

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ МОЛИБДЕНА И ЖЕЛЕЗА*

О.В. Алехин, В.П. Алехин

Работа посвящена исследованиям структурных закономерностей микропластической деформации поверхностных слоев поли- и монокристаллических образцов молибдена и армко-железа на псевдоупругой стадии до достижения макроскопического предела текучести. Методами изучения микротвердости, релаксации напряжений и послойными электронно-микроскопическими исследованиями показано образование градиента повышенной плотности дислокаций вблизи свободной поверхности на глубине 40–70 мкм и его существенное влияние на кинетику образования первичного зуба текучести на диаграмме деформирования и общую диаграмму деформационного упрочнения.

Ключевые слова: пластическое течение, поверхностные слои, начальная стадия деформации, релаксация напряжений, молибден, железо.

Введение

Анализ литературы [1–9] показывает противоречивость данных о поведении поверхностных слоев материала в процессе деформации по сравнению с его внутренними слоями. Одни авторы констатируют, что поверхностный слой в процессе деформации упрочняется в большей степени, чем внутренние, объемные, слои материала. Другие утверждают обратное. Согласно третьему сформировавшемуся мнению, при деформации наблюдается равная степень упрочнения поверхностных и объемных слоев материала.

Выявление основных физических закономерностей пластической деформации и разрушения поверхностных слоев твердого тела представляет актуальную проблему физики прочности и пластичности материалов, поскольку свободная поверхность, являясь специфическим видом плоского дефекта в кристалле, оказывает существенное влияние на его физико-механические свойства. В частности, это влияние проявляется на упругой стадии деформирования материала, пределе текучести, на общем характере диаграммы «напряжение – деформация» и различных стадиях деформационного упрочнения; на процессах

хрупкого и усталостного разрушения; на процессах поверхностных методов обработки и упрочнения, трения, износа, схватывания материалов и т.д. [1–3].

Роль поверхности материала в процессах их деформации и разрушения еще более усиливается, если она с целью повышения усталостной прочности и износостойкости подвергается различным видам поверхностной упрочняющей обработки.

Научная актуальность проблемы исследования основных закономерностей микродеформации деталей в поверхностных слоях материалов определяется тем обстоятельством, что в настоящее время фактически не существует последовательной общей теории деформационного упрочнения материалов. Несмотря на неоднократные попытки ее построения, продолжающиеся уже более 50 лет (Г. Тейлор, Н. Мотт, А. Зегер, П. Хирш, Э. Кульман-Вильсдорф, Ж. Фридель и др.), теоретические модели деформационного упрочнения еще достаточно далеки от завершения, даже применительно к наиболее изученным объектам – гранцентрированным кубическим (ГЦК) металлам и к наиболее простому случаю II стадии ли-

* Работа выполнена при финансовой поддержке проекта № П545 в рамках Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы.

нейного деформационного упрочнения. Что же касается других стадий деформационного упрочнения, например I и III стадий, и тем более изучения этих вопросов в отношении кристаллов с другими типами кристаллической решетки, то успехи здесь еще менее значительны. Трудность построения теоретической модели для I стадии, по-видимому, можно объяснить тем обстоятельством, что в настоящее время еще не накоплено в достаточном объеме непротиворечивых и систематических экспериментальных данных по влиянию поверхностных эффектов на макроскопическую кинетику деформационного упрочнения материалов. Такое влияние большинством исследователей отмечается как наиболее существенное и в то же время остается наиболее неясной закономерностью, проявляющейся особенно заметно на I стадии и даже, как отмечают некоторые исследователи [4], в значительной мере на II стадии деформационного упрочнения.

Настоящая работа посвящена послойным измерениям микротвердости образцов из моно- и поликристаллического молибдена, а также послойным электронно-микроскопическим исследованиям характера распределения дислокаций по поперечному сечению образцов из монокристаллического молибдена на разных стадиях деформации. Также приводятся данные экспериментов по выяснению физической природы зуба текучести на диаграмме деформирования, проведенных на образцах из поликристаллического молибдена и армко-железа.

