

ОСОБЕННОСТИ НАНОСТРУКТУРЫ

**Структура поверхности
и межфазные границы
и их роль в формировании
свойств наноматериалов**

Под терминами «**поверхность**» или «**межфазная граница**» понимают слой вещества конечной толщины, разделяющий различные объемные фазы.

Толщина слоя зависит от природы соприкасающихся сред и внешних условий и определяется характерной длиной для данного физического явления.

Доля поверхностей раздела нанокристаллического материала

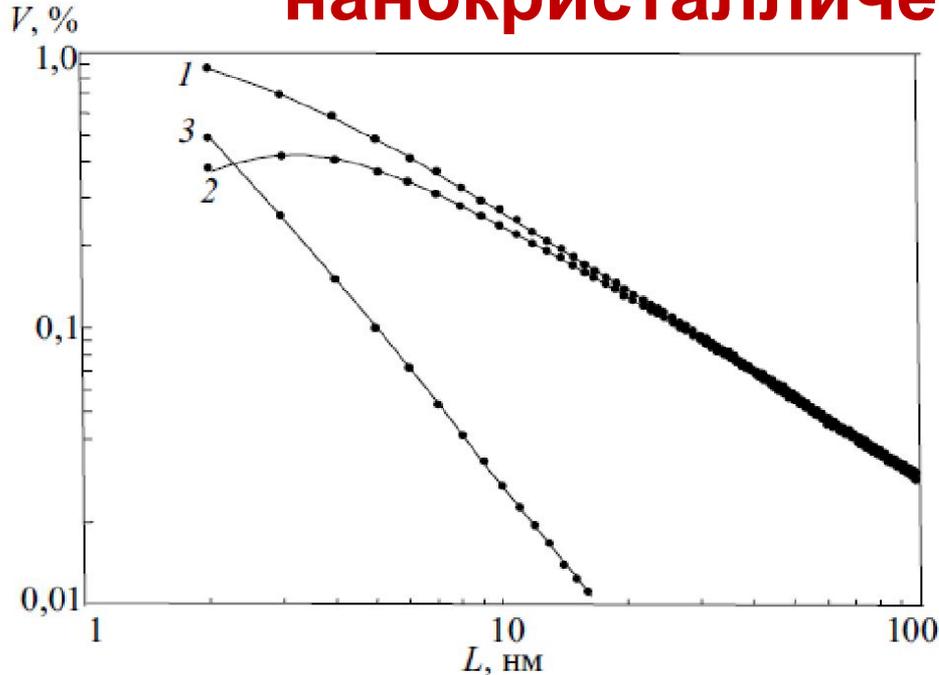


Рис. 3. Зависимость общей доли поверхностей раздела (1), доли межзеренных границ (2) и тройных стыков (3) в структуре наноматериалов от размера зерен (толщина границ зерен принята равной 1 нм) [56]

Общая доля поверхностей раздела составляет

$$V_{\text{п.р}} = 1 - [(L - s) / L]^3 \sim 3s / L,$$

Доля межзеренных границ

$$V_{\text{м.г}} = [3s (L - s)^2] / L^3,$$

Доля тройных стыков

$$V_{\text{т.с}} = V_{\text{п.р}} - V_{\text{м.г}}.$$

L – размер зерна; s – ширина границы

Микроструктура компактных нанокристаллических материалов

Три типа касания зерен: поверхности касания, линии касания и точки касания. Поверхности двух зерен, касающиеся друг друга, называются **границами раздела** или **интерфейсами**. Линия касания может быть общей линией для трех и более соседних зерен. Линия касания трех зерен называется **тройным стыком**.

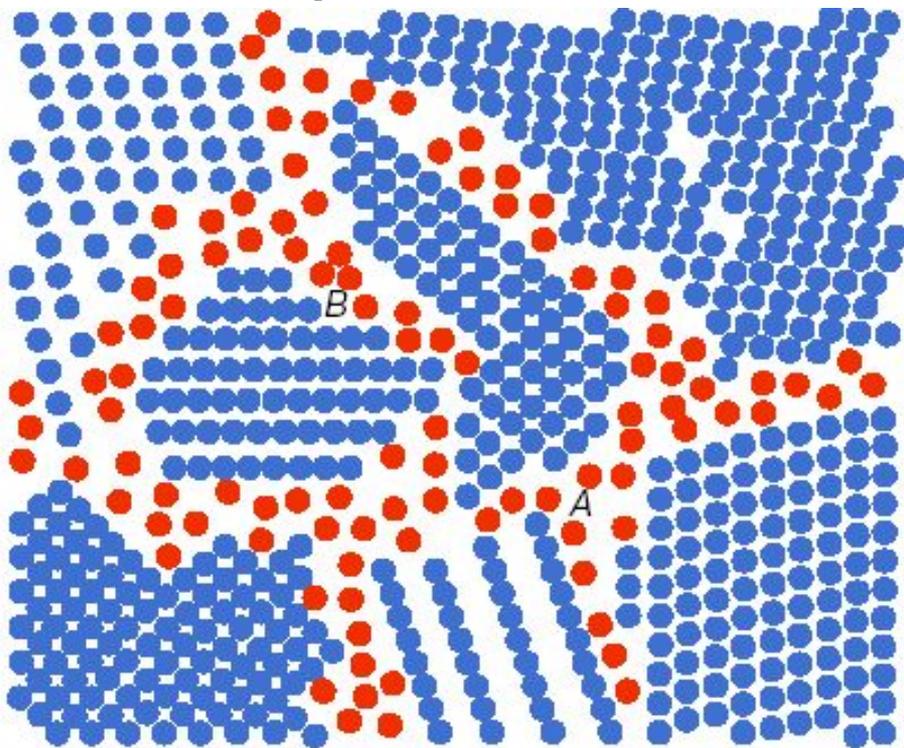


Рис. 1. Схематическое представление структуры нанокристаллического материала. Синие кружки – атомы кристаллитов, красные – межкристаллитных границ

Структура границ раздела определяется типом межатомных взаимодействий (металлические, ковалентные, ионные) и взаимной ориентацией соседних кристаллитов.

Разная ориентация соседних кристаллитов приводит к некоторому понижению плотности вещества в границах раздела.

Кроме того, атомы, принадлежащие границам раздела, имеют иное ближайшее окружение, чем атомы в кристаллитах.

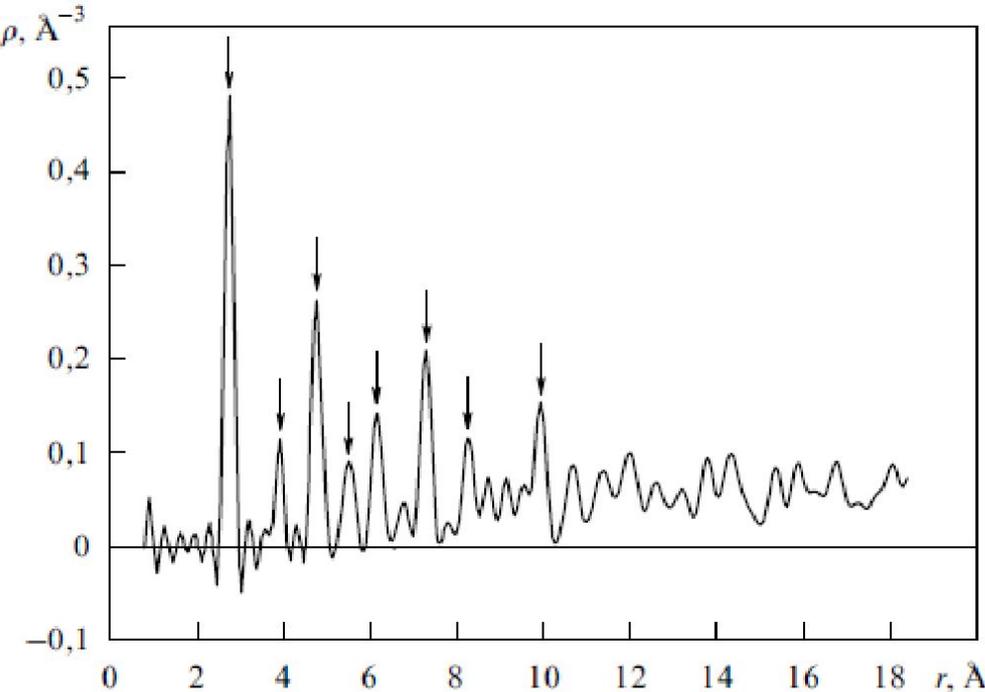


Рис. 4. Функция распределения атомной плотности для состаренного компактного нанокристаллического образца nc-Pd (стрелками показаны пики, соответствующие первым восьми координационным сферам) [95].

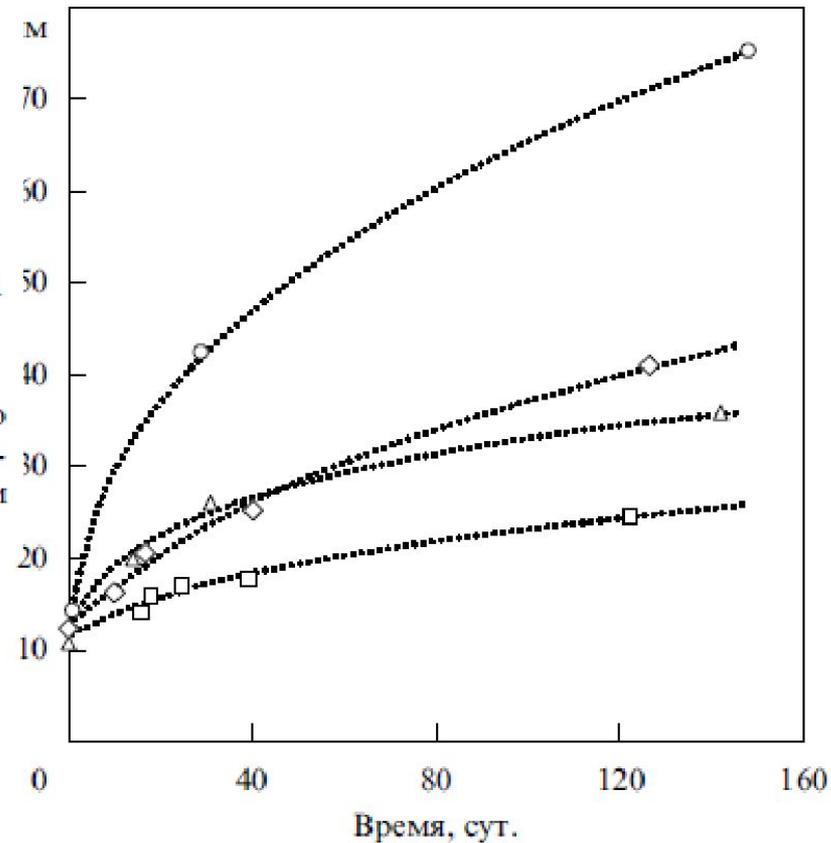
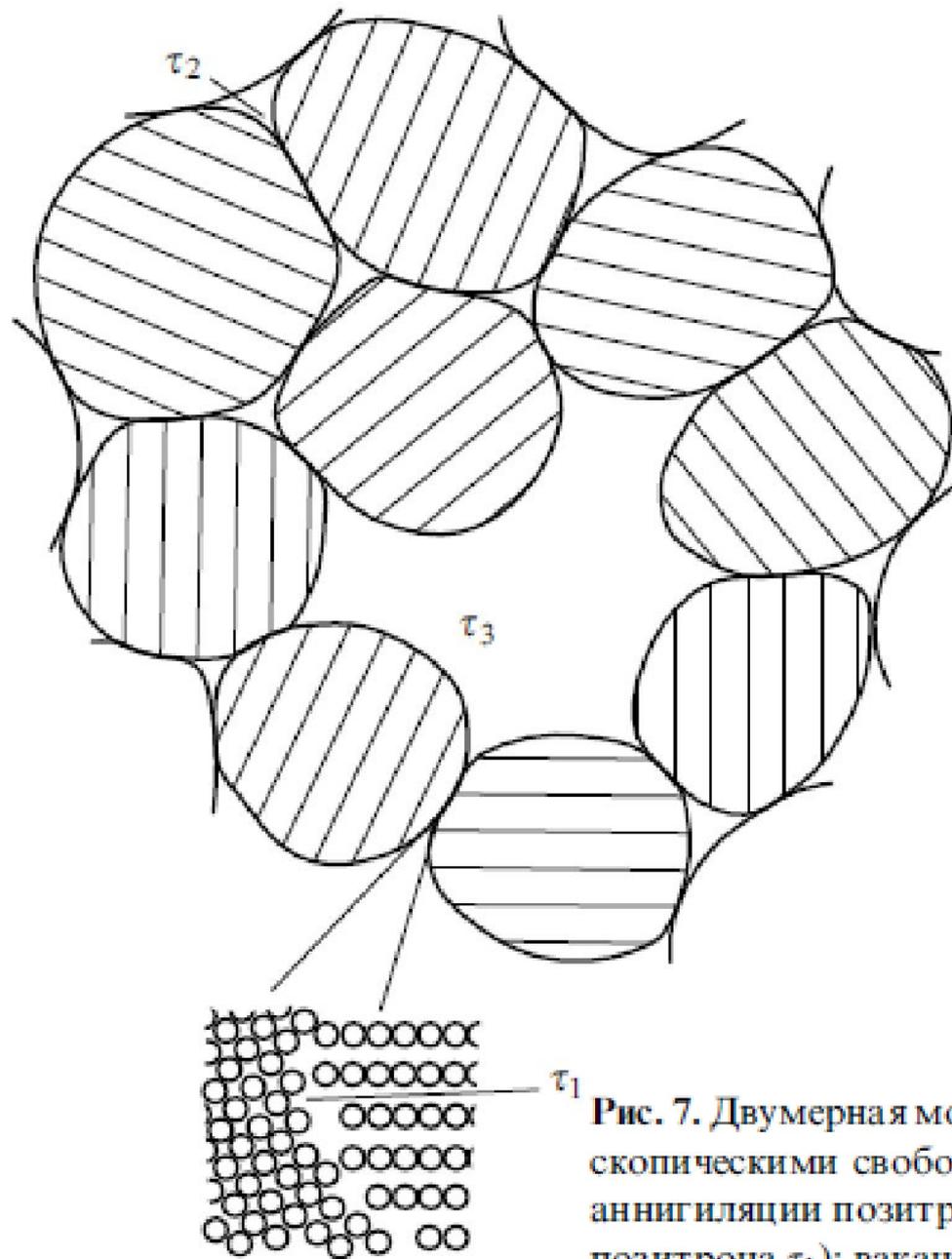


Рис. 6. Изменение размера зерен nc-Pd в результате старения при комнатной температуре [96].



