

PACS numbers: 07.35.+k, 61.72.Nh, 62.20.de, 62.20.fq, 62.20.Qr, 81.40.Pq, 81.65.Lp

Механические свойства наноструктурного железа, полученного интенсивной пластической деформацией трением

А. И. Юркова, А. В. Белоцкий, А. В. Бякова*, Ю. В. Мильман*

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»,
просп. Победы, 37,
03056 Киев, Украина*

**Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,
ул. Кржижановского, 3,
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

Методом наноиндентирования исследовано влияние измельчения зеренной структуры до наноразмеров на комплекс механических характеристик (твердость H_h , пластичность δ_A и модуль Юнга E) армко-железа после обработки интенсивной пластической деформацией трением (ИПДТ) в аргоне. При уменьшении зерен до размеров меньше 30 нм обнаружено уменьшение значений модуля Юнга на 10% по сравнению с крупнокристаллическим состоянием. В отличие от ГЦК-металлов, в которых при уменьшении размера зерен до 20 нм твердость только повышается, а пластичность снижается, в ОЦК-железе установлен обратный эффект: уменьшение размеров зерен от 50 до 20 нм вызывает снижение твердости (от 5,8 до 3,7 ГПа) и повышение характеристики пластичности δ_A (от 0,82 до 0,87).

Методом наноіндентування досліджено вплив подрібнення зеренної структури до нанорозмірів на комплекс механічних характеристик (твердість H_h , пластичність δ_A і модуль Юнга E) армко-заліза після інтенсивної пластичної деформації тертям (ІПДТ) в аргоні. При зменшенні зерен до розмірів менше 30 нм виявлено зниження значень модуля Юнга на 10% в порівнянні з крупнокристалічним станом. На відміну від ГЦК-металів, в яких при зменшенні розміру зерен до 20 нм твердість тільки підвищується, а пластичність знижується, в ОЦК-залізі встановлено зворотній ефект: зменшення розмірів зерен від 50 до 20 нм викликає зниження твердості (від 5,8 до 3,7 ГПа) і підвищення пластичності (від 0,82 до 0,87).

By using nanoindentation technique, the role of grain refinement down to nanometre sizes in terms of its influence on mechanical parameters (hardness, H_h , plasticity characteristic, δ_A , and Young's modulus, E) of α -Fe subjected to severe plastic deformation by friction (SPDF) with argon atmosphere is stud-

ied. In comparison with Fe of coarse-grained structure, Young's modulus decreases by 10% when grain size decreases down to less than 30 nm. Unlike f.c.c. metals for which decreasing the grain size down to 20 nm results in gradual increasing of the hardness values and, therefore, in decreasing of the plasticity, the reverse effect is believed to be true for b.c.c. Fe, namely, the decreasing of grains sizes within the range from 50 to 20 nm causes the hardness-values decreasing from 5.8 to 3.7 GPa, while plasticity characteristic increases from 0.82 to 0.87.

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

(Получено 23 ноября 2007 г.; окончат. вариант — 23 сентября 2009 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Диспергирование зеренной структуры при высокоэнергетических механических воздействиях методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1] является одним из способов улучшения механических характеристик конструкционных материалов. Известно, что металлы в наноструктурном состоянии обладают высоким пределом текучести и повышенной твердостью, но пониженной пластичностью [2, 3]. Для разработки высокоэффективных наноструктурных материалов желательно обеспечить оптимальное соотношение между значениями прочности, которая может быть охарактеризована твердостью, и пластичности. Это означает, что усилия, направленные на увеличение прочности, оправданы, если пластичность материала остается удовлетворительной.

Проведенные в последние годы исследования показывают, что ультрадисперсные материалы, полученные методами ИПД, обладают необычными, по сравнению с традиционными поликристаллическими материалами, физическими и механическими свойствами [1–4]. В связи с высокой структурной чувствительностью механических свойств изучение деформационного поведения наноматериалов имеет важное значение и является предметом интенсивных исследований. В литературе [2–5] имеются данные о снижении модуля Юнга при уменьшении зерен до субмикро- и наноразмеров и отклонении экспериментальных результатов измерений от соотношения Холла–Петча. Обычно соотношение Холла–Петча выполняется для значительной части исследованных наноматериалов до определенного критического размера зерна d_c , а при уменьшении размера зерна до $d < d_c$ наблюдается обратный эффект — разупрочнение. Нарушение закона Холла–Петча исследователи предположительно связывают с изменением механизма пластической деформации в наноматериалах по сравнению с крупнозернистыми [4, 6–9].

