

PACS: 62.20.Fe

Ю.Н. Подрезов

СТРУКТУРНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ПАРАМЕТРОВ УПРОЧНЕНИЯ

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины
ул. Кржижановского, 3, г. Киев, 03680, Украина
E-mail: podrezov@materials.keiv.ua

Рассмотрено влияние параметров исходной структуры (размера зерна, количества углерода в сталях, объемной доли дисперсных частиц и пор) на закономерности формирования кривых упрочнения. Кривая упрочнения рассматривается как отображение структурных перестроек, происходящих в материале в процессе деформирования, а ее чувствительность к структурным параметрам свидетельствует о влиянии исходной структуры на коллективные процессы взаимодействия между дефектами и, как следствие, на формирование конечной деформационной наноструктуры.

Ключевые слова: деформационное упрочнение, механические свойства, структурная инженерия, нанозерна, интенсивная пластическая деформация

Введение

Исследование закономерностей влияния структуры материала на поведение кривой деформационного упрочнения является одним из важнейших направлений теории прочности, поскольку на основании этих знаний можно предсказывать структурную чувствительность всех механических свойств, снимаемых с кривой нагружения (предела текучести, предела прочности, равномерной деформации и т.п.). Признавая несомненную важность этого направления, в настоящей статье мы остановимся на несколько ином аспекте данной проблемы. Кривая упрочнения будет рассматриваться нами как отображение структурных перестроек, происходящих в материале в процессе деформирования, а ее чувствительность (или нечувствительность) к параметрам исходной структуры материала – как свидетельство того, влияет ли исходная структура материала на коллективные процессы взаимодействия между дефектами и, как следствие, на формирование конечной деформационной наноструктуры.

Именно чувствительность к структурным перестройкам дает основание привлечь результаты механических испытаний для разработки принципов структурной инженерии деформированных материалов. Согласно теории деформационного упрочнения формирующаяся кривая напряжение–деформа-

ция в точности отображает структурные перестройки. В рамках параболической [1,2] и кинетической [3] теорий упрочнения это положение подтверждается совпадением стадий кривых упрочнения и структурных перестроек.

Для проведения сравнительного анализа воспользуемся постулатом Котрелла–Стокса [4] о подобии кривых деформационного упрочнения, согласно которому кривые упрочнения, полученные при температурах T_1 и T_2 , считаются подобными, если для любого деформирующего напряжения τ , взятого на кривых упрочнения при одинаковых степенях деформации, выполняется соотношение $\tau_1 G_2 / \tau_2 G_1 = \text{const}$, где G – модуль сдвига. Иными словами, в случае подобия кривых упрочнения после нормировки на величину модуля сдвига все кривые упрочнения должны сойтись в единую. Очевидно, что это может произойти в том случае, когда температура не влияет на коллективные процессы взаимодействия между дефектами при пластической деформации и, как следствие, на законы структурообразования. Поэтому данный постулат положен в основу термоактивационного анализа процессов, происходящих на разных стадиях деформационного упрочнения.

Примером такого анализа могут служить данные Зехетбауэра [5] (рис. 1), проанализировавшего кривые упрочнения алюминия, продеформированного кручением при разных скоростях и разных температурах (рис. 1). Из полученных данных следует, что в ГЦК-металлах чувствительность к температуре и скорости деформации проявляется на третьей стадии, а на второй и четвертой стадиях – отсутствует.

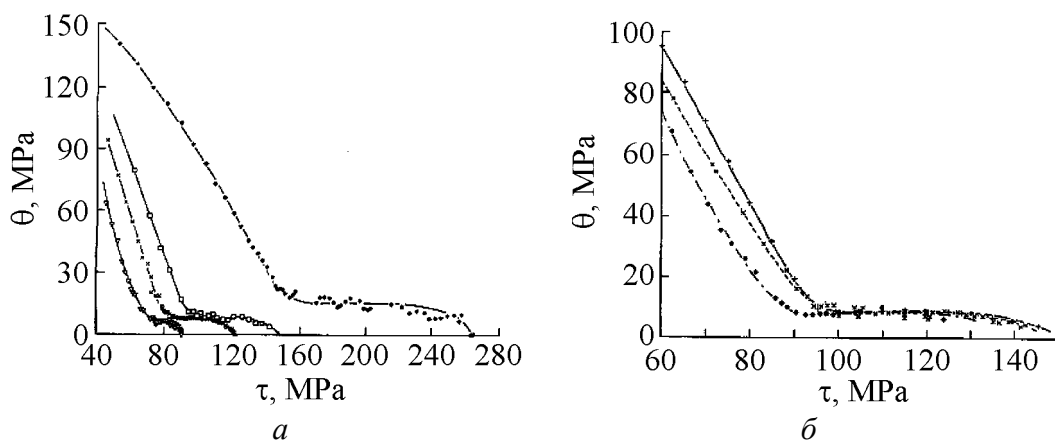


Рис. 1. Температурные (а) и скоростные (б) кривые упрочнения Al, полученные путем испытаний на кручение [5]; θ – скорость упрочнения

Влияние температуры и скорости на критериальный параметр упрочнения (напряжение Войце) для ГЦК-металлов (Al, Ag, Cu, Ni) рассмотрено Коксом и Мекингом в работе [3] и обобщено в виде графика (рис. 2).

Правомерность использования этого подхода для анализа влияния температуры на закономерности упрочнения ОЦК- (на примере рекристаллизованного молибдена) и ГПУ-металлов (на примере деформированного титана) продемонстрирована нами в работе [6]. Однако было отмечено, что для

этих классов материалов подобие проявляется после нормировки на предел текучести, зависимость которого от температуры для данного класса материалов значительно сильнее, чем зависимость модуля упругости.

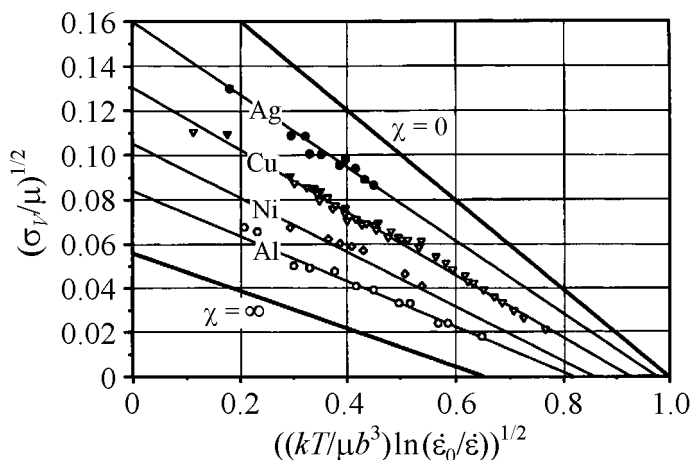


Рис. 2. Зависимость нормированного напряжения Войце от температуры и скорости деформации для разных ГЦК-металлов [3]

В данной работе принцип Котрелла–Стокса используется для анализа влияния исходной структуры материала на конструирование нанозерен деформационной природы. В данном случае его можно переформулировать следующим образом: если изменение каких-либо параметров исходной структуры не изменяет характер кривой деформационного упрочнения, то вариация этого структурного параметра не повлияет на структурообразование в деформированном материале.

Влияние размера зерна на кривые деформационного упрочнения

Механизм влияния размера зерна на деформационное упрочнение детально рассмотрел Конрад в работе [7]. Он показал, что зависимость деформирующего напряжения от размера зерна при любой степени деформации подчиняется уравнению Холла–Петча

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-1/2}, \quad (1)$$

где σ_0 – вклад в напряжение течения других структурных факторов; K_y – коэффициент пропорциональности, который учитывает способность границ передавать деформацию; d – размер зерна.