Границы раздела компактированных наноматериалов могут содержать три типа дефектов:

- ✓ отдельные вакансии;
- ✓ вакансионные агломераты или нанопоры, образующиеся в тройных стыках кристаллитов;
- ✓ большие поры на месте отсутствующих кристаллитов.

Рис. 7. Двумерная модель нанокристаллического материала с микроскопическими свободными объемами, обнаруживаемыми методом аннигиляции позитронов: вакансия в границе раздела (время жизни позитрона τ_1); вакансионный агломерат (нанопора) в тройном стыке кристаллитов (τ_2) и большая пора (τ_3) на месте отсутствующего кристаллита [5].

Особенности структуры субмикроструктурных металлов

- Особенностями получаемых ИПД структур являются:
- .Малый размер зерен вплоть до наноуровня;
 - .Очень малая плотность внутризеренных дислокаций;
 - .Преимущественно высокоугловая разориентировка структурных элементов;
 - .Высокоэнергетические неравновесные границы зерен.

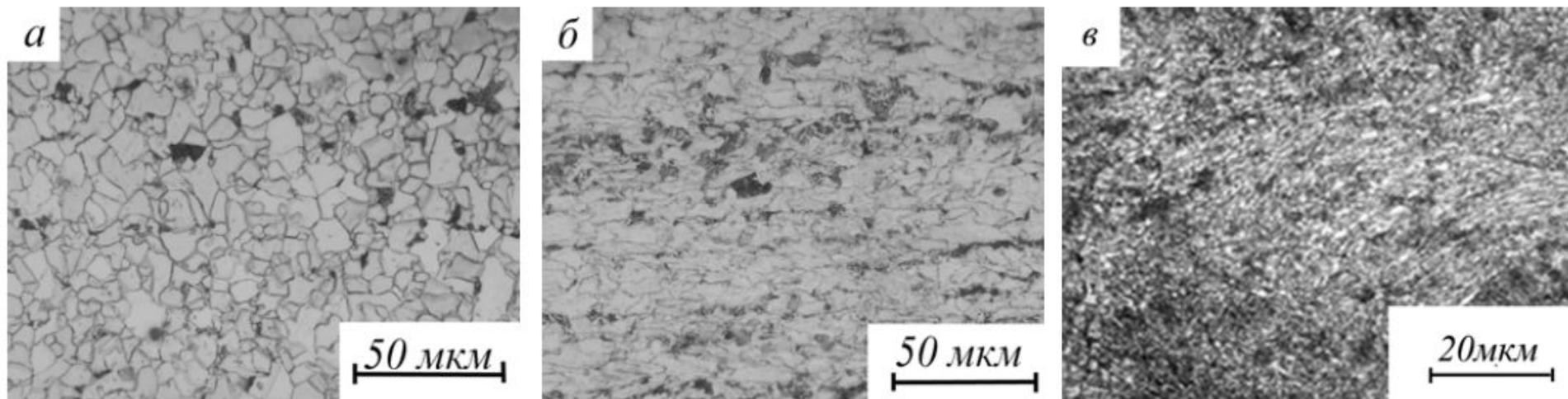


Рис.1 Структура стали 10Г2ФТ до ИПД (а), после РКУП (б), после КГД (в) (оптическая металлография шлифов после травления)

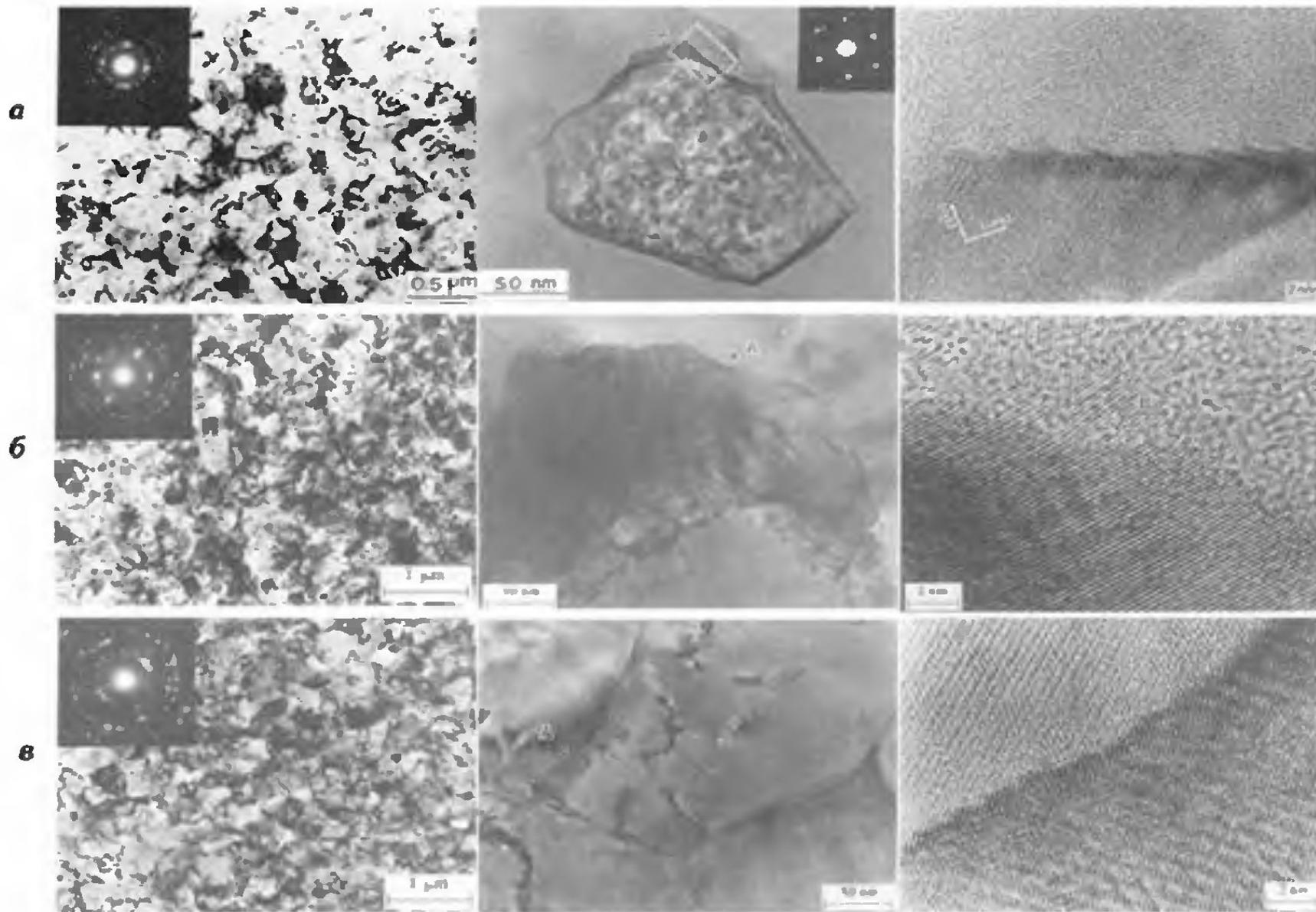


Рис. 10. Структурные особенности Al-3% Mg сплава (*a*), Cu (*б*) и Ni (*в*) после ИПД кручением под высоким давлением

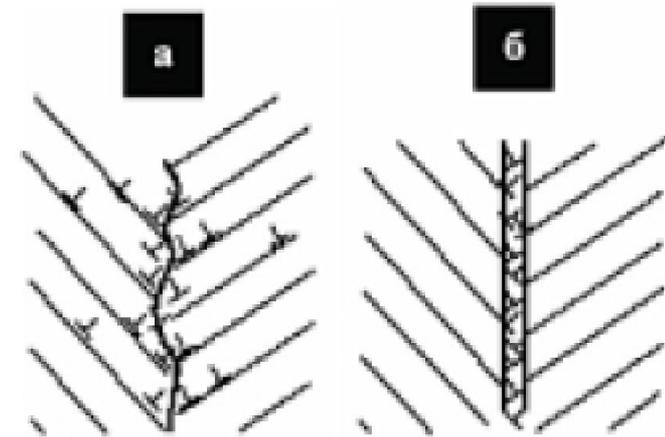
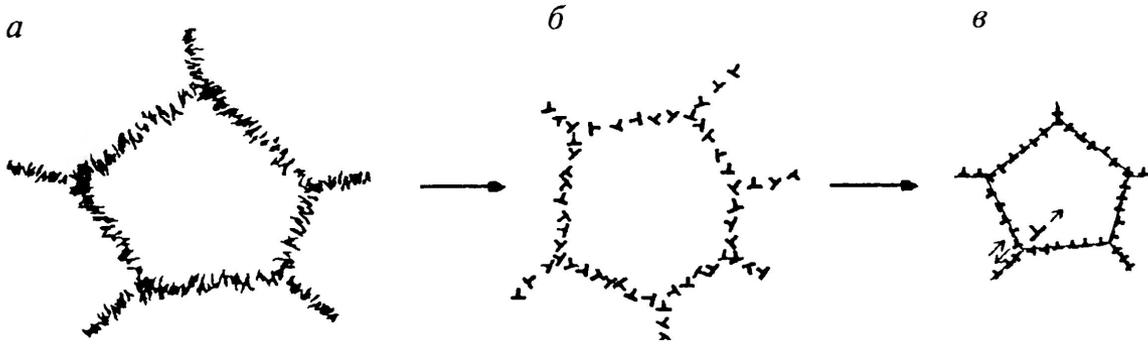


Схема эволюции структуры в процессе ИГД **модель эволюции микроструктуры при ИГД.**

Сформировавшиеся на начальных стадиях деформации ячеистые структуры в процессе ИГД трансформируются. При этом стенки ячеек становятся более узкими и упорядоченными.

При дальнейшей деформации происходит уменьшение толщины стенок и плотность дислокаций в них становится выше критической. Это приводит к развитию возврата, заключающегося в аннигиляции дислокаций противоположного знака.

В результате в стенках ячеек остаются избыточные внесенные дислокации двух знаков, которые играют разную роль. Дислокации с вектором Бюргерса, перпендикулярным границе, при дальнейшей деформации ведут к увеличению разориентировок и превращению ячеек в зерна.

Вид границ зерен в титане:
 а – дислокационная структура в приграничной области после ИГД;
 б – дислокационная структура после ИГД и низкотемпературного отжига, ведущего к образованию неравнов. границ зерен

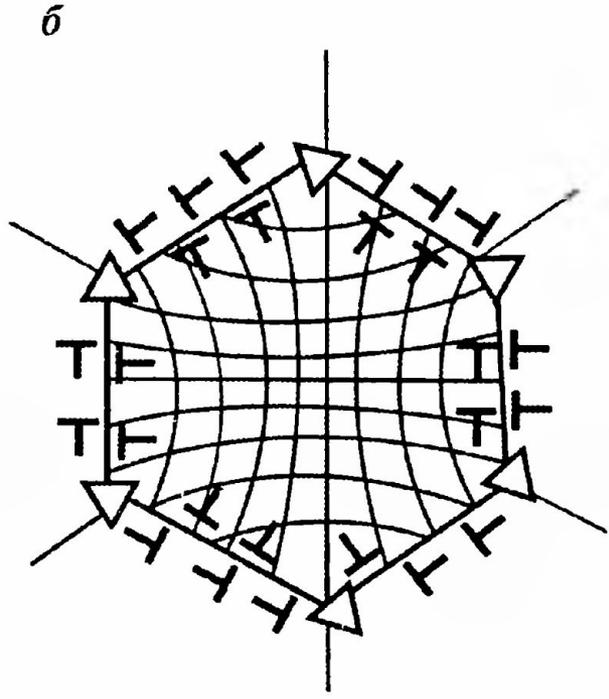
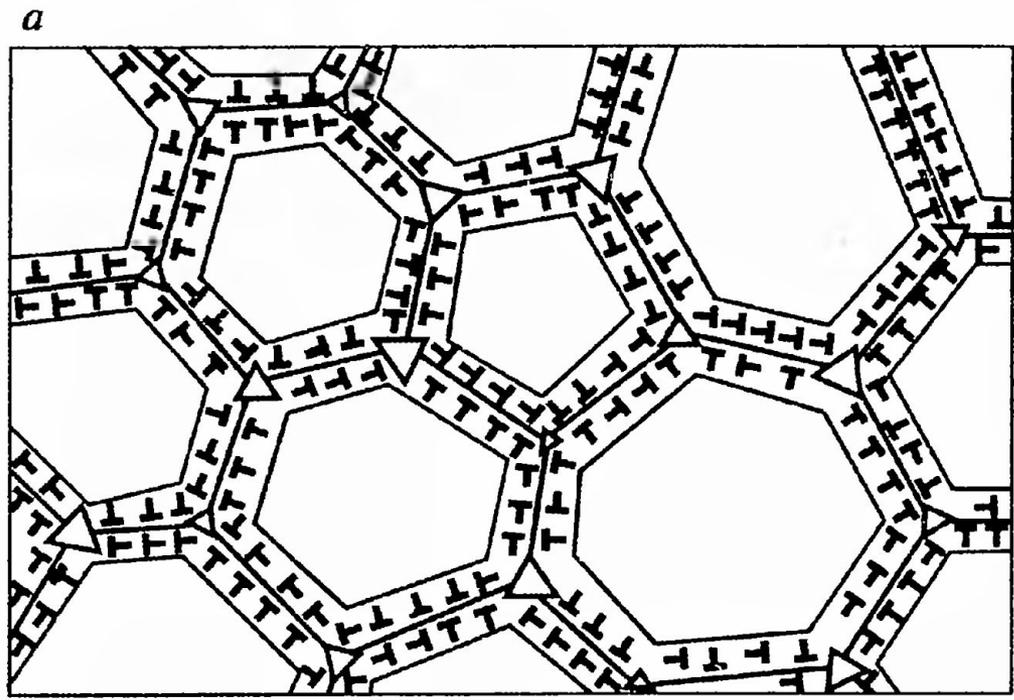


Рис. 5.21. Схематичное представление наноструктурного материала со средним размером зерен около 100 нм (*a*) (треугольники разного размера и ориентации обозначают дисклинации различной мощности и знака), где вблизи неравновесных границ зерен формируются упруго-искаженные области, и зернограницные дефекты и искажения кристаллической решетки в наноструктурном материале с размером зерен 10–20 нм (*б*)

