

Термическое разупрочнение деформированного металла

Общие представления и ПОНЯТИЯ

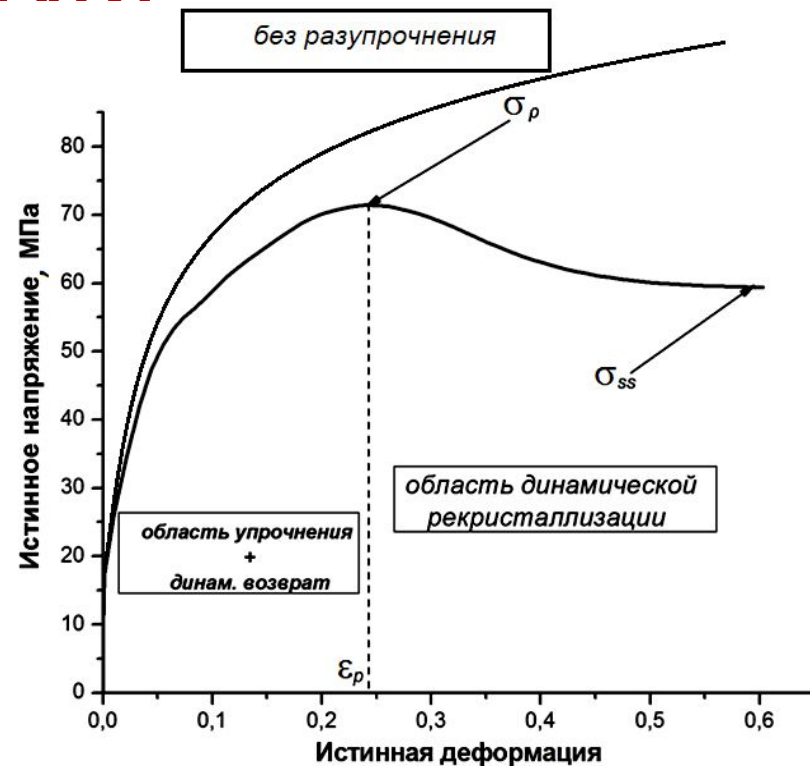
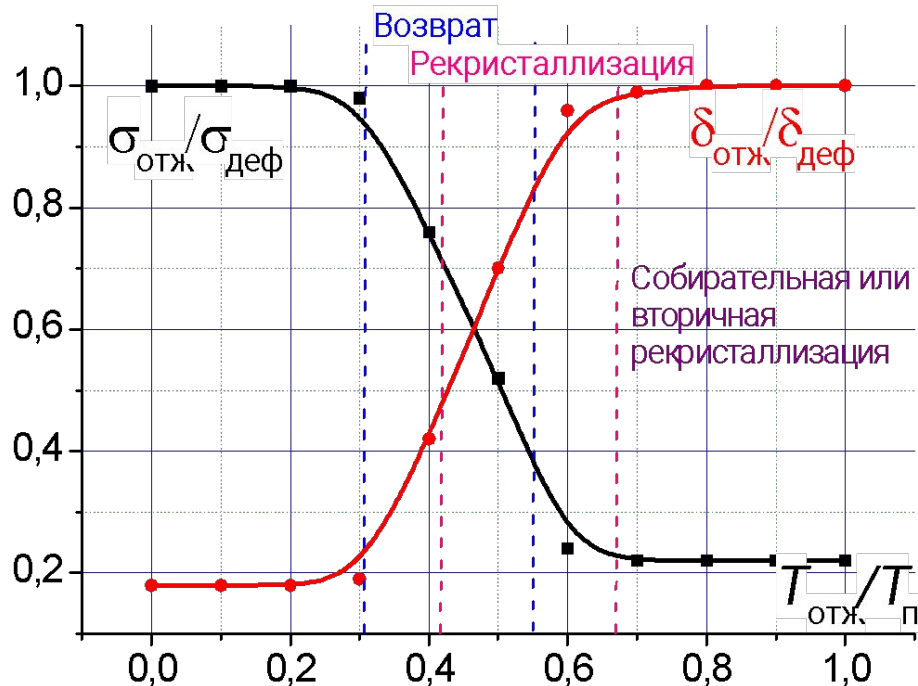


Рис. 1. Характер изменения предела текучести (1) и пластичности (2) деформированного в холодном состоянии металла в результате отжига:
 I – отдых; II – полигонизация;
 III – рекристаллизация; IV – собирательная рекристаллизация

Рис. 2. Кривая пластического течения с областями деформационного упрочнения и динамической рекристаллизации

Изменение структуры при термическом разупрочнении после холодной деформации

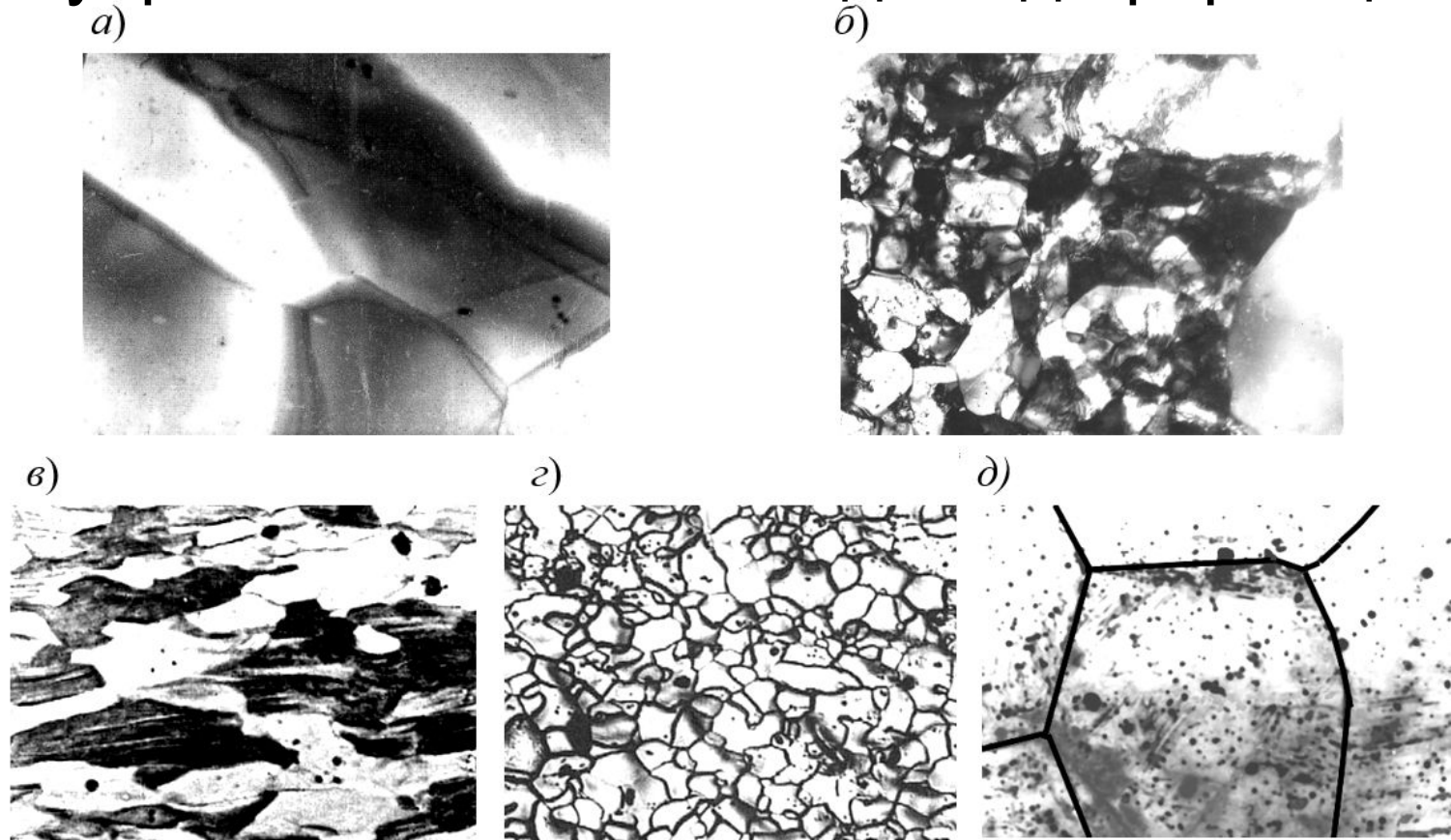
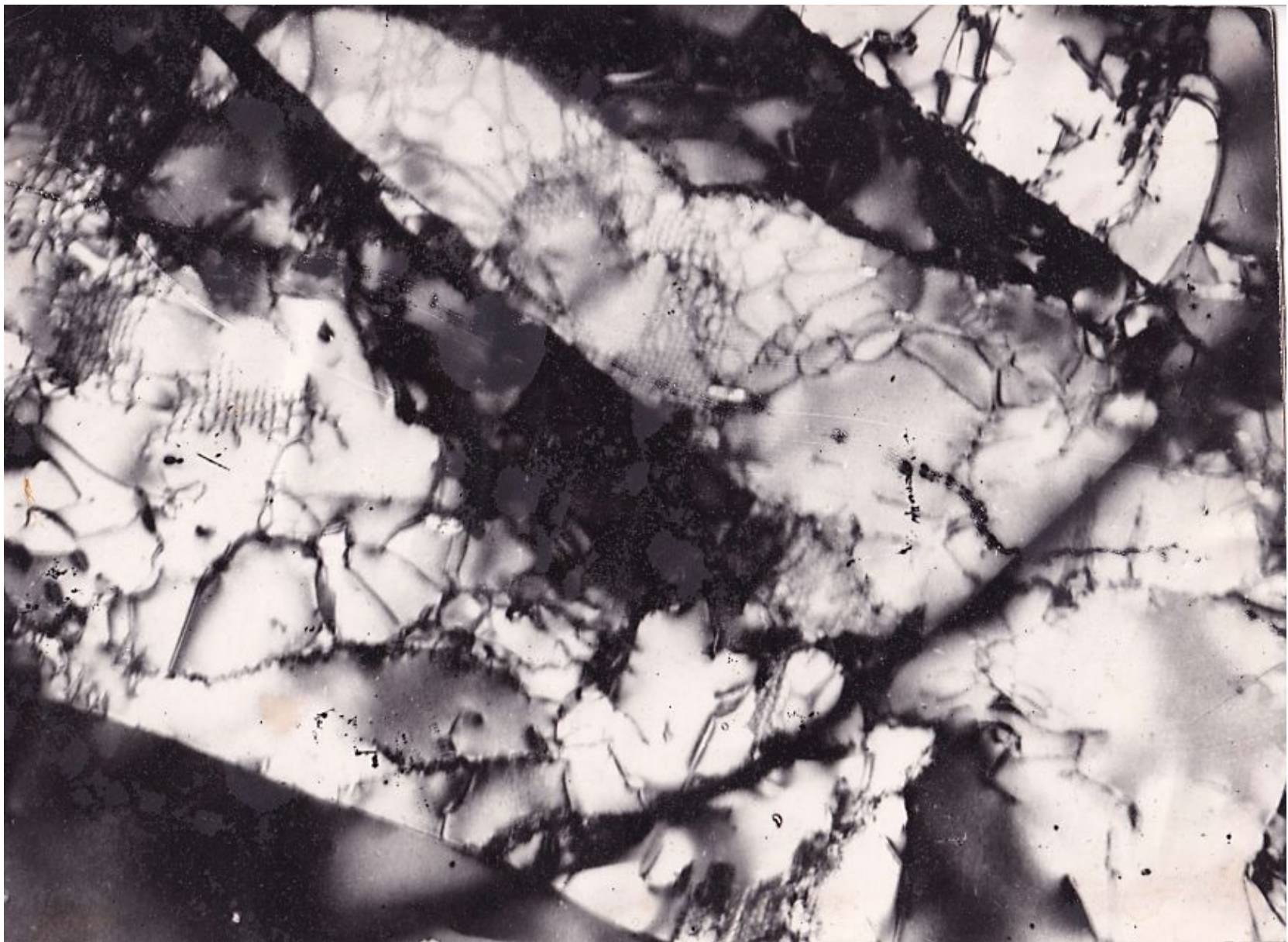
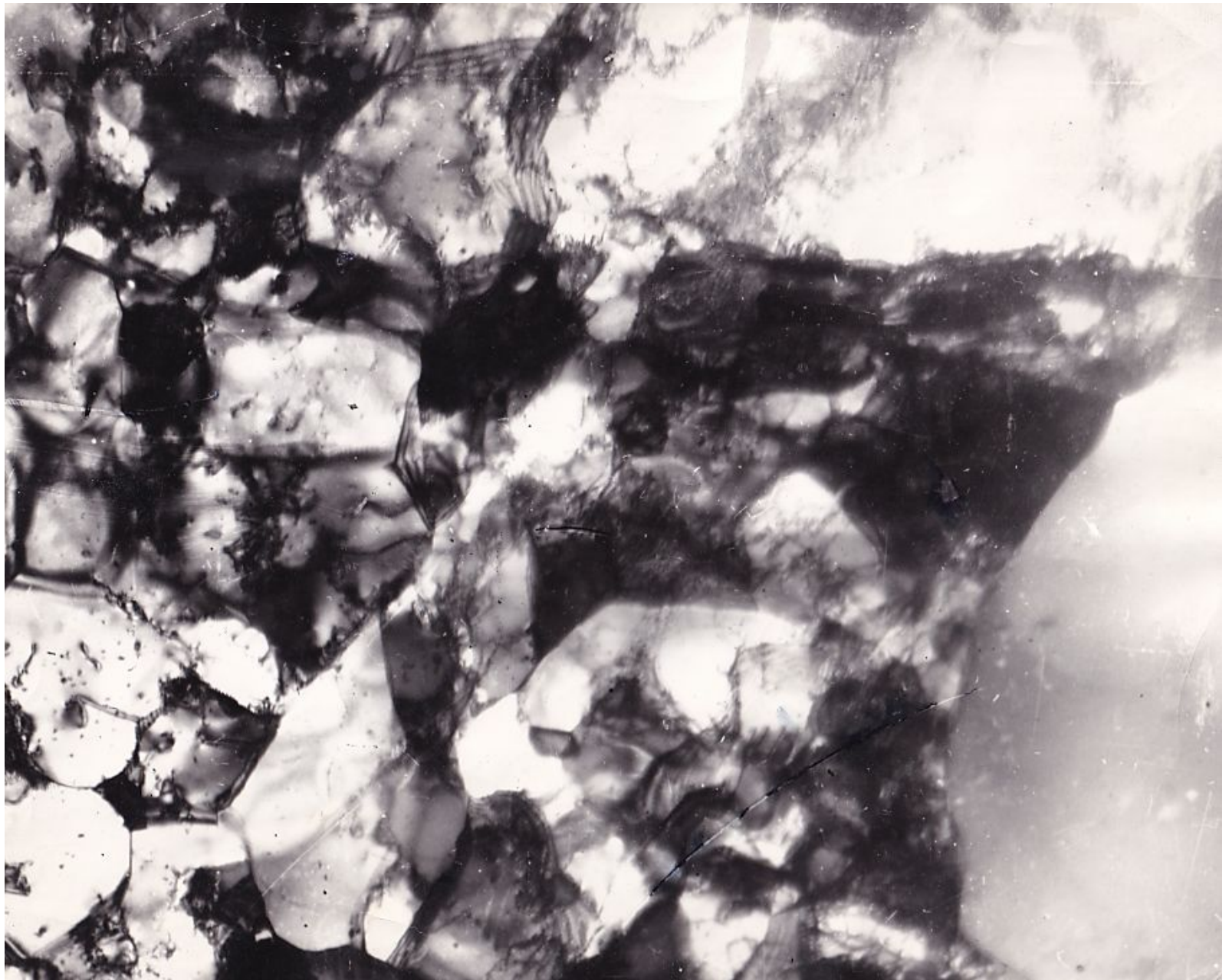


