

PACS: 62.20.–x

Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, Н.И. Даниленко

ОСОБЕННОСТИ УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ДЕФОРМАЦИОННОЙ НАНОСТРУКТУРЫ

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины

Статья поступила в редакцию 9 сентября 2015 года

Проведен сравнительный анализ законов упрочнения металлов с разным типом кристаллической решетки в области больших деформаций. Сопоставлены значения параметра S , определяемого как отношение скорости упрочнения к деформирующему напряжению в области перехода от слаборазориентированных структур к нанозернам. Показано, что в ОЦК- и ГПУ-материалах этот параметр значительно выше, чем в ГЦК-металлах. Его величина растет с уменьшением размера зерна, достигая значений, превышающих единицу при малых размерах зерен. Установлено, что металлы с ОЦК- и ГПУ-решеткой демонстрируют резкую температурную зависимость параметров упрочнения, что обусловлено определяющей ролью дислокаций в механизмах формирования деформационной наноструктуры.

Ключевые слова: пластическая деформация, упрочнение, скорость упрочнения, наноструктура, структурная чувствительность

Проведено порівняльний аналіз законів зміцнення металів з різним типом кристалічної ґратки в області великих деформацій. Зіставлено значення параметра S , визначуваного як відношення швидкості зміцнення до деформуючої напруги в області переходу від слаборозорієнтованих структур до нанозерен. Показано, що в ОЦК- і ГПУ-матеріалах цей параметр значно вищий, ніж в ГЦК-металах. Його величина збільшується зі зменшенням розміру зерна, досягаючи значень, що перевищують одиницю при малих розмірах зерен. Встановлено, що метали з ОЦК- і ГПУ-ґраткою демонструють різку температурну залежність параметрів зміцнення, що обумовлено визначальною роллю дислокацій в механізмах формування деформаційної наноструктури.

Ключові слова: пластична деформація, зміцнення, швидкість зміцнення, наноструктура, структурна чутливість

Несмотря на огромный интерес к материалам деформационного происхождения, вопросы о механизмах формирования разориентированных нанозерен остаются дискуссионными. Причина этого состоит в сложности экспериментального наблюдения структурных перестроек *in situ* при деформировании. Основной метод исследования таких структур – электронная микроскопия, однако электронный микроскоп фиксирует лишь дискретные изме-

нения структуры после разгрузки образцов, причем на стадии формирования деформационной наноструктуры даже при существенном изменении степени деформации наблюдаются лишь незначительные изменения размеров структурных элементов.

В этом случае кривые деформационного упрочнения становятся главным источником информации о процессах, происходящих в материале. При больших деформациях анализ законов упрочнения существенно облегчается благодаря линейной связи между напряжением и деформацией [1–6]. Производная напряжения по деформации на этой стадии сохраняет постоянное значение в зависимости как от деформации, так и от напряжения. Поскольку на ранних стадиях деформации эти зависимости более сложные, переход к стадии формирования наноструктуры легко фиксируется, а величины напряжения и деформации в момент перехода характеризуют механизмы структурных перестроек.

На ранних стадиях деформации особенности упрочнения ОЦК- и ГЦК-металлов заметно отличаются ввиду различий в механизмах размножения дислокаций. Это предопределяет различия в формировании кривых упрочнения в материалах с разным типом кристаллической структуры [5–7]. При больших деформациях различия не столь очевидны. Наличие стадии линейного упрочнения характерно для материалов с разным типом кристаллической решетки [1,2,8–11]. Степени деформации, при которых осуществляется переход к разориентированным структурам, и размеры наноструктурных элементов у материалов разных классов также достаточно близки. Тем не менее, учитывая различия в генезисе структурообразования на начальных стадиях деформирования, резонно ожидать различий в механическом поведении и при больших деформациях. В данной работе мы хотим обратить внимание на ряд таких особенностей.

Авторы работ [1,2], посвященных структурной чувствительности деформационного упрочнения ГЦК-металлов, указывали на установленную в экспериментах на кручение связь между скоростью упрочнения $dt/d\gamma$ при сдвиге и напряжением сдвига τ в области перехода от третьей к четвертой стадии упрочнения. Эта связь наглядно представлена в работе Неса [6] в виде пунктирной линии на графиках, описывающих температурную чувствительность кривых деформационного упрочнения Al (рис. 1,а), перестроенных в координатах $dt/d\gamma = f(\tau)$ (рис. 1,б).