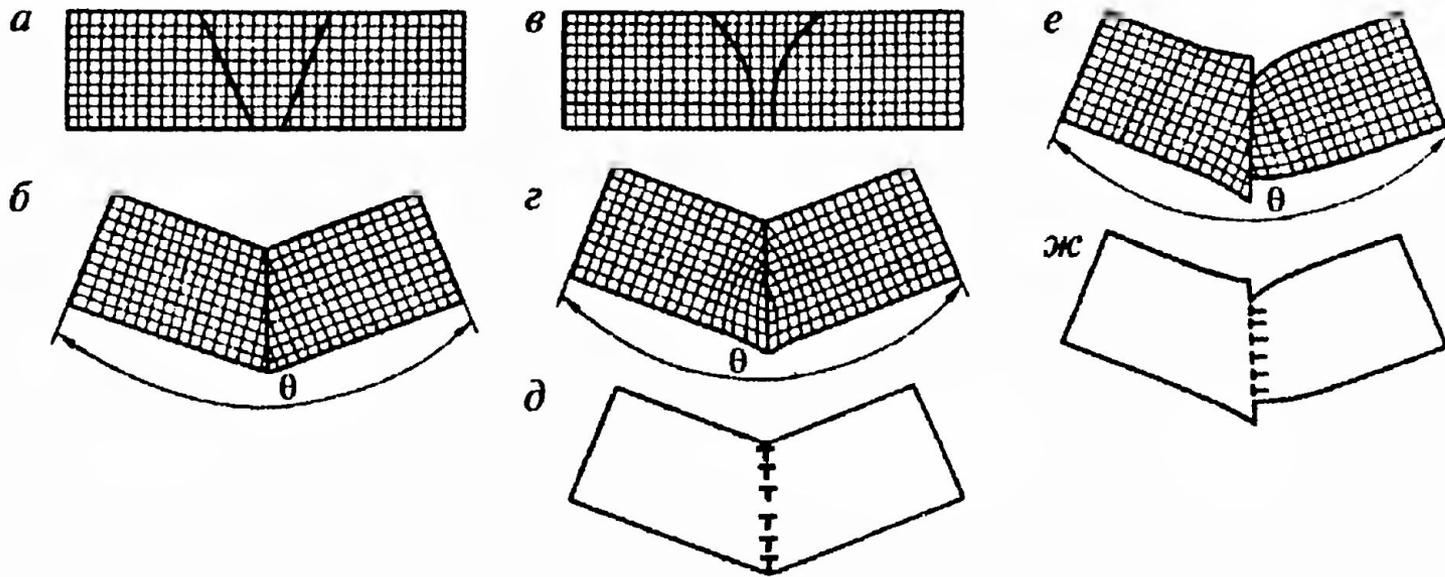


Рис. 5.18. Получение границ зерен путем мысленных разрезов [113, 114]:

a → *b* – получение равновесной границы (берега разреза склеиваются без деформации); *v* → *g* и *a* → *e* – получение неравновесных границ (при стыковке кристаллов необходима их деформация – изгиб и растяжение-сжатие соответственно); *d*, *ж* – схемы комплексов ЗГД и дисклинаций, создающих такой же характер упругих искажений, как на рис. *g*, *e*

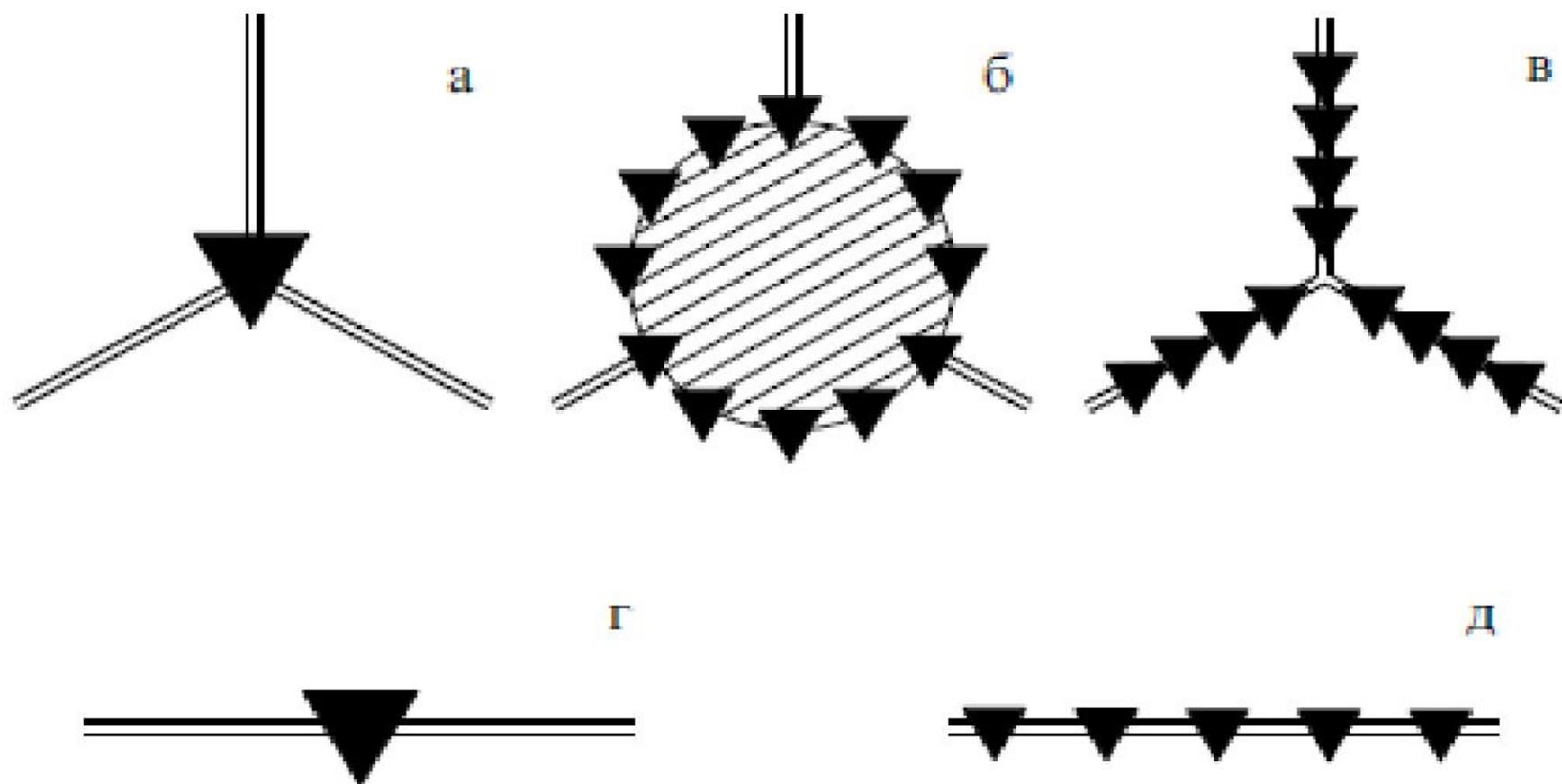
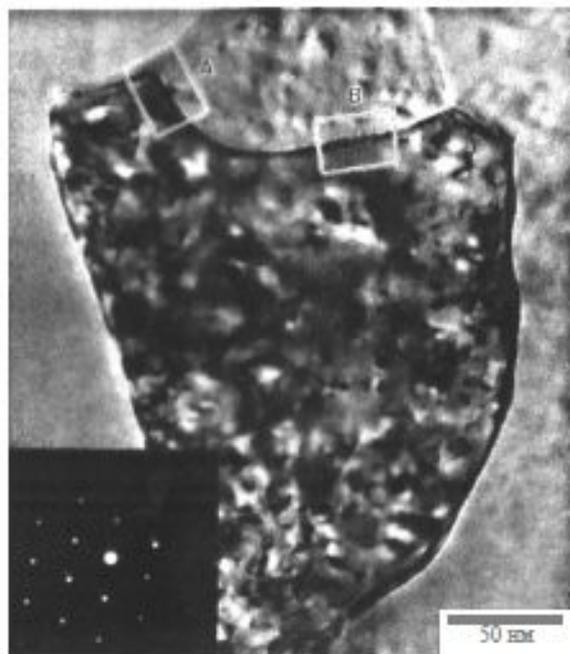
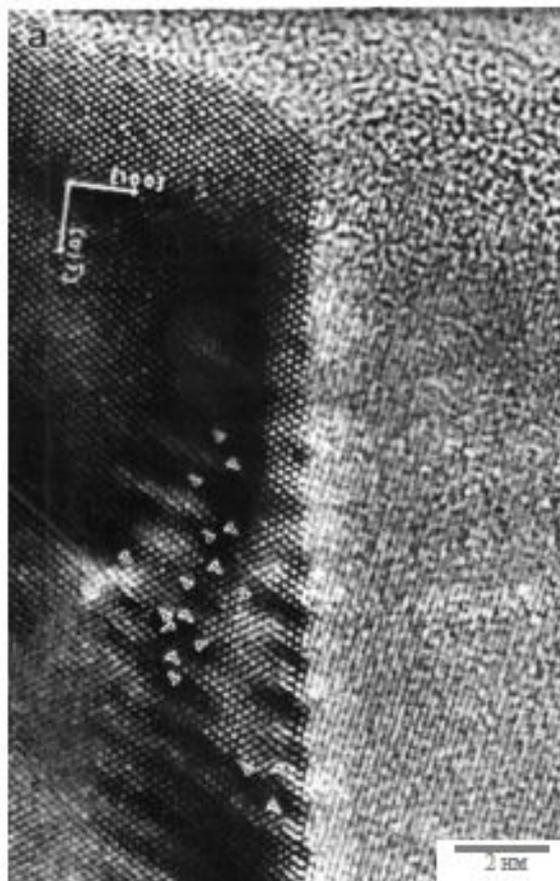


Рис. 8. Дисклинация в тройном стыке (а) и ее расщепление на ансамбль дисклинаций меньшей мощности с образованием в тройном стыке области локальной аморфизации (б) и на три ряда дисклинаций меньшей мощности, расположенных вдоль границ кристаллитов (в). Дисклинация на границе раздела кристаллитов (г) и ее линейное расщепление (д) [123].

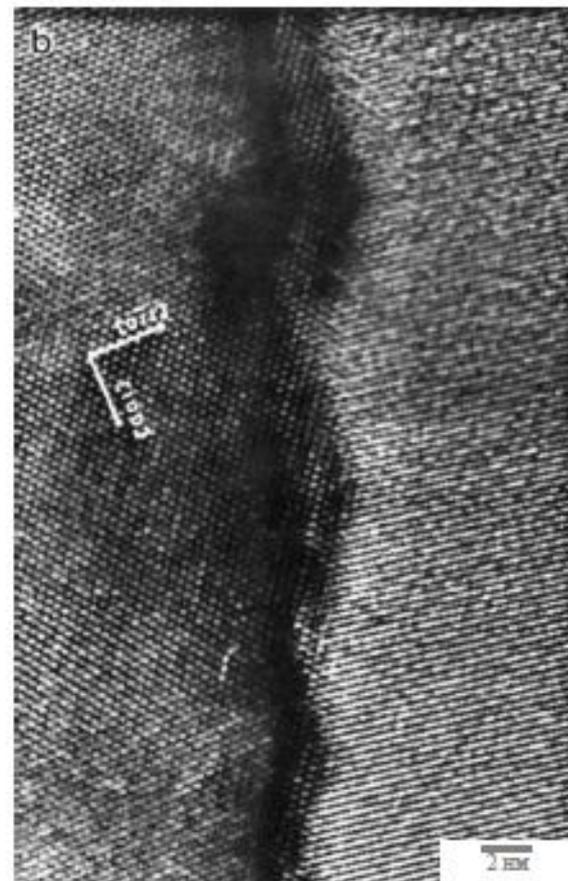
Наблюдения неравновесных границ зерен при помощи высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии



Al-3%Mg, $d=100$ нм



Участок А



Участок В



СВОЙСТВА КОМПАКТНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ



Основные особенности проявления размерных эффектов в наноматериалах:

- с уменьшением размера зерна значительно возрастает роль поверхностей раздела;
- свойства поверхностей раздела в нанометровом интервале могут быть отличными от таковых для обычных крупнокристаллических материалов;
- размер кристаллитов по мере их уменьшения может быть соизмерим с характерными размерами некоторых физических явлений (например, с длиной свободного пробега носителей в процессах переноса и т.д.);
- размерные эффекты в наноматериалах могут иметь квантовый характер, когда размер зерна (или размер области локализации свободных носителей) становится соизмеримым с длиной волны де Бройля.

Механические свойства

зависимость твердости от величины зерна $H(d)$ определяется формулой **Холла-Петча**:

$$H(d) \approx H_0 + kd^{-1/2},$$

где H_0 – твердость тела зерна, Па;

k – коэффициент;

d – размер зерна, м.

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-1/2},$$

где σ_0 – внутренне напряжение, препятствующее движению дислокации; k – постоянная.

Из уравнений следует, что уменьшение размера зерен должно приводить к заметному изменению механических свойств, т.е. к упрочнению материала при уменьшении d .

