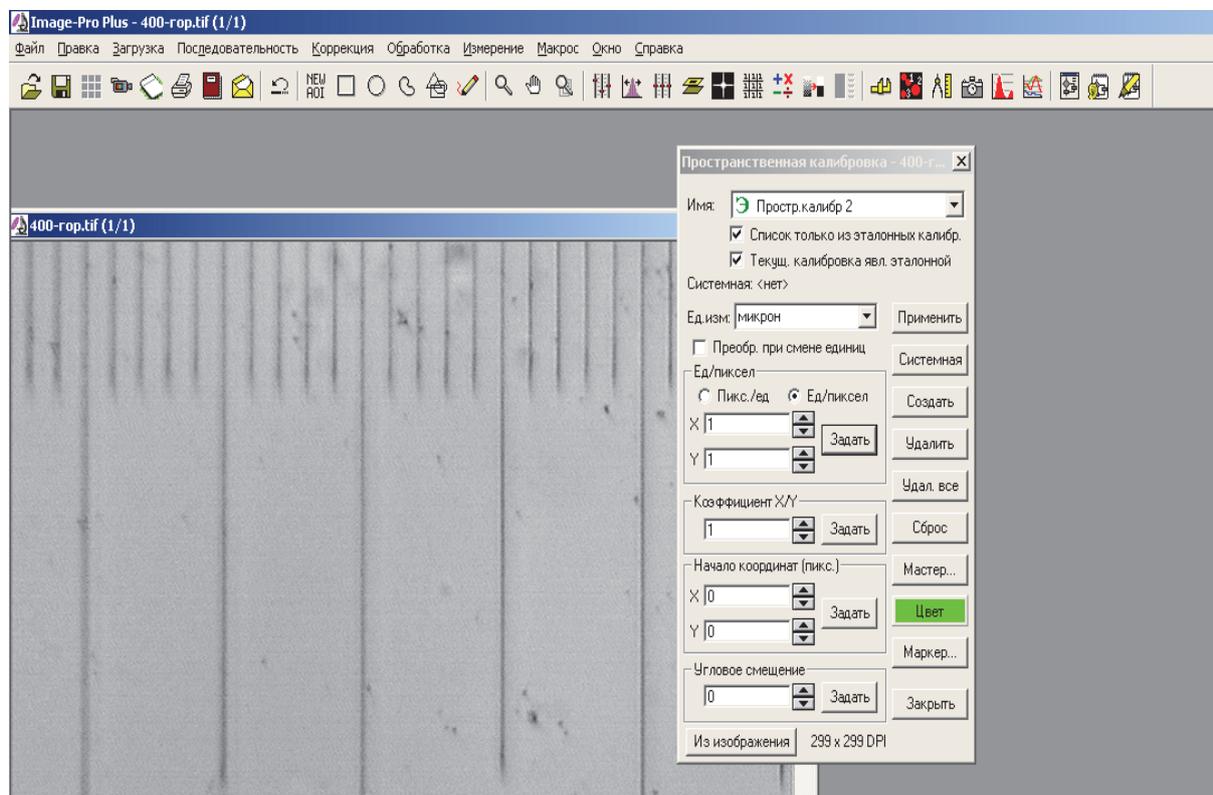


Рис. 4.2. Окно «Пространственная калибровка»

8) Нажмите кнопку «Цвет». В открывшемся окне выберите цвет маркера и нажмите ОК.

9) Нажмите кнопку «Задать», откроется диалоговое окно «Коэффициент», а на изображении микрометрического эталона появится настроечный отрезок. Совместите концы настроечного отрезка со шкалой микрометрического эталона (рис 4.3). Перемещение настроечного отрезка осуществляется путем его захвата посередине, а изменение длины – путем захвата малых квадратов на его концах. Введите в светлое поле диалогового окна «Коэффициент» значение, равное длине настроечного отрезка. Нажмите на кнопку с меткой в виде «птички» и нажмите ОК.

10) Нажмите кнопку «Применить» и все внесенные настройки сохранятся, затем нажмите кнопку «Закреть». Окно пространственной калибровки закроется.

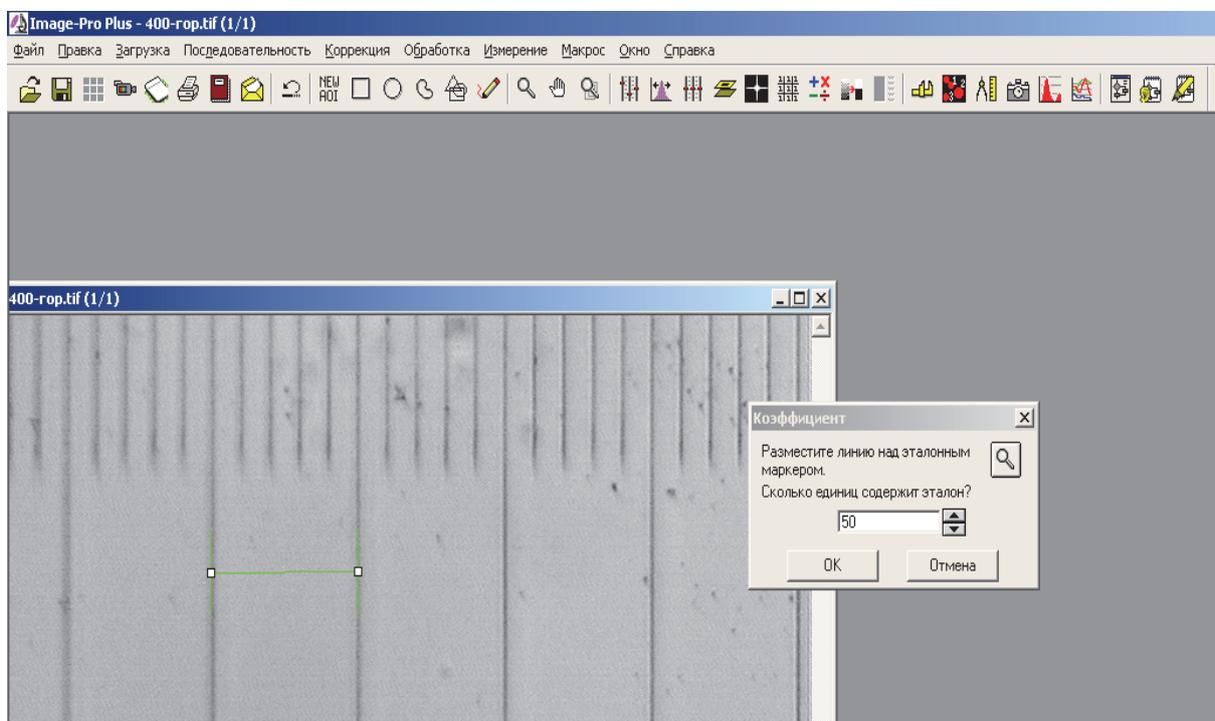


Рис. 4.3. Окно «Коэффициент»

Теперь все результаты измерений линейных размеров и расчетов будут осуществляться в соответствии с калибровкой и представляться в заданной размерности.

4.3. Коррекция контраста

Коррекция контраста представляет наиболее часто используемый алгоритм обработки изображения, позволяющий улучшить изображение и устранить некоторые дефекты съемки.

1) Загрузите изображение микроструктуры.

2) В главном меню «Коррекция» выберите «Коррекция контраста». На рабочем поле появится окно (рис. 4.4).

3) Перемещая движки регуляторов «Яркости», «Контрастности» и «Гамма коррекции», добейтесь наибольшей четкости изображения по каждому цветовому каналу.

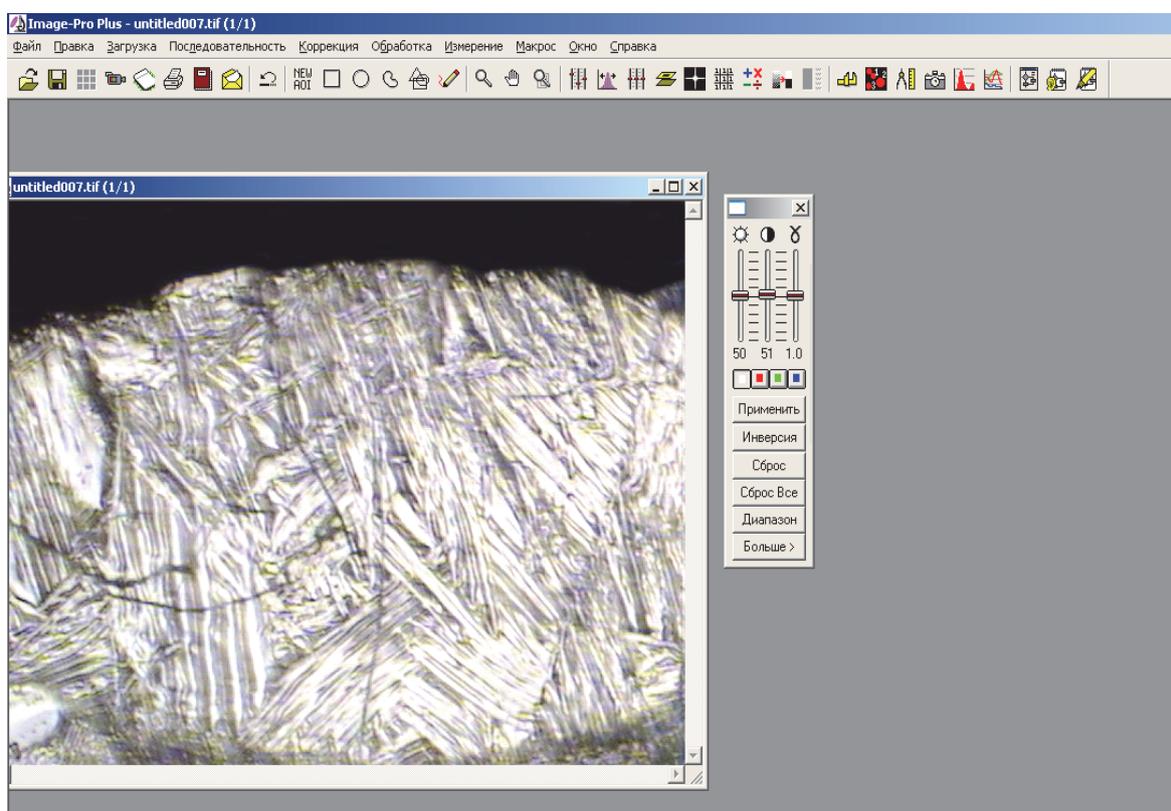


Рис. 4.4. Коррекция контраста

4) Нажмите кнопку «Применить», когда все изменения в изображении, достигнутые с помощью «Коррекции контраста», сохранятся в файле изображения под тем же именем, что и исходное.

5) Нажмите кнопку «Сброс», тогда все регуляторы установятся в начальном положении.

Если воспользоваться пиктограммой «Уравнение по оптимальному варианту», то коррекция контраста произойдет в автоматическом режиме.

4.4. Снятие контрастной маски и выделение границ объекта

Важной составляющей структурной организации поликристаллического материала являются границы зерен и раздела фаз. Для более точного вычисления количественных параметров границ необходимо их выделение. Это можно достигнуть путем снятия контрастной маски, выполнив следующие операции.

1) Загрузите изображение и выполните корректировку контраста по алгоритму (подраздел 4.3).

2) В главном меню «Обработка» выберите опцию «Сегментация». На рабочем поле появится диалоговое окно «Сегментация» и наименование файла изображения. Центральное место на диалоговом окне «Сегментация» занимает изображение гистограммы.

3) Нажмите кнопку «Гистограмма» и переместите верхнюю границу диапазона в зону максимума гистограммы, представленной в диалоговом окне «Сегментация» (рис. 4.5).

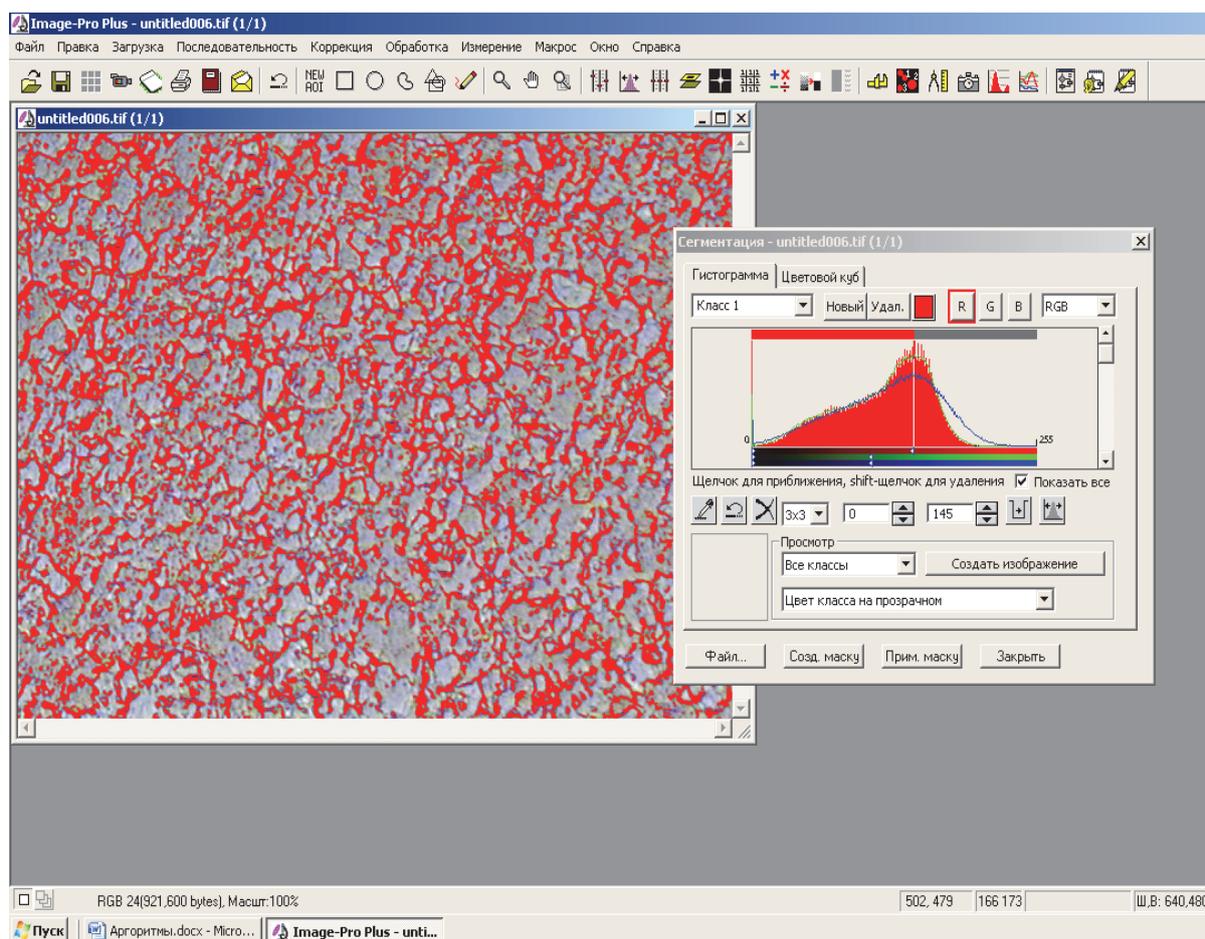


Рис. 4.5. Снятие контрастной маски

4) В окне «Сегментация» нажмите кнопку «Создать маску», а затем кнопку «Заккрыть». На рабочем поле появится негативная контрастная маска исходного изображения.

5) В главном меню «Коррекция» выберите «Инvertировать изображение». На рабочем поле негативная контрастная маска преобразуется в позитивную маску (рис. 4.6).

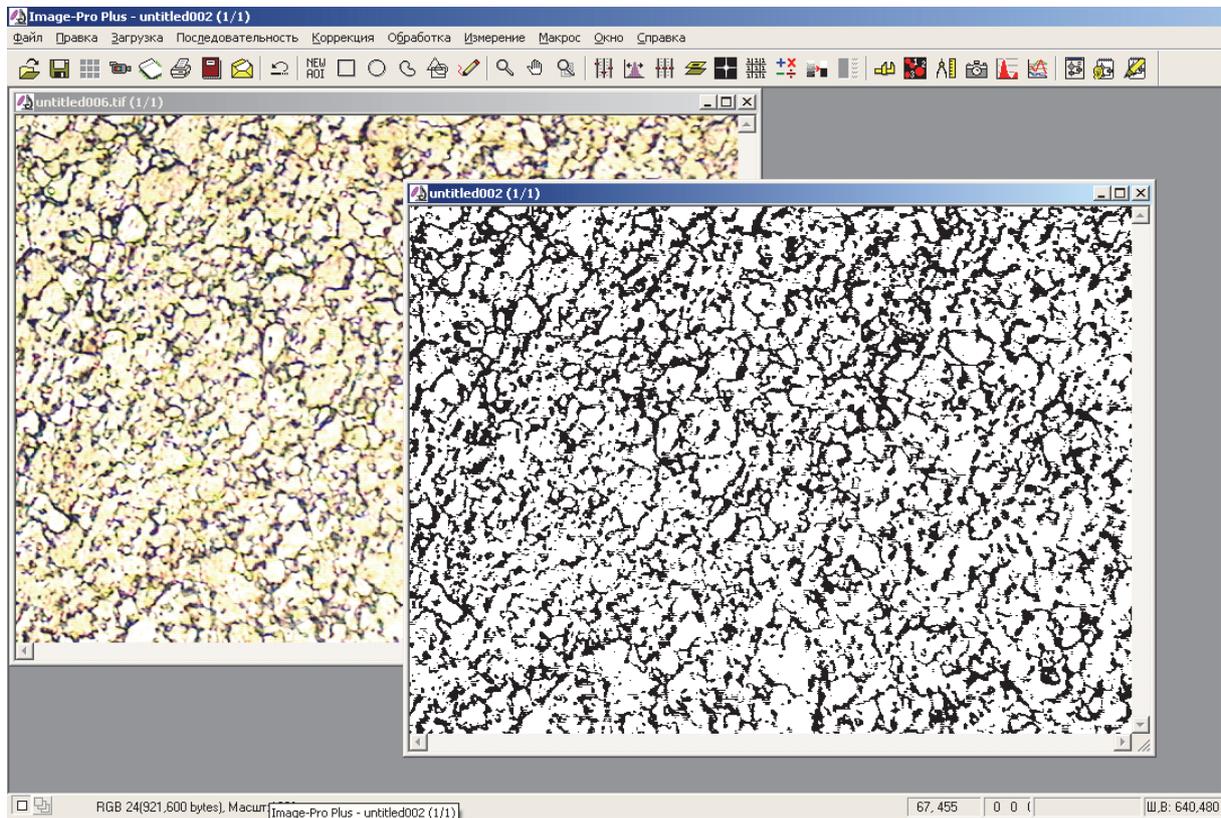


Рис. 4.6. Инверсия изображения

6) В главном меню «Обработка» выберите «Фильтры». На рабочем поле появится диалоговое окно «Фильтры» (рис. 4.7).

7) В меню диалогового окна «Фильтры» располагаются кнопки «Улучшение», «Границы» и «Морфология», которые открывают соответствующие фильтры, улучшающие и выделяющие границы микроструктурных объектов. Используя фильтр Лапласа, можно подчеркнуть все границы. Полученное изображение представляет негативную маску.

8) В главном меню «Коррекция» выберите «Инvertировать изображение», в результате негативная маска с выделенными границами преобразуется в позитивную маску.

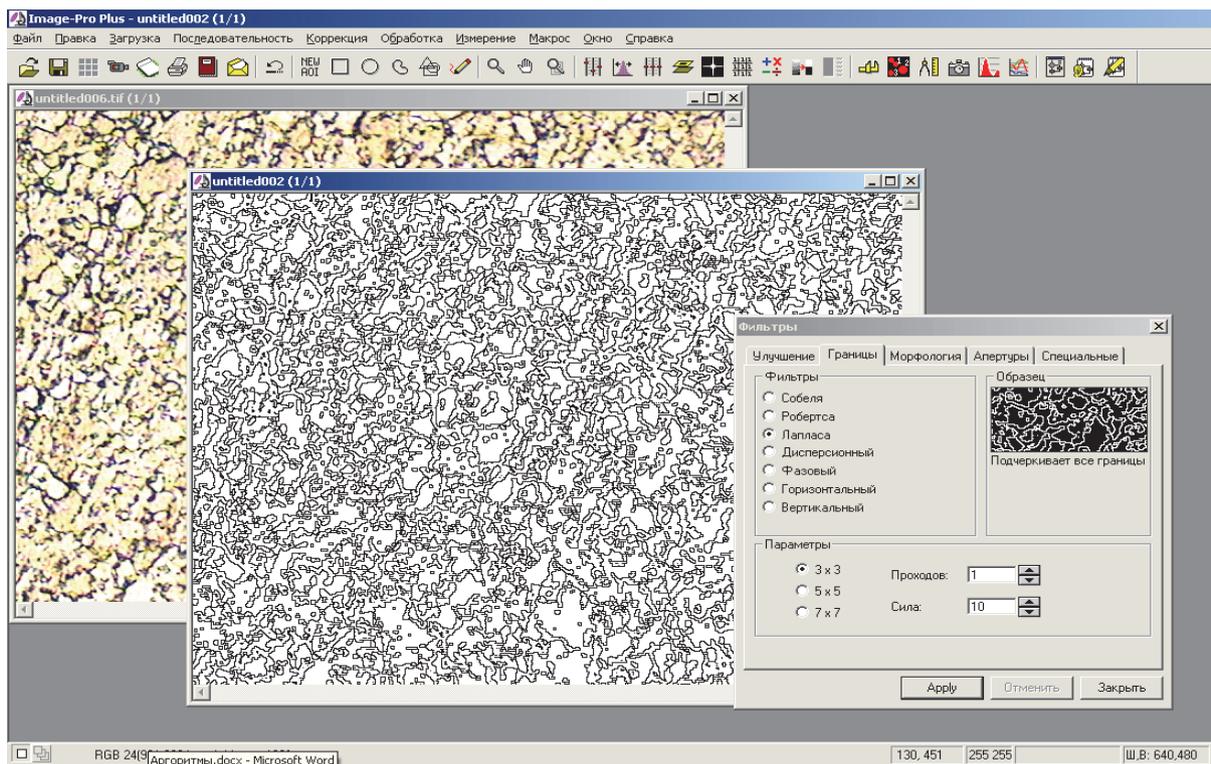


Рис. 4.7. Окно «Фильтры»

На рис. 4.8 показаны исходная структура и как она меняется в процессе преобразования и использования фильтров.

Изображение, представленное на рис. 4.8, д, можно использовать для расчета периметра и площади каждого микроструктурного объекта, фрактальной размерности границы, среднего диаметрального размера и т.п.

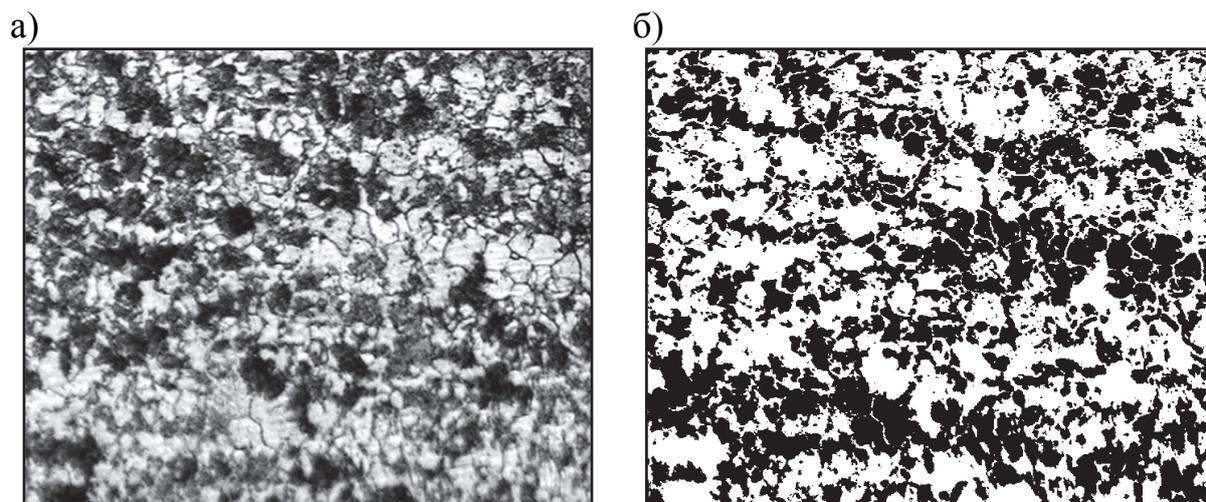


Рис. 4.8. Различные стадии преобразования изображения (начало):
а – исходное изображение; б – контрастная маска;

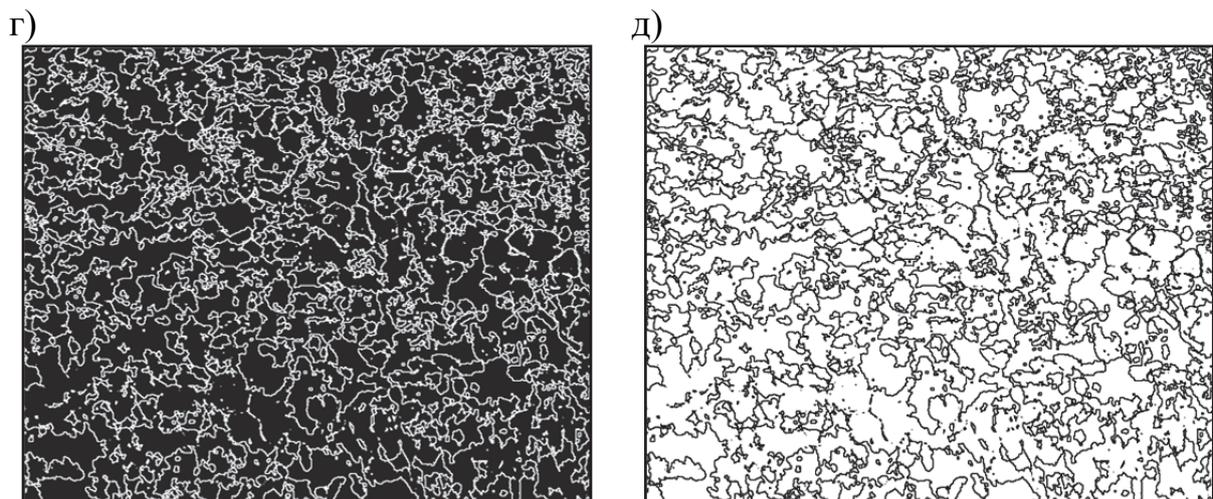


Рис. 4.8. Различные стадии преобразования изображения (окончание):
 г – после преобразования фильтром Лапласа (негативное изображение);
 д – после преобразования фильтром Лапласа (позитивное изображение)

4.5. Расчет количественных характеристик микроструктурных объектов

Этот алгоритм позволяет вычислять индивидуальные количественные характеристики микроструктурных объектов, по которым производится оценка структурного состояния материала и расчет комплексных показателей структуры.