Рис. 3. Структура отожженного рения:

а – после полигонизации, $\times 25000$ (фольга после отжига при $T=1250\text{ }^{\circ}\text{C}$, просвечивающий электронный микроскоп); **б** – после полигонизации, протекающей одновременно с рекристаллизацией, $\times 15000$ (фольга после отжига при $T = 1350\text{ }^{\circ}\text{C}$, просвечивающий электронный микроскоп); **в** – после холодной прокатки, степень деформации $\epsilon = 30\%$, $\times 120$ (оптический микроскоп); **г** – после первичной рекристаллизации, $\times 120$ (после отжига при $T = 1600\text{ }^{\circ}\text{C}$, оптический микроскоп); **д** – после собирательной рекристаллизации, $\times 120$; (после отжига при $T = 1900\text{ }^{\circ}\text{C}$, оптический микроскоп)

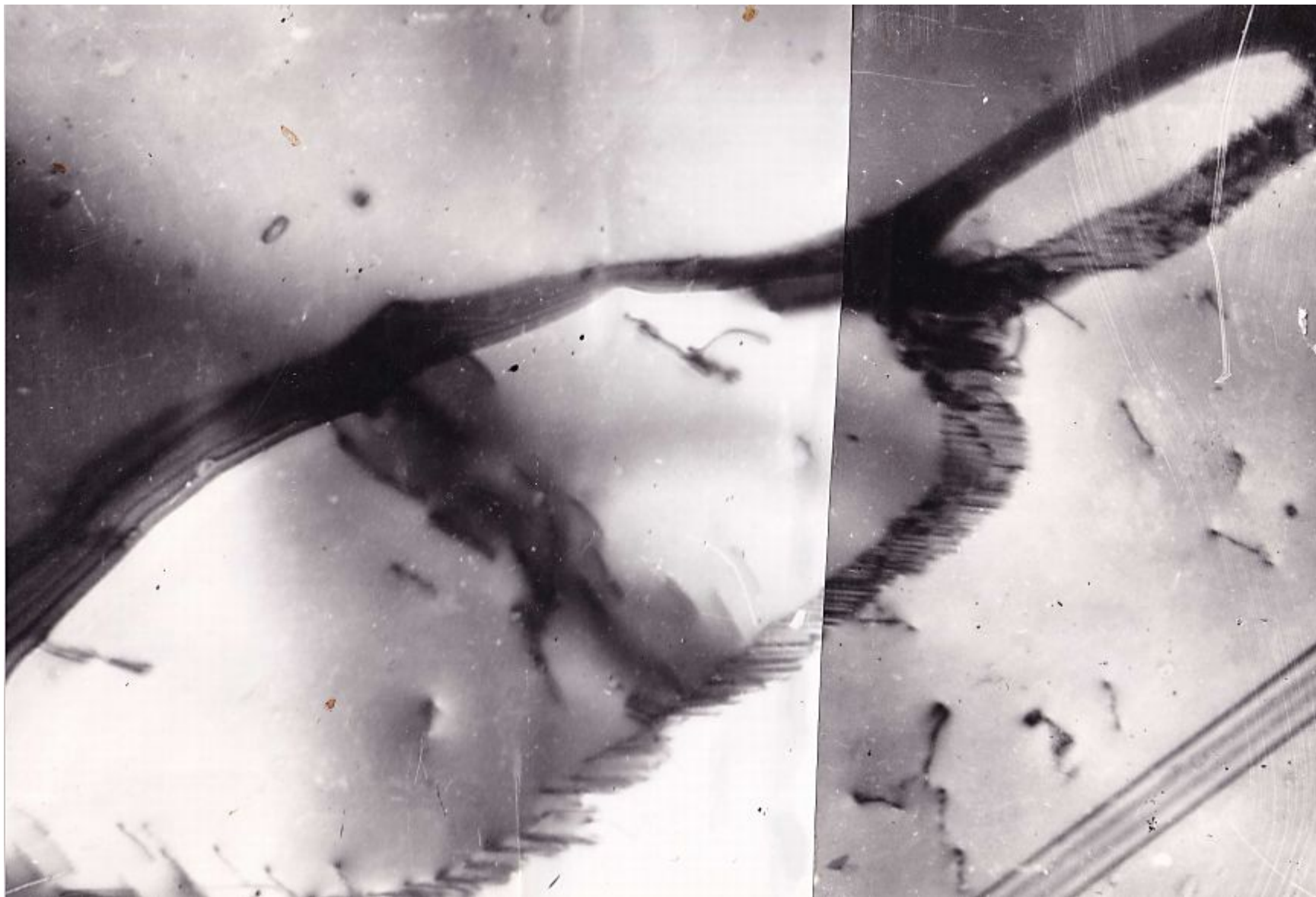


Структура отожженного при $0,43T_{пл}$ металла (рений): одновременное протекание рекристаллизации и возврата; образование дислокационных сеток, стенок, общее уменьшение плотности дислокаций; сохранение оборванных границ деформационного происхождения



**Одновременное протекание рекристаллизации и полигонизации
при отжиге**

деформированного металла



**Полигональные ячейки в отожженном металле, отделенные от остального
металла
дислокационными стенками**

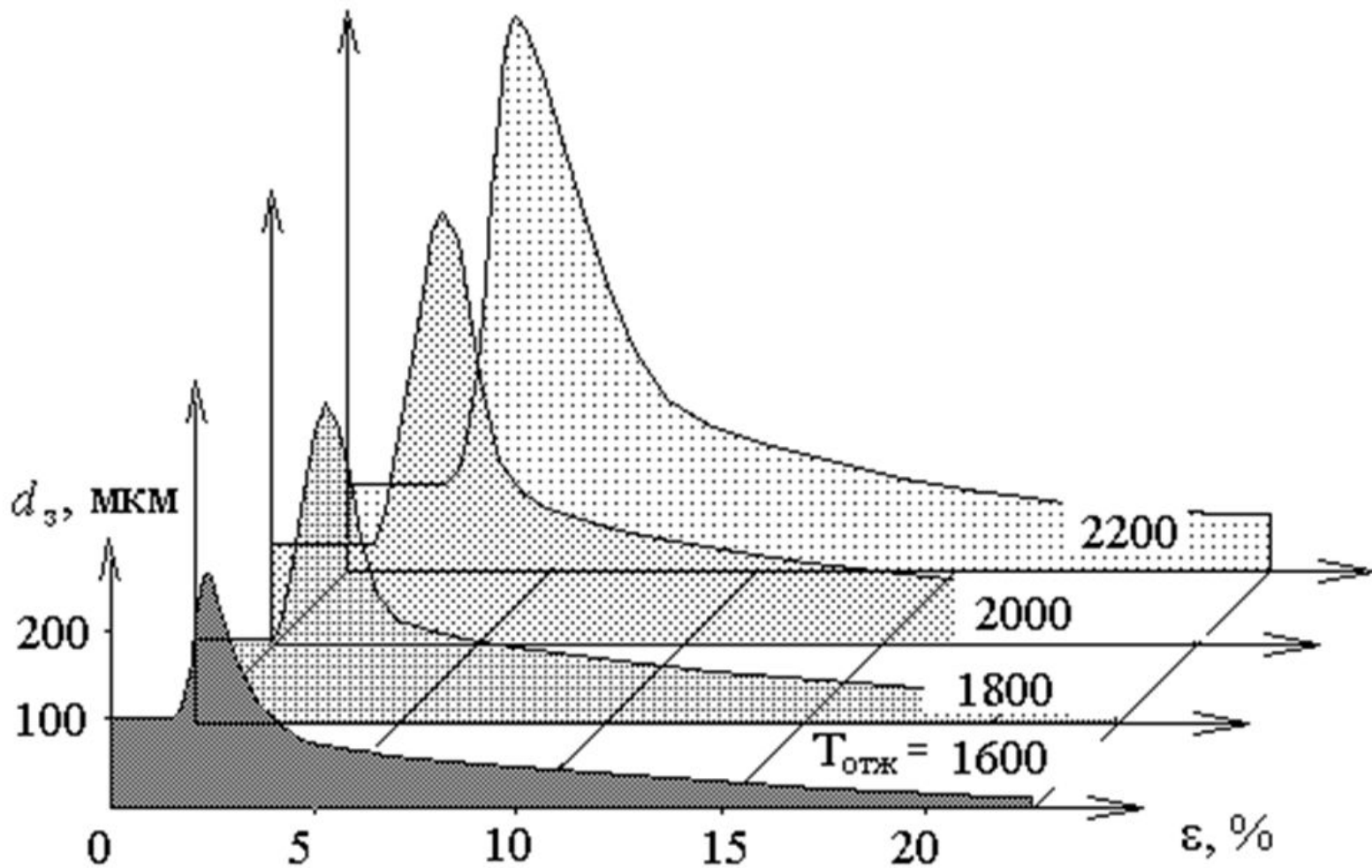


Рис. 3-1. Диаграмма рекристаллизации свинца

Изменение структуры при динамической рекристаллизации

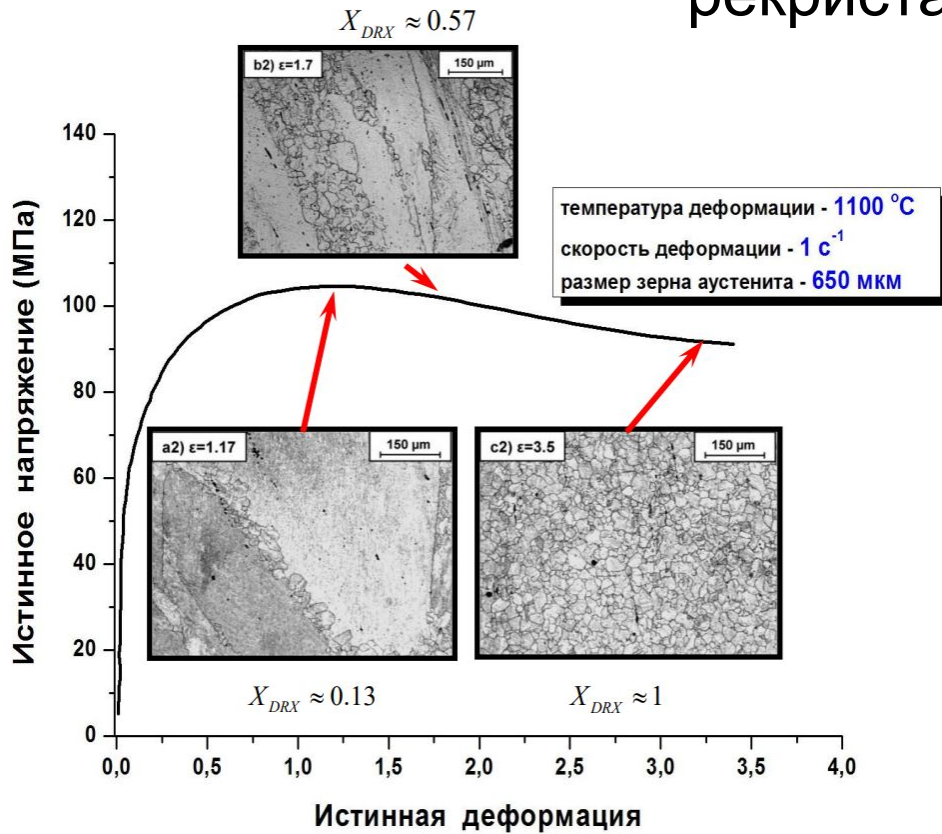


Рис. 4. Микроструктура и доля динамически рекристаллизованного объема (X_{DRX}) стали Nb-Mo31 на разных стадиях деформации со скоростью 1 с⁻¹ при 1100°C

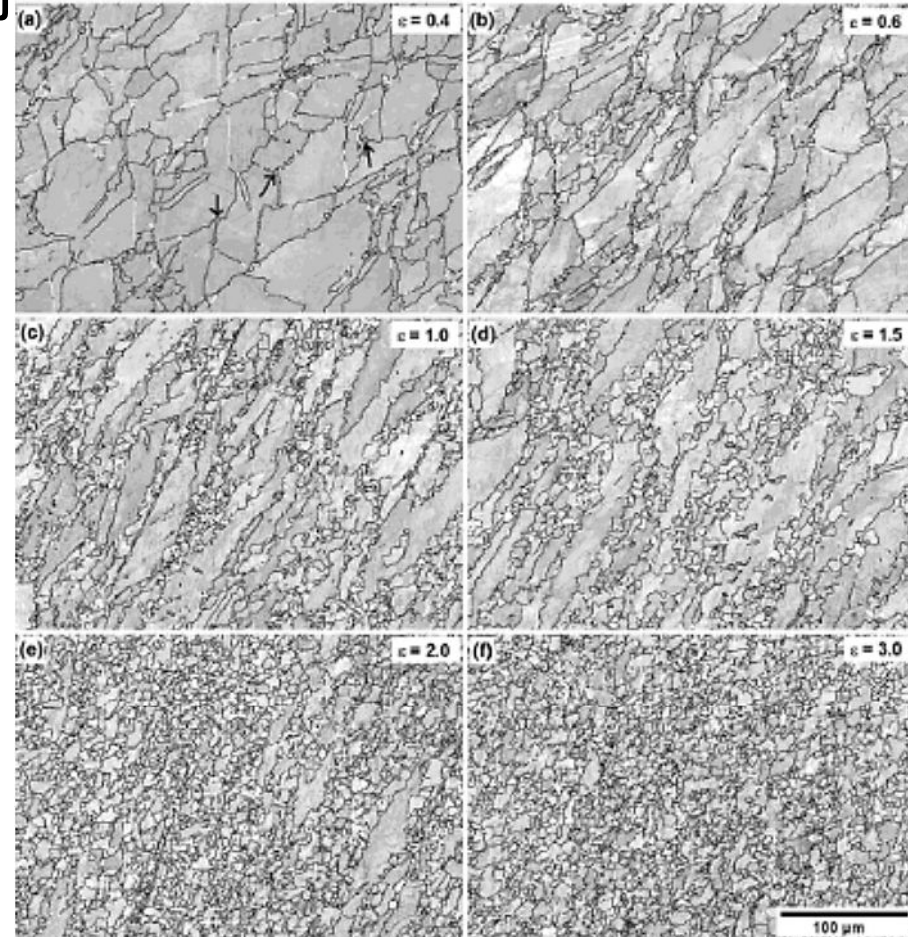


Рис. 5. Эволюция микроструктуры стали AISI 304 по мере развития динамической рекристаллизации, зафиксированная методом EBSD анализа

Закономерности рекристаллизации

Явление рекристаллизации обычно протекает в соответствии с закономерностями, которые были выявлены экспериментальным путем на протяжении более сотни лет:

- для протекания рекристаллизации необходима некоторая минимальная пластическая деформация;
- чем меньше степень предварительной деформации, тем выше температура, необходимая для начала рекристаллизации;
- с увеличением продолжительности отжига температура рекристаллизации снижается;
- конечный размер зерна металла после рекристаллизации в большей мере зависит от степени предварительной деформации, чем от температуры отжига;
- чем больше исходный размер зерна, тем большая степень деформации требуется для того, чтобы рекристаллизация шла при заданной температуре в течение определенного отрезка времени;
- степень деформации, необходимая для получения определенного деформационного упрочнения и для образования зародышей рекристаллизации, увеличивается с повышением температуры деформации;
- поглощение новыми зернами деформированных зерен идентичной или слегка отличающейся ориентации идет с меньшей скоростью;
- продолжение нагревания после первичной рекристаллизации вызывает увеличение размера зерна (процесс собирательной рекристаллизации).

Экспериментально установлено, что миграция границ при собирательной рекристаллизации направлена к центру кривизны границы.

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

Почему говорят рост зерен, а не миграция границы? Почему рост зерен останавливается, если в металлах сохраняется избыточная энергия $W_s = \gamma'_s s$, где γ'_s – удельная поверхностная энергия границы; s – площадь поверхности границы.