Твердость нанокристаллических материалов

Соединение	Метод консолидации	Относительная плотность	Размер зерна, нм	Твердость ГПа
SiC	ГИП	0,97	70	27
BN	Спекание в ударных волнах	0,96	25	43-80
Fe	Теплое прессование	0,94	15	8,0
Si ₃ N ₄	ГП при высоких давлениях	0,99	-	38
TiN	То же	0,98-0,99	30-50	29-31
Fe-TiN(63%)	Динамическое прессование	0,92	12	13,5
Ni-TiN(64%)	То же	0,97	10	13,0
WC+Co(10%)	Жидкофазное спекание	1,0	200	24
TiAl	ГИП	0,99	20	6,0
Nb ₃ Al	Электроразрядное ГП	0,97	30	18-22
Алмаз	Динамическое прессование	0,91	-	63-68

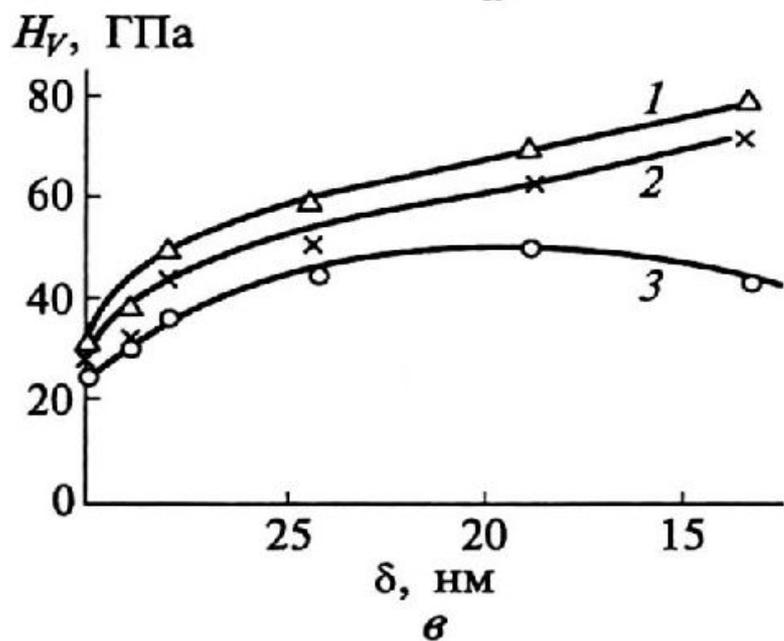
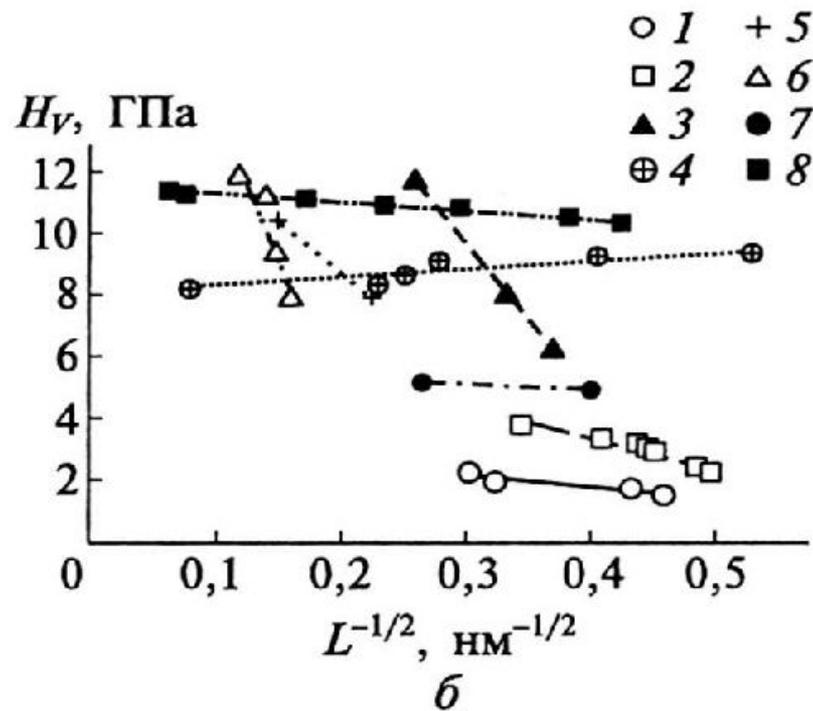
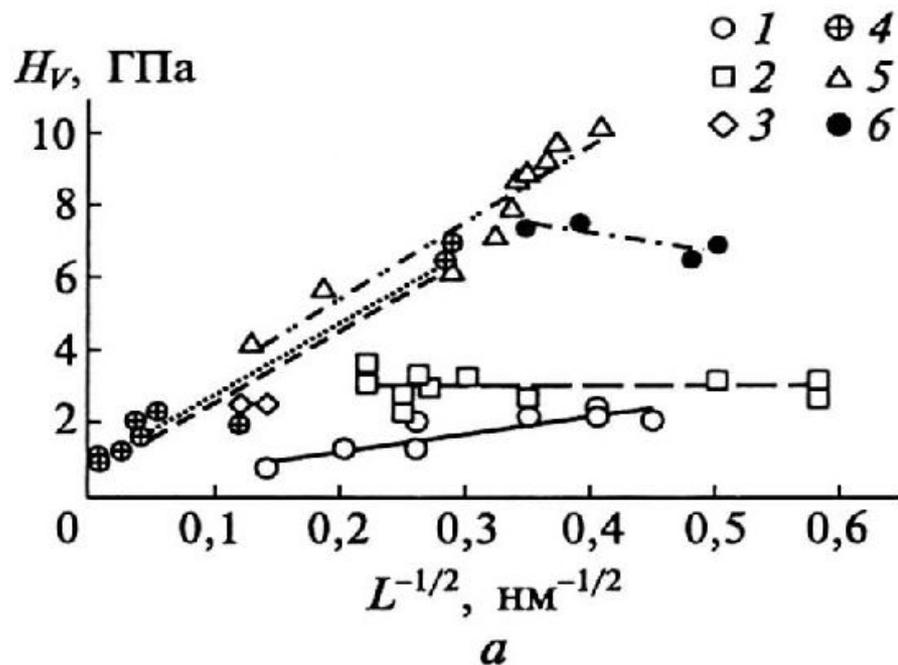


Рис. 3.24. Влияние размера зерна (*a*, *б*) и толщины индивидуальных слоев в многослойных пленках (*в*) на твердость материалов [5]:

a — 1 — Cu, 2 — Pd, 3 — Cu (пленка), 4 — Ni, 5 — Fe; *б* — Ni—P; *в* — 1 — Cu, 2 — Pd, 3 — TiAl, 4 — Nb₃Sn, 5, 6 — Nb₃Al, 7 — TiAlNb, 8 — Ni—P; *г* — 1 — TiN—NbN, 2 — TiN—ZrN, 3 — TiN—CrN

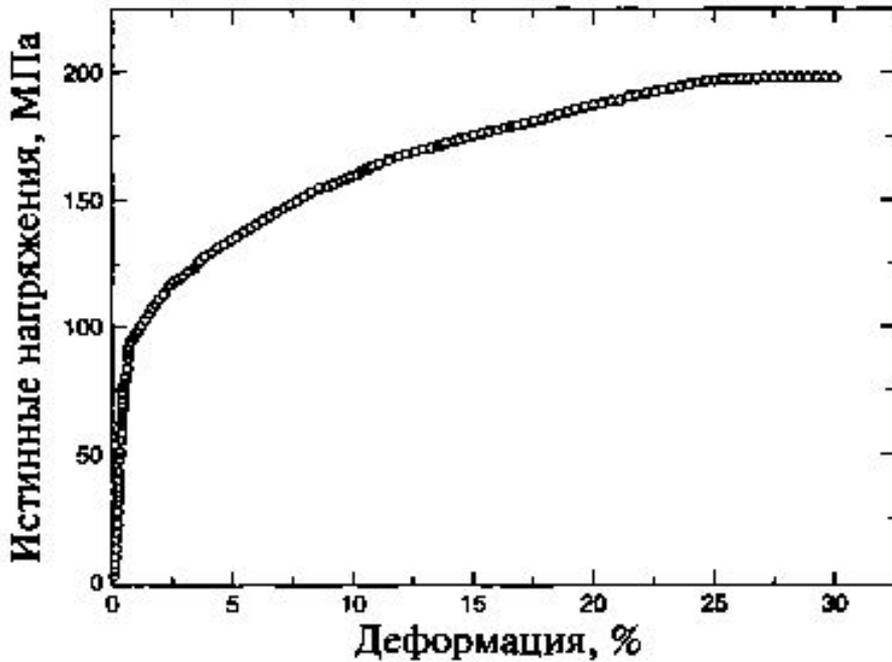


Рис. 6.10. Кривая нагружения наноструктурированной меди, полученной путем электрохимического осаждения.

Предел текучести σ_T НК металлов в 2-3 раза выше, чем крупнозернистых металлов.

Основная причина повышения прочности НК металлов - обусловленные малым размером зерен затруднения в образовании и движении дислокаций или же большие остаточные напряжения.

Считается, что традиционная деформация по дислокационному механизму в материалах с размером зерна меньше 30 нм невозможна ввиду малой вероятности появления подвижных дислокаций. Пластичность в них обеспечивается другими, **недислокационными** механизмами.

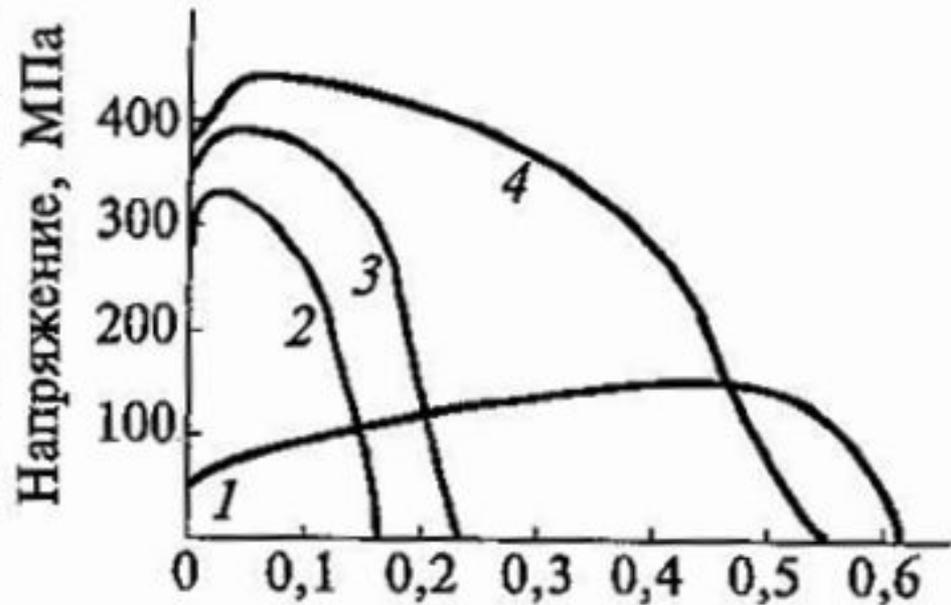


Рис. 3.25. Кривые напряжение — деформация, полученные при испытании медных образцов [65]:

1 — исходная крупнозернистая медь;
 2 — то же после холодной прокатки;
 3, 4 — то же после соответственно 2 и 16 проходов равноканального углового прессования

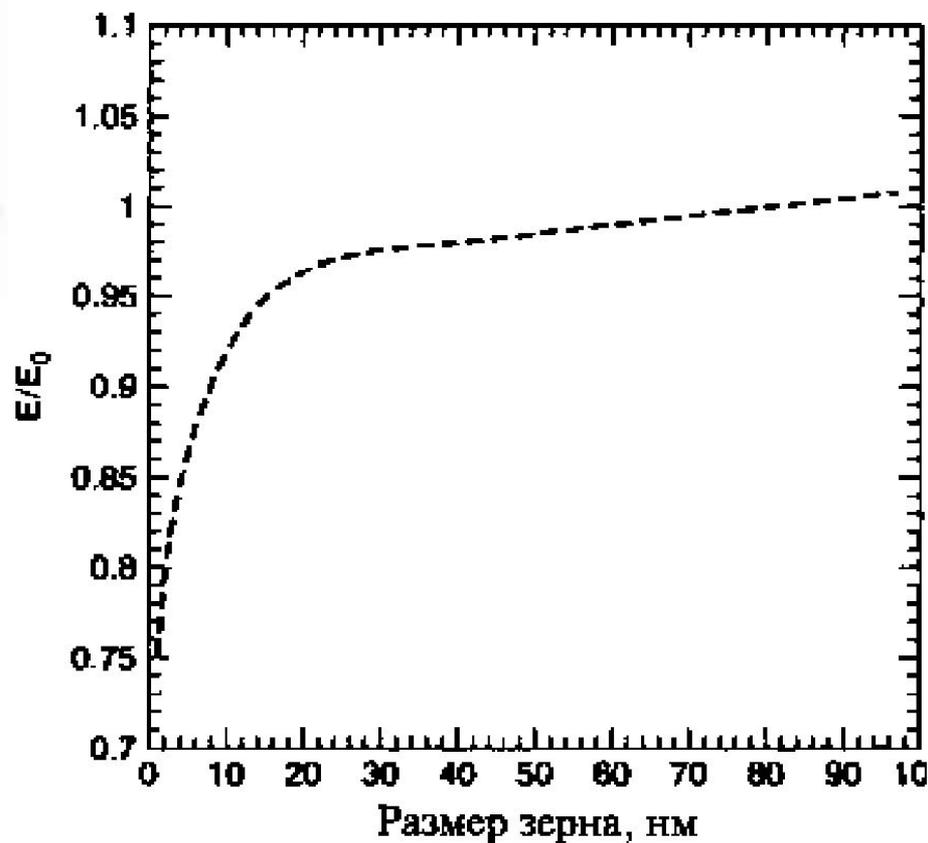


Рис. 6.8. Зависимость отношения модуля Юнга нанозернистого железа E к модулю Юнга железа с обычным размером зерен E_0 от размера зерна.

