

Деформация и разрушение материалов №2 за 2009

Содержание номера

Физические основы прочности и пластичности

- Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением. II. Механические свойства нано- и субмикроструктурного железа
Юркова А. И., Мильман Ю. В., Бякова А. В. 2
- Формирование градиентов полей напряжений при многоциклового усталости аустенитной коррозионно-стойкой стали
Коваленко В. В., Иванов Ю. Ф., Коновалов С. В., Громов В. Е. 9

Механика деформации и разрушения

- Низкочастотная сдвиговая упругость жидкостей и аморфных сред
Сандитов Д. С., Бадмаев Б. Б., Дембелова Т. С., Дамдинов Б. Б. 14
- Влияние T-напряжения на эволюцию пластической деформации у вершины трещины в кристалле при смешанной моде нагружения
Карпинский Д. Н., Санников С. В. 20

Структура и свойства деформированного состояния

- Ветвление трещины в углеродистой стали. Механизмы разрушения
Сыромятникова А. С., Алексеев А. А., Левин А. И., Лыглаев А. В. 25

Перспективные материалы и технологии

- Структура и физико-механические свойства сплавов на основе TiNi, полученных методом закалки спиннингованием
Кунцевич Т. Э., Пушин В. Г. 30
- Высокоскоростное деформирование металлических материалов методом канально-углового прессования для получения ультрамелкозернистой структуры
Шорохов Е. В., Жгилев И. Н., Хомская И. В., Бродова И. Г., Зельдович В. И., Гундеров Д. В., Фролова Н. Ю., Гуров А. А., Оглезнева Н. П., Ширинкина И. Г., Хейфец А. Э., Астафьев В. В. 36

Диагностика и методы механических испытаний

- Оценка долговечности упругой трубы под действием продольной силы и давления в условиях равномерной поверхностной коррозии
Пронина Ю. Г. 41
- Одно- и многопараметровый контроль прочностных свойств ферромагнитных материалов
Костин В. Н., Царькова Т. П., Сомова В. М., Сажина Е. Ю. 45

Информация

- XVII Европейская конференция по разрушению
Ботвина Л. Р. 48

Структура и механические свойства железа после поверхностной интенсивной пластической деформации трением. II. Механические свойства нано- и субмикроструктурного железа *

А.И. Юркова^{1,2}, Ю.В. Мильман², А.В. Бякова^{1,2}

¹Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт»

Украина, 03056, Киев; yurkova@list.ru

²Институт проблем материаловедения НАН Украины

Украина, 03680, Киев; milman@ipms.kiev.ua, byakova@mail.ru

Методом наноиндентирования исследовано влияние измельчения зеренной структуры до субмикро- и наноразмеров на комплекс механических характеристик (твердость, пластичность и модуль Юнга) армко-железа, полученного интенсивной пластической деформацией трением (ИПДТ) в аргоне. В отличие от ГЦК-металлов, у которых при уменьшении размера зерен до 20 нм твердость только повышается, а пластичность снижается, для ОЦК-железа установлен обратный эффект – снижение твердости (с 5,8 до 3,7 ГПа) и повышение пластичности δ_A (с 0,82 до 0,87) при уменьшении размеров зерен с 50 до 20 нм.

Ключевые слова: железо, интенсивная пластическая деформация трением (ИПДТ), наноиндентирование, модуль Юнга, твердость, характеристика пластичности δ_A

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF IRON RESULTED FROM SURFACE SEVERE PLASTIC DEFORMATION BY FRICTION: II. MECHANICAL PROPERTIES OF NANO- and SUBMICROCRYSTALLINE IRON

A.I. Yurkova, Yu.V. Milman, A.V. Byakova,

By using nanoindentation technique relationship between microstructure and mechanical parameters such as hardness H_n , plasticity characteristic δ_A , and Young's modulus E were found to be actually dependent on the grain scale of α -Fe samples subjected to severe plastic deformation by friction (SPDF) with argon atmosphere. Unlike fcc-metals in which the decreasing of grain size to 20 nm results in hardness rises only, and plasticity goes down, there is a reverse effect in bcc-Fe – the decreasing of grains sizes from 50 to 20 nm causes the decrease of hardness (from 5,8 to 3,7 ГПа) and increase of plasticity (from 0,82 to 0,87).