В определенных условиях при нагревании деформированного металла может быть получена структура, состоящая из множества сравнительно мелких зерен приблизительно одинакового размера и гораздо меньшего числа очень крупных зерен, которые иногда могут достигать размеров до нескольких сантиметров. Такая структура возникает в результате неравномерного роста зерен, называемого *вторичной рекристаллизацией*: большинство зерен укрупняется очень медленно или практически вообще не растет, а отдельные зерна вырастают до больших размеров, «поедая» свое мелкозернистое окружение. Процесс вторичной рекристаллизации – избирательный рост отдельных зерен – происходит при стабилизации размеров основного количества зерен и росте на этом фоне некоторых «нестабилизованных» зерен.

Причинами стабилизации зерен при собирательной рекристаллизации могут быть

- дисперсные частицы или сегрегации примесей на границах;
- «текстурное торможение»;
- «эффект толщины».

Если, например, матрица стабилизирована частицами второй фазы, то в силу случайных обстоятельств из-за неравномерности распределения или

Если матрица стабилизирована «эффектом толщины», то решающее влияние на скорость роста оказывает энергия свободной поверхности зерен γ_s . Рост зерен, у которых грани с минимальной энергией совпадают с поверхностью листа, будет энергетически выгоден по сравнению с ростом других зерен, поскольку в этом случае обеспечивается минимальная поверхностная энергия системы.

2. ДВИЖУЩИЕ СИЛЫ ТЕРМИЧЕСКОГО

РАЗУПРОЧНЕНИЯ

Основные положения, необходимые нам для описания движущих сил разупрочнения металла, сформулируем следующим образом:

1. Процессы термического разупрочнения стимулируются диффузией, активно протекающей в металлах при температурах $T \geq 0,4 T_{пл}$.
2. Деформационное упрочнение происходит в металлах, как при холодной, так и при горячей деформации, однако при повышенных температурах дислокационные структуры распадаются, и деформационное упрочнение снимается полностью за некоторое время, причем, чем выше температура металла, тем быстрее происходит разупрочнение, чем больше время отжига, тем более полно протекает разупрочнение.
3. Рекристаллизацию, происходящую в металлах, можно трактовать не только как образование и рост зародышей нового зерна, но и как процесс образования новых границ с последующим возможным перемещением новой границы. «Строительным материалом» для новых границ являются появившиеся в металле во время деформации дислокационные границы и другие дислокационные образования – скопления, сплетения, стенки. Такой подход позволит по поведению границы исследуемого зерна прогнозировать изменение формы и размера зерна.

4. При такой постановке задачи не имеет смысла подразделять полигонизацию и рекристаллизацию, которые, по сути, различаются только углами разориентировки или энергией границы раздела между объемами металла. На микрофотографии структуры рения после отжига при $T = 1350^\circ\text{C}$ (см. рис. 3,б) видны участки зерна, где дислокационные ячейки превратились в полигональные путем перестройки стенок дислокационных ячеек в малоугловые границы; справа внизу на фотографии видна часть растущего рекристаллизованного зерна. Отметим, что размер исходных полигональных ячеек приблизительно равен размеру дислокационных ячеек в деформированном металле.

Образование зародышей рекристаллизации во время горячей деформации.

Рассмотрим образование зародыша рекристаллизации при постоянной температуре во время горячей деформации. В металле действуют внешние напряжения σ . Выполнив анализ изменения энергии системы при переходе ее из деформированного в рекристаллизованное, запишем условие образования «бездефектного зародыша» (или образования новой границы), как это было сделано ранее, см формулу (10.3) в разделе «Образование новых границ о время пластической деформации»:

$$2Gb\rho n \geq \frac{\gamma_s'}{a_{гр}},$$

где G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса дислокаций; ρ – плотность дислокаций в рассматриваемом микрообъеме; n – количество дислокаций в скоплении (количество дислокаций одного знака γ_s' ; $a_{гр}$ – среднее расстояние

Оценки, выполненные аналогично разделу «Образование новых границ во время пластической деформации» показывают, что при $n = 10$ образование новой границы во время горячей деформации будет выгодно при локальной плотности дислокаций $\rho \approx 10^{15} - 10^{16} \text{ м}^{-2}$ или $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$

Рост зародышей рекристаллизации

На рис. 6 представлена микрофотография растущего зародыша нового зерна в деформированном рении. Видно, что в зародыше дислокации практически отсутствуют, а вокруг него металл насыщен дефектами кристаллического строения.

Если зародыши новых рекристаллизованных зерен образованы из дислокационных ячеек, то их размер r существенно меньше размера зерна R , в котором происходит рекристаллизация, $r \ll R$.

Для определения размера зародыша нового зерна.

рекристаллизованного зерна $R \approx (15 \div 100) \text{ мкм}$. Таким образом, $R/r \approx 75 \div 500$. Это соотношение поможет

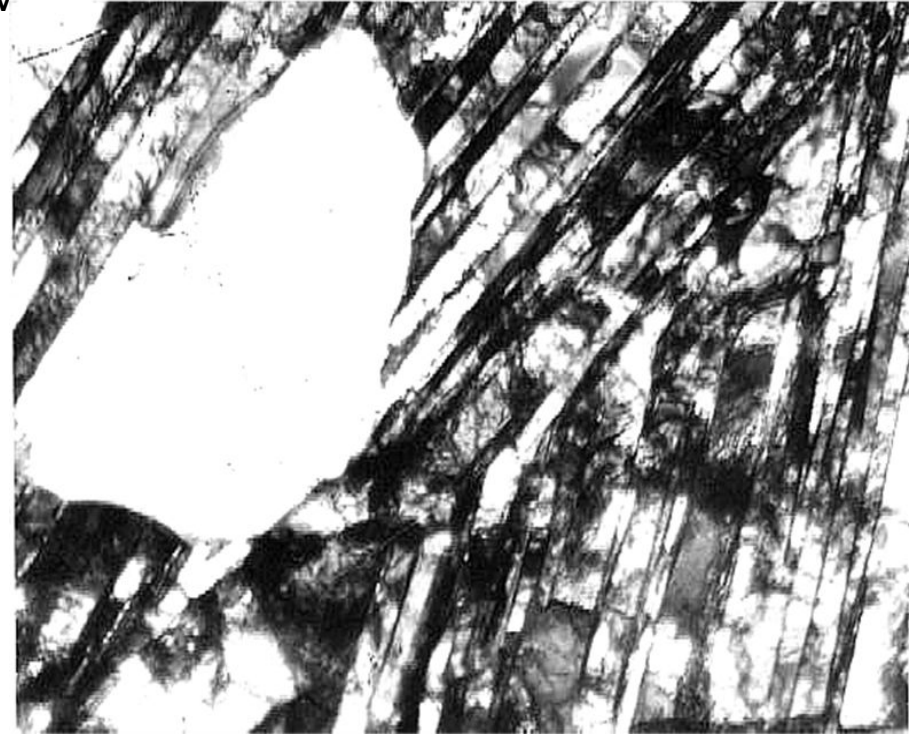


Рис. 6. Растущий зародыш нового зерна в деформированном рении после отжига при $T=1350 \text{ °C}$, $\times 20\,000$

Пусть некоторый объем металла V , в небольшой части которого v образовался зародыш нового зерна, характеризуется в исходном состоянии энергией при $T = \text{const}$:

$$W_{\text{упр}} = (V - v)\sigma(\varepsilon) + \gamma'_s s \approx V\sigma(\varepsilon) + \frac{\gamma'_s v}{r},$$

где r – радиус зародыша; $v/r \approx s$ – площадь поверхности зародыша; $V \gg v$; $\Delta\sigma_{\text{упр}}(\varepsilon)$ – деформационное упрочнение, которое снимается при рекристаллизации.

В конечном состоянии новое рекристаллизованное зерно выросло до своих конечных размеров $R \approx (15 \div 100)$ мкм и заняло весь рассматриваемый объем металла V . В этом случае

$$W_2 = \frac{\gamma'_s V}{R}$$

где V/R – площадь поверхности нового рекристаллизованного зерна.

Общее изменение энергии системы за время миграции границы на расстояние R составит

$$\Delta W_{\Sigma} = W_2 - W_1 = \gamma'_s \left(\frac{V}{R} - \frac{v}{r} \right) - V\sigma(\varepsilon).$$

Условие энергетической выгодности процесса запишем, как обычно, в виде соотношения Гельмгольца

Поскольку площадь зерна V/R намного больше площади зародыша v/r , можно записать:

$$\sigma_{\text{упр}}(\varepsilon) \geq \frac{\gamma'_s}{R} \quad (1)$$

В том случае, если в металле действуют внешние напряжения и стимулируют миграцию границ, критерий миграции границ принимает вид

(2)

Выражения (2) и (3), определяющие движущие силы миграции границ (или роста рекристаллизованного зерна), а также (1), описывающее условие возникновения зародыша нового зерна, позволяют объяснить фактически все упомянутые ранее экспериментальные данные по исследованию статической и динамической рекристаллизации. Так, например, необходимость критических степеней деформации вызвана энергетическим барьером $\gamma'_s/a_{гр}$; наибольшая подвижность высокоугловых границ обусловлена наибольшим значением γ'_s ; высокая скорость динамической рекристаллизации объясняется добавкой $\Delta\sigma$ к движущим силам статической рекристаллизации; более предпочтительной является миграция вогнутых границ, поскольку для этих участков локальный радиус кривизны меньше нуля и напряжения $-\gamma'_s/R$ имеют тот же знак (+), что и $\Delta\sigma_{упр}(\epsilon)$.

Таким образом, движущими силами роста рекристаллизованного зерна являются разность энергий деформационного упрочнения по разные стороны мигрирующей границы и лапласовы напряжения $-\gamma'_s/R$ (напряжения типа поверхностного натяжения). Указанные причины приводят к возникновению внутренних напряжений, действующих на границу. Если выполняется условие

$$\sigma + \sigma_{упр} - \frac{\gamma'_s}{R} > 0,$$

то граница зародыша нового зерна мигрирует, что приводит к росту нового зерна;

$$\sigma + \sigma_{упр} - \frac{\gamma'_s}{R} < 0$$

при условии

Собирательная рекристаллизация

Когда новые рекристаллизованные зерна заняли весь объем металла, энергия деформационного упрочнения обращается в нуль, поскольку $\Delta\sigma_{\text{упр}}(\varepsilon) \rightarrow 0$. Движущие силы миграции границы существенно уменьшаются, а выражение (2) преобразуется к виду

$$-\frac{\gamma'_s}{a_{\text{гр}}} \geq 0$$

Это свидетельствует о том, что по завершении первичной рекристаллизации граница не теряет способности перемещаться. Напряжения, действующие на границу, невелики и при $\gamma'_s = 0,4$ Дж/м², $R = 20$ мкм они составляют $\gamma'_s/R = \pm 2 \cdot 10^{-2}$ МПа. Знак этих напряжений зависит от знака локального радиуса кривизны границы R .

Миграция границы должна полностью прекратиться при $\gamma'_s/R \rightarrow 0$, т.е. при $R \rightarrow \infty$ или при $\gamma'_s \rightarrow 0$. При $R \rightarrow \infty$ границы приобретают прямолинейность, тройной стык зерен при этом может быть сконструирован под углом 120°, металл имеет сотовую конструкцию, хорошо известную в природе, см. рис. 6.2, д. Такая структура термически стабильна, поскольку движущие силы миграции границы отсутствуют.

В итоге: движущими силами термического разупрочнения являются

$$\sigma_{\text{дв}} = \sigma_{\text{упр}} - \frac{\gamma'_s}{R} \geq 0$$

- для динамических процессов (при участии σ);

$$\sigma_{\text{дв}} = -\frac{\gamma'_s}{R} \geq 0$$

- для статических процессов (без участия σ);

- для собирательных процессов (без участия σ)

3. САМООРГАНИЗАЦИЯ ФОРМЫ ЗЕРЕН ПРИ МИГРАЦИИ ГРАНИЦЫ

В зависимости от знака локального радиуса кривизны границы R на нее действуют напряжения $\sigma_H = \pm \gamma_s' / R$, направленные либо навстречу, либо вдоль напряжений деформационного упрочнения $\Delta\sigma_{\text{упр}}(\epsilon)$, рис. 7. На выпуклом участке границы при $R > 0$ напряжения $\sigma_H = -\gamma_s' / R$ уменьшают движущие силы рекристаллизации, т.е. тормозят границу там, где она сильно «разогналась», и наоборот, увеличивают движущие силы в том месте, где граница «поотстала» и где появился вогнутый участок с локальным радиусом кривизны $R < 0$. Таким образом, формирование во время рекристаллизации зерен округлой формы является результатом последовательных процессов самоорганизации системы, в результате которой ее энергия, в данном случае поверхностная $\gamma_s' s$, где s – площадь поверхности зерна, стремится к минимуму.

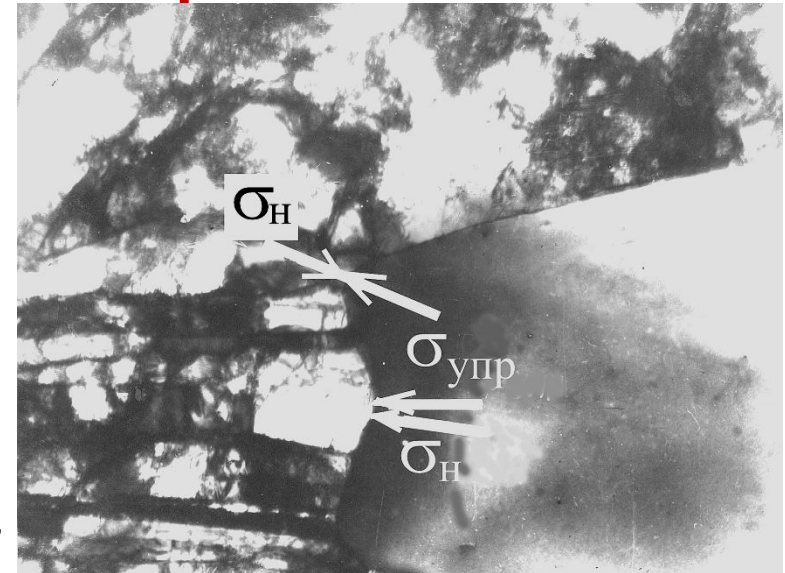


Рис. 7. Действие напряжений на границу рекристаллизованного зерна при самоорганизации его формы: $\sigma_H = \gamma_s' / R$ – лапласовы напряжения; $\sigma_{\text{упр}}$ – деформационное упрочнение

4. КИНЕТИКА МИГРАЦИИ ГРАНИЦ

Предположим, что граница нового зерна образовалась во время отжига деформированного металла. По одну сторону границы лежит деформированное зерно, по другую – рекристаллизованный зародыш в той или иной стадии своего развития (см., например, рис. 6). **На каждый из атомов границы действуют напряжения** – движущие силы миграции границы в виде (3). При этом для описания миграции (дрейфа) атомов границы мы можем использовать выражение, предложенное Эйнштейном описывающее подвижность частицы под действием силы F , рассмотренное нами при анализе поведения вакансий,

$$V = \frac{FD}{kT} = \frac{\sigma_{дв} s D}{kT} = \frac{\sigma_{дв} a^2 D}{kT} \quad (4)$$

где $F = \sigma_{дв} s$ – сила, действующая на атом; $\sigma_{дв}$ – напряжения (движущие силы миграции границы); s – площадь сечения атома, принимаем $s = a^2$, a – параметр кристаллической решетки; D – коэффициент диффузии; k – постоянная Больцмана;

T – температура, К.