Однако за пределом текучести структурная чувствительность напряжения течения определяется не эстафетным механизмом, а особенностями размножения дислокаций. При анализе Конрад исходил из аддитивности вклада разных факторов в формирование напряжения течения, выделяя отдельным слагаемым деформационное упрочнение $\sigma_{s,h}$, которое описывается уравнением Тейлора

$$\sigma_y = \sigma^* + \alpha G b \rho^{1/2}, \quad (2)$$

где σ^* – вклад в напряжение течения других структурных факторов; α – коэффициент, величина которого различна на разных стадиях; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; ρ – плотность дислокаций.

Соотношение Холла–Петча вытекает из уравнения (2), если при данной степени деформации плотность дислокаций в материале пропорциональна обратному диаметру зерна. Такая зависимость может быть получена, если считать, что размер зерна влияет главным образом на среднюю длину свободного пробега. Выражая деформацию сдвига в виде

$$e = \rho bs \quad (3)$$

(где ρ – плотность дислокаций; s – среднее расстояние, на которое перемещаются дислокации) и считая в первом приближении

$$s \approx Cd \quad (4)$$

(где C – постоянная), получаем искомую зависимость комбинацией уравнений (3) и (4):

$$\rho = \rho_0 + \frac{e}{bCd} \quad (5)$$

В данном случае ρ_0 – начальная плотность дислокации. Подставляя значение ρ в уравнение (2), получаем

$$\sigma_y = \sigma^* + \alpha Gb \left(\rho_0 + \frac{e}{bCd} \right)^{1/2} \quad (6)$$

Выделяя в уравнении (6) параметр σ_μ (вклад в напряжение течения исходных дислокаций), имеем

$$\sigma_y = \sigma^* + \sigma_\mu + \alpha G \left(\frac{b}{C} \right)^{1/2} e^{1/2} d^{-1/2} \quad (7)$$

С учетом $\sigma_0 = \sigma^* + \sigma_\mu$ приходим к уравнению, эквивалентному соотношению Холла–Петча, причем параметр K_y зависит от степени деформации:

$$K_y = \alpha G (b/C)^{1/2} e^{1/2} \quad (8)$$

Результаты экспериментальных исследований влияния размера зерна на деформационное упрочнение молибдена

Экспериментальная проверка описанной модели была проведена нами путем сопоставления кривых упрочнения рекристаллизованного молибдена с разным размером зерна. Материалом для исследования служил малолегированный сплав молибдена марки ЦМ6. Из исходной поковки диаметром 8 mm были изготовлены образцы на одноосное растяжение диаметром 3 mm и длиной рабочей части 15 mm. Эти образцы отжигали в вакуумной печи при разных температурах (1300–1700°C). Со стороны головки образца готовили шлифы, на которых измеряли размер зерна после отжига. Информация о влиянии температуры отжига на размер зерна представлена в таблице.

Таблица

Влияние температуры отжига молибдена на размер зерна

$T, ^\circ\text{C}$	1300	1300	1350	1400	1500	1600	1700
t, h	2	4	4	4	4	4	4
$D, \mu\text{m}$	13	16	26	46	70	148	277

Образцы испытывали на растяжение на испытательной машине ИМ12 с записью первичной диаграммы нагрузка–перемещение. Скорость перемещения траверсы составляла 1 мм в минуту, через каждые 10 с проводили фотографирование рабочей части образца. После испытания первичную диаграмму пересчитывали в координатах истинное напряжение–истинная деформация. Пересчет деформации из относительной ε в истинную e проводили в области равномерной деформации по формуле

$$e = \ln(1 + \varepsilon). \quad (9)$$

В области шейки истинное напряжение и истинную деформацию определяли с учетом текущего размера поперечного сечения образца в районе шейки, измеренного на соответствующей микрофотографии. Результаты расчета истинного напряжения и истинной деформации использовали для построения кривых деформационного упрочнения. Обработка кривых с помощью компьютерных программ позволила определить параметры упрочнения, используемые в разных теоретических моделях.

Кривые деформационного упрочнения молибдена, отожженного при разных температурах, представлены на рис. 3. Сопоставление истинных кривых напряжение–деформация (рис. 3,а) показывает, что размер зерна в наибольшей степени влияет на деформирующее напряжение на начальной стадии деформации – при формировании предела текучести. Следуя Конраду [7], для анализа структурной чувствительности параметров деформационного

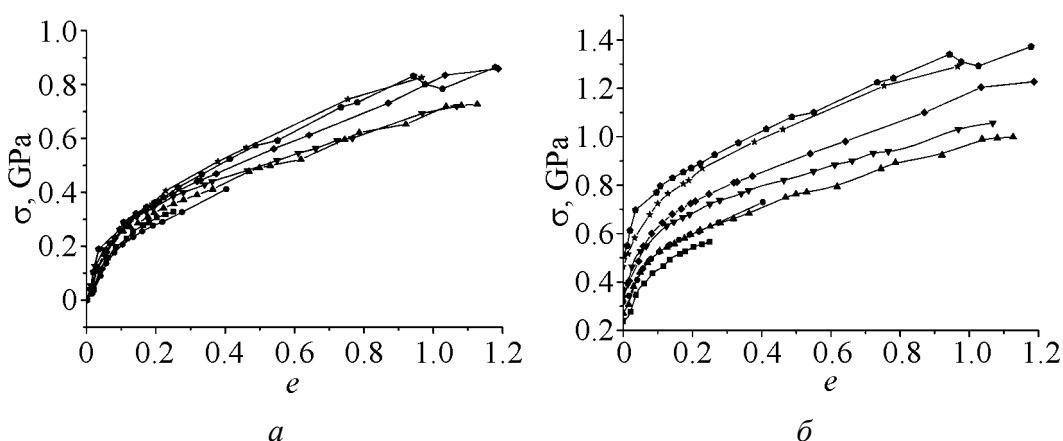


Рис. 3. Кривые деформационного упрочнения молибдена, отожженного при разных температурах, $^\circ\text{C}$ (■ – 1700, ● – 1600, ▲ – 1500, ▼ – 1400, ◆ – 1350, ★ – 1300(4), ● – 1300(2)), в координатах σ – e (а) и $\sigma_{s,h}$ – e (б)

упрочнения из величины истинного деформирующего напряжения следует вычесть структурные факторы, не связанные с размножением дислокаций, роль которых заканчивается при достижении предела текучести. Поэтому на всех кривых из истинного значения деформирующего напряжения было вычтено значение предела текучести: $\sigma_{s,h} = \sigma - \sigma_{02}$. Кривые деформационного упрочнения, описывающие влияние деформации на параметр $\sigma_{s,h}$, перестроены в виде графика, представленного на рис. 3,б. Видно, что с уменьшением размера зерна деформационное упрочнение усиливается.

Структурную чувствительность кривых деформационного упрочнения (рис. 3) анализировали с учетом значений структурных параметров, приведенных в таблице. Результаты экспериментов были перестроены в координатах $\sigma = f(d^{-1/2})$ и $\sigma_{s,h} = f(d^{-1/2})$. Это позволило определить коэффициент K_y для значений напряжения деформационного упрочнения, определенных при различных степенях деформации, и сопоставить значения этого коэффициента с данными, полученными для деформирующего напряжения. Например, на рис. 4 результаты анализа структурной чувствительности деформирующего напряжения σ и деформационного упрочнения $\sigma_{s,h}$ даны для деформации 20%.