1) Выполните операции согласно алгоритмам, описанным в подразделах 4.2 – 4.4.

2) В главном меню «Изменение» выберите «Подсчет объектов». На рабочем поле появится диалоговое окно «Подсчет объектов» (рис. 4.9).

3) В меню диалогового окна «Подсчет объектов» нажмите на кнопку «Измерение», а в выпадающем меню выберите «Задать изменение». На рабочем поле появится новое диалоговое окно «Выбор измерения» (рис. 4.10).

Диалоговое окно «Выбор измерений» состоит из поля «Измерения», где выбирается измеряемый параметр, поля «Пределы измерений», где назначаются максимальное и минимальное значения измеряемой величины, и правого поля, где раскрывается геометрический или физический смысл измеряемого параметра. С правой стороны поля «Измерение» находится ползунок, перемещая который вверх или вниз можно прокрутить весь список предлагаемых параметров. При выборе параметра измерения в среднем поле «Пределы измерения» появляется имя параметра и пределы измерения. Если предлагаемые пределы измерения не соответствуют условию анализа, то можно их изменить. Для этого в поле «Пределы измерения» выделите интересующий параметр, тогда нижняя кнопка «Установка

пределов» станет активной, и пределы измерения можно внести в поля «Начало» и «Конец», которые соответствуют нижнему и верхнему пределу измерений.

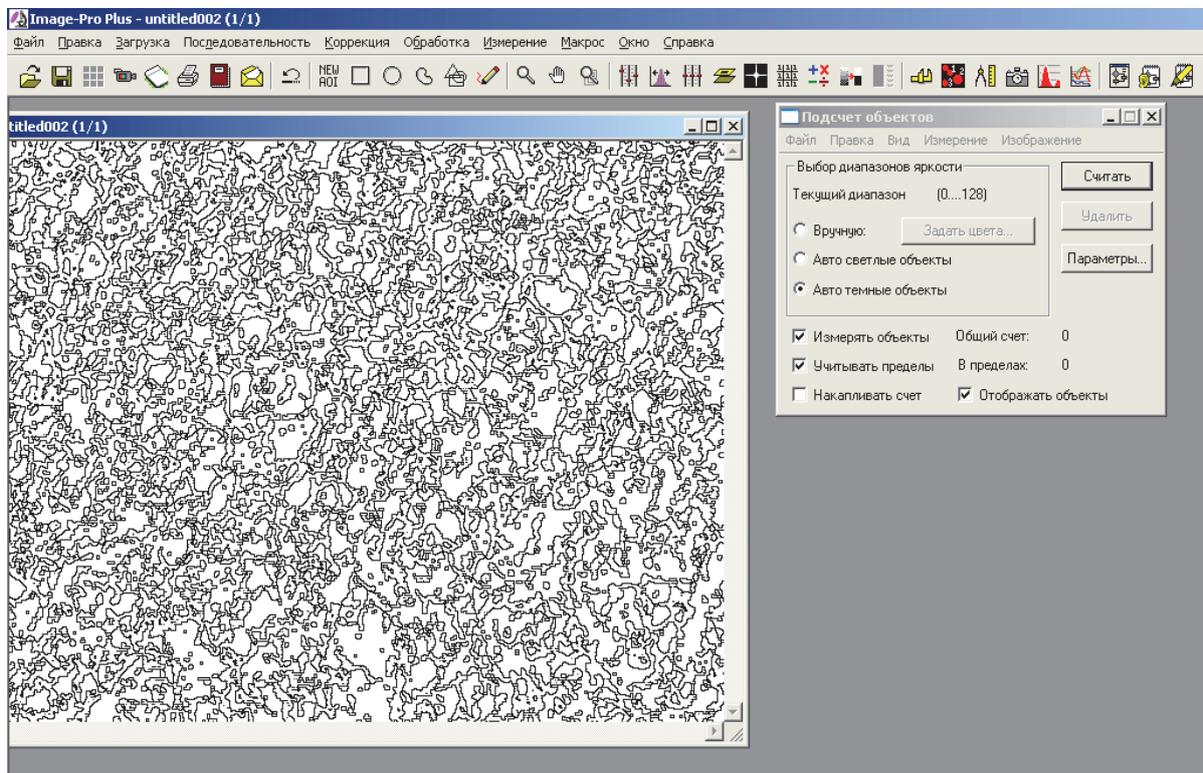


Рис. 4.9. Окно «Подсчет объектов»

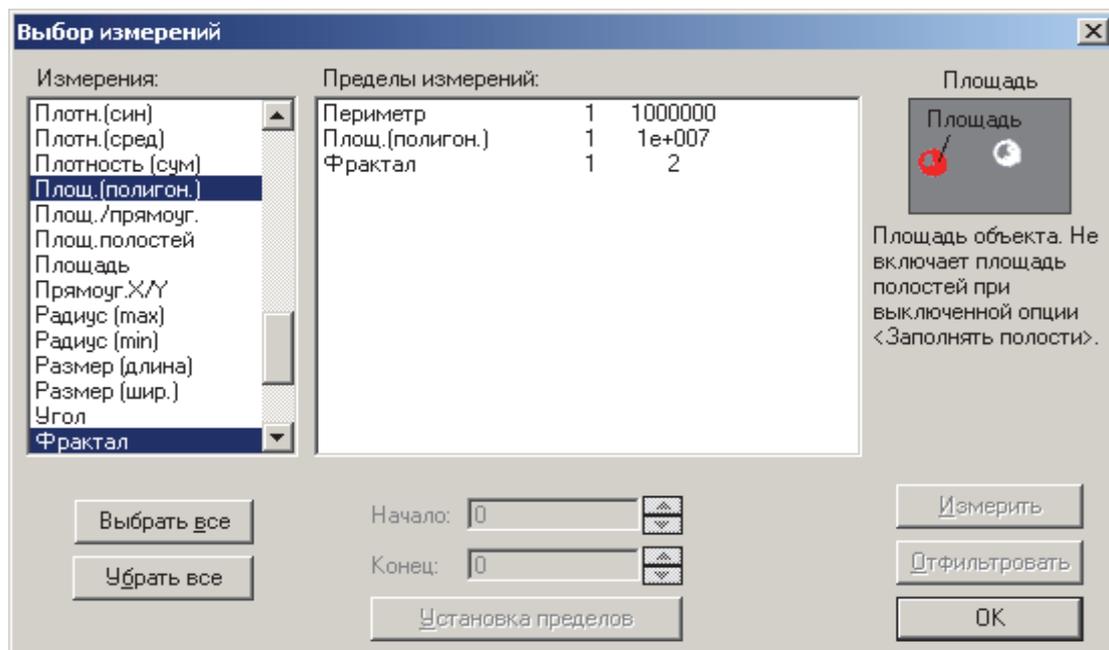


Рис. 4.10. Окно «Выбор измерений»

4) Выберите необходимые параметры измерения, назначьте пределы изменения и нажмите на кнопку ОК.

5) В окне «Подсчет объектов» выберите тип объекта (светлые или темные). Тип объекта выбирается исходя из решаемых задач и условий выполняемого анализа.

6) В окне «Подсчет объектов» нажмите на кнопку «Параметры», на рабочем поле появится новое диалоговое окно «Параметры подсчета объектов» (рис. 4.11).

7) Выберите цвет контура выделения объекта, цвет метки для нумерации объекта и способ учета объекта, который частично расположен на изображении микроструктуры. Нажмите ОК.

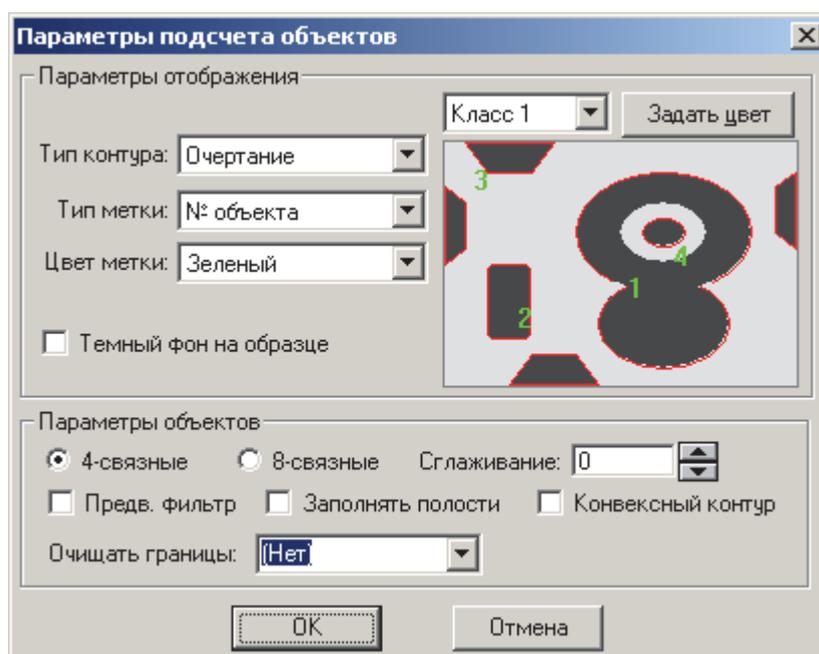


Рис. 4.11. Окно «Параметры подсчета объектов»

8) В диалоговом окне «Подсчет объектов» нажмите на кнопку «Считать». На изображении, находящемся в обработке, появится контур объектов и их номер, которые участвуют в расчете, а в диалоговом окне «Подсчет объектов» появятся количество всех объектов на изображении и количество объектов с учетом пределов измерения.

9) В меню диалогового окна «Подсчет объектов» нажмите на кнопку «Вид», а в выпадающем окне выберите «Таблицу данных». На рабочем поле появится новое окно «Таблица данных», в котором приведены номера всех объектов и их численные характеристики (рис. 4.12).

10) В меню окна «Подсчет объектов» нажмите на кнопку «Вид», а в выпадающем окне выберите «Статистика». На рабочем поле появится новое окно «Статистика», в котором приведены статистические результаты расчета (рис. 4.13).

11) В меню окон «Таблица данных» и «Статистика» имеется операция «Данные в буфер». Это позволяет скопировать информацию, приведенную в соответствующих окнах в буфер и импортировать ее в Excel или любой текстовый редактор.

№ об.	Площадь
1	28
2	40
3	37938
4	1200
5	248
8	315
10	13
11	38
12	690

Рис. 4.12. Таблица всех измеренных данных

Статист.	Площадь
Мин.	10
⊙ (№ об.)	20
Макс.	37938
⊙ (№ об.)	3
Диапаз.	37928
Средн.	176.53391
С.К.О.	2017.9406
Сумма	62493
Кол-во	354

Рис. 4.13. Таблица статистических результатов расчета

4.6. Вычитание неоднородного фона

Часто на исходном изображении микроструктуры наблюдается неоднородный фон, который может быть результатом неправильного освещения или химической ликвации. При снятии контрастной маски неоднородность фона вызывает искажения, приводящие к повышению погрешности расчета. Устранение неоднородного фона производят по следующему алгоритму:

- 1) Загрузите изображение.
- 2) Выполните коррекцию контраста.
- 3) В главном меню «Обработка» выберите «Фильтр». На рабочем поле появится диалоговое окно «Фильтр» (рис. 4.14).

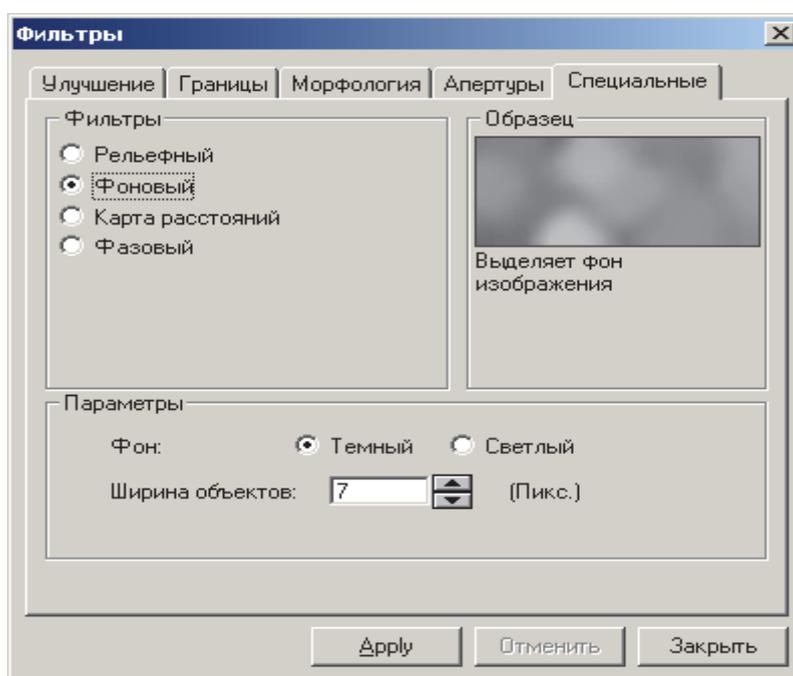


Рис. 4.14. Выбор алгоритма вычитания неоднородного фона

4) В меню диалогового окна «Фильтр» выберите «Специальные». На рабочем поле диалогового окна «Фильтр» появятся фильтры «Рельефный», «Фоновый», «Карта расстояний» и «Фазовый».

5) Поставьте точку напротив фильтра «Фоновый». В поле параметры поставьте точку напротив фильтра «Темный» и нажмите на кнопку «Применить». На рабочем поле появится изображение темного фона (рис. 4.15). Нажмите кнопку «Закреть». Окно «Фильтр» закроется.

Аналогичную процедуру можно производить со светлым фоном.

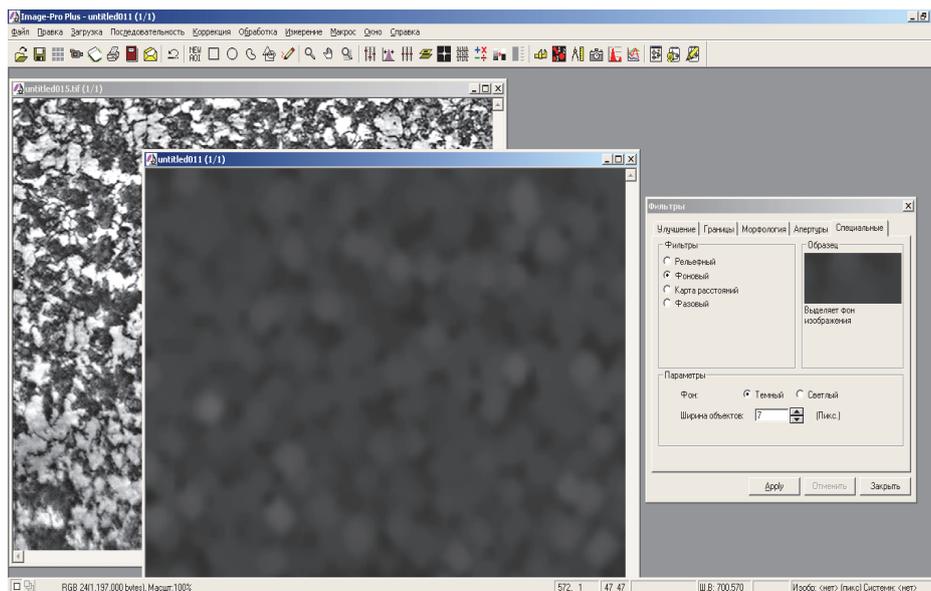


Рис. 4.15. Выделение неоднородного фона

6) В главном меню «Обработка» выберите «Фоновая коррекция». На рабочем поле появится диалоговое окно «Фоновая коррекция» (рис. 4.16).

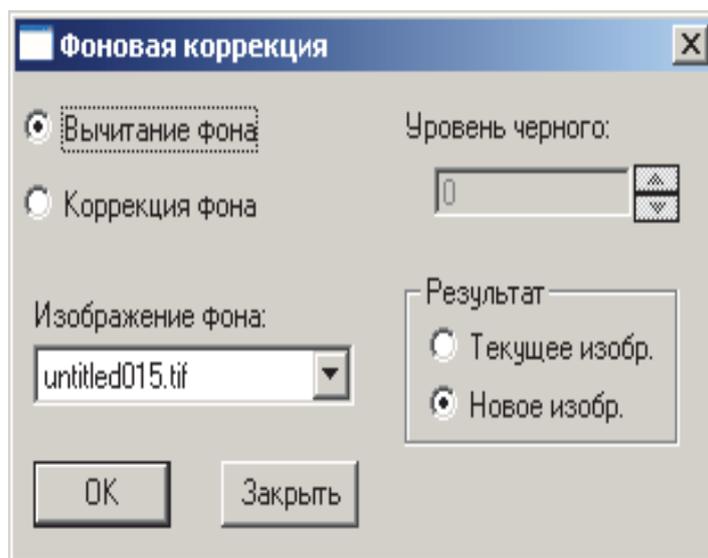


Рис. 4.16. Окно «Фоновая коррекция»

7) В диалоговом окне «Фоновая коррекция» отметьте точкой «Вычитание фона». В светлом поле «Изображение фона» введите имя файла исходной структуры. В поле «Результат» отметьте точкой «Новое изображение». Нажмите ОК. Нажмите кнопку «Заккрыть». На рабочем поле появится изображение исходной структуры с удаленным фоном (негатив) (рис. 4.17).

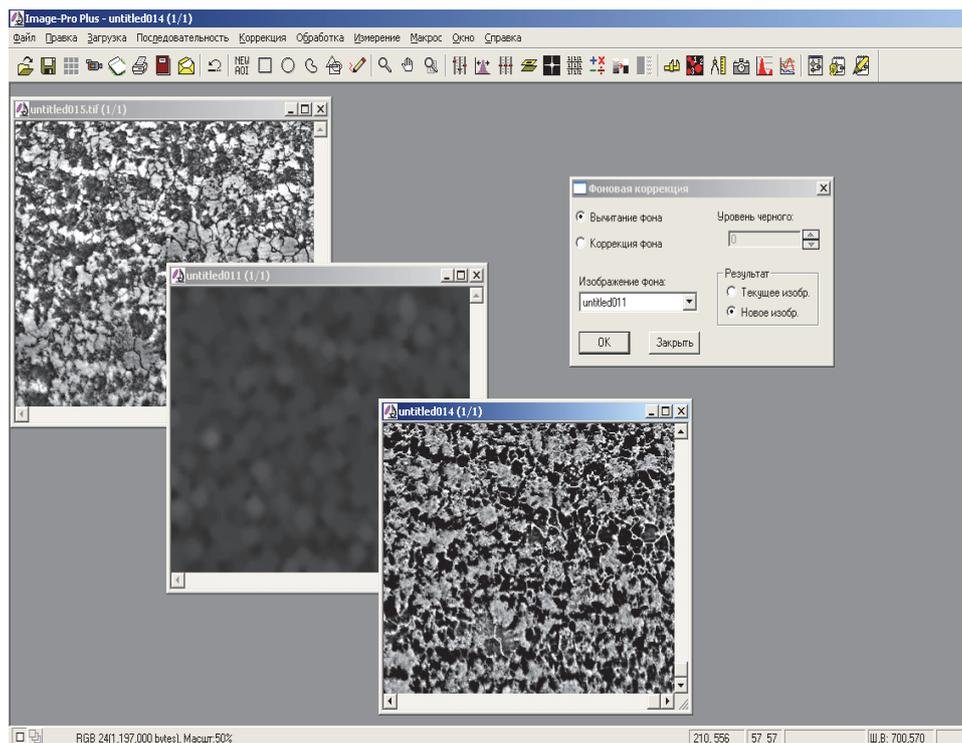


Рис. 4.17. Подготовка к инвертированию изображения

8) В главном меню «Коррекция» выберите «Инвертировать изображение», в результате негативное изображение преобразуется в позитивное.

9) Выполните коррекцию контраста.

На рис. 4.18 показана исходная структура и структура после удаления неоднородного фона и корректировки контраста.

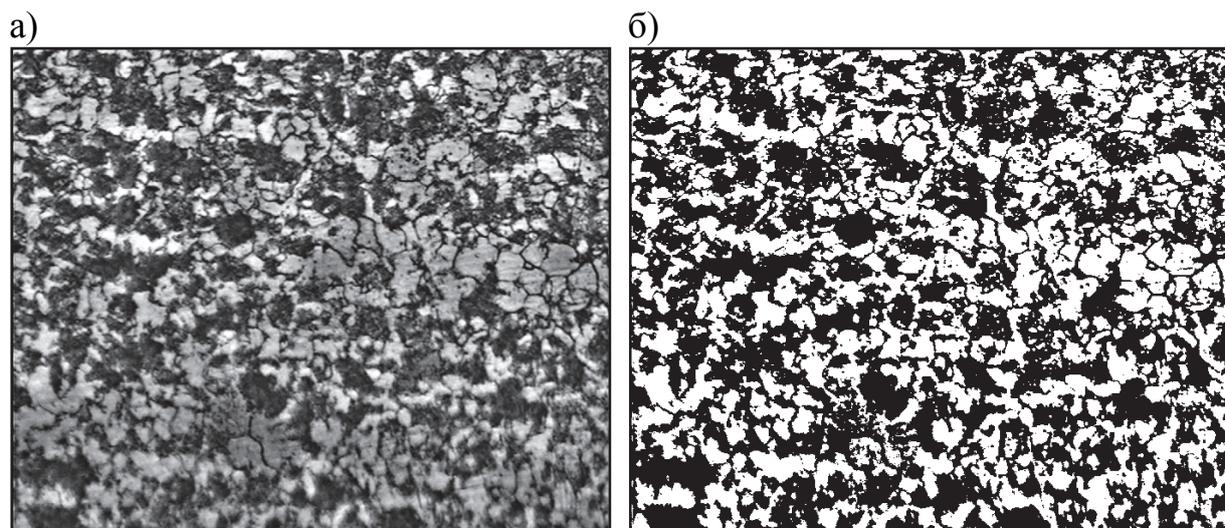


Рис. 4.18. Сравнительные результаты вычитания неоднородного фона:
а – исходное изображение; б – после удаления неоднородного фона

4.7. Определение содержание углерода в углеродистой конструкционной стали

1) Загрузите изображение микроструктуры конструкционной углеродистой стали.

2) Выполните операции пространственной калибровки (алгоритм 4.1) и коррекции контраста (алгоритм 4.2).

3) Нажмите на кнопку «Обработка». В выпадающем окне выберите «Сегментация». На рабочем поле появится окно «Сегментация».

4) В окне «Сегментация» нажмите на кнопку «Гистограмма». На изображении микроструктуры темные объекты будут перекрашены в заданный настроечный цвет. Нажмите на кнопку «Создать маску», затем на кнопку «Закрыть». На рабочем поле появится негативное изображение контрастной маски.

5) Нажмите на кнопку «Коррекция». В выпадающем окне выберите «Инvertировать изображение». Контрастная негативная маска преобразится в позитивную.

6) В главном меню «Изменение» выберите «Подсчет объектов». На рабочем поле появится окно «Подсчет объектов».

7) В меню окна «Подсчет объектов» нажмите на кнопку «Измерение», а в выпадающем меню выберите «Задать изменение». На рабочем поле появится окно «Выбор измерения» (рис. 4.19).