Таблица 9.1. Данные механических свойств УМЗ титана, полученного разными способами ИПД

Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ^{-1} , МПа	Источники заимствования
Исходное горячекатанное, с размером зерен 15 мкм	460	380	26	240	[21]
ИПД кручением (5 ГПа) (размер зерна 100 нм)	950	790	14	—	[9]
РКУ прессование (размер зерна 0,28 мкм)	710	640	14	403	[9, 2]
Всесторонняя ковка (размер зерна 0,15 мкм)	710	635	14	—	[14]
Всесторонняя ковка + теплая прокатка, $\lambda = 4,5$	736	—	—	420	[14]
РКУ прессование 8 + + холодная прокатка 73% + + отжиг (300 °С, 1 ч)	1037	942	12,5	—	[41]
РКУ прессование 8 + + холодная экструзия 75%	1050	970	8	—	[42]

Особенности деформации

1. зависимость $\sigma(d) = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ рассматривается с позиции границ зерен как барьеров на пути движения дислокаций, а коэффициент k – как величина, определяющая степень «прозрачности» границ зерен для дислокаций.
2. определяющая роль отводится тройным стыкам, поскольку существенное увеличение их объемной доли в поликристаллической системе может положительно сказаться на облегчении процессов пластической деформации. Возрастание объемной доли тройных стыков должно приводить к разупрочнению и повышению объемной пластичности поликристаллов.
3. по мере снижения размера зерна возникают кооперативные ротационные моды, т. е. разворачивающие зерна как бы подстраиваются друг под друга в направлении действия максимальных скалывающих напряжений и возникает мезоскопический сдвиг вдоль границ нанозерен близкой ориентации

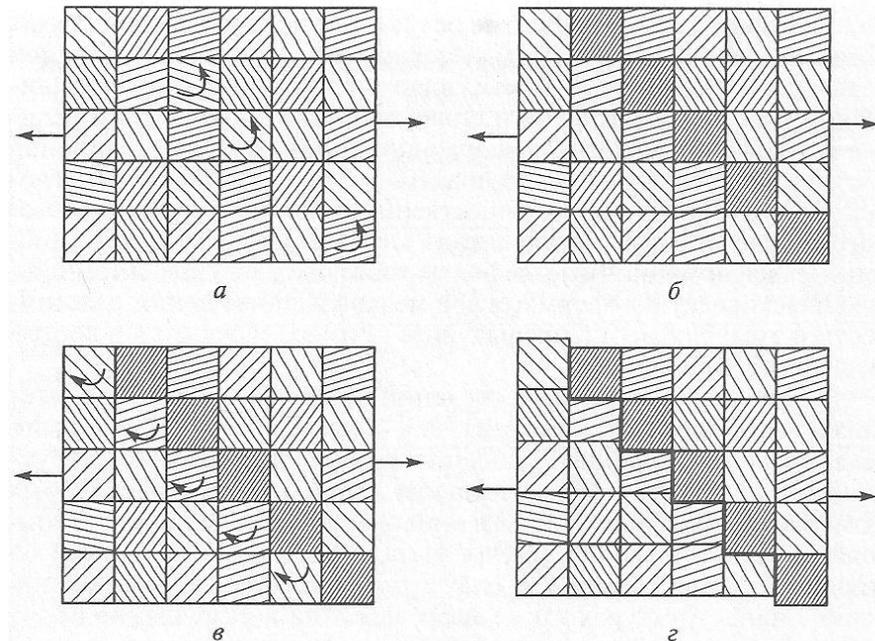


Схема развития ротационных мод деформации (а, б) и возникновения мезоскопического сдвига (в, г)

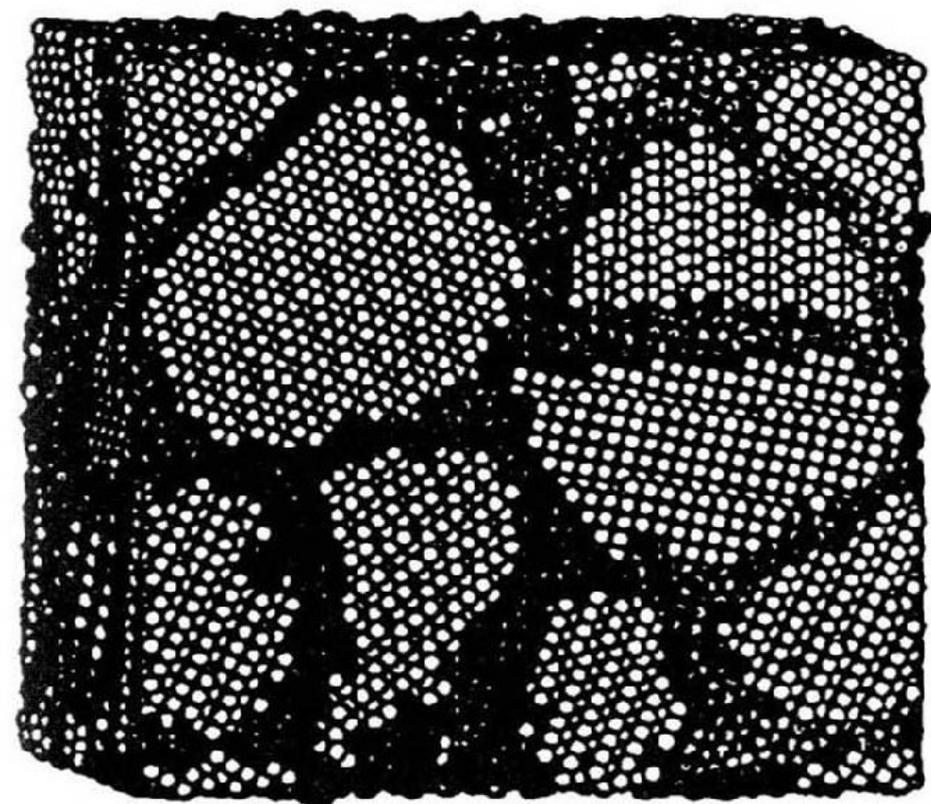
4. механические свойства наноматериала определяются суммарными свойствами композита, состоящего из внутризеренной кристаллической фазы и аморфной зернограничной фазы. При этом считается, что кристаллическая фаза подчиняется закону Холла-Петча, а зернограничная фаза имеет постоянную прочность, соответствующую прочности аморфного состояния.

5. «совмещенный» вариант механизма пластической деформации наноматериалов: в относительно крупных зернах пластический сдвиг происходит по классической дислокационной модели, предусматривающей соблюдение закона Холла_Петча, а в относительно малых по размеру зернах – с помощью механизма зернограничного скольжения.

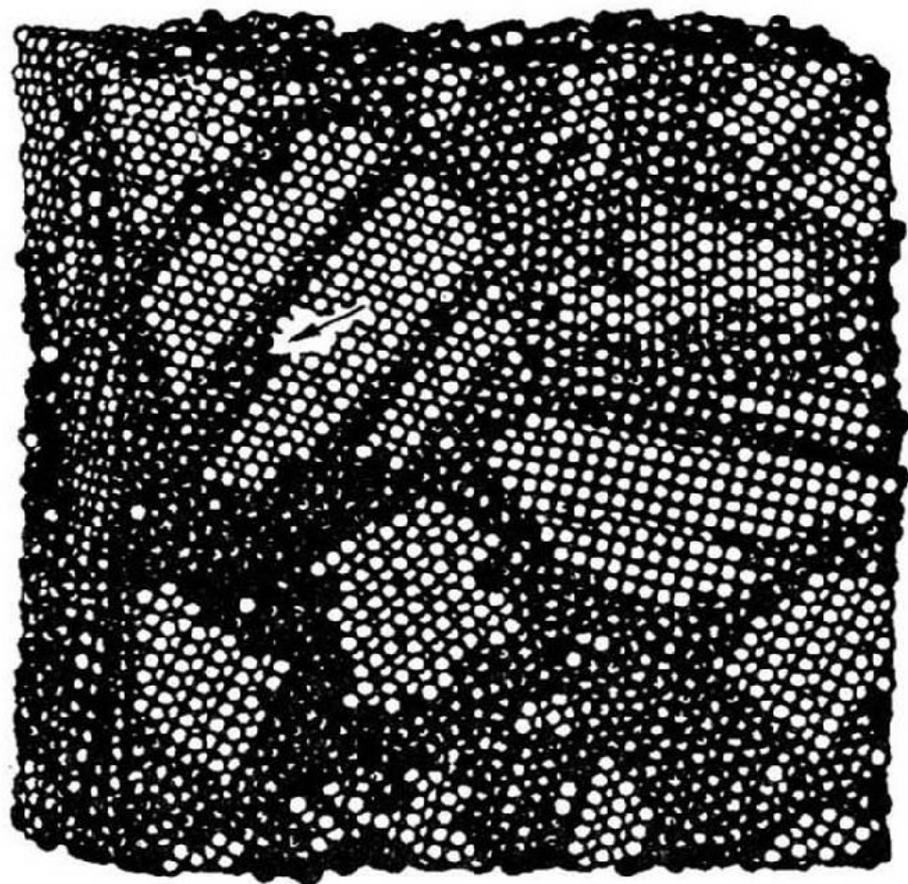
Основной механизм зернограничного скольжения - перемещение вдоль поверхности границ зернограничных дислокаций.

Они порождаются источниками, имеющимися на неплоской в атомном масштабе поверхности границы, и двигаются вдоль этой поверхности под действием напряжений. Такое движение, естественно, приводит к сдвигу одного зерна относительно другого.

Расчетная модель структуры нанокристаллической меди до и после деформации



a



б

Результаты теоретического изучения механизма деформации наноматериалов:

- Начальная стадия деформации наноматериалов связана с проскальзыванием на границах зерен, которое сопровождается генерацией дислокаций от межзеренных границ внутрь зерен. Эта генерация прекращается при определенных размерах зерна, что и проявляется в аномалиях соотношения Холла-Петча.
- пластическая деформация реализуется по границам зерен в виде большого числа небольших по размеру сдвигов, когда небольшое количество атомов перемещаются друг относительно друга и зависимость деформирующего напряжения и предела текучести от размера зерен имеет вид обратного соотношения Холла-Петча.
- Анализ роли тройных стыков показал, что зарождение дислокаций может активно протекать в этих областях за счет рассогласования в результате пластических поворотов; кроме того, тройные стыки могут способствовать пластической деформации при отсутствии заметной диффузионной подвижности.

Повышение вязкости разрушения можно ожидать для многофазных нанокомпозитов с нанокристаллической матрицей, когда трещина будет огибать включения и ее протяженность будет заметно превышать линейный маршрут для монокристаллов и небольшую «зубчатость» для однофазных материалов.

Внутреннее трение в наноматериалах

Внутренним трением называют способность материала рассеивать механическую энергию, сообщаемую телом при нагружении.

Демпфирование – искусственное подавление колебаний механических, электрических и других систем.

Чем меньше размер кристаллитов и чем более неравновесны границы зерен, тем выше **фон внутреннего трения и демпфирующие свойства** материала.

Эти особенности связаны с различием модулей упругости зерен и межзеренных границ. Различие модулей позволяет рассматривать СМК материал как неоднородный для распространения упругих колебаний. Вследствие этого в СМК материале происходит существенное рассеяние упругих колебаний, обуславливающее рост демпфирующих свойств.

Высокотемпературные свойства

Если уровень напряжений не очень велик (не превосходит предел текучести) и ползучесть имеет **диффузионный** характер, то скорость ползучести будет обратно пропорциональна размеру зерна во второй и даже в третьей степени. Если имеет место **дислокационная** ползучесть, то скорость ползучести должна снижаться с уменьшением размера зерна.

Сверхпластичность – это явление чрезвычайно высокой пластичности, составляющей сотни и тысячи процентов удлинения при растяжении и наблюдающееся в поликристаллических материалах с размером зерен менее 10 мкм при их деформации в определенном температурно-скоростном интервале, $T = 0,5-0,6 T_{пл}$, и скоростях деформации $10^{-4}-10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

В нанокристаллическом состоянии происходит снижение температуры сверхпластичности на 300-400 °С, некоторые керамические материалы становятся пластически деформируемым уже при комнатной температуре.

Сверхпластическое течение микрористаллических материалов часто описывается уравнением состояния в виде

$$\varepsilon = A \frac{DGb}{kT} \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n,$$

где ε – скорость деформации,

D – коэффициент зернограничной диффузии,

G – модуль сдвига,

b – вектор Бюргерса,

k – постоянная Больцмана,

T – температура испытания,

d – размер зерна,

p – экспонента, зависящая от размера зерен (обычно равна 2),

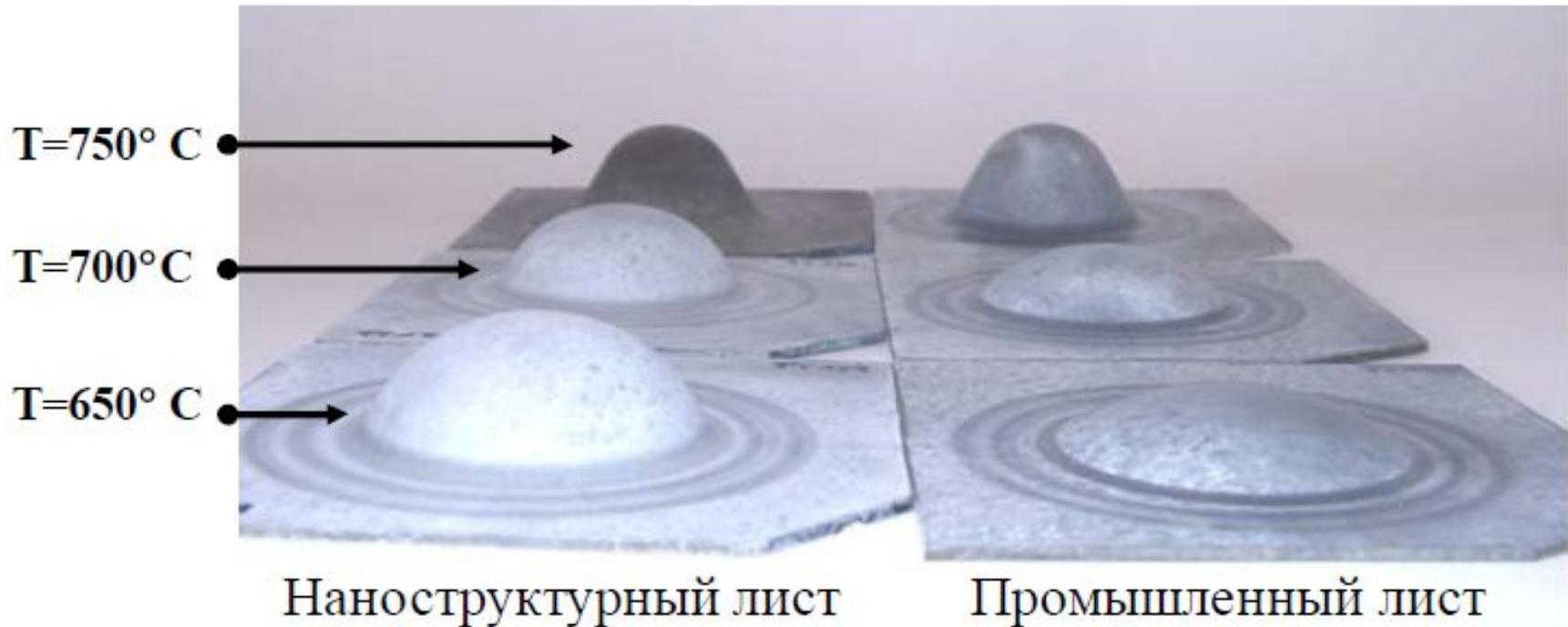
σ – напряжение течения,

n – параметр, обратный скоростной чувствительности напряжения течения,

A – константа.

В случае наноструктурных материалов проявление сверхпластичности происходит при температурах существенно ниже, чем это наблюдается в микрокристаллических сплавах, а также возможна реализация сверхпластичности при высоких скоростях деформации.