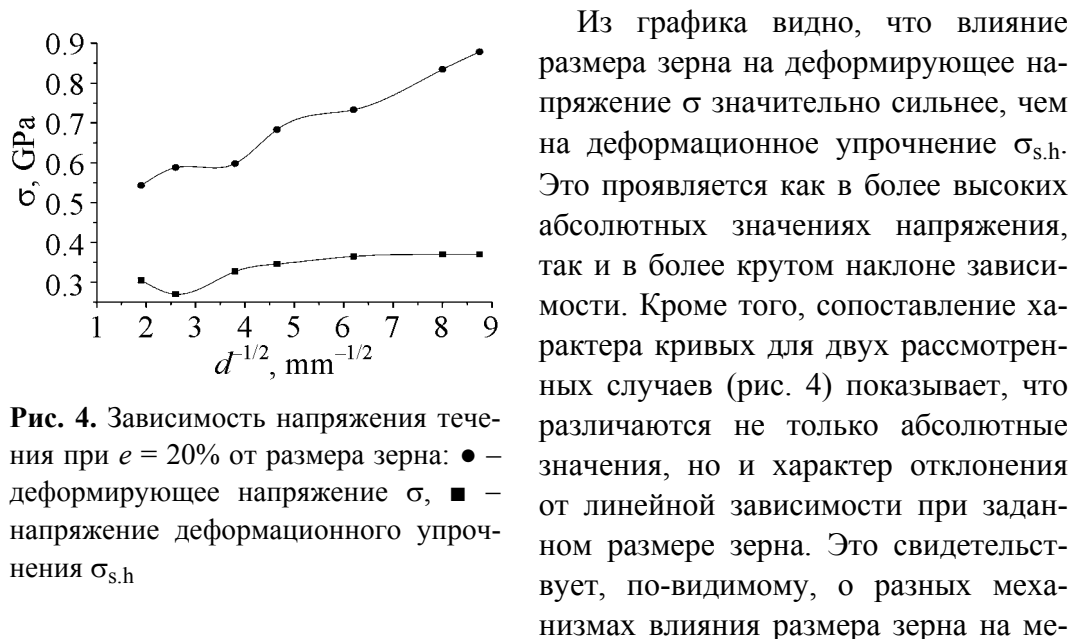


Рис. 4. Зависимость напряжения течения при $e = 20\%$ от размера зерна: ● – деформирующее напряжение σ , ■ – напряжение деформационного упрочнения $\sigma_{s,h}$

Из графика видно, что влияние размера зерна на деформирующее напряжение σ значительно сильнее, чем на деформационное упрочнение $\sigma_{s,h}$. Это проявляется как в более высоких абсолютных значениях напряжения, так и в более крутом наклоне зависимости. Кроме того, сопоставление характера кривых для двух рассмотренных случаев (рис. 4) показывает, что различаются не только абсолютные значения, но и характер отклонения от линейной зависимости при заданном размере зерна. Это свидетельствует, по-видимому, о разных механизмах влияния размера зерна на механизмы упрочнения на стадии формирования предела текучести, где предпочтительным является эстафетный механизм передачи деформации, и на стадии деформационного упрочнения, где механизм связан с ограничением длины свободного пробега дислокаций.

Результаты проведенных экспериментов позволили проанализировать изменение параметра K_y в широком интервале деформаций и согласно уравнению (8) построить зависимость $K_y = f(e^{1/2})$ (рис. 5). Выявлено наличие трех стадий, в пределах которых эта зависимость носит линейный характер. Границы интервалов каждой из стадий совпадают по степени деформации с границами структурных состояний в деформированном мо-

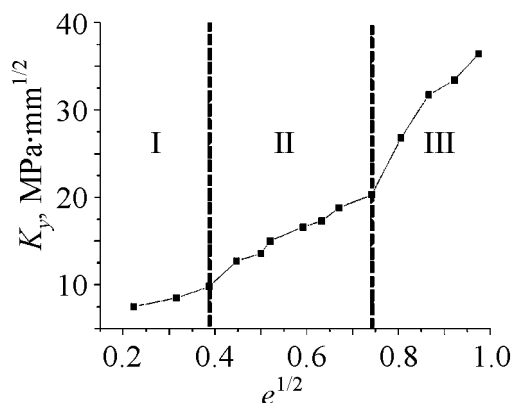


Рис. 5. Зависимость коэффициента K_y от степени деформации в координатах $K_y-e^{1/2}$

либдене. Согласно данным [8] лес дислокаций в молибдене существует при деформациях 0–15%, слаборазориентированные ячейки – при 15–55% и разориентированные ячейки или нанозерна – при деформациях выше 55%. Полученные данные свидетельствуют о том, что модель Конрада работает во всем исследованном интервале деформаций, однако коэффициент пропорциональности между параметром зернограницного упрочнения и величиной $e^{1/2}$ различен для разных структурных состояний.

Согласно уравнению (8) формальной причиной изменения угла наклона рассмотренных зависимостей является изменение параметра α при переходе от одного структурного состояния к другому. В рамках теории деформационного упрочнения [1] таким же образом объясняется изменение наклона кривых упрочнения, пересчитанных в параболических координатах $\sigma-e^{1/2}$. Продолжая эту аналогию, обратим внимание, что в рамках теории параболического упрочнения линейная зависимость характерна лишь для стадий леса дислокаций и слаборазориентированных ячеек, причем в последнем случае эта зависимость более сложная, что подразумевает изменение механизма деформации. По-видимому, более сложный характер зависимости $K_y-e^{1/2}$ на третьей стадии имеет ту же природу и не может быть описан в рамках простой дислокационной модели.

Как отмечалось нами в работе [9], для анализа закономерностей упрочнения при больших деформациях более приемлема кинетическая модель. В рамках этой модели [3,10] связь между скоростью размножения дислокаций и скоростью упрочнения можно выразить в виде

$$\sigma \frac{d\sigma}{de} = \frac{(\alpha Gb)^2}{2} \frac{d\rho}{de} \quad (10)$$

Кинетика размножения дислокаций подчиняется условию

$$\frac{d\rho}{de} = \frac{\beta}{bd} + k_f \rho^{1/2} - k_a \rho, \quad (11)$$

где k_f – коэффициент, который определяет интенсивность размножения дислокаций на дислокациях леса; k_a – коэффициент аннигиляции винтовых дислокаций.

Тогда с учетом уравнений (10) и (11) можно заключить, что скорость деформационного упрочнения увеличивается с уменьшением размера зерна по зависимости $d\sigma/de = f(d^{-1/2})$.

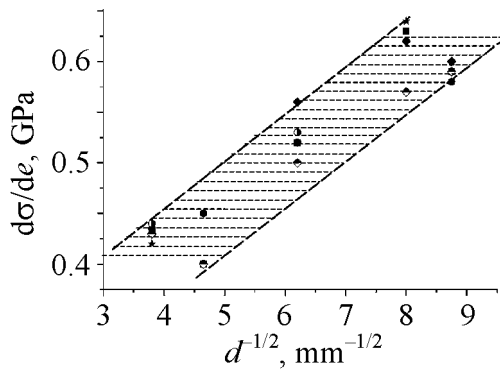


Рис. 6. Зависимость между скоростью упрочнения и размером зерна на стадии формирования разориентированных нанозерен для разных степеней деформации, %: ★ – 40, ◆ – 45, ● – 55, ■ – 65, ○ – 75, ◆ – 80

Исследование влияния размера зерна на основной параметр кинетической теории – скорость упрочнения – проводили в координатах $d\sigma/de = f(d^{-1/2})$. Результаты расчетов приведены на рис. 6. Зависимость между скоростью упрочнения и обратным размером зерна близка к линейной. Это подтверждает правильность использования кинетической дислокационной модели для описания законов упрочнения.