Из графиков видно, что зависимость оказывается очень простой и описывается выражением

$$dt/d\gamma = C\tau. \quad (1)$$

Величина параметра C , определяемая как отношение скорости упрочнения к деформирующему напряжению в точке перехода между стадиями, в экспериментах на ГЦК-металлах в широком интервале температур испытаний демонстрирует значение 0.1 [1,2]. Физический смысл уравнения (1) представляет большой интерес, поскольку оно формально определяет условие

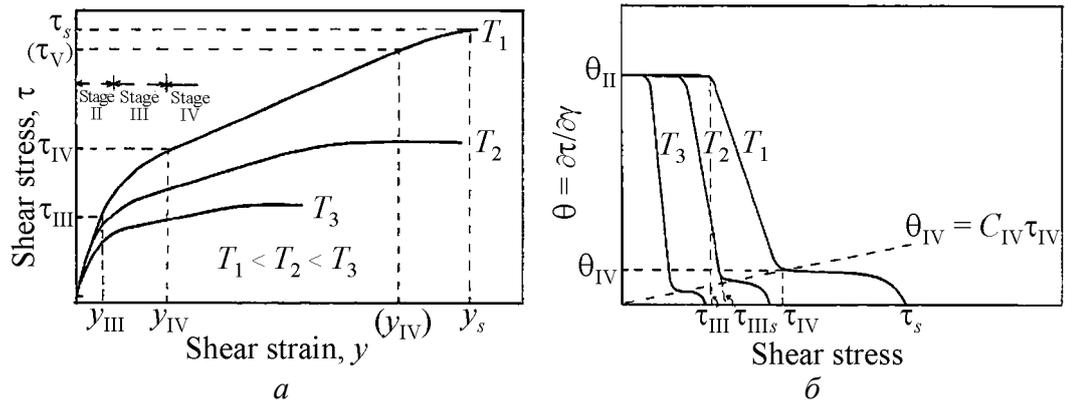


Рис. 1. Схематические кривые напряжение–деформация (а) и скорость упрочнения–напряжение (б) для ГЦК-металлов [6]

перехода от стадии слабозерноориентированных ячеек к стадии нанозернистой структуры. В работе [6] дается физическая трактовка этого уравнения на основании анализа законов структурообразования на указанных двух стадиях и обосновывается численное значение константы. Интересно также то, что при $C = 1$ уравнение (1) превращается в условие Консидера, характеризующее процесс локализации деформации. Этот парадоксальный факт в цитируемых работах не обсуждается.

Эксперименты, выполненные на ОЦК-металлах, показывают более высокие значения параметра C , чем в ГЦК-металлах. Линейная стадия деформационного упрочнения в железе была обнаружена Давиденковым [11] и Лонгфордом [12] (рис. 2). В этих работах особо подчеркивается, что закономерности деформационного упрочнения целесообразно изучать на кривых упрочнения, построенных в истинных координатах.

В работе [13] мы проанализировали эти экспериментальные данные и путем несложного пересчета установили, что в обоих экспериментах значение $C = 0.3–0.4$. Отметим, что, хотя полученное значение коэффициента существенно

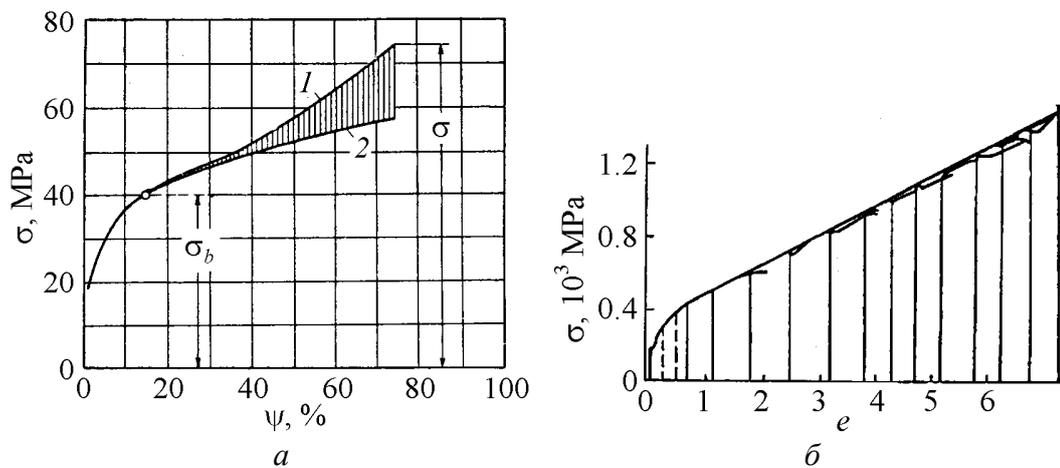


Рис. 2. Зависимости истинного напряжения от деформации железа по данным Давиденкова [11] (а) и Лонгфорда [12] (б)

больше, чем для ГЦК-металлов, оно все же существенно меньше единицы, и, следовательно, при испытаниях на одноосное растяжение стадия линейного упрочнения находится далеко за пределами области равномерной деформации. Поэтому в работах Давиденкова истинные кривые нагружения рассчитывались с использованием методики фотографирования образца, а у Лонгфорда использован метод повторного нагружения.