Постановка задачи

В настоящей работе исследования сводились к следующим основным задачам:

1) изучить закономерности микродеформации объемно-центрированных кубических (ОЦК) материалов* с низкой релаксационной способностью Mo и Fe на образцах, деформируемых на псевдоупругой стадии до предела текучести (при деформациях $\varepsilon_1 = 0,4; 0,7$ и 1%) и после прохождения предела текучести ($\varepsilon_2 = 3\%$);

2) исследовать изменения микротвердости от поверхности в глубину материала при последовательном споллировывании поверхностных слоев поликристаллического Mo с целью обна-

ружения приповерхностного градиента плотности дислокаций;

3) используя метод многократной повторной релаксации напряжений при деформации молибдена до и после зуба текучести, показать преимущественное пластическое течение в приповерхностных слоях материала на начальной стадии деформирования;

4) подтвердить образование приповерхностного градиента дислокаций методом послойной трансмиссионной электронной микроскопии;

5) используя метод релаксации напряжений на псевдоупругой стадии деформации молибдена, а также метод выглаживания поверхности армко-железа стальным роликом, показать, что за физическую природу появления зуба текучести ответственна пластическая деформация поверхностных слоев материала;

6) используя метод *in situ*, заключающийся в споллировывании с различными скоростями поверхностного слоя образца непосредственно в процессе деформации, показать влияние этого слоя на общую макроскопическую кинетику деформационного упрочнения.

Подготовка к испытаниям, оборудование и методы исследования

Для изучения особенностей микродеформации в поверхностных слоях материала при одноосном растяжении использовались образцы из металлов с ОЦК решеткой (монокристаллы Mo различных ориентаций, полученные методом электронно-лучевой зонной плавки; поликристаллический Mo технической чистоты марки МЧ и армко-железо). Испытание плоских образцов из поликристаллического Mo на растяжение проводили на машине «Инстрон-ТТ-ДМ» со скоростью деформирования $\dot{\varepsilon} = 3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре. Микротвердость деформированных образцов определяли на приборе ПМТ-3. Электронно-микроскопические исследования на просвет были выполнены на электронном микроскопе JEM-200. Все образцы перед испытаниями и исследованиями проходили следующую предварительную обработку.

Образцы изготавливали с помощью механической обработки с последующим удалением

* ОЦК металлы выбраны в связи с тем, что дискуссия о более мягком или более твердом поверхностном слое материалов обусловлена использованием образцов с высокой релаксационной способностью ГЦК металлов, в которых из-за действия дислокационных сил поверхностные слои материала имеют пониженную плотность дислокации.

нагартованного поверхностного слоя толщиной 150 мкм химическим или электролитическим полированием. Плоские образцы из листового молибдена изготавливали вдоль направления прокатки. Для электрополирования молибдена использовали электролит следующего состава: 95 мл H_2SO_4 (уд. плот. $1,84 \text{ г/см}^3$) + 5 мл CH_3OH .

Сполирование поверхностных слоев образцов из Мо проводили в условиях интенсивного охлаждения электролита. Анодом служил образец, а в качестве катода применяли специально изготовленный цилиндр из молибденовой фольги.

Образцы из армко-железа полировали химически в реактиве состава:

85 мл H_2O_2 (конц.) + 5 мл HF + 10 мл H_2O .

Затем проводили отжиг образцов в вакуумной печи при следующих температурах: 1) $T = 1400 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч для молибденовых образцов; 2) $T = 600 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 3 ч для образцов из армко-железа. Средний размер зерен в поликристаллических образцах после термообработки составлял 40 мкм для молибдена и 60 мкм для армко-железа. Для получения свежей поверхности после отжига с рабочей части образцов полированием удалялся поверхностный слой толщиной около 10 мкм.

Далее образцы обрабатывали с помощью специально разработанной технологии химико-механического полирования (ХМП) коллоидными композициями на основе кремнезема. Эта технология позволяет получать бездефектную по структурным, химическим и геометрическим свойствам поверхность испытываемых

материалов. Сущность процесса ХМП заключается в использовании ультрадисперсных, аморфных сферических частиц коллоидного диапазона дисперсности ($d = 20\text{--}250 \text{ \AA}$). При этом устраняются недостатки и объединяются достоинства как механических, так и химических методов обработки, обеспечивая получение поверхности без дислокаций обработки с микрорельефом $R_z \leq 150 \text{ \AA}$ и плоскостностью до 2–5 колец Ньютона на диаметре 50–75 мм с высокой производительностью.