Особое значение в процессах термического разупрочнения имеет коэффициент диффузии D . В реальных металлах и сплавах насчитывается несколько видов диффузии – самодиффузия, взаимодиффузия примесных атомов и легирующих элементов, трубочная диффузия вдоль дислокаций, зернограничная диффузия. Считается, что процессы термического разупрочнения контролируют в основном зернограничная и трубочная диффузии. Для которых ориентировочно можно принять $D \approx 0.5 D_0$, где D_0 –

Если граница при первичной рекристаллизации совершает путь, равный среднему радиусу зерна, $l=R$, а движущие силы термического разупрочнения при этом не изменяются, то время рекристаллизации можно вычислить как

$$t = \frac{R}{\dot{M}} = \frac{RkT}{a \sigma_{дв}^2} \quad (5)$$

Однако, движущие силы миграции границ зависят от времени процесса разупрочнения $\sigma_{дв} = \sigma_{дв}(t)$. Используя выражение (5) и полагая $V = dR/dt$, можно записать дифференциальное уравнение, описывающее движение границы:

$$\frac{dR}{dt} = \frac{D \sigma_{дв}(t) a^2}{kT} \quad (6)$$

Обычно все релаксационные процессы в металлах описывают экспоненциальной зависимостью от времени

$$\sigma_{дв} = \sigma_{дв0} \exp\left(-\frac{t}{\lambda}\right) \quad (7)$$

где $\sigma_{дв0}$ – значение движущих сил разупрочнения в начальный момент; λ – константа, называемая «временем релаксации», которая характеризует время, за которое напряжения в металле уменьшаются в e раз при данной температуре (e – основание натуральных логарифмов). Тогда

$$R = \frac{Da^2}{kT} \int_0^t \exp(-t/\lambda) dt \quad (8)$$

путь, который проходит граница при заданных $\sigma_{дв}$, T , λ , D .

После интегрирования

$$R = \frac{\lambda Da^2 \sigma_{дв0}}{kT} \left[1 - \exp(-t/\lambda) \right] \quad (9)$$

Какой физический смысл имеет множитель $\lambda Da^2 \sigma_{дв0} / kT$ с размерностью пути? Выражение (9) показывает, что при $t_k \rightarrow \infty$

$$R \rightarrow \frac{\lambda Da^2 \sigma_{дв0}}{kT} = R_\infty, \quad (10)$$

т.е. R_∞ – максимальный путь, который может пройти граница зерна во время миграции под действием сил $\sigma_{дв}(t)$; фактически R_∞ представляет собой максимальный размер зерна, который формируется в деформированном металле в результате термического разупрочнения. Тогда

$$R = R_\infty [1 - \exp(-t/\lambda)]. \quad (11)$$

При помощи (11) можно найти время, при котором зерно достигнет заданного размера при известной температуре отжига:

$$t_{ki} = \lambda \ln \left(\frac{R_\infty}{R_\infty - R_i} \right) \quad (12)$$

Итак, решение дифференциального уравнения, описывающего кинетику движения границы во время термического разупрочнения под действием движущих сил $\sigma_{дв}(t)$, показывает, что каждой температуре отжига соответствует свой определенный максимальный размер зерна R_∞ , определяемый как интенсивностью диффузионных процессов, так и структурой металла, от которой зависят значения $\sigma_{дв}$, a , λ .

Рассчитаем кинетические характеристики разупрочнения деформированного бериллия и сведем их в таблицу. Параметры диффузии рассчитаны по справочным данным, времена релаксации для разных температур определены из экспоненты, приближенно описывающей экспериментальные

Т а б л и ц а
 Результаты расчета времени рекристаллизации бериллиевой фольги

$T_{отж}$, К	σ , МПа	$a_{гр}$, нм	D , м ² /с	λ , с	$R_{ср}$, мкм	t_i (50 мкм), с
723	60	0,293	$1,65 \cdot 10^{-16}$	1800	94	1360
873	50	0,293	$1,6 \cdot 10^{-14}$	180	620	15
973	40	0,293	$1 \cdot 10^{-13}$	60	930	3,3
1073	30	0,293	$9 \cdot 10^{-13}$	23	1480	0,8
1173	10	0,293	$4 \cdot 10^{-12}$	10	1960	0,25

4. МИГРАЦИЯ ГРАНИЦ – МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Итак, мы установили, что во время пластической деформации или термической обработки деформированного металла могут возникать новые границы типа межзеренных и перемещаться под действием движущих сил. При движении по пространству металла границы, как и дислокации, могут встречать другие дефекты – вакансии, дислокации, примесные или легирующие атомы, другие границы, частицы второй фазы и взаимодействовать с ними.

4.1. Взаимодействие границ с атомами примесных элементов

Если точечные дефекты или границы обладают подвижностью, то в результате взаимо-действия точечные дефекты располагаются на границе. Это может привести к измене-нию свойств границы, в частности, к изменению ее удельной поверхностной энергии.

В результате рекристаллизации в некоторых металлах может произойти снижение пластичности, что является нежелательным последствием. Для описания этого эффекта существует модель рекристаллизации как аналога зонной плавки.

Метод бестигельной зонной плавки

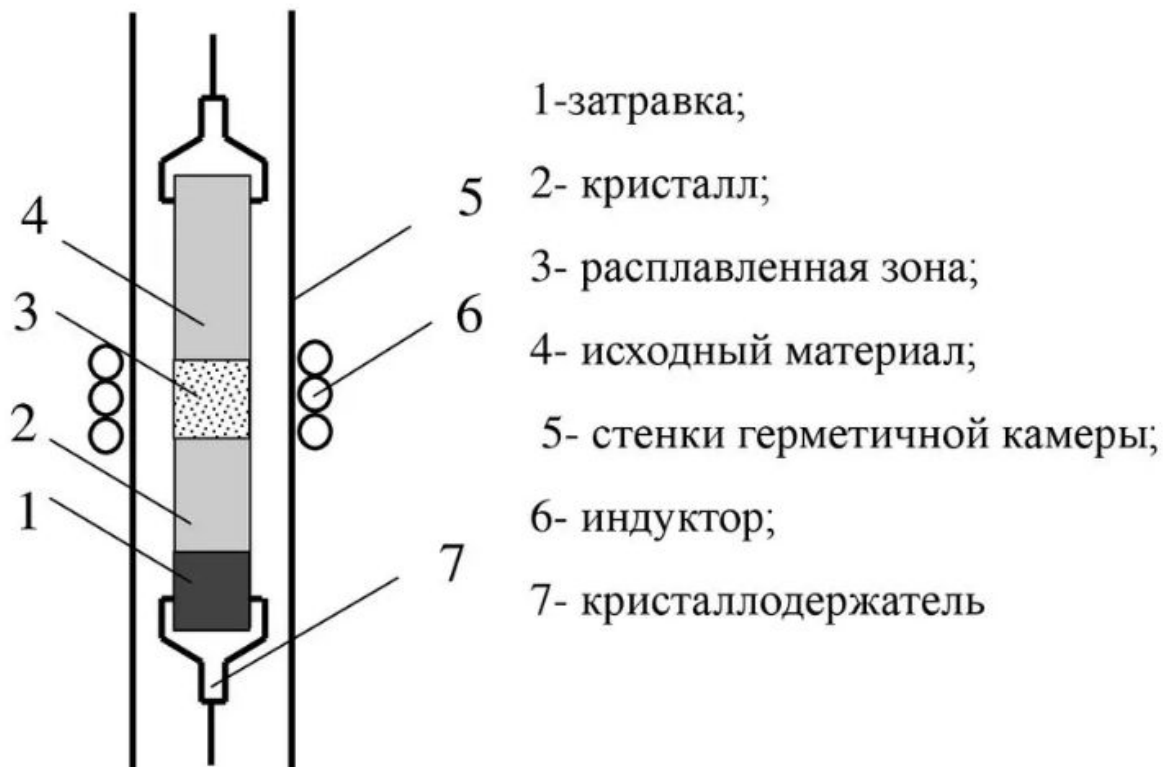


Рис. 8. Принцип очистки от примесей методом зонной плавки состоит в том, что растворимость примесей в расплаве значительно выше, чем в твердом состоянии. Этот принцип применим и к миграции границы, в которой всегда присутствует «свободный объем», т.е. имеется место для размещения чужеродных атомов

- Эффект примесного торможения границ...

Изменение скорости миграции границ, скорости рекристаллизации в зависимости от концентрации легирующих элементов. Для самодиффузии:

$$D_{\text{сд}} = D_0 \exp\left(-\frac{Q_{\text{сд}}}{RT}\right)$$

Для зернограничной и трубочной диффузии

$$D_{\text{згд}} = D_0 \exp\left(-\frac{Q_{\text{згд}}}{RT}\right), \quad Q_{\text{згд}} \approx 0,5Q_{\text{сд}}.$$

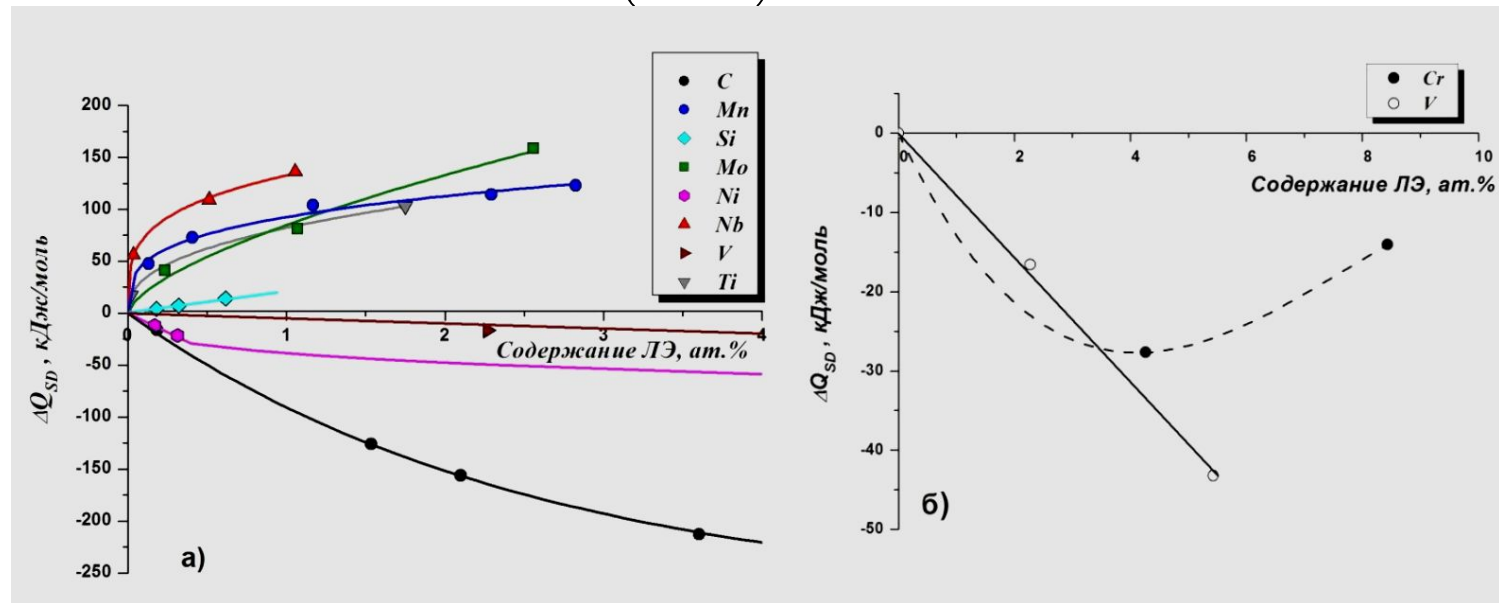
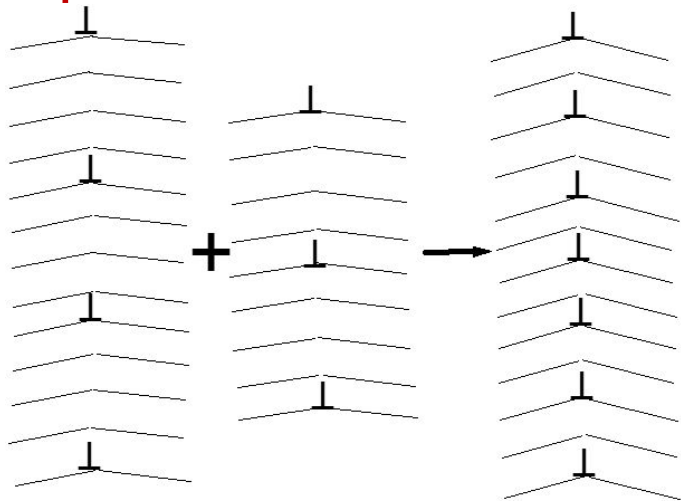


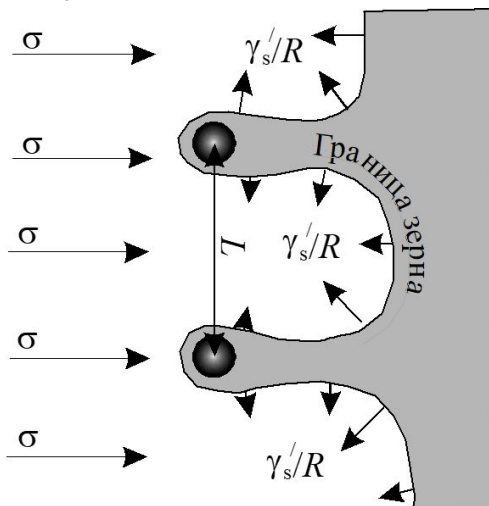
Рис. 9. Зависимости приращения энергии активации самодиффузии (ΔQ_{SD}) от содержания легирующих элементов в твердом растворе аустенита: а) влияние C, Mn, Si, Mo, Ni, Nb, Ti; б) влияние Cr, V

4.2. Взаимодействие границ, дислокаций и частиц второй фазы

а) фазы



б)



в)

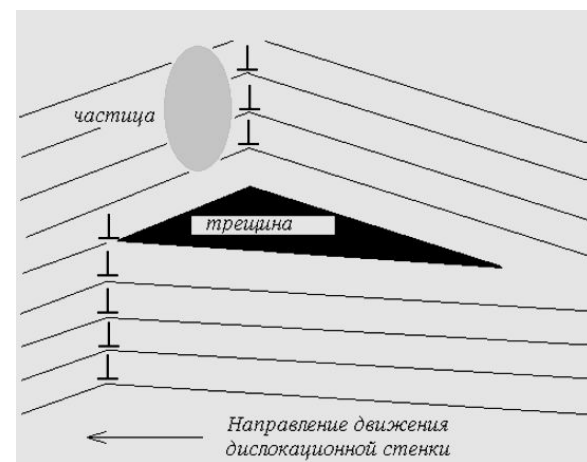
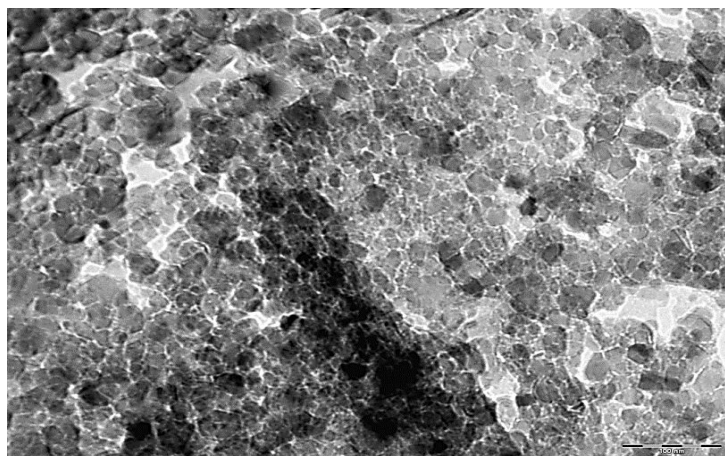


Рис. 10. Взаимодействие дислокационных стенок – границ – одинакового знака (а), прогиб границы при ее торможении включениями второй фазы (б) и разрыв стенки под действием