В работе В.А. Крохи [14] кривые деформационного упрочнения железа с различным содержанием углерода рассчитывались по результатам испытания на одноосное сжатие. Благодаря использованию специальных торцевых смазок удалось получить кривые нагрузка–деформация для широкого диапазона деформаций (до $e \sim 2$). К тому же, при испытаниях на сжатие исключаются недостатки кручения – неравномерное распределение деформаций по сечению.

Обработка этих кривых, выполненная нами в работе [9], показала, что истинная диаграмма деформационного упрочнения железа технической чистоты представляет собой ярко выраженную параболу (рис. 3,а). После обработки

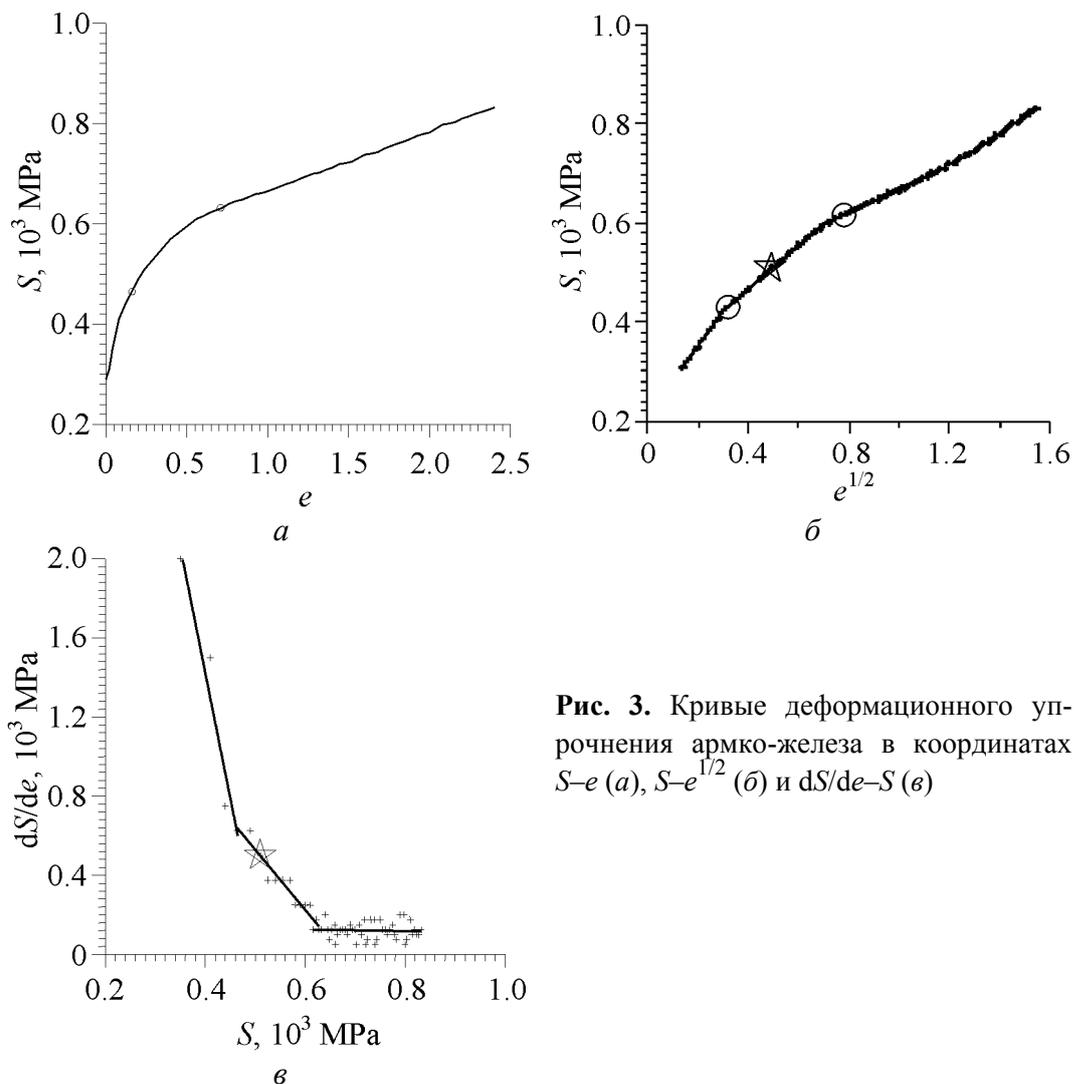


Рис. 3. Кривые деформационного упрочнения армко-железа в координатах $S-e$ (а), $S-e^{1/2}$ (б) и $dS/de-S$ (в)