Таким образом, на всех стадиях обнаружено влияние размера зерна на характер кривых деформационного упрочнения. В области малых и средних степеней деформации выявленный эффект можно объяснить ограничением длины свободного пробега дислокаций. В области больших деформаций структурная чувствительность скорости упрочнения может быть связана с особой ролью границ в зарождении вблизи них ротационных дефектов, например, по механизму, предложенному В. Перевезенцевым в работе [11]. Об этом же свидетельствуют данные работы Г.А. Салищева с сотр. [12], где зафиксировано изменение разориентации в большеугловых границах при формировании вблизи них деформационных дефектов большой разориентации.

Влияние количества углерода на кривые упрочнения в ферритных сталях

Для анализа влияния углерода на формирование кривых упрочнения в ферритных сталях нами были использованы результаты исследований В.А. Крохи [13], где приведены кривые деформационного упрочнения железа с различным содержанием углерода, испытанного на одноосное сжатие по специальной методике. Были выбраны кривые упрочнения, полученные на сталях, содержащих 0.02, 0.13, 0.22, 0.51 и 1.05% углерода (рис. 7). По аналогии с методологией, использованной в предыдущем разделе, на истинных кривых напряжение–деформация (рис. 7,а) выделена стадия деформационного упрочнения. Для этого из значения деформирующего напряжения вычтена величина предела текучести. Перестроенные таким образом кривые деформационного упрочнения представлены на рис. 7,б.

Анализ кривых упрочнения показывает, что углерод влияет на упрочнение стали как при формировании предела текучести, так и на стадии деформационного упрочнения. Однако в последнем случае его влияние проявляется значительно слабее. Об этом, в частности, свидетельствуют данные,

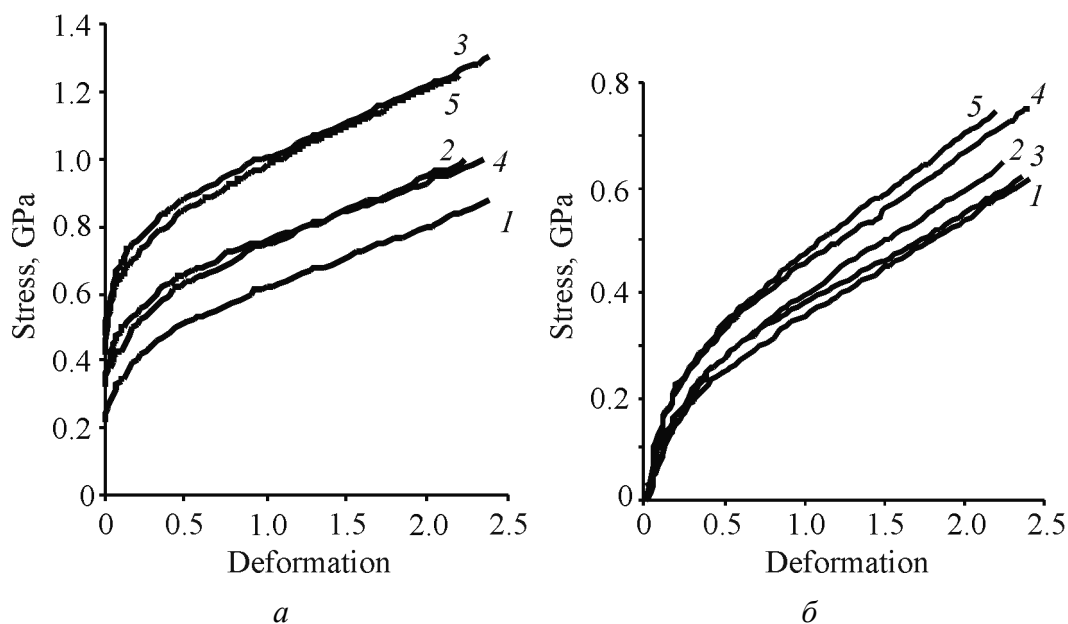


Рис. 7. Кривые деформационного упрочнения железа с разным количеством углерода, % (1 – 0.02, 2 – 0.13, 3 – 0.22, 4 – 0.51, 5 – 1.05), построенные в координатах σ - e (а) и $\sigma_{s,h}$ - e (б)

представленные на рис. 8 в виде зависимости величины деформирующего напряжения и деформационного упрочнения при 20% деформации от количества углерода в сталях. Зависимость деформирующего напряжения от содержания углерода располагается намного выше и проходит значительно круче, чем аналогичная зависимость деформационного упрочнения.

Для анализа влияния углерода на параметры упрочнения на стадии формирования деформационной наноструктуры была построена зависимость скорости линейного упрочнения от количества углерода в стали (рис. 9). Как видим, скорость линейного упрочнения незначительно растет с увеличением содержания углерода.

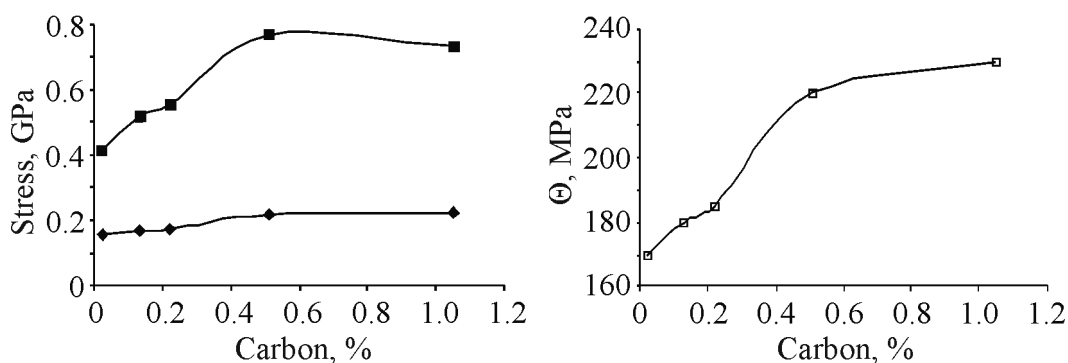


Рис. 8. Зависимость напряжения течения при $e = 20\%$ от содержания углерода: ■ – деформирующее напряжение σ , ♦ – напряжение деформационного упрочнения $\sigma_{s,h}$

Рис. 9. Зависимость между скоростью упрочнения и содержанием углерода на стадии формирования разориентированных нанозерен

Таким образом, представленные данные говорят о том, что увеличение содержания углерода не должно заметно влиять на формирование деформационной наноструктуры. Это подтверждается многочисленными исследованиями деформированной структуры железа и стали. Например, в классических работах Логфорда с сотр. [14,15] приведены результаты электронной микроскопии сильно продеформированного железа и углеродистых сталей, из которых следует, что, несмотря на существенное различие химического состава, размер структурных элементов после деформации в обоих случаях практически совпадает.

Такое заключение противоречит концепции полезных примесей, развиваемой С.А. Фирстовым с сотр. [16]. Однако это противоречие кажущееся. В рассмотренном нами случае углерод в стали сосредоточивается преимущественно в перлите, роль которого в упрочнении ограничивается повышением предела текучести [17]. Количество углерода в феррите практически неизменно и составляет согласно диаграмме растворимости примерно 0.04%. Именно упрочнение ферритной матрицы ответственно за формирование кривой деформационного упрочнения и, как следствие, за законы конструирования наноструктуры в сталях.