Измельчение зеренной структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1] является одним из способов улучшения механических свойств конструкционных материалов. Однако известно, что металлы в наноструктурном состоянии имеют высокий предел текучести и повышенную твердость при пониженной пластичности [2, 3]. Поэтому при разработке высокоэффективных наноструктурных материалов желательно обеспечивать оптимальное соотношение между значениями предела текучести, который может быть охарактеризован твердостью или нанотвердостью, и пластичности. Это означает, что усилия, направленные на увеличение твердости, оправданы, если сохраняется удовлетворительная пластичность материала.

В связи с высокой структурной чувствительностью механических свойств изучение деформационного поведения наноматериалов имеет важное значение и является предметом интенсивных исследований. Имеются данные (например, [2-5]) о снижении модуля Юнга с уменьшением зерен до субмикро- и наноразмеров по сравнению с обычными

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке НАН Украины (проект № III-14-07) и Минобрнауки Украины (проект № 2904-ф).

поликристаллическими материалами и об отклонении экспериментальных результатов измерений от соотношения Холла–Петча, которое предусматривает барьерное действие границ зерен на пути движения дислокаций. Обычно соотношение Холла–Петча выполняется для значительной части исследованных наноматериалов до определенного критического размера зерна d_c , а при меньшем зерне ($d < d_c$) наблюдаются обратные эффекты – разупрочнение. Отклонение от выполнения закона Холла–Петча исследователи предположительно связывают со сменой механизма пластической деформации в наноматериалах по сравнению с более крупной зеренной структурой [4, 6–9].

На свойства наноматериалов существенно влияют размеры их структурных составляющих и состояние границ зерен. В зависимости от способа получения может формироваться зеренная структура с различной степенью структурной неоднородности, спектром разориентаций, дефектностью и химическим составом границ зерен. В ряде исследований отмечается, что определяющую роль в аномальном механическом поведении нано- и субмикроструктурных материалов играют границы зерен (ГЗ), приграничные объемы и тройные стыки [3-5, 10-12]. Особенно это касается наноструктур деформационного происхождения, полученных методами ИПД: в них формируется дефектная структура ГЗ, обусловленная высоким уровнем внутренних упругих напряжений, повышенной плотностью зернограничных дислокаций и значительными микроискажениями кристаллической решетки в приграничных областях [1, 13–15].

Авторы [16] считают, что в отличие от крупнозернистых материалов, в которых ГЗ являются барьерами для движения решеточных дислокаций, в нанокристаллах ГЗ можно рассматривать как каналы для пластического течения. В работе [4] с привлечением метода молекулярной динамики показана возможность как зернограничного проскальзывания, так и другого механизма деформации в нанокристаллах – внутривзеренного скольжения, при котором ГЗ действуют как источники и стоки дислокаций. Однако экспериментальные подтверждения такого механизма отсутствуют. Наиболее вероятным механизмом пластической деформации наноматериалов при $d < d_c$ все же представляется зернограничное проскальзывание с активизацией ротационных мод деформации.

Если влияние размера зерна на механические свойства наноструктурных ГЦК-металлов изучено довольно подробно [1-5], то данные о механических свойствах наноструктурных ОЦК-металлов крайне ограничены, особенно это касается их пластических свойств. Пластичность при растяжении ОЦК-металлов (Cr, Mo, W) в наноструктурном состоянии настолько низкая, что ее значения обычно в литературе не приводятся [2]. Вместе с тем характеристика пластичности, определяемая при индентировании, позволяет характеризовать пластичность материалов, которые ведут себя хрупко при стандартных механических испытаниях на растяжение.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния наноструктурного состояния железа, полученного ИПД трением (ИПДТ) в нейтральной среде (аргоне), на его механические свойства (твердость, пластичность и модуль Юнга).

Материалы и методика исследований

В качестве объектов исследования использовали образцы из армко-железа (чистотой 99,97 масс.

%) с градиентным поверхностным слоем, полученным ИПДТ в аргоне [17], зеренная структура которого изменялась от микро- до субмикро- и наноразмерного уровня**.

Особенности механического поведения железа исследовали методом непрерывного вдавливания при наноиндентировании алмазной пирамидой Берковича с помощью прибора Nano Indenter II. Модуль Юнга E и твердость H_h рассчитывали по кривым нагружения индентора в координатах нагрузка на индентор F –перемещение индентора h , используя теорию Оливера и Фарра [18]. При этом определяли твердость по Мейеру, которая является средним контактным давлением на контактной поверхности индентор–образец и хорошо коррелирует с напряжением течения [19]. Во время испытаний регистрировали перемещение индентора как при росте нагрузки, так и при ее снижении (рис. 1).

