

В. Г. Шепелевич

ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ

*Рекомендовано
Учебно-методическим объединением
по естественно-научному образованию в качестве
пособия для студентов учреждений высшего образования,
обучающихся по специальности
1-31 04 06 «Ядерные физика и технологии»*

УДК 669.017.16(075.8)

ББК 34.2я73

Ш48

Р е ц е н з е н т ы :

доктор физико-математических наук *Ю. В. Василевич*;

доктор физико-математических наук *В. А. Кукареко*

Шепелевич, В. Г.

Ш48 Зеренная структура металлов : пособие / В. Г. Шепелевич. —
Минск : БГУ, 2019. — 75 с.
ISBN 978-985-566-705-7.

Приводятся краткие сведения о зеренной структуре металлов, описание методов выявления границ зерен, лабораторные работы по определению параметров зеренной структуры. Пособие содержит задачи, тесты, приложения с изображениями микроструктуры различных металлов и ее статистическим описанием.

Для студентов учреждений высшего образования, обучающихся по специальности 1-31 04 06 «Ядерные физика и технологии».

УДК 669.017.16(075.8)

ББК 34.2я73

ISBN 978-985-566-705-7

© Шепелевич В. Г., 2019

© БГУ, 2019

ВВЕДЕНИЕ

Создание новых металлических материалов с улучшенными характеристиками — важнейшая задача. Ее решение возможно путем целенаправленного изменения химического состава и структуры. Большинство металлических материалов используется в виде поликристаллов. Соседние зерна поликристаллов образуют границы, являющиеся важнейшими дефектами кристаллического строения металлов. В настоящее время принято считать, что границы зерен в виде поверхности рассматриваются как тонкий слой, состоящий из двух-трех атомных слоев с искаженным строением. Приграничные области также являются искаженными и могут распространяться в глубь зерна до нескольких тысяч ангстрем.

Границы зерен и приграничные области оказывают воздействие на физические свойства металлических материалов. Внешние воздействия изменяют структуру зерен и приграничные области, что влияет на физические свойства материалов и имеет прикладное значение. Кроме того, необходимо учитывать изменение границ зерен в процессах деформирования металла, при полигонизационных и рекристаллизационных процессах, а также при диффузии и фазовых превращениях.

Исследование параметров зеренной структуры (среднего размера зерен, удельной поверхности границ зерен, разориентировки соседних, текстуры и др.) имеет важное практическое значение. В связи с этим в пособии описаны как строение границ зерен, их влияние на протекание различных явлений в металлах и сплавах, так и лабораторные работы, позволяющие освоить методы определения параметров зеренной структуры в них. Вместе с тем в данном издании нашло отражение развитие современных методов исследования зеренной структуры.

1. ОПИСАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ

1.1. КЛАССИФИКАЦИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Поликристаллические материалы состоят из кристаллитов (зерен), имеющих различные размеры, форму и ориентировку. Неотделимой частью структуры поликристалла являются границы зерен. Толщина переходной области между соседними зернами мала. Соседние зерна между собой могут соприкасаться по поверхностям, линиям и вершинам. Два соседних зерна соприкасаются по поверхности, три зерна — по линии и четыре — в вершине (рис. 1).

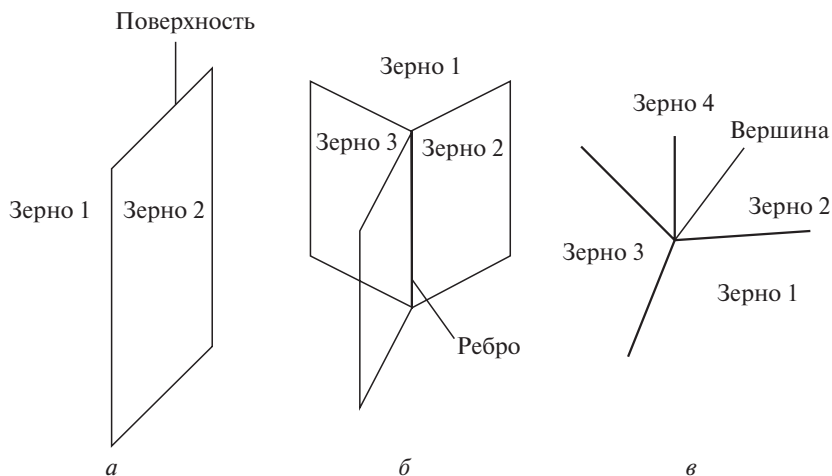


Рис. 1. Границы зерен: а — поверхность; б — линия; в — вершина

Граница зерна в виде поверхности является поверхностью раздела, на которой сопрягаются два различно ориентированных зерна. Их разориентировка рассматривается как поворот одного зерна относительно другого, приводящий к совмещению их кристаллических решеток, на угол θ вокруг общей для обоих зерен кристаллографической оси $\vec{U}$. Угол θ называется углом разориентировки, а ось $\vec{U}$ — осью разориентировки. На рис. 2 указаны угол разориентировки и ось разориентировки для двух типов границ: наклонной (а) и кручения (б).

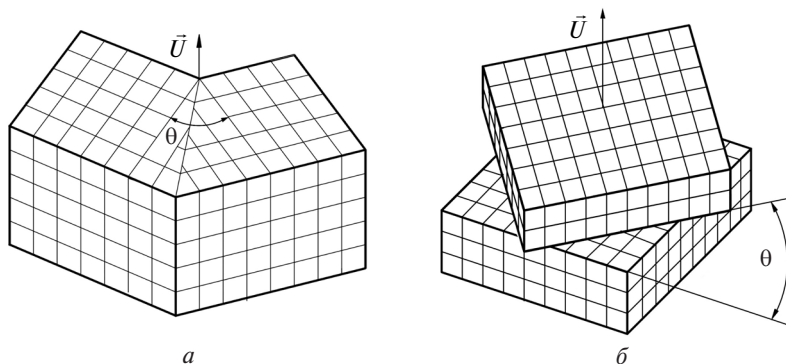


Рис. 2. Типы границ зерен: а — наклонная; б — кручения

Ось разориентировки $\vec{U}$ для наклонных границ зерен находится в ее плоскости. Ось разориентировки для границы кручения перпендикулярна ее плоскости.

Поверхность границы зерен состоит из плоских участков (фасеток) (рис. 3). При одной и той же оси и угла разориентировки двух соседних зерен границы зерен имеют различную структуру. Границы зерен состоят из различных кристаллографических плоскостей.

При развороте двух зерен вокруг общей кристаллографической оси их кристаллических решеток на определенный угол часть узлов решетки одного зерна совпадает с узлами решетки другого зерна. Такая совокупность совпадающих узлов образует свою трехмерную решетку, называемую решеткой совпадающих узлов (РСУ).

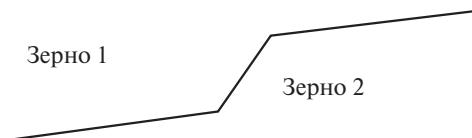


Рис. 3. Граница зерна в виде изломанной поверхности

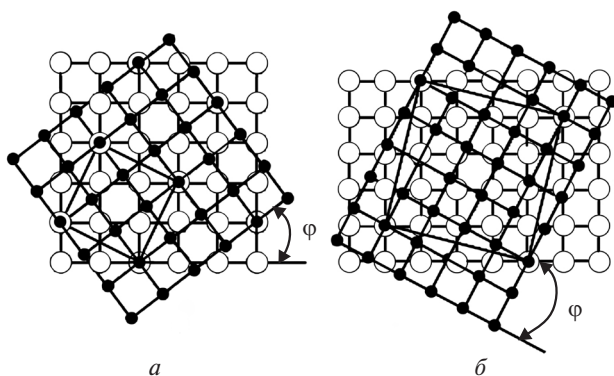


Рис. 4. Решетка совпадающих узлов
для простых кубических решеток

На рис. 4 показано наложение двух простых кубических решеток, разориентированных на угол $\theta = 36,8^\circ$ вокруг оси, совпадающей с кристаллографическим направлением $[001]$. Светлые кружки – узлы 1-й решетки в плоскость (001) , темные кружки – узлы 2-й решетки в той же плоскости, двойные кружки – совпадающие узлы. Из рис. 4 видно, что каждый пятый узел 1-й и 2-й решеток совпадают, образуя пространственную РСУ. Обратная плотность совпадающих узлов равна $\Sigma = 5$.

1.2. СТРОЕНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Малоугловые границы зерен могут быть представлены в виде дислокационных моделей. На рис. 5 приведена симметричная граница наклона. Ее можно рассматривать как стенку одинаковых и параллельных краевых дислокаций, находящихся на расстоянии l друг от друга. Если вектор Бюргерса дислокаций равен b , то угол разориентировки решеток равен $\theta = b/l$ (угол θ измеряется в радианах).

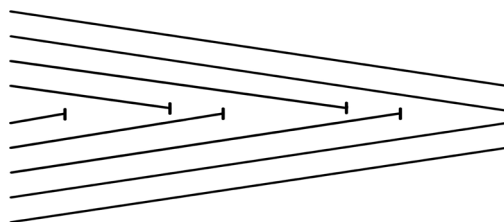


Рис. 5. Симметричная малоугловая граница

Плотность дислокаций ρ , находящихся в малоугловой границе наклона, равна $\rho = 1/l = \theta/b$.

Малоугловые границы, состоящие из дислокаций, наблюдались экспериментально на поверхности. На малоугловых границах могут образовываться неустойчивые конфигурации дислокаций, схемы которых приведены на рис. 6. Например, наблюдается неравномерное распределение дислокаций вдоль малоугловых границ зерен (а). Могут содержаться дислокации противоположных знаков в малоугловой границе (б) и др.

Схема дислокационного строения несимметричной границы наклона зерен с простой кубической решеткой приведена на рис. 7. В этом случае граница зерен образована двумя дислокационными системами с взаимно перпендикулярными векторами Бюргерса $\vec{b}_1$ и $\vec{b}_2$.

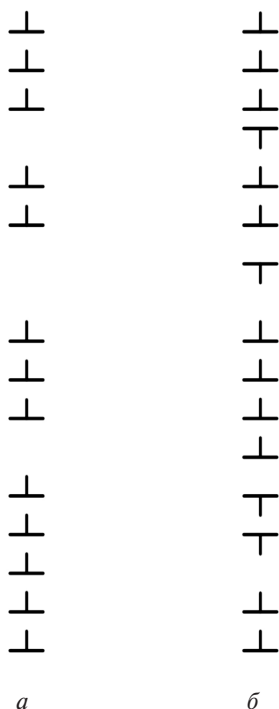


Рис. 6. Неустойчивые конфигурации малоугловых границ

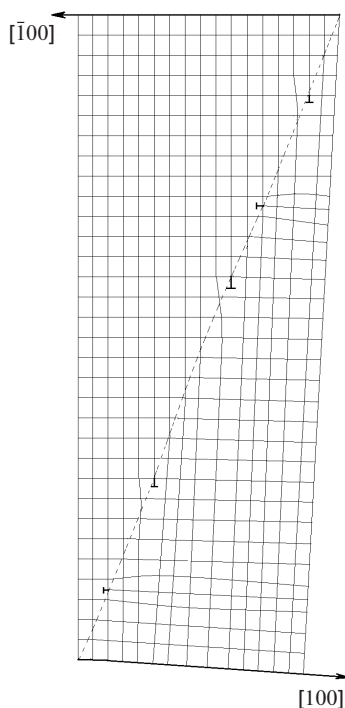


Рис. 7. Схема несимметричной дислокационной границы зерен

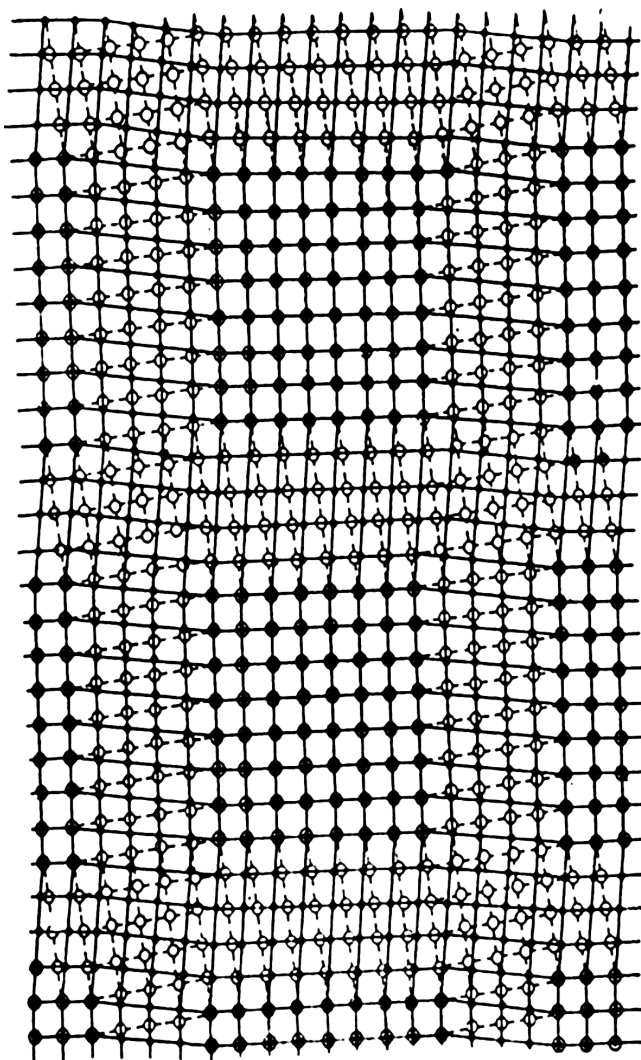


Рис. 8. Модель образования границы кручения двух соседних зерен винтовыми дислокациями

Границы кручения двух соседних зерен могут быть системами винтовых дислокаций (Рид В. Дислокации в кристаллах. М., 1957), могут быть образованы между двумя соседними зернами (рис. 8).

1.3. НЕСОВЕРШЕНСТВА СТРУКТУРЫ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Границы зерен, имеющие кристаллическое строение, могут иметь несовершенства. Например, удаление атома, входящего в границу зерен, приводит к смещению соседних атомов, находящихся в соседних узлах. Такой дефект рассматривается как вакансия границы зерен. При этом расчеты показали, что вакансия границы зерен вызывает более сильные смещения соседних атомов, чем вакансия внутри зерна. Наличие вакансий в границах зерен придает им «рыхлость».

Атом, введенный дополнительно в границу зерен, также вызывает смещения соседних атомов обоих зерен и рассматривается как межузельный атом границы зерен. Смещения соседних атомов, вызванные появлением межузельного атома, больше смещений атомов, создаваемых межузельным атомом внутри зерен.

Чужеродные атомы (примеси, легирующие элементы) могут располагаться на границах зерен, образуя твердые растворы замещения или внедрения. При этом их концентрация может быть больше их средней концентрации в объеме.

К линейным дефектам границ относятся зернограницные дислокации, которые подразделяются на собственные и внешние. Собственные дислокации определяют существование границы с точки зрения факта ее существования с определенными характеристиками. Например, определяют угол разориентировки соседних зерен. Упругие поля собственных дислокаций скомпенсированы.

Внешние дислокации границ соседних зерен не являются необходимым структурным элементом границ зерен. Они образуются в результате взаимодействия решеточных дислокаций с границами зерен. Внешние зернограницные дислокации имеют нескомпенсированные упругие поля.

На междолинных границах могут наблюдаться ступеньки, уступы, фасетки. Граница зерен с уступом представлена на рис. 9.

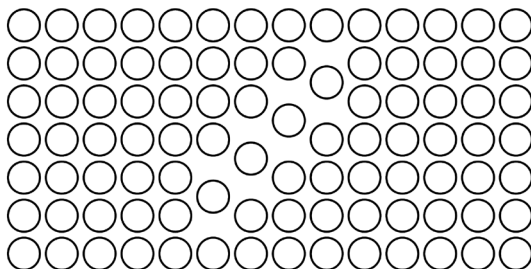


Рис. 9. Граница зерен с уступом

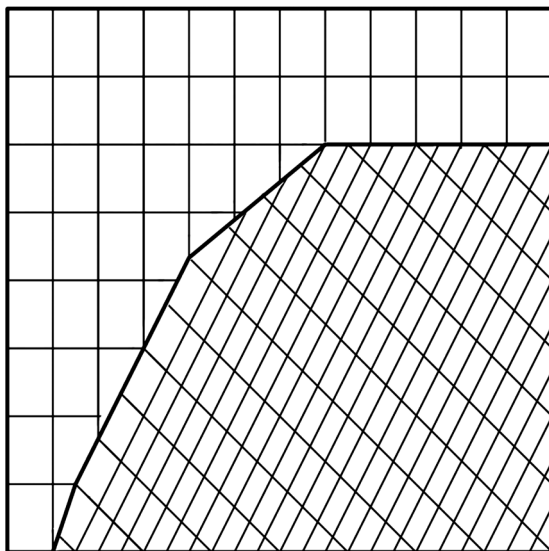


Рис. 10. Границы зерен с фасетками

Границы зерен, состоящие из плоских фасеток, представлены на рис. 10. Фасетирование границ зерен связано с уменьшением ее свободной энергии.

1.4. ЭНЕРГИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Энергия малоугловых границ $E_{\text{МУГ}}$ зерен близка к сумме энергий образующих ее дислокаций. Энергия дислокационной стенки в расчете на единицу ее площади может быть описана приближенным выражением

$$E_{\text{МУГ}} = \frac{\mu b \theta \ln\left(\frac{a}{\theta}\right)}{4\pi(1-\nu)},$$

где a находится в пределах от 0,5 до 2; b – вектор Бюргерса краевых дислокаций; θ – угол разориентировки; μ – модуль сдвига; ν – коэффициент Пуассона.