Свойства наноматериалов в существенной степени зависят как от размеров их структурных составляющих, так и от состояния 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 указывается, что определяющую роль в аномальном механическом поведении нано- и субмикроразмерных материалов играют границы зерен (ГЗ), приграничные объемы и тройные стыки, объемная доля которых возрастает по мере уменьшения размера зерна [3–5, 10, 11, 12]. Отмеченное обстоятельство является особенно характерным для наноструктурных материалов, полученным методами ИПД, в которых формируется дефектная структура ГЗ, ассоциируемая с высоким уровнем внутренних упругих напряжений, повышенной плотностью зернограничных дислокаций и значительными микроискажениями кристаллической решетки в приграничных областях [1, 13–15].

В экспериментальных и теоретических работах [2, 3, 6–11], а также в исследованиях, основанных на методе молекулярной динамики [4, 5], показана определяющая роль границ раздела (границ зерен, приграничных объемов и тройных стыков) при деформации наноматериалов. Так, в работе [16] установлено, что в отличие от крупнозернистых материалов, в которых ГЗ являются барьерами для движения решеточных дислокаций, ГЗ нанокристаллических материалов можно рассматривать как каналы для пластического течения. Для нанокристаллических материалов в работе [4] методом молекулярной динамики (ММД) продемонстрирована возможность реализации наряду с зернограничным проскальзыванием другого механизма деформации — внутризеренного скольжения, при котором ГЗ действуют как источники и стоки дислокаций. Однако экспериментальное подтверждение такого механизма отсутствует. Наиболее вероятным механизмом пластической деформации наноматериалов при температурах ≤ 300 К и при уменьшении зерен до размеров меньше критического ($d < d_c$) все же представляется зернограничное проскальзывание (ЗПП) с активизацией ротационных мод деформации.

Влияние размера зерен на механические свойства наноструктурных ГЦК-металлов изучено достаточно подробно [1–5]. Данные о механических свойствах и особенно пластичности наноструктурных ОЦК-металлов крайне ограничены. Пластичность при растяжении ОЦК-металлов в наноструктурном состоянии настолько низкая, что данные количественных измерений обычно в литературе не приводятся [2]. Публикации по ОЦК-металлам, измельченным ИПД до размеров меньше 80 нм, с определением характеристики пластичности авторам неизвестны. Вместе с тем характеристика пластичности, определяемая при индентировании, позволяет количественно оценить пластичность материалов, которые ведут себя хрупко при стан-

дартных механических испытаниях на растяжение и изгиб.

Цель работы: изучить влияние наноструктурного состояния поверхностного слоя железа, полученного ИПД трением в нейтральной среде (аргон), на его механические свойства (твердость, пластичность, модуль Юнга).

2. ЭКСПЕРИМЕНТ

В качестве объектами исследования использовали образцы арможелеза (чистотой 99,97 масс. % с размером зерна 80–100 мкм) с градиентным поверхностным слоем, полученным интенсивной пластической деформацией трением (ИПДТ) в аргоне [17]. Зеренная структура такого слоя изменялась от микро- до субмикро- и наноразмерного уровня с минимальным размером зерен 20 нм на поверхности [18].

Механические свойства диспергированного железа исследовали по толщине градиентного слоя методом непрерывного вдавливания при наноиндентировании пирамидой Берковича на приборе «Nano Indenter II». Во время испытаний регистрировали перемещение алмазного индентора, как при росте нагрузки, так и при ее снижении (рис. 1). Модуль Юнга E и твердость H_h определяли по диаграмме нагружения индентора в координатах нагрузка на индентор F –перемещение индентора h в соответствии со стандартом ISO [19], используя методику Оливера и Фарра [20]. При этом определяли твердость по Мейеру ($H_h = FM$), которая является средним контактным давлением на контактной поверхности индентор–образец и хорошо коррелирует с напряжением течения [21].