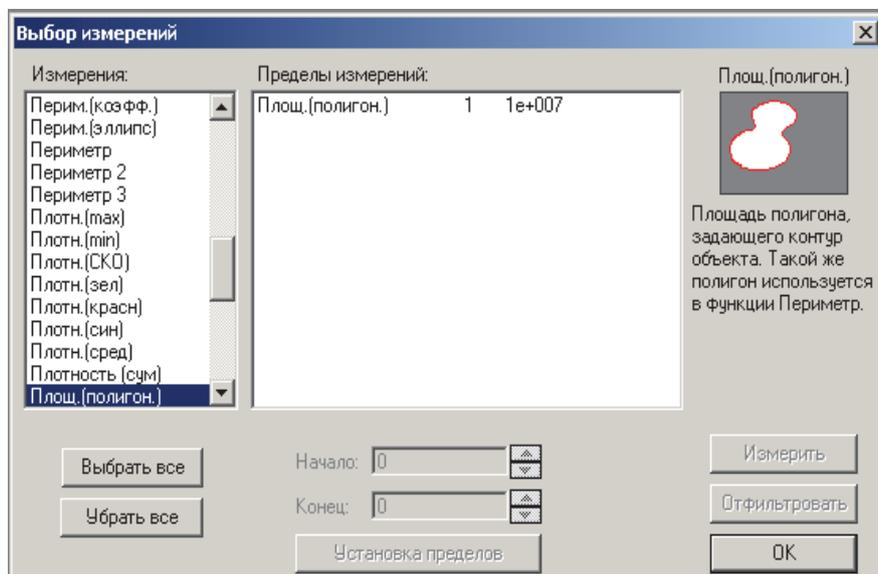


Рис. 4.19. Окно «Выбор измерений»

8) В окне «Выбор измерения» в светлом поле «Измерение» выберите «Площадь (полигон.)». Окно «Выбор измерения» примет вид (рис. 4.19). Нажмите ОК.

9) В окне «Подсчет объектов» выберите тип объекта «Автотемные объекты». Нажмите «Считать».

10) В окне «Подсчет объектов» нажмите на кнопку «Вид». В выпадающем окне выберите «Статистика». Появится окно «Статистика» (рис. 4.20), в котором можно увидеть значение суммарной площади темных объектов.

Статист.	Площ.(полигон.)
Мин.	1
⊙ (№ об.)	2
Макс.	16395
⊙ (№ об.)	477
Диапаз.	16394
Средн.	169.58664
С.К.О.	895.75067
Сумма	122441.55
Кол-во	722

Рис. 4.20. Результаты вычисления

11) В окне «Подсчет объектов» выберите тип объекта «Автосветлые объекты». Нажмите «Считать».

12) В окне «Подсчет объектов» нажмите на кнопку «Вид». В выпадающем окне выберите «Статистика». Появится окно «Статистика», из которого выпишите значение суммарной площади светлых объектов.

13) Рассчитайте процентное содержание суммарной площади темных объектов по формуле

$$K_{T.O} = \frac{F_{T.O.}}{F_{T.O.} + F_{C.O}} \cdot 100 \%,$$

где $F_{T.O}$ и $F_{C.O}$ – суммарная площадь темных и светлых объектов соответственно.

Учитывая, что металлографический шлиф представляет плоское сечение объемной структуры материала, то объемное содержание темных объектов можно рассчитать

$$V_{T.O} = \frac{F_{T.O}^{3/2}}{F_{T.O}^{3/2} + F_{C.O}^{3/2}} \cdot 100 \%.$$

Светлые объекты представляют ферритную структуру, а темные объекты – перлитную, тогда содержание углерода можно определить, %:

$$C = C_{\text{П}} \cdot V_{\text{Т.О}} + C_{\text{Ф}} \cdot (1 - V_{\text{Т.О}}),$$

где $C_{\text{П}}$ и $C_{\text{Ф}}$ – содержание углерода в перлите и феррите соответственно.

По аналогичному алгоритму можно производить определение пористости материалов, получаемых методом порошковой металлургии.

4.8. Методика цифровой обработки изображений металлографических микроструктур в среде MATLAB

Наиболее полную информацию о структуре, физико-механических и химических свойствах поликристаллического материала несут границы зерен и границы раздела фаз, которые относят к основным составляющим интерфейса структурного состояния материала.

Изображение можно рассматривать как двумерный сигнал, несущий более ёмкую информацию, чем обычный одномерный (временной) сигнал. Вместе с тем получение и обработка информации по визуальным данным требует особых усилий, базирующихся на знании специфических методов, и здесь традиционная идеология одномерных сигналов и систем может быть малоприменимой [30].

Цифровая обработка изображений означает выполнение над ними различных операций с целью визуального улучшения изображения. Основными процедурами цифровой обработки изображений металлографических микроструктур является фоновая коррекция и выделение границ геометрических объектов, после выполнения которых производится обмер и вычисление геометрических характеристик микрогеометрических объектов. Важной процедурой обработки изображений является повышение их качества за счет устранения различных зашумляющих факторов. На практике это достигается созданием соответствующего программного обеспечения, включая профессиональные программные пакеты: Image-Pro Plus, SIAMS, Thixomet SmartDrive и др., а также разработкой программ с помощью различных сред программирования: MATLAB, MATHCAD и др.

Система MATLAB предлагается как язык программирования высокого уровня для технических задач, оснащенный большим числом пакетов прикладных программ – расширений. Пакет Image Processing Toolbox предназначен для апробации и совершенствования уже известных и разработки новых математических методов обработки изображений, а также создания новых, высокоэффективных и уникальных программных средств [12].

В работе были использованы различные возможности MATLAB для цифровой обработки изображений: повышение резкости, яркости-контрастности, фильтрация от шума, бинаризация, морфологические операции. В результате была разработана методика обработки изображений с использованием MATLAB, позволяющая выделять границы зерен на микромасштабном уровне для их дальнейшей количественной оценки. Рассмотрим конкретный пример цифровой обработки изображения микроструктуры.

Объектом исследования являлись оцифрованные фотографии (размером 640×480 пикселей) микроструктуры листового алюминиевого сплава Д16АТ в состоянии поставки, полученные с помощью цифровой камеры на микроскопе «Микро-200» (×400).

Ниже представлены алгоритм цифровой обработки металлографического изображения в среде MATLAB и программа, включающая последовательность включения и выполнения различных фильтров и итераций:

```
A=imread('Д16АТ.jpg');
ImGray = rgb2gray(A);
L = fspecial('unsharp', 1.0); L1 = filter2(L, ImGray)/255;
J = imadjust(L1, [0.2 0.7], [0 1.0]);
M = medfilt2(J);
BW = im2bw(M, 0.3);
i = imcomplement(BW);
SH = bwmorph(i, 'shrink');
CL = bwmorph(SH, 'clean');
SP = bwmorph(CL, 'spur');
U = im2uint8(SP);
C = edge(U, 'canny');
R = rangefilt(C);
DL = bwmorph(R, 'dilate');
BR = bwmorph(DL, 'bridge');
TN = bwmorph(BR, 'thin', 8);
i1 = imcomplement(TN);
```

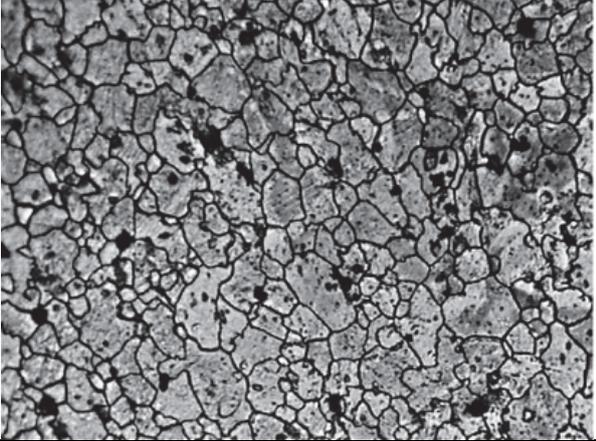
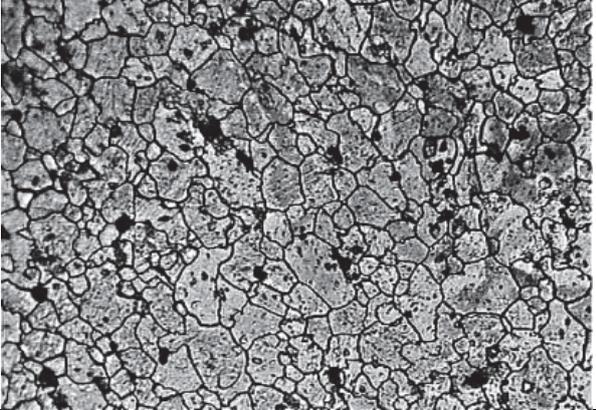
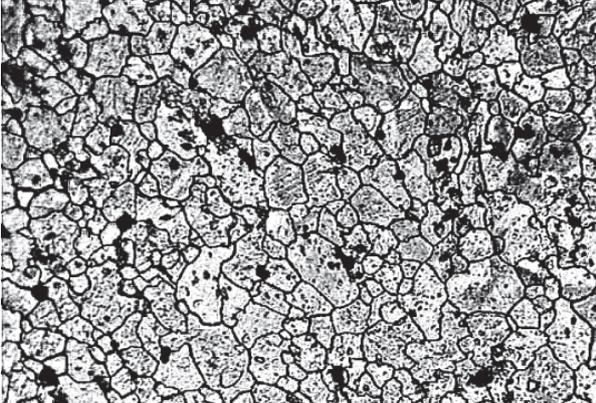
В табл. 4.2 приведены результаты последовательной обработки изображения с помощью приведенного выше алгоритма.

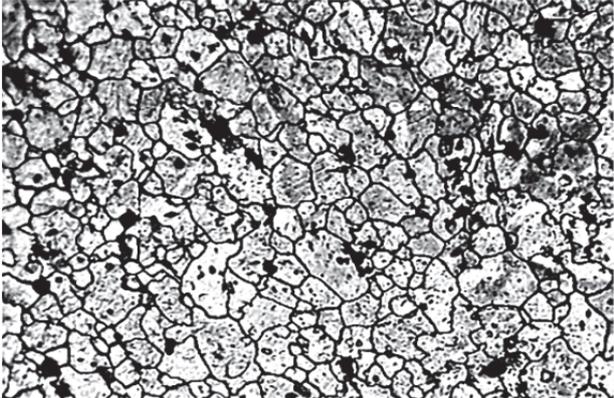
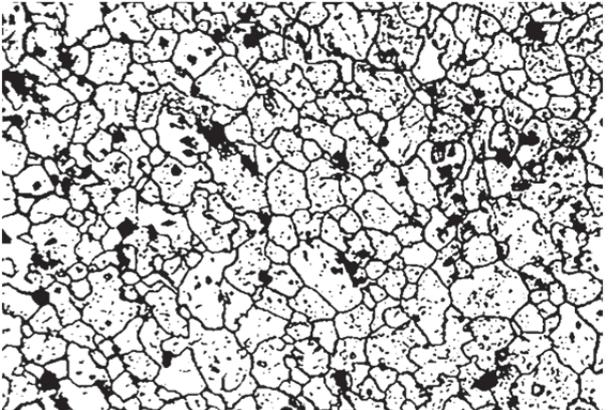
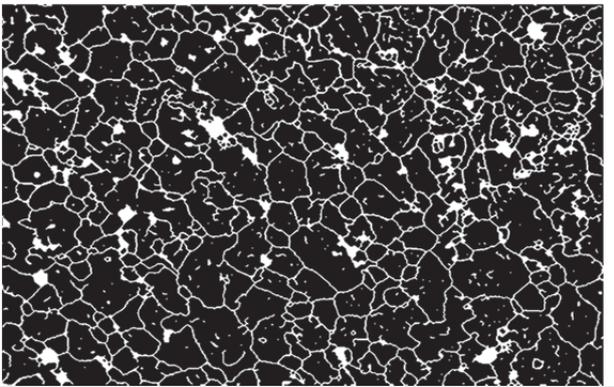
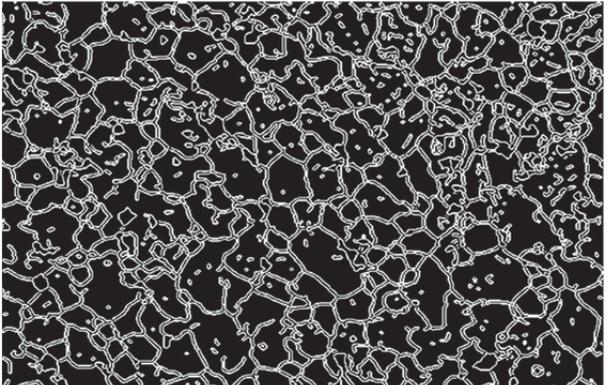
Исходное изображение относится к типу полноцветного RGB-изображения. Такое изображение хранится в виде трехмерного, содержащего три цветные матрицы: R-red, G-green, B-blue. Каждая из них содержит индексированные переменные со значением, соответствующим относительной яркости соответственно красного (Red), зеленого (Green) и синего (Blue) цветов. С помощью команды *imread* производится чтение изображения в переменную матричного типа. Для дальнейшей работы необходимо

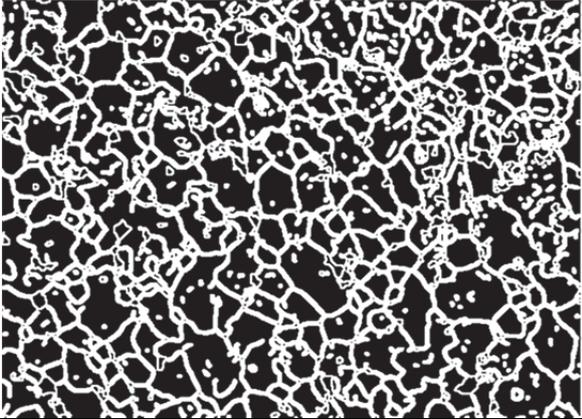
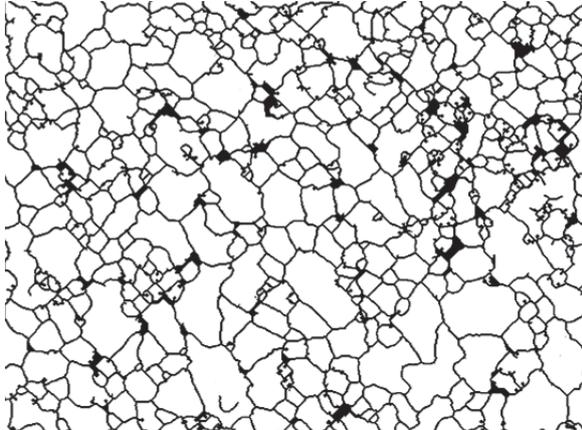
получить полутоновое изображение, имеющее пиксели с рядом оттенков серого цвета. Это изображение хранится в виде двумерной матрицы.

Таблица 4.2

Цифровая обработка изображения микроструктуры инструментами MATLAB

Выполненная операция	Полученное изображение
<i>1</i>	<i>2</i>
<pre>1. A=imread('Д16АТ.jpg'); ImGray=rgb2gray(A);</pre>	
<pre>2. L=fspecial('unsharp',1.0); L1=filter2(L,ImGray)/255;</pre>	
<pre>3. J=imadjust(L1,[0.2 0.7],[]);</pre>	

<i>1</i>	<i>2</i>
4. <code>M=medfilt2(J);</code>	
5. <code>BW=im2bw(M,0.3);</code>	
6. <code>i=imcomplement(BW);</code> 7. <code>SH=bwmorph(i,'shrink');</code> 8. <code>CL=bwmorph(SH,'clean');</code> 9. <code>SP=bwmorph(CL,'spur');</code>	
10. <code>U=im2uint8(SP);</code> 11. <code>C=edge(U,'canny');</code>	

1	2
12. <code>R=rangefilt(C);</code>	
13. <code>DL=bwmorph(R,'dilate');</code> 14. <code>BR=bwmorph(DL,'bridge');</code> 15. <code>TN=bwmorph(BR,'thin',8);</code> 16. <code>i1=imcomplement(TN);</code>	

Индексы матрицы задают положение каждого пикселя на экране дисплея, а значение соответствующего элемента матрицы задает его яркость – оттенок серого цвета. Для получения полутонового изображения используют команду *rgb2gray*.

ImGray = rgb2gray(A) – преобразование RGB-изображения в полутоновое изображение, т. к. в дальнейшем обрабатываются значения яркости пикселей – оттенки серого цвета. Данная функция создает палитру яркости (градаций серого цвета от 0 до 255), полученную преобразованием составляющих исходной цветовой палитры.

Повышение резкости изображения выполняется с помощью фильтра 'unsharp': **L = fspecial('unsharp', 1.0)** – создание маски изображения; **L1 = filter2(L, ImGray)/255** – применение фильтра повышения резкости изображения. Этот простой и эффективный метод основан на пространственной линейной обработке изображения «скользящим окном» небольшого размера. Это окно перемещается по изображению, и при каждом его положении формируется один отсчет выходного поля яркости (обычно данный отсчет соответствует центру окна).

Фильтр, повышающий резкость изображения, имеет вид матрицы, хранящей коэффициенты фильтра, которые задают его передаточную функцию и свойства:

$$h = \frac{1}{a+1} \begin{bmatrix} -a & a-1 & -a \\ a-1 & a+5 & a-1 \\ -a & a-1 & -a \end{bmatrix},$$

где a – параметр, выбираемый в пределах от 0 до 1.

Функция **fspecial** создает маску фильтра 'unsharp'. После применения фильтра числовое значение каждого элемента матрицы **L1** принимает значения от 0 до 1 (делится на 255). Повышение четкости изображения подобными фильтрами неизбежно приводит к усилению шумовой составляющей и зернистости реальных изображений [12, 10].

Нередко изображение оказывается слишком светлым или слишком темным. Эти дефекты обусловлены тем или иным видом передаточной характеристики по яркости пикселя от его значения (рис. 4.21). Если эта зависимость выпуклая ($\gamma < 1$), то преобразованное изображение станет светлее, чем оригинальное. Если передаточная характеристика будет вогнутой ($\gamma > 1$), то преобразованное изображение станет более темным, чем оригинальное. При $\gamma = 1$ передаточная характеристика имеет линейный вид.

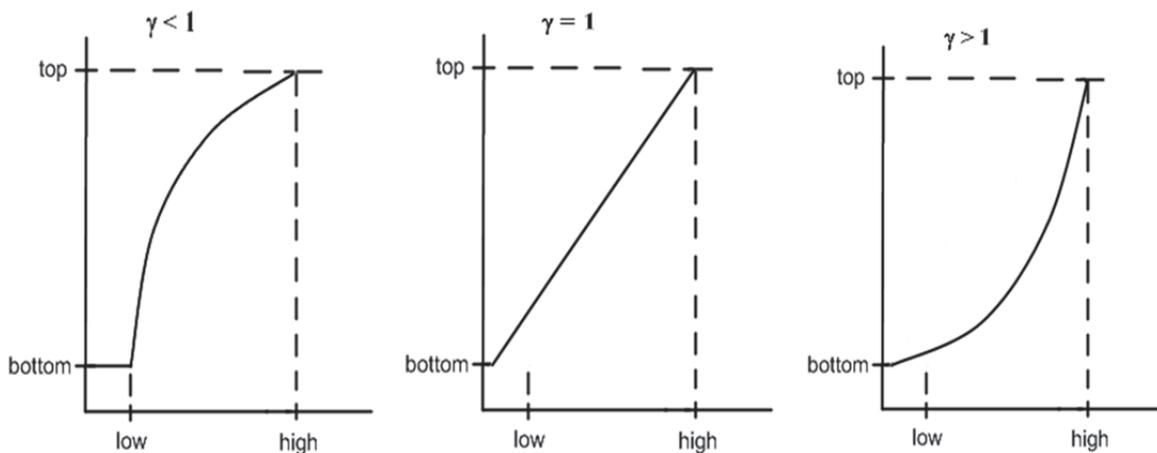


Рис. 4.21. Передаточная характеристика яркости пикселя при разных значениях гамма γ

Функция **J = imadjust(L1, [low high], [bottom top])** осуществляет изменение яркости изображения, называемое гамма-коррекцией. Данная функция выравнивает гистограмму яркости изображения, приводя ее к линейному виду. Задаваемые пороги ограничения по входу и выходу (значению пикселя) варьируются в пределах от 0 до 1. Это специальная форма регулировки контраста, предназначенного для улучшения

контрастности в очень темных или очень светлых областях изображения. Введение гамма-коррекции нередко заметно выше улучшает их качество, чем просто повышение или понижение яркости изображения.

Для устранения зернистости изображения, возникшей после повышения резкости, применяется медианная фильтрация.

$M = \text{medfilt2}(J)$ – медианная фильтрация изображения. Данная функция является эффективным средством фильтрации шума типа «salt and pepper». Медианная фильтрация происходит с помощью маски фильтра размера 3×3 . Центральный пиксель маски получают усреднением всех ее пикселей. Маска применяется не рекурсивно (нелинейно) ко всему изображению.

Для применения в дальнейшей обработке морфологических операций требуется провести бинаризацию и инвертирование цветов изображения (морфологические операции производятся только над бинарными изображениями).

$BW = \text{im2bw}(W, 0.3)$ – бинаризация изображения с отсечением по порогу яркости. Данная функция преобразует изображение в бинарное (двухцветное), применяя операцию отсечения по порогу яркости. Пиксели преобразованного изображения имеют значение 0 (черный цвет), если уровень порога не превышен, и значение 1 (белый цвет) в ином случае. Порог задается в пределах от 0 до 1. Преобразование в бинарное изображение позволяет резко выделить отдельные фрагменты исходного изображения. Бинарное изображение можно рассматривать как вариант полутонового изображения [12, 26].

$i = \text{imcomplement}(BW)$ – функция дополнения или инвертирования изображения. Дополнением называют разность между предельным и текущим значением элемента массива. Данная функция вычисляет дополнение для каждого элемента массива. Наиболее характерным применением функции дополнения является создание негативного изображения из исходного изображения. Необходимость инвертирования изображения обусловлена особенностями действия морфологических операций: пиксели со значением 1 рассматриваются как объект, а пиксели со значением 0 относят к фону.

Морфологические операции применяются для изменения формы объектов и составляют основу средств распознавания образов. Это нелинейные операции, основанные на учете связности пикселей в некоторых анализируемых блоках изображения. Морфологические операции часто используют понятия связности пикселей. Квартетом соседей пикселя P называют 4 окружающих его пикселя x_1, x_3, x_5 и x_7 (рис. 4.22). Соответственно, октетом соседей называют все 8 окружающих пикселей P пикселя.

x1	x2	x3
x8	P	x4
x7	x6	x5

Рис. 4.22. Октет соседей пикселя

Объект называют 4-связным, если в квартете соседних пикселей есть хотя бы один со значением 1. Соответственно, объект называют 8-связным, если среди окружающих его пикселей есть хотя бы один со значением 1. Понятие 8-связности употребляется и по отношению к фону, 4-связность фона автоматически означает 8-связность объектов и наоборот [12].

Функция **bwmorph** выполняет заданную морфологическую операцию над бинарным изображением. Как правило, каждая операция основана на учете 8-связности пикселей в некоторых анализируемых блоках изображения, т. е. используется понятие октет пикселей – все 8 окружающих пикселей P пикселя.

SH = bwmorph(i, 'shrink') – сжатие объекта. Функция выполняет удаление пикселей из матрицы таким образом, что объекты без «дыр» сжимаются в точку (рис. 4.23, а), а объекты с «дырами» сжимаются в 8-связные замкнутые в кольцо участки остова, проходящие посередине между границами «дыр» и внешней границей объекта (рис. 4.23, б).

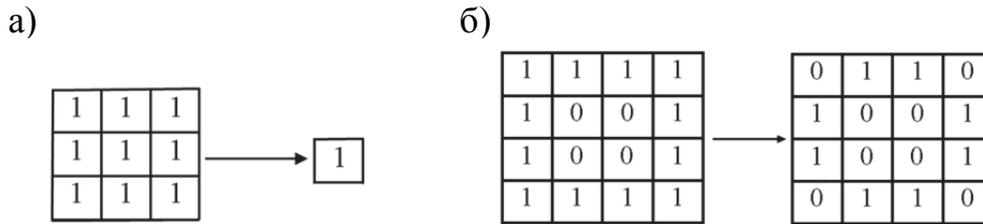


Рис. 4.23. Действие морфологической операции 'shrink': а – сжатие объектов без «дыр»; б – сжатие объектов с «дырами»

CL = bwmorph(SH, 'clean') – удаление изолированных пикселей объектов. Пиксели с единичным значением, все 8 соседей которых равны 0, заменяются пикселями с нулевым значением (рис. 4.24).

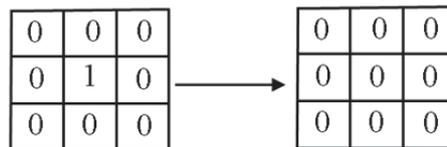


Рис. 4.24. Действие морфологической операции 'clean'

SP = bwmorph(CL, 'spur') – удаление ответвлений объекта толщиной в один пиксель, т. е. таких пикселей, у которых только один соседний пиксель установлен в значение 1, а остальные – в 0.

U = im2uint8(SP) – перевод матрицы изображения из класса logical в класс uint8, т. к. фильтр выделения границ по Канни работает только с изображениями uint8.

C = edge(U, 'canny') – выделение границ изображения по методу Канни. Это наиболее сложный и совершенный метод, основанный на использовании двух порогов (верхний и нижний). Они задают два типа границ: «сильные» границы и «слабые». «Слабые» границы отмечаются только тогда, когда они соединены с «сильными» границами [12, 31].

Выделение границ между различными областями изображения выполняется по яркости. Недостатком данного метода является получение двойных границ контуров. Для решения этой проблемы следует произвести анализ текстуры изображения с помощью функции rangefilt.

R = rangefilt(C) – вычисление локальных пределов изображения (анализ текстуры изображения). Суть данной функции состоит в замене значений яркости пикселей, находящихся в окрестности 3×3 от рассматриваемого пикселя, на значения яркости этого пикселя. Результатом применения данной функции является матрица, каждый элемент которой содержит значения диапазона (максимальное и минимальное значение) окрестности 3×3 соответствующего пикселя входного изображения [12, 25].