В теории полезных примесей предполагается, что примесь взаимодействует с дислокацией непосредственно в момент старта, повышая потенциальный барьер и, тем самым, увеличивая силу трения решетки. Тогда размер формирующегося структурного элемента можно рассчитать по формуле

$$L_{\min} = \frac{Gd}{2\pi(1-\nu)\sigma_{\text{fr}}}, \quad (12)$$

где L_{\min} – минимальный размер между стенками ячеек, ν – коэффициент Пуассона, σ_{fr} – сила трения решетки.

Если предположить согласно [18], что такой механизм повышает силу трения решетки в железе с 20 до 200 МПа, то можно ожидать уменьшение размеров нанозерен с 250 до 25 nm. Ввиду огромного количества дислокаций, участвующих в процессе деформации и структурообразовании, подобный механизм может оказаться эффективным только при наличии такого же большого количества свободных примесей в материале. Учитывая, что при размере в 20 nm объем, занимаемый границами, составляет примерно 50% от общего объема материала, достаточно проблематично создать материал, содержащий такое количество примесей. Однако необходимые условия можно реализовать в открытых системах, где «подкачки» примесей происходят извне. Например, в условиях поверхностной деформации примесь из атмосферы высаживается на дислокации и уносится ею внутрь материала, освобождая место для следующей дислокации и следующей порции примесей. В результате в приповерхностном слое формируется деформационная наноструктура. Как было показано в работах Н.И. Даниленко с сотр. [19], размер структурных элементов в поверхностном слое в этом случае состав-

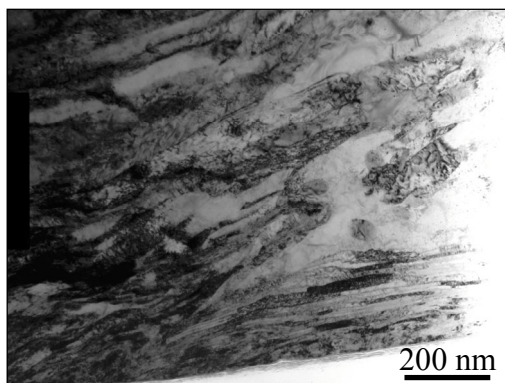


Рис. 10. Структура приповерхностного слоя стали Г65, продеформированной прокаткой

ляет 20–30 nm (рис. 10). Глубина такого слоя 1–1.5 μm , что определяется соответствующими параметрами диффузии примеси в исследуемом материале.

Учитывая сказанное выше, обнаруженный в данной работе незначительный рост параметров упрочнения в стали с увеличением содержания углерода может быть связан с некоторым повышением растворимости углерода в феррите за счет движения дислокаций и взаимодействием их с перлитными колониями. Однако этого дополнительного углерода явно не

достаточно для существенного уменьшения размера структурных элементов в деформированной стали.

Рассмотренные выше закономерности влияния исходной структуры на параметры упрочнения, так же, как и рассмотренные во вводной части статьи особенности влияния температуры и скорости, имеют общий характер и не зависят от знака приложения нагрузки. Этот вывод очень важен для практики, поскольку позволяет переносить полученные результаты на сложные технологические схемы.

Далее будет рассмотрено два примера, где изменение знака нагружения (с растяжения на сжатие) коренным образом меняет влияние структурных элементов на закономерности упрочнения. Это несколько усложняет анализ, однако отнюдь не делает описанные случаи менее важными при разработке принципов структурной инженерии деформированных материалов.

Влияние объемной доли частиц на закономерности деформационного упрочнения железа

Кривые деформационного упрочнения образцов порошкового железа без частиц и с добавками 1.5 и 3% TiO_2 и 3% $\text{TiO}_2 + 13\% \text{Cr}$, испытанные на одноосное растяжение, были впервые приведены нами в работе [20]. Кривые рассчитаны из диаграмм деформирования и обработаны в координатах $\sigma - \epsilon^{1/2}$ (рис. 11).

Рассмотрим прежде всего кривую упрочнения исходного карбонильного железа (рис. 11, кривая 1). Материал в этом состоянии не обладает никакими внутренними структурными дефектами, кроме границ зерен. Поэтому кривая деформационного упрочнения такого материала имеет три четко выраженных прямолинейных участка, которые характеризуют его различные структурные состояния. Первый участок характеризует вырожденную площадку текучести. На второй стадии пластической деформации образуются отдельные дислокации, клубки и сплетения дислокаций. Эта стадия характеризуется отсутствием

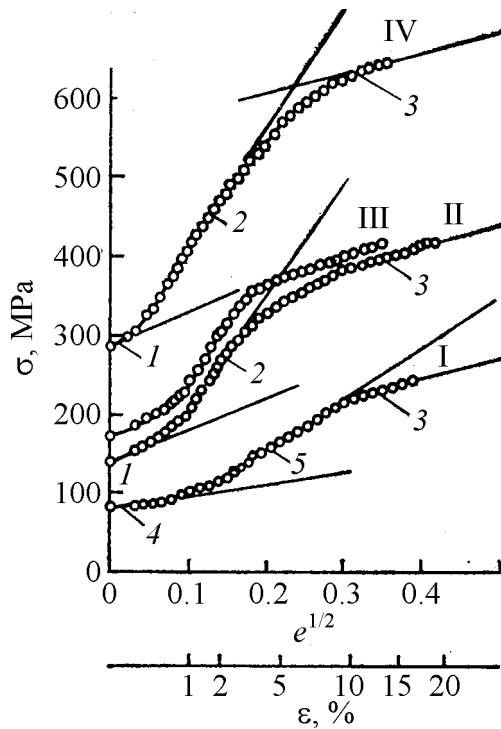


Рис. 11. Кривые упрочнения материала на основе железа: I – Fe_{carb}, II – Fe + 1.5% TiO₂, III – Fe + 3% TiO₂, IV – Ст. X13M2–2% TiO₂; 1 – $K'_1 = 0.004$, 2 – $K'_2 = 0.0014$, 3 – $K'_3 = 0.003$, 4 – $K'_1 = 0.002$, 5 – $K'_2 = 0.006$

(рис. 11, кривые II и III) существенно отличаются от кривой упрочнения карбонильного железа. Наличие частиц второй фазы ведет не только к повышению предела текучести, которое можно объяснить с позиций представлений Орована о взаимодействии дислокаций с частицами, но и к резкому увеличению коэффициента деформационного упрочнения на первой и второй стадиях деформации: $K_1 = 0.004$, $K_2 = 0.014$. Обнаруженный рост параметра K' связан с вовлечением частиц второй фазы в процесс деформационного упрочнения на первой и второй стадиях деформации. Начиная с середины второй стадии $\varepsilon \sim 7\%$, коэффициент деформационного упрочнения резко уменьшается, на третьей стадии упрочнения величина $K_3 = 0.003$ полностью совпадает с коэффициентом деформационного упрочнения карбонильного железа. Обнаруженное явление, по мнению авторов [8], связано с интенсивным протеканием процессов декогезии, наблюдаемых в интервале деформаций 5–10%.