Обработку экспериментальных данных для определения твердости и модуля Юнга проводили в соответствии с работой [20].

Характеристику пластичности δ_A определяли в соответствии с [19, 22, 23] и рассчитывали по отношению площадей на диаграмме непрерывного вдавливания (рис. 1) по формуле:

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

где A_e — площадь под кривой разгрузки; A_t — площадь под кривой нагружения; $A_p = A_t - A_e$.

Характеристика пластичности δ_A , определенная методом непрерывного вдавливания, является аналогом безразмерного параметра пластичности δ_H — доли пластической деформации в общей упруго-пластической деформации под индентором, характеризующим способность материала к формоизменению в процессе деформации, и определяется по формуле (2) в соответствии с методикой, изложенной в работах [21, 22]:

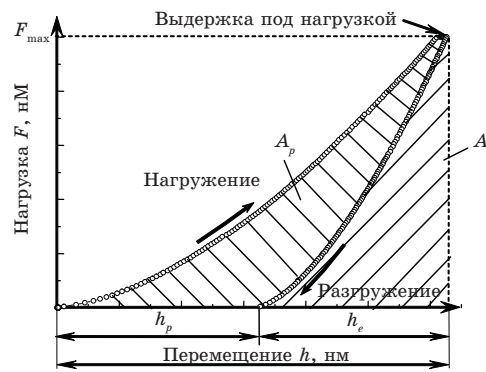


Рис. 1. Диаграмма нагружения индентора Берковича в координатах нагрузка на индентор F –перемещение индентора h [19].

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

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

Для индентора Берковича характеристику пластичности δ_H , согласно [22, 23] определяют по выражению:

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

где ν — коэффициент Пуассона; E — модуль Юнга; HM — твердость по Мейеру.

Из выражения (3) следует, что характеристика пластичности δ_H в основном определяется соотношением HM/E и с ростом твердости значения характеристики пластичности должны снижаться при постоянном модуле E . При этом эффект снижения пластичности при увеличении твердости должен усиливаться при одновременном уменьшении модуля Юнга. Теоретические и экспериментальные исследования авторов [24] показали, что с достаточной точностью $\delta_A \approx \delta_H$. При этом определение характеристики пластичности δ_A по формуле (1), в отличие от методики расчета характеристики δ_H , не требует определения модуля Юнга, твердости и коэффициента Пуассона, вносящих некоторую погрешность.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ПРИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

На рисунке 2 представлены диаграммы непрерывного вдавливания,

полученные при наноиндентировании градиентного поверхностного слоя железного образца после ИПДТ (диаграммы 1, 2, 3, 4), и недеформированной крупнокристаллической основы (диаграмма 5). Для наноструктурного участка, прилегающего к самой поверхности, в котором средний размер зерен составлял примерно 20 нм, наблюдается больший наклон кривой разгрузки (диаграмма 1), по сравнению с кривой разгрузки для крупнокристаллической недеформированной основы (диаграмма 5). Увеличение наклона кривой разгрузки для наноструктурного участка α -Fe свидетельствует об уменьшении модуля Юнга, по сравнению с его значениями для крупнокристаллической основы. Наклон кривых разгрузки для наноструктурного участка с размером зерен больше 30 нм (диаграмма 2), субмикроструктурного (диаграмма 3) и микрокристаллического (диаграмма 4) участков измельченного слоя железа такой же, как для крупнозернистой основы. Модуль E для этих участков примерно соответствует значению модуля упругости исходного крупнокристаллического железа.