График зависимости энергии $E_{\text{МУГ}}$ межзеренных границ от угла разориентировки в интервале $(0, \theta_{\text{max}})$ представлен на рис. 11.

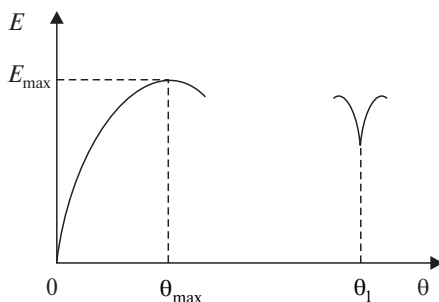


Рис. 11. Зависимость энергии E межзеренной границы от угла разориентировки θ

Построенная кривая хорошо описывает экспериментально наблюдаемые изменения для металлов с гранецентрированной кубической решеткой (Ag, Cu, Fe, Pb и др.). Максимальное значение энергии наблюдается при $\theta_{\max}$. Значение $\theta_{\max}$ находится в пределах от 35° до 45° (в зависимости от ориентировки границ).

При $\theta > \theta_{\max}$ выражение для $E_{\text{МУГ}}$ не имеет смысла. В этой области угла θ границы зерен являются высокоугловыми, и их энергия обычно близка к $E_{\max}$ и мало зависит от угла разориентировки. Однако при определенных углах разориентировки θ , когда высокоугловые границы имеют совпадающие узлы соседних зерен или при двойниковой границе, наблюдается резкое уменьшение $E_{\text{ВУГ}}$.

В табл. 1 представлены значения энергии высокоугловых зерен $E_{\text{ВУГ}}$, поверхностной энергии $\gamma_{\text{П}}$ и их отношение $E_{\text{ВУГ}}/\gamma_{\text{П}}$ для некоторых металлов.

Таблица 1

Энергия высокоугловых границ зерен $E_{\text{ВУГ}}$,
поверхностной энергии $\gamma_{\text{П}}$ и их отношение $E_{\text{ВУГ}}/\gamma_{\text{П}}$

Параметр	Металл			
	Ag	Au	Cu	α -Fe
$E_{\text{ВУГ}}, \text{Дж/м}^2$	0,40	0,41	0,52	0,80
$\gamma_{\text{П}}, \text{Дж/м}^2$	1,31	1,48	1,64	1,95
$E_{\text{ВУГ}}/\gamma_{\text{П}}$	0,31	0,28	0,31	0,41

Отношение $E_{\text{вуг}}/\gamma_{\text{п}}$ находится в пределах 0,3...0,4. С повышением температуры плавления металлов наблюдается увеличение $E_{\text{вуг}}$ и $\gamma_{\text{п}}$. Абсолютное значение энергии $E_{\text{вуг}}$ обычной границы получают из данных поверхностной энергии $\gamma_{\text{п}}$. Для этого используют явление термического травления. При нагревании металла в месте выхода высокоугловой границы на поверхности металла образуется термическая канавка с углом ϕ (рис.12).

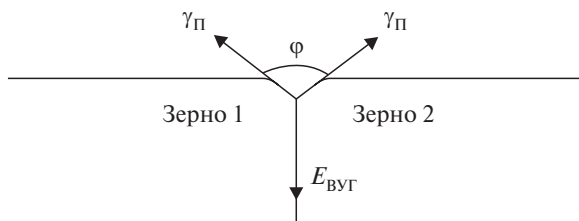


Рис. 12. Определение энергии высокоугловой границы $E_{\text{вуг}}$

Из условия равновесия высокоугловой границы следует:

$$E_{\text{вуг}} = 2 \gamma_{\text{п}} \cos(0,5\phi).$$

Зная значение $\gamma_{\text{п}}$ и определив экспериментально угол ϕ , можно вычислить энергию высокоугловой границы $E_{\text{вуг}}$ зерен 1 и 2.

1.5. СЕГРЕГАЦИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН

Сегрегация примесей и легирующих атомов на границах определяет многие эксплуатационные характеристики сплавов, прежде всего прочность, пластичность и ползучесть, электрические свойства. По механизму образования и характерным свойствам принято разделять сегрегации на равновесные и неравновесные, которые распространяются на нескольких межатомных расстояниях. Толщина слоя образовавшейся равновесной сегрегации зависит от структуры поверхности раздела.

Равновесные сегрегации образуются в результате изменения химического потенциала на свободной поверхности или границе зерен. Термодинамическим стимулом образования равновесных сегрегаций является понижение избыточной энергии.

Неравновесные сегрегации формируются в результате внешних воздействий на вещество и исчезают при длительном отжиге. Неравновесные сегрегации появляются при облучении сплава, интенсивной пластической деформации.

Независимо от типа сегрегаций концентрация $c_{гр}$ в них примесей и легирующих элементов в десятки раз больше, чем концентрация c_o в объеме зерна, как видно из табл. 2.

Таблица 2

Концентрация примеси в объеме зерна и на межзеренной границе

Система (растворитель – примесь)	Объемная растворимость, c_o , ат. %	Концентрация в сегрегации, $c_{гр}$, ат. %	Отношение $c_{гр}/c_o$
Cu – Bi	0,5	4–60	8–120
α -Fe – S	0,035	10	330
α -Fe – Sn	1,3	15–25	12–19

В случае слабого раствора зависимость концентрации примеси от расстояния до границы носит экспоненциальный характер.

1.6. ДИФФУЗИЯ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН

В результате исследования диффузии в поликристаллах с мелким зерном установлено, что график зависимости $\ln D$ от обратной температуры $1/T$ имеет излом (рис. 13). Излом наблюдается при температурах менее $0,6–0,7 T_{пл}$. Энергия активации диффузии E в области низких температур меньше, чем при высоких.

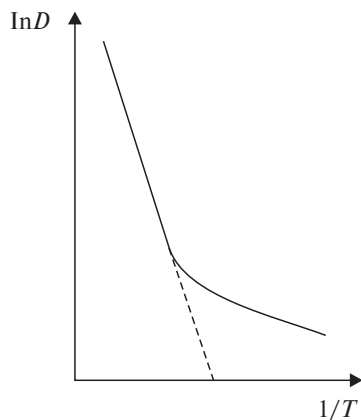


Рис. 13. Зависимость $\ln D$ от обратной температуры $1/T$

Считается, что излом вызван вкладом диффузии по границам зерен в общую диффузию. Схема распространения благодаря диффузии легирующего элемента от поверхности поликристалла вглубь приведена на рис. 14.

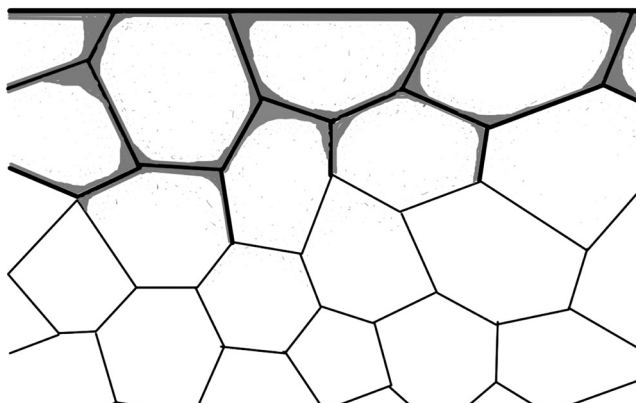


Рис. 14. Диффузионное распределение легирующего компонента в поликристалле

Экспериментально выявлено, что коэффициент диффузии по границам зерен в большинстве случаев превышает коэффициент диффузии объемной диффузии на 3—5 порядков. Энергия активации диффузии по границам зерен E_G всегда меньше энергии активации объемной диффузии E_V . Отношение E_G/E_V находится в пределах 0,3...0,8 и зависит от растворителя и диффундирующих элементов (табл. 3).

Таблица 3

**Отношение энергии активации по границам зерен
к энергии активации объемной диффузии**

Растворитель	Диффундирующий элемент	E_G / E_V
γ -Fe	Fe	0,56
	Co	0,46
α -Fe	Fe	0,67
	Co	0,74
	Ni	0,70
Cu	Co	0,40
	Cd	0,35
	Zn	0,54

Экспериментально установлена немонотонная зависимость энергии активации и коэффициента диффузии по границам от угла разориентировки зерен. Специальным границам зерен соответствуют максимумы энергии активации на графиках таких зависимостей.

1.7. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Пластическая деформация поликристаллов протекает более сложно, чем монокристаллов. Границы зерен и различная ориентировка зерен приводят к сложному перераспределению действующих в них напряжений. Даже при малых деформациях (~1...5 %) скольжение наблюдается в нескольких системах в каждом зерне.

Границы зерен являются препятствием распространению дислокаций. Движущиеся дислокации скапливаются вблизи границ зерен, создавая напряжения. Их величина может оказаться достаточной, чтобы вызвать скольжение в соседнем зерне, но в другой плоскости и направлении. При незначительной разориентировке зерен (не более 2°) линии скольжения могут переходить через границу зерен. Границы зерен — препятствие для распространяющихся двойников. Уменьшение размера зерен оказывает более сильное влияние на двойникование, чем скольжение, поэтому измельчением зерна можно подавить двойникование в металле.

В процессе пластической деформации поликристаллов происходит уменьшение среднего размера зерен, изменение их формы и ориентировки. Формирование текстуры при деформировании поликристаллов — результат кристаллографической направленности скольжения в каждом зерне. Наиболее четкая текстура формируется при больших степенях деформации (70–90 %).

Границы зерен при $T < 0,5 T_{пл}$ являются препятствием для движения дислокаций и тем самым вносят свой вклад в упрочнение металла. С измельчением зеренной структуры возрастает площадь межзеренных границ, что приводит к повышению упрочнения. Установлено, что зависимость предела текучести от размера зерен d подчиняется уравнению Холла — Петча

$$\sigma_T = \sigma_1 + kd^{-0,5},$$

где σ_1 , k — постоянные величины, характеризующие металл.

Пластическая деформация в объеме поликристаллов протекает неоднородно. Микроскопическая неоднородность пластической деформации наблюдается в объеме группы зерен и состоит в том, что

отдельные зерна группы деформируются неодинаково. Субмикроскопическая неоднородность наблюдается внутри зерна и обусловлена кристаллическим строением и анизотропией свойств кристалла. Существенное влияние на неоднородность пластической деформации оказывают границы зерен, служащие препятствием движению дислокаций. Образование скоплений дислокаций вблизи границ зерен способствует развитию скольжения по вторичным системам и поперечному скольжению, что усиливает неоднородность деформации внутри зерен. Неоднородность пластической деформации приводит к возникновению остаточных напряжений, способных вызывать зарождение микро- и макротрещин.

При температурах, превышающих $0,5T_{пл}$, границы зерен в металлах являются разупрочняющими зонами, что приводит к проскальзыванию по границам зерен. Зернограницное проскальзывание происходит при определенных высоких температурах и низких скоростях деформирования и состоит в смещениях одного зерна относительно другого. Оно наблюдается в процессе ползучести при высокой температуре и сверхпластичности. Энергия активации процесса проскальзывания в большинстве случаев крупнозернистых материалов близка к энергии активации объемной самодиффузии, а в мелкозернистых — близка к энергии активации по границам зерен.

Примеси, образующие выделения на границах зерен, препятствуют скольжению по границам зерен. Растворимые примеси либо совсем не влияют, либо приводят к увеличению напряжения, необходимого для протекания скольжения.

1.8. РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ МЕТАЛЛОВ

При первичной рекристаллизации деформированного металла происходит образование и рост новых зерен, окруженных высокоугловыми границами, с неискаженной кристаллической структурой за счет исходных деформированных зерен. Зерна, возникающие при первичной рекристаллизации, имеют равноосную форму. Новые зерна преимущественно появляются на границах деформированных зерен, двойников и около включений других фаз. Кинетика первичной рекристаллизации описывается уравнением

$$\xi = 1 - \exp(-at^n),$$

где a зависит от скоростей зарождения и роста зерен и геометрии рекристаллизованных зерен; $n = 4$ — для объема, геометрические

размеры которого значительно превышают размер зерна; $n = 3$ — для тонких пластин и $n = 2$ — для тонких проволок.

К моменту окончания первичной рекристаллизации размер зерен d определяется соотношением скоростей зарождения центров рекристаллизации и линейной скоростью роста новых зерен. Чем больше скорость зарождения центров кристаллизации, тем меньше получаются зерна. Зависимость размера зерен d после первичной рекристаллизации от степени деформации ϵ приведена на рис. 15. С повышением степени деформации возрастает плотность дислокаций. При этом скорость зарождения центров рекристаллизации растет быстрее, чем их линейная скорость роста. В результате с увеличением степени деформации наблюдается уменьшение размеров рекристаллизованных зерен.

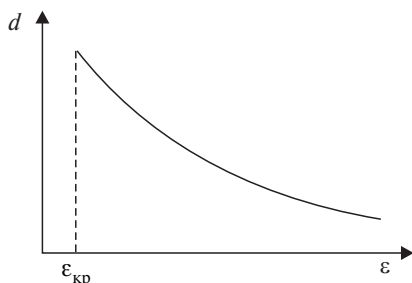


Рис. 15. Зависимость размера рекристаллизованного зерна в отожженном металле

При сравнительно небольшой деформации (1...15 %), называемой критической $\epsilon_{кр}$, при отжиге образуются очень крупные зерна. При критической деформации формируется значительная неоднородность деформации разных зерен. Из-за разности запасенной энергии соседних зерен наблюдается быстрая миграция отдельных границ на расстояния, сравнимые с размером зерен. Происходит рост одних зерен за счет других. Величина критической деформации зависит от температуры отжига, температуры деформирования, состава сплава и исходной структуры.

После первичной рекристаллизации металл состоит из новых зерен с совершенной структурой, но имеющих неправильную форму, различные размеры, разное число граней и значительно отличающиеся углы разориентировки. Это приводит к неувновешенности поверхностного натяжения на границах зерен, вследствие чего структура металла остается нестабильной. При дальнейшем нагреве металла происходит рост зерен, что приводит к понижению его свободной энергии. Такой процесс называется собирательной рекристаллизацией.

Граница зерен, разделяющая два зерна, движется благодаря разности свободных энергий атомов Δf в этих зернах. Скорость перемещения границы

$$Y_{\text{г}} = M\Delta f,$$

где M — подвижность границы.

Подвижность границ зерен зависит от их типа и разориентировки. Многочисленные исследования показали, что температурная зависимость подвижности удовлетворяет уравнению Аррениуса и описывается уравнением

$$M = A \exp(-Q/RT),$$

где A — предэкспоненциальный множитель; Q — энергия активации миграции. В чистом материале величина энергии активации совпадает с энергией активации зернограницной диффузии.

Средний размер зерен при собирательной рекристаллизации с течением времени отжига изменяется по закону

$$d \sim t^{1/2}.$$

Дальнейшее повышение температуры отжига вызывает протекание вторичной рекристаллизации, при которой образуются крупные зерна (рис. 16). Их образование связано с аномальным ростом отдельных зерен из-за нестабильности границ зерен.

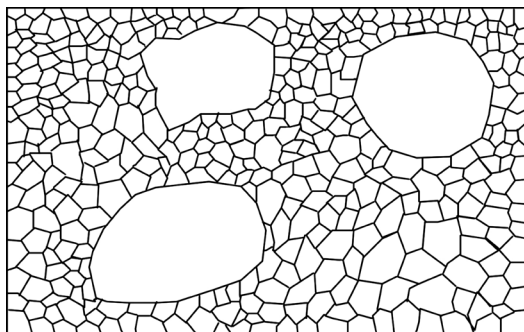


Рис. 16. Образование крупных зерен при вторичной рекристаллизации

Вторичная рекристаллизация связана со стабилизацией рекристаллизованной матрицы. Она может быть вызвана наличием дисперсных частиц второй фазы или сегрегаций примесей на границах зерен, а также образованием текстуры и толщиной изделий. Зародышами вторичной рекристаллизации становятся крупные зерна, границы которых недостаточно стабилизированы, а следовательно, способны к быстрому росту по сравнению с остальными зернами при повышении температуры.

1.9. ОБРАЗОВАНИЕ ЗАРОДЫШЕЙ ФАЗ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН

Образование зародышей α -фазы в β -фазе на межзеренных границах связано с уменьшением их площади, что приводит к понижению свободной энергии активации образования критического зародыша и его размера.

Зародыши новой фазы могут образовываться на различных участках межзеренных границ: гранях (стык двух зерен), ребрах (стык трех зерен) и в вершинах (стык четырех зерен) (рис. 17).

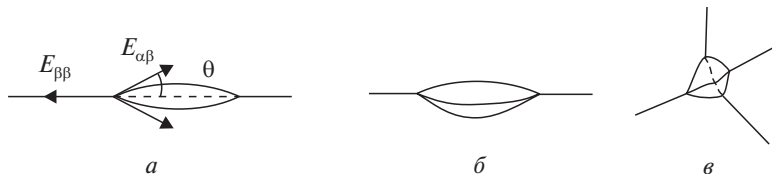


Рис. 17. Образование зародышей фазы на границах зерен:
а – на грани; б – на ребре; в – в вершине

В случае плоской границы двух зерен зародыш имеет форму двояковыпуклой сферической линзы (рис. 18). Условие равновесия на линии контакта поверхностей имеет вид

$$E_{\beta\beta} = 2E_{\alpha\beta} \cos \theta,$$

где $E_{\beta\beta}$ – удельная энергия межзеренных границ; $E_{\alpha\beta}$ – удельная энергия межфазных границ.

Выражение для свободной энергии активации образования критического зародыша на плоской границе двух зерен имеет вид

$$\Delta F_c^B = \frac{8\pi}{3} \cdot \frac{E_{\alpha\beta}^3 v_\alpha^2 (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta)}{(f_\beta - f_\alpha)^2},$$

где v_α – атомный объем; f_α, f_β – свободные энергии в расчете на один атом α - и β -фаз.