В качестве твердой фазы коллоидных систем применяли ультрадисперсные порошки гидратированного и модифицированного аморфного кремнезема с удельной площадью поверхности сферических частиц 200–380 $\text{м}^2/\text{г}$, диспергированных в кислой и щелочной водно-органических средах с показателем pH в диапазоне 1–12. Необходимые значения pH устанавливали добавлением в свободнодиспергированный золь соответствующих кислотных или щелочных компонентов полирующих травителей для Мо. Модификацией кремнезема функциональными группами щелочного кислого характера (моноэтаноламин и молочная кислота) обеспечивали определенную вязкость ($\nu \approx (3\text{--}5) \cdot 10^{-6} \text{ м}^2/\text{с}$), длительную седиментационную устойчивость, показатель pH и другие коллоидно-химические характеристики. Электронно-графические исследования поверхности образцов из Мо после ХМП дали четкую картину линий Кикуччи, что свидетельствует о совершенстве кристаллической решетки в тонких приповерхностных слоях материала.

Экспериментальное исследование закономерностей микродеформации поверхностных слоев

Для изучения закономерностей микродеформации поверхностных слоев материалов проводили эксперименты на образцах из армко-железа, поли- и монокристаллического Мо. Исследовали плоские образцы из поликристаллического молибдена технической чистоты марки МЧ, подвергнутые статическому растяжению со скоростью деформирования $\dot{\epsilon} = 3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре. Диаграмма деформирования образца приведена на рис. 1 (здесь и далее ϵ – упругопластическая деформация). С целью проверки предположения о существовании или отсутствии градиента плотности дислокаций вблизи поверхности, деформирование образцов проводили до разных значений напряжения (точки A, B, C, D на рис. 1).

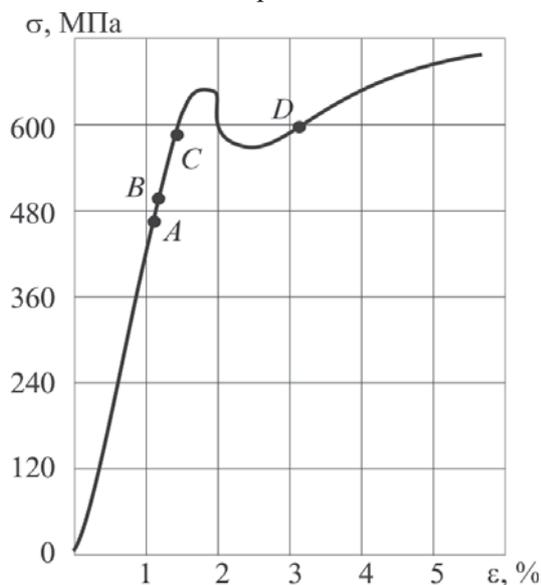


Рис. 1. Диаграмма деформирования поликристаллического Мо МЧ при $\dot{\epsilon} = 3,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$

Таким образом, часть образцов деформировалась в пределах псевдоупругой области (точки *A*, *B* и *C*) до достижения предела текучести, а несколько образцов деформировались за зуб текучести (точка *D*). После деформации образцы старились в вакууме при температуре 350 °С в течение 1 ч. Далее проводили послойное полирование с шагом 10 мкм и измерение микротвердости на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор $P = 0,2 \text{ Н}$.

Поскольку увеличение микротвердости и со-ответствующее деформационное упрочнение начинается до зуба текучести (рис. 2), вероятно, именно размножением дислокаций на псевдоупругой стадии деформирования контролируется процесс пластической деформации.