На рисунке 3 показано изменение модуля Юнга E в зависимости от размера зерна для различных структурных участков поверхностного слоя образца железа. Уменьшение модуля Юнга ($E = 176 \pm 9$ ГПа) в наноструктурном участке слоя с размером зерен 20 нм по сравнению со значением модуля упругости крупнозернистого недеформированного α -Fe составляет примерно 10%. Отметим, что экспериментально регистрируемые значения модуля E крупнокри-

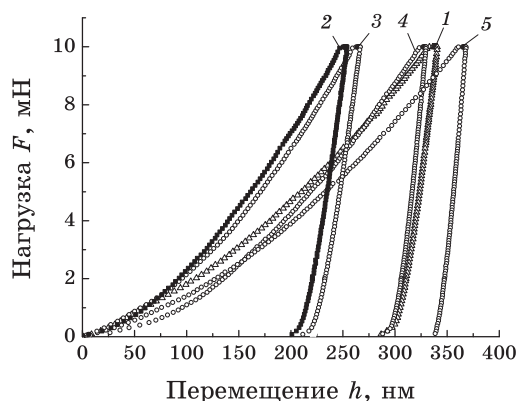


Рис. 2. Диаграммы внедрения пирамидального индентора при наноиндентировании армко-железа после ИПДТ. Участки диспергированного слоя: 1 — наноструктурный, $d = 20$ нм ($E = 176$ ГПа, $H_h = 3,7$ ГПа); 2 — наноструктурный, $d = 50$ нм ($E = 200$ ГПа, $H_h = 5,9$ ГПа); 3 — субмикроструктурный, $d = 200$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

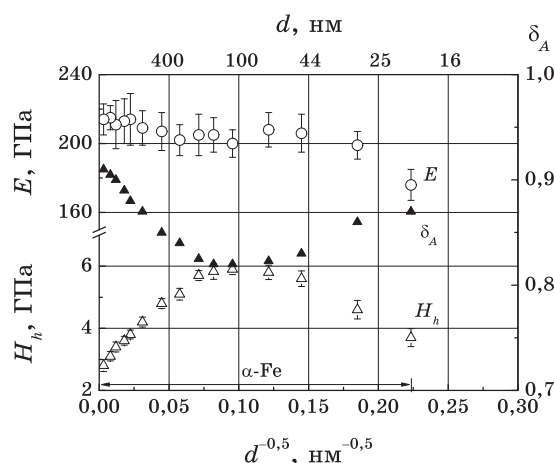


Рис. 3. Изменение механических характеристик (твердости H_h , характеристики пластичности δ_A и модуля Юнга E) в зависимости от размера зерна $d^{-0,5}$ армко-железа после ИПДТ.

сталлической основы ($E = 210 \pm 10$ ГПа), находятся в области значений E (196,2–227,5 ГПа), которые приведены в справочной литературе [25] для α -Fe. Эти результаты показывают, что ИПДТ железа в аргоне приводит к уменьшению значений модуля Юнга только в участке слоя с размерами зерен меньше 30 нм. При больших размерах зерен градиентного слоя значения E , с учетом интервала разброса данных, соответствуют значению модуля Юнга обычного крупнокристаллического железа (рис. 3).

Результаты измерения твердости H_h железа после ИПДТ показывают (рис. 3), что с уменьшением размеров зерен от крупнокристаллических до микрокристаллических и субмикронных (до 200 нм) твердость увеличивается от 3 до 5,8 ГПа. При этом увеличение твердости удовлетворительно описывается соотношением Холла–Петча $H = H_0 + k_y d^{-0,5}$ (рис. 3, 4), в котором коэффициент $k_y = 0,43$ МПа·м², что соответствует значению этого коэффициента для обычного поликристаллического железа [26, 27]. Уменьшение размера зерен от 200 до 50 нм сопровождается отклонением зависимости $H_h(d)$ от соотношения Холла–Петча: значения твердости практически не изменяются, оставаясь высокими. Дальнейшее уменьшение размеров зерен до $d < 50$ нм сопровождается снижением твердости, которая при зернах 20 нм достигает значения 3,7 ГПа (рис. 3).

Изменение значений характеристики пластичности δ_A (рис. 3) в зависимости от размера зерна отражает характер зависимости $H_h(d)$. При уменьшении зерен от крупнокристаллических до микро-, субмикро- и наноразмерных пластичность уменьшается с увеличением твердости. При уменьшении зерен до размеров меньше 50 нм, сопро-

обладающим снижением твердости, наблюдается увеличение значений характеристики пластичности δ_A от 0,82 до 0,87.

4. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В литературе [1–4, 15, 16] обсуждается несколько факторов, оказывающих влияние на упругие свойства ультрадисперсных материалов, полученных методами ИПД. Предполагается, что определяющую роль в уменьшении упругих свойств наноматериалов играют границы зерен и тройные стыки, т.к. значительная доля атомов наноструктурного материала расположена в местах, отличных от их 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 [28, 29] 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, что сопровождается ослаблением атомных связей в наноструктурном материале.

По данным, приведенным в работах [2, 4, 5], отклонение зависимости $H(d)$ от закона Холла–Петча для ультрамелкодисперсных и нанокристаллических ГЦК-металлов наблюдается при размерах зерен $d \leq 20$ нм, когда происходит некоторое уменьшение твердости (рис. 4). В то же время, для измельченного ИПДТ ОЦК-железа, как показано на рис. 3, отклонение зависимости $H(d)$ от закона Холла–

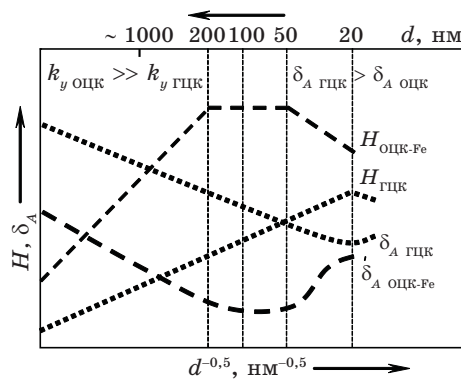


Рис. 4. Схема изменения твердости H и характеристики пластичности δ_A в зависимости от размера зерна $d^{-0,5}$ в микро-, субмикро-, нанокристаллических ГЦК-металлах [2, 4] и в ОЦК-железе после ИПДТ.

ТАБЛИЦА. Значения коэффициента k_y в уравнении Холла–Петча для ОЦК- и ГЦК-металлов.

Металл	ОЦК	ГЦК	Fe	Cu
k_y , МПа·м ^{1/2}	≈ 0,7 [2]	< 0,16 [2]	0,57–0,73 [27, 27]	0,1 [4]

Петча начинается при больших размерах зерен ($d \leq 200$) нм по сравнению с ГЦК-металлами. В соответствии с существующими представлениями [2, 4, 6–11] отклонение от закона Холла–Петча принято связывать с изменением механизма деформации, когда при уменьшении зерен до размеров $d < d_c$ энергетически выгодным становится подключение к обычному дислокационному механизму деформации механизма зернограничного проскальзывания (ЗГП). Учитывая, что для ОЦК-металлов коэффициент k_y в уравнении Холла–Петча значительно выше, чем для ГЦК-металлов (табл. 1) [2, 4, 26, 27], значительное повышение прочности с уменьшением размеров зерен требует намного больших напряжений для передачи скольжения от зерна к зерну. Поэтому 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 в области соблюдения закона Холла–Петча, и значениями H_h в нано- и субмикроструктурном участках слоя ($20 \leq d \leq 200$ нм), в которых наблюдается нарушение этого закона, рассчитан выигрыш в напряжении течения $\Delta\sigma_s$ при $H \approx 3\sigma_s$ (по Тейбору) при подключении механизма ЗГП к дислокационному механизму деформации. Такая обработка данных показывает, насколько облегчается процесс деформации с участием ЗГП по сравнению с передачей скольжения от зерна к зерну через границу по дислокационному механизму Холла–Петча. Оказалось, что при уменьшении размеров зерен от 200 до 50 нм выигрыш в напряжении течения $\Delta\sigma_s$ составляет 850 МПа, а при $d = 20$ нм $\Delta\sigma_s$ составляет 2580 МПа (рис. 5). Эти результаты показывают, что в участке слоя с размерами зерен $50 < d < 200$ нм деформация происходит с участием смешанного механизма — к обычному дислокационному механизму подключается механизм ЗГП. При уменьшении зерен до размеров $d < 50$ нм, определяющая роль принадлежит механизму ЗГП — сдвиговые моды деформации подавляются, ротационные моды деформации активизируются [6–9]. О наблюдении *in situ* (в колонне ЭМ) пластической деформации нанокристаллических металлов (медь, никель) путем ротации зерен сообщалось в работах [7, 30]. При этом деформация реализовалась поворотом нано-