Геометрические факторы имеют следующие значения:

$$\eta_\alpha = \frac{2\pi}{3} (2 - 3 \cos \theta), \quad \eta_{\alpha\beta} = 4\pi (1 - \cos \theta), \quad \eta_{\beta\beta} = \pi \sin^2 \theta.$$

Выражение ΔF_c^B отличается от свободной энергии активации образования критического зародыша при гомогенном зарождении ΔF_c и зависит от контактного угла θ . При этом

$$\Delta F_c^B / \Delta F_c = \frac{1}{2} (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta) = \varphi_B(\theta).$$

Зародыш, образовавшийся в стыке трех зерен, т. е. на ребре, имеет форму, ограниченную тремя сферическими поверхностями. В этом

случае свободная энергия активации образования критического зародыша ΔF_c^E отличается от ΔF_c и зависит от контактного угла θ . Отношение данных величин также является функцией контактного угла

$$\Delta F_c^E / \Delta F_c = \varphi_E(\theta).$$

Свободная энергия активации образования критического зародыша в вершине зерна ΔF_c^C , где встречаются четыре зерна, зависит также от θ и связана с ΔF_c :

$$\Delta F_c^C / \Delta F_c = \varphi_C(\theta).$$

При любом θ , не равном $\pi/2$, всегда выполняется соотношение $\Delta F_c^C < \Delta F_c^E < \Delta F_c^B < \Delta F_c$. Кроме того, ΔF_c^C , ΔF_c^E и ΔF_c^B обращаются в нуль при $\cos \theta$, равных $\sqrt{2/3}$, $\sqrt{3/2}$ и 1 соответственно.

При последовательном переходе от гомогенного зарождения на гранях к зарождению на ребрах и в вершинах зерен уменьшается плотность мест для зарождения новой фазы, которая в первом приближении пропорциональна $\left(\frac{\delta}{L}\right)$, $\left(\frac{\delta}{L}\right)^2$ и $\left(\frac{\delta}{L}\right)^3$ соответственно, где δ — толщина межзеренной границы; L — средний размер зерна.

Приближенные выражения для скорости образования зародышей можно представить в следующем виде:

а) на гранях зерен

$$I_v^B = 10^{36} \left(\frac{\delta}{L}\right) \exp\left(-\frac{\Delta F_c^B}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1};$$

б) на ребрах зерен

$$I_v^E = 10^{36} \left(\frac{\delta}{L}\right)^2 \exp\left(-\frac{\Delta F_c^E}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1};$$

в) в вершинах зерен

$$I_v^C = 10^{36} \left(\frac{\delta}{L}\right)^3 \exp\left(-\frac{\Delta F_c^C}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}.$$

Если положить, что $\delta = 5 \cdot 10^{-8}$ см, $L = 5 \cdot 10^{-2}$ см, то $\left(\frac{\delta}{L}\right) = 10^{-6}$, тогда

$$I_v^B = 10^{30} \exp\left(-\frac{\Delta F_c^B}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1};$$

$$I_v^E = 10^{24} \exp\left(-\frac{\Delta F_c^E}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1};$$

$$I_v^C = 10^{18} \exp\left(-\frac{\Delta F_c^C}{kT}\right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}.$$

Минимальному значению скорости зародышеобразованию, равному $10^6 \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$, соответствует значение свободной энергии активации образования критического зародыша: на гранях $\Delta F_c^B = 55kT$, на ребрах $\Delta F_c^E = 41kT$ и в вершинах зерен $\Delta F_c^C = 28kT$, а при гомогенном зарождении $\Delta F_c = 69kT$. Используя приближенные выражения для скоростей образования зародышей, можно найти условия, при которых наибольший вклад в суммарную скорость зарождения дает тот или иной процесс. С этой целью удобно ввести параметры $W = \frac{kT}{\Delta F_c} \ln\left(\frac{L}{\delta}\right)$ и $\kappa = \frac{E_{\beta\beta}}{E_{\alpha\beta}} = 2\cos\theta$. Тогда в плоскости координат W и κ (рис. 18) можно выделить области, где преобладает один из возможных механизмов зародышеобразования. Каждая точка на этой плоскости соответствует некоторой скорости образования зародышей, которая определяется как движущей силой Δf , так и поверхностной энергией. Линии 1, 2 и 3 позволяют сделать вывод о том, какой из механизмов дает наибольший вклад в скорость зародышеобразования.

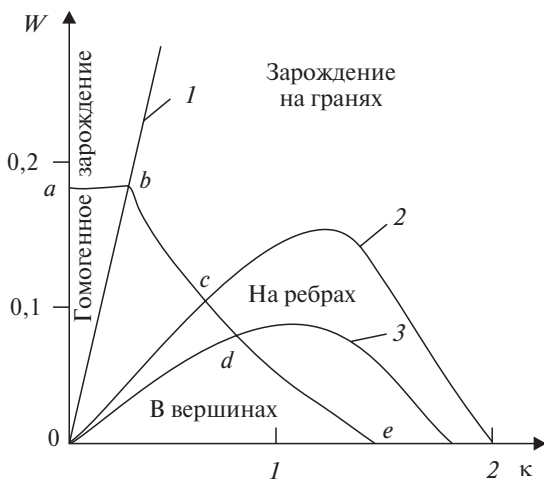


Рис. 18. Условия, при которых различные участки вносят наибольший вклад в начальную скорость зародышеобразования новой фазы

На плоскости (W, κ) минимальному значению скорости $I_v^{\min} = 10^6 \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$, наблюдаемому экспериментально, соответствует линия $abcde$. Точки, расположенные выше этой кривой, соответствуют измеряемым скоростям зародышеобразования.

1.10. НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ

Нанокристаллические металлы характеризуются значительно развитой межзеренной границей. Их можно рассматривать как сплав, состоящий из зерен (кристаллитов) размером 5–20 нм и межзеренной границы шириной до 1 нм (рис. 19).

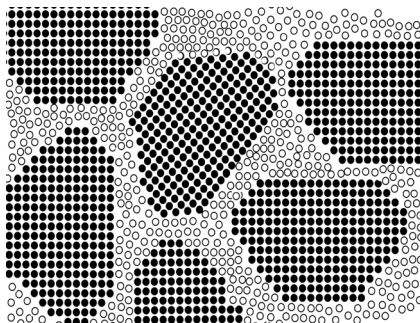


Рис. 19. Схема сечения нанокристаллического сплава

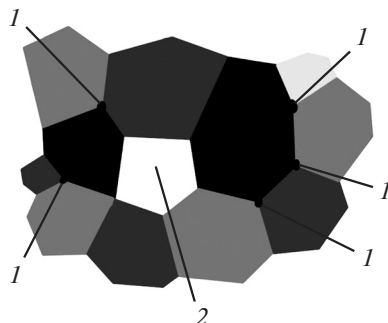


Рис. 20. Дефекты на границах зерен нанокристаллических материалов:
1 — нанопоры; 2 — поры

С уменьшением размера зерна происходит увеличение площади межзеренных границ граней, длины ребер и концентрации вершин. Зерна имеют одинаковую структуру, но отличаются друг от друга размером и кристаллографической ориентацией. Разная ориентация соседних зерен вызывает понижение плотности вещества на границе зерен, что придает их структуре «рыхлость». Атомы, принадлежащие границе, имеют иное ближайшее окружение, чем атомы в зерне (кристалле). Ширина границы зерен, определяемая различными методами, находится в пределах от 0,4 до 1 нм. Границы зерен компактируемого нанокристаллического металла имеют три типа дефектов: отдельные вакансии; вакансионные агломераты или нанопоры, образующиеся в тройных стыках зерен; большие поры на месте отсутствия зерна (рис. 20). Поры были обнаружены только в тройных стыках (ребрах). Плотность вещества на границе зерен несколько ниже плотности вещества кристалла.

После изготовления компактного образца границы зерен находятся в неравновесном состоянии. Их состояние неустойчиво даже при комнатной температуре и с течением времени переходит к более упорядоченному и стабильному состоянию с одновременным увеличением размера зерен.

2. МЕТОДЫ ИЗУЧЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ

2.1. ВЫЯВЛЕНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ

Зеренная структура металлов изучается различными методами: световой и ультрафиолетовой микроскопией, электронной микроскопией, электронной, рентгеновской и нейтронной дифракцией и др. Для проведения исследования зеренной структуры изготавливается образец (шлиф). Изготовление металлографических шлифов включает пять основных операций: вырезку образца, закрепление (не обязательно), шлифование, полировку, травление. Металлографический шлиф должен удовлетворять требованиям: 1) быть презентабельным (типичным); 2) вырезка, шлифование и полировка выполняются так, чтобы на его поверхности оставался минимальный слой искаженного и деформированного металла; 3) на поверхности металла не должны наблюдаться полировочные царапины, пятна; 4) поверхность должна быть плоской.

Операция травления металлографических шлифов является наиболее сложной и включает процессы, благодаря которым выявляется специфическая структура исследуемого металла, невидимая на полированной нетравленной поверхности шлифа.

2.2. ТРАВЛЕНИЕ ШЛИФОВ

Различают несколько видов травления: химическое, электролитическое, термическое, катодное, вакуумное. Химическое травление выполняется путем погружения образца в травящий реактив (раствор

кислоты, щелочи, соли). В некоторых случаях травящий реактив наносится на поверхность шлифа. Во время травления поверхность шлифа тускнеет, на ней выделяются пузыри, что свидетельствует о протекании химической реакции. После травления образец промывается и проводится его сушка.

В чистых металлах или однофазных сплавах избирательное травление возникает в результате различной ориентировки зерен (рис. 21) и более активного травления областей, содержащих границы зерен (рис. 22).

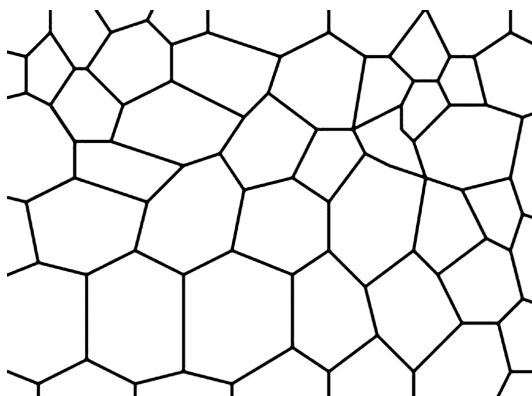


Рис. 21. Изображение поверхности шлифа после химического травления сечения границ зерен

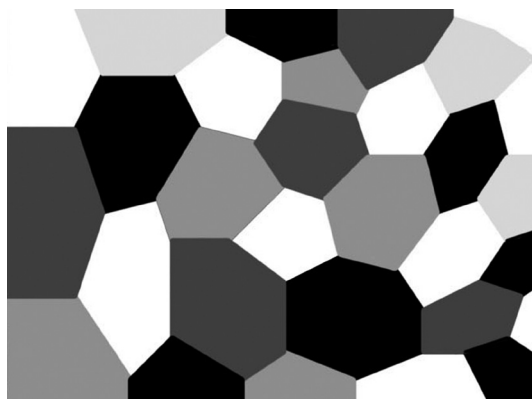


Рис. 22. Изображение поверхности шлифа после химического неоднородного травления сечения объема зерен

2.3. МЕТОД ДИФРАКЦИИ ОТРАЖЕННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ

Метод ДОЭ используется при исследовании широкого круга кристаллических материалов для анализа микроструктур и микротекстур, ориентации кристаллитов, параметров границ зерен и др. В комбинации с анализом химического состава метод ДОЭ можно использовать для идентификации неизвестных фаз. Он позволяет получить полный обзор параметров материалов на микроструктурном уровне.

Метод ДОЭ был впервые разработан Б. Л. Аламом в 1954 г., когда ученый получил несколько дифракционных картин. Однако эти исследования не находили применения до 1970-х гг., пока Дж. А. Венаблс с соавторами не использовал ДОЭ в металлургической микроструктурологии, тем самым способствуя более активному применению метода в материаловедении. Значительные технические достижения в развитии быстродействия компьютеров сделали ДОЭ идеальным методом быстрого исследования микроструктуры кристаллических объектов.

Получение картин дифракции отраженных электронов с помощью растрового электронного микроскопа осуществляется при установке полированного образца под углом около 70° по отношению к горизонтали (рис. 23). Узкий электронный пучок направляют в интересующую точку на поверхности образца. Происходит упругое рассеяние электронов падающего пучка, благодаря чему электроны отклоняются от этой точки непосредственно ниже поверхности образца и могут взаимодействовать с атомами различных кристаллических плоскостей. В тех случаях, когда удовлетворяется условие дифракции Брэгга для кристаллографических плоскостей кристалла, наблюдается дифракционная картина благодаря использованию за ней высокочувствительной камеры для наблюдения (например, цифровой). Специально разработанные компьютерные программы позволяют получить информацию о структуре материала. Весь процесс анализа в точке от начала до конца занимает около 0,02 с.

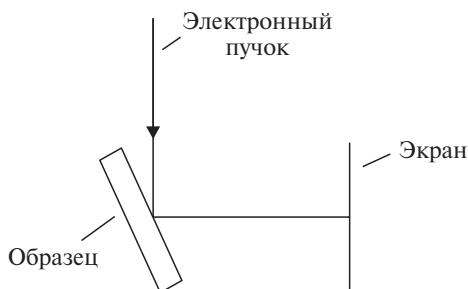
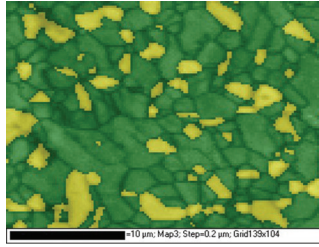
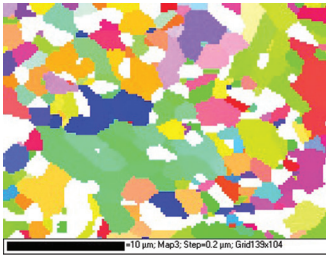


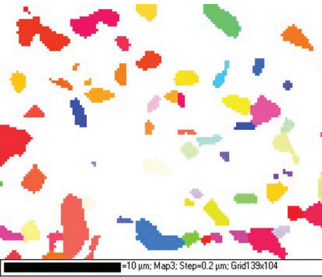
Рис. 23. Схема метода ДОЭ



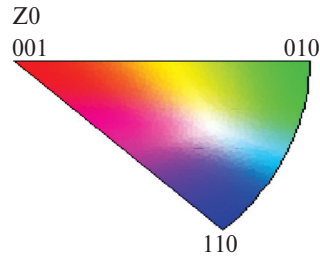
a



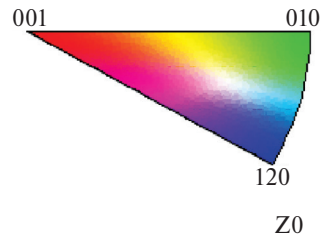
б



в



г



д

Рис. 24. Микроструктура быстрозатвердевших фольг
эвтектического сплава In – 42 ат. % Sn – 3 ат. % Zn :

a – карта распределения фаз (темная InSn_4 , светлая – In_3Sn);

б – карта ориентации кристаллитов InSn_4 (гексагональная решетка);

в – карта ориентации кристаллитов In_3Sn (тетрагональная решетка);

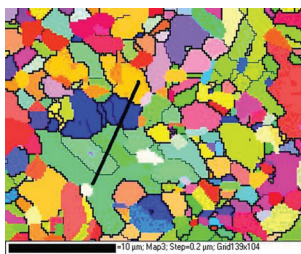
г и *д* – схемы окраски зерен фаз InSn_4 и In_3Sn соответственно

При сканировании поверхности образца получают карты фазового состава и ориентации фаз. Электронный зонд последовательно перемещается по регулярной сетке точек, для каждой точки формируется картина ДОЭ, компьютерная программа индексирует ее и сохраняет информацию об ориентации и фазовом составе. Абсолютная погрешность

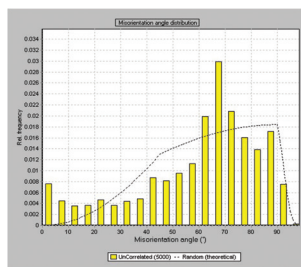
определения углов ориентации кристалла не превышает 1° . Полученная информация затем используется для реконструкции микроструктуры в виде фазовых или ориентационных карт, представляющих полную характеристику микроструктуры образца.

На рис. 24 приведены примеры карт быстрозатвердевшей фольги эвтектического сплава In – 42 ат. % Sn, дополнительно легированного цинком. Эвтектика системы In – Sn состоит из двух фаз In_3Sn и InSn_4 .

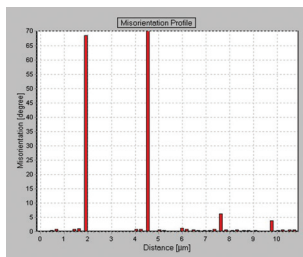
Метод ДОЭ позволяет определить углы между аналогичными плоскостями кристаллов. Результаты исследования разориентации зерен быстрозатвердевших фольг сплава In – 42 ат. % Sn – 3 ат. % Zn приведены на рис. 25. На карте ориентации кристаллитов (рис. 25, а) высокоугловые границы зерен (угол $> 10^\circ$) очерчены жирными черными линиями, малоугловые (угол $< 10^\circ$) – тонкими черными линиями. При пересечении нескольких зерен произвольно заданной линией определяются углы разориентации зерен (рис. 25, б). Гистограммы разориентации зерен фаз InSn_4 и In_3Sn приведены на рис. 25, в и г соответственно.