Характеристику пластичности определяли в соответствии с [20-22] и рассчитывали по соотношению площадей на диаграмме непрерывного вдавливания по формуле (1):

$$\delta_A = \frac{A_p}{A_t} = 1 - \frac{A_e}{A_t}, \quad (1)$$

где A_e и A_t – площадь под кривой разгрузки и нагружения соответственно, $A_p = A_t - A_e$.

Характеристика пластичности δ_A , определенная методом непрерывного вдавливания, является аналогом безразмерного параметра пластичности δ_H – доли пластической деформации в общей упругопластической деформации под индентором, характеризующего способность материала к формоизменению в процессе деформации и определяемого по формуле:

$$\delta_H = \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon} = 1 - \frac{\varepsilon_e}{\varepsilon}, \quad (2)$$

где ε_p , ε_e , ε – усредненные по площадке контакта индентора с образцом значения пластической, упругой и общей деформации в направлении приложения нагрузки.

Из уравнения (2) следует, что параметр пластичности δ_H изменяется от 0 для абсолютно упругого внедрения индентора до 1 – для полностью пластической деформации. В действительности $0 < \delta_H < 1$, предельные случаи на практике не наблюдаются. Для металлов и сплавов, которые проявляют пластичность до разрушения в условиях стандартных механических испытаний на растяжение, характеристика пластичности принимает значения $\delta_H \geq 0,9$ [21].

Параметр δ_H можно определять при любых методах механических испытаний, но лучше всего – при индентировании. Характеристика пластичности δ_H зависит от общей деформации ε , однако при индентировании пирамидальными инденторами ε определяется углом при вершине индентора, т.е. является практически постоянной величиной.

В работе [22] показано, что характеристика пластичности может быть рассчитана по формуле (3):

$$\delta_H = 1 - \frac{HM}{E} \cdot \frac{(1 - \nu - 2\nu^2)}{-\ln \sin \gamma}, \quad (3)$$

**Более подробно методика получения и особенности формирования структуры диспергированного железа изложены в I части настоящей работы (см. журнал «Деформация и разрушение материалов». 2009, № 1).

где $HM = \frac{F}{S}$ – твердость по Мейеру; ν – коэффициент Пуассона материала; γ – угол между осью и гранью пирамиды.

Для индентора Берковича характеристику пластичности δ_H определяют, используя выражение

$$\delta_H = 1 - 10,2 \cdot \frac{HM}{E} \cdot (1 - \nu - 2\nu^2). \quad (3a)$$

Характеристику пластичности δ_H для железа рассчитывали на основании полученных экспериментальных данных (HM и E) при значении $\nu = 0,27$, взятого из справочной литературы [24].

Теоретические и экспериментальные исследования авторов [23, 25, 26] показали, что с достаточной точностью $\delta_A \approx \delta_H$. Характеристика пластичности δ_A предпочтительнее параметра δ_H . Методика расчета характеристики пластичности δ_A в отличие от методики расчета характеристики δ_H не требует определения модуля Юнга, твердости и коэффициента Пуассона, вносящих некоторую погрешность.

Результаты механических испытаний при наноиндентировании

На рис. 2 приведены диаграммы непрерывного вдавливания, полученные при наноиндентировании недеформированной крупнокристаллической основы (диаграмма 5) и градиентного поверхностного слоя образца армко-железа после ИПДТ (диаграммы 1, 2, 3, 4). Наклон кривых разгрузки для микрокристаллического (диаграмма 4), субмикроструктурного (диаграмма 3) и наноструктурного (с размером зерен 50 нм) участка (диаграмма 2) диспергированного слоя железа такой же, как и для крупнозернистой основы, и модуль E для них примерно соответствует значению модуля упругости исходного крупнокристаллического материала. Для наноструктурного участка, прилегающего к самой поверхности, в котором размер зерен составляет примерно 20 нм, наблюдается уменьшение наклона кривой разгрузки (диаграмма 1) по сравнению с кривой разгрузки для крупнокристаллической недеформированной основы (диаграмма 5), что свидетельствует об уменьшении модуля Юнга нанокристаллического α -Fe по сравнению с крупнокристаллическим состоянием. Согласно полученным данным (рис. 3) это уменьшение составляет примерно 10 % (176±9 ГПа против 210±10 ГПа). Следует отметить, что значения модуля E крупнокристаллического железа, полученные в условиях наноиндентирования при комнатной температуре, находятся в области значений E (196,2–227,5 ГПа), приведенных в справочной литературе [24] для крупнокристаллического α -Fe.