яжений

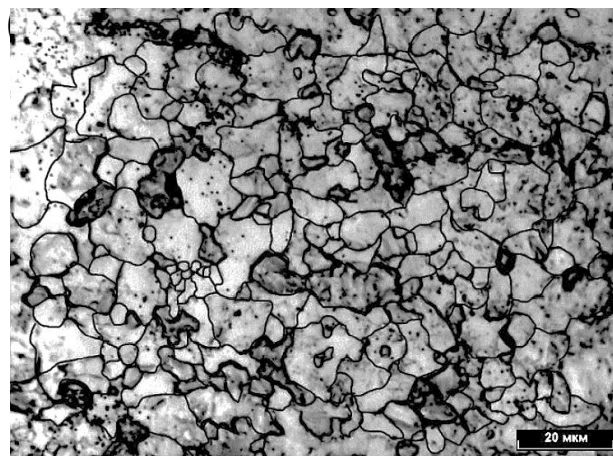


Рис. 11. Фотография структуры нанокристаллического бериллия после испытаний на релаксацию при температуре 800 °С, пауза $t_2=30$ с (а); изменение размера зерна после горячей деформации, $d_{cp} = 5,11$ мкм (б)

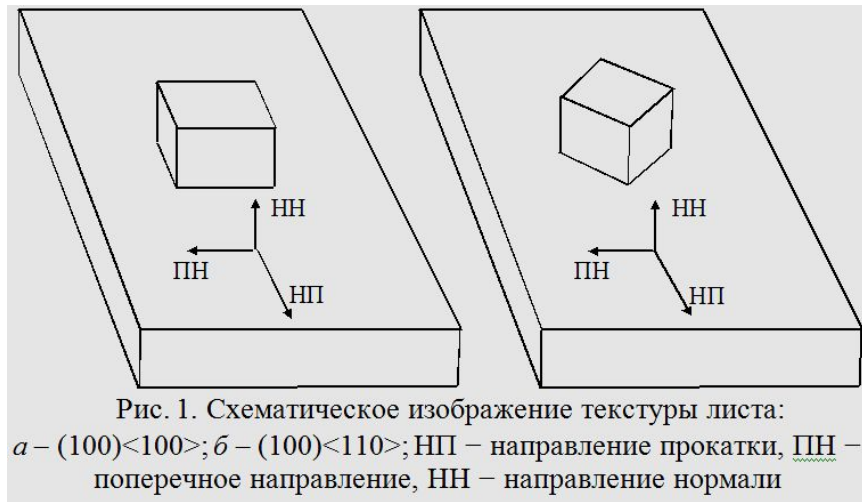
До приложения деформации зерна нанокристаллического бериллия при отжиге не изменяли

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА

ПРЕДСТАВЛЕНИЯ О ТЕКСТУРЕ

Термин «текстура» означает *строение* (например, ткани), расположение частей, построение (например, какого-либо произведения). В материаловедении термином «текстура» обозначают преимущественную ориентацию кристаллитов (зерен) в поликристаллическом материале относительно каких-либо выбранных плоскостей или направлений в пространстве металла. Различают понятия *механической* текстуры и *кристаллографической* текстуры.

Механическая текстура – это преимущественная ориентация зерен в направлении зерен максимальных деформаций без учета расположения кристаллографических плоскостей и направлений в этих зернах. Так, например, в холоднокатаном металле зерна имеют сплюснутую форму в вертикальном направлении и вытянутую в продольном и поперечном направлениях в соответствии с распределением деформаций $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$ – условие неразрывности деформации, т.е. условие отсутствия несплошностей (трещин). Например, при исследовании текстуры прокатанного листа определяют, какие кристаллографические плоскости зерен выходят на поверхность листа (т.е. лежат в плоскости листа) и какие кристаллографические направления в этих зернах ориентированы вдоль направления прокатки. На рис. 1,а показано, что в плоскости листа лежит кристаллографическая плоскость (100), а вдоль направления прокатки ориентировано направление [100], на рис. 1,б – плоскость (100) и направление [110] соответственно.



Поскольку в кристаллах существует совокупность равноценных плоскостей и направлений, например, шесть плоскостей типа (100) и шесть направлений типа $[100]$, то говорят о текстуре $\{100\}\langle 100 \rangle$, где скобками $\{ijk\}\langle hkl \rangle$ определяют соответственно совокупность плоскостей и направлений.

Если множество зерен имеют одинаковую ориентацию кристаллографических плоскостей и направлений в пространстве металла, то говорят, что металл обладает кристаллографической текстурой (или текстурован). Металл может иметь несколько преимущественных ориентаций зерен, или несколько типов текстуры. Кристаллографические текстуры во многом определяют анизотропию механических и физических свойств металлов, поэтому их изучению уделяется большое внимание. Анизотропия вызывается тем, что каждое зерно в поликристалле – монокристалл, а монокристалл в различных направлениях имеет различие межатомных связей (см. раздел о теоретической прочности), что приводит к анизотропии упругих модулей и энергий взаимодействия дислокаций, границ и т.д., пропорциональных величинам упругих модулей.

Например, для монокристалла железа при $T = 20^\circ\text{C}$ значение модуля упругости вдоль

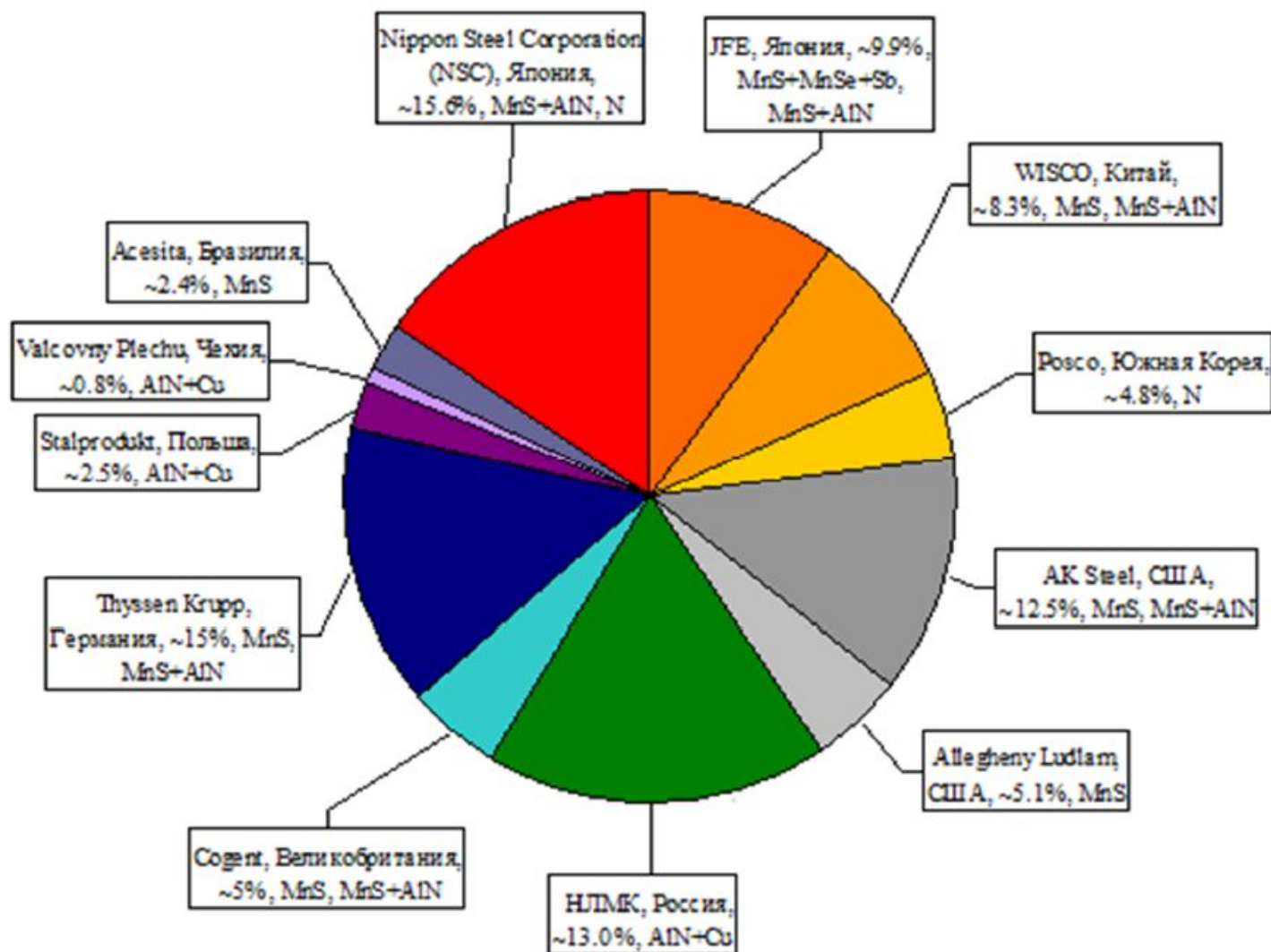
кристаллографических направлений анизотропно и составляет: $E = 284$ ГПа для $\langle 111 \rangle$; $E = 222$ ГПа для $\langle 110 \rangle$; $E = 132$ ГПа для $\langle 100 \rangle$.

При этом среднее значение
$$E_{\text{cp}} = \frac{E_{\langle 111 \rangle} + E_{\langle 110 \rangle} + E_{\langle 100 \rangle}}{3} \approx 212 \text{ ГПа}$$

Кристаллографические текстуры во многом определяют анизотропию механических и физических свойств металлов, поэтому их изучению уделяется большое внимание. Можно отметить, что управление текстурой дает возможность регулировать пластичность, что особенно важно для холодной деформации малопластичных металлов; дает возможность снижения сопротивления деформации, а, следовательно, и энергозатрат на деформацию и себестоимость готового изделия. Кроме текстуры, на анизотропию механических свойств металлов сильное воздействие оказывает ориентированное расположение включений (границ) второй фазы, не менее сильное, чем текстура.

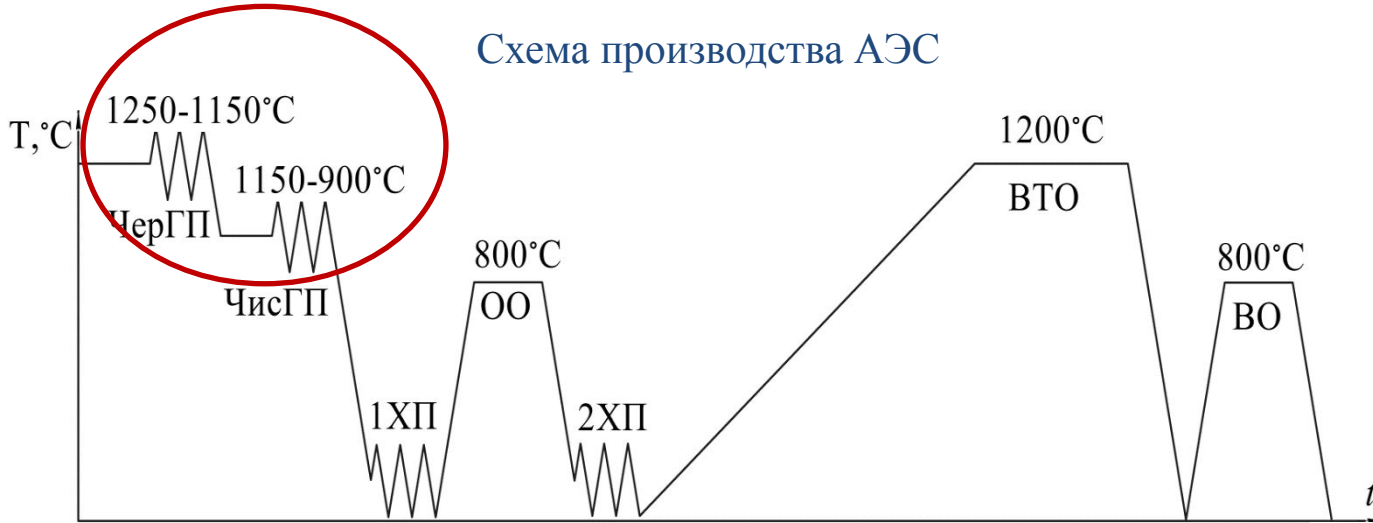
Пример технологий получения анизотропной электротехнической стали...

Объемы мирового производства ЭАС в 2006 г

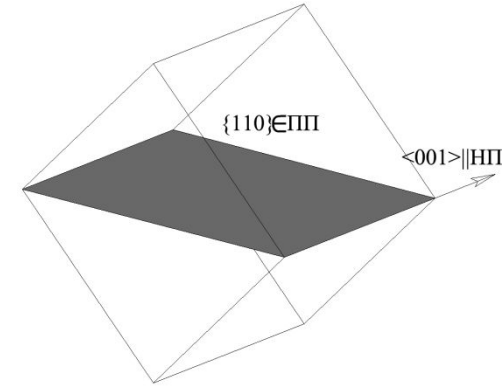


Технология изготовления трансформаторной стали

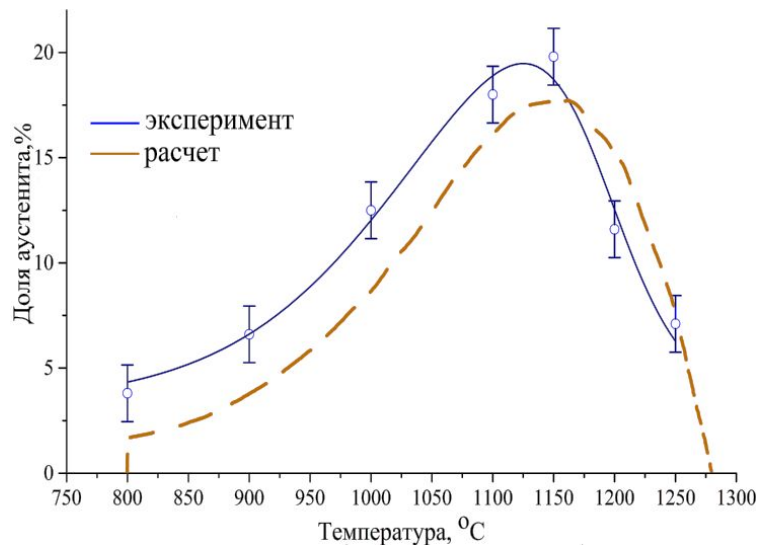
Схема производства АЭС



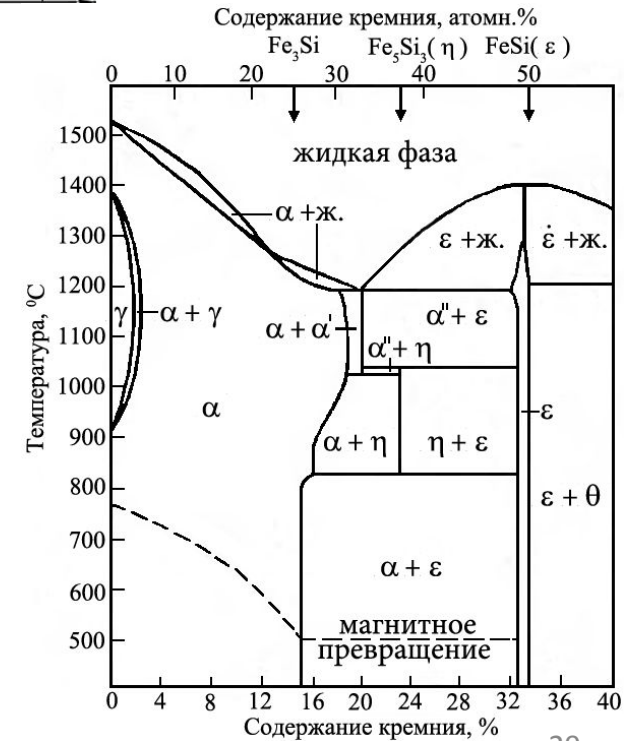
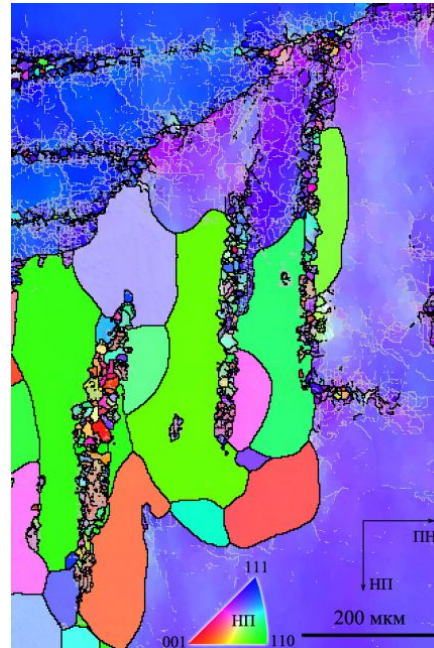
Текстура Госса $\{110\}\langle 001\rangle$