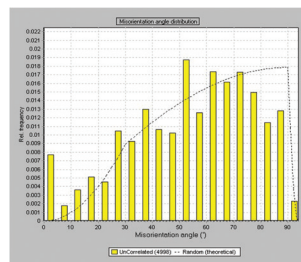
а



б

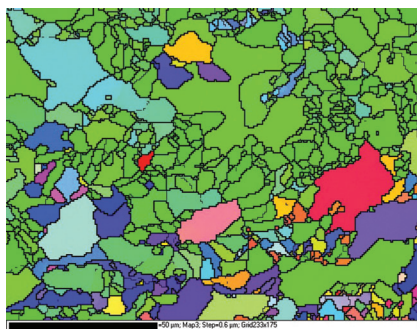


в

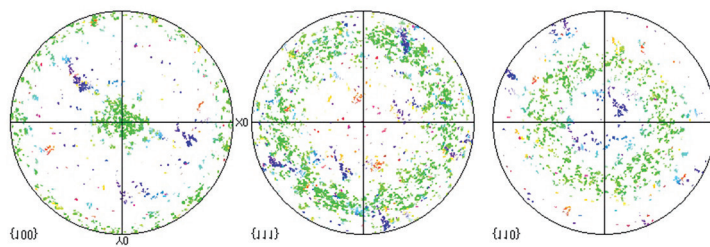


г

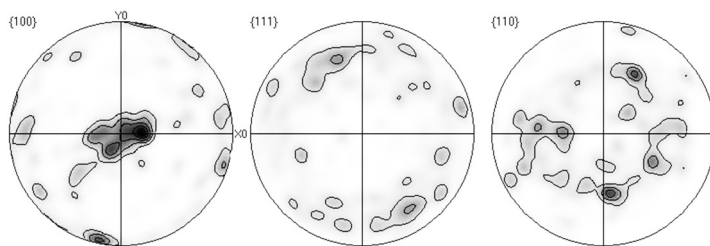
Рис. 25. Разориентация зерен фаз InSn_4 и In_3Sn в быстрозатвердевших фольгах сплава In – 42 ат. % Sn – 3 ат. % Zn:
а – карта ориентации кристаллитов InSn_4 и In_3Sn ;
б – профиль разориентации зерен вдоль линии;
в и г – гистограммы разориентации зерен фаз InSn_4 и In_3Sn



a



б



в

Рис. 26. Текстура быстрозатвердевших фольг сплава Sn – 6 мас. % Zn – 3 мас. % Bi – 5 мас. % In:
a – карта ориентации кристаллитов олова;
б – полюсные плотности для фазы твердого раствора на основе олова; *в* – прямые полюсные фигуры для фазы твердого раствора на основе олова

Поскольку метод ДОЭ позволяет определить ориентацию кристаллита в каждой точке сетки сканирования, это обеспечивает возможность анализа текстуры образца: построить прямые полюсные фигуры и рассчитать полюсные плотности как отношение плотности проекций на прямой полюсной фигуре к средней плотности всех точек сканирования. На рис. 26 приведен пример анализа текстуры для быстрозатвердевшей фольги сплава Sn – 6 мас. % Zn – 3 мас. % Bi – 5 мас. % In, представляющего собой фазу твердого раствора Bi, In и Zn в олове и ультрадисперсные частицы цинка.

2.4. ГОСТ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ

Определение параметров зеренной структуры может осуществляться различными методами. К их числу относятся металлографический и рентгеноструктурный анализы, растровая и просвечивающая электронная микроскопия, ультразвуковые и магнитные методы и др. Основными параметрами зеренной структуры являются средний размер зерна, форма зерен, ориентировка зерен, удельная поверхность межзеренных границ, плотность ребер зерен, двухгранные углы граней зерен, распределение хорд зерен по размерным группам. При определении среднего размера зерна в сталях руководствуются ГОСТом 56639-82 (Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна), ГОСТом 21073 (Величина зерна в меди).

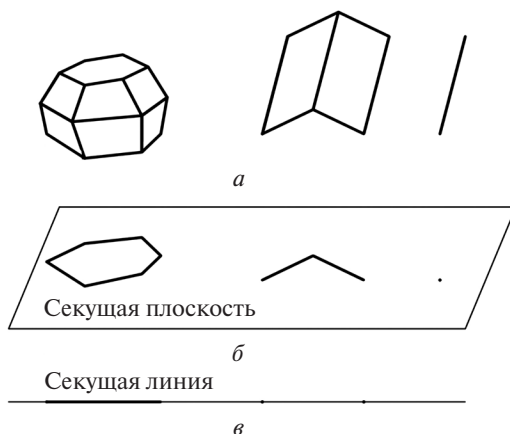


Рис. 27. Элементы пространственной структуры (а)
и их следы на секущей плоскости (б) и секущей линии (в)

Наибольшее распространение получили методы металлографического анализа, позволяющие количественно определить параметры пространственной структуры металлов по результатам исследования двумерной или одномерной структуры шлифа. В основе металлографического анализа лежат соотношения между параметрами трехмерной структуры и структурой, наблюдаемой на секущих плоскостях и секущих линиях. Геометрические параметры на секущих плоскостях и линиях могут быть измерены с необходимой точностью. По этим параметрам могут быть определены параметры трехмерной структуры.

К трехмерным элементам пространственной структуры относятся зерна, частицы фаз, поры, трещины, к двумерным — межзеренные и межфазные границы, дефекты упаковки, к одномерным — точечные дефекты, вершины зерен.

Элементы зеренной структуры, а также их следы на секущей плоскости и секущей линии представлены на рис. 27. Следы зерен на секущей плоскости являются сечения в виде многоугольников, а следами поверхностных границ зерен — линии, а следами линий — точки. Следам зерен и поверхностей границ зерен на секущей линии соответствуют хорда и точка.

3. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

3.1. ОПРЕДЕЛЕНИЕ СРЕДНЕГО РАЗМЕРА ЗЕРНА ПОЛИКРИСТАЛЛА

Цель работы. Освоить метод случайных секущих определения среднего размера зерна поликристалла.

Оборудование. Тренажер, линейка, калькулятор.

Определение среднего размера зерна методом случайных секущих

Метод случайных секущих благодаря своей простоте может быть использован для проведения количественного анализа зеренной структуры металлов. Случайные секущие линии, расположенные на изображении зерен шлифа, образуют следы в виде отрезков (хорд) и пересечений (точек). Длины хорд l_i определяются размерами зерен. Для определения среднего размера зерен $\bar{d}$ проводятся измерения длин хорд l_i случайных секущих, расположенных на сечениях зерен. Средняя длина хорд $\bar{l}$ связана со средним размером зерен $\bar{d}$ соотношением

$$\bar{d} = k\bar{l},$$

где коэффициент k зависит от формы зерен и изменяется в пределах от 1,5 до 1,68. Если зерна имеют форму полиэдров и плотно заполняют пространство, то $k = 1,68$.

Описание тренажера для проведения количественного анализа зеренной структуры

Тренажер состоит из пластины, моделирующей зеренную структуру шлифа металла при тысячекратном увеличении (т. е. 1 мм на тренажере соответствует 1 мкм на шлифе) (рис. 28).

При определении среднего размера зерна применяют метод случайных секущих линий. На пластину накладываются секущие линии, например линейка с миллиметровыми делениями. Затем определяют длины хорд $l_{\alpha i}$ (α – номер секущей) зерен. Результаты измерений записываются в таблицу.

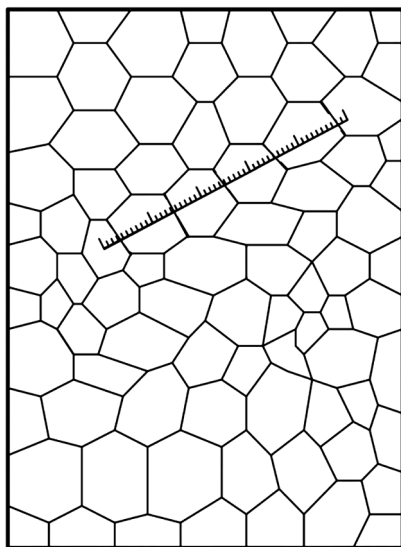


Рис. 28. Определение среднего размера зерна

Средняя длина хорд $\bar{l}$ рассчитывается по формуле

$$\bar{l} = \frac{\sum l_{\alpha i}}{N},$$

где суммирование ведется по всем α и i ; $l_{\alpha i}$ – длина i -й хорды на α -й секущей; N – число всех хорд.

Средний размер зерна рассчитывается по вышеприведенной формуле. При статистической обработке результатов (определение среднеквадратичного отклонения σ , дисперсии D и коэффициента вариации δ) используются соотношения, приведенные в приложении 2.

Задание

1. Определить средний размер зерна методом случайных секущих на модели зеренной структуры металла. Число секущих $\alpha = 10$. Результаты измерений записать в табл. 4. При расчете использовать соотношения П2.

Таблица 4

**Результаты измерений длин хорд
для построения гистограммы при определении среднего размера зерен**

Параметр	Номер секущей							
	1	2	3	4	...	8	9	10
Длина хорд, l_{oi} , мкм	13,7,16,9, 9,6,15,6,11, 24,4,36,14, 18,22				...			
Среднее значение длин хорд, $\bar{l}$, мкм								
Среднее значение размера зерна, $\bar{d}$, мкм								

2. Рассчитать среднеквадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициент вариации δ и абсолютную ошибку ε (нормированное отклонение $t = 1,65$, доверительная вероятность $P = 0,90$). При расчете использовать соотношения, приведенные в прил. 1.

Абсолютная ошибка ε определения среднего размера зерен $\bar{d}$ рассчитывается по формуле

$$\varepsilon = \frac{k t \bar{d}}{\sqrt{N}},$$

где t — нормированное отклонение; N — общее число хорд. При анализе структуры по всей площади шлифа можно считать $k = 1$. Нормированное отклонение принять $t = 1,65$, что соответствует доверительной вероятности $P = 0,90$.

Контрольные вопросы

1. Основные параметры поликристаллов.
2. Следы зерна на случайной секущей плоскости и на случайной секущей линии.
3. Размер зерен в поликристалле.
4. Параметры зеренной структуры поликристалла.
5. Как определяется средний размер зерен?
6. Погрешность определения среднего размера зерен.
7. Дефекты структуры границ зерен.

Список литературы

- Грабский, М. В.* Структура границ зерен в металлах / М. В. Грабский. М., 1972. С. 7–28.
- Кайбышев, О. А.* Границы зерен и свойства металлов / О. А. Кайбышев, Р. З. Валиев. М., 1987. С. 7–33.
- Салтыков, С. А.* Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М., 1976. С. 11–20, 57–60.
- Орлов, А. Н.* Границы зерен в металлах / А. Н. Орлов, В. К. Перевезенцев, В. В. Рыбин. М., 1980. С. 156.
- Чернявский, К. С.* Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 91–94.
- Шепелевич, В. Г.* Физика металлов и металловедение. Лабораторный практикум / В. Г. Шепелевич. Минск, 2012. С. 5–9.

3.2. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХОРД СЛУЧАЙНЫХ СЕКУЩИХ ПО РАЗМЕРНЫМ ГРУППАМ

Цель работы. Освоить метод случайных секущих для построения гистограмм распределения хорд случайных секущих по размерным группам.

Оборудование. Тренажер, линейка, калькулятор.

Распределение зерен по размерным группам

В поликристаллах размер зерен d_i изменяется в широких пределах. Распределение зерен по размеру (размерным группам) является важной характеристикой структуры и влияет на распределение хорд l_i на сечениях зерен по размеру (размерным группам). Однако распределение хорд по размеру зависит от многих факторов, например формы зерен. Поэтому реконструкция распределения зерен по размеру невозможна из аналогичного распределения хорд по длине. Тем не менее можно использовать построение гистограмм распределения хорд по длине, чтобы получить общее представление о распределении зерен по размеру.

Описание тренажера для проведения количественного анализа зеренной структуры

Тренажер состоит из пластины, моделирующей зеренную структуру шлифа металла при тысячекратном увеличении (т. е. 1 мм на тренажере соответствует 1 мкм на шлифе) (рис. 29).

Для построения распределения применяют метод случайных секущих. На пластину накладываются секущие линии, например линейка

с миллиметровыми делениями. Затем определяются длины хорд $l_{\alpha i}$ (α — номер секущей) сечения зерна. Результаты измерений записываются в таблицу.

При построении распределения хорд случайных секущих по длине берется, как правило, не менее восьми размерных групп. Для i -й размерной группы рассчитывается доля хорд p_i , длины которых попадают в данную группу:

$$p_i = N_i / N,$$

где N_i — число хорд, относящихся к i -й размерной группе; N — общее число хорд. Затем строится гистограмма распределения хорд. На горизонтальной оси гистограммы откладываются размерные группы, а на вертикальной — доли хорд, приходящиеся на соответствующую группу. В пределах одной размерной группы ставится вертикально столбик высотой, равной доле хорд соответствующей размерной группы. В приложении приведены типичные гистограммы для распределения длин хорд случайных секущих для металла после собирательной и вторичной рекристаллизации (рис. 39).

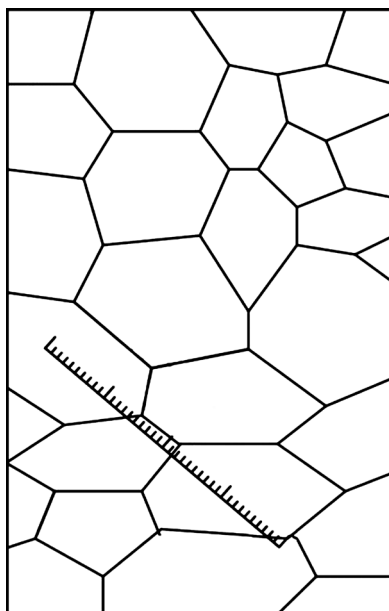


Рис. 29. Тренажер к определению распределения хорд случайных секущих, расположенных на сечениях зерен, по размерным группам

Задание

1. На модели зеренной структуры металла с помощью метода случайных секущих определить длины хорд l_i сечений зерен. Число секущих $\alpha = 20$. Результаты измерений записать в табл. 5. Определить общее количество хорд N и рассчитать долю хорд в каждой размерной группе. Построить гистограмму распределения хорд по размерным группам.

Таблица 5

**Результаты измерений длин хорд на сечениях зерен
для построения гистограммы их распределения по размерным группам**

Номер секущей	Размерная группа, мкм				
	1...3	4...6	7...9		31...32
1	**	***	*	...	*
2	*	****	***	...	**
3	*	**	*****	...	*
4	—	*****	***	...	—
5	*	**	***	...	**
6	—	****	*****	...	*
7	**	...	...	...	...
8	*	...	...	...	...
9	*	...	...	...	...
10	**	...	...	...	...
11	*	...	...	...	...
12	**	...	...	...	...
13	***	...	...	...	...
14	*	...	...	...	...
15	*	...	...	...	...
16	—	...	...	...	...
17	—	...	...	...	...
18	***	...	...	...	...

Номер секущей	Размерная группа, мкм				
	1...3	4...6	7...9	...	31...32
19	*	...	...	...	...
20	*	...	...	...	...
Количество хорд в группе	24	32	47	...	12
Доля хорд в группе	...	...	...	...	...

Контрольные вопросы

1. Структура зерна поликристалла.
2. Какими параметрами характеризуется зеренная структура?
3. Распределение зерен по размерным группам.
4. Распределение хорд случайных секущих на сечениях зерен по размерным группам.
5. Как рассчитывается доля хорд размерной группы?
6. Влияние рекристаллизации на зеренную структуру деформированного металла.

Список литературы

- Кайбышев, О. А.* Границы зерен и свойства металлов / О. А. Кайбышев, Р. З. Валиев. М., 1987. С. 7–33.
- Салтыков, С. А.* Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М., 1976. С. 11–20, 65–70.
- Чернявский, К. С.* Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 128–134.
- Шепелевич, В. Г.* Структурно-фазовые превращения в металлах / В. Г. Шепелевич. Минск, 2012. С. 142–152.

3.3. ОПРЕДЕЛЕНИЕ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ

Цель работы. Освоить метод случайных секущих определения удельной поверхности межзеренных границ металла.

Оборудование. Тренажер, линейка, микрокалькулятор.

Описание тренажера для проведения количественного анализа зеренной структуры

Тренажер состоит из пластины, моделирующей зеренную структуру шлифа металла при тысячекратном увеличении (т. е. 1 мм на тренажере соответствует 1 мкм на шлифе) (рис. 30).

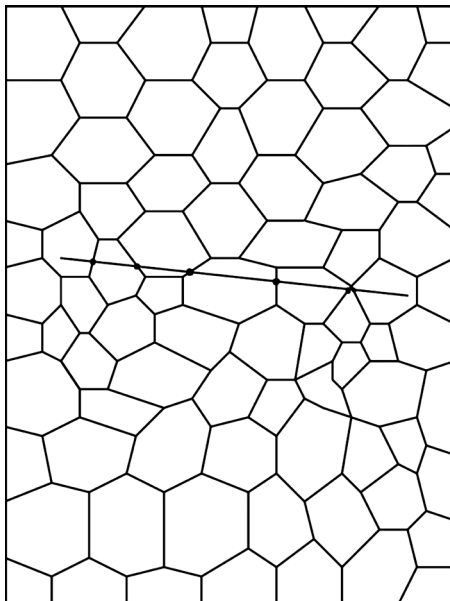


Рис. 30. Тренажер для определения удельной поверхности границ зерен

Определение удельной поверхности границ зерен осуществляется методом случайных секущих. Случайные секущие, расположенные на изображении шлифа, пересекаются со следами границ зерен. Количество точек M , являясь пересечениями секущих и границами зерен, зависит от удельной поверхности границ зерен и числа секущих. Между средними величинами удельной поверхности границ зерен S и числом точек (пересечений случайных секущих с границами зерен) на единице длины секущей m существует математическое соотношение

$$S = 2m.$$

Формула справедлива для секущих любой формы.