Таким образом, можно заполнить замкнутые двойные контуры, полученные в результате применения выделения границ по Канни, превратив их в сплошные линии. На рис. 4.25 приведен пример заполнения полости объекта, размер которой не превышает размера окрестности 3×3 .

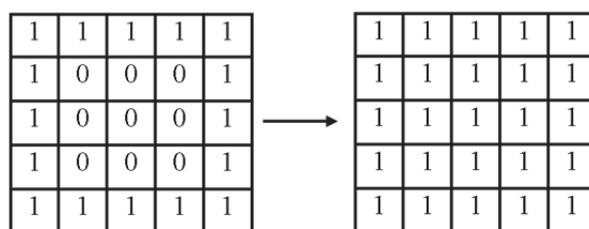


Рис. 4.25. Вычисление локальных пределов изображения

DL = bwmorph(BR1, 'dilate') – наращивание объекта путем замены на 1 значений пикселей фона, граничащих с объектом (однократное наращивание создает вокруг объекта слой пикселей со значением 1 с единичной толщиной).

BR = bwmorph(i, 'bridge') – соединение ранее разъединенных пикселей (разделенных фрагментом фона толщиной в 1 пиксель).

$TN = \text{bwmorph}(BR2, 'thin', 8)$ – утонение объекта путем эрозии объекта при сохранении 8-связности (рис. 4.26).

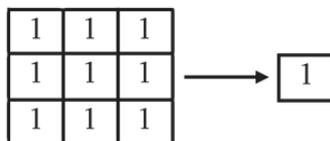


Рис. 4.26. Действие морфологического фильтра 'thin'

Изображение повторно инвертируется для его дальнейшего анализа. Полученное в результате многоступенчатой обработки изображение имеет вид бинарной матрицы с отдельным изображением границ зерен толщиной в один пиксель. Данное цифровое изображение впоследствии может быть использовано для определения геометрических показателей металлографической структуры: определения балла, площади и периметра зерна, фрактальной размерности, развитости границ зерна и т. д.

На основании изложенного можно сделать следующий вывод. Результаты расчета параметров микроструктуры во многом зависят от качества обрабатываемого исходного изображения микроструктуры. Изображение может иметь непротравленные границы, также может быть неоднородным по яркости и цветовой гамме, возможны процессы срачивания границ зерен и других объектов или напротив удаление в процессе цифровой обработки пикселей, относящихся к границе зерна и т.д., в зависимости от особенностей фильтра.

Основным параметром, учитываемым при выделении границ зерен микроструктуры, является значение яркости пикселей изображения. Это осложняет процесс выделения границ объектов на изображении, так как значения яркости пикселей могут быть одинаковыми как у границ зерен, так и у объектов, к ним не относящихся. Непротравленные границы также могут иметь те же значения яркости, что и основная поверхность зерна. Возникает также проблема с реконструкцией непротравленных границ зерен (узкие или прерывистые границы), т. к. значения яркости пикселей у этих объектов недостаточны для отнесения их к границам зерен.

Процесс обработки изображения должен быть корректным. Результат этой обработки во многом зависит от качества подготовленных металлографических шлифов, их изображений и действий оператора.

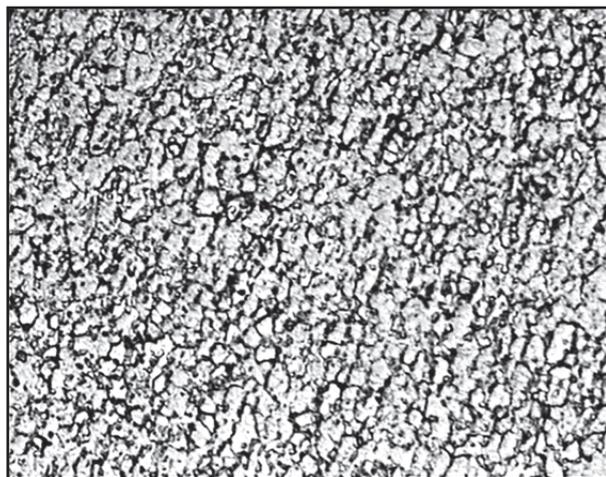
5. КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ИНТЕРФЕЙСА СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ

5.1. Оценка точности определения количественных показателей микроструктуры

Изображения одного и той же структуры на разных участках металлографического шлифа отличаются друг от друга, но имеют множество общих признаков, по которым осуществляется идентификация структурного состояния материала. Количественные показатели таких изображений, естественно, будут отличаться друг от друга, поэтому любое структурное состояние материала характеризуется статистическими характеристиками: диапазоном рассеивания и математическим ожиданием по каждому количественному структурному показателю. Соотношение между диапазоном рассеивания и математическим ожиданием определяет погрешность количественной оценки.

Для оценки погрешности при использовании количественных показателей микроструктуры был проведен специальный эксперимент, основанный на статистическом анализе изображений. В расчете использовались 25 изображений микроструктуры титанового сплава ОТ4-1, снятые при 400-кратном увеличении. Одно из изображений микроструктур и ее преобразованный вид с выделенными границами приведены на рис. 5.1.

а)



б)

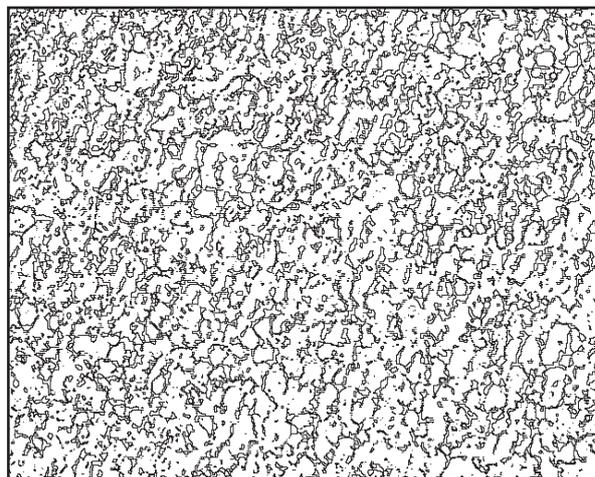


Рис. 5.1. Микроструктура титанового сплава ОТ4-1 (а) и ее контрастная маска с выделенными границами (б)

По результатам компьютерной обработки каждого изображения рассчитывались средние значения периметра и площади зерен. По полученным средним значениям и количеству микроструктурных объектов на

каждом снимке рассчитывались кривые распределения, представленные на рис. 5.2, 5.3 и 5.4, и вычислялись математическое ожидание и среднеквадратическое отклонение.

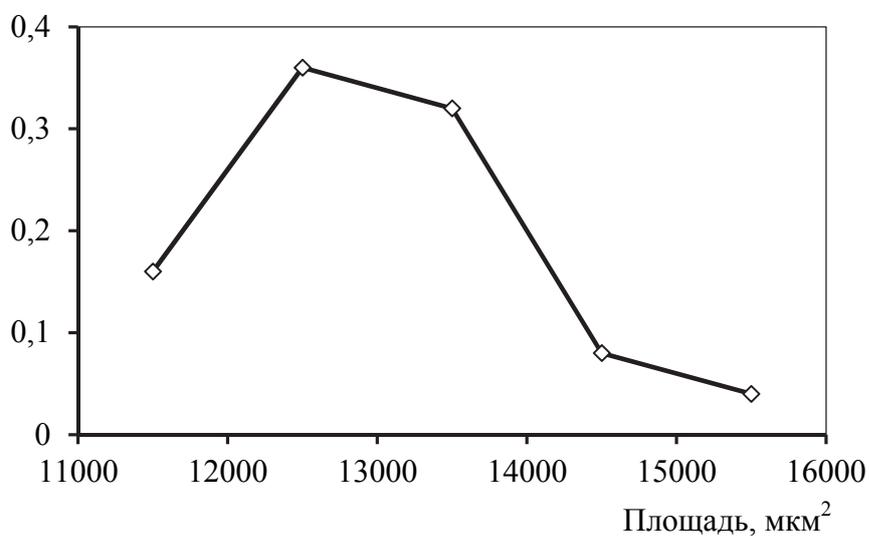


Рис. 5.2. Кривая распределения площади зерен

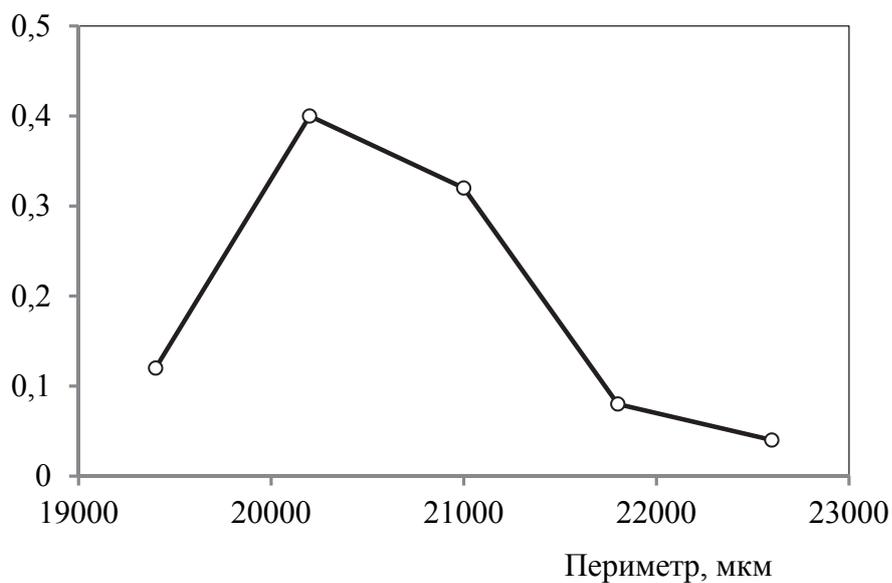


Рис. 5.3. Кривая распределения периметра зерен

В табл. 5.1 приведены рассчитанные статистические характеристики распределений.

Таблица 5.1

Статистические характеристики распределений

Статистический показатель	Площадь зерен, $\mu\text{м}^2$	Периметр зерен, $\mu\text{м}$	Количество микроструктурных объектов
Диапазон рассеивания	6042	3580	515
Математическое ожидание	12967	20684	1849
Среднеквадратичное отклонение	1235	867	139

Кривые распределения периметров, площадей зерен и количества микроструктурных объектов имеют экстремальный вид, подобный закону нормального распределения, но ограниченное число экспериментальных изменений не позволяет в полной мере отнести их к распределению Гаусса, поэтому дальнейший анализ осуществлялся по критерию Стьюдента.

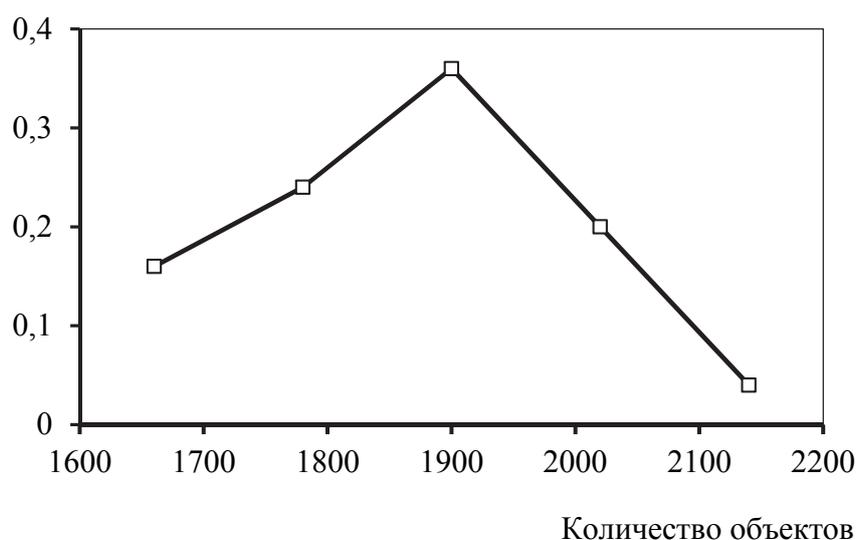


Рис. 5.4. Кривая распределения количества микроструктурных объектов на одном снимке

Под погрешностью понимают отношение доверительного интервала к математическому ожиданию. Величина доверительного интервала зависит от доверительной вероятности (p) и числа степеней свободы (n). Последнее представляет количество независимых экспериментов, которые обеспечивают анализируемую выборку. Относительную погрешность можно определить

$$\varepsilon = \frac{s \cdot t_p}{M},$$

где s – дисперсия; t_p – критерий Стьюдента при заданной доверительной вероятности; M – математическое ожидание.

В табл. 5.2 приведены результаты расчета относительной погрешности при доверительной вероятности $p = 0,95$ при описании структурного состояния материала с использованием количественных показателей.

Выбор места для фотографирования изображения осуществляется целенаправленно, при этом вначале изучается весь шлиф, а затем фиксируются те зоны, которые, на взгляд исследователя, наиболее полно отражают структуру материала. Это означает, что формальное определение степени свободы не подходит к реальному процессу съемки микроструктуры, и значение $n = 1$ необходимо удалить из анализа.

Таблица 5.2

Результаты расчета погрешности
при доверительной вероятности $p = 0,95$

n	1	2	3	4	5	15	25	30
t_p	12,7	4,3	3,18	2,78	2,57	2,13	2,06	2,04
$s(P)$	11010,9	3728,1	2757,06	2410,26	2228,19	1846,71	1786,02	1768,68
$\varepsilon(P)$	0,50315	0,17036	0,12599	0,11014	0,10182	0,08439	0,08161	0,08082
$s(F)$	15684,5	5310,5	3927,3	3433,3	3173,95	2630,55	2544,1	2519,4
$\varepsilon(F)$	1,02066	0,34558	0,25557	0,22342	0,20654	0,17118	0,16556	0,16395
$s(N)$	1765,3	597,7	442,02	386,42	357,23	296,07	286,34	283,56
$\varepsilon(N)$	0,95473	0,32326	0,23906	0,20899	0,1932	0,16012	0,15486	0,15336

n – число степеней свободы; t_p – критерий Стьюдента; $s(P)$, $s(F)$, $s(N)$ – дисперсия по периметру, площади зерен и количеству микроструктурных объектов соответственно; $\varepsilon(P)$, $\varepsilon(F)$, $\varepsilon(N)$ – относительная погрешность по периметру, площади зерен и количеству микроструктурных объектов соответственно

На рис. 5.5 представлено влияние количества обработанных изображений микроструктуры на погрешность анализа структуры.

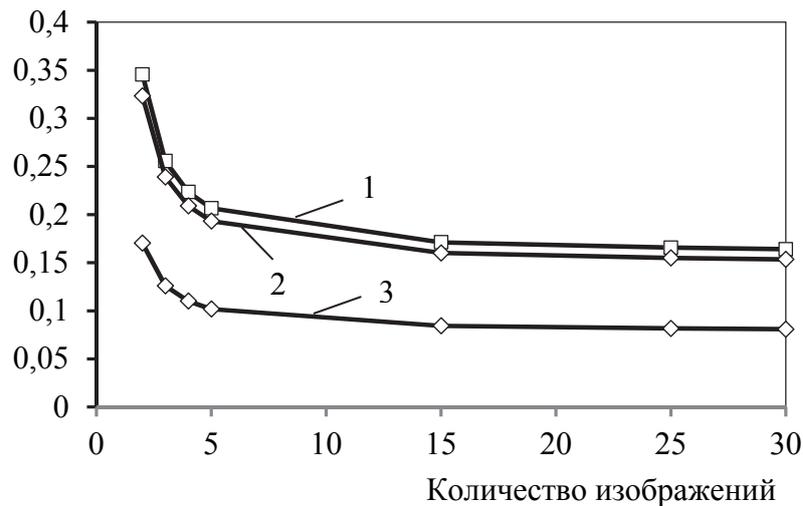


Рис. 5.5. Относительная погрешность при различном количестве обрабатываемых изображений микроструктур

С увеличением количества анализируемых изображений погрешность уменьшается, при этом, начиная с пяти изображений, темп снижения погрешности изменяется незначительно. Для практических целей достаточно выборка из 5 изображений, при этом погрешность для различных количественных структурных параметров будет составлять от 10 до 20 %.

5.2. Статистическая оценка структурной организации поликристаллического материала

Компьютерная металлография использует количественные геометрические показатели, при этом сама структура представляется как множество геометрических объектов, отображающих строение материала на разных масштабных уровнях. Структура одного и того же объекта, зафиксированная в разных сечениях, обладает геометрической общностью, на основании которой осуществляется идентификация структурных составляющих и строение материала. Структурная организация материала оценивается статистическими показателями распределения индивидуальных количественных характеристик кристаллитов и других микроструктурных объектов, к которым относят средний диаметральный размер, периметр и площадь сечения кристаллита в плоскости шлифа, а также фрактальную размерность границ зерен и раздела фаз.

Рассмотрим статистические показатели распределения индивидуальных количественных показателей кристаллитов. Объектом исследования были микроструктуры сталей 45. Различные структурные состояния стали обеспечивались варьированием режимов термической и деформационной обработки.

Нагрев образцов при термической обработке выполнялся в муфельной печи СНОЛ 3-1. Режимы термической обработки стали 45 приведены в табл. 5.3.

Таблица 5.3

Режимы термической обработки стали 45

Режимы термической обработки	Структура	HV, кгс/мм ²
1. Закалка с нагревом до 850 °С и охлаждение в воду	Мартенсит и остаточный аустенит	520...550
2. Закалка с нагревом до 850 °С и охлаждение в масло	Мартенсит	470...500
3. Отжиг с нагревом до 850 °С и охлаждение с печью	Перлит и феррит	230...260

Результатом преобразования фотографии микроструктуры, удобной для дальнейшей компьютерной обработки, является ее изображение с выделенными границами зерен и раздела фаз. На рис. 5.6 в качестве примера приведена микроструктура листовой стали 45 до и после преобразования. Количественные характеристики определялись по преобразованным изображениям, а полученные результаты транспортировались в Excel для расчета комплексных характеристик и статистического анализа.

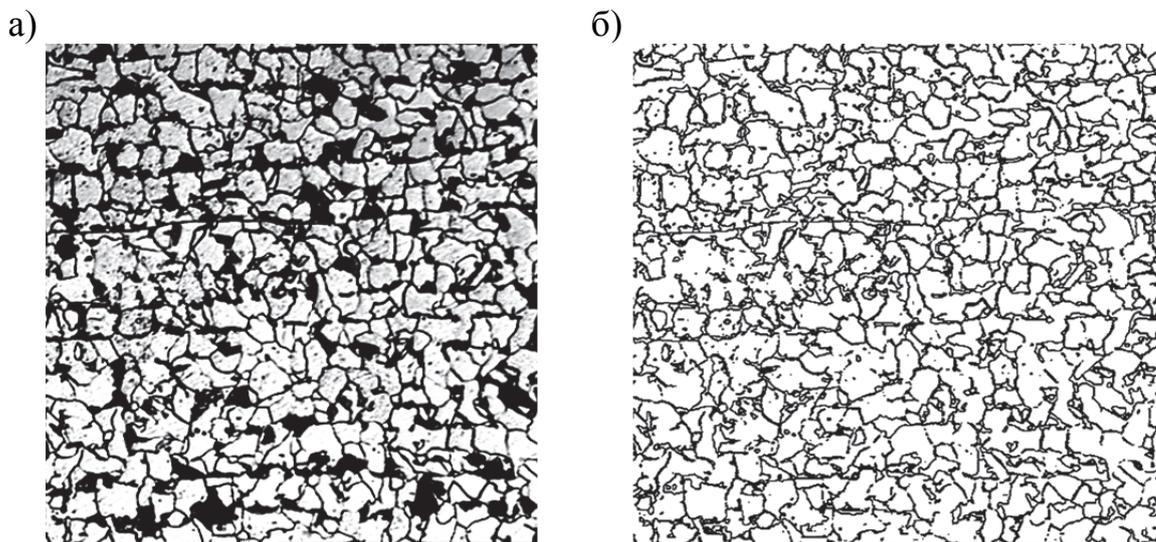


Рис. 5.6. Микроструктура стали 45 до (а) и после компьютерного преобразования (б)

Статистическая обработка предусматривала построение гистограмм и расчет вероятностных показателей распределения плотности границ зерен.

Расчет весовых коэффициентов частот распределения проводился по формуле

$$\lambda_j = \frac{\sum_j F_i}{\sum_N F_i},$$

где $\sum_j F_i$ – сумма площадей зерен j -го интервала; $\sum_N F_i$ – общая сумма всех зерен в пределах одной фотографии.

На рис. 5.7 показано распределение плотности границ зерен микроструктуры стали 45 в отожженном состоянии, после закалки в воду и в масло. На рис. 5.8 представлены весовые коэффициенты частот распределения плотности границ зерен.

Микроструктура отожженного состояния характеризуется выраженным бимодальным распределением плотности границ зерен, при этом первый максимум в области малых значений q относится к крупным зернам, а второй максимум в области больших значений q – к мелким зернам. Мелкие зерна распределены относительно равномерно по всему материалу. Они расположены преимущественно по границам крупных зерен и в зоне стыков тройных вершин зерен, т.е. зон повышенной концентрации мелких зерен не наблюдается.

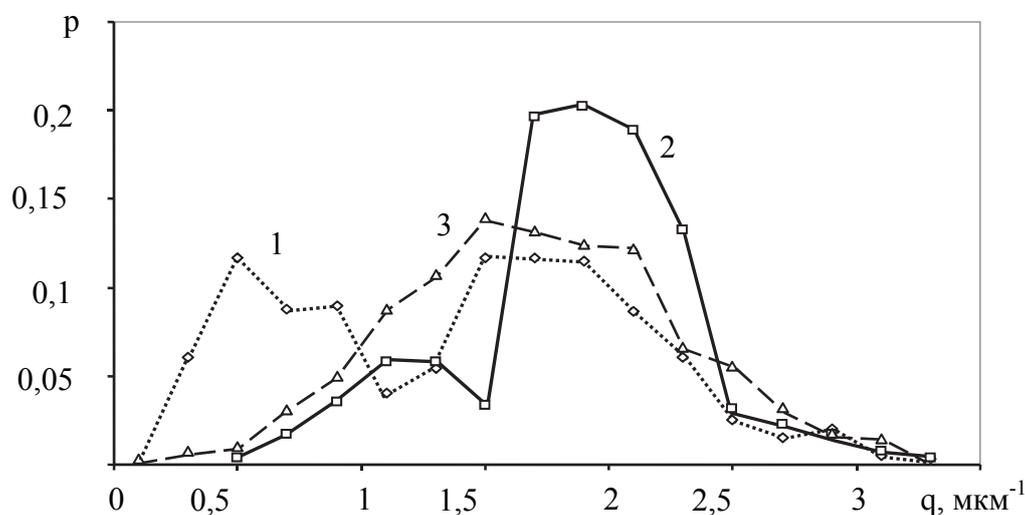


Рис. 5.7. Распределение плотности границ зерен микроструктуры стали 45: 1 – отжиг; 2 – закалка в воду; 3 – закалка в масло

После закалки в воду бимодальный характер распределения сохраняется, но первый максимум смещается в большую сторону и уменьшается по величине, второй максимум резко возрастает по величине и также незначительно смещается в область больших значений q . Такой характер

изменения закона распределения плотности границ отражает кинетику образования мартенситной структуры с развитыми двойниковыми границами. Проявление первого максимума связано с присутствием в структуре остаточного крупнозеренного аустенита, а снижение частоты вызвано изменением его процентного содержания.

Плотность границ зерен применительно к мартенситной структуре теряет традиционное содержание. Образование мартенситных игл протекает со сверхвысокой скоростью внутри зерна аустенита [11]. Линейные образования на микрофотографии мартенсита представляют границы двойников, пронизывающих аустенитные зерна, при этом границы самих зерен могут быть выявлены только с помощью специального отжига и травления [17].

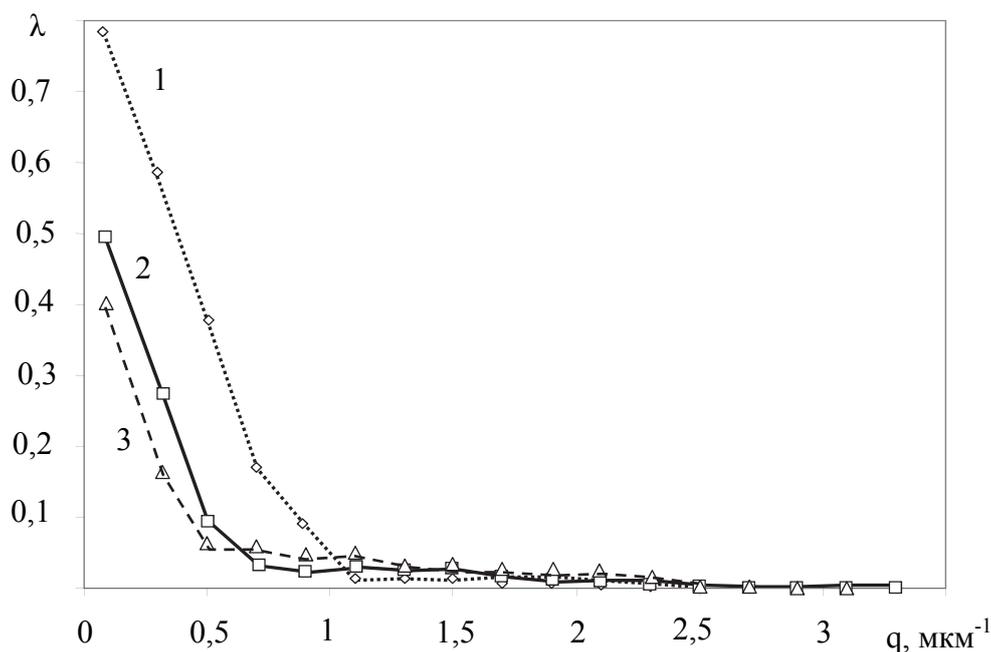


Рис. 5.8. Весовые коэффициенты распределений границ зерен: 1 – отжиг; 2 – закалка в воду; 3 – закалка в масло

Микроструктура после закалки в масло представляется более однородной. Распределение плотности границ зерен близко к нормальному закону, а отсутствие бимодальности и незначительная асимметричность указывает на незначительное присутствие остаточного аустенита. Границы зерен практически не проявляются, и на изображении структур видны только границы двойников. Плотность границ является в этом случае отображением не зеренной структуры, а двойниковых границ.