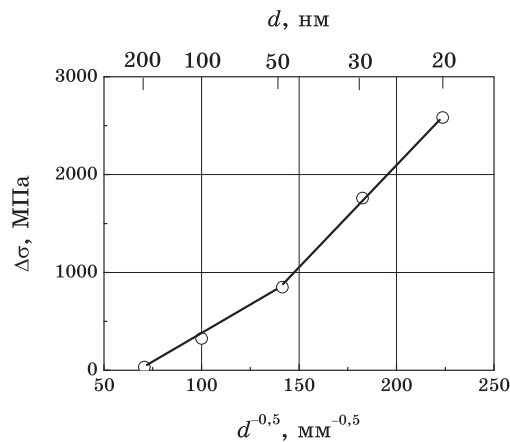


Рис. 5. Выигрыш в напряжении течения $\Delta\sigma_s$ при подключении к дислокационному механизму деформации механизма зернограничного проскальзывания (ЗГП).

зерен, который был вызван высоким уровнем напряжений в тройных стыках нанозерен.

Несмотря на некоторое уменьшение модуля Юнга (рис. 3), уменьшение твердости железа приводит к повышению характеристики пластичности δ_A (до 0,87) в наноструктурном железе, полученном ИПДТ. В участке слоя с размерами зерен $d < 50$ нм пластичность повышается т.к. твердость уменьшается быстрее, чем модуль Юнга. Это следует из того, что в соответствии с работой [24] характеристика пластичности $\delta_A \approx \delta_H$ и, поэтому, в основном определяется соотношением HM/E (см. выражение (3)).

Для ГЦК-металлов разработаны специальные методики, которые позволяют несколько повысить пластичность наноструктурных материалов. Наиболее известные методы [31–33] повышения пластичности наноструктурных материалов предусматривают следующее: формирование дуплекс-структуры, состоящей из наноразмерных зерен и некоторого количества более крупных зерен, в которых инициируется пластическая деформация; формирование нанодисперсных частиц второй фазы, вызывающих деформационное упрочнение и повышающих деформацию до формирования при растяжении стабильной шейки.

Возможность количественно характеризовать пластичность наноструктурного ОЦК-железа, как и других ОЦК-металлов, открывает возможность поиска путей повышения пластичности этих материалов.

Результаты настоящего исследования показывают значительное влияние наноструктурного состояния железа, диспергированного в процессе ИПДТ, на его механические характеристики. Существенно,

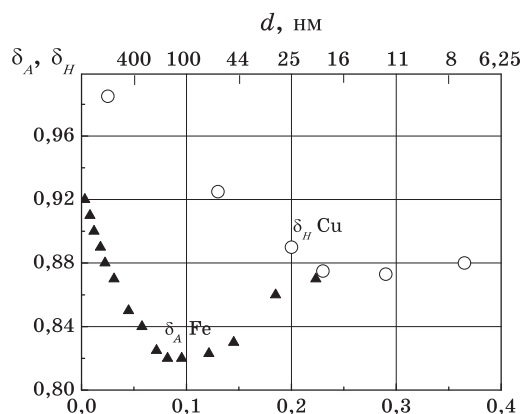


Рис. 6. Изменение характеристики пластичности δ_A железа, подвергнутого ИПДТ, и δ_H меди (рассчитано по значениям $H(d^{-0,5})$ [34]) в зависимости от размера зерна.