При определении удельной поверхности границ зерен проводится определение числа пересечений случайной секущей с границами зерен M_α . Тогда $M = \sum_{\alpha} M_\alpha$ – число всех пересечений. Среднее число пересечений m на единицу длины секущей определяется выражением

$$m = \frac{M}{\alpha L},$$

где суммирование ведется по всем секущим, число которых равно α ; L – длина одной секущей.

Удельная поверхность рассчитывается по вышеприведенным соотношениям. При статистической обработке результатов используются соотношения, приведенные в приложении 1.

Задание

1. На тренажере зеренной структуры металла с помощью метода случайных секущих определить удельную поверхность границ зерен. Число секущих $\alpha = 20$. Определить длину секущей. Рассчитать M и m . Результаты измерений записать в табл. 6.

Таблица 6
Результаты измерений при определении удельной поверхности границ зерен

Параметр	Номер секущей							
	1	2	3	4	...	18	19	20
Число точек M_α	15	18	21	14	...	21	8	6
$m, \text{мкм}^{-1}$								

2. Рассчитать среднеквадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициент вариации δ и абсолютную ошибку ϵ (нормированное отклонение $t = 1,65$, доверительная вероятность $P = 0,90$). При расчете использовать соотношения, приведенные в приложении 1.

Абсолютная ошибка ϵ определения удельной поверхности S границ зерен рассчитывается по формуле

$$\epsilon = \frac{ktS}{\sqrt{M}},$$

где t – нормированное отклонение; M – общее число точек пересечений соответственно. При анализе структуры по всей площади шлифа можно считать $k = 1$. Нормированное отклонение принять $t = 1,65$, что соответствует доверительной вероятности $P = 0,90$.

Контрольные вопросы

1. Типы границ зерен.
2. Структура границ зерен.
3. Энергия межзеренных границ.
4. В каких единицах измеряется удельная поверхность границ зерен?
5. Определение удельной поверхности границ зерен.
6. Погрешность определения удельной поверхности границ зерен.

Список литературы

- Грабский, М. В.* Структура границ зерен в металлах / М. В. Грабский. М., 1972. С. 7–28.
- Кайбышев, О. А.* Границы зерен и свойства металлов / О. А. Кайбышев, Р. З. Валиев. М., 1987. С. 7–33.
- Салтыков, С. А.* Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М., 1976. С. 11–20, 65–70.
- Чернявский, К. С.* Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 128–134.
- Шепелевич, В. Г.* Физика металлов и металловедение. Лабораторный практикум / В. Г. Шепелевич. Минск, 2012. С. 10–14.

3.4. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛОТНОСТИ ЛИНЕЙНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН (РЕБЕР)

Цель работы. Определить плотность линейных границ зерен (ребер).
Оборудование. Тренажер, линейка, микрокалькулятор.

Границы зерен

Различают границы зерен в виде граней (стык двух зерен), линейные границы зерен, называемые ребрами (стык трех зерен), и вершин (стык четырех зерен). Такие границы характеризуются плотностью L , т. е. суммой длин ребер в единице объема зерна. Размерность L равна мм^{-2} или мкм^{-2} .

Описание тренажера для проведения количественного анализа зеренной структуры

Тренажер состоит из пластины, моделирующей зеренную структуру шлифа металла при тысячекратном увеличении (т. е. 1 мм на тренажере соответствует 1 мкм на шлифе), и прозрачной пластины в виде квадрата со стороной 10 см (рис. 31). Следы ребер на секущей плоскости являются точками.

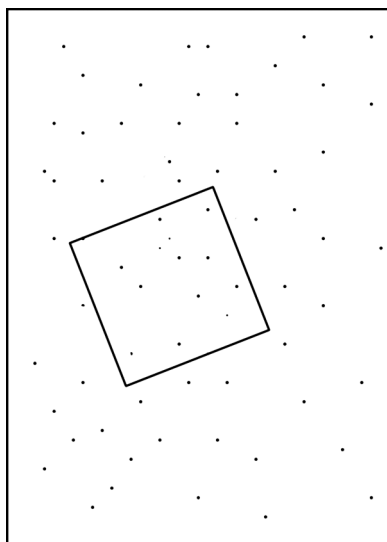


Рис. 31. Тренажер для определения плотности линейных элементов границ зерен (ребер)

Определение плотности линейных границ зерен (ребер) осуществляется точечным методом. Квадратная прозрачная пластина случайным образом накладывается на первую пластину. Подсчитывается число точек, находящихся под квадратом T_i . Результаты измерения заносятся в табл. 7. Рассчитывается число точек на единицу площади $M_i = T_i / S_{\text{кв}}$ ($S_{\text{кв}}$ — площадь квадратной прозрачной пластины с учетом увеличения) на единице площади секущей плоскости. Между средними величинами плотности ребер L и средним числом их следов на секущей плоскости M существует соотношение

$$L = 2M.$$

Данное соотношение справедливо, если все направления ребер в пространстве равновероятны.

Задание

1. На модели зеренной структуры металла с помощью квадратной прозрачной пластины рассчитать плотность линейных границ зерен (ребер). Число наложений $i = 20$. Определить площадь шлифа при одном измерении. Рассчитать M_i и M . При расчете L использовать $L = 2 \text{ м}$. Результаты измерений записать в табл. 7.

Таблица 7

Результаты измерений при определении плотности линейных элементов

Параметр	Номер квадрата			
	1	2	...	20
Число точек в квадрате, T_i	28	36	...	32
Число точек на единицу площади, M_i , мкм^{-2}_i	$28/S_{\text{кв}}$	$36/S_{\text{кв}}$	...	$32/S_{\text{кв}}$
$M, L, \text{мкм}^{-2}$				

2. Рассчитать среднеквадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициент вариации δ и абсолютную ошибку ε (нормированное отклонение $t = 1,65$, доверительная вероятность $P = 0,90$). При расчете использовать соотношения, приведенные в прил. П2.

Абсолютная ошибка ε определения плотности линейных границ зерен (ребер) рассчитывается по формуле

$$\varepsilon = \frac{ktS}{\sqrt{M}},$$

где t – нормированное отклонение; M – общее число точек пересечений соответственно. При анализе структуры по всей площади шлифа можно считать $k = 1$.

Контрольные вопросы

1. Типы границ зерен поликристалла.
2. Структура границ зерен.
3. Диффузия по границам зерен.
4. Какими параметрами характеризуется зеренная структура?
5. Определение плотности линейной границы зерен (ребер).
6. Погрешность определения плотности линейной границы зерен (ребер).
7. Образование зародышей новой фазы на границах зерен.

Список литературы

- Бокштейн, Б. С. Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. М., 1978. С. 172–183.
- Бокштейн, Б. С. Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах / Б. С. Бокштейн, Ч. В. Копецкий, Л. С. Швиндлерман. М., 1986. С. 84–148.
- Грабский, М. В. Структура границ зерен в металлах / М. В. Грабский. М., 1972. С. 7–28.

Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М., 1976. С. 11–20, 70–72, 148–156.

Чернявский, К. С. Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 158–161.

Шепелевич, В. Г. Физика металлов и металловедение. Лабораторный практикум / В. Г. Шепелевич. Минск, 2012. С. 17–23.

3.5. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИСПЕРСИИ ДВУГРАННЫХ УГЛОВ ЗЕРЕН

Цель работы. Построить распределение плоских углов и определить дисперсию двугранных углов зерен.

Оборудование. Тренажер, транспортер, микрокалькулятор.

Определение двугранных углов зерен

Двугранные углы Φ между гранями зерен являются параметром зеренной структуры. При встрече трех зерен образуются три двугранных угла между их гранями, общей вершиной которых является ребро. След вершины двугранного угла — точка, из которой выходят три линии, являющиеся следами поверхностей двугранных углов (рис. 32). Величины каждого из двугранных углов могут быть неодинаковыми, однако их средняя величина всегда равна 120° . При пересечении двугранного угла секущей плоскостью на ней образуются плоские углы ϕ , величина которых изменяется от 0 до π . Если поликристалл находится в равновесии, то все двугранные углы зерен в нем равны 120° .

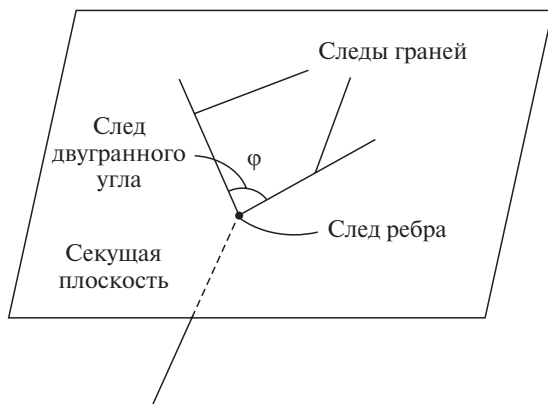


Рис. 32. Следы граней, ребра и двугранного угла, образованного гранями на секущей плоскости

Установлено соотношение между средними величинами двугранных углов в пространстве Φ и плоских углов φ : $\varphi = \Phi = 120^\circ$. Поэтому важно определить дисперсию двугранных углов. Если все двугранные углы между гранями зерен равны по 120° , то их дисперсия равна 0. Однако если имеет место распределение двугранных углов по размеру, то их дисперсия $D(\Phi)$ связана с дисперсией плоских углов на секущей плоскости $D(\varphi)$ соотношением

$$D(\Phi) = 1,11[D(\varphi) - 486] \text{ (град}^2\text{)}.$$

Описание тренажера для проведения количественного анализа зеренной структуры

Тренажер состоит из пластины, моделирующей зеренную структуру шлифа металла при тысячекратном увеличении (т. е. 1 мм на тренажере соответствует 1 мкм на шлифе), и прозрачной пластины в виде квадрата со стороной 10 см (рис. 33).

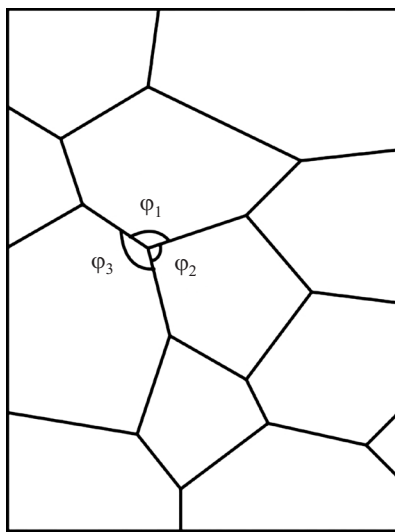


Рис. 33. Тренажер для определения дисперсии двугранных углов

Следами ребер на секущей плоскости являются точки. Плоские углы ограничены следами граней зерен. В различных участках первой пластины проводятся измерения плоских углов φ_{oi} ($i = 1, 2$ и 3), примыкающих к точке, число которых выбирается равным $\alpha = 300$. Результаты измерений записываются по размерным группам в табл. 8.

Задание

1. На тренажере зеренной структуры металла с помощью транспорта определить плоские углы $\varphi_{\alpha i}$. Число следов ребер $\alpha = 300$. Результаты измерений записать в табл. 8.
2. Построить гистограмму распределения двугранных углов по размерным группам.
3. Рассчитать дисперсию плоских и двугранных углов.

Таблица 8

**Результаты измерений плоских углов для построения гистограммы
распределения их по размерным группам**

Параметр	Размерная группа, градус								Число всех углов $N =$ Средний угол $\varphi =$ Дисперсия $D(\varphi) =$ Дисперсия $D(\Phi) =$
	0–20	21–40	41–60	61–80	81–100	101–120	121–140	141–160	161–180
Кол-во углов в размерной группе									
Доля углов в размерной группе									

Контрольные вопросы

1. Основные параметры поликристаллов.
2. Двугранные границы зерен.
3. Следы двугранных углов зерен на секущей плоскости.
4. Соотношение между средними значениями двугранных и плоских углов.
5. Почему для характеристики двугранных углов используется их дисперсия?
6. Влияние границ зерен на пластическую деформацию поликристалла.

Список литературы

- Грабский, М. В. Структура границ зерен в металлах / М. В. Грабский. М., 1972. 150–154.
- Кайбышев, О. А. Границы зерен и свойства металлов / О. А. Кайбышев, Р. З. Валиев. М., 1987. С. 90–123.
- Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М., 1976. С. 11–20, 81–84.

Чернявский, К. С. Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. С. 147–157.

Шепелевич, В. Г. Физика металлов и металловедение. Лабораторный практикум / В. Г. Шепелевич. Минск, 2012. С. 10–14.

3.6. ИЗУЧЕНИЕ ТЕКСТУРЫ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Цель работы. Определить текстуру в поликристаллах алюминия и цинка.

Оборудование. Дифрактограммы металлов, микрокалькулятор.

Текстуры металлов

При получении поликристаллов и их обработке (пластической деформации, отжиге) может образовываться преимущественная ориентировка зерен, называемая текстурой. В текстурированных образцах наблюдается анизотропия механических и физических свойств, что свидетельствует о важности ее изучения. Зерна поликристалла преимущественно располагаются определенными кристаллографическими плоскостями или направлениями по отношению к определенным плоскостям или направлениям самого поликристаллического образца (внешней поверхности слитка, направления оси проволоки и др.). Например, в алюминиевой проволоке, полученной волочением, ось проволоки совпадает с кристаллографическим направлением $\langle 111 \rangle$ зерен, т. е. наблюдается текстура $\langle 111 \rangle$ вдоль оси проволоки. В пленках висмута, полученных термическим напылением на подложку, формируется текстура (0001), которая свидетельствует о расположении зерен кристаллографической плоскостью (0001) параллельно подложке пленки. При кристаллизации металлов в сильно неравновесных условиях происходит образование текстуры. Кристаллографические плоскости с наибольшей плотной упаковкой атомов преимущественно располагаются перпендикулярно направлению теплового потока.

В лабораторной работе в качестве исследуемых материалов выбраны алюминий, цинк и их бинарные сплавы. При исследовании текстуры используется метод обратных полюсных фигур. Обратной полюсной фигурой называют стандартную стереографическую проекцию, на которой у соответствующих выходов нормалей проставлена вероятность совпадения с ними некоторых внешних направлений (например, нормали к поверхности образца). Таким образом, обратная полюсная фигура представляет собой распределение ориентировок внешней оси относительно внутренних (кристаллографических) осей.

Наиболее удобным способом построения обратных полюсных фигур является съемка на дифрактометре с фокусировкой по Брэггу-

Брентано. При такой фокусировке отражают только те зерна, у которых отражающая плоскость (hkl) параллельна исследуемой поверхности образца или отклонена от нее на небольшие углы.

Для построения обратной полюсной фигуры используют две дифрактограммы: текстурированного и бестекстурного образцов. На каждой дифрактограмме измеряют интегральные интенсивности всех интерференционных максимумов.

Полюсные плотности дифракционных отражений (линий) целесообразно рассчитывать по методу Харриса. Формула для расчета полюсных плотностей имеет вид

$$p_{hkl} = n \frac{I_{hkl}/I_{hkl}^0}{\sum_{h'k'l'} (I_{h'k'l'}/I_{hkl}^0)},$$

где p_{hkl} — пропорциональна доли объема образца, для которого кристаллографическая плоскость (hkl) перпендикулярна нормали поверхности образца; n — число дифракционных линий; I_{hkl} , I_{hkl}^0 — интегральная интенсивность дифракционных линий.

В связи с тем, что в большинстве случаев металлические образцы обладают текстурой, изготовить хороший эталон для определения I_{hkl}^0 достаточно сложно. Обычно приготавливают порошок исследуемого материала, смешивая его с небольшим количеством связующего вещества (клея), и наносят на пластину, чуть большую по площади исследуемого образца. Значения I_{hkl}^0 предоставляются студентам при выполнении лабораторной работы.

Вычисленные значения полюсных плотностей p_{hkl} проставляют около выходов соответствующих нормалей плоскостей (hkl) на стандартной стереографической проекции.

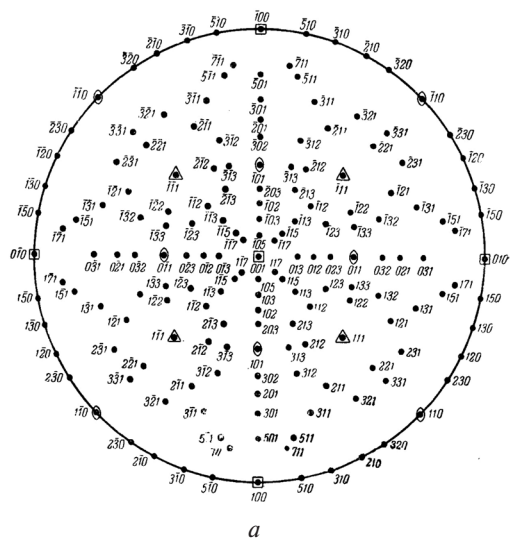
На дифрактограмме встречаются отражения разных порядков одной и той же кристаллографической плоскости, но при построении обратной полюсной фигуры следует учитывать только одно из отражений.

Зная полюсные плотности p_{hkl} дифракционных отражений, можно оценить долю объема фазы, расположенного в поверхностном слое и имеющего данную ориентировку, параллельную поверхности образца

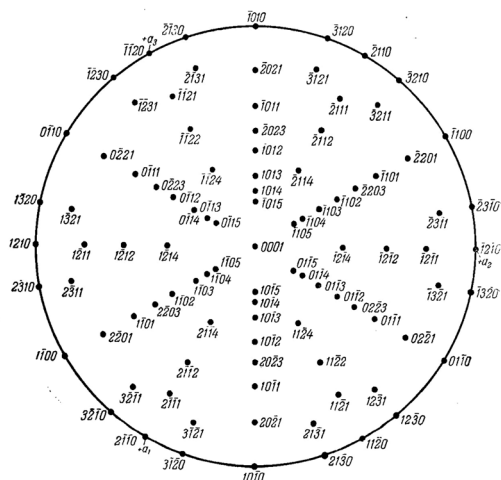
$$V_{hkl} = p_{hkl}/n.$$

Описание дифрактограмм алюминия и цинка

На дифрактограммах текстурированных образцов алюминия и цинка необходимо указать индексы дифракционных отражений и определить их интенсивности. Рассчитать полюсные плотности дифракционных линий. Рассчитать доли объемов различных ориентировок. Результаты измерений и расчетов представить в табл. 9.