Форму любого зерна можно привести к равновеликой равноосной фигуре и оценить ее приведенным средним диаметром d . Плотность границ в этом случае можно выразить

$$q_{\text{сп}} = \frac{\pi d}{0,25 \pi d^2} = \frac{4}{d}.$$

Все кристаллиты можно условно разделить на две группы. Крупные зерна, условный диаметральный размер которых больше 4 мкм, и мелкие с диаметральный размером меньше 4 мкм. Крупные зерна характеризуются плотностью границ меньше $1,0 \text{ мкм}^{-1}$, мелкие – больше этой величины.

Распределение весовых коэффициентов в зависимости от плотности границ носит гиперболический характер и указывает, что зерна с менее развитой границей заполняют больший объем материала, но их роль в формировании структурно-энергетических показателей незначительна. В области крупных зерен наименьшие весовые коэффициенты обеспечиваются при закалке в масло. Относительно высокие весовые коэффициенты в этом диапазоне для структур, сформированных при закалке в воду, связаны с остаточным аустенитом. В диапазоне высоких значений плотностей границ зерен характер распределения весовых коэффициентов в зависимости от вида термической обработки меняется противоположным образом, указывая на образование более мелких зерен и более развитых границ.

Диапазон рассеивания плотности границ зерен после закалки в масло принимает большее значение, а математическое ожидание – меньшее по сравнению с закалкой в воду, косвенно подтверждая, что в этом случае формируется более устойчивая и равновесная структура.

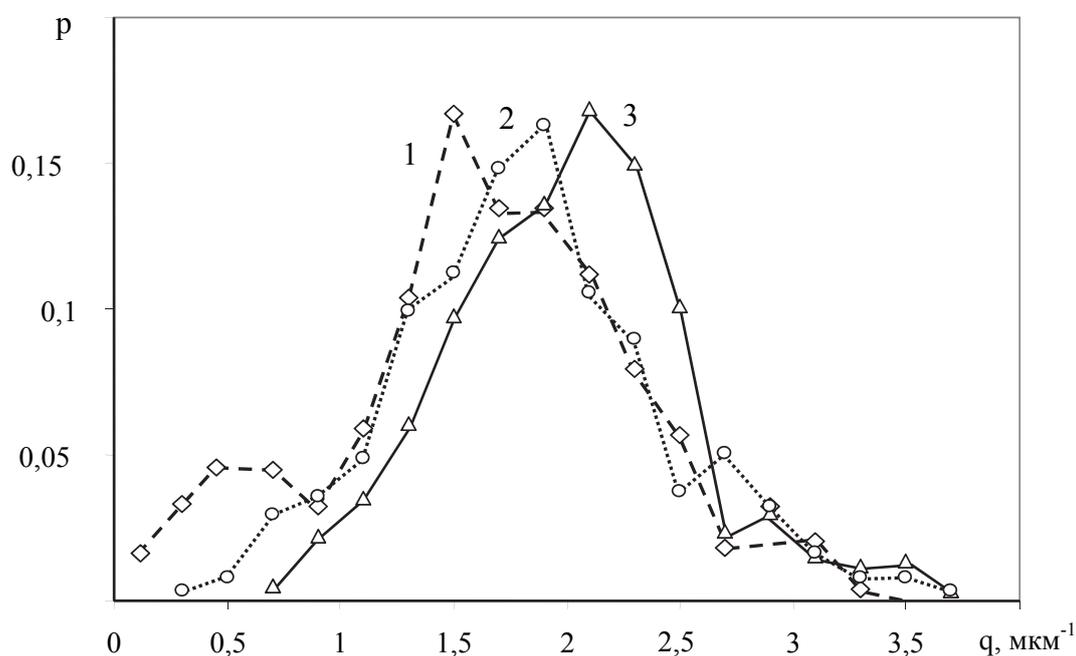


Рис. 5.9. Распределение плотности границ зерен микроструктуры стали 45: 1 – растяжение на 5 %; 2 – растяжение на 20 %; 3 – после разрыва

На рис. 5.9 представлены кривые распределения плотности границ зерен стали 45, подвергнутой растяжению. Исследовались микроструктуры в центральной части образца в поперечных сечениях относительно растягивающих напряжений. Исходная микроструктура материала достигалась отжигом и характеризовалась бимодальным законом распределения (кривая 1 на рис. 5.8). При малых степенях деформации бимодальность сохраняется, а при 20 % деформации – полностью исчезает. С повышением степени деформации центр группирования распределения смещается в область больших значений q , а диапазон рассеивания сужается.

Структурные изменения при пластической деформации происходят в результате развития различных дефектов кристаллического строения на микро- и мезомасштабном уровне. При малых напряжениях деформация происходит за счет двойников, далее – в результате развития дислокации и дисклинаций, а при высоких напряжениях процесс пластической деформации переходит на мезоуровень и реализуется в виде межзеренного скольжения, образования мезокластеров и их ротационной динамики [2, 15, 17].

В табл. 5.4 представлены значения математических ожиданий распределений плотности границ зерен при различной степени деформации.

Таблица 5.4

Математическое ожидание распределений плотности границ зерен при различной степени деформации

Степень деформации, %	0	5	10	20	30	Разрушение
Плотность границ зерен, мкм^{-1}	1,412	1,976	1,881	1,844	1,841	2,005

Из табл. 5.4 видно, что наибольшее приращение плотности границ имеет место при 5 % пластической деформации, затем наблюдается монотонное снижение до 30 % деформации и резкий скачок q в результате разрушения образца. Положение максимумов не совпадает с величинами математических ожиданий в результате асимметрии восходящих и нисходящих ветвей кривых распределения q . Восходящая ветвь, в большинстве случаев, представляется более крутой по сравнению с нисходящей ветвью. Это указывает, что структурные элементы с высокой плотностью границ являются более устойчивыми к пластической деформации, и структурным изменениям подвергаются преимущественно крупные микроструктурные составляющие с низкой плотностью границ.

Сохранение бимодальности при степени деформации 5 % указывает, что носители деформации в этом случае развиваются преимущественно внутри зерен, а повышение «развитости» границ является результатом выхода на них линейных дефектов кристаллического строения. Снижение

величины математического ожидания с дальнейшим повышением степени деформации вызвано образованием мезокластеров или фрагментированных элементов, представляющих совокупность зерен, объединенных когерентными границами раздела, с развитой внешней границей кластера. Плотность дефектов кристаллического строения внутри зерен возрастает, но этот показатель не фиксируется используемыми количественными характеристиками компьютерной металлографии. «Развитость» границы кластера ниже, чем у границ зерен, и это отражается на величине математического ожидания.

На основании изложенного можно заключить следующее:

- Информативной количественной характеристикой структурного состояния кристаллита является плотность границ зерен и раздела фаз (отношение периметра к площади зерна или фрагмента отдельной фазы), а структурная организация отражается на характере их распределения.

- Структурные изменения при деформационном и термическом воздействии отражаются не только на форме кристаллита, но и на характере распределения плотности границ зерен и весовых коэффициентов, рассчитанных по площади.

- Показано, что применительно к мартенситной структуре плотность границ зерен теряет традиционный смысл и становится количественной характеристикой двойниковых границ.

- Установлено, что распределение плотности границ зерен отожженной структуры стали 45 носит бимодальный характер, который сохраняется после закалки в воду и незначительной пластической деформации.

- Изменение математического ожидания распределения плотности границ зерен с повышением степени пластической деформации отражает динамику структурных изменений и доминирующий носитель деформации. Переход пластической деформации на мезоуровень приводит к снижению плотности границ зерен.

5.3. Количественная оценка зеренной структуры конструкционных сталей

Упрочнение металлов и сплавов сводится к взаимодействию дислокаций с дефектами кристаллического строения, при этом наиболее активная роль в этом процессе отводится границам зерен [23]. Границы зерен представляют замкнутый двумерный дефект кристаллического строения, состоящий из комбинации дислокаций, нанокристаллических и аморфных фаз, и отличаются повышенной плотностью концентраторов напряжений микромасштабных уровней, которые играют активную роль в развитии источников и стоков различных дефектов кристаллического строения, при этом сама граница является активным барьером перемещения дислокаций.

Протяженность границ определяется размером зерен и влияет на механические и физико-химические свойства материала. Роль этого параметра в обеспечении прочностных свойств материала отражает закон Холла-Петча [33]. Предел текучести и напряжение течения увеличивается с уменьшением размера зерна не из-за наличия границы самой по себе, а из-за взаимодействия между кристаллитами, разделенными этой границей. Если дислокации надежно задерживаются границей, и возможности для эстафетной передачи деформаций ограничены, то деформации локализуются в микрообъемах, и напряжения течения возрастают. Локализация деформаций повышает концентрацию напряжений, что приводит к преждевременному разрушению и снижению пластичности металла. С уменьшением размера зерна облегчается переход линейного дефекта из одного кристаллита в другой, при этом наблюдается заметное повышение прочности при сохранении достаточно высокой пластичности [2].

Размер кристаллита оценивается баллом зернистости. Для различных металлических материалов принята своя шкала зернистости. Зернистость сталей и сплавов на основе железа, согласно принятому стандарту, подразделяется на 15 баллов, определение которых основано на визуальном или инструментальном сравнении реальных и эталонных микроструктур, полученных при 100-кратном и более увеличении. Для каждой группы металлов и сплавов принята своя шкала, так, титановые сплавы классифицируются по 9-балльной шкале при стандартном увеличении $\times 100$ [11]. Численное значение балла зернистости рассчитывается по средней величине зерна или количеству зерен на одном квадратном миллиметре, определение которых достаточно трудоемко и несет ряд существенных субъективных погрешностей.

Балл зернистости можно определить по количественным параметрам организации структуры, если знать математическую зависимость между ними. На рис. 5.10 представлена взаимосвязь балла зернистости и параметра организации структуры, построенная по результатам обработки шкалы зернистости для конструкционных сталей (ГОСТ 5639-82), которую можно представить в виде эмпирического выражения:

$$B = 2,456 + \lg(Q_c) .$$

В полулогарифмических координатах эта зависимость носит линейный характер и указывает, что показатель Q_c является более чувствительным ко всем структурным превращениям, так как может изменяться в широких пределах, охватывающих почти 4 порядка. Полученную зависимость можно использовать для приведения микроструктуры к стандартному баллу зерна, при этом сама процедура определения балла является менее трудоемкой и легко программируемой.

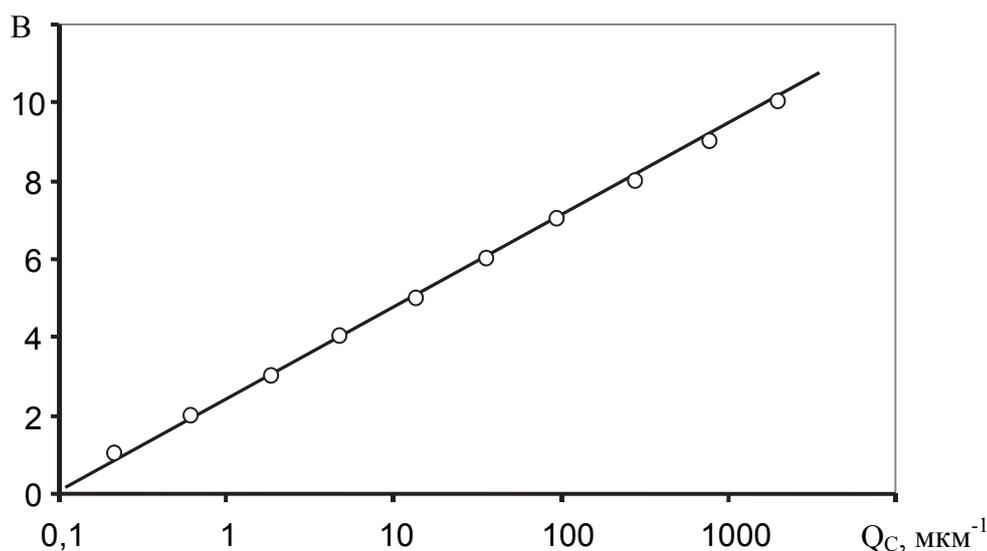


Рис. 5.10. Связь между баллом зернистости (V) и параметром организации структуры (Q_c)

На рис. 5.11 представлены результаты обработки микроструктуры стали 3сп после отжига в виде кривых распределения зерен по баллам. В первом случае использовалась стандартная процедура определения балла по средней величине диаметрального размера зерна, вычисляемого методом секущих хорд, а во втором – по параметру Q_c с использованием компьютерных программ. Видно, что средний балл зерна принимает близкое значение независимо от методики его определения, но во втором случае диапазон фиксируемых микроструктурных объектов значительно шире и включает область мелкодисперсных образований выше 12-го балла, которые трудно идентифицировать визуально.

Балл зернистости не учитывает субмикроструктурные и точечные компоненты, доля которых в объемном соотношении может быть небольшой, но их роль с точки зрения стабилизации дислокаций и границ зерен весома. В среднем из всего количества зафиксированных объектов на одной фотографии микроструктуры доля субмикроструктурных и точечных компонентов составляет более 50 %. Скопления ультрадисперсных зерен происходит в зонах, где локальная кривизна границ принимает высокие значения, а оставшиеся крупные зерна отличаются относительно сглаженными очертаниями.

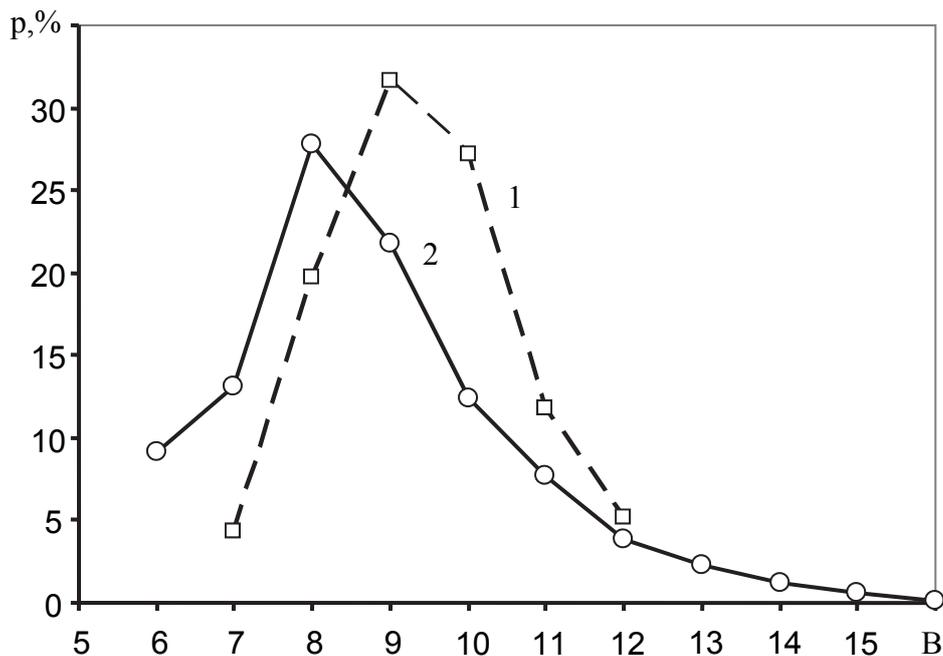


Рис. 5.11. Распределение зерен по баллам в микроструктуре конструкционной стали 3сп после отжига:

- 1 – стандартная методика определения;
- 2 – с использованием параметра Q_C

Зеренная структура чувствительна к деформационным и термическим воздействиям на материал. При пластической деформации интерфейс структурного состояния меняется главным образом за счет скольжения линейных дефектов кристаллического строения. Исследование характера изменения количественных параметров структурной организации при пластической деформации проводили на стали 20. Пластическая деформация образцов цилиндрической формы диаметром 5,0 мм и длиной 120 мм выполнялась на универсальной разрывной машине INSTRON-3382. Исследованию подвергались микроструктуры поперечных сечений образцов, вырезанные в центральной области, в зонах неоднородной локализованной деформации или по месту разрыва.

В зависимости от степени пластической деформации структурная динамика материала происходит за счет изменения формы, разбивки зерен и их ротационных смещений. В этом случае дробление зерен, как правило, происходит в зонах, примыкающих к участкам границ с высокой локальной кривизной. В результате ротационного смещения крупных зерен их форма приобретает гладкие выпуклые границы. Все это приводит к росту количества субмикроструктурных объектов, которые плохо идентифицируются в изменении балла зерна по традиционной методике.

На рис. 5.12 представлены микроструктуры до и после пластической деформации при растяжении. Выделить визуально принципиальные отличия между структурами с разной степенью деформации очень сложно. Тем не менее, видно, что микроструктура после деформации отличается более развитыми границами и высокой плотностью точечных объектов. При 30 % степени деформации появляется больше межзеренных границ с прямолинейными участками и разрывами. Участки разрыва указывают на наличие в структуре границ зон с повышенной когерентностью между кристаллографической ориентацией соседних зерен, а прямолинейные участки представляют плоскости межзеренного скольжения.

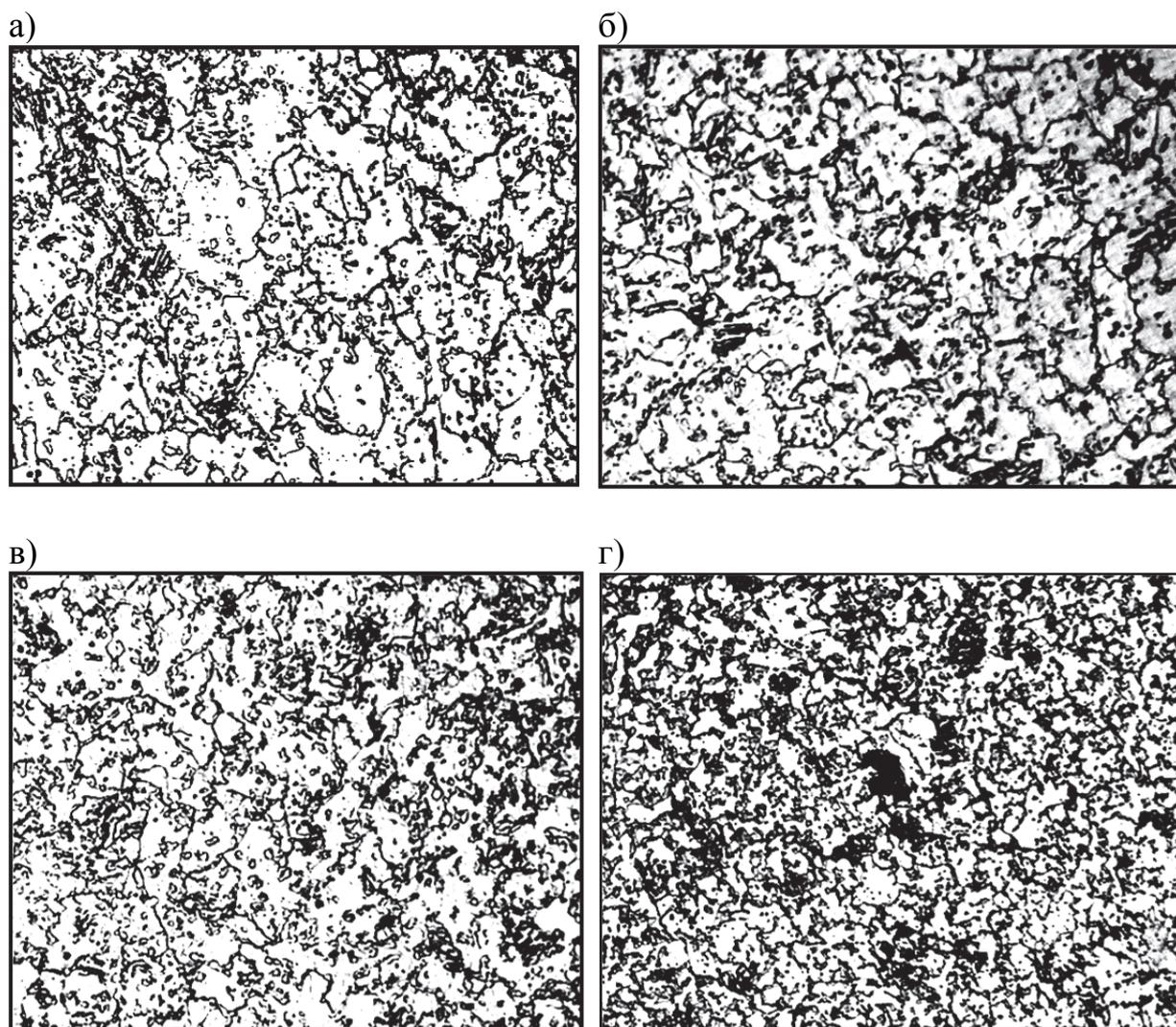


Рис. 5.12. Микроструктура образцов из стали 20 до и после растяжения:
а – исходная структура; б – пластическая деформация 5 %;
в – пластическая деформация 20 %; г – пластическая деформация 30 % (x400)

Пластическая деформация не привела к существенному изменению балла зерна, средняя величина которых осталась на уровне 8...9 класса, а параметр организации структуры Q_C (рис. 5.13) при деформации на 30 % увеличился более чем в два раза. Это еще раз подтверждает более высокую количественную информативность параметра организации структуры по сравнению с баллом зерна. В общем случае с повышением степени деформации параметр организации структуры возрастает, но темп роста снижается, что является результатом деформационного упрочнения.

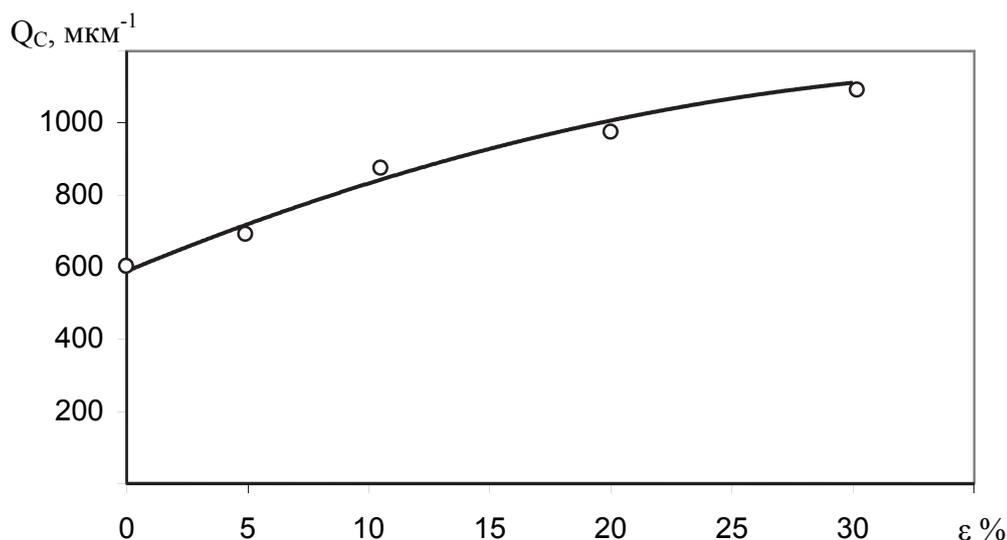


Рис. 5.13. Влияние степени деформации при растяжении на параметр организации структуры

6. КИНЕТИКА СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Термическая обработка сталей и сплавов формирует структурное состояние материала, обеспечивающее его физико-механические и эксплуатационные свойства. Превращения при термической обработке связаны с разложением одних структур и образованием других. Из всех термических структурных превращений не многие поддаются строгому количественному описанию, к числу таковых можно отнести разложение аустенита на феррит и цементит при охлаждении, который можно представить в виде С-образной диаграммы. С-образные диаграммы строятся на основе кинетических кривых разложения аустенита, количественно описываемых по концентрации ферритно-цементитной фазы, магнитным характеристикам, дилатометрии и другим показателям [5, 9, 18, 21]. Сложность количественного описания кинетики структурных изменений объясняется отсутствием надежных количественных показателей структурного состояния материала, которые бы легко фиксировались в процессе обработки.

Изображение микроструктуры с формальной точки зрения представляет геометрическое множество упорядоченных и неупорядоченных объектов, несущих информацию об определенной структурной и фазовой составляющей. Совокупность геометрических объектов, максимально отображающих особенность структурной организации, можно отнести к интерфейсу структурного состояния. С развитием компьютерных технологий обработки изображений интерфейс структурного состояния поликристаллического материала может быть представлен с помощью набора числовых показателей, в частности, среднего размера кристаллита, суммарного количества всех зерен на единичной площади шлифа, фрактальной размерностью и т.п. [2, 5, 27]. Используя указанные показатели, можно количественно описать структурные изменения при пластической деформации и термической обработке, и это открывает новые возможности для количественного анализа кинетики структурных превращений.