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 уменьшение пластичности (рис. 4, 6) вследствие повышения твердости. Это вызвано тем, что снижение твердости в наноструктурном железе наблюдается при размере зерен меньше 50 нм, а в ГЦК-металлах — при 20 нм. Как следует из данных, приведенных на рис. 6, характеристика пластичности δ_A железа, диспергированного ИПДТ до размера зерен 20 нм, приближается к параметру пластичности δ_H меди с размерами зерен 20 нм и меньше. Следует отметить, что формирование структуры с размером зерен $d < 20$ нм является крайне сложным в инженерной практике. В то же время формирование в железе нанозерен с размером $d < 50$ нм является вполне достижимым.

В литературе [2] приводятся данные по влиянию размерного фактора на твердость ОЦК-металлов (W, Mo, Cr, Fe) с размером зерен не менее 50–80 нм, для которых соотношение Холла–Петча выполняется. Данные по влиянию меньших размеров зерен на механические свойства ОЦК-металлов, полученных методами ИПД, и в частности чистого железа, авторам не известны. Вероятно, это связано с трудностью диспергирования зерен менее указанных размеров. Методы ИПД, используемые для получения объемных ультрамелкодисперсных материалов, не позволяют получать зерна меньше 150–200 нм. Публикации (например [35, 36]), в которых описаны методы поверхностной ИПД с диспергированием структуры до 10–20 нм, в основном посвящены структурным аспектам. Данные по систематическому исследованию механических свойств и, в частности, характери-

стики пластичности δ_A/δ_H в этих публикациях отсутствуют. Авторы этих работ не использовали методику определения характеристики пластичности δ_A/δ_H методом индентирования и, поэтому, зависимость пластичности от размера зерен для ОЦК-металлов до настоящего времени не была исследована.

Описанные изменения механического поведения по толщине диспергированного ИПДТ слоя железа удалось зарегистрировать лишь при использовании техники наноиндентирования с определением характеристики пластичности. Традиционная методика микроиндентирования не позволяла ранее обнаружить описанные эффекты [17].

5. ВЫВОДЫ

В единых условиях нагружения экспериментально установлено влияние измельчения зерен до наноразмерного уровня на механические характеристики (твердость, пластичность, модуль Юнга) железа, подвергнутого интенсивной пластической деформации трением (ИПДТ) в аргоне.

При уменьшении зерен до размеров меньше 30 нм обнаружено снижение значений модуля Юнга на 10% по сравнению с крупнокристаллическим состоянием (176 ± 9 против 210 ± 10 ГПа), вызванное ослаблением атомных связей вследствие увеличения доли свободного объема в границах зерен, приграничных областях и тройных стыках.

Уменьшение зерен от крупнокристаллических до микрокристаллических и субмикронных размеров (до 200 нм) вызывает увеличение твердости (от 3 до 5,8 ГПа), которое удовлетворительно описывается законом Холла–Петча. Повышение твердости сопровождается снижением значений характеристики пластичности до $\delta_A = 0,82$. При дальнейшем уменьшении размеров зерен от 200 до 20 нм наблюдается нарушение закона Холла–Петча, выражающееся в стабилизации значений твердости на уровне 5,8 ГПа с последующим уменьшением до 3,7 ГПа и росте характеристики пластичности δ_A (0,82 до 0,87).

Увеличение пластичности в ОЦК-железе начинает наблюдаться при размере нанозерен, большем, чем в ГЦК-металлах, в которых уменьшение размера зерен до 20 нм вызывает только повышение твердости и снижение пластичности, и лишь при $d < 20$ нм наблюдается снижение твердости и повышение пластичности. При размере зерен 20 нм характеристика пластичности δ_A ОЦК-железа оказывается сопоставимой с характеристикой пластичности для ГЦК-меди.