Характеристики микроструктуры и текстуры в процессе промышленного производства АЭС



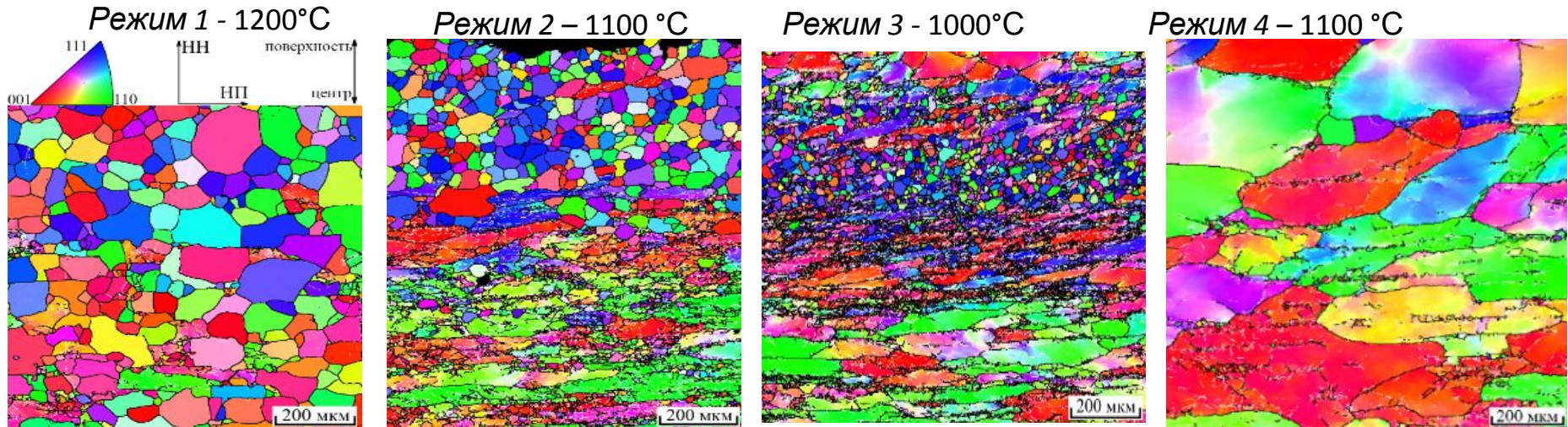
Структура после динамической рекристаллизации



29
Диаграмма железо-кремний

Формирование структуры образцов, прокатанных по различным режимам

Цветокодированное изображение структуры образцов и кристаллографических направлений зерен, совпадающих с направлением прокатки после обработки по режимам



Режимы 1-3: при снижении температуры прокатки снижается размер и доля рекристаллизованного феррита. Если при 1200°C динамическая и статическая рекристаллизации охватывают весь объем металла, то при 1100 °C более мелкое зерно динамически рекристаллизованного и *DIFT*-превращенного феррита присутствует только в поверхностных слоях. Средняя часть проката остается нерекристаллизованной. При 1000 °C наблюдается та же картина, однако рекристаллизованный и *DIFT*-превращенный феррит имеют более мелкое зерно. Снижение степени деформации в проходе от 50 до 20% не позволяет достичь критических степеней деформации для динамической рекристаллизации, а термическое разупрочнение происходит путем возврата (*режим 4*).

2. СТЕРЕОГРАФИЧЕСКАЯ ПРОЕКЦИЯ

для анализа кристаллографических текстур используют Стереографические проекции.

Поместим кристалл в центр сферы большого диаметра и от кристаллографических плоскостей кристалла, например, $\{100\}$, $\{110\}$, $\{111\}$ и других, проведем нормали. Эти нормали называются направлениями; они пересекутся со сферой в различных точках, которые называют *полюсами*.

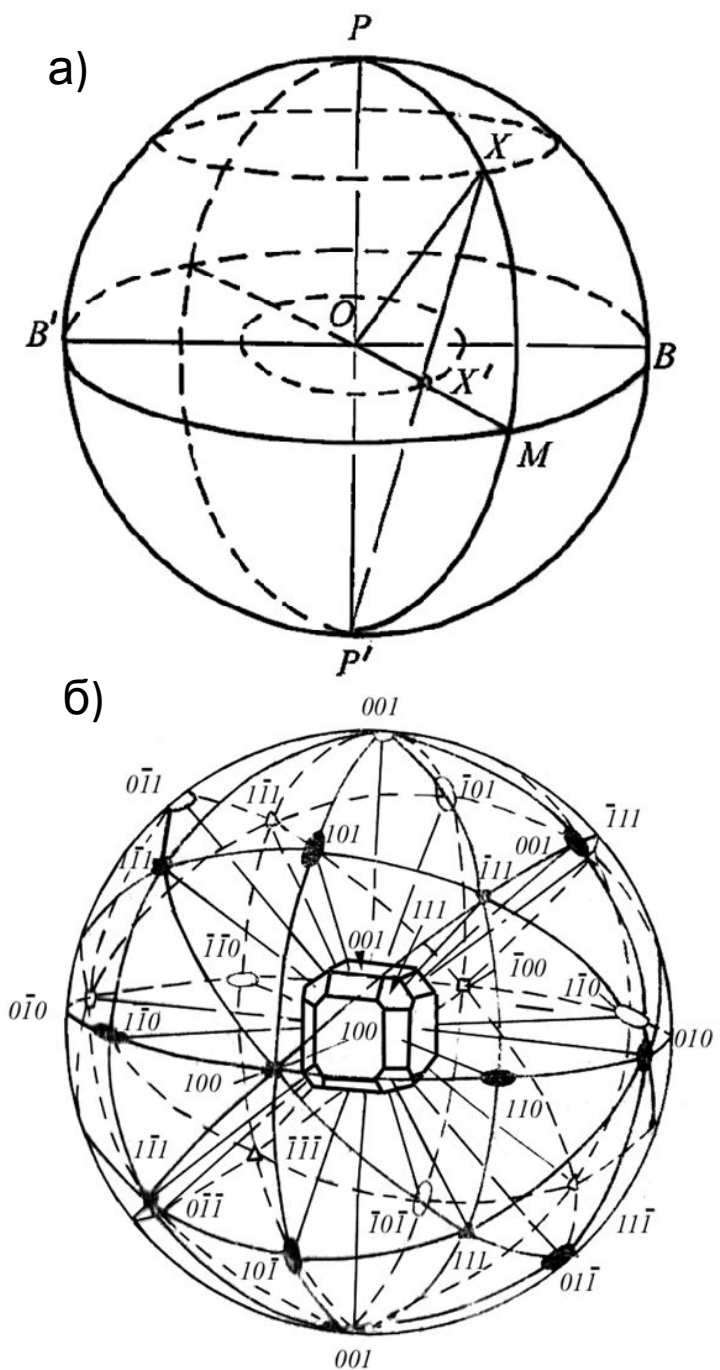
Совокупность полюсов на поверхности сферы называют сферической проекцией, рис. 2,б. Как и кристалл, помещенный в сферу, сферическая проекция обладает симметричным расположением полюсов.

Как показывает практика, использование сферической проекции не всегда удобно, поэтому решили для упрощения пользоваться так называемой **стерео-графической проекцией**.

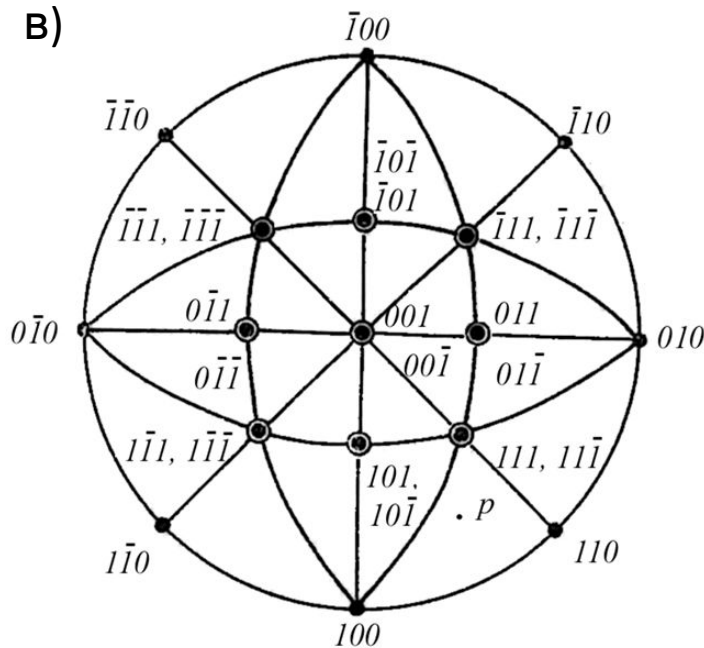
Для ее построения от каждого полюса, например, X на рис. 2,а, проводят прямую линию, соединяющую X с одним общим полюсом.

На рис. 2,а общий полюс обозначен P .

Рис. 2. Построение стереографической проекции кубического кристалла: а – проекция полюса X на круге проекций; б – сфера проекций



Точка пересечения X' этой прямой $P'X$ с экваториальной плоскостью $BB'M$ показывает положение полюса X на стереографической проекции. На рис.2,б показано расположение полюсов на сферической проекции, а на рис. 2,в – на стереографической проекции. Как видно, стереографическая проекция также обладает симметрией, поэтому часто пользуются только сектором в 1/8 часть стереографической поверхности.



**Рис. 2. Построение стереографической проекции кубического кристалла:
в – стереографическая проекция**

Для выполнения измерений на стереографической проекции используют сетку Вульфа, которая получена путем проекции меридианных и широтных кругов на экваториальную плоскость.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ

На практике используются прямые и косвенные методы исследования текстур. К косвенным методам относятся методы, основанные на измерениях анизотропии механических или физических свойств, например, измерении предела текучести или магнитной проницаемости. Прямыми методами исследования текстуры считают

Металлографический метод основан на том, что различные кристаллографические плоскости взаимодействуют с различной интенсивностью с химическими реактивами. Например, за одно и то же время взаимодействия образуют в окислительной среде оксиды различной толщины, которые имеют различные цветовые оттенки (желтый, зеленый, красный и т.д.). Выполнив травление в заданных условиях, можно определить долю зерен, окрашенных, например, в красный цвет, который дает в использованном реактиве плоскость, например, (111).

Этот же принцип положен в основу цветокодирования изображений структуры

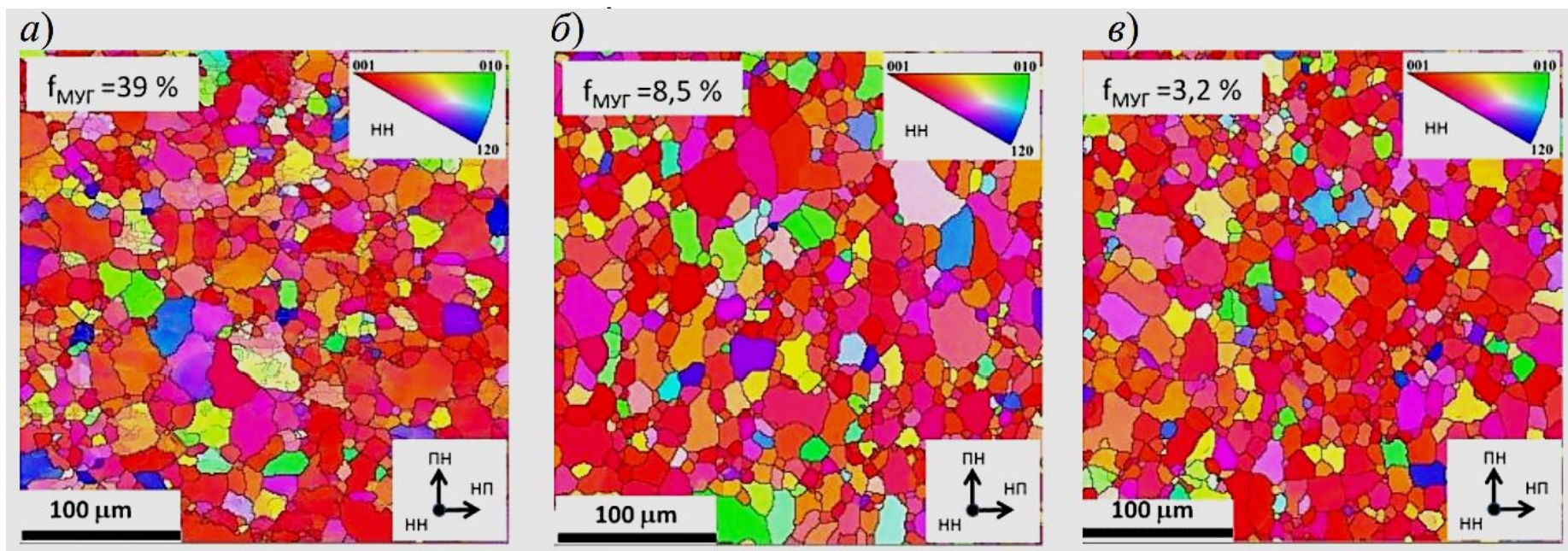
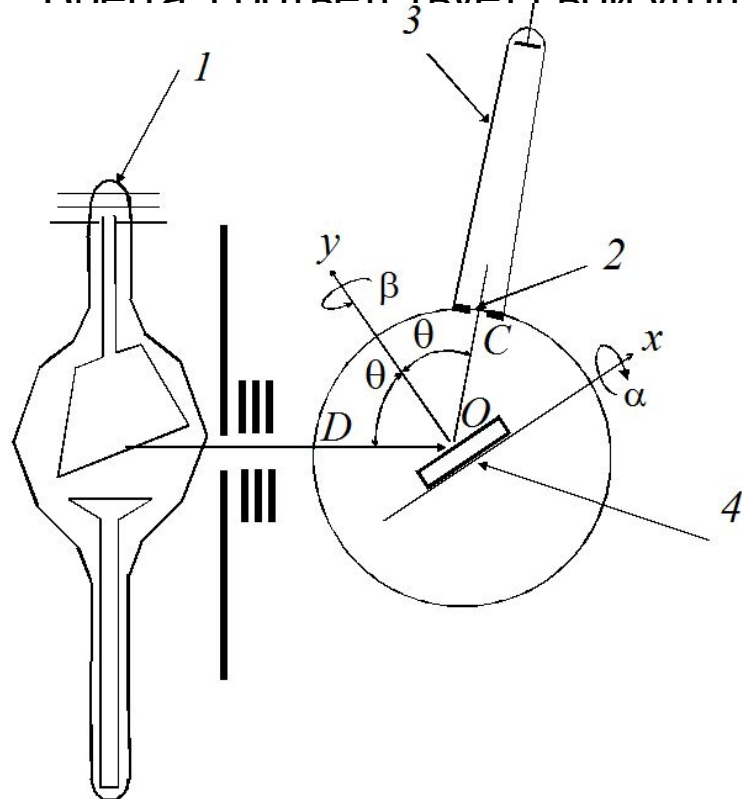


Рис. 3. Карты кристаллографических ориентировок зерен в бериллии после деформации и отжига по различным режимам

Рентгенографический метод основан на явлении дифракции рентгеновских лучей. Поток рентгеновских лучей определенной длины волны испускает рентгеновская трубка (рис. 4). Он проходит сквозь узкую щель и попадает на исследуемый образец, который имеет форму диска и помещен на поворотный столик. Поворотный столик позволяет образцу вращаться вокруг собственной оси y на угол β , а также поворачиваться на угол α вокруг оси x , изменяя положение образца относительно падающего потока рентгеновского излучения.