этой кривой в координатах $S-e^{1/2}$ (рис. 3,б) и $dS/d\varepsilon-S$ (рис. 3,в) выявляется стадийность на трех различных участках упрочнения. Значения деформации в точках перегиба соответствуют переходу от леса дислокаций к слабоориентированным ячейкам и от слабоориентированных ячеек – к разориентированным структурам (рис. 3,в). На зависимости $S-e^{1/2}$ (рис. 3,б) кружками отмечены точки, в которых наблюдаются перегибы на кривой, обработанной в координатах $dS/d\varepsilon-S$ (рис. 3,в). Звездочкой обозначена точка, которая в экспериментах на растяжение соответствует началу шейкообразования ($C = 1$). Из представленных данных видно, что процесс шейкообразования начинается значительно раньше, чем переход к линейной стадии упрочнения. Определенный по результатам испытаний на одноосное сжатие параметр C , характеризующий переход от параболической стадии к линейной, для малоуглеродистого железа достигает значения 0.25.

Для сопоставления характера температурной зависимости параметров упрочнения для ГЦК-металлов (см. рис. 1) с результатами, полученными на ОЦК-металлах, в работе [15] нами была исследована температурная зависимость деформационного упрочнения молибдена, испытанного на растяжение в диапазоне температур 20–1000°C и проанализирована чувствительность коэффициентов упрочнения молибдена на разных стадиях упрочнения в широком диапазоне температур испытаний. Истинные кривые упрочнения, перестроенные в координатах $dS/d\varepsilon-S$, представлены на рис. 4.

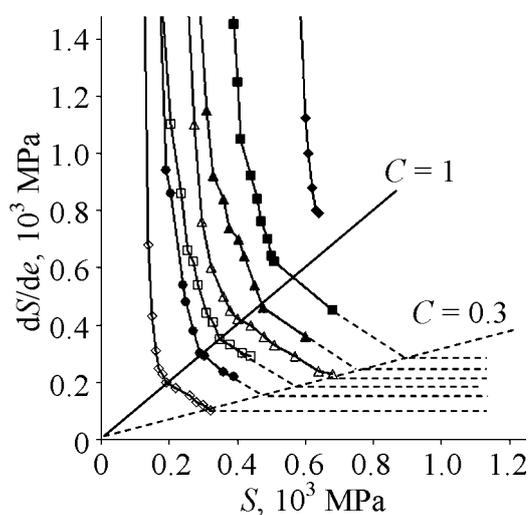


Рис. 4. Кривые упрочнения молибдена в координатах $dS/d\varepsilon-S$: \blacklozenge – 20°C, \blacksquare – 100, \blacktriangle – 220, \blacktriangle – 330, \square – 450, \bullet – 610, \diamond – 1000

В работах Трефилова и Моисеева [7,8], а позднее Печковского [16] отмечалось, что проведение термоактивационного анализа упрочнения в ОЦК-металлах осложнено тем, что термоактивационная природа упрочнения проявляется не только на стадиях развитой деформации, как в ГЦК-металлах, но намного раньше, когда формируется предел текучести. Поскольку формирование предела текучести заканчивается на начальной стадии пластической деформации (при 0.2% пластичности), а кривая деформационного упрочнения формируется при больших деформациях, возникает обманчивое впечатление, что эти процессы легко разделить по степени деформации.

Согласно принципу аддитивности сопротивление движению дислокаций со стороны дефектной структуры в обобщенном виде можно описать тремя слагаемыми

$$\sigma_T = \sum \sigma_{1i} + \sum \sigma_{2i} + \sum \sigma_{3i}, \quad (2)$$

где $\sum \sigma_{1i}$ – сумма вкладов микромеханизмов упрочнения, которые имеют термоактивационную природу; $\sum \sigma_{2i}$ – суммарное упругое поле дальнего действующего напряжения от различных препятствий; $\sum \sigma_{3i}$ – суммарное сопротивление, обусловленное структурными параметрами типа границ зерен, субграниц, дисперсных частиц и т.п., прохождение которых невозможно без концентрации напряжения.