а



б

Рис. 34. Гномостереографические проекции плоскостей алюминия (а) и цинка (б)

Гномостереографические проекции плоскостей алюминия и цинка представлены на рис. 34. Они используются для иллюстрации текстуры исследуемых материалов.

Таблица 9

**Результаты измерения интенсивности дифракционных линий
эталонного и исследуемого образцов, расчет их полюсных плотностей,
объемных долей объема с различной ориентировкой**

Алюминий

Измеряемая и расчетная величина	Дифракционная линия					
	111	200	220	311	331	420
Интенсивность дифракционных линий эталона, I_{hkl}^3						
Интенсивность дифракционных линий образца, I_{hkl}						
Отношение I_{hkl}/I_{hkl}^3						
Полюсная плотность, p_{hkl}						
Объемная доля ориентировки, V_{hkl}						

Цинк

Измеряемая и расчетная величина	Дифракционная линия						
	0002	$10\bar{1}0$	$10\bar{1}1$	$10\bar{1}3$	$11\bar{2}0$	$11\bar{2}2$	$20\bar{2}1$
Интенсивность дифракционных линий эталона, I_{hkl}^3							
Интенсивность дифракционных линий образца, I_{hkl}							
Отношение I_{hkl}/I_{hkl}^3							
Полюсная плотность, p_{hkl}							
Объемная доля ориентировки, V_{hkl}							

Контрольные вопросы

1. Что такое текстура металла?
2. Почему при изучении текстуры методом обратных полюсных фигур применяют съемку на дифрактометре с фокусировкой по Брэггу-Брентано?
3. Как рассчитывается полюсная плотность дифракционной линии?
4. Как изготавливается эталонный (бестектурный) образец?
5. Как строится стереографическая проекция кристаллографических направлений?
6. Что собой представляет гномостереографическая проекция кристаллографических плоскостей?

Список литературы

- Новиков, И. И.* Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. М., 1974. С. 71–106.
- Попов, Г. М.* Кристаллография / Г. М. Попов, И. И. Шафрановский. М., 1972. С. 37–49.
- Русаков, А. А.* Рентгенография металлов / А. А. Русаков. М., 1977.
- Шепелевич, В. Г.* Структурно-фазовые превращения в металлах / В. Г. Шепелевич. Минск, 2007. С. 124–154.

4. ЗАДАЧИ И ТЕСТЫ

4.1. ЗАДАЧИ

1. На поверхности шлифа, совпадающей с плоскостью $\{110\}$ полигонизованного α -Fe, наблюдается малоугловая граница, состоящая из краевых дислокаций, расстояние между которыми $L = 200 \text{ \AA}$. Вычислите угол разориентировки соседних блоков.

Решение. Вектор Бюргерса дислокации $b = \frac{a\sqrt{2}}{2}$ (a — параметр кристаллической решетки α -Fe). Тогда угол разориентировки равен $\varphi = \frac{b}{L} = \frac{a\sqrt{2}}{2L} = 35^\circ$.

2. Малоугловая граница состоит из краевых дислокаций, расстояние между которыми $L = 1,3 \cdot 10^{-6} \text{ м}$. Угол разориентировки соседних блоков, обусловленный данной границей, равен $\theta = 1^\circ$. Чему равен вектор Бюргерса дислокации?

Решение. Угол разориентировки равен $\theta = b/L$. Тогда $b = \theta \cdot L = 0,41 \text{ нм}$.

3. В табл. 10 представлены результаты подсчета следов линейных элементов на случайных сечениях металлов А и Б. При подсчете следов использовался квадрат со стороной $a = 0,1 \text{ мм}$. Определите плотность линейных элементов L , среднеквадратичное отклонение $\sigma(L)$, дисперсию $D(L)$, коэффициент вариации $\delta(L)$ и относительную ошибку при нормированном отклонении $t = 1,64$ ($P = 0,90$). В каком из металлов линейные элементы распределены более однородно?

Решение. Плотность линейных элементов L и плотность следов M связаны соотношением: $L = 2M$. Объем выборки $x = 30$. Среднее значение плотности линейных элементов: для металла А $L_A = 46,4 \text{ мм}^{-2}$; для металла Б $L_B = 46,4 \text{ мм}^{-2}$.

Среднеквадратичное отклонение:

$$\sigma(L) = K \sqrt{\frac{4(M_1^2 + M_2^2 + \dots + M_{30}^2)}{x} - L_\alpha^2}.$$

Для металла А $\sigma(L_A) = 10,7 \text{ мм}^{-2}$, для металла Б $\sigma(L_B) = 6,5 \text{ мм}^{-2}$.

Дисперсия для данных металлов:

$$D(L_A) = 114 \text{ мм}^{-4}, D(L_B) = 42 \text{ мм}^{-4}.$$

Коэффициенты вариации:

$$\delta(L_A) = 0,23, \delta(L_B) = 0,14.$$

Относительная ошибка ε при $t = 1,64$:

$$\varepsilon = \frac{kt}{\sqrt{z}} = (z = 1296).$$

Абсолютная ошибка ΔL :

$$\Delta L = \varepsilon L = 0,045 \cdot 46,4 \text{ мм}^{-2} = 2,1 \text{ мм}^{-2}.$$

Окончательный результат: $L_A = L_B = (46,4 \pm 2,1) \text{ мм}^{-2}$ при $P = 0,90$.

Поскольку $\sigma(L_A) > \sigma(L_B)$, $D(L_A) > D(L_B)$, $\delta(L_A) > \delta(L_B)$, то в металле Б линейные элементы распределены более однородно, чем в металле А.

4. Для определения плотности линейных элементов L по их следам, наблюдаемым на шлифе, использовался шаблон площадью $S_0 = 10^{-4} \text{ мм}^2$. Результаты обсчета структуры сплавов А, Б и В при объеме выборки элементов $x = 30$ представлены в табл. 11. Вычислите плотность линейных элементов L , среднеквадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициент вариации δ , относительную ε и абсолютную ΔL ошибки при нормированном отклонении $t = 1,65$.

Решение.

А) $L = 1,04 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$, $\sigma = 0,15 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$, $D = 2,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-4}$, $\delta = 0,14$,
 $\varepsilon = 0,05$, $\Delta L = 5 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$;

Б) $L = 1,67 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$, $\sigma = 0,72 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, $D = 0,52 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-4}$, $\delta = 0,043$,
 $\varepsilon = 0,04$, $\Delta L = 7 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$;

В) $L = 1,31 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$, $\sigma = 0,19 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$, $D = 3,526 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-4}$, $\delta = 0,015$,
 $\varepsilon = 0,05$, $\Delta L = 7 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$.

5. Изображение следов линейных элементов металла на случайной секущей плоскости представлено на рис. 35. На том же рисунке случайным образом расположены квадраты со стороной, равной 0,1 мм. Определите плотность линейных элементов L , среднеквадратичное отклонение $\sigma(L)$, дисперсию $D(L)$, коэффициент вариации $\delta(L)$ и относительную ошибку $\varepsilon(L)$ при нормированном отклонении $t = 1,65$.

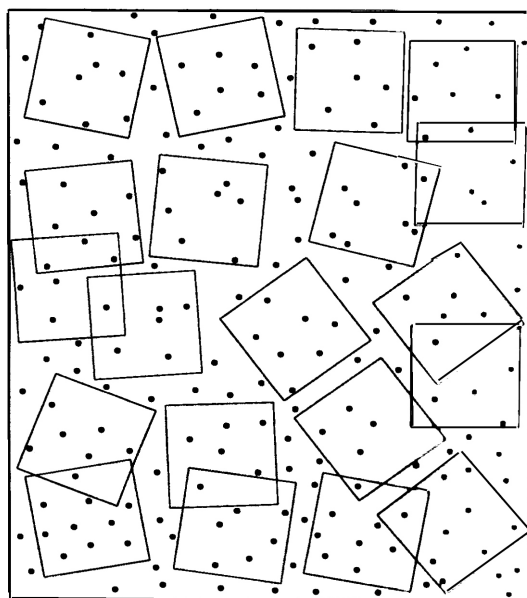


Рис. 35. Следы линейных элементов на случайной секущей плоскости

Решение. $L = 1400 \text{ мм}^{-2}$, $\sigma = 260 \text{ мм}^{-2}$, $D = 69\,500 \text{ мм}^{-4}$, $\varepsilon = 14 \%$.

6. В табл. 12 представлены интенсивности дифракционных линий сурьмы I_{hkl} и ее эталона $I_{h'k'l'}^{\ominus}$. Определите текстуру в фольге.

Таблица 12

Интенсивность дифракционных линий эталона и фольги из сурьмы

Материал	Дифракционная линия									
	$10\bar{1}2$	$10\bar{1}4$	$11\bar{2}0$	$10\bar{1}5$	$20\bar{2}2$	$10\bar{1}7$	$20\bar{2}5$	$21\bar{3}0$	$12\bar{3}5$	0009
Эталон	290	210	190	45	140	35	65	70	30	60
Фольга (1)	280	17	10	4	10	3	5	5	2	5
Фольга (2)	100	40	20	10	25	10	10	15	5	45
Фольга (3)	200	25	15	10	14	7	5	7	3	40

Решение. Полюсные плотности дифракционных линий рассчитываются по формуле

$$P_{hkl} = \frac{n(I_{hkl}/I_{h'k'l'}^{\ominus})}{\sum_{h'k'l'} (I_{hkl}/I_{h'k'l'}^{\ominus})}.$$

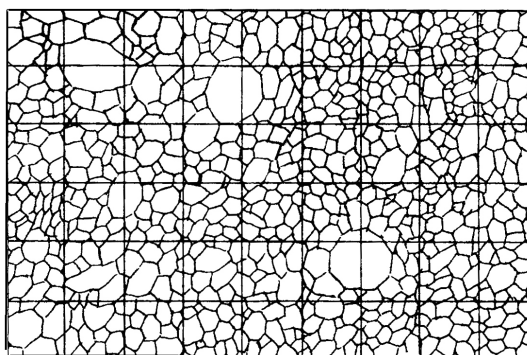
Результаты расчета представлены в табл. 13.

Полюсные плотности дифракционных линий фольги сурьмы

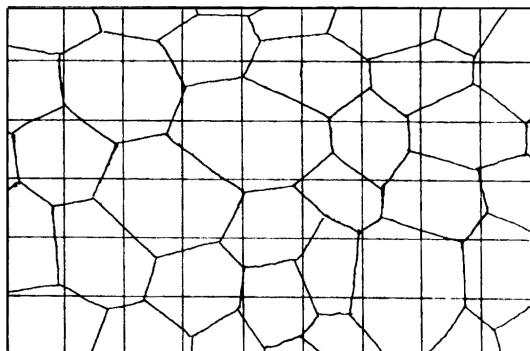
Материал	Дифракционная линия									
	$10\bar{1}2$	$10\bar{1}4$	$11\bar{2}0$	$10\bar{1}5$	$20\bar{2}2$	$10\bar{1}7$	$20\bar{2}5$	$21\bar{3}0$	$12\bar{3}5$	0009
Фольга (1)	5,9	0,5	0,3	0,6	0,4	0,5	0,5	0,4	0,4	0,5
Фольга (2)	1,3	0,7	0,4	0,9	0,7	1,1	0,6	0,8	0,6	2,9
Фольга (3)	3,0	0,5	0,3	0,9	0,4	0,8	0,3	0,4	0,4	2,9

В фольге (1) сформирована текстура ($10\bar{1}2$), в фольге (2) – (0009) и в фольге (3) – двойная текстура ($10\bar{1}2$) + (0009).

7. На рис. 36 представлена зеренная структура металла после первичной и собирательной рекристаллизации. Определите отношение удельной поверхности межзеренных границ.



а



б

Рис. 36. Зеренная структура металла после первичной (а) и собирательной (б) рекристаллизации

Решение. В качестве случайных секущих возьмем 7 горизонтальных отрезков. Их длины l одинаковы для обоих изображений зеренной структуры. Число точек пересечений секущих и границ зерен на первом изображении равно $M_1 = 264$. На втором — $M_2 = 44$. Тогда число пересечений на единицу длины секущих для первого изображения $m_1 = 264/7l$, для второго изображения — $44/7l$. Поэтому $S_1/S_2 = 264/44 = 6,0$.

8. Сравните скорости зарождения новой фазы при небольшом переохлаждении исходной фазы по гомогенному механизму и гетерогенному механизму на границах зерен типа поверхность при 227°C . Считать, что для гомогенного механизма энергия активации образования критического зародыша $\Delta F_c = 5 \cdot 10^{-19}$ Дж, а контактный угол при гетерогенном зарождении $\theta = \pi/3$.

Решение. Скорость зарождения при гомогенном механизме

$$I_v = 10^{36} \exp\left(-\frac{\Delta F_c}{kT}\right) = 1 \cdot 10^5 \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}.$$

Энергия активации образования критического зародыша при зарождении на границе зерна типа поверхность

$$\Delta F_c^B = \frac{\Delta F_c(2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta)}{2} = \frac{5}{16} \Delta F_c = 1,6 \cdot 10^{-19} \text{ Дж}.$$

Скорость зарождения для этого случая

$$I_v^B = 10^{30} \exp\left(-\frac{\Delta F_c^B}{kT}\right) = 1 \cdot 10^{20} \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}.$$

Таким образом,

$$\frac{I_v^B}{I_v} = 10^{15}.$$

9. Через $t_1 = 5$ мин после переохлаждения металла объемная доля твердой фазы равна $\xi_1 = 0,10$. Рассчитайте ее объемные доли через $t_2 = 6$, $t_3 = 8$, $t_4 = 10$, $t_5 = 12$ и $t_6 = 15$ мин. Постройте график кинетической кривой. Считать, что скорость зародышеобразования и скорость роста постоянны.

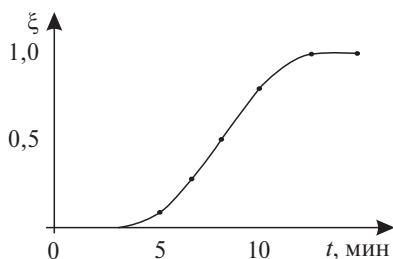


Рис. 37. Зависимость $\xi(t)$

Решение. Для расчета ξ_i используется уравнение Колмогорова – Авраами: $\xi(t) = 1 - \exp(-at^4)$ (a – постоянная величина, равная $\frac{0,106}{t_1^4}$). Поэтому для t_i ($i = 2, 3, 4, 5$)

$$\xi_i = 1 - \exp \left[-0,106 \left(\frac{t_i}{t_1} \right)^4 \right];$$

$\xi_2 = 0,20$; $\xi_3 = 0,50$; $\xi_4 = 0,82$; $\xi_5 = 0,97$ и $\xi_6 = 1,00$. График кинетической кривой приведен на рис. 37.

10. Рассчитайте значение свободных энергий активации образования критического зародыша на границах зерен разного типа, если скорость зародышеобразования при $T = 800$ К составляет $I_v = 10^8 \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Решение. Скорости зародышеобразования на грани, ребре и вершине зерна: $I_B = 10^{30} \exp \left(-\frac{\Delta F_B}{kT} \right)$, $I_E = 10^{24} \exp \left(-\frac{\Delta F_E}{kT} \right)$ и $I_C = 10^{18} \exp \left(-\frac{\Delta F_C}{kT} \right) \text{ м}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$. Энергия активации образования критического зародыша: 1) на грани $\Delta F_B = 5,6 \cdot 10^{-19} \text{ Дж} = 3,5 \text{ эВ}$; 2) на ребре $\Delta F_E = 4,1 \cdot 10^{-19} \text{ Дж} = 2,5 \text{ эВ}$; 3) в вершине $\Delta F_C = 2,5 \cdot 10^{-19} \text{ Дж} = 1,6 \text{ эВ}$.

11. Во сколько раз скорость зародышеобразования при гомогенном механизме отличается от скорости зарождения на гранях зерен при одной и той же температуре, если контактный угол равен: а) $\theta = \pi/3$; б) $\theta = \pi/4$; в) $\theta = \pi/6$? Считать, что $I_v = 10^6 \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Решение. а) $I_B(\pi/3)/I_v = 4,3 \cdot 10^{14}$; б) $I_B(\pi/4)/I_v = 3,3 \cdot 10^{20}$; в) $I_B(\pi/6)/I_v = 1,6 \cdot 10^{23}$.

12. Через время $t_1 = 15$ мин после нагрева деформированного бруска металла объемная доля рекристаллизованного металла составляет $\xi_1 = 0,15$. Через сколько времени t_2 доля рекристаллизованного объема составляет $\xi_2 = 0,85$?

Решение. Кинетика рекристаллизации для крупных деформированных изделий описывается уравнением $x(t) = 1 - \exp(-At^4)$.

Поэтому

$$\xi_1 = 1 - \exp(-At_1^4) \text{ и } \xi_2 = 1 - \exp(-At_2^4) \text{ и } t_2 = t_1 \left[\frac{\ln(1-\xi_2)}{\ln(1-\xi_1)} \right]^{1/4} = 28 \text{ мин.}$$

13. После $t_1 = 10$ мин отжига деформированного тонкого листа объемная доля рекристаллизованного металла составляет $\xi_1 = 0,1$. Сколько времени потребуется, чтобы доля рекристаллизованного объема увеличилась до $\xi_2 = 0,5$ и $\xi_3 = 0,9$?