Каждой кристаллографической плоскости (hkl) , согласно закону Вульфа-Брегга, соответствует свой угол отражения для излучения определенной



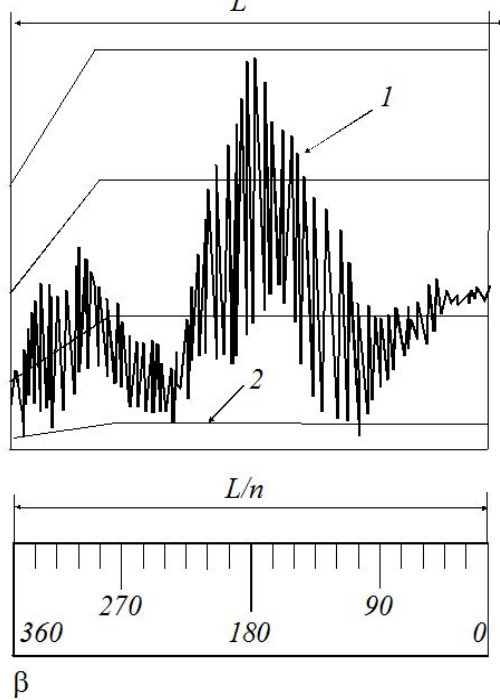
где λ – длина волны излучения; n – порядок отражения; d – межплоскостное расстояние исследуемой плоскости (hkl) . Тогда при заданных λ , d имеем вполне определенный угол отражения θ для плоскости (hkl) .

Рис. 4. Схема рентгеновской установки для исследования кристаллографической текстуры: 1 – рентгеновская трубка; 2 – входная диафрагма; 3 – счетчик отраженных импульсов; 4 – поворотный столик с образцом

Образец в начальном положении устанавливается на столике таким образом, чтобы направление нормали к образцу находилось в плоскости, включающей падающий и отраженный от образца пучки. Этот угол принимается за нулевое положение ($\alpha=0$). Установим угол 2θ между осью падающего пучка и осью счетчика отраженных импульсов. При этом на счетчик попадают отраженные импульсы, количество которых пропорционально общей площади зерен, выходящих на поверхность образца исследуемой плоскостью (hkl), имеющей межплоскостное расстояние d . В этом положении ($\alpha=0$) образец поворачивают на угол 360° вокруг своей оси (один полный оборот) для того, чтобы вся совокупность плоскостей $\{hkl\}$ могла дать отраженный сигнал от падающего на образец пучка. При этом записывающее устройство выводит на печать график

зависимости I от угла поворота β , рис. 5. Текстурированная кривая {200}, полученная съемкой на отражение (а) и линейка с делениями для построения полюсной фигуры (б);

кривая 1 – интенсивность отражения от текстурированного образца;
2 – интенсивность отражения от бестекстурного эталона



12) сигнала от угла поворота $I(\beta)$, рис. 5. После первого полного круга при $\alpha=0$ образец поворачивают на угол $\alpha=2,5 \div 4^\circ$ и вновь поворачивают вокруг своей оси на 360° , продолжая записывать график $I(\beta)$ для второго круга. Эту процедуру продолжают до углов разворота образца $\alpha=70 \div 90^\circ$. Обычно образец разворачивают до углов $\alpha=70^\circ$, поскольку при больших углах могут возникать большие искажения ввиду того, что под падающий пучок рентгеновского излучения попадают торцевые участки образца.

Для определения интенсивности отражения рентгеновских лучей от исследуемого текстурованного образца, представленной на рис. 5 в виде кривой 1, проводят такую же съемку для бестекстурного образца (эталоны). Бестекстурный образец получают обычно из металлического мелкодисперсного порошка, полученного из того же материала, что и исследуемый текстурованный образец.

Исследование интенсивности отражения в зависимости от углов α и β должно на эталоне показать постоянное значение $I(\beta)=\text{const}$. Эту величину принимают за единицу отражения (кривая 2 на рис. 5). Интенсивность отражения $I(\alpha, \beta)$ от текстурованного образца считают в этих единицах отражения.

Стереографическая проекция какой-либо плоскости с нанесенными на нее интенсивностями отражений исследуемой плоскости называется **полюсной фигурой**. Если съемка текстурной кривой $I(\alpha, \beta)$ производится путем поворота образца на угол α , то такие полюсные фигуры называются **прямыми**. Таким образом, в результате съемки прямых полюсных фигур определяют углы и направления, в которых лежат исследуемые плоскости, например, плоскости $\{111\}$ относительно плоскости образца и относительно направлений прокатки НП или поперечного направления ПН.

При съемке **обратных полюсных фигур** угол поворота образца α остается неизменным (как правило, $\alpha=0$), а изменяется угол падения рентгеновского пучка θ (угол отражения). Угол θ устанавливают для каждой из интересующих плоскостей, например, (100), (110), (111), (112), (113) и т.д. Для каждого θ выполняется оборот образца вокруг своей оси, $\beta=360^\circ$. Таким образом, производится анализ тех плоскостей, которые дают максимальные

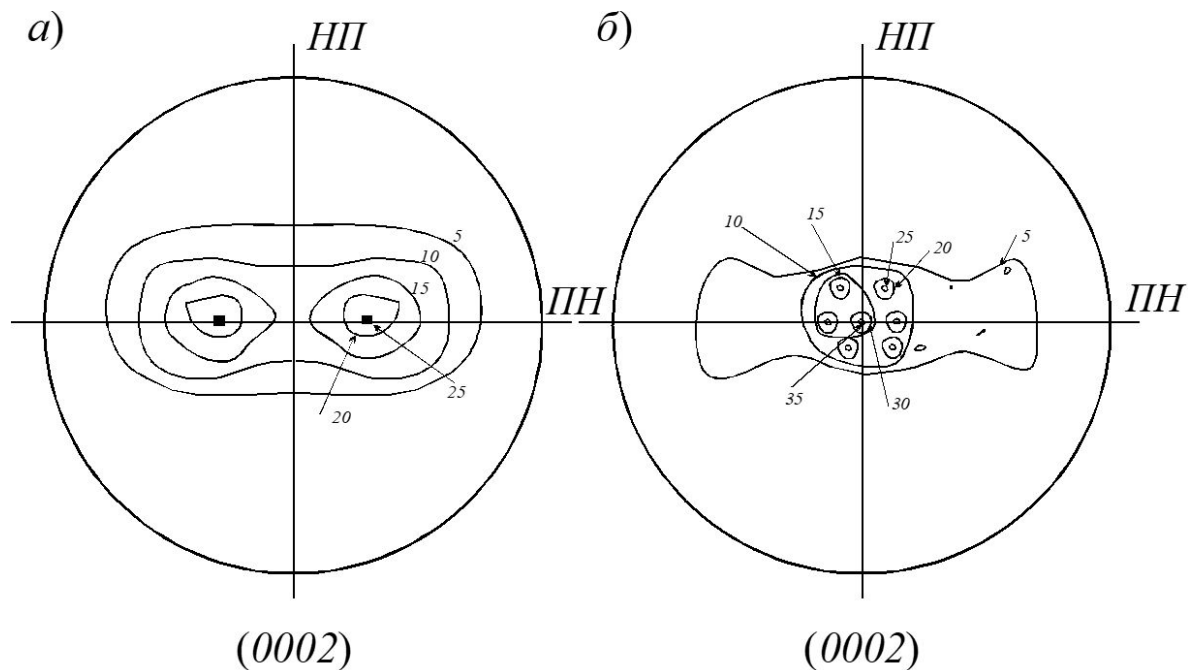
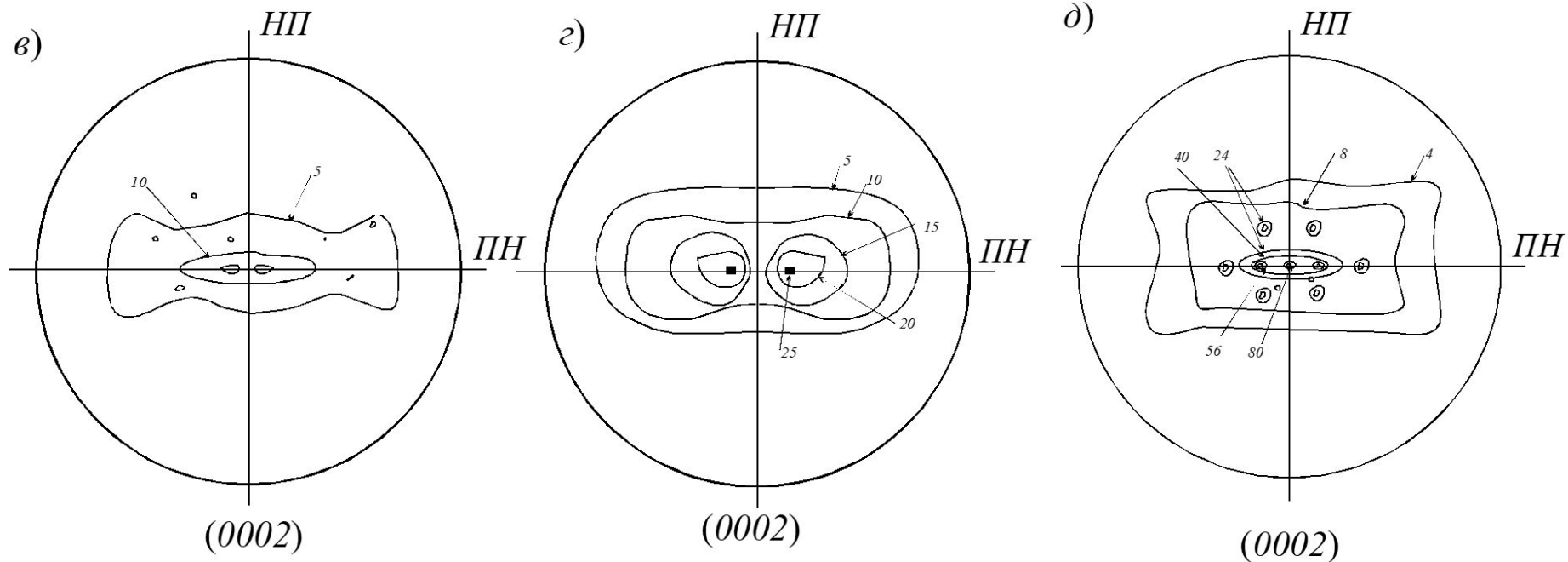


Рис. 6. Полюсные фигуры {0002} текстуры рения: после отжига при $T=1600^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин (*a*) и в течение 3 ч (*б*); после отжига при $T=2130^{\circ}\text{C}$ в течение 1 часа; скорость нагревания $0,3^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (*в*) и $240^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (*г*); после прокатки с обжатием $(0,2\div 0,3)\%$ и отжига при $T=1600^{\circ}\text{C}$ (*д*)



За счет изменения угла β определяют разворот этих плоскостей относительно основных пространственных направлений в образце (например, направления прокатки НП и поперечного направления ПН).

Итак, при съемке обратных полюсных фигур определяют, какие именно кристаллографические плоскости лежат в плоскости листа (исследуемой поверхности образца) и как они ориентированы относительно направления прокатки НП и поперечного направления ПН.

4. ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ НАПРЯЖЕНИЙ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ

Чтобы понять причины текстурообразования при пластической деформации и термической обработке металла, рассмотрим зависимость напряжений пластического течения в монокристалле от его ориентации относительно приложенных напряжений и от ориентации плоскостей легкого сдвига в этом монокристалле. Заметим еще раз, что все зерна в металле являются монокристаллами, различно ориентированными в пространстве металла. Пластическая деформация в них развивается по тем же закономерностям, что и в отдельно взятом монокристалле, но с учетом влияния соседних зерен. Как мы знаем, скольжение дислокаций в металле по различным кристаллографическим плоскостям требует различных напряжений, что математически описывается соотношением Пайерлса

$$\tau_{\Pi} \approx \frac{2G}{k} \exp \left\{ -\frac{2\pi a}{kb} \right\}.$$

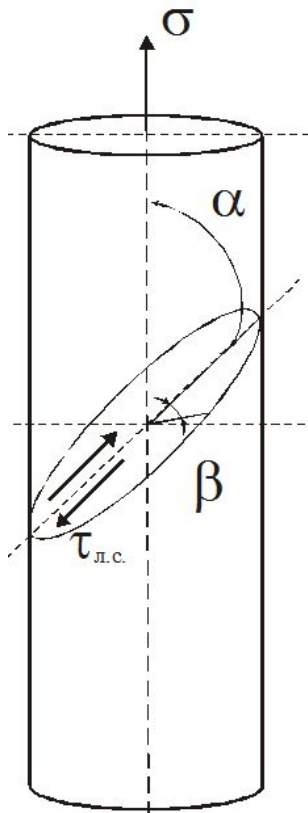


Рис. 7. Схема действия напряжений при растяжении

Это соотношение, а также многочисленные экспериментальные исследования, свидетельствуют о том, что скольжение дислокаций требует наименьших напряжений для плоскостей с наиболее плотной упаковкой атомов (вектор Бюргерса b минимален), а расстояние между этими плоскостями a должно быть максимальным. Такие плоскости называются **плоскостями легкого сдвига**. Направление перемещения дислокации в плоскости скольжения ориентировано в сторону ближайшего атома, т.е. в направлении плотнейшей упаковки – **направление легкого скольжения**.

Покажем, что в монокристаллах скольжение дислокаций имеет сильно анизотропный характер в зависимости от ориентации основных кристаллографических направлений монокристалла относительно действующих напряжений. Рассмотрим деформацию монокристалла при растяжении, рис.7.

В опытах на растяжение касательные напряжения на площадках, ориентированных под углом α к оси растяжения, вычисляются при помощи соотношения, известного из механики деформируемых сред:

$$\tau = \frac{\sigma}{2} \sin 2\alpha, \quad (2)$$

где σ - растягивающее (внешнее) напряжение.

Согласно (2) максимальное касательное напряжение при растяжении действует под углом 45° к оси растяжения. Это хорошо известно в теории обработки металлов давлением.

Пусть плоскость легкого скольжения лежит в плоскости действия τ , где τ - касательные напряжения согласно (2), а направление легкого скольжения - в направлении действия τ . В общем случае скольжение может происходить в любом направлении, а не только в направлении легкого сдвига. Зададим угол между произвольным направлением скольжения в плоскости действия τ и направлением легкого сдвига через β , см. рис. 7, получим, что для начала скольжения в произвольном направлении необходимо достичь напряжения

$$\tau = \frac{\tau_{\text{л.с.}}}{\cos \beta}, \quad (3)$$

где $\tau_{\text{л.с.}}$ - напряжение, при котором начинается перемещение дислокаций в плоскости и направлении легкого сдвига.

Записав (3), мы предполагаем, что скольжение может происходить не по дискретным кристаллографическим направлениям, а в произвольном направлении, плавно изменяющимся в плоскости действия τ вместе с углом β .

Таким образом, при $\beta=0$ $\tau=\tau_{\text{л.с.}}$, а при $\beta=90^\circ$ $\tau \rightarrow \infty$ и скольжение дислокаций практически невозможно. Действительно, направления скольжения, соответствующие углам $\beta=90^\circ$, 270° перпендикулярны действию напряжений σ , а касательные напряжения вдоль них равны нулю.