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

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Р. З. Валиев, И. В. Александров, *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией* (Москва: Логос: 2000).
2. Н. И. Носкова, Р. Р. Мулюков, *Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы* (Екатеринбург: УрО РАН: 2003).
3. Р. А. Андриевский, А. М. Глезер, *ФММ*, **88**, № 1: 50 (1999); idem, *ФММ*, **89**, № 1: 91 (2000).
4. H. Van Swygenhoven and J. R. Weertman, *Materials Today*, **9**, No. 5: 24 (2006).
5. K. S. Kumar, H. Van Swygenhoven, and S. Suresh, *Acta Materialia*, **51**: 5743 (2003).
6. В. А. Поздняков, А. М. Глезер, *ФТТ*, **44**, № 4: 705 (2002).
7. N. I. Noskova, *J. Phys. Metals and Metallography. Suppl.*, **94**: S119 (2002).
8. Г. А. Малыгин, *ФТТ*, **37**, № 8: 2281 (1995).
9. В. А. Поздняков, *ФММ*, **96**, № 1: 114 (2003).
10. A. M. Glezer, *Strength and Plasticity of Nanocrystals. Deformation and Fracture of Materials—DFM 2006* (Moscow: 2006), p. 14.
11. М. Ю. Гуткин, И. А. Овидько, *Дефекты и механизмы пластичности в наноструктурных и некристаллических материалах* (Санкт-Петербург: Янус: 2001).
12. G. Palumbo, U. Erb, and K. T. Aust, *Scripta Met. Mater.*, **24**: 2347 (1990).
13. Р. З. Валиев, Р. Ш. Мусалимов, *ФММ*, **78**, № 1: 114 (1994).
14. Р. З. Валиев, Р. К. Исламгалиев, *ФММ*, **85**, № 3: 161 (1998).
15. Z. Horita, D. Smith, M. Furusawa et al., *J. Mater. Res.*, **11**, No. 8: 1880 (1996).
16. М. Ю. Гуткин, И. А. Овидько, *Физическая механика деформируемых наноструктур. Нанокристаллические материалы* (Санкт-Петербург: Янус: 2003), т. 1.
17. А. И. Юркова, А. В. Белоцкий, Ю. В. Мильман, А. В. Бякова, *Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии*, **2**, вып. 2: 633 (2004).
18. А. И. Юркова, А. В. Белоцкий, А. В. Бякова, *Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии*, **4**, вып. 2: 483 (2006).
19. *International Standard ISO 14577-1-2002(E)*.
20. W. C. Oliver and G. M. Pharr, *J. Mater. Res.*, **7**, No. 6: 1564 (1992).
21. D. Tabor, *The Hardness of Metals* (Oxford: Clarendon Press: 1951, 2000).
22. Yu. V. Milman, B. A. Galanov, and S. I. Chugunova, *Acta Metall. Mater.*, **41**, No. 9: 2523 (1993).
23. Ю. В. Мильман, *Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя* (Київ: Наукова думка: 1998), с. 637.
24. А. Вуякова, Yu. Milman, and A. Vlasov, *Proc. of the 8th CIRP International Workshop on Modeling of Machining Operations (May 10–11, 2005, Chemnitz, Germany)*, p. 559–568.
25. И. Н. Францевич, Ф. Ф. Воронов, С. А. Бакута, *Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов: Справочник* (Киев: Наукова думка: 1982).
26. В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов, *Физические основы прочности тугоплавких материалов* (Киев: Наукова думка: 1975).
27. В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др. *Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов* (Киев: Нау-

- кова думка: 1987).
28. T. Ungar, H. Mughraby, D. Könnpapel, and M. Wilkens, *Acta Metall.*, **32**, No. **3**: 333 (1984).
 29. H. Mughrabi, *Acta Metall.*, **31**: 1367 (1983).
 30. Н. И. Носкова, Е. Г. Волкова, *ФММ*, **91**, № 6: 100 (2001).
 31. C. C. Koch, *Scripta Materialia*, **49**: 657 (2003).
 32. S. Cheng, E. Ma, M. Y. Wang et al., *Acta Materialia*, **53**: 1521 (2005).
 33. Y.-H. Zhao, X.-Z. Liao, S. Cheng et al., *Advanced Materials*, **18**: 2280 (2005).
 34. P. G. Sanders, J. A. Eastman, and J. R. Weertman, *Acta Mater.*, **45**: 4019 (1997).
 35. N. R. Tao, Z. N. Wang, W. P. Tong et al., *Acta Mater.*, **50**: 4603 (2002).
 36. M. Umemoto, Y. Todaka, J. Li, and K. Tsuchiya, *Materials Science Forum*, **503–504**: 11 (2006).