Решение. $t_2 = 66$ мин, $t_3 = 219$ мин.

14. Через $t_1 = 10$ мин и $t_2 = 1,5$ ч после начала собирательной рекристаллизации средний размер зерна увеличился с $\bar{d}_1 = 0,05$ до $\bar{d}_2 = 0,15$ мм. Определите зависимость среднего размера зерна от времени протекания собирательной рекристаллизации.

Решение. $\bar{d}(t) = 0,16 t^{0,5}$.

15. На рис. 38 приведено сечение поликристалла, на котором случайным образом расположены секущие длиной 1 мм и с ценой деления 0,01 мм соответственно. Определите средний размер зерна d и удельную поверхность межзеренных границ S .

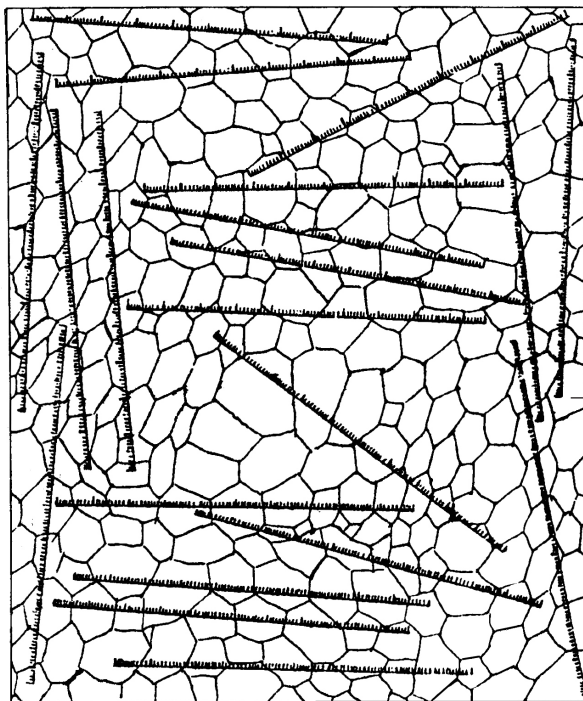


Рис. 38. Зеренная структура поликристалла

Решение. $d = 0,18$ мм, $S = 19$ мм⁻¹.

16. Методом секущих проведены измерения хорд, отсекаемых порами. Определите объемную долю V_n и удельную поверхность S_n пор. Вычислите среднеквадратичное отклонение σ , дисперсию D , коэффициент вариации δ и вероятную ошибку ($P = 0,5$, $t = 0,6745$) определения V_n и S_n . Результаты измерений приведены в табл. 14 для 20 секущих, длина каждой из которых 1 мм.

Таблица 14

Длина хорд (мкм), отсекаемых порами

Вариант	Номер измерения																			
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20
А	3	7	2	4	2	10	13	6	9	7	4	11	4	5	10	15	10	6	6	4
	14	9	8	11	4	—	2	7	6	7	6	4	7	11	—	—	6	7	4	6
	5	—	8	5	7	—	—	4	—	—	7	—	5	—	—	—	—	—	8	7
	28	17	24	22	19	30	13	5	13	16	12	32	10	27	36	38	33	14	8	19
Б	14	6	16	24	25	10	27	32	18	19	17	6	32	10	7	2	19	18	14	7
	—	15	7	—	6	7	—	11	14	—	6	—	6	15	—	—	—	21	30	26
	90	81	12	6	91	82	76	63	40	30	57	42	51	33	54	27	19	47	58	28
В	36	13	75	95	72	14	40	69	78	80	14	71	17	43	38	58	26	93	87	46
	17	29	49	—	—	30	—	20	—	—	29	22	72	69	50	98	96	—	40	86

Решение.

А) $V_{\Pi} = 0,016$, $\sigma = 2,5 \cdot 10^{-3}$, $D = 6,3 \cdot 10^{-6}$, $\delta = 0,16$, $\Delta V_{\Pi} = 0,012$;
 $S_{\Pi} = 9,60 \text{ мм}^{-1}$, $\sigma = 2,1 \text{ мм}^{-1}$, $D = 4,4 \text{ мм}^{-2}$, $\delta = 0,27$, $\Delta S_{\Pi} = 0,73 \text{ мм}^{-1}$.
 Б) $V_{\Pi} = 0,044$, $\sigma = 1,2 \cdot 10^{-2}$, $D = 1,4 \cdot 10^{-4}$, $\delta = 0,27$, $\Delta V_{\Pi} = 0,011$;
 $S_{\Pi} = 10,4 \text{ мм}^{-1}$, $\sigma = 1,9 \text{ мм}^{-1}$, $D = 3,8 \text{ мм}^{-2}$, $\delta = 0,19$, $\Delta S_{\Pi} = 0,7 \text{ мм}^{-1}$.
 В) $V_{\Pi} = 0,133$, $\sigma = 3,4 \cdot 10^{-2}$, $D = 1,2 \cdot 10^{-3}$, $\delta = 0,25$, $\Delta V_{\Pi} = 0,011$;
 $S_{\Pi} = 10,8 \text{ мм}^{-1}$, $\sigma = 1,8 \text{ мм}^{-1}$, $D = 3,4 \text{ мм}^{-2}$, $\delta = 0,17$, $\Delta S_{\Pi} = 0,7 \text{ мм}^{-1}$.

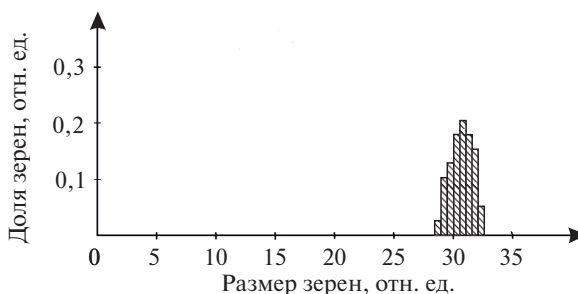
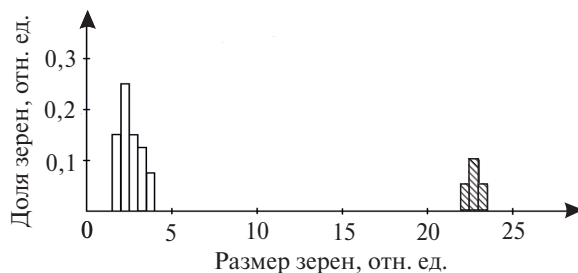
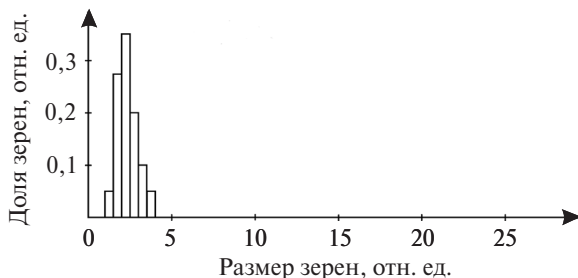


Рис. 39. Распределение зерен по размерным группам после нагревания деформированного металла

17. Через время $t_1 = 20$ мин после нагрева при постоянной температуре деформированного бруска металла его рекристаллизованная доля составляет $\xi_1 = 0,30$. Через сколько времени t_2 нагрева рекристаллизованная доля объема удвоится? Считать $n = 4$.

Решение. $\xi_1 = 1 - \exp(-At_1^4)$ и $\xi_2 = 1 - \exp(-At_2^4)$ и $\xi_2 = 2\xi_1$. Тогда $t_2 = 25$ мин.

18. На рис. 38 представлено распределение зерен по размерным группам после нагрева деформированного металла. Что происходило при нагреве в металле?

Решение. Изменение величины зерен указывает на протекание рекристаллизационных процессов. Появление крупных зерен свидетельствует о протекании вторичной рекристаллизации. Максимум на рис. 39, а связан с собирательной рекристаллизацией, а второй максимум на рис. 39, б и в – с вторичной рекристаллизацией.

4.2. ТЕСТЫ

Тест 1

1. Уравнение Колмогорова – Авраами имеет вид $\xi = 1 - \exp(-kt^n)$, где
1) $3 \leq n \leq 4$; 2) $2 \leq n \leq 3$; 3) $1 \leq n \leq 2$; 4) $4 \leq n \leq 5$; 5) $1,5 \leq n \leq 2,5$.

2. Плотность дислокаций в сильно деформированных металлах равна:

1) $10^4 \dots 10^6 \text{ см}^{-2}$; 2) $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$; 3) $10^8 \dots 10^{10} \text{ см}^{-2}$; 4) $10^{10} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$; 5) $10^{12} \dots 10^{14} \text{ см}^{-2}$.

3. Зависимость предела текучести металла определяется выражением, $\sigma_T = \sigma_0 + k_1 N_D^n$, где N_D – плотность дислокаций, а показатель n равен:

1) 1,5; 2) 0,5; 3) 0; 4) 0,5; 5) 1,5.

4. В тонкой пластине уравнение кинетики рекристаллизации описывается выражением $\xi = 1 - \exp(-at^n)$, где показатель n равен:

1) -1; 2) 1; 3) 2; 4) 3; 5) 4.

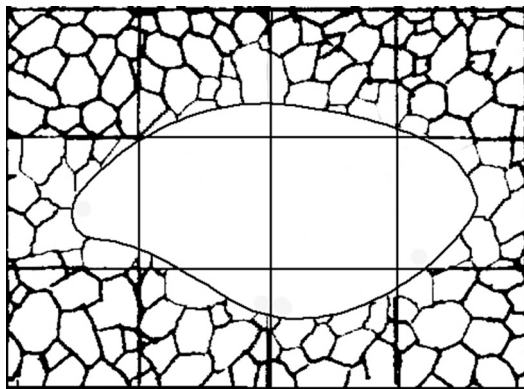
5. Зависимость среднего размера зерна от длительности протекания собирательной рекристаллизации определяется уравнением $\bar{d}(t) = at^n$, где показатель n равен:

1) 1; 2) 0,5; 3) -0,5; 4) -1,0; 5) -1,5.

6. Температура плавления чистого металла 960°C . Оцените интервал температуры начала первичной рекристаллизации металла:

1) $500\text{--}600^\circ\text{C}$; 2) $400\text{--}500^\circ\text{C}$; 3) $250\text{--}300^\circ\text{C}$; 4) $120\text{--}220^\circ\text{C}$; 5) $20\text{--}100^\circ\text{C}$.

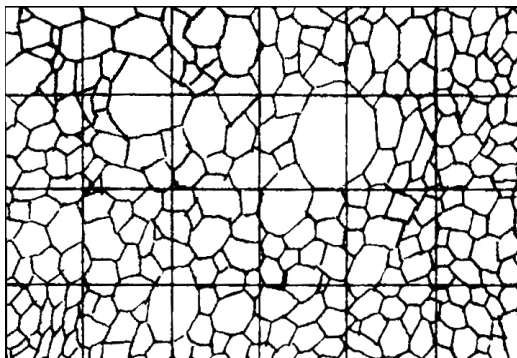
7. Металл сначала подвергают пластической деформации, а затем нагреву. На рисунке показана зеренная структура металла. На каком этапе обработки металла наблюдается такая структура: 1) после пластической деформации; 2) полигонизации; 3) первичной рекристаллизации; 4) собирательной рекристаллизации; 5) вторичной рекристаллизации?



Тест 2

1. Размерность удельной поверхности границ:
1) м^2 ; 2) м ; 3) м^{-1} ; 4) м^{-2} ; 5) м^3 .
2. Укажите величину плотности дислокаций в отожженном поликристаллическом металле:
1) $10^4 \dots 10^6 \text{ см}^{-2}$; 2) $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$; 3) $10^8 \dots 10^{10} \text{ см}^{-2}$; 4) $10^{10} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$; 5) $10^{-8} \dots 10^{-10} \text{ см}^{-2}$.
3. Зависимость предела текучести металла определяется выражением $\sigma_T = \sigma_1 + k_2 d^n$, где показатель n равен:
1) $-1,5$; 2) -1 ; 3) $-0,5$; 4) $0,5$; 5) $1,0$.
4. При постоянных скоростях зарождения центров рекристаллизации и роста кинетика первичной рекристаллизации в объемном поликристалле описывается уравнением $\xi = 1 - \exp(-at^n)$, где показатель n равен:
1) -4 ; 2) -2 ; 3) 2 ; 4) 3 ; 5) 4 .
5. Каким выражением описывается зависимость конечного размера зерна D_k при собирательной рекристаллизации, если размер выделений второй фазы d , а ее объемная доля f :
1) $D_k \sim d/f$; 2) $D_k \sim df$; 3) $D_k \sim f/d$; 4) $D_k \sim (d \cdot f)^{-1}$; 5) $D_k \sim (d/f)^{1/2}$.

6. Металл сначала подвергают пластической деформации, а затем отжигу. На рисунке показана зеренная структура металла. На каком этапе обработки металла наблюдается такая структура: 1) после пластической деформации; 2) отжига; 3) полигонизации; 4) первичной рекристаллизации; 5) собирательной рекристаллизации?

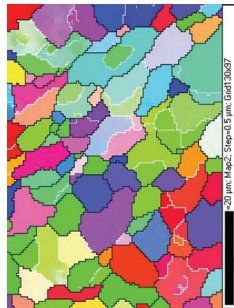


7. Температура плавления чистого металла 660°C . Оцените интервал температуры начала первичной рекристаллизации металла:

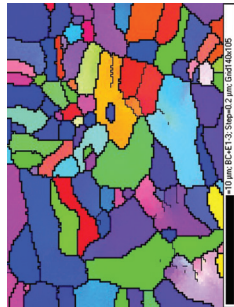
- 1) $380\text{--}330^{\circ}\text{C}$; 2) $200\text{--}240^{\circ}\text{C}$; 3) $160\text{--}200^{\circ}\text{C}$; 4) $100\text{--}160^{\circ}\text{C}$;
5) $10\text{--}60^{\circ}\text{C}$.

ПРИЛОЖЕНИЯ

1. ИЗОБРАЖЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ



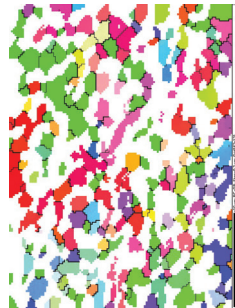
a



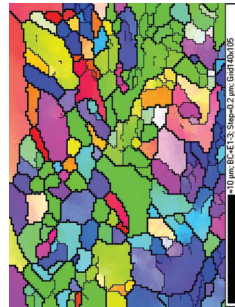
б



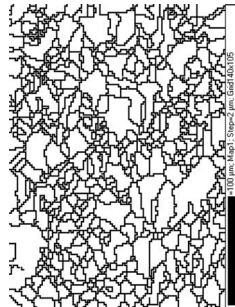
в



г

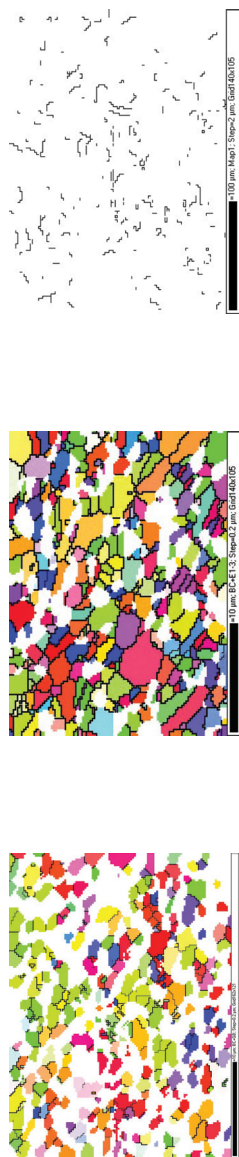


д



ж

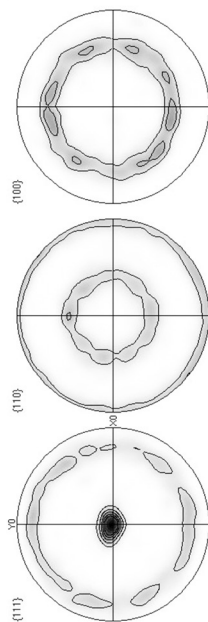
з



a

b

c



κ

Рис. 1П. Фотографии зеренной структуры, полученные растровым электронным микроскопом:

a — быстротвердевший сплав Al — 3 мас. % In; *b* — быстротвердевшая эвтектика BiSn;

изображение зерен висмута; *в* — быстротвердевшая эвтектика BiSn: изображение зерен олова;

г — быстротвердевший эвтектический силумин АК120ч: изображение зерен алюминия; *д* — быстротвердевший заэвтектический силумин Al — 16,2 ат. % Si — 0,2 ат. % Fe: изображение зерен алюминия; *е* — быстротвердевшая эвтектика SnIn: изображение зерен в γ -фазе (Sn_4In); *ж* — быстротвердевшая эвтектика SnIn: изображение зерен

в β -фазе (SnIn_3); *з* — быстротвердевший сплав 1421: изображение зерен алюминия; *и* — быстротвердевший сплав 1421: полные фигуры алюминия; *к* — быстротвердевший сплав 1421: изображение малоугловых границ

2. СТАТИСТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ СТРУКТУРЫ

Структура металла является огромной совокупностью однородных элементов, и при ее оценке целесообразно использовать математическую статистику, основные положения которой приведены далее. Пусть необходимо определить по шлифу параметр структуры металла, истинная средняя величина которого для данного объема равна a_0 . Но значения этого параметра, измеренные на шлифе, могут существенно различаться. Проведя x измерений, получим x различных значений параметра структуры: $a_1, a_2, \dots, a_x$. Совокупность случайно полученных при измерении величин $\{a_1, a_2, \dots, a_x\}$ образуют выборку, а число измерений x называется ее объемом.