Таким образом, ИПДТ в аргоне приводит к снижению модуля Юнга железа только при размерах зерен меньше 30 нм, при больших размерах зерен (от нано- до субмикро- и микро-размерных) его значения, с учетом интервала разброса данных, соответствуют значению модуля Юнга крупнокристаллического железа (см. рис. 3).

Результаты измерения твердости H_h железа после ИПДТ показывают, что с уменьшением размеров зерен от крупнокристаллических до субмикронных (до 200 нм) твердость увеличивается с 3 до 5,8 ГПа (см. рис. 3). Это увеличение удовлетворительно описывается соотношением Холла–Петча: $H = H_0 + k_y d^{-0,5}$, при этом $k_y = 0,43$ МПа·м^{1/2}, что практически совпадает со значением этого коэффициента для обычного поликристаллического железа $k_y = 0,39–0,73$ [27, 28]. Дальнейшее уменьшение размера зерен (с 200 до 50 нм) сопровождается отклонением от

соотношения Холла–Петча: твердость практически не изменяется, оставаясь высокой. Уменьшение размеров зерен ниже 50 нм вызывает снижение твердости, и в участке слоя с зернами размером около 20 нм твердость составляет 3,7 ГПа.

Распределение значений характеристики пластичности δ_A (см. рис. 3) в диспергированном трением слое в зависимости от размера зерна отражает характер распределения твердости. Так, при уменьшении размеров зерен от крупнокристаллических до субмикро- и наноразмерных пластичность уменьшается с увеличением твердости. При уменьшении зерен до размеров меньше 50 нм, когда твердость снижается, наблюдается увеличение параметра δ_A с 0,82 до 0,87.

Обсуждение результатов

В работах [1, 2, 4, 15, 16] обсуждается несколько факторов, оказывающих влияние на упругие свойства ультрадисперсных материалов, полученных методами ИПД. Предполагается, что определяющую роль в снижении упругих свойств наноматериалов играют границы зерен и тройные стыки, так как значительная доля атомов наноструктурного материала расположена в позициях, отличных от нормальных позиций в кристаллической решетке, а объемная доля границ зерен, приграничных объемов и тройных стыков возрастает по мере уменьшения размера зерна [3, 10, 12]. Согласно модели композита Муграби [29, 30] уменьшение значений модуля E может происходить в результате увеличения объемной доли межзеренного пространства – границ зерен и тройных стыков, для которых механические свойства отличаются от свойств тела зерна. Кроме этого, уменьшение размеров зерен приводит к увеличению доли свободного объема в границах зерен, в приграничных областях и в тройных стыках. Это обуславливает ослабление атомных связей в наноструктурном материале.

По данным [2, 4] отклонение от закона Холла–Петча для ультрамелкодисперсных и нанокристаллических ГЦК-металлов наблюдается при размере зерен $d \leq 20$ нм, при котором происходит некоторое уменьшение твердости (рис. 4). В тоже время для диспергированного ИПДТ ОЦК-железа, как следует из рис. 3, отклонение от соотношения Холла–Петча наблюдается при больших размерах зерен ($d \leq 200$) нм. По существующим представлениям отклонение от закона Холла–Петча принято связывать с изменением механизма деформации, при котором энергетически более выгодным становится подключение к эстафетному механизму передачи дислокаций через границы зерен механизма зернограничного проскальзывания (ЗГП). С учетом того, что значения коэффициент k_y в уравнении Холла–Петча для ОЦК-металлов значительно выше, чем для ГЦК-металлов (табл. 1) [2, 4, 27, 28], при резком повышении прочности с уменьшением размеров зерен передача скольжения от зерна к зерну требует очень больших напряжений. По этой причине изменение механизма деформации в ОЦК-железе начинается при большем размере зерен. Уже при размере зерен около 200 нм (против 20 нм для ГЦК-металлов) становится энергетически выгодным подключение к дислокационному механизму деформации с передачей скольжения через границы зерен механизма ЗГП, который начинает играть определяющую роль при $d = 50$ нм.