Формуемость листов из титанового сплава ВТ6



Наноструктурные материалы обладают улучшенной формуемостью при пониженных температурах

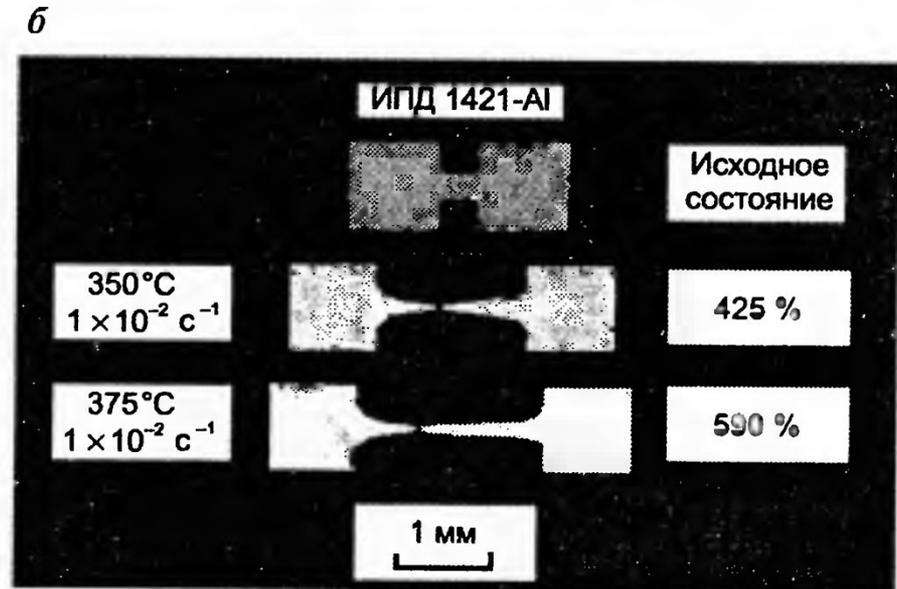
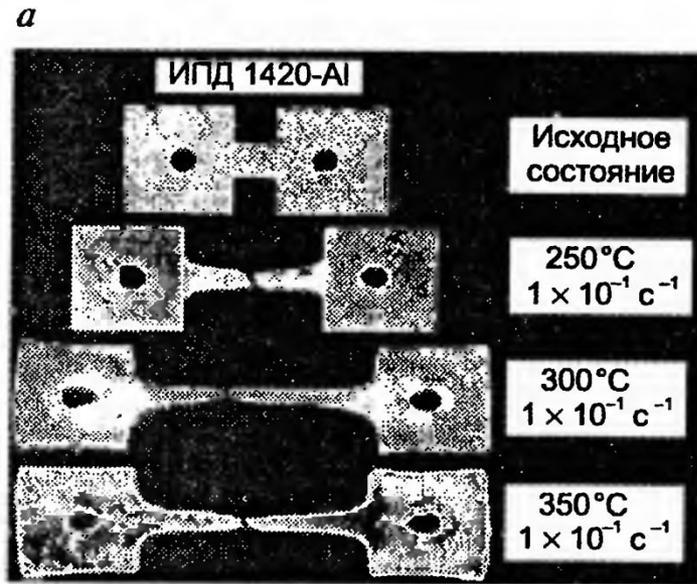


Рис. 8.18. Вид образцов нанокристаллических сплавов (*a*) 1420 и 1421 (*б*) после растяжения

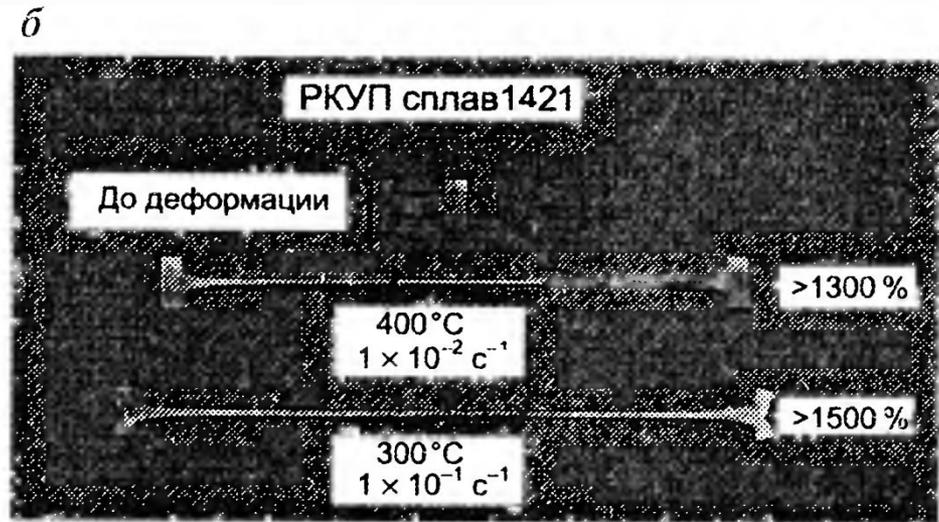
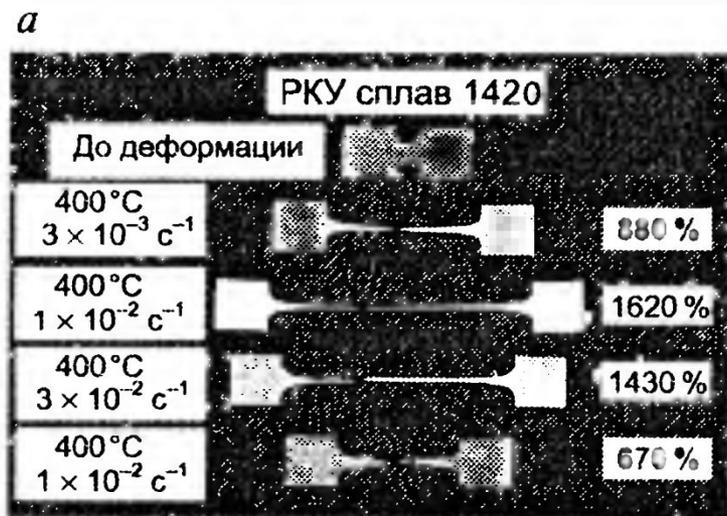
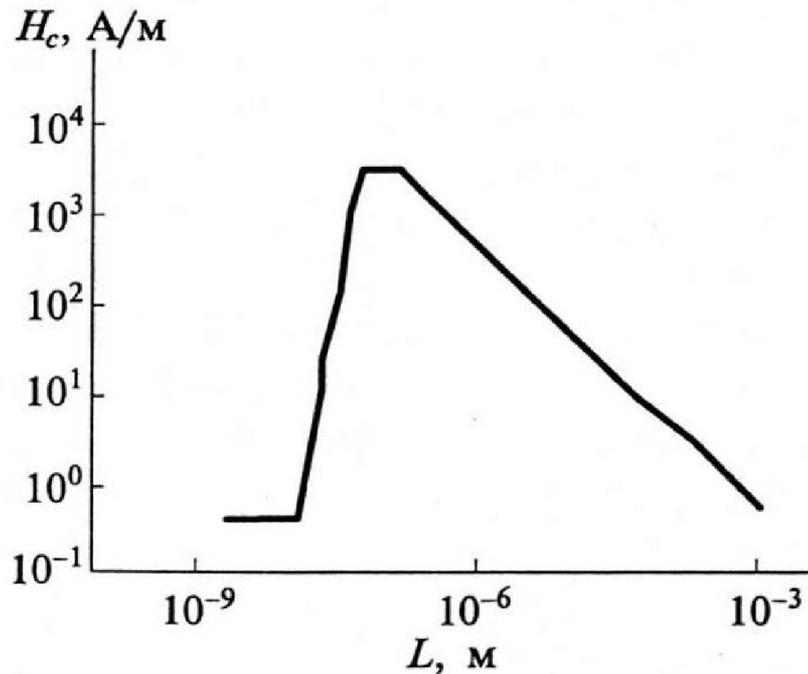


Рис. 8.22. Внешний вид образцов УМЗ сплавов 1420 и 1421, полученных РКУ прессованием, после механических испытаний на растяжение

Механические свойства обычной и наноструктурной никелевой ленты при комнатной температуре

Характеристика	Крупнокристаллический образец	Нанокристаллический образец	
		100 нм	10 нм
Предел текучести, МПа	103	690	>900
Предел прочности, МПа	403	1100	>2000
Относительно удлинение, %	50	>15	1
Модуль упругости, ГПа	207	214	204
Твердость по Виккерсу, ГПа	1,4	3,0	6,5
Усталостная прочность, МПа (за 10^8 циклов на воздухе)	241	275	-
Износ, мкм^2 (в сухом воздухе)	1330	-	7,9
Коэффициент трения	0,9	-	0,5

Магнитные свойства

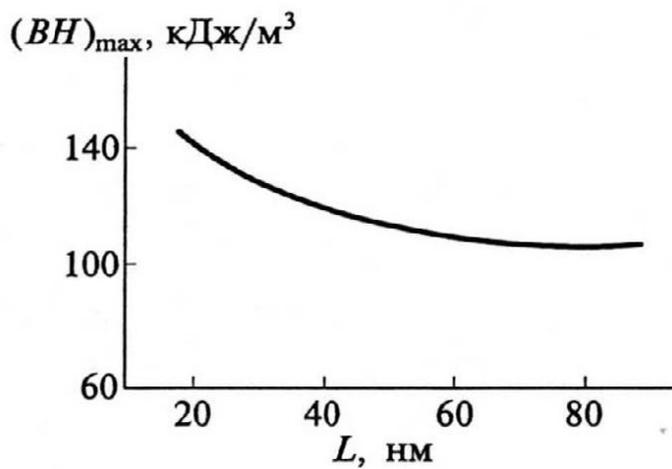
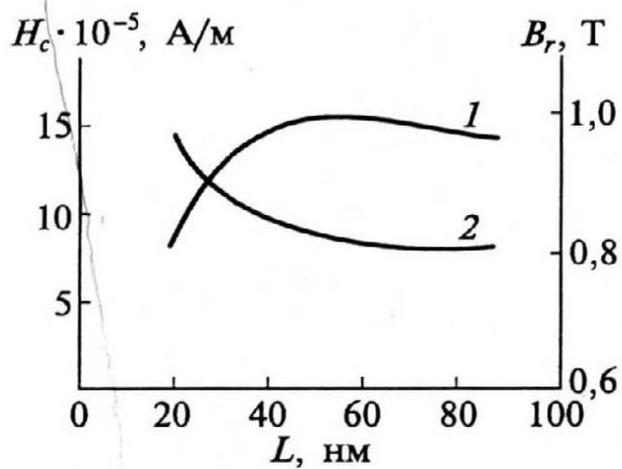


Зависимость коэрцитивной силы от размера зерен ферромагнетиков

В области $L > \xi$ (ξ – ширина доменной стенки) границы зерен являются препятствиями для движения доменов при перемагничивании, и теория предсказывает соотношение $H_c \sim 1/L$.

Для нанointервала $L < \xi$ существенную роль начинает играть обменное взаимодействие для случайно ориентированных нанозерен и расчеты свидетельствуют о наличии зависимости типа $H_c \sim L^6$.

В промежуточной области $L \sim \xi$ наблюдается максимальное значение H_c .



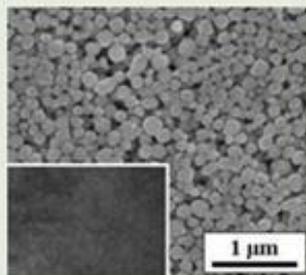
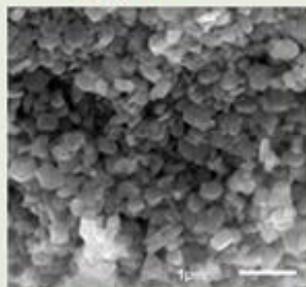
a

б

Рис. 3.20. Влияние размера зерна сплава $Fe_{79,6}Nd_{13,2}B_{6,0}Si_{1,2}$ [59]:

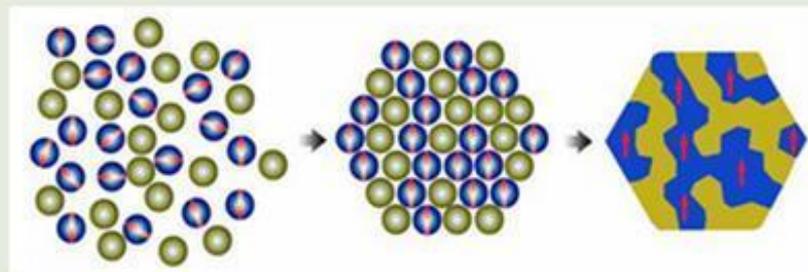
a — на коэрцитивную силу H_c (1) и остаточную индукцию B_r (2); *б* — на максимальную магнитную энергию $(BH)_{max}$

Nd-Fe-B



Fe-Co

Получение нанокomпозиционных магнитотвердых материалов



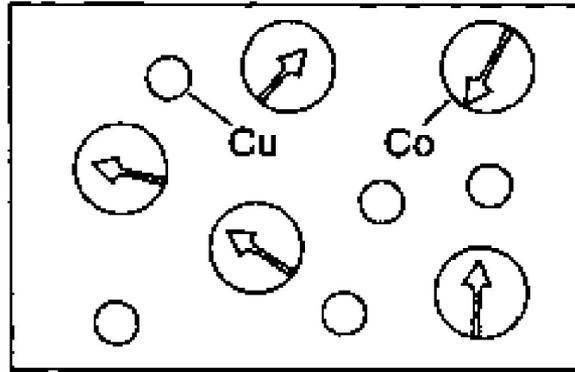
Синтез и смешивание нанопорошков Nd-Fe-B и Fe-Co

Текстурирование и уплотнение нанокomпозита

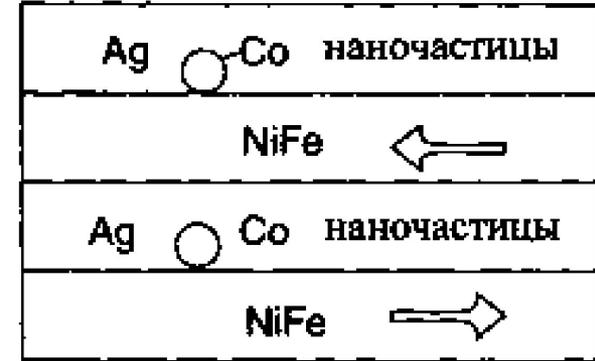
Магнитосопротивление или **магниторезистивный эффект** - эффект, сводящийся к изменению электрической проводимости материала при помещении его в магнитное поле.