В первое слагаемое $\sum \sigma_{1i}$ в качестве основной составляющей входит напряжение Пайерлса–Набарро – сопротивление движению дислокаций со стороны кристаллической решетки. Именно наличие этого слагаемого обуславливает для ОЦК-металлов резкую температурную зависимость предела текучести в области низких температур (до $0.2T_{\text{melt}}$). Напряжение Тейлора входит во вторую группу слагаемых $\sum \sigma_{2i}$, где сопротивление движению дислокации вызвано упругими полями. Чувствительность упругих полей к температуре определяется только чувствительностью упругих характеристик, изменение которых с изменением температуры в ОЦК-металлах много меньше, чем изменение предела текучести. Следуя этой логике, температурная зависимость коэффициентов упрочнения должна быть достаточно слабой и определяться, как и в случае ГЦК-металлов, либо температурной зависимостью упругих констант, либо процессами коллективного взаимодействия между дислокациями.

Однако эксперименты говорят о другом. В работе [7] В.Ф. Моисеев с сотрудниками при исследовании параметров упрочнения молибдена и его сплавов в широком интервале температур показал (рис. 5), что практически во всем изученном интервале температур отношение коэффициента упрочнения K_1 к пределу текучести $\sigma_{0.2}$ является постоянной величиной.

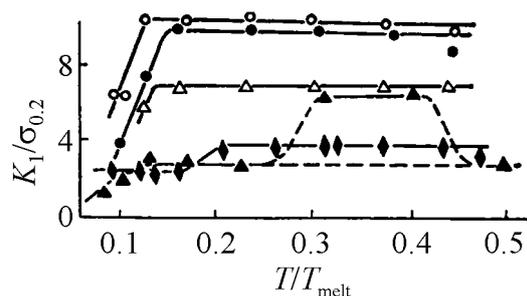


Рис. 5. Влияние температуры на отношение параметров деформационного упрочнения K_1/σ_e [7]: \circ – МЧВП ($D = 100 \mu\text{m}$), \bullet – МЧВП ($D = 40 \mu\text{m}$), Δ – Mo + 4.5% TiN, \blacktriangle – V, \blacklozenge – Fe + 3.2% Si

Физическая причина резкой температурной зависимости коэффициентов упрочнения связана с тем, что в первое слагаемое уравнения (2) кроме силы Пайерлса–Набарро входит параметр σ_f , характеризующий сопротивление со стороны дислокаций леса при их пересечении подвижными дислокациями. Поскольку температурная чувствительность этого напряжения такая же, как для напряжения Пайерлса–Набарро, коэффициенты упрочнения проявляют

чувствительность к температуре, подобную той, которая наблюдается для предела текучести.

В соответствии с теорией упрочнения ГЦК-металлов [5,6] при анализе температурной зависимости параметров упрочнения молибдена в работе [15] нами была проведена нормировка скорости упрочнения θ на температурную зависимость модуля упругости молибдена. Однако поскольку в исследованном диапазоне температур изменение модуля незначительно (не более 20%), такая нормировка не позволила получить единую кривую упрочнения, как это имеет место для ГЦК-металлов [5].

Учитывая данные В.Ф. Моисеева, представленные на рис. 5, мы провели повторную нормировку параметра, характеризующего скорость упрочнения при заданной температуре, на величину предела текучести при этой температуре. Нормированное значение скорости упрочнения рассчитывалось из выражения: $\theta^* = \theta \left(\sigma_{02}^{(20)} / \sigma_{02}^T \right) \left(E^{(20)} / E^T \right)$. Полученное значение откладывалось на оси ординат. Поскольку деформационное упрочнение материала начинается за пределом текучести, ось абсцисс на рис. 4 также была преобразована путем вычитания значения предела текучести молибдена при заданной температуре из величины приложенного напряжения: $\sigma_{0y} = \sigma - \sigma_{02}^T$. После нормировки было обнаружено достаточно хорошее совпадение кривых упрочнения, полученных при разных температурах, что свидетельствует о целесообразности проведения такой нормировки.

В то же время тщательный анализ нормированных кривых показал, что параметры упрочнения, рассчитанные для разных температур, несколько отличаются. Значения коэффициентов упрочнения параметров на второй и третьей стадиях при комнатной температуре существенно (в 2–3 раза) выше, чем при более высоких температурах. В то же время в диапазоне температур 100–450°C значение этих параметров практически постоянно. При повышенных температурах 610–1000°C значение коэффициентов упрочнения резко возрастает. Таким образом, в интервале температур 100–450°C нормированные коэффициенты упрочнения на второй и третьей стадиях не изменяются с ростом температуры. То есть в этом температурном интервале механизмы коллективного взаимодействия между дислокациями, ответственные за формирование дислокационной субструктуры, остаются неизменными. При повышении температуры более 450°C в связи с увеличением коэффициента диффузии вакансии повышается способность дислокации к поперечному скольжению, что приводит к изменению механизма взаимодействия между дислокациями и, как следствие, к изменению коэффициентов деформационного упрочнения. Физическая природа увеличения коэффициентов упрочнения в области низких температур может быть объяснена активацией винтовой компоненты дислокаций у ОЦК-металлов при низких температурах [17].