О структурных превращениях судят по изменению формы и размеров кристаллитов, а этот процесс определяется активностью миграции границ зерен. Структура границ зерен и раздела фаз во многом остается нераскрытой, но согласно общепризнанным положениям она представляет комбинацию упорядоченно-ориентированных дислокаций с аморфной фазой. Геометрические размеры и степень когерентности границы определяются углом разориентации смежных кристаллитов, от которых зависит их подвижность или скорость миграции. Изменение формы зерен и миграция границ при пластической деформации происходит преимущественно за счет скольжения дислокаций, а при термическом воздействии за счет их переползания. Элементарным актом переползания дислокации является пристраивание к дислокации атома матрицы или примеси, в результате чего происходит увеличение разорванной экстраатомарной плоскости, что адекватно смещению дислокации на один шаг, равный параметру решетки [17]. Этот механизм носит диффузионный характер, поэтому с повышением температуры активность миграции границ возрастает.

Мартенсит представляет пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе, при этом содержание углерода в мартенсите равно его содержанию в исходном аустените, так как процесс превращения аустенита в мартенсит происходит по бездиффузионному механизму. Отличительной особенностью мартенсита является то, что период решетки мартенсита не зависит от температуры, скорости охлаждения и концентрации углерода, если закалка производится от одной и той же температуры однофазной аустенитной области при скорости охлаждения выше критической, не вызывающей распад аустенита и отпуска мартенсита. Если эти условия не выполняются, то параметры решетки мартенсита зависят от содержания углерода.

При содержании углерода меньше 0,6 % даже при очень высокой скорости охлаждения наблюдается частичный отпуск мартенсита, поэтому неотпущенный мартенсит легко получается в заэвтектоидных сталях, а с уменьшением содержания углерода необходимо увеличивать скорость охлаждения. При наличии в сталях ряда легирующих элементов, таких как титан, ванадий, молибден и других, процессы отпуска мартенсита при закалке можно существенно снизить, и отпадает необходимость в охлаждении с высокой скоростью.

Ширина дифракционной рентгеновской линии представляет интегральную характеристику искажения кристаллической решетки, вызванной присутствием легирующих элементов и дефектов кристаллического строения. С повышением концентрации углерода плотности дефектов кристаллического строения при образовании закалочных структур возрастает, так как источниками генерации линейных дефектов являются концентраторы напряжений атомарного и микромасштабного уровня. С увеличением содержания углерода ширина дифракционной рентгеновской линии возрастает.

Распад мартенсита связан как с диффузией углерода и восстановлением равновесной концентрации, так и снижением плотности дефектов кристаллического строения. Укрупнение зерен происходит за счет миграции границ, а этот процесс связан с самодиффузией атомов матрицы (железа).

На рис. 6.1 представлено изменение ширины дифракционной линии при отпуске сталей с различным содержанием углерода [18].

Распад мартенсита это комплекс процессов, большинство из которых носят термофлуктуационную природу, поэтому кинетику этого процесса можно описать уравнением Аррениуса. Если в качестве количественной характеристики структурного состояния является уширение дифракционной рентгеновской линии, то уравнение распада мартенсита можно представить

$$V = Kt^m \cdot \exp\left(\frac{E}{RT}\right), \quad (6.1)$$

где K и m – постоянные, зависящие от состава и структуры материала; t – время; E – энергия активации; R – газовая постоянная; T – абсолютная температура процесса.

При выполнении исследований по отпуску мартенсита, результаты которых представлены на рис. 6.1, масса образцов и время их нагрева выдерживались постоянными, поэтому предэкспоненциальные величины можно объединить в один общий параметр. Тогда уравнение (6.1) примет вид

$$V = V_0 \cdot \exp\left(\frac{E}{RT}\right), \quad (6.2)$$

где V_0 – предэкспоненциальный множитель.

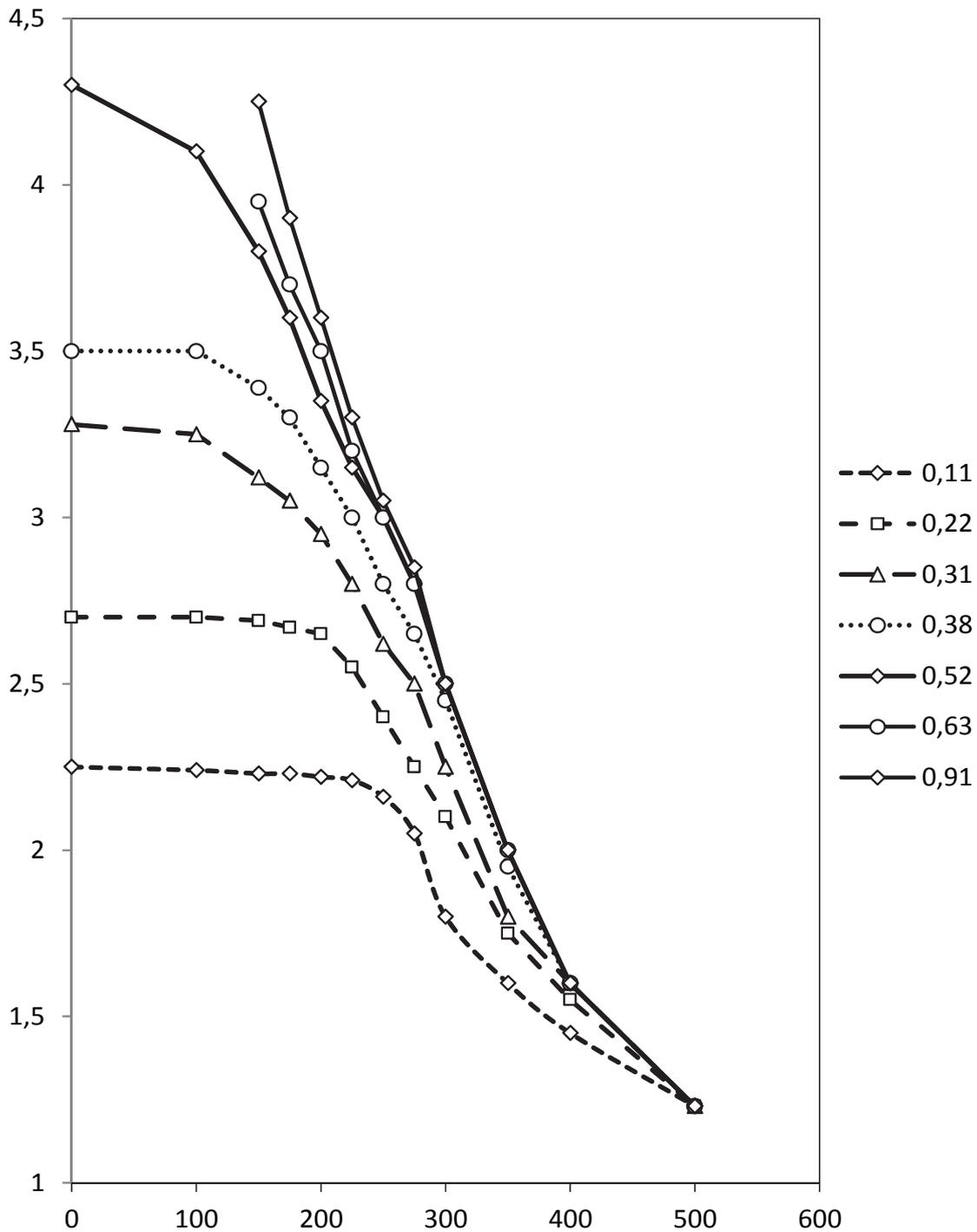


Рис. 6.1. Изменение ширины дифракционной линии [18] при отпуске закаленной стали с различным содержанием углерода

Численное значение энергии активации можно определить путем построения в полулогарифмических координатах зависимости ширины рентгеновской линии $\ln(B)$ от обратной величины болцмановского множителя $1/(RT)$. На рис. 6.2 приведена одна из таких зависимостей для концентрации углерода 0,22 %. Наклон аппроксимирующей кривой определяет энергию активации.

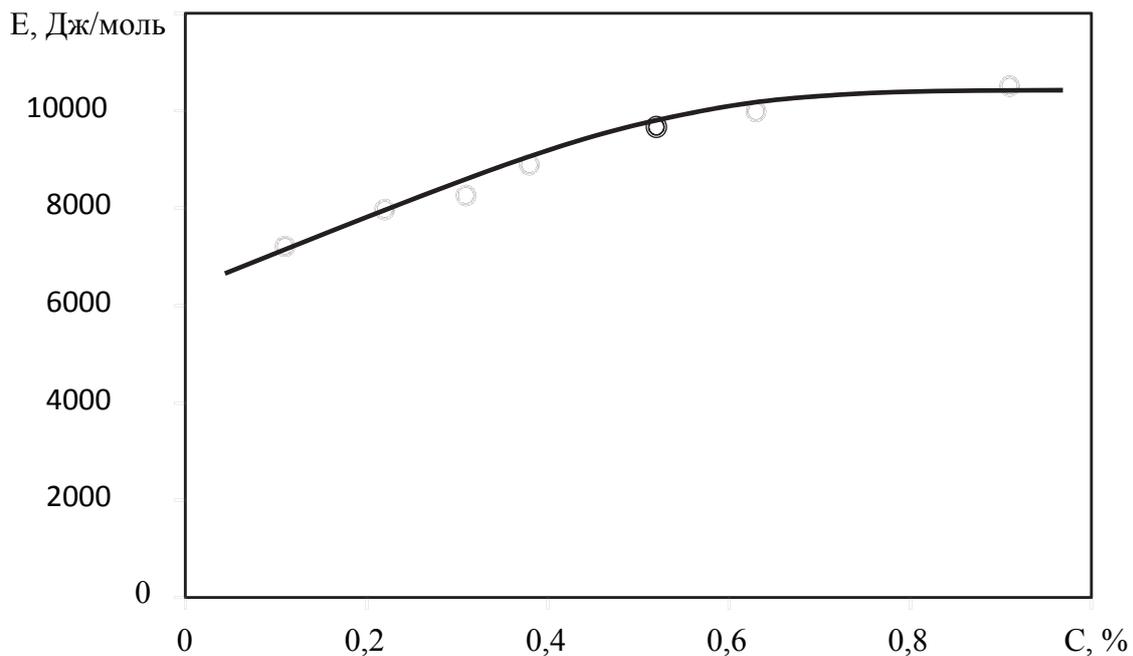


Рис. 6.2. Влияние содержания углерода на энергию активации процесса распада мартенсита

В табл. 6.1 сведены значения параметров уравнения Аррениуса, на основании которых была построена зависимость энергии активации от концентрации углерода в стали (рис. 6.3).

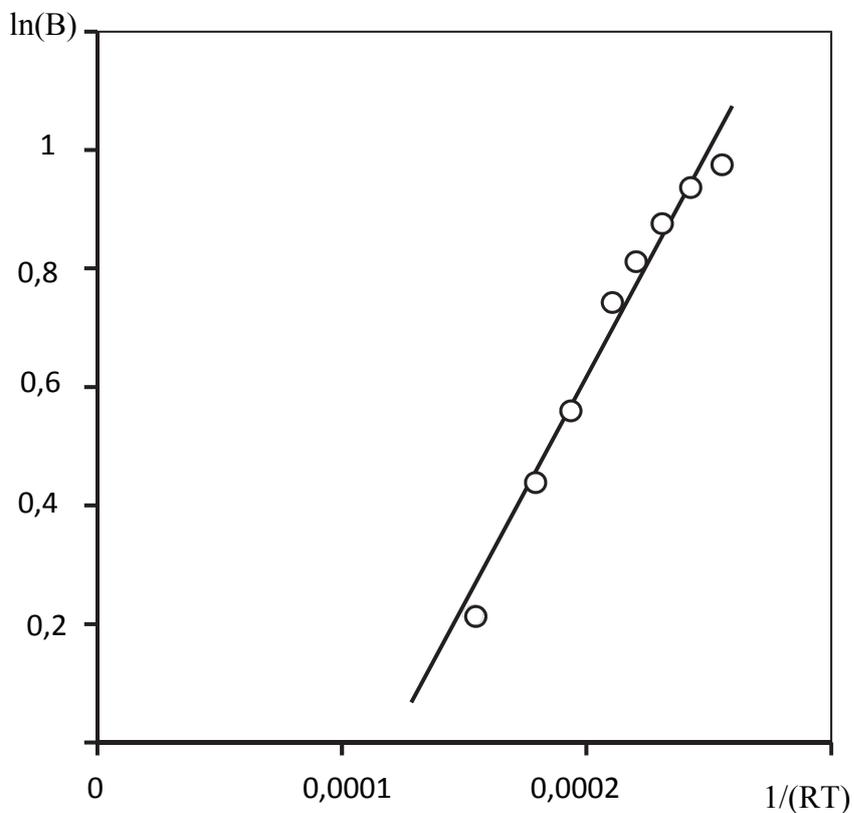


Рис. 6.3. К определению энергии активации

Таблица 6.1

Значения аппроксимирующих прямых

Параметры уравнения Аррениуса	Концентрация углерода, %						
	0,11	0,22	0,31	0,38	0,53	0,63	0,91
E, Дж/моль	7210	7968	8255	8887	9661	9982	10499
V_0 , мм	0,3996	0,3717	0,3705	0,3394	0,2986	0,2812	0,2647

Видно, что при малых концентрациях углерода наблюдается прямо пропорциональная зависимость между энергией активации с содержанием углерода, а начиная с 0,6 %, энергия активации стабилизируется на уровне порядка 10 000 Дж/моль.

Построение кинетических кривых распада мартенсита и расчет энергии активации этого процесса возможны, если в качестве количественной характеристики структурного состояния принять параметр организации структуры Q_C . Изменение Q_C связывается с перестройкой зеренной организации, которая косвенно учитывает изменение концентрации углерода и плотности дефектов кристаллического строения. Параметр Q_C главным образом отражает миграцию границ за счет укрупнения кристаллитов, размерное распределение зерен и развитость границ.

На рис. 6.4 представлены фотографии микроструктур предварительно закаленной стали 45, прошедшие 30-минутную выдержку на различных температурах отпуска и охлажденные в воду.

Анализ показывает, что микроструктура после закалки в воду содержит неравномерно распределенный остаточный аустенит, мартенсит и троостит. В мартенситных зернах просматриваются двойниковые границы, а зерна троостита проявляются как образования серого цвета. После отпуска при 200 °С содержание остаточного аустенита снижается, а троостита – возрастает, но основной структурной составляющей остается мартенсит. Процесс разложения мартенсита отличается от других структурных превращений тем, что начинается не с образования зародышей новой структуры, а протекает в результате диффузионного перемещения углерода из одного двойникового образования в соседний. Двойниковая плоскость, избавившаяся от избыточного углерода, превращается в феррит, а соседняя двойниковая плоскость, принявшая углерод, образует цементитную фазу в виде пластинки.

С дальнейшим повышением температуры отпуска происходит более полное разложение мартенсита, а формирующиеся образования сорбита начинают приобретать округлые очертания, и этот процесс принимает завершенный характер после образования перлита. При отпуске 500 °С и 600 °С явно проявляются крупные зерна округлой формы.

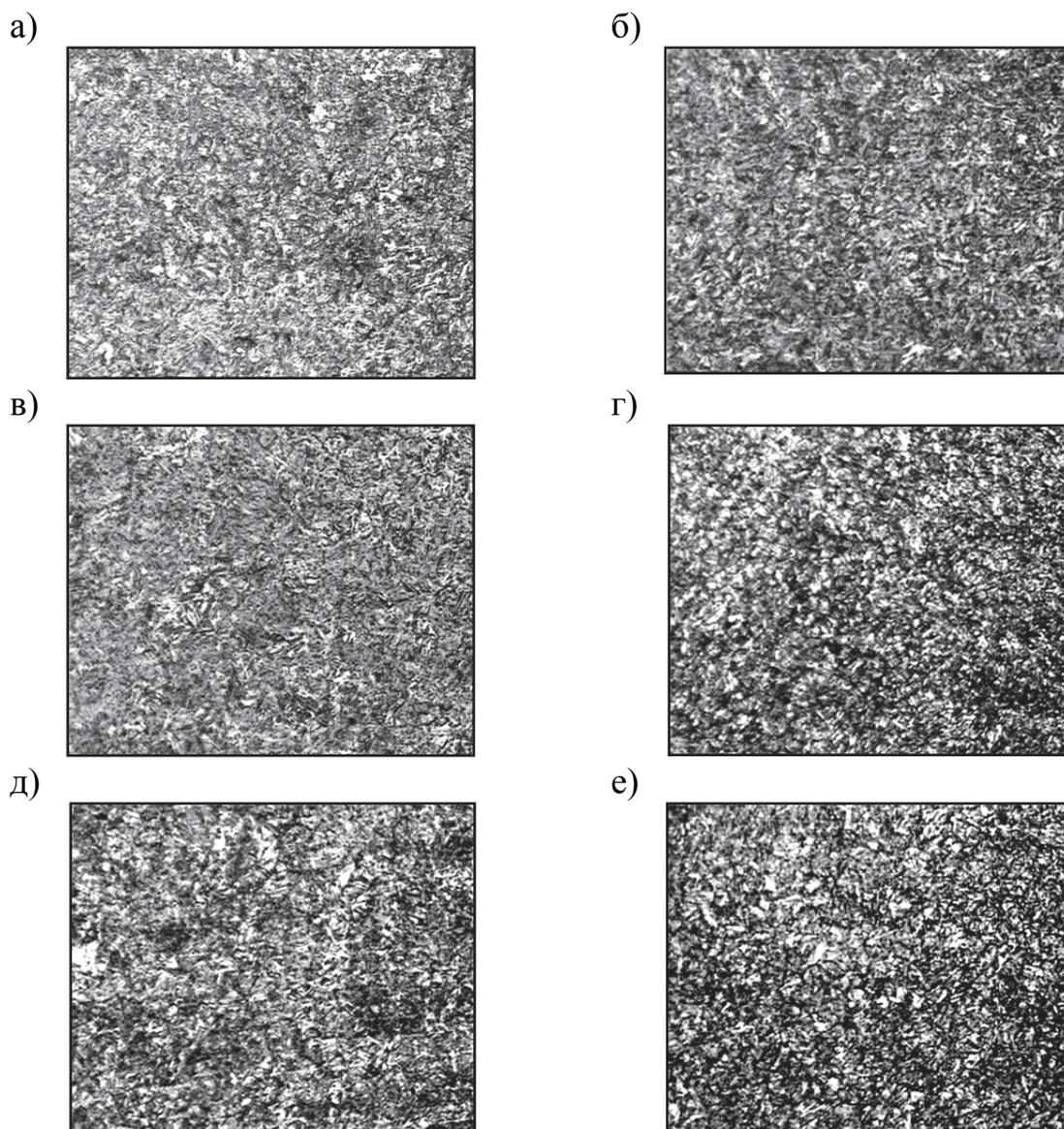


Рис. 6.4. Микроструктура стали 45 после закалки в воду (а) и отпуске при температуре 200 °С (б), 300 °С (в), 400 °С (г), 500 °С (д) и 600 °С (е) (x400)

После закалки количество микроструктурных объектов, несмотря на присутствие относительно крупных зерен остаточного аустенита, достаточно велико, поэтому суммарная величина границ раздела достигает максимальных значений. С повышением температуры отпуска количество микроструктурных объектов уменьшается, что отражается на суммарной длине границ раздела. В зависимости от температуры отпуска меняется структура самих границ раздела. Если в мартенситной структуре преобладают прямолинейные двойниковые границы раздела, то начиная с сорбитной, границы приобретают округлую форму. Геометрия границ учитывается фрактальной размерностью, которая присутствует в формуле расчета параметра организации структуры.

На рис. 6.5 приведена зависимость параметра организации структуры Q_C от температуры отпуска, показывающая, что наибольшее снижение этой характеристики происходит в диапазоне от $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, который составляет более 100 мкм^{-1} . А в диапазоне от $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ изменение параметра организации структуры составило менее 25 мкм^{-1} . Такой характер температурной зависимости Q_C указывает, что основными механизмами разложения мартенсита при отпуске является диффузия углерода и изменение плотности дислокаций.

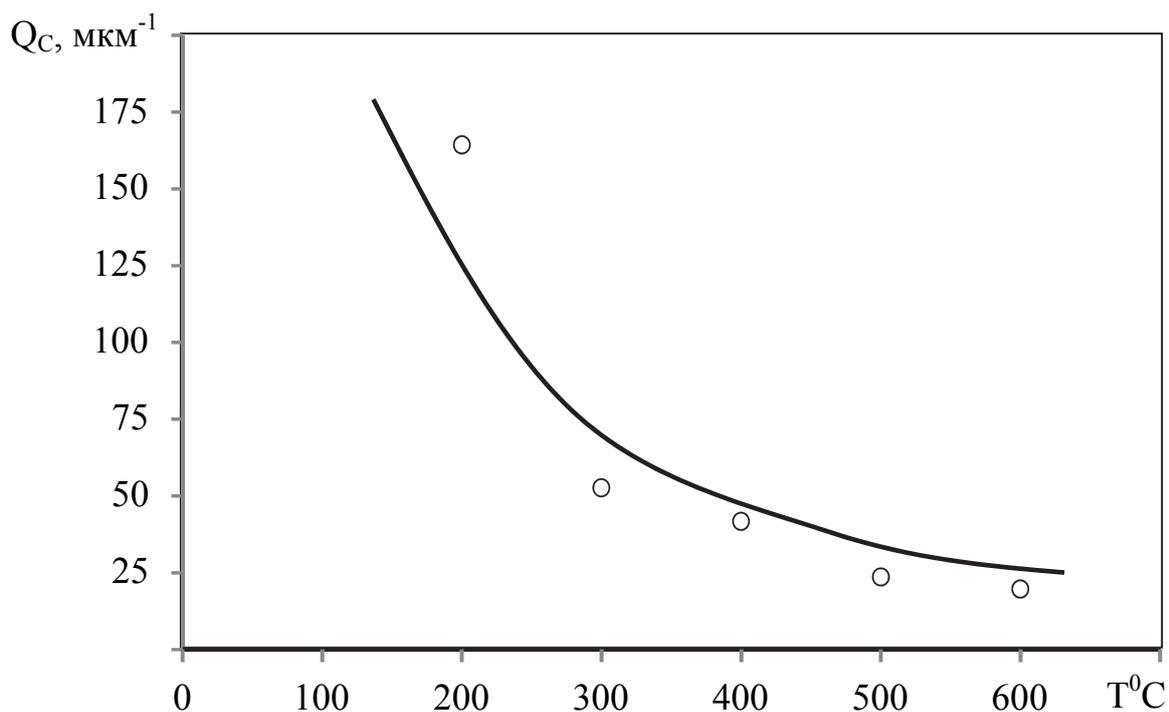


Рис. 6.5. Влияние температуры отпуска на параметр организации структуры стали 45

Диффузионный процесс и подвижность дислокаций характеризуются некоторым температурным барьером, выше которого активность этих процессов резко возрастает. Для диффузии углерода в железе и дислокационной подвижности такой температурный барьер располагается именно в диапазоне $200\text{...}300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Миграция границ зерен происходит за счет самодиффузии.

На рис. 6.6 представлена зависимость параметра организации структуры в полулогарифмических координатах в зависимости от обратной величины больцмановского множителя, тангенс угла наклона которой представляет энергию активации. Полученная величина составляет $E = 14\ 441\text{...}17\ 438\text{ Дж/моль}$.

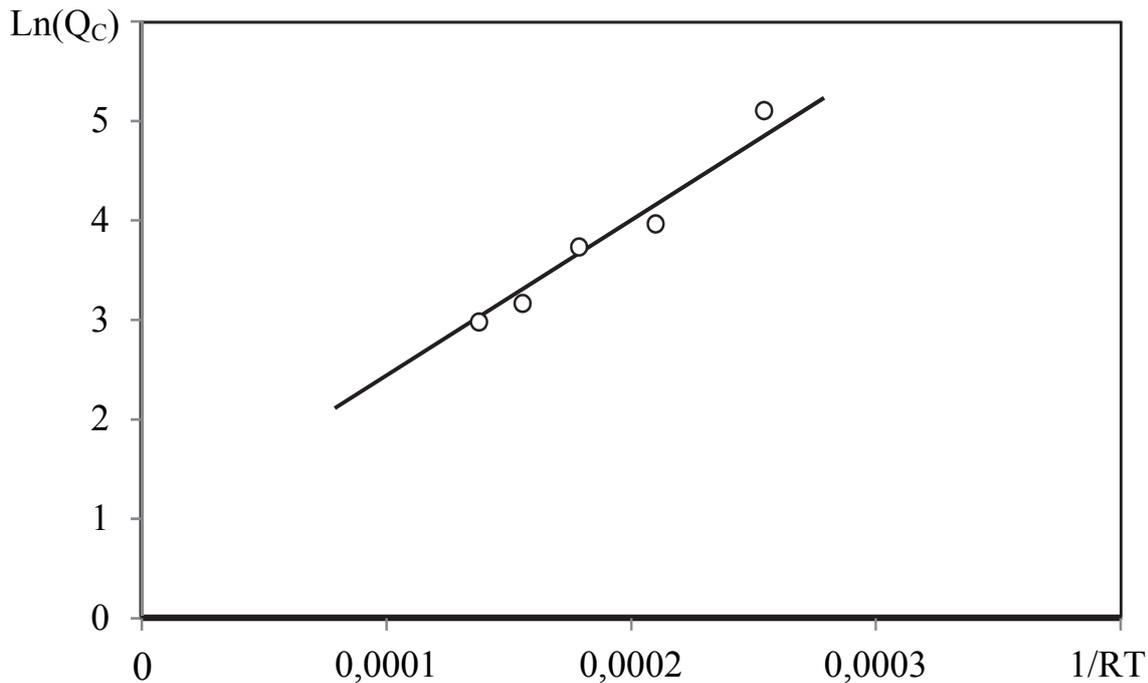


Рис. 6.6. К определению энергии активации процесса разложения мартенсита при отпуске стали 45

Энергия активации для стали 45, определенная по данным Г. В. Курдюмова [18], составляет $E = 9248,2$ Дж/моль, что более чем в полтора раза ниже значения, рассчитанного по параметру организации структуры Q_c . Такое различие вполне естественно и объясняется следующим. Энергия активации, рассчитанная по уширению дифракционной рентгеновской линии в феррите, учитывает процессы, происходящие только в этой структуре и связанные только с изменением параметра решетки. Энергия активации, вычисленная по Q_c , учитывает все структурные превращения, которые привели к изменению количества зерен, формы и периметра каждого кристаллита независимо от его структуры. Следовательно, параметр организации структуры более полно учитывает возможные структурные превращения, суммарная энергия активации которых должна достигать больших численных значений.