Введение в материал 13% хрома, образующего с железом твердый раствор, приводит к дополнительному твердорастворному упрочнению. Из представленных на рис. 11 (кривая IV) данных следует, что твердорастворное упрочнение влияет только на величину предела текучести (кривая смещается вверх практически параллельно) и не оказывает влияния на меха-

протекания коллективных процессов деформирования. Третья стадия от $\varepsilon = 10\%$ до момента разрушения характеризуется хорошо сформированной ячеистой структурой, накопление деформации здесь сопровождается коллективными процессами.

Формально каждая стадия деформационного упрочнения в координатах $\sigma - e^{1/2}$ может быть описана уравнением

$$\sigma = \sigma_0 + ke^{1/2}, \quad (13)$$

где k – коэффициент, который характеризует интенсивность деформационного упрочнения на различных стадиях и зависит от механизма деформирования. Рассчитанные из эксперимента значения коэффициентов деформационного упрочнения, нормированные на модуль сдвига $K' = K/G$, для карбонильного железа составляют на первой стадии 0.002, на второй – 0.006 и на третьей – 0.003.

Кривые деформационного упрочнения дисперсно-упрочненного железа

низмы деформационного упрочнения (значения коэффициентов практически совпадают с соответствующими величинами у дисперсно-упрочненного железа). При $e \sim 7\%$ в данном материале также наблюдается резкое понижение коэффициента упрочнения, обусловленное декогезией частиц.

Электронно-микроскопические исследования материалов с различной степенью деформации показали, что декогезия на частицах наиболее крупных размеров происходит при $e \sim 5\%$. Данные рентгеноструктурного анализа обнаруживают резкое снижение напряжений II рода в интервале $\varepsilon \sim 8\text{--}10\%$ [20]. Отмеченные структурные изменения существенно влияют на формирование механических свойств в дисперсно-упрочненном материале, по сути, контролируя его подготовку к разрушению. Влияние структурных перестроек на закономерности формирования свойств в дисперсно-упрочненных материалах подробно рассмотрены нами в работах [20–22].

В данной статье следует особо обратить внимание на то, что изменение знака нагружения с растяжения на сжатие коренным образом изменяет законы эволюции структуры в дисперсно-упрочненном материале, причем в первую очередь это проявляется в отсутствии декогезии на границе раздела частица–матрица при сжатии. Различие в механическом поведении проявляется в так называемом SD-эффекте (от англ. stress differential) – разнице в напряжении течения при растяжении и сжатии, начиная с предела текучести или малых степеней деформации. Теория SD-эффекта подробно описана в монографии В.И. Трефилова и В.Ф. Моисеева [23].

В литературе неоднократно отмечалась положительная роль дисперсных частиц в формировании деформационной субструктуры. Так, в работе [24] нами было показано, что в сплаве титана дисперсные частицы способствуют измельчению структуры, работая как дополнительный абразив в процессе деформации. При этом отмечалось, что объемная доля таких частиц должна быть оптимальной: с одной стороны, чтобы обеспечить хорошую проработку материала, с другой – чтобы не привести к деструкции из-за чрезмерной концентрации напряжений. Другим примером положительного влияния дисперсных частиц на процессы структурообразования являются данные работы [25], где отмечается, что процессы динамической рекристаллизации активируются вблизи границы раздела частица–матрица. Приведенные результаты, как и ряд других литературных данных, несомненно, свидетельствуют о перспективности использования дисперсно-упрочненных материалов в деформационных технологиях получения наноматериалов.

Влияние пористости на характер кривых упрочнения

Еще одним и, пожалуй, наиболее ярким примером влияния знака нагружения на характер кривых упрочнения являются пористые материалы. Анализ кривых упрочнения и законов структурообразования в пористых телах – важный элемент теории прочности порошковых материалов. Результаты, полученные при одноосном растяжении, служат основой для

анализа структурной чувствительности механических свойств пористых материалов.

Главные результаты этих исследований кривых деформационного упрочнения порошкового железа с разной пористостью, испытанного на одноосное растяжение, представлены нами в работах [21,26–28].

В работе [26] было изучено влияние пористости на вид кривых упрочнения и сформулированы основные принципы, положенные в основу представлений о деформационном упрочнении пористых материалов:

- 1) кривые деформационного упрочнения подобны (рис. 12);
- 2) влияние пористости как геометрического фактора может быть учтено путем нормирования деформирующего напряжения на отношение модулей упругости компактного и пористого материалов (рис. 13);
- 3) отклонение кривых напряжение–деформация от условия подобия связано с приростом пористости при деформировании.

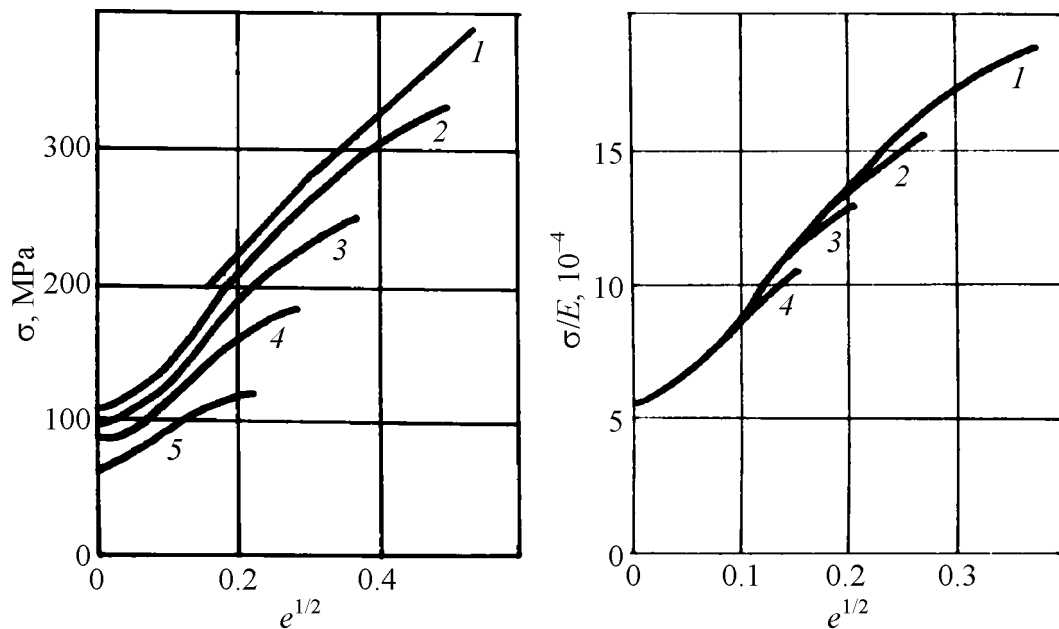


Рис. 12. Кривые деформационного упрочнения порошкового железа с разной пористостью: 1 – беспористое армко-железо; 2 – 6.9%, 3 – 9.4, 4 – 15.9, 5 – 23.4

Рис. 13. Кривые деформационного упрочнения порошкового спеченного железа с разной пористостью, полученные нормировкой на исходное значение модуля пористых материалов: 1 – 6.9%, 2 – 9.4, 3 – 15.9, 4 – 23.4

Эти принципы были учтены авторами [27] при описании деформирующего напряжения:

$$\sigma = \alpha(\theta)Ke^{1/2} + \Delta\sigma(\theta, \varepsilon), \tag{14}$$

где K – коэффициент упрочнения компактного материала; $\Delta\sigma$ – разупрочнение, связанное с ростом пористости в процессе деформации.

Дальнейшие исследования [28] позволили более детально проанализировать влияние разрыхления на деформирующее напряжение пористого материала. Установлена стадийность эволюции пористой структуры:

- I – отсутствие разрыхления;
- II – продольный рост пор;
- III – поперечный рост пор;
- IV – формирование макрошейки.