Основным показателем, характеризующим величину параметра структуры, является его среднеарифметическое значение $\bar{a}$:

$$\bar{a} = \frac{a_1 + a_2 + \dots + a_x}{x}. \quad (\text{П1})$$

Показатель, характеризующий однородность измеряемого параметра структуры, его среднеквадратичное отклонение $\sigma(a)$:

$$\sigma(a) = K \sqrt{\frac{a_1^2 + a_2^2 + \dots + a_x^2}{x} - (\bar{a})^2}, \quad (\text{П2})$$

где K – поправочный коэффициент, зависящий от объема выборки

$$\left(K = \sqrt{\frac{x}{x-1}} \right).$$

Степень однородности параметра структуры также может быть оценена его дисперсией $D(a)$:

$$D(a) = \sigma^2(a) \quad (\text{П3})$$

или коэффициентом вариации

$$\delta(a) = \frac{\sigma(a)}{\bar{a}}. \quad (\text{П4})$$

Разница между истинной средней величиной параметра a_0 и среднеарифметическим значением выборки $\bar{a}$ называется абсолютной статистической ошибкой ε :

$$\varepsilon = |a_0 - \bar{a}|.$$

Значение a_0 неизвестно, поэтому абсолютная ошибка ε определяется по формуле

$$\varepsilon = t\sigma(\bar{a}), \quad (\text{П5})$$

где $\sigma(\bar{a})$ – среднеквадратичное отклонение среднеарифметической выборки (или среднеквадратичное выборочной средней); t – нормированное отклонение.

Значение $\sigma(\bar{a})$ может быть определено экспериментально или оценено теоретически. В первом случае проводится несколько повторных выборок, каждая из которых содержит x измерений, и определяются для них средние значения $\bar{a}_1, \bar{a}_2, \bar{a}_3, \dots, \bar{a}_z$ (z – число различных выборок). Тогда

$$\sigma(\bar{a}) = K \sqrt{\frac{\bar{a}_1^2 + \bar{a}_2^2 + \dots + \bar{a}_z^2}{z} - \bar{a}_0^2}, \quad (\text{П6})$$

где $\bar{a}_0 = \frac{\bar{a}_1 + \bar{a}_2 + \dots + \bar{a}_z}{z}$ – среднеарифметическое всех выборочных средних.

Выполнение нескольких повторных выборок требует много времени и усилий. Поэтому при определении $\sigma(\bar{a})$ используют тот факт, что величина $\sigma(\bar{a})$ обратно пропорциональна квадратному корню из числа выполненных независимых измерений x , т. е.

$$\sigma(\bar{a}) = \frac{At}{\sqrt{x}}, \quad (\text{П7})$$

где A – коэффициент, зависящий от характера структуры, определяемого параметра и методики исследования.

Из (П5) и (П7) следует выражение для вычисления абсолютной ошибки ε :

$$\varepsilon = \frac{At}{\sqrt{x}}. \quad (\text{П8})$$

Нормированное отклонение t , входящее в выражение для абсолютной статистической ошибки, связано с доверительной вероятностью P полученного результата анализа следующей зависимостью:

$$P = \frac{2}{\pi} \int_0^t e^{-\frac{t^2}{2}} dt. \quad (\text{П9})$$

Доверительная вероятность при абсолютной статистической ошибке ε показывает долю повторных выборок, результаты которых находились бы в пределах от $\bar{a} - \varepsilon$ до $\bar{a} + \varepsilon$. Поскольку интеграл (П9) не берется в элементарных функциях, то значения доверительных вероятностей P для различных значений нормированного отклонения t рассчитаны и приведены в таблице.

Доверительная вероятность P для различных величин нормированного отклонения t

P	0,50	0,60	0,70	0,80	0,90	0,95	0,98
t	0,675	0,842	1,036	1,282	1,645	1,960	2,326

3. ДИФРАКТОГРАММЫ МЕТАЛЛОВ

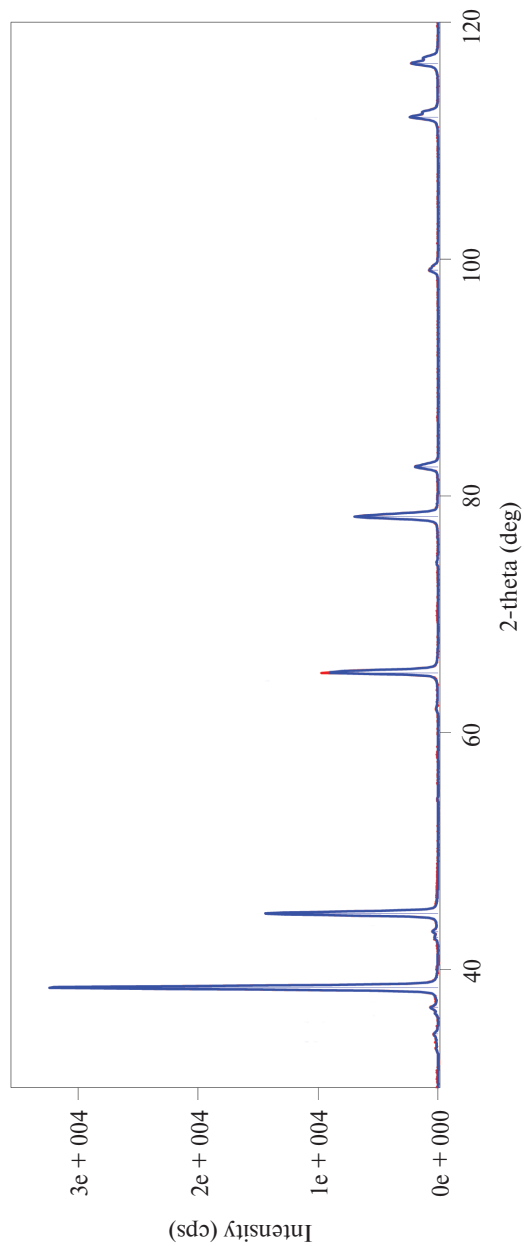


Рис. 3П. Дифрактограмма эталона алюминия

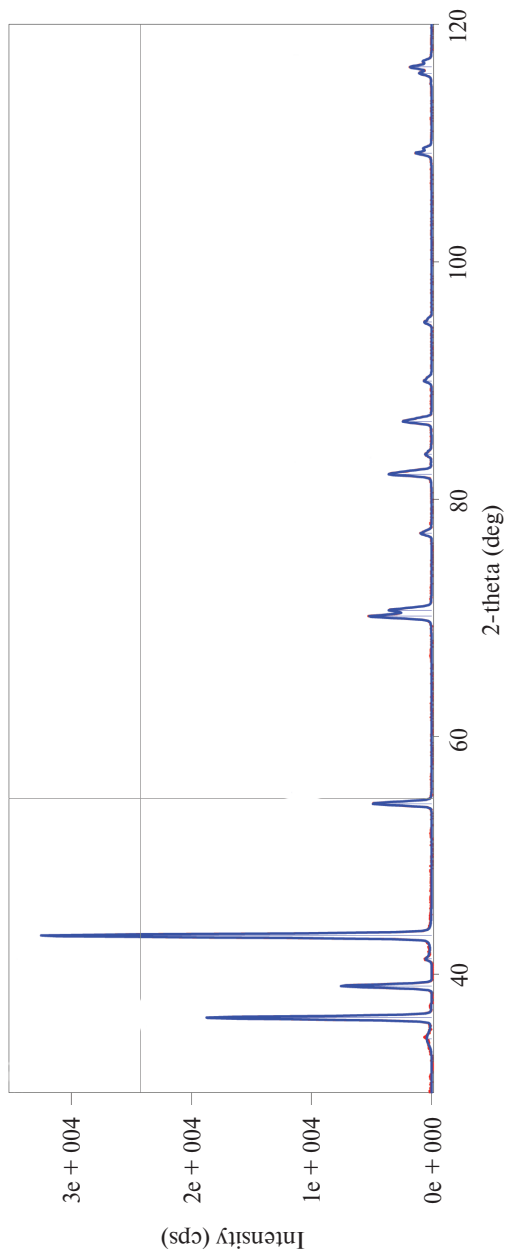


Рис. 4П. Дифрактограмма эталона цинка

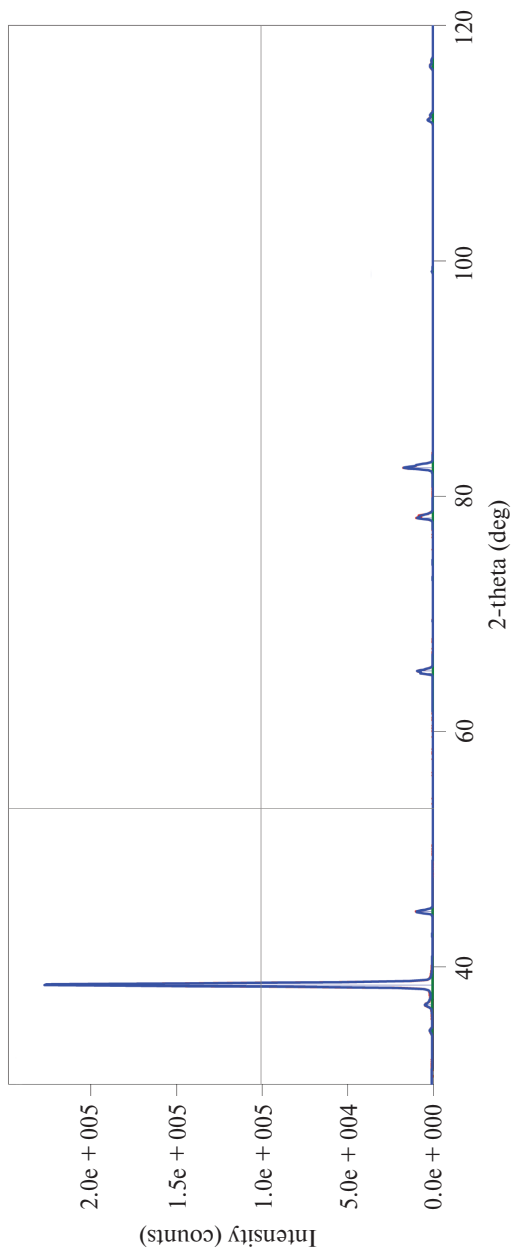


Рис. 5П. Дифрактограмма текстурированной быстрозатвердевшей фольги алюминия

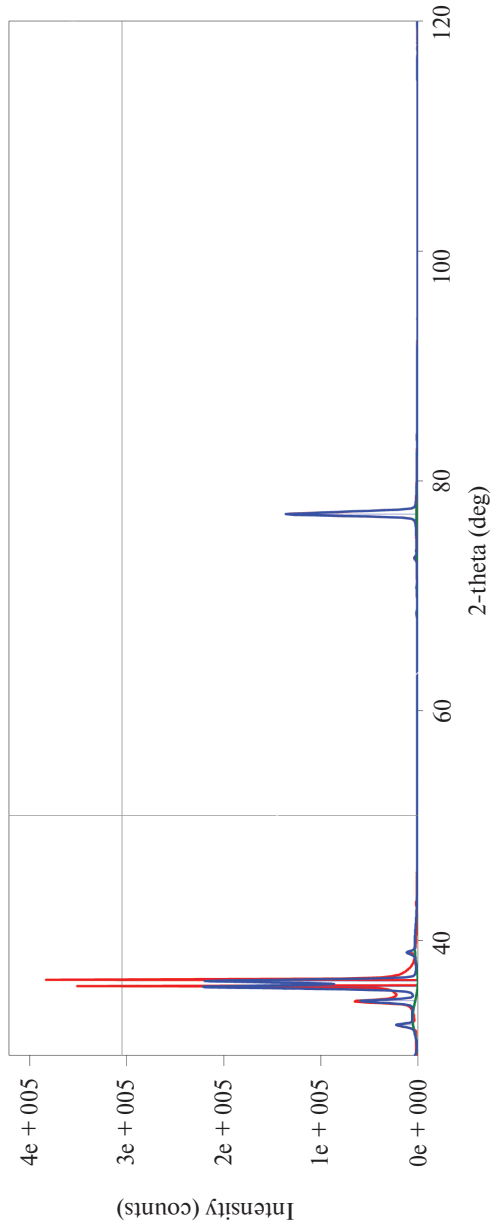


Рис. 6П. Дифрактограмма быстрозатвердевшей фольги цинка

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Бокштейн, С. З.* Диффузия и структура металлов / С. З. Бокштейн. М., 1973. 208 с.
- Бокштейн, Б. С.* Термодинамика и кинетика границ зерен в металлах / Б. С. Бокштейн, Ч. В. Копецкий, Л. С. Швиндлерман. М., 1986. 224 с.
- Геллер, Ю. А.* Материаловедение / Ю. А. Геллер, А. Г. Рахштадт. М., 1984. 384 с.
- Грабский, М. В.* Структура границ зерен в металлах / М. В. Грабский. М., 1972. 158 с.
- Кайбышев, О. А.* Границы зерен и свойства металлов / О. А. Кайбышев, Р. З. Валиев. М., 1987. 214 с.
- Коваленко, В. С.* Металлографические реактивы. Справочник / В. С. Коваленко. М., 1970. 133 с.
- Мальцев, М. В.* Металлография цветных промышленных металлов и сплавов / М. В. Мальцев. М., 1970. 364 с.
- Мартин, Дж.* Стабильность микроструктуры металлических систем / Дж. Мартин, Р. Доэрти. М., 1978. 290 с.
- Новиков, И. И.* Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. М., 1974. 400 с.
- Орлов, А. Н.* Границы зерен в металлах / А. Н. Орлов, В. К. Перевезенцев, В. В. Рыбин. М., 1980. С.156.
- Попов, Г. М.* Кристаллография / Г. М. Попов, И. И. Шафрановский. М., 1972. 352 с.
- Пшеничников, Ю. П.* Выявление тонкой структуры кристаллов. Справочник / Ю. П. Пшеничников. М., 1974, 528 с.
- Рекристаллизация металлических материалов / под ред. Ф. Хесснера ; пер. с англ. Ч. В. Копецкого. М., 1982. 352 с.
- Русаков, А. А.* Рентгенография металлов / А. А. Русаков. М., 1977. 400 с.
- Салтыков, С. А.* Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. М., 1976. 272 с.

- Смитлз, К. Дж.* Металлы. Справочник / К. Дж. Смитлз. М., 1980. 447 с.
- Физическое металловедение : в 3 т. / под ред. Р. У. Кана и П. Хаазена ; пер. с англ. О. В. Абрамова, Ч. В. Копецкого, А. В. Серебрякова. М., 1986. Т. 2. 624 с.
- Чернявский, К. С.* Стереология в металловедении / К. С. Чернявский. М., 1977. 280 с.
- Шепелевич, В. Г.* Задачи и тесты по физике металлов и металловедению / В. Г. Шепелевич. Минск, 2014. 136 с.
- Шепелевич, В. Г.* Структурно-фазовые превращения в металлах / В. Г. Шепелевич. Минск, 2007. 168 с.
- Шепелевич, В. Г.* Физика металлов и металловедение. Лабораторный практикум / В. Г. Шепелевич. Минск, 2012. 166 с.
- Fras, E.* Krystalizacja metali i stopow / E. Fras. Warszawa, 1992. 216 s.
- ГОСТ 21073.0-75. Цветные металлы. Определение величины зерна. Общие требования. М., 2002. 20 с.

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	3
-----------------------	----------

1. ОПИСАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ

1.1. Классификация границ зерен	4
1.2. Строение границ зерен	6
1.3. несовершенства структуры границ зерен.....	9
1.4. Энергия границ зерен	10
1.5. Сегрегация на границах зерен	12
1.6. Диффузия по границам зерен.....	13
1.7. Пластическая деформация поликристаллов	15
1.8. Рекристаллизация металлов.....	16
1.9. Образование зародышей фаз на границах зерен	19
1.10. Нанокристаллические сплавы	22

2. МЕТОДЫ ИЗУЧЕНИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ

2.1. Выявление зеренной структуры.....	23
2.2. Травление шлифов.....	23
2.3. Метод дифракции отраженных электронов	25
2.4. ГОСТ определения параметров зеренной структуры	29

3. ЛАБОРАТОРНЫЕ РАБОТЫ

3.1. Определение среднего размера зерна поликристалла.....	31
3.2. Распределение хорд случайных секущих по размерным группам	34
3.3. Определение удельной поверхности межзеренных границ	37
3.4. Определение плотности линейных границ зерен (ребер).....	40
3.5. Определение дисперсии двугранных углов зерен	43
3.6. Изучение текстуры поликристаллов.....	46

4. ЗАДАЧИ И ТЕСТЫ

4.1. Задачи.....	51
4.2. Тесты	61

ПРИЛОЖЕНИЯ

1. Изображения зеренной структуры	64
2. Статистическое описание структуры	66
3. Дифрактограммы металлов.....	68
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	72

Учебное издание

Шепелевич Василий Григорьевич

ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА МЕТАЛЛОВ

Пособие

Ответственный за выпуск *Е. А. Логвинович*

Художник обложки *Т. Ю. Таран*

Технический редактор *Л. В. Жаборовская*

Компьютерная верстка *К. В. Бекиш*

Корректор *Л. С. Мануленко*

Подписано в печать 21.05.2019. Формат 60×84/16. Бумага офсетная.
Ризография. Усл. печ. л. 4,42. Уч.-изд. л. 5,3. Тираж 60 экз. Заказ 259.

Белорусский государственный университет.
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий № 1/270 от 03.04.2014.
Пр. Независимости, 4, 220030, Минск.

Республиканское унитарное предприятие
«Издательский центр Белорусского государственного университета».
Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя,
распространителя печатных изданий № 2/63 от 19.03.2014.
Ул. Красноармейская, 6, 220030, Минск.