По разнице между значениями твердости, которые соответствуют соотношению Холла–Петча, и экспериментальными значениями для нано- и субмикроструктурного слоев ($20 \leq d \leq 200$ нм) рассчитан выигрыш в напряжении течения $\Delta\sigma_s$ (при $H \approx 3\sigma_s$ по Тейбору [19]) при изменении механизма деформации. Эта величина позволяет оценить, на сколько облегчается процесс деформации с участием ЗГП по сравнению с передачей скольжения от зерна к зерну через границу по дислокационному механизму Холла–Петча. Так, при уменьшении размеров зерен с 200 до 50 нм выигрыш в напряжении течения $\Delta\sigma_s$ составляет 850 МПа, а для $d=20$ нм $\Delta\sigma_s = 2580$ МПа. Эти данные показывают, что в участке слоя с размерами зерен $50 < d < 200$ нм

деформация происходит по смешанному механизму – к обычному дислокационному механизму подключается механизм ЗГП. При $d < 50$ нм, когда наблюдается уменьшение предела текучести, преобладающая роль принадлежит механизму ЗГП – сдвиговые моды деформации подавляются, а ротационные моды активизируются [7]. При этом деформация в основном реализуется путем поворота нанозерен, который вызван высоким уровнем напряжений в их тройных стыках.

Результаты расчета характеристик пластичности δ_A и δ_H по формулам (1) и (3а) показывают их удовлетворительное совпадение и линейную зависимость от $\frac{HM}{E}(1-\nu-2\nu^2)$, в том числе и для наноструктурного состояния (рис. 5). Значения параметра пластичности δ_A лежат на прямой, тангенс угла наклона которой $\operatorname{tg}\alpha = 10,3$, что близко к значению коэффициента в формуле (3а) для определения параметра δ_H . Полученный результат подтверждает ранее опубликованные данные о хорошем совпадении параметров δ_A и δ_H [23, 25, 26]. Кроме этого, экспериментально подтверждена правомерность представлений, вытекающих из теории [21], о том, что характеристика пластичности δ_H в соответствии с выражениями (3) и (3а) определяется в основном соотношением HM/E . Поэтому с ростом твердости значения характеристики пластичности уменьшаются при постоянном модуле E . При этом эффект снижения пластичности при увеличении твердости должен усиливаться при одновременном уменьшении модуля Юнга.

Значительный интерес представляет тот факт, что величина характеристики пластичности δ_A , при расчете которой не используются значения модуля Юнга E , твердости HM и коэффициента Пуассона ν , зависит от их соотношения и описывается уравнением (3а).

Снижение твердости железа, несмотря на некоторое уменьшение модуля Юнга (см. рис. 3), приводит к повышению характеристики пластичности (до 0,87) наноструктурного железа, полученном методом ИПДТ. В участке слоя с размерами зерен меньше 50 нм пластичность повышается, так как твердость уменьшается быстрее, чем модуль Юнга, а характеристика пластичности в основном определяется отношением HM/E .

Существенно, что диспергирование ОЦК-железа до наноструктурного состояния с размером зерен меньше 50 нм приводит к росту значений характеристики пластичности δ_A , в то время как при диспергировании зеренной структуры ГЦК-металлов до 20 нм происходит только снижение пластичности, обусловленное увеличением твердости. Как следует из данных, приведенных на рис. 6, характеристика пластичности железа, диспергированного ИПДТ до размера зерен 20 нм, приближается к пластичности меди с размерами зерен 20 нм и меньше. Следует отметить, что формирование структуры с размером зерен $d < 20$ нм крайне сложно, особенно в инженерной практике. В то же время формирование нанозерен размером $d < 50$ нм в железе и повышение при этом пластичности является вполне достижимым.

Выводы

1. При уменьшении зерен до размеров меньше 30 нм обнаружено снижение значений модуля Юнга армко-железа на 10 % по сравнению с крупнокристаллическим состоянием (176 ± 9 против 210 ± 10 ГПа).

2. Уменьшение зерен от крупнокристаллических до микрокристаллических и субмикронных размеров (до 200 нм) вызывает увеличение твердости (с 3 до 5,8 ГПа), которое удовлетворительно описывается соотношением Холла–Петча для твердости. При этом значение коэффициента Холла–Петча совпадает с его значением для крупнокристаллического железа. При уменьшении размеров зерен с 200 до 50 нм наблюдается отклонение от соотношения Холла–

Петча – значения твердости стабилизируются. Дальнейшее уменьшение размеров зерен (с 50 до 20 нм) вызывает снижение твердости до 3,7 ГПа и рост характеристики пластичности δ_A (с 0,82 до 0,87), в то время как в ГЦК-металлах уменьшение размера зерен до 20 нм вызывает только повышение твердости и снижение пластичности и лишь при $d < 20$ нм наблюдается снижение твердости. Такие отличия в деформационном поведении связываются со значительно более высоким коэффициентом k_y в уравнении Холла–Петча для ОЦК-металлов по сравнению с ГЦК-металлами.