Выводы

Количественные показатели интерфейса структурного состояния, отражающие изменение границ зерен и раздела фаз, можно использовать для описания структурных превращений при термической обработке и пластической деформации. Структурные превращения термического характера, связанные с развитием и миграцией границ зерен и раздела фаз, могут быть количественно оценены суммарной длиной границ или ее удельной величиной.

Характер температурного и временного изменения удельной длины границ позволяет описать кинетику разложения мартенсита при отпуске и рассчитать энергетические показатели этого процесса. Вычисленное значение энергии активации разложения мартенсита показывает, что этот процесс носит диффузионный механизм, в котором легирующие элементы и примеси играют весомую роль.

7. ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

7.1. Деформационные свойства обработанной поверхности

Интенсивная пластическая деформация и температура при резании материалов определяет качество механической обработки, которая прямым образом связана с микро- и мезоструктурой поверхностного слоя [36]. Физическая мезомеханика рассматривает кинетику структурных изменений материала при механическом воздействии как динамическую систему разномасштабных потоков дефектов кристаллического строения и других носителей пластической деформации и раскрывает важное понятие – интерфейс структурного состояния. [2, 17]

Пластическая деформация материала приводит к повышению плотности дефектов кристаллического строения и, как следствие этого, увеличению химического потенциала μ . Минимальная величина приращения свободной энергии в этом случае обеспечивается за счет увеличения поверхностной энергии границ раздела. Удельная поверхностная энергия определяется типом кристаллической решетки и характером атомарной связи и незначительно изменяется с повышением химического потенциала [8, 13], поэтому баланс между внутренней и поверхностной энергией структурного образования обеспечивается за счет роста площади границы раздела или повышения ее развитости. Количественно это проявляется в увеличении фрактальной размерности D_f и плотности q границ раздела. Следовательно, количественный показатель организации структуры Q_C характеризует внутреннюю энергию и плотность дефектов кристаллического строения. Любые структурные процессы, приводящие к повышению химического потенциала и плотности дефектов кристаллического строения, приводят к росту показателя Q_C .

Для исследования деформационных процессов, протекающих в поверхностных слоях обрабатываемой заготовки, была проведена серия экспериментов по следующей методике. Заготовки в виде диска толщиной 5 мм из стали 3 подвергались радиальному точению резцом из Т15К6 на разных скоростях в диапазоне от 600 до 800 м/мин. Корни стружек получали с помощью специальной установки – откидного резца [35]. Затем

корень стружки отрезался от заготовки вместе с примыкающей к нему обработанной поверхностью, заливался в цилиндрической стальной капсуле сплавом Вуда и подвергался металлографическому исследованию.

Микроструктура определялась на микроскопе «Микро-200» при 400-кратном увеличении. Полученные цифровые фотографии микроструктур обрабатывались с помощью специальной программы Image.Pro.Plus.5.1. Процедура обработки микроструктур заключалась в получении «скелетированного» изображения. По преобразованному изображению производили измерение площади (S_i), периметра (P_i) каждого микроструктурного образования и фрактальной размерности границ (D). На одной фотографии микроструктуры фиксировалось от 400 до 4500 объектов микроструктуры. По полученным результатам вычислялась плотность границ по формуле (3.1) и количественный показатель организации структуры Q_c по (3.2).

На рис. 7.1 представлены фотографии микроструктур стали 3 в исходном состоянии и поверхностного слоя, сформированного при различных скоростях течения, там же изображены результаты компьютерной обработки по выделению границ раздела.

Для определения характера распределения микроструктуры по глубине поверхностный слой разбивался на зоны толщиной 25 мкм и шириной, равной ширине зафиксированной области, которая составляла 280 мкм. В каждой зоне рассчитывались количественные характеристики микроструктур по формулам (6.1) и (6.2) и их средние значения. Глубина залегания зоны от поверхности определялась как координата центра ее площади. Полученные результаты представлены на рис. 7.2, 7.3 и 7.4.

Сравнительный анализ микроструктур (рис. 7.1) материала в исходном состоянии и поверхностных слоев, сформированных при тчении, показывает следующее. Исходную микроструктуру обрабатываемого материала можно в целом охарактеризовать как равновесную. Данное заключение обосновывается тем, что большинство зерен имеет форму, близкую к равноосной. Стыковка зерен между собой осуществляется по вершинам с тройными углами, близкими к 120^0 , что, согласно закону Херинга, соответствует незначительному различию химических потенциалов структурного состояния в соседних зернах [17]. Количественно такая структура характеризуется низкой плотностью (q) и малой величиной фрактальной размерности (D) границ раздела. Плотность границ раздела (q) отражает структурно-энергетическое состояние кристаллита или его химический потенциал, а фрактальная размерность (D) – структурно-энергетическое состояние границы раздела или суммарную величину ее поверхностной энергии.

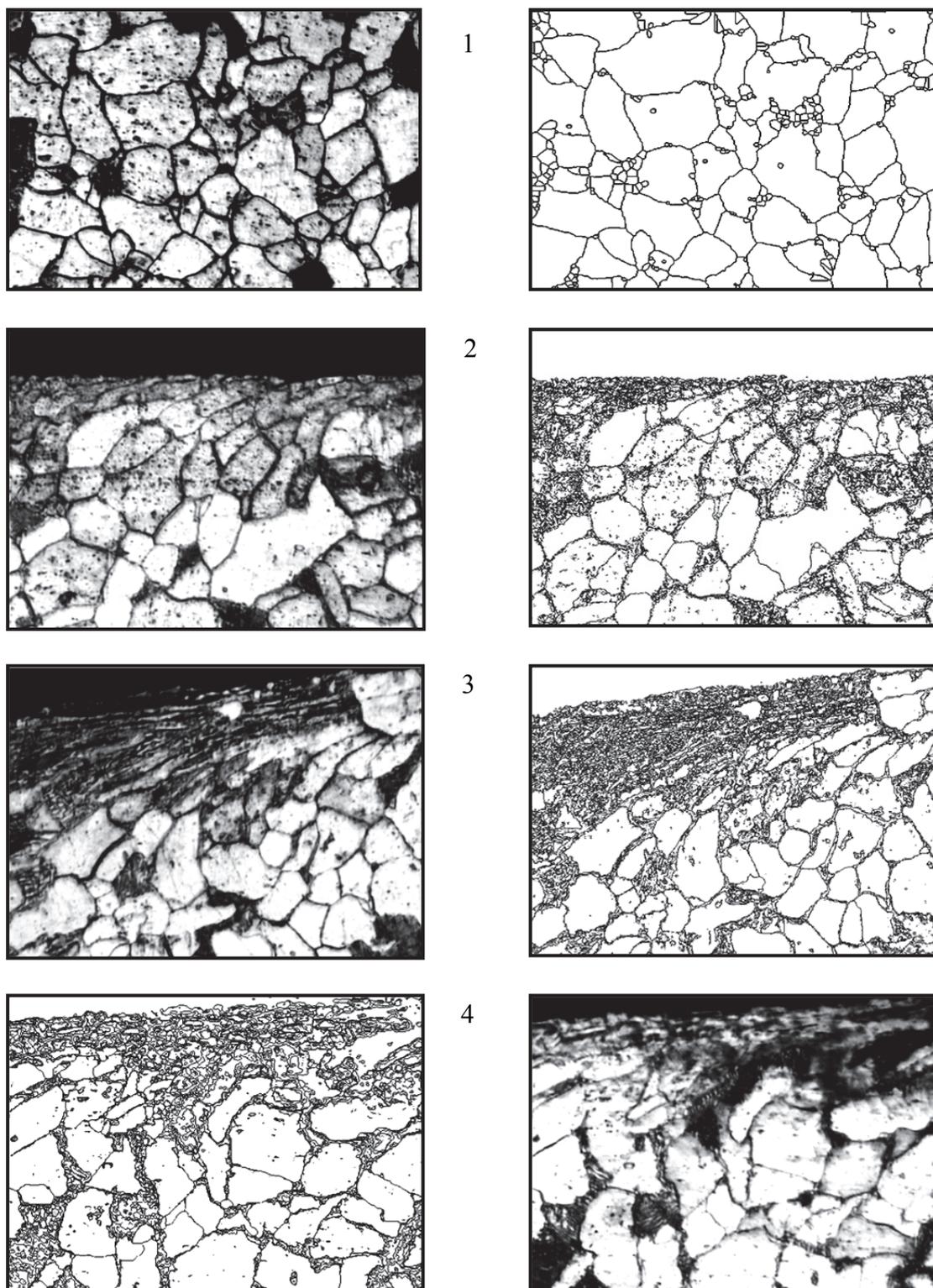


Рис. 7.1. Поверхностные микроструктуры образцов из стали 3 и их «скелетированное» представление (x400): 1 – в исходном состоянии; 2 – точение на $V = 600$ м/мин, $S = 0,085$ мм/об; 3 – точение на $V = 800$ м/мин, $S = 0,085$ мм/об; 4 – точение на $V = 800$ м/мин, $S = 0,115$ мм/об

На рис. 7.2, 7.3 и 7.4 исходная структура обрабатываемого материала представляет крайнюю правую точку, в которой пересекаются кривые 2, 3 и 4, соответствующие микроструктурам 2, 3 и 4 на рис. 7.1.

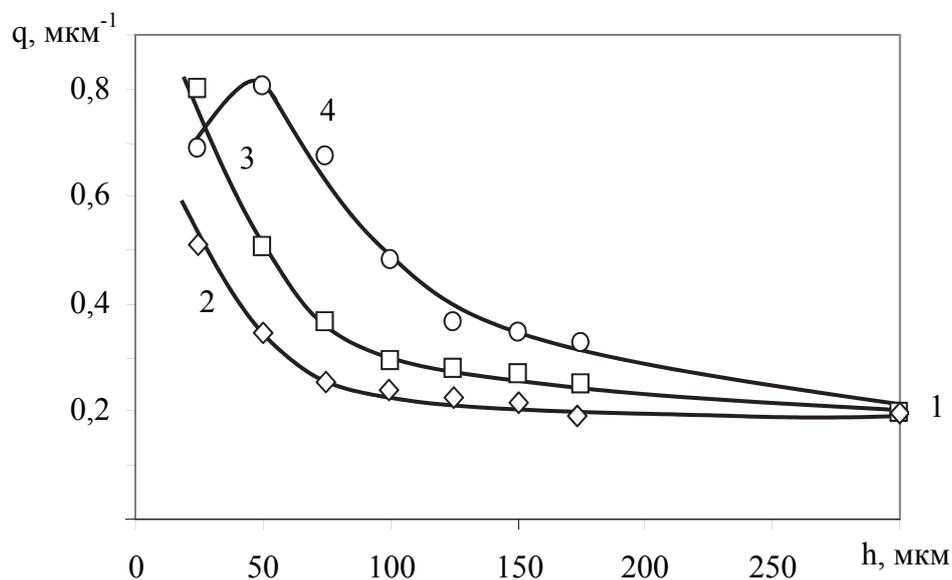


Рис. 7.2. Распределение плотности границ раздела по глубине обработанной поверхности

Микроструктура поверхностного слоя, сформированная при тчении, отличается высокой структурно-энергетической неоднородностью, которая проявляется в неравноосности зерен и значительном отклонении углов при вершине тройных стыков от равновесных значений, при этом больший угол соответствует большей величине химического потенциала внутри кристаллита.

Пластическая деформация сопровождается деформационным разворотом зерен, изменением их формы и разбивкой на более мелкие фрагменты. Зоны активных пластических деформаций распределены неравномерно, их локализация преимущественно происходит в зоне вокруг стыка между крупными зернами или объединением зерен (кластеров).

При деформационной разбивке крупных зерен часто наблюдается образование прямолинейных границ раздела, указывая, что первоначально возникает плоскость сдвига двойникового типа или полигональная субграница, которая в дальнейшем развивается до уровня высокоугловой границы раздела. Возникающие при такой разбивке границы между зернами первоначально сохраняют геометрию субграницы. Зерна, разделенные такой границей, отличаются повышенной «сцепляемостью» между собой и образуют мезомасштабный кластер с подвижной внешней границей раздела.

В результате мезомасштабного скольжения образуются упорядоченные границы, по форме близкие к прямолинейным, отличающиеся высокой подвижностью, между которыми располагаются текстурированные кластеры деформации. Положение границ раздела между текстурированными кластерами отражает направление деформационного смещения обрабатываемого материала поверхностного слоя на мезомасштабном уровне, инициированного процессом резания. При приближении к обработанной поверхности плотность границ раздела возрастает, и только у одной микроструктуры, сформированной на режимах $V = 800$ м/мин и $S = 0,115$ мм/об, наблюдается незначительное снижение этой характеристики.

На рис. 7.3 приведен характер распределения фрактальной размерности границ раздела D по глубине обработанной поверхности.

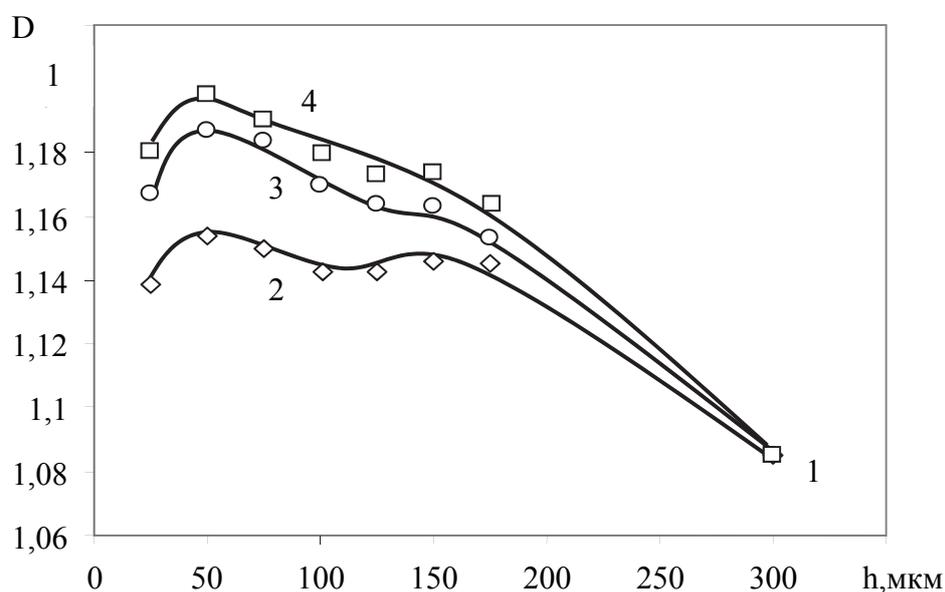


Рис. 7.3. Распределение фрактальной размерности границ раздела по глубине обработанной поверхности

Видно, что в области, охваченной пластической деформацией, происходит резкий подъем фрактальной размерности, а снижение этого показателя у самой поверхности указывает, что в данной зоне формируются микроструктуры, границы раздела которых характеризуются большей упорядоченностью и меньшей развитостью. Границы раздела в этой области располагаются параллельно вектору скорости резания. Образование таких границ раздела вызвано высокой температурой и более интенсивной пластической деформацией за счет контактного взаимодействия обработанной поверхности с задней поверхностью режущего клина. Процессы отпуска, протекающие в этом слое, отражаются на микроструктуре и физико-механических свойствах кристаллитов, пластическая деформация которых из-за высокой температуры происходит при меньших контактных напряжениях.

Снижение фрактальной размерности в слое, выходящем на обработанную поверхность, указывает на начало локального формирования более равновесной микроструктуры за счет снижения ее химического потенциала, но который в суммарном выражении может еще достигать больших значений за счет внутренних концентраторов напряжений в самом кристаллите. Общую структурную организацию материала характеризует комплексный показатель структурной организации (Q_C), объединяющий плотность границ (q) и фрактальную размерность (D) всех микрообъектов, находящихся в пределах одного микроснимка. На рис. 7.4 видно, что, несмотря на зафиксированное снижение фрактальной размерности в зоне у поверхностного слоя во всех исследованных случаях, уменьшение показателя структурной организации Q_C наблюдается только при точении на режимах $V = 800$ м/мин, $S = 0,115$ мм/мин. Это показывает, что на структурную организацию материала большее влияние оказывает состояние каждого кристаллита, а не граница их раздела.

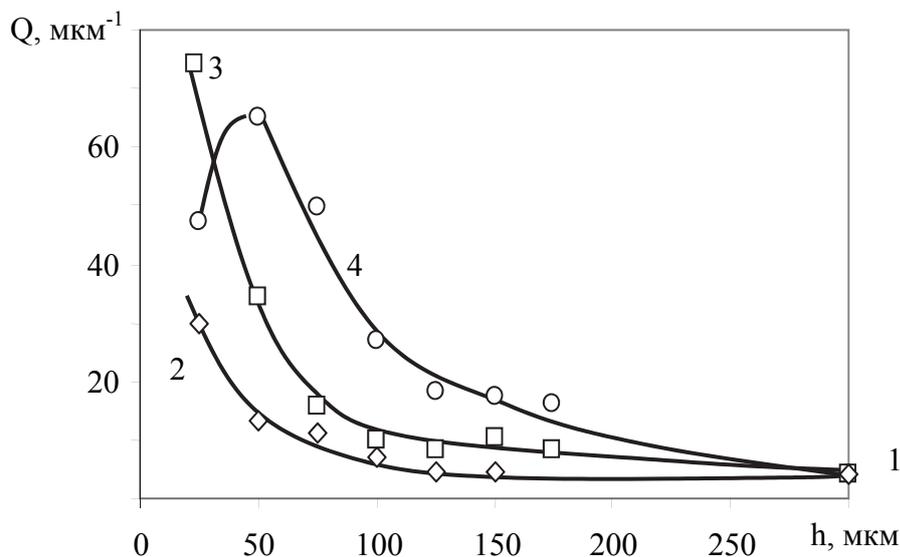


Рис. 7.4. Распределение показателя структурной организации

Активность пластической деформации зависит от режимов резания и условий контактного взаимодействия. С повышением скорости резания характер распределения плотности и фрактальной размерности границ раздела по глубине сохраняется, но сами их численные значения возрастают.

На микроструктуре обработанных поверхностей наблюдается высокая плотность точечных объектов по сравнению с исходной структурой. Учитывая, что режимы подготовки шлифов и их травление производилось в одних и тех же условиях, можно предположить, что подобные точечные образования являются или следами выхода дислокаций, или микролокаль-

ными зонами концентраций напряжений вокруг других дефектов кристаллического строения, вызванных пластической деформацией. При приближении к поверхности плотность точечных образований возрастает.

На основании изложенного можно сделать следующее заключение.

Компьютерная обработка микроструктур поверхностных слоев, развивающихся при резании материалов, выявляет деформационные процессы, включающие разбивку зерен, их ротационный разворот и развитие границ кристаллитов и мезокластеров.

Наибольшую информацию о предыстории развития структуры и ее состоянии несут границы зерен и фаз, выполняющие своеобразную функцию микроструктурного интерфейса, который количественно описывается плотностью границ раздела (q), фрактальной размерностью (D) и показателем структурной организации (Q_c).

7.2. Исследование деформационных процессов стружкообразования

Стружкообразование при резании металлов представляет высокоскоростную пластическую деформацию, приводящую к разрушению срезаемого слоя, и подчиняется общим законам механики деформируемого твердого тела. Современный подход к пластической деформации твердых тел базируется на физической мезомеханике, концептуальным положением которой является множественность носителей пластической деформации и разномасштабная самоорганизация деформируемой структуры [2, 17, 15].

Согласно физической мезомеханике, пластическая деформация активизирует дислокационную динамику, развитие субзеренных границ и разбивку зерен. Эти процессы охватывают микроструктурный масштабный уровень, и их активность снижается по мере повышения плотности линейных дефектов кристаллического строения. Носителем пластической деформации на микромасштабном уровне является поток линейных дефектов кристаллического строения – дислокации. При достижении плотности дислокаций критической величины происходит смена носителя пластической деформации на зернограничное скольжение, приводящее к формированию кластеров, объединяющих в себе несколько зерен со слабо подвижными внутренними границами. Дальнейшее развитие деформационного процесса переносится на границу между кластерами и связывается с динамикой кластеров и образованием фрагментированных структур мезомасштабного уровня [2].

Степень развитости границ несет информацию о деформационных и термических процессах, вызывающих в материале структурные изменения. Они в свою очередь отражаются на величине химического потенциала, той ее составляющей, которая связана с работой образования поверхностей раздела.

Ниже представлены результаты исследования структурной динамики в зоне стружкообразования при резании металлов, которая оценивалась по характеру деформационного изменения границ зерен и фрагментированных образований. Исследования проводились при свободном поперечном течении диска толщиной 3,5 мм из стали 3 резцом, оснащенным керамической пластинкой ВОК 60 на режимах резания: скорость $V = 800$ м/мин и ширине срезаемого слоя $S = 0,115$ мм/об. Выбор керамической пластинки ВОК 60 и режимов резания обосновывался низким коэффициентом трения при таком сочетании инструментального и обрабатываемого материалов и отсутствием нароста.

Корни стружек получали с помощью специальной установки – откидного резца. Корень стружки отрезался от заготовки вместе с примыкающим к нему обрабатываемым материалом, заливался в цилиндрической стальной капсуле сплавом Вуда и подвергался металлографическому исследованию.

Микроструктура определялась на микроскопе «Микро-200» при 1000-кратном увеличении. Фиксировалась область исходного материала, зона начала сдвигового процесса, верхняя зона сдвигового процесса и сформированная стружка. Полученные цифровые фотографии микроструктур обрабатывались с помощью специальной программы Image.Pro.Plus.5.1. На одной фотографии микроструктуры фиксировалось более 200 объектов микроструктуры. По полученным результатам вычислялась плотность границ:

$$q_i = \frac{P_i}{S_i}$$

и определялась фрактальная размерность границы структурного объекта.

На рис. 7.5 приведены микроструктуры исследуемых областей стружкообразования, отражающие разную степень деформационного изменения срезаемого слоя, начиная с исходного материала и кончая сформированной стружкой за зоной ее контакта с передней поверхностью режущего клина. Структура исходного материала представляет типичную низкоуглеродистую ферритно-перлитную смесь с четкими межзеренными границами раздела. По мере формирования стружки происходит сильная деформация зерен, при этом микроструктура из выраженной зернистой трансформируется в деформационно-текстурированную, где выделить отдельные микроструктурные составляющие становится крайне трудно. В связи с этим параметр организации структуры Q_c теряет свою информационность. Каждый микро- и мезоструктурный элемент характеризуется своей фрактальной размерностью и плотностью границы, а структурное состояние материала представляет бинарное множество этих параметров $\{p_i$,

D_i }, которое в одноименных координатах отображается в виде совокупности точек – «облака».