К сожалению, в стандартных высокотемпературных испытаниях на одноосное растяжение невозможно фиксировать формоизменение шейки в про-

цессе деформации. Поэтому для сопоставления полученных результатов с данными, представленными на рис. 1, в области развитой деформации была проведена экстраполяция третьей стадии кривой упрочнения (штриховые линии на рис. 4) до пересечения с прямой, описываемой соотношением $d\sigma_{ist}/de = 0.3S$ (значение $C = 0.3$ выбрано на основе результатов, полученных на железе). Точка пересечения соответствует границе между стадиями. После нее начинается горизонтальный участок, характеризующийся скоростью упрочнения на линейном участке θ_{IV} . Несложно показать, что температурная зависимость параметра θ_{IV} подобна температурной зависимости предела текучести.

Невозможность прямого измерения размеров шейки в процессе деформации при повышенных температурах потребовала использовать ряд допущений для построения обобщенных зависимостей упрочнения. Эксперименты, выполненные при комнатной температуре, позволяют исключить этот недостаток и проводить непрерывное фотометрирование профиля шейки. Такой прием был использован нами в работе [18] при анализе кривых упрочнения молибдена в широком интервале деформаций для установления структурной чувствительности параметров упрочнения на разных участках кривой деформирования вплоть до стадии линейного упрочнения. Полученные результаты, в частности, позволяют определить зависимость параметра C от размера зерна. График структурной чувствительности этого параметра представлен на рис. 6. Из приведенных результатов следует, что значение параметра C сильно зависит от размера зерна. Для зерен больших размеров (сотни микрометров) значение параметра C находится в пределах 0.3–0.5, для средних размеров (десятки микрометров) – в пределах 0.6–0.8 и для нанозерен может достигать величин больше единицы. Обнаруженная чувствительность параметра C к размеру зерна связана с особой ролью границ зерен в зарождении дисклинационных дефектов, ответственных за формирование разориентированной наноструктуры [19,20].

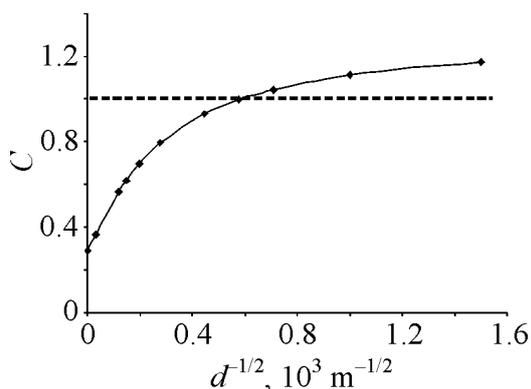


Рис. 6. Зависимость коэффициента C от размера зерна рекристаллизованного молибдена

Формальным следствием такой зависимости является смещение стадии линейного упрочнения в область равномерной деформации в образцах, испытанных на одноосное растяжение. В этом случае появляется возможность

определять коэффициент линейного упрочнения непосредственно из экспериментов на растяжение по значению так называемого модуля пластичности. Его величина рассчитывается по тангенсу угла наклона отрезка прямой на истинной диаграмме упрочнения, который соединяет точку с координатами «истинное напряжение» и «истинная деформация» в момент шейкообразования с точкой, соответствующей истинным значениям напряжения и деформации в момент разрушения. При значении $C = 1$ его величина в точности совпадает с параметром θ_{IV} .

Эффект повышения параметра C с уменьшением размера зерна был обнаружен нами и на материалах с ГПУ-решеткой. В работе [21] приведены результаты исследования параметров линейного упрочнения малолегированного титанового сплава VT1.0, рекристаллизованного на размер зерна $50 \mu\text{m}$ и испытанного на сжатие по схемам непрерывного и повторного нагружения. В первом случае параметр $C = 0.5$, во втором $C = 0.35$.