3. Значения характеристики пластичности железа, диспергированного ИПДТ до размера зерен 20 нм, приближается к пластичности меди с размерами зерен 20 нм и меньше. Формирование структуры с размером зерен меньше 20 нм крайне сложно, особенно в инженерной практике. В то же время формирование в железе зерен размером меньше 50 нм и повышение в результате этого пластичности вполне достижимо.

Авторы выражают благодарность С.Н. Дубу за проведение испытаний методом наноиндентирования.

Список литературы

1. **Валиев Р.З., Александров И.В.** Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – Москва: Логос, 2000. – 272 с.
2. **Носкова Н.И., Мулюков Р.Р.** Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
3. **Андреевский Р.А., Глезер А.М.** Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 1. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления. // ФММ. 1999. Т. 88. № 1. С. 50-73; 2. Механические и физические свойства // ФММ 2000. Т. 89. № 1. С. 91–112.
4. **Swygenhoven H. Van, Weertman J. R.** Deformation in nanocrystalline metals // Materialstoday. 2006. V. 9. N 5. P. 24-31.
5. **Kumar K.S., Swygenhoven H. Van, Suresh S.** Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys // Acta Materialia. 2003. V. 51. P.5743-5774.
6. **Поздняков В.А., Глезер А.М.** Структурные механизмы пластической деформации материалов // ФТТ. 2002. Т. 44. № 4. С. 705-710.
7. **Noskova N.I.** Structural features, and mechanisms of deformation of nanocrystalline materials // J. Phys. Metals and Metallography. Suppl. 2002. V. 94. P. S119-S130.
8. **Малыгин Г.А.** Нарушение закона Холла–Петча в микро и нанокристаллических материалах // ФТТ. 1995. Т. 37. № 8. С. 2281-2292.
9. **Поздняков В.А.** Механизмы пластической деформации и аномалии зависимости Холла–Петча // ФММ. 2003. Т. 96. № 1. С. 114–128.
10. **Глезер А.М.** Прочность и пластичность нанокристаллов / Деформация и разрушение материалов: Труды I Межд. конф. (Москва, 2006). С. 14-16.
11. **Гуткин М.Ю., Овидько И.А.** Дефекты и механизмы пластичности в наноструктурных и некристаллических материалах. – СПб: Янус, 2001. – 180 с.
12. **Palumbo G., Erb U., Aust K.T.** Triple line dislocation effects on the mechanical behaviour of materials // Scripta Met. Mater. 1990. V. 24. P.2347-2350.
13. **Валиев Р.З., Мусалимов Р.Ш.** Высокорастворимая электронная микроскопия нанокристаллических материалов // Физика металлов и металловедение. 1994. Т. 78. № 1. С. 114-121.
14. **Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К.** Структура и механическое поведение ультрамелкозернистых металлов и сплавов, подвергнутых интенсивной пластической деформации // ФММ. 1998. Т. 85. Вып. 3. С. 161-177.
15. **Horita Z., Smith D., Furucawa M. and et al.** An investigation of grain boundaries in submicrometer-grained Al–Mg solid solution alloys using HREM // J. Mater. Res. 1996. V. 11. N 8. P. 1880-1890.
16. **Гуткин М.Ю., Овидько И.А.** Физическая механика деформируемых наноструктур. Т. I Нанокристаллические материалы. – СПб: Янус, 2003. – 158 с.
17. **Юркова А.И., Белоцкий А.В., Мильман Ю.В., Бякова А.В.** Формирование наноструктуры на поверхности железа при трении // Нанопизика, наносистемы, наноматериалы. 2004. Т. 2. Вып. 2. С. 633-644.