(а)

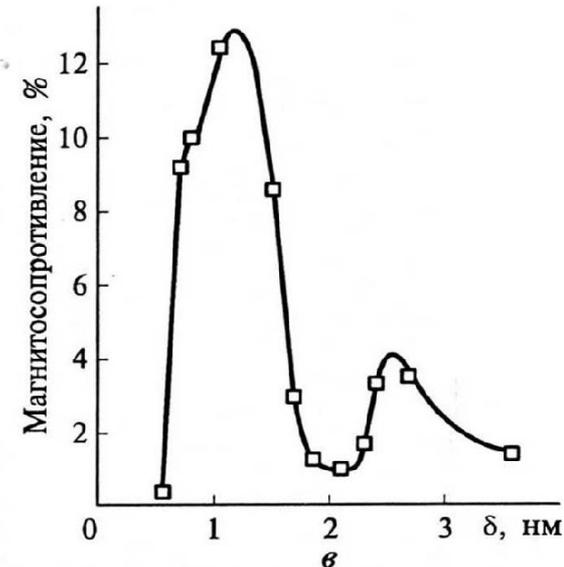
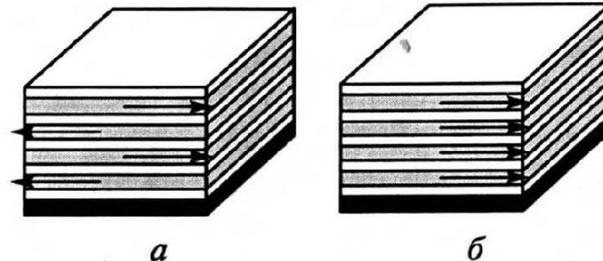


(б)



(в)

Рис. 3.21. Схемы антиферромагнитного (антипараллельного) (а) и ферромагнитного (параллельного) (б) упорядочения в магнитных сверхрешетках; влияние толщины слоя хрома на магнитосопротивление (в) многослойных пленок Fe—Cr толщиной 1,1 нм при температуре 5 К [21]



Теплофизические свойства

Значения теплоемкости, теплопроводности, температуры Дебая зависят от динамики решетки, которая изменяется в зависимости от особенностей наносостояния. Наличие большого количества атомов на поверхностях раздела оказывает значительное влияние на фононный спектр и связанные с ним термические свойства (теплоемкость, тепловое расширение, температура плавления и др.)

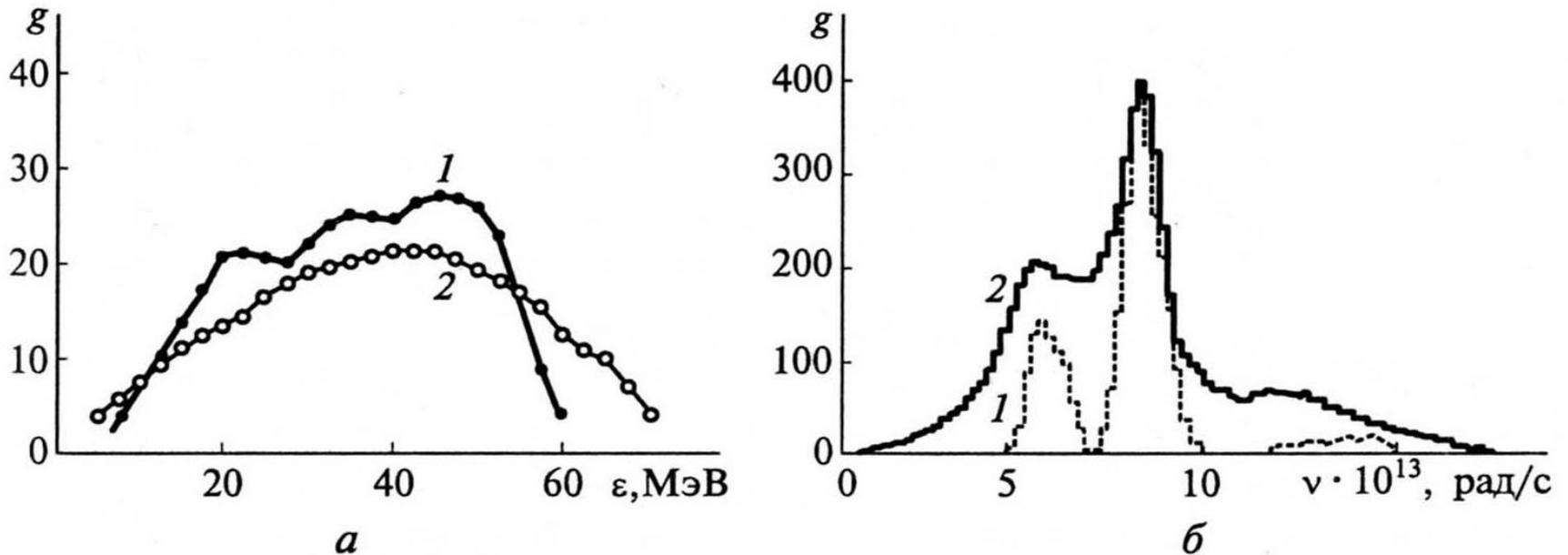


Рис. 3.9. Функция распределения энергий (а) и частот (б) фононных спектров:

а — опытные данные неупругого рассеяния нейтронов на частицах $ZrO_2—Y_2O_3$ (16 мол. %) размером 300 мкм (1) и 19 нм (2) [19]; б — расчетные данные для макрообразца MgO (1) и нанокристалла MgO (2) (900 атомов) [80]

Значения теплоемкости для материалов в различных состояниях [75]

Материал	Нанокристаллическое состояние			Аморфное состояние	Крупнокристаллическое состояние	T, К
	Метод получения	L, нм	c_p , Дж/(моль·К)	c_p , Дж/(моль·К)	c_p , Дж/(моль·К)	
Pd	Метод Глейтера	6	37,0 (48,0)*	27,0	25,0	250
Cu	То же	8	26,0 (8,3)	—	24,0	250
Ru	Измельчение	15	28,0 (21,7)	—	23,0	250
Ni _{0,8} P _{0,2}	Кристаллизация	6	23,4 (0,9)	23,4	23,2	250
Se	»	10	24,5 (1,7)	24,7	24,1	245

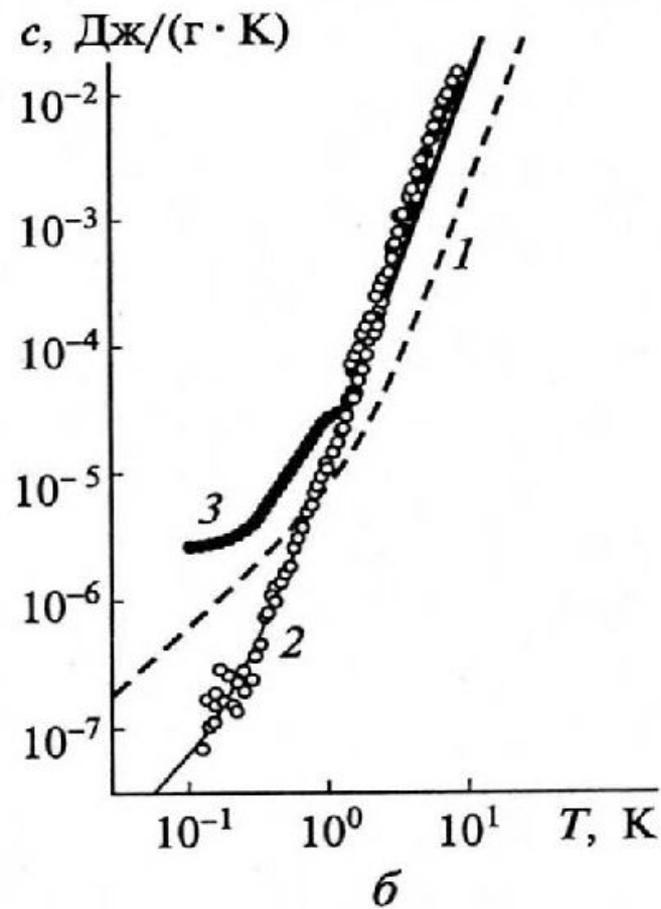
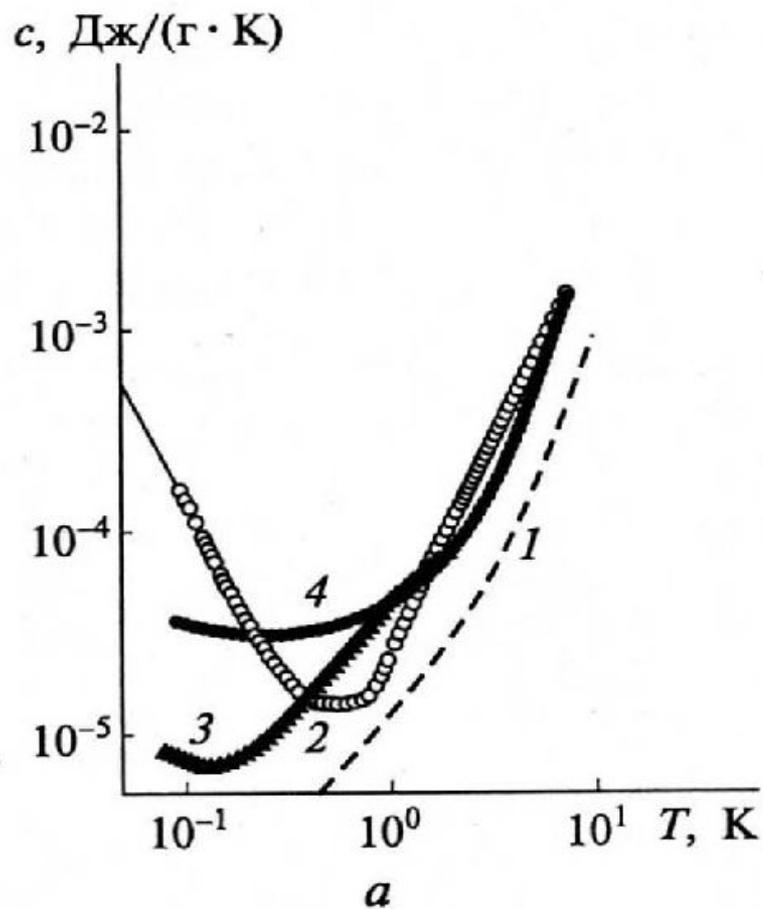


Рис. 3.10. Температурная зависимость теплоемкости нанокристаллической меди (а) и коллоидного серебра (б) [43]:

а — для крупнокристаллического образца (1) и образца с размером частиц $L = 6,0$ (2, 4), $8,5$ (3) нм при наложении магнитного поля 6 Т (2) и в отсутствие поля (1, 3); б — для крупнокристаллического образца (1) и образца с размером частиц $L = 10$ нм (2, 3) при наложении магнитного поля 6 Т (2) и в отсутствие поля (3)

Температура Дебая – характеристическая температура твердого тела, выше которой возбуждены все колебания кристаллической решетки, а ниже которой некоторые колебательные состояния начинают «вымерзать».

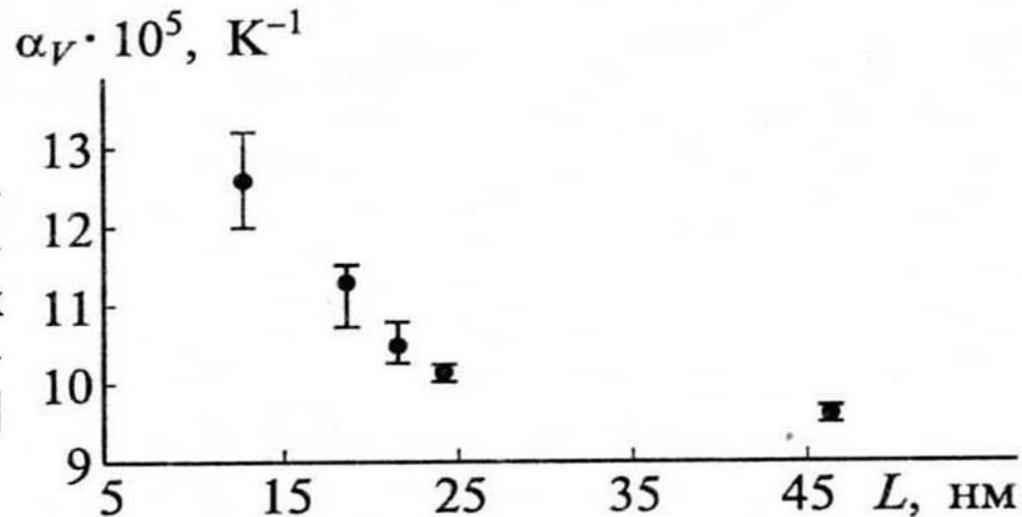
В наноматериалах температура Дебая по сравнению с крупнокристаллическими аналогами уменьшается.

Причина - изменение вида и границ фононного спектра.

С уменьшением размера кристаллитов возрастает фактор Дебая-Уоллера.

Рост α_V с уменьшением размера зерна отмечен и для других наноматериалов (Cu, Pd, Au, Ni_{0.8}P_{0.2}), что связывается как с изменением теплоемкости, так и с общей эволюцией фононного спектра. Изменение α_V с уменьшением размера зерна описывается зависимостью типа $\alpha_V \sim 1/L$.