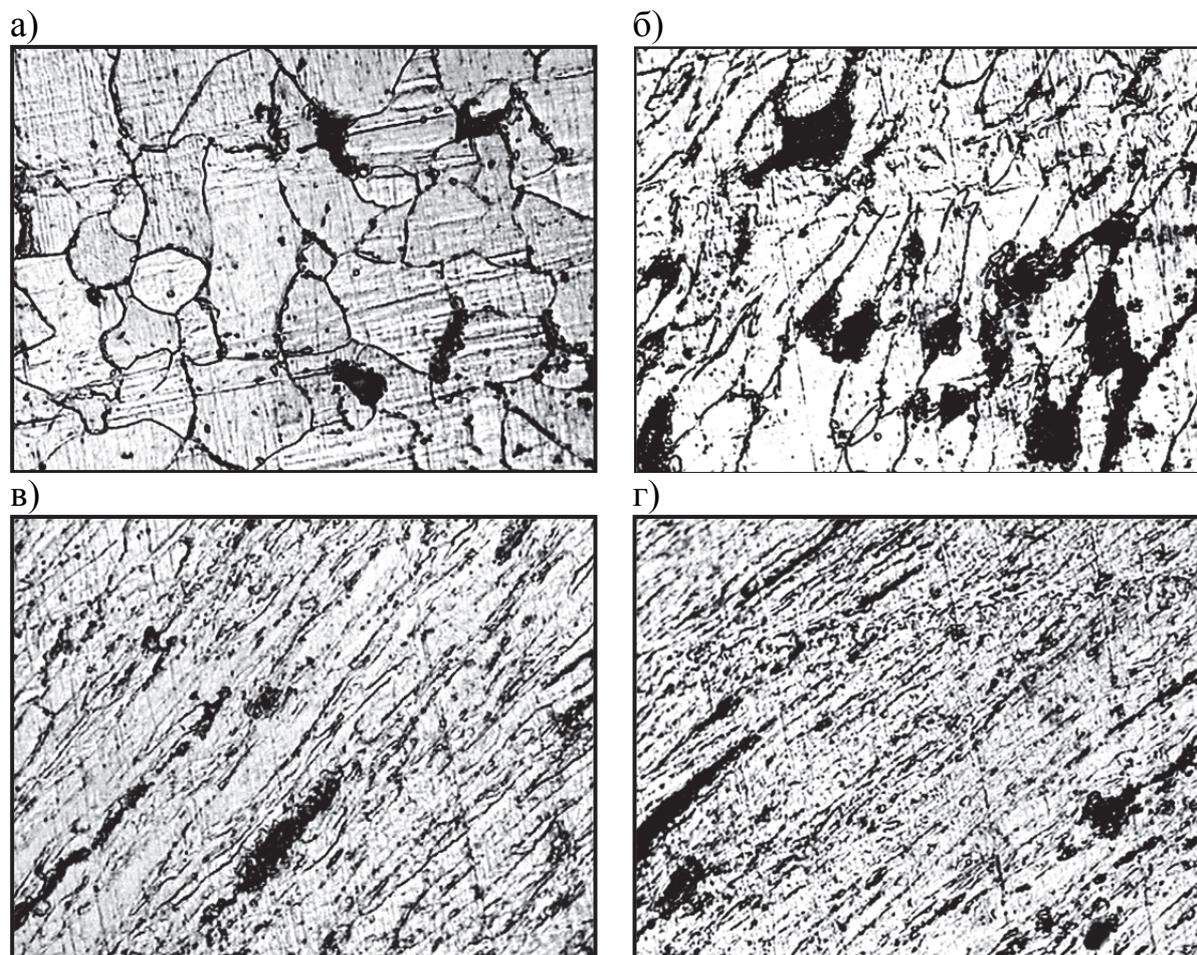


Рис. 7.5. Микроструктура стружки на разной стадии деформационного процесса (x1000): а – исходная микроструктура; б – начальная зона сдвига; в – верхняя зона сдвига; г – сформированная стружка

На рис. 7.6 результаты обработки этих микрофотографий представлены в виде графического отображения бинарного множества $\{p_i, D_i\}$ зерен и фрагментированных элементов (кластеров) в одноименных координатах.

Фрактальная размерность и плотность границ являются количественными показателями степени развитости границ, но отражают разные стороны этого свойства. Плотность границ характеризует общую протяженность границ раздела и учитывает геометрические особенности структурного объекта, его размеры и форму, а фрактальная размерность – степень отклонения реальной границы от прямой линии. Плотность границ имеет термодинамическую интерпретацию, как соотношение поверхностной и внутренней энергий зерна или кластера, находящегося в устойчивом состоянии. Приращение химического потенциала приводит к увеличению

поверхностной энергии структурного образования, которое обеспечивается за счет повышения площади границы раздела и рассматривается как повышение степени ее развитости [8]. Таким образом, плотность границ отражает степень равновесности и устойчивости структуры, а фрактальная размерность – само значение поверхностной энергии границы раздела структурного образования.

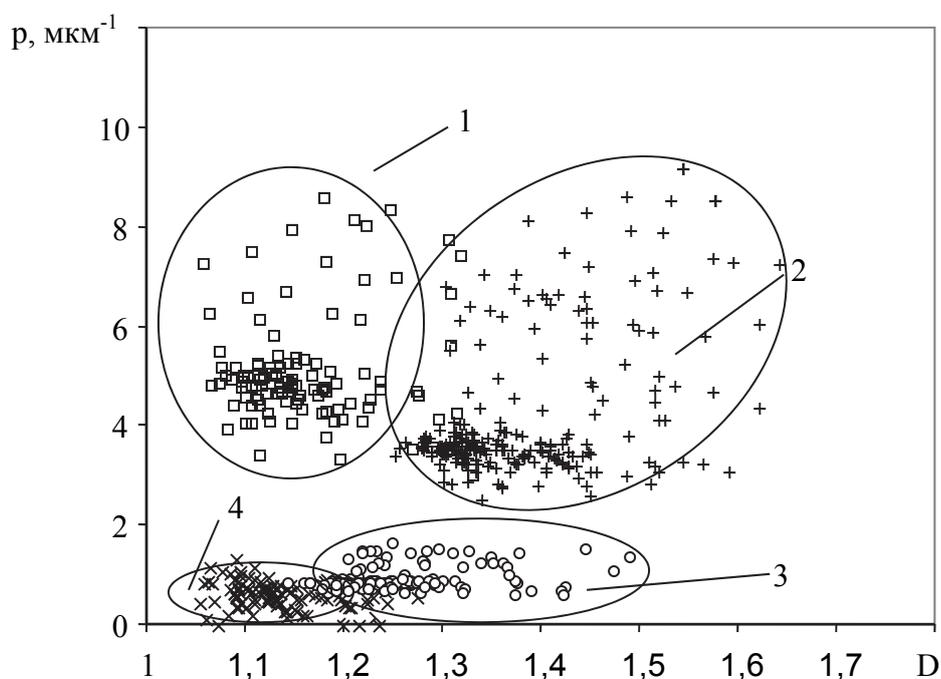


Рис. 7.6. Фрактальная размерность и плотность границ зерен и фрагментированных элементов на разной стадии развития стружки:

- 1 – исходная структура, 2 – начальная зона сдвига,
- 3 – верхняя зона сдвига, 4 – сформированная стружка

Так как границы зерен и границы раздела кластеров выполняют функцию интерфейса, то по динамике их изменения можно анализировать деформационные процессы стружкообразования.

Исходное строение обрабатываемого материала представляет равновесную феррито-перлитную структуру доэвтектоидной стали, зерна которой характеризуются высокой степенью равноосности и широким диапазоном изменения их среднего диаметрального размера. Область первичных пластических деформаций срезаемого материала условно разбивают на несколько зон. Активность деформационного процесса по мере продвижения стружки вдоль передней поверхности режущего клина возрастает, достигая максимума в области сдвига, а затем резко падает [13]. Пластическая деформация срезаемого материала начинается со сжатия, которое приводит к генерации линейных дефектов кристаллического строения, образова-

нию текстуры деформации и повышению степени развитости межзеренных границ за счет выхода на них дислокаций.

С дальнейшей деформацией плотность линейных дефектов достигает предельной величины, зеренная текстура ориентируется в направлении плоскости сдвига, при этом мелкие зерна сливаются с границами более крупных зерен. На межзеренных границах при травлении наблюдаются места разрыва, это указывает на относительно высокую степень когерентности кристаллических решеток соседних зерен на этих участках. Происходящие изменения отражаются в увеличении фрактальной размерности и незначительном снижении плотности границ зерен, что наглядно проявляется на рис. 7.6 в виде смещения «облака» 2 относительно «облака» 1.

Дальнейшая фрагментация происходит в зоне сдвига по плоскостям скалывания, вдоль которых происходит сдвиговое смещение предварительно деформированного и упрочненного материала. Срезаемый слой подходит к зоне сдвига в таком структурном состоянии, при котором отсутствует запас пластичности, и сдвиг происходит скачкообразно, вызывая одновременный разрыв атомарных связей по всей плоскости сдвига, при этом сама плоскость сдвига принимает прямолинейную форму, а фрагменты сдвига форму тонких пластин. Этот процесс протекает за короткий период времени, порядка $10^{-4} \dots 10^{-5}$ с, поэтому теории резания металлов называют скалыванием. На подобный механизм разрушения между фрагментированными элементами указывает количественная величина смещения вдоль плоскостей скалывания, достигающая величин, на десятки порядков превосходящих параметр кристаллической решетки, что невозможно при простом деформационном сдвиге. Плотность фрагментированных элементов принимает различное значение по сечению стружки, при этом наблюдается корреляция между степенью деформации и плотностью фрагментированных элементов.

Выделяющееся тепло способствует частичному восстановлению отдельных атомарных связей, в результате граница между фрагментами скалывания принимает характер чередующихся мостиков с высокой и низкой кристаллографической когерентностью относительно кристаллической решетки фрагментов, сохраняя при этом достаточно высокую подвижность. На рис. 7.5, г границы между фрагментированными кластерами видны в виде совокупности параллельных прямолинейных полос, ориентированных вдоль направления скалывания, а зеренная структура кластеров уже не просматривается оптической микроскопией. На рис. 7.6 «облако» 3 представляет бинарное множество $\{p_i, D_i\}$ границ кластеров, численные значения которых ощутимо ниже по сравнению с показателями зеренной структуры. Низкая фрактальная размерность границ кластеров объясняется наличием прямолинейных участков, фрактальная размерность которых равна единице.

В пределах длины контакта стружки с передней поверхностью фрагментированные элементы подвергаются дополнительной деформации. Силы трения тормозят перемещение фрагментированных элементов вдоль передней поверхности режущего клина, а набегающая стружка давит на них, формируя поля сжимающих напряжений. Фрагментированные элементы сжимаются, и некоторые из них выталкиваются из общей пачки и смещаются друг относительно друга в различных поперечных направлениях. Преимущественными направлениями смещения фрагментированных элементов являются нормаль к передней поверхности инструмента (рис. 7.7).

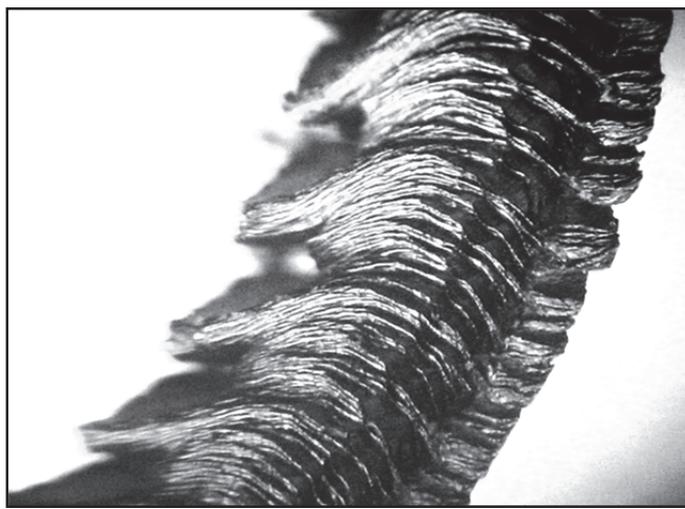


Рис. 7.7. Стружка с фрагментированными элементами, смещенными в поперечном направлении (x30)

Смещения в поперечных направлениях могут носить циклический характер, образуя на наружной и боковой поверхности стружки мезо- и макрорельеф периодичной формы. Самоорганизация этого процесса проявляется в образовании чередующихся комбинаций фрагментированных пластин, внутри которой проявляется высокая степень упорядоченности. В состав упорядоченной комбинации входят фрагменты, смещенные перпендикулярно направлению схода стружки, повторяющиеся через определенный шаг. Циклический вид поперечного смещения указывает на волновой характер функционирования сжимающих напряжений или циклический характер перемещения набегающей стружки. Источником такого волнового процесса является сама зона сдвига, которая вначале накапливает определенную упругую энергию, а потом сбрасывает ее в момент разрыва атомарных связей по плоскости сдвига.

Высокая подвижность границ кластеров и частичное восстановление атомарных связей вдоль плоскости скалывания проявляются в ощутимом снижении фрактальной размерности и плотности границ между фрагмен-

тированными элементами стружки. На рис. 7.6 эта область представлена «облаком» 4.

На основании результатов, приведенных на рис. 7.6, следует, что деформационное развитие границ зерен при стружкообразовании происходит в направлении увеличения бинарных компонент множества $\{p_i, D_i\}$, а границ фрагментированных элементов (кластеров) – наоборот, в направлении их снижения.

Взаимное расположение графических отображений бинарных множеств $\{p_i, D_i\}$ различных стадий стружкообразования раскрывает динамику развития диссипативных процессов и его доминирующий структурный механизм. При пластической деформации срезаемого слоя до зоны сдвига диссипация происходит за счет потока линейных дефектов кристаллического строения и зернограничного смещения [35]. По мере повышения степени развитости границ зерен диссипативная активность этих механизмов снижается. В зоне сдвига происходит формирование фрагментированных элементов, разделенных прямолинейными границами раздела, по которым происходит разрыв атомарных связей и осуществляется перемещение кластеров. Диссипативная активность в этом случае происходит за счет работы разрыва атомарных связей и смещения кластеров. С повышением степени деформации плотность фрагментированных элементов стружки возрастает, повышая диссипативную активность мезомасштабного уровня. Снижение компонент бинарного множества $\{p_i, D_i\}$ границ раздела фрагментированных элементов стружки указывает на их высокую подвижность и, как следствие, высокую активность.

Выводы

В поликристаллическом материале границы раздела выполняют функцию структурного интерфейса и могут быть количественно представлены в виде бинарного множества, включающего фрактальную размерность и плотность границ раздела. Количественный структурный анализ стружкообразования показывает, что пластическая деформация до зоны сдвига сопровождается измельчением зерна и повышением степени развитости межзеренных границ, а диссипация осуществляется за счет дислокационной динамики и зернограничного скольжения. В области сдвига образуются фрагментированные элементы стружки, плотность которых повышается по мере повышения степени пластической деформации. Низкая степень развитости границ раздела кластеров указывает на их высокую подвижность и диссипативную активность.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С появлением компьютерных программ обработки изображений оптическая металлография приобрела все признаки компьютерной технологии. Перспективы развития и область практического приложения компьютерной металлографии определяются глубиной физического содержания количественных показателей, вычисляемых на основе обработки изображений микроструктур. Материаловедение с появлением компьютерной металлографии получила новый методологический аппарат количественного анализа структурной организации материала, которые раньше поддавались только качественному описанию, часто носившему субъективный характер, зависящему от квалификации материалововеда.

Рассмотренные в учебном пособии количественные показатели микроструктур не исчерпывают возможности цифровых технологий обработки изображений, число которых по мере развития компьютерной металлографии будет пополняться. Наиболее ценными представляются такие количественные показатели, которые отражают динамику структурных превращений, фазово-структурную термодинамику, степень неравновесности и упорядоченности структурной организации материала.

Количественные показатели микроструктуры можно использовать для математического моделирования структурных изменений при нагреве и пластической деформации, а также воздействию на материал различных видов энергетических потоков. Результаты математического моделирования структурных превращений являются теоретической основой для создания новых материалов, технологии их получения, оптимизации режимы обработки и прогнозирования физико-механические свойства. Количественные показатели микроструктур позволяют раскрывать новые структурные механизмы.

Компьютерная металлография является относительно новым направлением физического материаловедения. Она показывает, что изображение микроструктуры несет в себе огромный объем информации, расшифровка которой находится на самой начальной стадии освоения, и связана главным образом с анализом геометрических форм микроструктурных объектов. Перспективы дальнейшего развития компьютерной металлографии связываются с приложением к структурным объектам математической топологии, неравновесной термодинамики и синергетики.

Цветовой анализ микроструктурных объектов представляет отдельную область компьютерной металлографии, которая еще ждет своего освоения.

Компьютерная металлография значительно облегчает рутинный труд материалововеда, делая его творческим и объективным.

ВОПРОСЫ ДЛЯ САМОПРОВЕРКИ

1. Стандартные количественные показатели структурного состояния поликристаллического материала.
2. Количественные структурные показатели равновесного и неравновесного состояния поликристаллического материала.
3. Основы цифровой обработки изображений микроструктур.
4. Методика определения балла зернистости.
5. Методика определения среднего диаметрального размера зерна.
6. Связь размера зерна и балла зернистости с физическими свойствами материала.
7. Связь структурной организации материала с механическими свойствами.
8. Правило (закон) Холла-Петча.
9. Количественные показатели процесса рекристаллизации.
10. Количественные показатели миграции границ зерен.
11. Понятие «интерфейс структурного состояния».
12. Количественные показатели структурной организации материала.
13. Методика определения плотности границ зерен и раздела фаз.
14. Методика определения параметра организации структуры.
15. Количественные показатели упорядоченности и самоорганизации.
16. Методика определения фрактальной размерности границ.
17. Методика определения фрактальной размерности организации структуры.
18. Количественное описание структурных изменений при термической обработке металлических материалов.
19. Количественное описание структурных изменений при пластической деформации.
20. Структурные изменения сталей при ползучести.
21. Структурные изменения материала при коррозионном воздействии внешней среды.
22. Структурные изменения поверхностей при трении и изнашивании.
23. Структурная приспособляемость (адаптация).
24. Различные алгоритмы обработки изображений микроструктур с помощью программы Image.Pro.Plus.5.1
25. Определение структурно-энергетических характеристик различных структурных изменений методом компьютерной металлографии.
26. Определение энергии активации различных структурных процессов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Арзамасов, Б. Н. Материаловедение / Б. Н. Арзамасов, В. И. Макарова, Г. Г. Мухин [и др.]. – 8-е изд., стереотип. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 648 с.
2. Балахонов, Р. Р. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / Р. Р. Балахонов, А. В. Болеста, М. П. Бондарь [и др.] ; отв. ред. В. Е. Панин. – Новосибирск : Изд-во СО РАН, 2006. – 520 с.
3. Бернштейн, М. Л. Структура деформированных металлов / М. Л. Бернштейн. – М. : Metallurgia, 1977. – 432 с.
4. Бернштейн, М. Л. Структура и механические свойства металлов / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский. – М. : Metallurgia, 1970. – 472 с.
5. Бернштейн, М. Л. Металловедение и термическая обработка стали : справ. В 3 т. Т. 2. Основы термической обработки / М. Л. Бернштейн, А. Г. Рахштадт. – 3-е изд. перераб. и доп. – М. : Metallurgia, 1983. – 368 с.
6. Бокштейн, Б. С. Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. – М. : Metallurgia, 1978. – 248 с.
7. Васильев, А. А. О влиянии легирования на энергию активации самодиффузии в γ -железе / А. А. Васильев, С. Ф. Соколов, Н. Г. Колбасников, Д. Ф. Соколов // Физика твердого тела. – 2011. – Т. 53. – Вып. 11. – С. 2086 – 2092.
8. Вест, А. Химия твердого тела. Теория и приложения. В 2 ч. Ч. 1 / А. Вест. ; пер с англ. – М. : Мир, 1988. – 558 с.
9. Геллер, Ю. А. Инструментальные стали / Ю. А. Геллер. – 5-е изд. – М. : Metallurgia, 1983. – 527 с.
10. Грузман, И. С. Цифровая обработка изображений в информационных системах : учеб. пособие / И. С. Грузман, В. С. Киричук [и др.]. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2002. – 352 с.
11. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Metallurgia, 1978. – 646 с.
12. Дьяконов, В. П. MATLAB 6.5 SP1/7/7/SP1 + Simulink 5/6. Работа с изображениями и видеопотоками / В. П. Дьяконов. – М. : СОЛОН-Пресс. 2005. – 400 с.
13. Жуховицкий, А. А. Физическая химия / А. А. Жуховицкий, Л. А. Шварцман. – 4-е изд., перераб. и доп. – М. : Metallurgia, 1987. – 688 с.
14. Зорев, Н. Н. Вопросы механики процесса резания металлов / Н. Н. Зорев. – М. : Машгиз, 1956. – 368 с.
15. Иванова, В. С. Синергетика и фракталы в материаловедении / В. С. Иванова, А. С. Баланкин, И. Ж. Бунин, А. А. Оксогоев. – М. : Наука, 1994. – 384 с.

16. Ким, В. А. Количественный структурно-энергетический анализ термообработки конструкционной стали / В. А. Ким, В. В. Петров, А. В. Бутин, И. В. Белова, А. А. Шпилева // *Металловедение и термообработка металлов.* – № 4. – 2010. – С. 24 – 26.
17. Кристиан, Д. Теория превращения в металлах и сплавах. Термодинамика и общая кинетическая теория / Д. Кристиан ; пер. с англ. А. Я. Беленького и Д. Е. Темкина. – М. : Мир, 1978. – 808 с.
18. Курдюмов, Г. В. Явления закалки и отпуска стали / Г. В. Курдюмов. – М. : Металлургиздат, 1960. – 64 с.
19. Лариков, Л. Н. Залечивание дефектов кристаллического строения в металлах / Л. Н. Лариков. – Киев : Наукова думка, 1980. – 277 с.
20. Марвина, Л. А. Диффузионные процессы и деградация структуры в металлах : моногр. / Л. А. Марвина, В. Б. Марвин. – Владивосток : Дальнаука, 1996. – 276 с.
21. Мерер, Х. Диффузия в твердых телах / Х. Мерер ; пер. с англ. – М. : ИД «Интеллект». 2011. – 536 с.
22. Новиков, И. И. Дефекты кристаллического строения металлов / И. И. Новиков. – М. : Metallurgia, 1983. – 232 с.
23. Новиков, И. И. Кристаллография и дефекты кристаллического строения / И. И. Новиков, К. М. Розин. – М. : Metallurgia, 1990. – 336 с.
24. Неймарк, А. В. Термодинамический метод расчета поверхностной фрактальной размерности / А. В. Неймарк // *Письма в ЖЭТФ.* – 1990. – Т. 51. – Вып. 10. – С. 535-538.
25. Оппенгейм, Э. Применение цифровой обработки сигналов / Э. Оппенгейм ; пер. с англ. ; под ред. канд. техн. наук А. М. Рязанцева. – М. : Мир, 1980. – 552 с.
26. Панин, С. В. Деформация и разрушение на мезоуровне поверхностно-упрочненных материалов : дис. ... докт. техн. наук : 01.02.04 / Панин Сергей Викторович. – 2004. – 507 с.
27. Панин, В. Е. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. В 2 т. Т. 1 / В. Е. Панин, В. Е. Егорушкин, П. В. Макаров [и др.]. – Новосибирск : Наука, 1995. – 298 с.
28. Полухин, П. И. Физические основы пластической деформации / П. И. Полухин, С. С. Горелик, В. К. Воронцов. – М. : Metallurgia, 1982. – 584 с.
29. Севастьянова, И. Н. Фрактальные характеристики поверхности пластически деформированного композита карбид вольфрама – железомарганцовистая сталь / И. Н. Севастьянова, С. Н. Кульков // *Журнал технической физики.* – 2003. – Т. 73. – Вып. 2. – С. 81-86.
30. Смоленцев, Н. К. Основы теории вейвлетов. Вейвлеты в MATLAB / Н. К. Смоленцев. – М. : ДМК Пресс, 2005. – 304 с.

31. Сойфер, В. А. Методы компьютерной обработки изображений / В. А. Сойфер. – М. : Физматлит, 2001. – 784 с.
32. Титов, В. В. Мультифрактальные свойства зеренных структур в бинарной системе на основе ниобата натрия с неизоструктурными компонентами / В. В. Титов, Л. А. Резниченко, С. В. Титов, В. Д. Комаров, В. А. Ахназарова // Письма в ЖТФ. – 2004. – Т. 30, вып. 7. – С. 42-47.
33. Фридман, Я. Б. Механические свойства металлов. – 3-е изд., перераб. и доп. В 2 ч. Ч. 1. Деформация и разрушение. Ч. 2. Механические испытания. Конструкционная прочность / Я. Б. Фридман. – М. : Машиностроение, 1974.
34. Чувильдиев, В. Н. Влияние параметра зерна и структурного состояния границ зерен на параметры низкотемпературной и высокотемпературной сверхпластичности нано- и микрокристаллических сплавов / В. Н. Чувильдиев, А. В. Щавлева, А. В. Нохрин [и др.] // Физика твердого тела. – 2010. – Т. 52. – Вып. 5. – С. 1026-1033.
35. Щелкунова, М. Е. Диагностика состояния режущего инструмента на основе вероятностных и информационных параметров акустической эмиссии и термо-ЭДС : дис. ... канд. техн. наук : 05.03.01 / Щелкунова Марина Евгеньевна. – Комсомольск-на-Амуре : КнАГТУ, 2000. – 120 с.
36. Якубов, Ф. Я. Структурно-энергетические аспекты упрочнения и повышения стойкости режущего инструмента / Ф. Я. Якубов, В. А. Ким. – Симферополь : Учпедгиз (Крымское отделение), 2005. – 300 с.

Учебное издание

**Ким Владимир Алексеевич, Башков Олег Викторович,
Попкова Александра Александровна, Шпилёва Анна Анатольевна,
Золотарёва Светлана Валерьевна, Белова Инна Валерьевна,
Емец Наталья Евгеньевна**

**ОСНОВЫ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ
И КОМПЬЮТЕРНОЙ МЕТАЛЛОГРАФИИ**

Учебное пособие

Научный редактор – доктор технических наук, профессор В. И. Муравьёв

Редактор Е. В. Безолукова

Подписано в печать 16.12.2013.

Формат 60 × 84 1/16. Бумага 65 г/м². Ризограф EZ570E.

Усл. печ. л. 8,12. Уч.-изд. л. 7,80. Тираж 100 экз. Заказ 25958.

Редакционно-издательский отдел
Федерального государственного бюджетного образовательного
учреждения высшего профессионального образования
«Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет»
681013, Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27.

Полиграфическая лаборатория
Федерального государственного бюджетного образовательного
учреждения высшего профессионального образования
«Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет»
681013, г. Комсомольск-на-Амуре, пр. Ленина, 27.