18. **Oliver W. C., Pharr G. M.** An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // *J. Mater. Res.* 1992. V. 7. N 6. P. 1564–1583.
19. **Tabor D.** *The Hardness of Metals.* – Oxford: Clarendon Press, 2000. – 130 p. (Preprint. 1951).
20. Int. Standard ISO 14577-1-2002(E).
21. **Milman Yu.V., Galanov B.A., Chugunova S.I.** Plasticity characteristics obtained through hardness measurement // *Acta Metall. Mater.* 1993. V. 41. N 9. P. 2523-2532.
22. **Milman Yu.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V.** Plasticity characteristic obtained by indentation technique for crystalline and noncrystalline materials in wide temperature range // *High Temperature Materials and Processes.* 2006. V. 25. N 1-2. P. 39-46.
23. **Vyakova A., Milman Yu., Vlasov A.** High Performance Ceramic Coatings for Cutting Tool – Perspective in improvement of coating mechanical properties: Proc. 8th CIRP Int. Workshop on Modeling of Machining Operations (Chemnitz, Germany, May 10-11, 2005). P. 559-568.
24. **Францевич И.Н., Воронов Ф.Ф., Бакута С.А.** Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов. Справочник. – Киев: Наукова думка, 1982. – 285 с.
25. **Milman Yu.V.** Plasticity characteristic obtained by indentation // *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2008. V. 41. P. 1-9.
26. **Milman Yu., Dub S., Golubenko A.** Plasticity characteristic obtained through instrumental indentation // *Mater. Res. Symp. Proc.* 2008. V. 1049. P. 123-128.
27. **Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П.** и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов. – Киев: Наукова Думка, 1987. – 248 с.
28. **Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А.** Физические основы прочности тугоплавких материалов. – Киев: Наукова Думка, 1975. – 315 с.
29. **Ungar T., Mughraby H., Könnpapel D., Wilkens M.** X-Ray Line-broadening study of the dislocation cell structure in deformed [001]-orientated copper single crystals // *Acta Metall.* 1984. V. 32. N 3. P. 333-342.
30. **Mughrabi H.** Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals. // *Acta metall.* 1983. V. 31. P. 1367-1379.
31. **Cheng S., Ma E., Wang M.Y.** et al. Tensile properties of in situ consolidated nanocrystalline Cu // *Acta Materialia.* 2005. V. 53. P. 1521-1533. (было 32.)

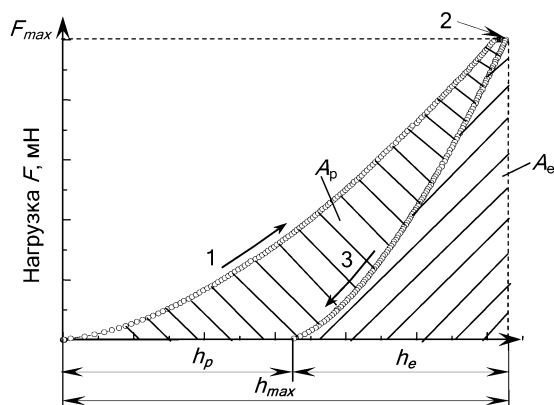


Рис. 1. Диаграмма нагружения индентора Берковича в координатах «нагрузка F – перемещение h »: участок нагружения индентора (1), участок выдержки индентора под максимальной нагрузкой (2), участок разгружения индентора (3) [20].

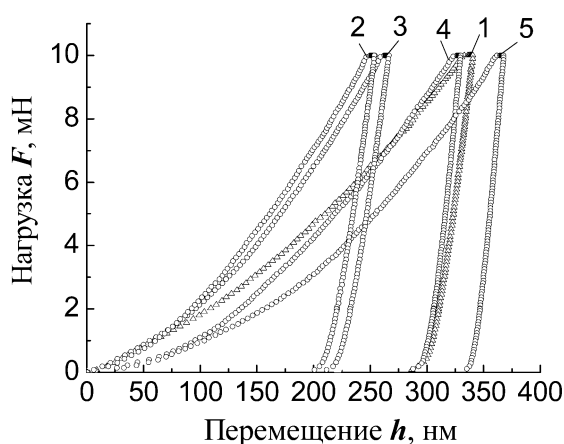


Рис. 2. Диаграммы внедрения пирамидального индентора при наноиндентировании армко-железа после ИПДТ. Участки поверхностного слоя: 1 – нанокристаллический, $d = 20$ нм ($E=176$ ГПа, $H_h=3,7$ ГПа); 2 – нанокристаллический, $d = 50$ нм ($E=200$ ГПа, $H_h=5,9$ ГПа); 3 – субмикроструктурный, $d = 200$ нм ($E=209$ ГПа, $H_h=5,8$ ГПа); 4 – микроструктурный, $d = 3$ мкм ($E=212$ ГПа, $H_h=3,7$ ГПа); 5 – крупнокристаллическая недеформированная основа, $d = 80$ мкм ($E=210$ ГПа, $H_h=2,9$ ГПа)