Рис. 3.11. Зависимость коэффициента объемного термического расширения α_V кристаллитов селена от их размера (для крупнокристаллического образца $\alpha_V = 7,8 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$) [85]



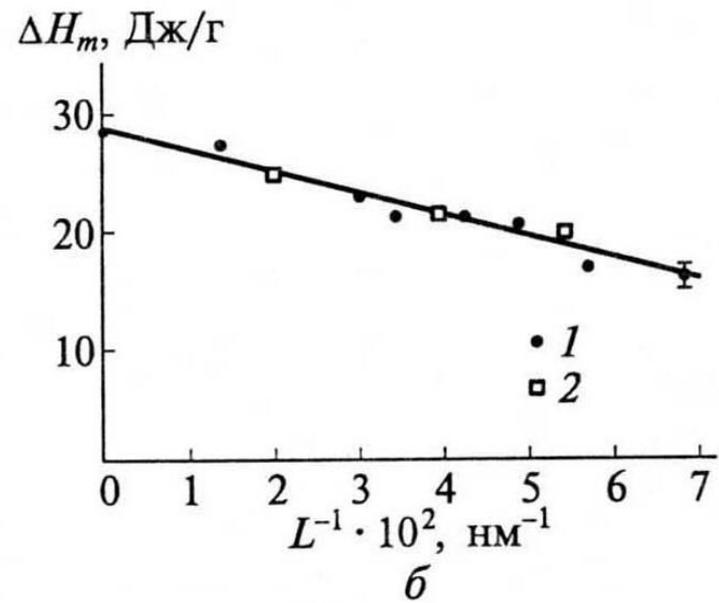
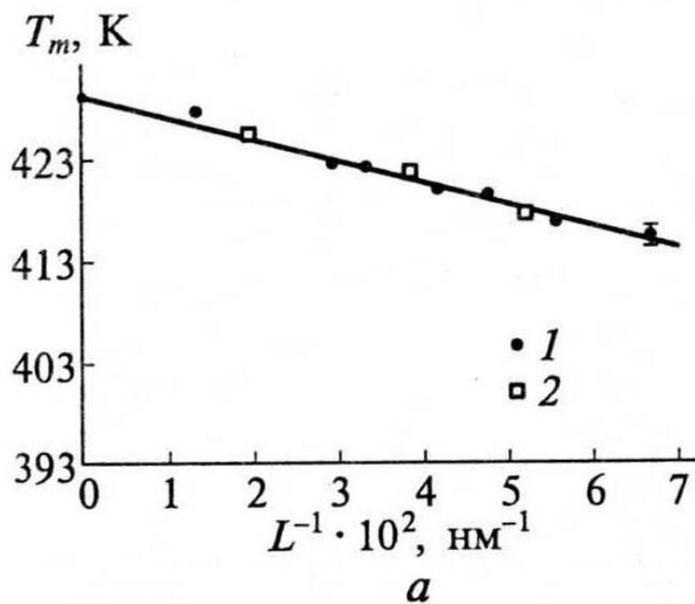


Рис. 3.12. Зависимость температуры плавления (а) и энтальпии плавления (б) частиц индия в алюминиевой матрице от их размера [73]:

1 — частицы после измельчения; 2 — частицы после отжига

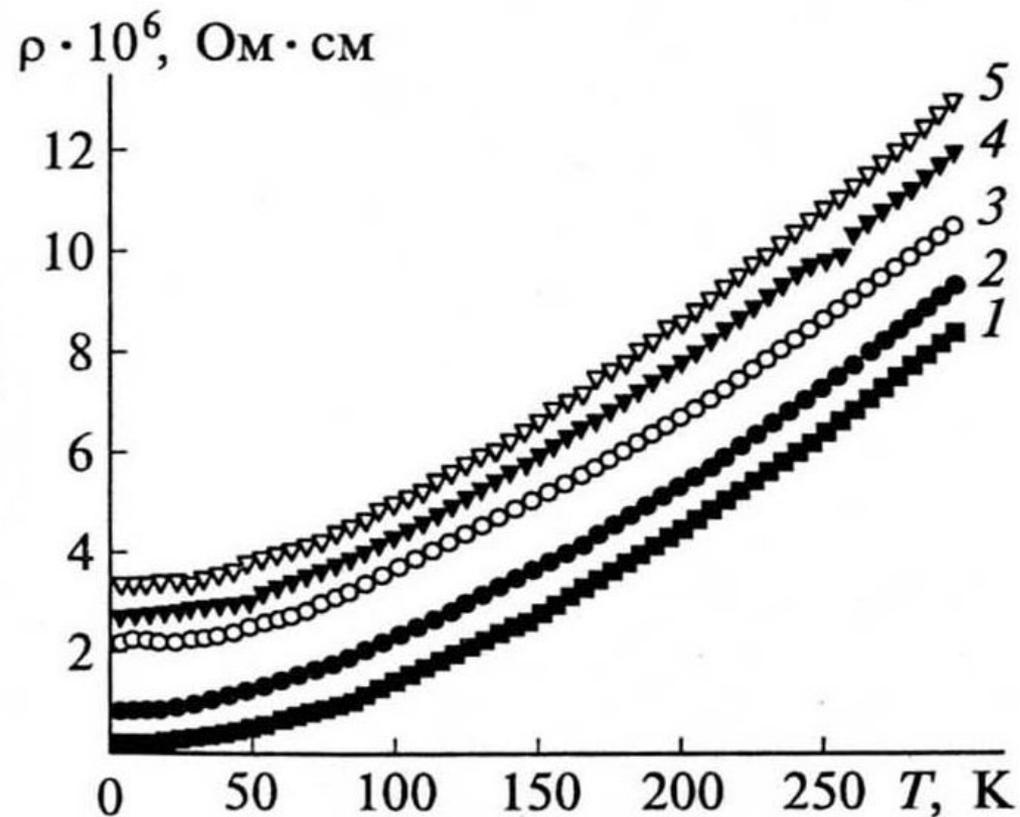
Зависимость температуры плавления от размера кристаллитов легкоплавкого компонента соответствует теоретически предсказанной зависимости $T_{пл} \sim 1/L$. $T_m/T_{0m} = 1 - [6(\sigma_{sm}/\gamma_s - \sigma_{lm}/\gamma_l)/L - \Delta E]/\Delta H_m$,

где T_{0m} — температура плавления монокристалла; σ_{sm} , σ_{lm} — межфазное поверхностное натяжение на границе матрицы и включения в твердом и жидком состоянии соответственно; γ_s , γ_l — плотность соответственно твердого и жидкого включения; ΔE — изменение энергии деформации при плавлении; ΔH_m — энтальпия плавления.

Электрофизические свойства

Значительное повышение удельного электросопротивления ρ с уменьшением размера зерна отмечено для многих металлоподобных наноматериалов (Cu, Pd, Fe, Ni, Ni-P, Fe-Cu-Si-B, NiAl, нитридов и боридов переходных металлов и др.).

Рис. 3.14. Температурная зависимость электросопротивления образца никеля с кристаллитами размером $3 \cdot 10^5$ (1), 55 (2), 30 (3), 27 (4), 22 (5) нм [38]

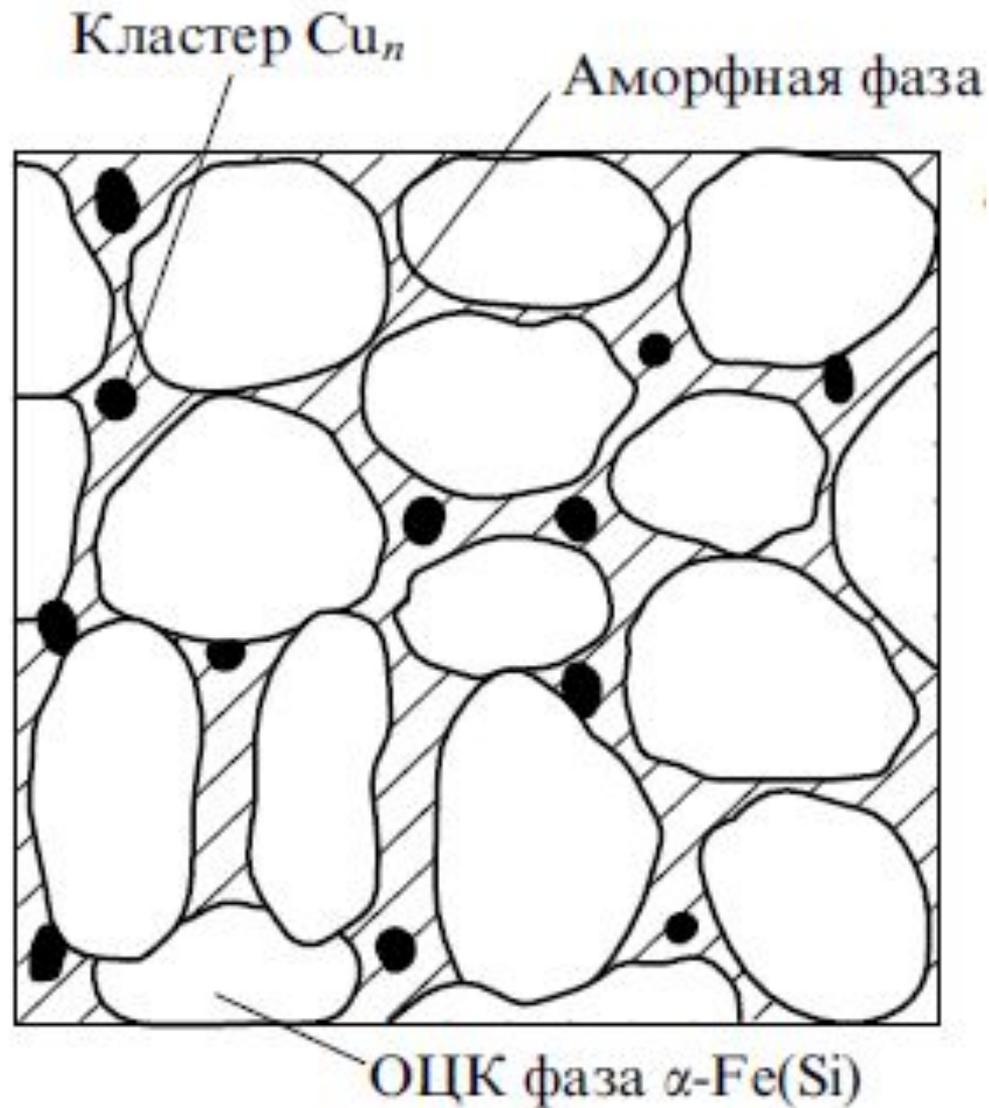


Наноструктура неупорядоченных систем

- в АМС элементарная ячейка, характерная для кристаллического состояния, сохраняется. Однако при стыковке элементарных ячеек в пространстве порядок их нарушается, и стройность рядов атомов, характерная для дальнего порядка, отсутствует.
- Ближний порядок, лежащий в основе структуры АМС, является метастабильной системой. При нагреве до температуры кристаллизации он перестраивается в обычную кристаллическую структуру. В среднем для большинства аморфных сплавов она находится в пределах 380-730 °С.
- в АМС отсутствуют такие дефекты, как дислокации и границы зерен, свойственные кристаллическому состоянию. Вакансии в аморфных сплавах имеют вид узких щелей, и в них не может разместиться атом, что сильно затрудняет диффузию через аморфные металлические слои.

В зависимости от условий закалки из жидкого состояния можно выделить три типа наноструктур:

- полная кристаллизация непосредственно в процессе закалки из расплава и образование одно- или многофазной как обычной поликристаллической структуры, так и наноструктуры;
- кристаллизация в процессе закалки из расплава протекает не полностью и образуется аморфно-кристаллическая структура;
- закалка из расплава приводит к образованию аморфного состояния, которое трансформируется в наноструктуру только при последующей термической обработке.



Схематичная микроструктура сплава $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$

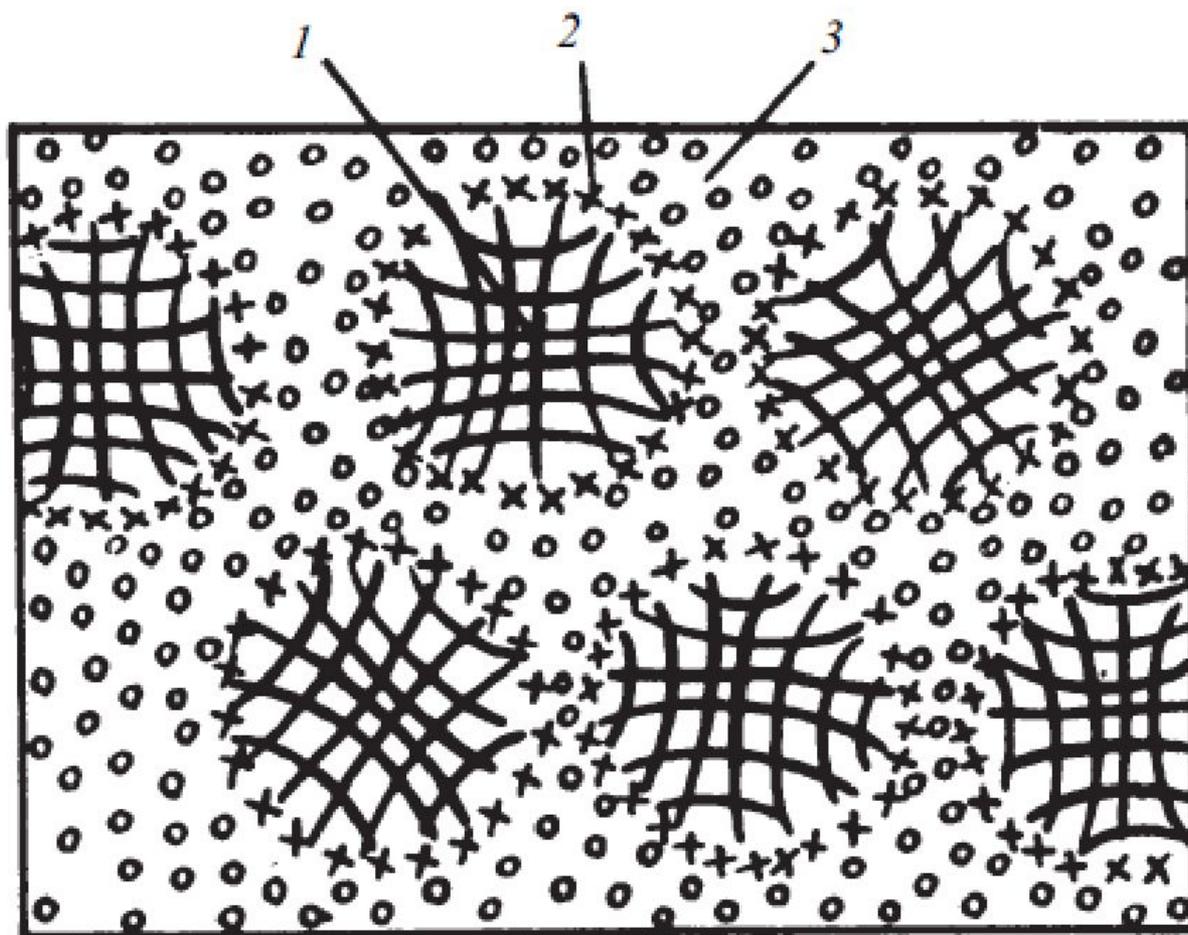


Рис. 4. Структурная модель аморфно-нанокристаллического состояния, сформировавшегося после закалки из расплава со скоростью, близкой к критической:

1 — нанокристаллы; *2* — переходная область; *3* — прослойки аморфной фазы