Эволюцию пористой структуры, как и твердой фазы, материала в процессе деформации определяют закономерности формирования механических свойств в порошковых материалах. Эти закономерности подробно рассмотрены нами в работе [29].

Формоизменение пористого железа при сжатии исследовано с использованием метода фотографирования образцов в процессе деформации [30]. Номинальные кривые деформационного упрочнения материалов с различной исходной пористостью представлены на рис. 14.

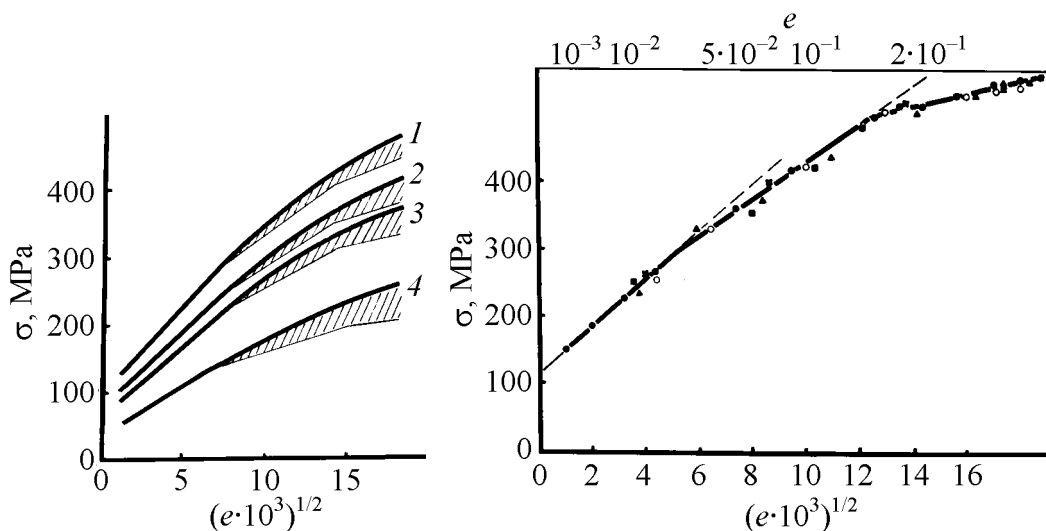


Рис. 14. Кривые деформационного упрочнения при сжатии (штриховкой выделен вклад уплотнения), %: 1 – 5.2, 2 – 11.4, 3 – 15.7, 4 – 22.7

Рис. 15. Кривые деформационного упрочнения твердой фазы порошкового железа при одноосном сжатии, %: ● – 5.2, × – 11.4, ○ – 15.7, ■ – 22.7, ▲ – 28.0

Расчет деформирующего напряжения твердой фазы выполнен с учетом внешнего формоизменения образца при сжатии, изменения пористости и перераспределения напряжений в объеме материала в связи с эволюцией пор. Кривые деформационного упрочнения твердой фазы порошкового железа с разной пористостью приведены на рис. 15. Обнаруживается практически полное совпадение кривых деформационного упрочнения твердой фазы во всем исследованном диапазоне пористостей.

Такое совпадение является косвенным подтверждением того, что при уплотнении пористого тела перестройки деформационной субструктуры про-

исходят по тем же законам, что и в компактных материалах при их деформировании. Прямым подтверждением этого положения являются результаты электронно-микроскопических исследований структуры порошковых прессонок железа, уплотненного методом холодного прессования [31,32]. Показано, что при уплотнении порошкового железа формируются те же структурные состояния, что и при холодной деформации компактного материала. При этом характер структуры при эквивалентных деформациях практически совпадает.

Установленная общность законов структурообразования при деформации компактных и уплотнении пористых материалов имеет важное практическое следствие. Технологические приемы, разработанные в теории деформирования компактных материалов для диспергирования структуры (например, условия динамической рекристаллизации), могут быть с успехом использованы в порошковых технологиях. Примером такого использования могут служить результаты нашей работы [33] по получению мелкозернистого порошкового титана методом импульсного горячего прессования.

Применение в экспериментах на растяжение и сжатие одних и тех же порошковых материалов при одинаковой технике эксперимента (фотографирование образцов в процессе испытаний) позволяет провести сравнение закономерностей упрочнения для упомянутых схем нагружения. По мере увеличения степени деформации в связи с отмеченными ранее особенностями эволюции пор проявляются различия в деформационном поведении материалов: при сжатии наблюдается тенденция к упрочнению, а образцы, испытанные на растяжение, постепенно разупрочняются. Наблюдаемое различие в величине напряжения течения при растяжении и сжатии представляет собой SD-эффект [29], который постоянно увеличивается с ростом деформации. Указанный результат может служить иллюстрацией смещения эллипсоида текучести из начала координат, теоретически предсказанного в рамках механики пластического течения [34,35]. В общем случае SD-эффект может быть связан как с эволюцией порового пространства, так и с процессами декогезии в твердой фазе при растяжении.

Выводы

1. Постулат Котрелла–Стокса о подобии кривых упрочнения может быть использован для анализа влияния термоактивационных процессов и структурных параметров на закономерности формирования наноструктуры деформационного происхождения.

2. Обнаружена чувствительность параметров деформационного упрочнения от исходного размера зерна в Mo. На ранних стадиях деформации зависимость описывается в рамках модели Конрада, при больших степенях деформации – в рамках кинетической модели упрочнения.

3. В углеродистых сталях параметры упрочнения незначительно увеличиваются с повышением содержания углерода и степени деформации.

4. В дисперсно-упрочненных сплавах на основе железа при малых степенях деформации наблюдается сильное упрочнение, с момента декогезии на границе частица–матрица скорость упрочнения резко снижается.

5. В пористых телах кривые деформационного упрочнения определяются упрочнением твердой фазы с учетом концентрации напряжения на порах и эволюции пор в процессе деформации.

1. В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский и др., Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов, В.И. Трефилов (ред.), Наукова думка, Киев (1987).
2. В.Ф. Моисеев, Металлофиз. новейшие технол. **23**, 387 (2001).
3. U.F. Kocks, H. Mesking, Prog. Mater. Sci. **48**, 171 (2003).
4. A.H. Cottrel, R.J. Stokes, Proc. Roy. Soc. **A233**, 17 (1955).
5. M. Zehetbauer, V. Seumer, Acta metall. mater. **41**, 577 (1993).
6. Ю.Н. Подрезов, ФТВД **19**, № 1, 31 (2008).
7. X. Конрад, Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения материалов. Сверхмелкое зерно в металлах, Металлургия, Москва (1973), с. 206–219.
8. В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов, Физические основы прочности тугоплавких металлов, Наукова думка, Киев (1975).
9. Ю.Н. Подрезов, С.А. Фирстов, ФТВД **16**, № 4, 37 (2006).
10. Г.А. Малыгин, ФТТ **49**, 961 (2007).
11. G.V. Sarafanov, V.N. Perevezentsev, Technical Physics Letters **31**, 936 (2005).
12. G. Salishev, S. Mironov, S. Zhrebtsov, A. Belyakov, Тез. докл. X Междунар. конф. НР-2010, Судак, 2010 г., с. 92.
13. В.А. Кроха, Кривые упрочнения металлов при холодной деформации, Машиностроение, Москва (1968).
14. G. Langford, M. Cohen, Trans. ASM **62**, 623 (1969).
15. R.C. Glenn, G. Langford, Trans. Quart **62**, 285 (1969).
16. S.A. Firsov, T.G. Rogul, O.A. Shut, Functional materials **16**, 364 (2009).
17. D.R. Lesuer, C.K. Syn, O.D. Sherby, in: Investigations and Application of Severe Plastic Deformation, Kluwer Academic Publishers, Netherlands (2000), p. 357–366.
18. Дж. Хирт, Н. Лоте, Теория дислокаций, Атомиздат, Москва (1972).
19. Н.И. Даниленко, В.Н. Ковыляев, С.С. Пономарев, С.А. Фирстов, Наукові нотатки, Луцьк (2009), с. 68–72.
20. С.А. Фирстов, И.И. Иванова, А.Н. Демидик, Г.Ф. Саржан, Ю.Н. Подрезов, М.Е. Головкова, Порошковая металлургия № 6, 70 (1989).
21. С.А. Фирстов, И.И. Иванова, Ю.Н. Подрезов и др., Структура и прочность порошковых материалов, Наукова думка, Киев (1993).
22. А.Н. Демидик, А.С. Драчинский, И.И. Иванова, А.В. Перепелкин, Ю.Н. Подрезов, Г.Ф. Саржан, В.И. Трефилов, И.М. Федорченко, С.А. Фирстов, Порошковая металлургия № 7, 69 (1983).
23. В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Дисперсные частицы в тугоплавких металлах, Наукова думка, Киев (1978).