Исследование релаксации напряжений в пластически деформированных кристаллах позволяет получить данные о вкладе процессов, контролирующих пластическую деформацию (размножение и движение дислокаций) на разных ее стадиях. Величина снижения напряжений $\Delta\sigma$ при релаксации определяется способностью кристалла к пластической деформации, т.е. количеством и скоростью движущихся в нем дислокаций. Таким образом, по характеру протекания релаксации и абсолютной величине снижения напряжений можно судить о процессах размножения и движения дислокаций в кристалле. Рассмотрение кривой релаксации напряжений $\Delta\sigma(t)$ не позволяет судить о причинах затухания релаксации, так как это затухание может быть обусловлено

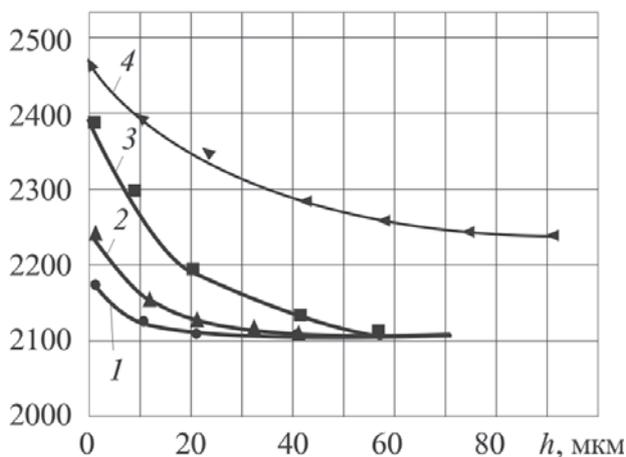


Рис. 2. Изменение микротвердости HV от поверхности в глубину образца деформированного поликристаллического Mo h при последовательном споллировывании его поверхностных слоев:

- 1 – при $\epsilon = 0,4\%$; 2 – при $\epsilon = 0,7\%$;
- 3 – при $\epsilon = 1,0\%$; 4 – при $\epsilon = 3,0\%$

снижением уровня напряжений до величины меньше необходимой для движения дислокаций и исчерпанием запаса подвижных дислокаций. В связи с этим были проведены опыты по многократной повторной релаксации напряжений (подобно тому, как это описано в работах [5–8]).

Молибденовые образцы деформировали с постоянной скоростью и после того, как был достигнут определенный уровень напряжения, измеряли величину снижения напряжений $\Delta\sigma$ в течение 2 мин (участок I на рис. 3). После этого с поверхности образца споллировывали слой толщиной 2 мкм. Затем образец вновь нагружали до исходного значения напряжения и повторно измеряли напряжения. Такой цикл повторяли многократно. После прохождения релаксации на участке I перед переходом к участку II с поверхности образца споллировывали слой толщиной 10 мкм. Многократную повторную релаксацию напряжений изучали на различных характерных участках кривой деформации (см. рис. 3): упругой деформации; стадии микротекучести; стадии предтекучести и стадии после предела текучести.

Кривые повторной релаксации ведут себя по-разному в зависимости от участка релаксации (см. рис. 3). Для очень малых напряжений их второе снижение (при релаксации) практически неопределимо: величина $\Delta\sigma$ на каждом цикле очень быстро уменьшается с ростом числа циклов. Поскольку релаксация начинается каждый раз от одного и того же значения напряжения, это означает, что затухание релаксации обусловлено, на наш взгляд, исчерпанием запаса подвижных дислокаций. Количество дислокаций, движущихся в образце

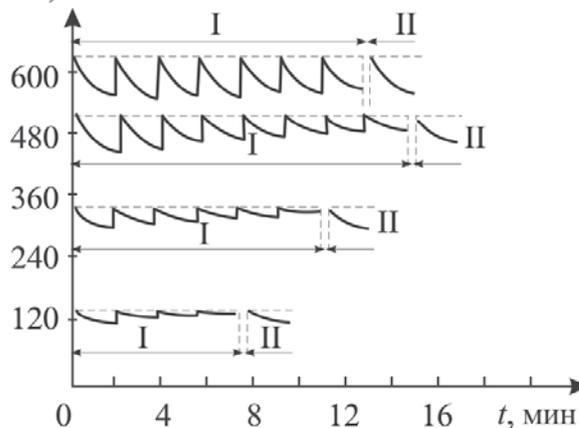


Рис. 3. Кривые многократной повторной релаксации напряжений для образца из поликристаллического Mo

и контролирующей пластическую деформацию, уменьшается до нуля, а их размножение еще не происходит.