Исследование этого же сплава в наноструктурном состоянии, полученном методом винтовой экструзии, показало [22], что в таком материале значение параметра C близко к единице не только при комнатной, но и при повышенных температурах. Анализ кривых упрочнения этого материала, испытанного на одноосное сжатие, свидетельствует, что переход к стадии линейного упрочнения происходит при сравнительно малых (5–10%) степенях деформации, а величина коэффициента линейного упрочнения превосходит значения предела текучести практически при всех исследованных температурах (таблица).

Таблица

Влияние температуры испытаний на параметры упрочнения титана, продеформированного методом ВЭ

Температура, °C	Параметры упрочнения, МПа			
	растяжение		сжатие	
	σ_{02}	θ_{IV}	σ_{02}	θ_{IV}
20	660	640	655	720
100	630	769	564	810
200	540	618	445	605
300	482	417	370	480
400	350	310	343	440
500	192	164	302	281

Высокое значение параметра C в этих образцах позволило реализовать метод измерения модуля пластичности для определения коэффициента линейного упрочнения при испытаниях на одноосное растяжение в широком интервале температур. В этом случае нет необходимости мониторить текущее изменение шейки, поскольку точка, соответствующая началу шейкообразования, берется непосредственно из диаграммы, а истинная деформация в момент разрушения определяется размерами разрушенного образца. Пред-

ставленные в таблице значения параметра θ_{IV} для одноосного растяжения близки к значениям этого параметра, полученного из экспериментов на одноосное сжатие, что свидетельствует о корректности использования обеих методик.

Если нанести на один график температурные зависимости предела текучести и параметра θ , то обнаружится, что характер этих зависимостей практически идентичен (рис. 6). В отличие от метода экстраполяции, использованного при исследовании молибдена (рис. 7), в данном случае зависимость линейного упрочнения от температуры получена из прямого эксперимента. Представленные результаты свидетельствуют о том, что термоактивационные процессы, ответственные за формирование предела текучести в ОЦК- и ГПУ-материалах, играют определяющую роль на развитых стадиях пластической деформации.

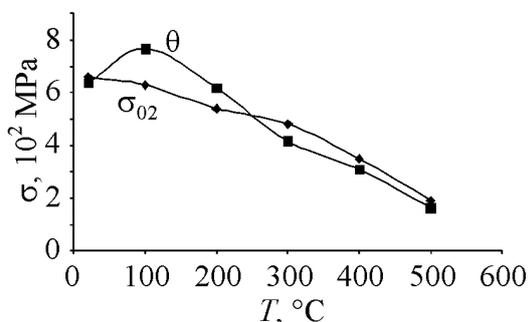


Рис. 7. Зависимости предела текучести σ_{02} (♦) и скорости линейного упрочнения θ (■) от температуры испытаний для титана, продеформированного ВЭ

Возвращаясь к сравнительному анализу упрочнения ГЦК-металлов с данными, полученными для ОЦК- и ГПУ-металлов, отметим, что термоактивационная природа упрочнения последних проявляется во всем интервале деформаций вплоть до области разориентированных нанозерен. Она связана с определяющей ролью дислокаций в формировании деформационной наноструктуры.

Структурная чувствительность параметров упрочнения в области перехода от слабориентированных к разориентированным структурам в ОЦК- и ГПУ-металлах формально обусловлена тем, что существенный вклад в значение деформирующего напряжения вносит величина предела текучести. Вследствие этого уравнение (1) для данного класса материала должно быть преобразовано к виду

$$d\tau / dy = C(\tau_{02} + \tau_{dy}). \quad (3)$$

Поскольку, как было показано нами в работе [18], каждая из характеристик упрочнения, входящих в уравнение (2), демонстрирует разную чувствительность к размеру зерна, коэффициент C также оказывается структурно чувствительной величиной.

Отмеченное различие уравнений (1) и (3) может повлиять и на существенную разницу абсолютных значений параметра C . Однако в этом случае важнее, что в экспериментах на алюминии и меди [1,2] деформация сдвига

определялась по углу закручивания, который в экспериментах на кручение характеризует относительную деформацию. Ее величина значительно больше, чем истинная (логарифмическая). Как следствие, скорость упрочнения и значение параметра C в ГЦК-металлах оказываются существенно ниже, чем в ОЦК- и ГПУ-материалах.

Работа выполнена в рамках договора 42-08-15 от 27.04.2015 г.