24. С.А. Фирстов, Ю.Н. Подрезов, Н.Н. Кузьменко, Н.И. Даниленко, Л.Д. Кулак, ФТВД **12**, № 3, 48 (2002).
25. Д.Н. Бродниковский, С.Б. Ткаченко, С.А. Фирстов, И.Ю. Окунь, Металлофиз. новейшие техол. **28**, 137 (2006).
26. А.С. Драчинский, А.Е. Куцевский, Ю.Н. Подрезов, С.А. Фирстов, Порошковая металлургия № 10, 78 (1984).
27. S.A. Firstov, Yu.M. Podrezov, Powder Metallurgy Progress **1**, No. 1, 12 (2001).
28. Ю.Н. Подрезов, Л.Г. Штыка, Н.И. Бродниковский, Проблемы прочности № 11, 12 (1993).
29. Ю.Н. Подрезов, Л.Г. Штыка, в сб.: Физика и механика порошковых материалов, ИПМ, Киев (1993), с. 45–56.
30. Ю.Н. Подрезов, Л.Г. Штыка, Д.Г. Вербило, Порошковая металлургия № 1–2, 106 (2000).
31. С.А. Фирстов, Н.И. Даниленко, Ю.Н. Подрезов, А.Е. Куцевский, Л.Г. Штыка, Порошковая металлургия № 6, 56 (1990).
32. Н.М. Даниленко, Ю.Н. Подрезов, Д.В. Падалка, в сб.: Электронная микроскопия и прочность материалов, ИПМ, Киев (1993), с. 118–127.
33. Ю.Н. Подрезов, В.А. Назаренко, А.В. Лаптев, В.И. Даниленко, Я.И. Евич, ФТВД **19**, № 3, 12 (2009).
34. М.Б. Штерн, Порошковая металлургия № 5, 28 (1989).
35. М.Б. Штерн, Порошковая металлургия № 6, 34 (1989).

Ю.М. Подрезов

СТРУКТУРНА ЧУТЛИВІСТЬ ПАРАМЕТРІВ ЗМІЦНЕННЯ

Розглянуто вплив параметрів вихідної структури (розміру зерна, кількості вуглецю в сталях, об'ємної частки дисперсних часток та пор) на параметри деформаційного зміцнення. Крива зміцнення розглядається як відображення структурних перебудов, що відбуваються в матеріалі під час деформування, а її чутливість до вихідної структури свідчить про вплив параметрів структури на колективні процеси взаємодії між дефектами і, як наслідок, на формування нанозерен деформаційної природи.

Ключові слова: деформаційне зміцнення, механічні властивості, структурна інженерія, нанозерна, інтенсивна пластична деформація

Yu.N. Podrezov

STRUCTURAL SENSITIVITY OF HARDENING PARAMETERS

The influence of initial structure (the size of grain, quantity of carbon in steels, volume fraction of disperse particles and pores) on parameters of strain hardening is considered. The hardening curve is considered as display of structural reorganizations occurring in a material in the process of deformation, and its sensitivity to initial structure testifies to influence of parameters of structure on collective processes of interaction between defects, and, as a consequence, on formation of deformed nanograins.

Keywords: strain hardening, mechanical properties, structural engineering, nanograins, severe plastic deformation

Fig. 1. Temperature (a) and rate ($\bar{\theta}$) curves of hardening for Al resulted from twist tests [5]; θ – hardening rate

Fig. 2. Dependence of normalized Voyce stress on temperature and deformation rate for different fcc metals [3]

Fig. 3. Curves of strain hardening for molybdenum annealed at different temperatures, °C (■ – 1700, ● – 1600, ▲ – 1500, ▼ – 1400, ◆ – 1350, ★ – 1300(4), ◆ – 1300(2)), the σ - e (a) and $\sigma_{s,h}$ - e ($\bar{\theta}$) coordinates

Fig. 4. Dependence of yield stress for $e = 20\%$ on grain size: ● – deforming stress σ , ■ – strain-hardening stress $\sigma_{s,h}$

Fig. 5. Dependence of coefficient K_y on deformation degree, the K_y - $e^{1/2}$ coordinates

Fig. 6. Dependence between hardening rate and grain size at the stage of disoriented nanograin formation for different degrees of deformation, %: ★ – 40, ◆ – 45, ● – 55, ■ – 65, ○ – 75, ◆ – 80

Fig. 7. Curves of strain hardening for iron with different quantity of carbon, % (1 – 0.02, 2 – 0.13, 3 – 0.22, 4 – 0.51, 5 – 1.05), constructed on the σ - e (a) and $\sigma_{s,h}$ - e ($\bar{\theta}$) coordinates

Fig. 8. Dependence of yield stress for $e = 20\%$ on carbon content: ■ – deforming stress σ , ◆ – strain-hardening stress $\sigma_{s,h}$

Fig. 9. Dependence between hardening rate and carbon content at the state of disoriented nanograin formation

Fig. 10. Structure of near-surface layer of steel Г65 deformed by rolling

Fig. 11. Hardening curves for iron-based material: I – Fe_{carb}, II – Fe + 1.5%, III – Fe + 3%, IV – Ст. X13M2–2% TiO₂; 1 – $K'_1 = 0.004$, 2 – $K'_2 = 0.0014$, 3 – $K'_3 = 0.003$, 4 – $K'_1 = 0.002$, 5 – $K'_2 = 0.006$

Fig. 12. Curves of strain hardening for powdered iron of different porosity: 1 – pore-free armco-iron; 2 – 6.9%, 3 – 9.4, 4 – 15.9, 5 – 23.4

Fig. 13. Curves of strain hardening for powdered sintered iron of different porosity constructed by normalization of porous material modulus to initial value: 1 – 6.9%, 2 – 9.4, 3 – 15.9, 4 – 23.4

Fig. 14. Curves of strain hardening under compression (the shaded is contribution from compaction), %: 1 – 5.2, 2 – 11.4, 3 – 15.7, 4 – 22.7

Fig. 15. Curves of strain hardening for powdered iron solid phase under uniaxial compression, %: ● – 5.2, × – 11.4, ○ – 15.7, ■ – 22.7, ▲ – 28.0