Скольжение дислокаций на произвольной площадке начнется в момент, когда внешние напряжения (2) будут равны напряжениям (3), необходимым для начала перемещения дислокаций, т.е. будет выполнено **условие пластичности**:

$$\frac{\sigma}{2} \sin 2\alpha = \frac{\tau_{\text{л.с.}}}{\cos \beta}$$

или

$$\sigma = \frac{2\tau_{\text{л.с.}}}{\sin 2\alpha \cos \beta} = 2M\tau_{\text{л.с.}} \quad (4)$$

Итак, мы получили зависимость напряжений пластического растяжения монокристалла от углов, определяющих ориентацию плоскости и направления легкого сдвига относительно направления растяжения. Сомножитель

$$M = \frac{1}{\sin 2\alpha \cos \beta} \quad (5)$$

называют ориентационным фактором. Результаты расчета фактора M в зависимости от углов α и β представлены на рис.

Впервые такой подход к анализу пластической деформации и скольжения в монокристаллах предложен Шмидом и Боасом. Предложенный ими ориентационный фактор (фактор Шмида), аналогичный (5), часто приводится в учебной и научной литературе. Он имеет вид

$$M_1 = \frac{1}{\sin \alpha \cos \beta_1}$$

где α – угол между направлением растяжения и рассматриваемой плоскостью, β_1 – угол между направлением растяжения и направлением скольжения.

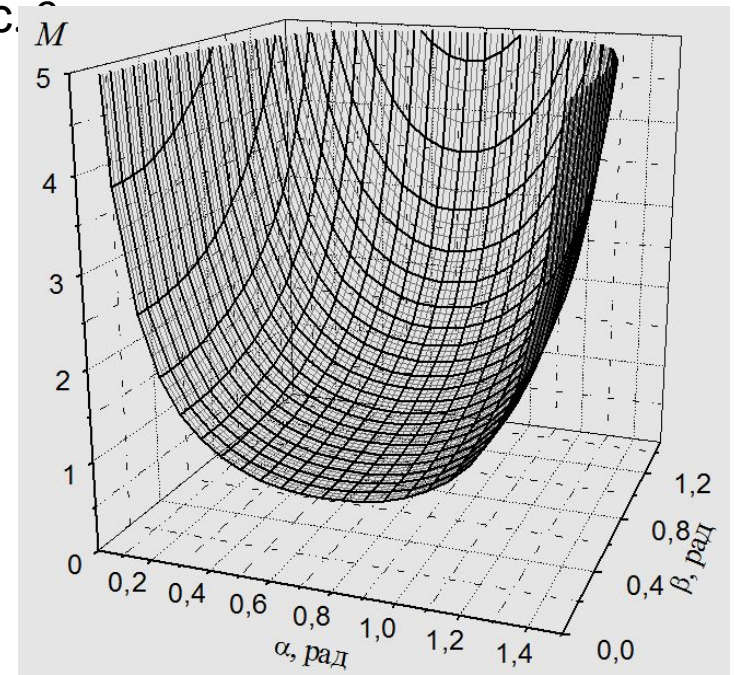


Рис. 9. Результаты расчета ориентационного фактора по (5)

Геометрический фактор (5) показывает, что минимум деформирующих напряжений $\sigma = 2\tau_{\text{л.с.}}$ наблюдается при углах $\alpha = 45^\circ$ и $\beta < 20$, т.е. в том случае, если плоскости легкого сдвига расположены вдоль действия максимальных касательных напряжений. Экспериментальные данные свидетельствуют, что в этом случае и деформационное упрочнение металла минимально.

Следовательно, и энергия, запасенная металлом во время пластической деформации, минимальна. Это положение очень важно для понимания процессов текстурообразования в металлах и будет нами использовано в

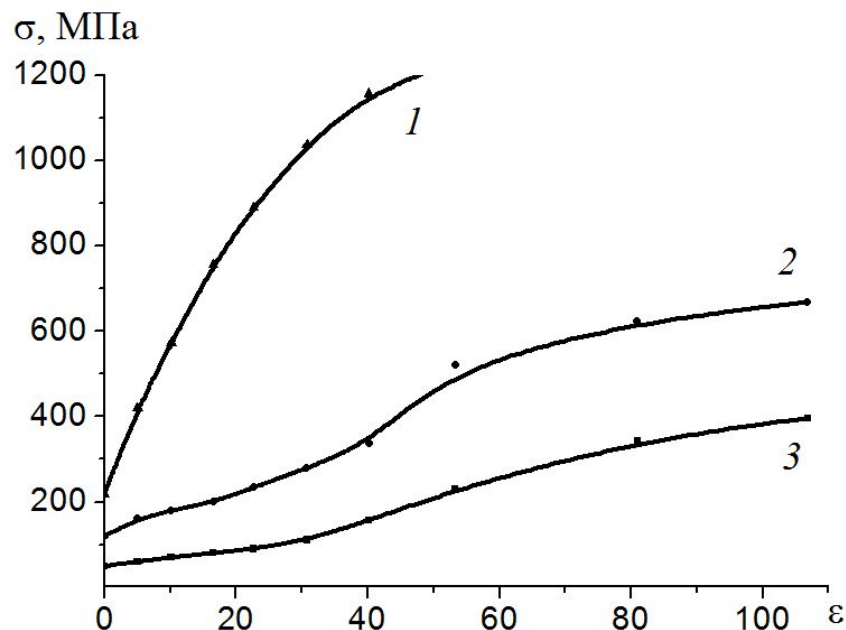


Рис.10. Кривые напряжение – деформация для растяжения монокристаллов рения.

Направление растяжения:

1 – $[0001]$; 2 – $[10\bar{1}5]$; 3 – $[11\bar{2}3]$

Для кривой 3 на рис. 10 плоскости легкого сдвига (0001) и $\{1010\}$ ориентированы под углами $\sim 45^\circ$ относительно оси растяжения и совпадают с направлением действия максимальных касательных напряжений в металле. Другие ориентации кристалла относительно направления растяжения дают большие деформирующие напряжения и деформационное упрочнение. Аналогичные зависимости наблюдаются и для других металлов.

Пластическая деформация *поликристаллов* отличается от деформации монокристаллов тем, что, во-первых, отдельные зерна в поликристалле ориентированы различно относительно приложенных внешних нагрузок. Вследствие этого кристаллография скольжения и геометрический фактор (5) для каждого из зерен свои. Скольжение дислокаций начинается в благоприятно ориентированных зернах, для которых значение геометрического фактора минимально. Условие неразрывности деформаций (отсутствие микротрещин между зернами) активирует формоизменение в соседних зернах, для которых геометрический фактор M имеет большие значения. Таким образом, можно считать, что в поликристалле скольжение начинается тогда, когда условие (5) выполняется для зерна, ориентированного «среднестатистически» относительно внешней нагрузки. Тогда (5) можно записать в виде

$$\sigma = 2\bar{M}\tau_{л.с.}$$

\bar{M}

где – математическое ожидание геометрического фактора, обусловленное кристаллографической текстурой образца.

В связи с этим можно предположить, что в некоторых зернах создаются условия для скольжения как по первичным, так и по вторичным системам скольжения, для которых $\tau_{п} > \tau_{л.с.}$. Следовательно, при пластической деформации поликристаллов, в отличие от монокристалла, возможно скольжение по нескольким дислокационным системам – множественное скольжение. В монокристаллах же скольжение по наиболее благоприятной системе происходит до тех пор, пока не будет заблокировано по каким-либо причинам, и лишь после этого включаются менее благоприятные системы скольжения.

Во-вторых, при пластической деформации поликристаллов существует дополнительный механизм упрочнения – взаимодействие дислокаций с границами. Именно этот механизм, как принято считать, обуславливает значение предела текучести металла и характер деформационного упрочнения.

Дислокации, как правило, не могут преодолеть межзеренную границу, но взаимодействуют с ней полями напряжений и вызывают скольжение дислокаций в соседнем зерне.

Если принять дислокационную модель межзеренных границ, то дислокации в первом зерне тормозятся вблизи границы и образуют скопление. Это скопление полем своих многократно усиленных напряжений выдавливают дислокацию из границы-стенки и заставляют ее перемещаться во втором зерне.

Таким образом, деформация в поликристалле распространяется от поверхности металла от зерна к зерну

5. КОНЦЕПЦИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ТЕКСТУРЫ ДЕФОРМИРОВАННОГО МЕТАЛЛА

Текстура деформированного металла зависит от многих факторов, среди которых следует отметить исходную текстуру литого металла, тип кристаллической решетки, температуру, степень и скорость деформации, условия трения на контакте металла с деформирующим инструментом, схему напряженно-деформированного состояния. Зачастую эти факторы оказывают на процессы текстурообразования противоположное влияние. К настоящему времени не сложилось единого мнения по поводу причин текстурообразования для различных групп металлов и схем напряженного состояния. Еще более

Попробуем создать концепцию текстурообразования при пластической деформации на основе той информации о процессах структурообразования, которую мы приобрели при рассмотрении материала предыдущих глав. Будем рассматривать текстурообразование при продольной листовой прокатке, поскольку именно этот вид деформации наиболее распространен, а текстурообразование в листе очень важно для получения как изотропных, так и анизотропных листов.

В концепцию описания текстурообразования во время пластической деформации металлов включим следующие положения:

1. Все процессы структурообразования в металлах, в том числе и текстурообразование, происходят таким образом, чтобы обеспечить минимум энергии системы – минимум деформирующих напряжений и минимум энергии деформационного упрочнения. При снятии внешних воздействий система, по мере возможностей, «сбрасывает» деформационное упрочнение, стремясь, опять же, к минимуму энергии. Это возможно в том случае, если температура металла достаточно велика для протекания процессов термического разупрочнения. **Минимум энергии обеспечивает ориентация плоскостей легкого сдвига в направлении максимальных касательных напряжений при дислокационной пластичности.**

2. Металл подчиняется принципу самосохранения, согласно которому он включает последовательно все возможные механизмы деформации, чтобы не допустить разрушения. Очередность срабатывания механизмов деформации определяется их энергетической выгодностью. Таким образом, ротационный механизм дополняет дислокационный, как только становится

3. Минимальные значения деформирующих напряжений и деформационного упрочнения обеспечиваются в том случае, если плоскости легкого скольжения ориентированы вдоль действия максимальных касательных напряжений. Например, при прокатке из касательных напряжений

$$\tau_{13} = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2}, \quad \tau_{12} = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2}, \quad \tau_{23} = \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2}$$

расположенных под углом $\sim 45^\circ$ относительно направления действия нормальных напряжений $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$, максимальными являются τ_{13} . Тогда и плоскости легкого сдвига, обеспечивающие минимальные значения деформирующих напряжений и минимальное деформационное упрочнение для ГЦК металлов, должны ориентироваться под этим же углом вдоль действия $\tau_{13}, \tau_{12}, \tau_{23}$, но в основном вдоль τ_{13} . Необходимость разворота зерен в этих направлениях, очевидно, можно считать **принципом текстуробразования в металлах**. Плоскостями легкого сдвига в ГЦК металлах являются плоскости $\{111\}$, в ОЦК металлах – плоскости $\{110\}$, в ГПУ металлах – плоскости (0001) и иногда .

Таким образом, до начала ротационной пластичности в металлах следует ожидать разворота плоскостей легкого сдвига под углом, близким к 45° относительно плоскости листа.

Системы скольжения, характерные для металлов с различным типом кристаллических решеток, приведены в табл. 1.

4. Когда механизмы дислокационной пластичности в системах легкого сдвига вырабатываются, и скольжение дислокаций становится невозможным из-за образования большого числа барьеров, то преобладающим становится скольжение дислокаций вдоль вторичных систем, например $\{100\}$ в ГЦК

**Системы скольжения в кристаллах различной симметрии
(при комнатной температуре)**

Симметрия	Плоскость	Направление
ГЦК	$\{111\}$	$\langle 110 \rangle$
ОЦК	$\{110\}, \{112\}, \{123\}$	$\langle 111 \rangle$
Гексагональная	$\{0001\}, \{10\bar{1}0\}, \{10\bar{1}1\}, \{11\bar{2}2\}$	$\langle 11\bar{2}0 \rangle, \langle 11\bar{2}3 \rangle,$

При пластической деформации в реальных условиях, например при прокатке, сдвиговые напряжения могут быть настолько велики, что в механизмах пластической деформации участвует скольжение по нескольким системам. В связи с этим, очевидно, не следует ожидать формирования идеальной текстуры – ожидаемые ориентировки всегда будут развернуты на некоторые углы в пространстве металла по сравнению с идеальными ориентировками.

5. Уменьшение энергии дефекта упаковки в металле, например, за счет легирования и формирования структуры твердого раствора приводит к облегчению расщепления дислокаций и образованию сидячих (неподвижных) дислокаций. При этом скольжение в первичной системе блокируется раньше, чем в металлах с высокой энергией дефекта упаковки. В этом случае преобладающим может стать двойникование или скольжение дислокаций вдоль вторичных систем, например, $\{100\}$ в ГЦК металлах, $\{112\}$ в ОЦК металлах.

6. Для внутризеренной деформации металла характерно наличие множества механизмов: скольжение дислокаций, двойникование, образование ячеистых и фрагментированных структур. Зерна не сохраняют свою целостность, их общие развороты состоят из разворотов отдельных ячеек, фрагментов, областей. Текстура деформации является результатом этих отдельных разворотов ячеек, фрагментов или областей; текстура металла представляет собой совокупность преимущественных микроориентаций.

Будем считать, что развороты при образовании фрагментов или переориентированных областей происходят в согласии с принципом самоорганизации: преобладающие при больших деформациях системы скольжения разворачиваются вдоль действия максимальных касательных напряжений.

Таким образом, можно предположить, что образование переориентированных областей в деформированном металле обусловлено необходимостью включения дополнительного механизма дислокационной пластичности по вторичным системам при выработке (исчерпании возможностей) первичных систем.

Образование переориентированных областей в кристалле и фрагментация зерен начинаются после деформации $\varepsilon \geq 0,1 \div 0,2$. Приблизительно при этих же степенях деформации проявляется и текстура деформации. Очевидно, что и заметное текстурообразование связано с началом ротационного механизма пластической деформации.

7. Если пластическая деформация металла происходит в условиях сильного трения на контакте металла с обрабатывающим инструментом, то в приповерхностных слоях металла возникают значительные по величине касательные напряжения $\tau = \mu \sigma$ где μ – коэффициент трения σ –

При этом в приповерхностных областях плоскости легкого скольжения должны ориентироваться вдоль действия $\tau_{\text{конт}}$, т.е. в плоскости приблизительно параллельной плоскости листа. По мере углубления в металл от поверхности контакта должна изменяться и преимущественная ориентация зерен: можно ожидать перехода ориентации основной системы скольжения от плоскости параллельной плоскости листа к плоскостям действия $\tau_{13'}$, τ_{12} .

8. А что же является основным принципом текстурообразования при отжиге деформированного металла?? Что минимизируется? Нужно сохранять текстуру деформированного металла?

6. УПРАВЛЕНИЕ ТЕКСТУРОЙ МЕТАЛЛА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Можно ли сохранить текстуру деформированного металла, при которой плоскости легкого сдвига стремятся сориентироваться под углом 45° к плоскости действия максимальных касательных напряжений? Очевидно, можно.

Для этого металл необходимо предварительно продеформировать с умеренными степенями деформации, чтобы перемещение дислокаций происходило преимущественно только по системе легкого скольжения.

Напомним, что при больших степенях деформации включается вторичная система скольжения, и в плоскость действия максимальных касательных напряжений разворачиваются вторичные системы скольжения.

Напомним также, что направление действия максимальных касательных напряжений обусловлено схемой напряженно-деформированного состояния, а плоскость легкого сдвига определяется минимумом напряжений Пайерлса.