1. *M. Zehetbauer, V. Seumer, Acta metall. mater.* **41**, 577 (1993).
2. *M. Zehetbauer, D. Trattner, Mater. Sci. Eng.* **89**, 93 (1987).
3. *H. Mughrabi, Mater. Sci. Eng.* **85**, 15 (1987).
4. *Y. Estrin, L.S. Toth, A. Molinari, Y. Brechet, Acta Mater.* **46**, 5509 (1998).
5. *U.F. Kocks, H. Mecking, Prog. Mater. Sci.* **48**, 171 (2003).
6. *E. Nes, Prog. Mater. Sci.* **41**, 129 (1998).
7. *В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский, Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов, Наукова думка, Киев (1987).*
8. *В.Ф. Моисеев, Металлофиз. новейшие технол.* **3**, 389 (2000).
9. *Ю.Н. Подрезов, С.А. Фирстов, ФТВД* **16**, № 4, 37 (2006).
10. *Yu.N. Podrezov, ФТВД* **15**, № 1, 11 (2005).
11. *Н.Н. Давиденков, Н.Н. Спиридонова, Заводская лаборатория* **11**, 583 (1945).
12. *G. Langford, M. Cohen, Trans. ASM* **62**, 623 (1969).
13. *Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, в сб.: Электронная микроскопия и прочность материалов, ИПМ НАН Украины, Киев (2012), вып. 18, с. 92–103.*
14. *В.А. Кроха, Кривые упрочнения металлов при холодной деформации, Машиностроение, Москва (1968).*
15. *Ю.Н. Подрезов, И.Д. Горная, В.И. Даниленко, в сб.: Электронная микроскопия и прочность материалов, ИПМ НАН Украины, Киев (2008), вып. 15, с. 43–50.*
16. *Е.Р. Pechkovskii, Strength Mater.* **32**, 381 (2000).
17. *В.И. Трефилов, Ю.В. Мильман, С.А. Фирстов, Физические основы прочности тугоплавких металлов, Наукова думка, Киев (1975).*
18. *Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, Н.И. Даниленко, Н.М. Марченко, С.А. Фирстов, ФТВД* **25**, № 1–2, 66 (2015).
19. *G.F. Sarafanov, V.N. Perevezentsev, Tech. Phys. Lett.* **31**, 936 (2005).
20. *G. Salishchev, S. Mironov, S. Zhrebtsov, A. Belyakov, Materials Characterization* **61**, 732 (2010).
21. *Ю.Н. Подрезов, Н.И. Даниленко, Е.Н. Борисовская, Н.П. Бродниковский, Н.В. Минаков, С.А. Фирстов, Металлофиз. новейшие технол.* **26**, 659 (2004).
22. *Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, в сб.: Электронная микроскопия и прочность материалов, ИПМ НАН Украины, Киев (2009), вып. 16, с. 67–78.*

Yu.N. Podrezov, V.I. Danilenko, N.I. Danilenko

PECULIARITIES OF HARDENING IN THE COURSE OF FORMATION OF THE DEFORMATION NANOSTRUCTURE

Comparative analysis of hardening laws of metals with various types of crystal lattices is made for the cases of high deformation rate. The values of parameter C defined as the ratio of the hardening rate and the deformation stress are analyzed in the region of transition from low disorientated grains to nanograins. It is shown that for bcc and hcp metals, the parameter is significantly higher than for fcc metals. The parameter increases with lowering of the grain size up to the values higher than unity when the grains become small. It is found that bcc and hcp metals demonstrate strong temperature dependence of hardening parameters due to determining role of dislocations in the mechanisms of formation of the deformation nanostructure.

Keywords: plastic deformation, hardening, hardening rate, nanostructure, structural sensitivity

Fig. 1. Stress-strain (a) and hardening rate-stress ($\bar{\theta}$) schematic curves on fcc metals [6]

Fig. 2. Strain dependences of the true stress in iron by Davidenkov [11] (a) and Longford [12] ($\bar{\theta}$)

Fig. 3. Deformation hardening curves of armco-iron in $S-e$ (a), $S-e^{1/2}$ ($\bar{\theta}$) and $dS/de-S$ (e) coordinates

Fig. 4. Hardening curves of molybdenum in $dS/de-S$ coordinates: \blacklozenge – 20°C, \blacksquare – 100, \blacktriangle – 220, \triangle – 330, \square – 450, \bullet – 610, \diamond – 1000

Fig. 5. Temperature effect on the ratio of the deformation hardening parameters K_1/σ_e [7]: \circ – МЧВП (pure molybdenum vacuum smelting) ($D = 100 \mu\text{m}$), \bullet – МЧВП ($D = 40 \mu\text{m}$), \triangle – Mo + 4.5% TiN, \blacktriangle – V, \blacklozenge – Fe + 3.2% Si

Fig. 6. Grain size dependence of C in re-crystallized molybdenum

Fig. 7. Temperature dependences of the yield stress σ_{02} (\blacklozenge) and the rate of linear hardening θ (\blacksquare) in titanium processed by twist extrusion