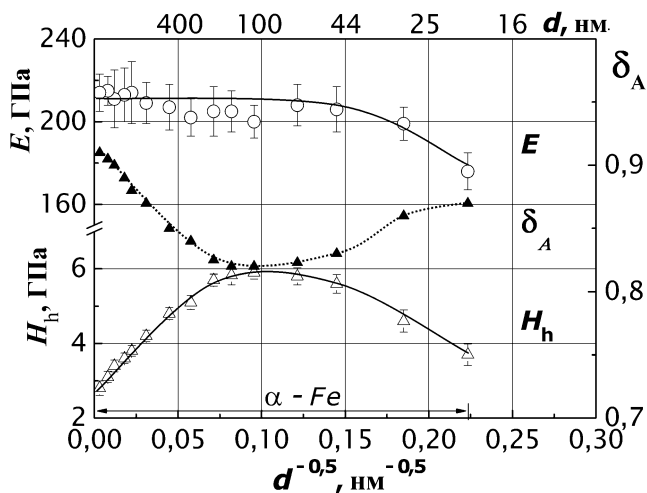


Рис. 3. Изменение механических характеристик (твердости H_h , характеристики пластичности δ_A и модуля Юнга E) в зависимости от размера зерна $d^{-0,5}$ армко-железа после ИПДТ.

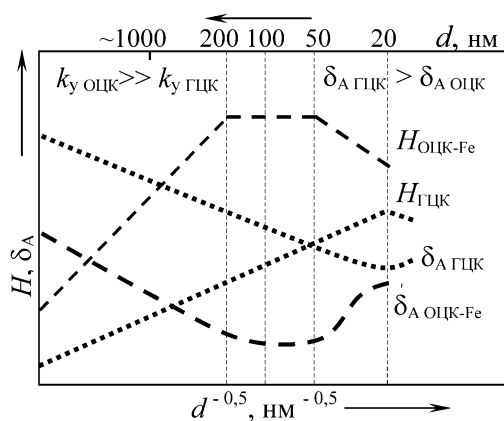


Рис. 4. Схема изменения твердости H и характеристики пластичности δ_A в зависимости от размера зерна $d^{-0,5}$ в микрокристаллических, субмикро- и нанокристаллических ГЦК-металлах [2, 4] и в ОЦК-железе после ИПДТ.

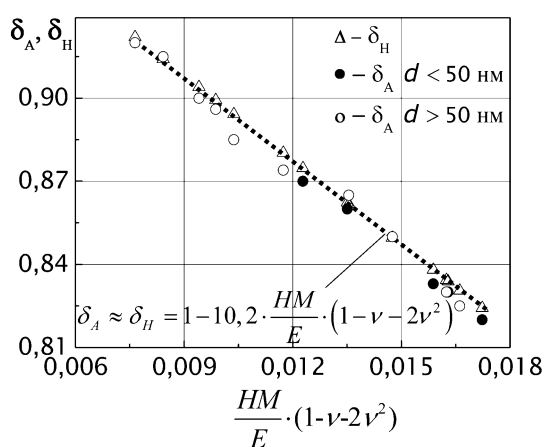


Рис. 5. Изменение характеристики пластичности δ_A и δ_H железа после ИПДТ в зависимости от параметра $\frac{HM}{E} (1 - \nu - 2\nu^2)$.

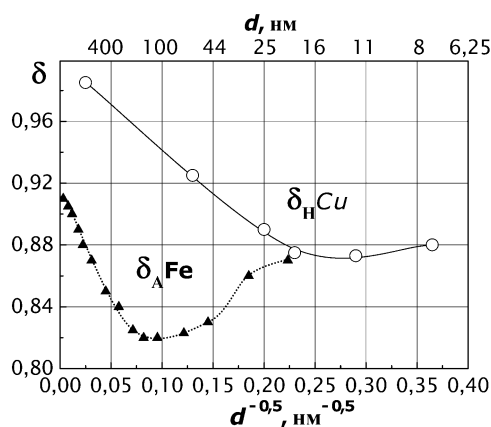


Рис. 6. Изменение характеристики пластичности δ_A железа (ИПДТ) и δ_H меди (рассчитано по значениям $H(d^{-0,5})$ [31]) в зависимости от размера зерна.

Таблица 1 Значения коэффициента k_y в уравнении Холла-Петча для ОЦК и ГЦК металлов

Металл	ОЦК	ГЦК	Fe	Cu
$k_y, \text{ МПа} \cdot \text{ м}^{1/2}$	$\sim 0,7$ [2]	$< 0,16$ [2]	0,39-0,73 [27, 28]	0,1 [4]