При большом начальном напряжении величина снижения напряжений на каждом цикле уменьшается медленнее. Это свидетельствует о том, что количество подвижных дислокаций в образце не уменьшается благодаря появлению новых движущихся дислокаций, вероятно, за счет их размножения. Кривые показывают, что с увеличением степени деформации образцов закономерно возрастает величина $\Delta\sigma$ (глубина релаксации напряжений), а также намечается тенденция к воспроизводимости кривых релаксации. Так, на участке стадии предтекучести величина $\Delta\sigma$ еще меньше уменьшается с увеличением числа циклов, а на участке стадии за пределом текучести кривые последовательных релаксаций первых пяти циклов просто совпадают. При дальнейшем увеличении числа циклов повторной релаксации величина $\Delta\sigma$ уменьшается мало. Медленное затухание релаксации может быть связано с наличием значительного количества подвижных дислокаций, т.е. с действием большого числа источников дислокаций.

Следует отметить, что, если начальное значение напряжения для повторного цикла релаксации было несколько ниже, чем для предыдущего цикла, то наблюдалась задержка релаксации. Это свидетельствует о том, что процесс размножения дислокаций является термоактивируемым. Аналогичное явление было зафиксировано на кристаллах КС1 в работе [6].

Для подтверждения гипотезы о том, что размножение дислокаций происходит преимущественно в приповерхностных слоях образцов после циклов многократной повторной релаксации, с поверхности образцов полированием был удален слой толщиной 100 мкм. Это привело к тому, что величина $\Delta\sigma$ релаксации напряжений на участках *OA* и *AB* (см. рис. 1) достигла первоначального значения. На участке *BC* глубина релаксации $\Delta\sigma$ возросла на 60–70 %, в то время как удаление поверхностного слоя на участке *CD* не привело к значительным изменениям $\Delta\sigma$, хотя и было отмечено некоторое увеличение глубины (см. рис. 2, правая часть). Этот результат хорошо коррелирует как с выше приведенными данными, так и с результатами ряда работ [1–3, 9], которые, в частности, позволили их авторам утверждать, что на начальной стадии деформации микропластическое течение

происходит сугубо в приповерхностных слоях образцов. Это подтверждается также проведенными в данной работе металлографическими и электронно-микроскопическими исследованиями образцов из монокристаллов молибдена. Микрофотография поперечного шлифа образца монокристалла молибдена с осью растяжения, близкой к $\langle 111 \rangle$, деформированного до $\varepsilon = 1\%$, показала наличие градиента плотности дислокации вблизи поверхности материала. Электронно-микроскопические исследования на просвет, выполненные на электронном микроскопе *JEM-200* при ускоряющем напряжении 200 кВ, показали, что в исходном состоянии (после отжига) плотность дислокаций в образце из молибдена составляет порядка 10^6 – 10^7 см⁻². Исследование фольг приповерхностных слоев образцов из молибдена после деформации показало, что дислокационная структура поверхностных слоев существенно отличается от структуры внутренних слоев. В поверхностном слое металла толщиной до 10 мкм наблюдается достаточно развитая дислокационная структура с плотностью дислокаций, на два порядка превышающей плотность во внутренних слоях ($\approx 5 \cdot 10^{10}$ см⁻²) (рис. 4). На глубине 70 мкм от поверхности материала дислокационная структура близка к исходной.

Влияние поверхностной микродеформации на кривую деформационного упрочнения и зуб текучести

Поскольку в литературе [10–16] имеются данные, свидетельствующие о влиянии поверхностной микродеформации на макроскопическую кривую деформационного упрочнения материалов и, в частности, на зуб текучести, представляла интерес проверка этого положения.

Первая дислокационная теория физического предела текучести материалов была связана с представлениями о вырывании дислокаций из атмосфер примесей внедрения [10]. Хорошо известно, что атомы примесей увеличивают сопротивление движению дислокаций и напряжение течения материалов, особенно ОЦК металлов. Однако, как аргументировано показано в работе [10], примесные теории торможения и блокирования дислокаций не могут в полной мере объяснить поведение ОЦК металлов при деформировании. В работах Гилмана и Джон-

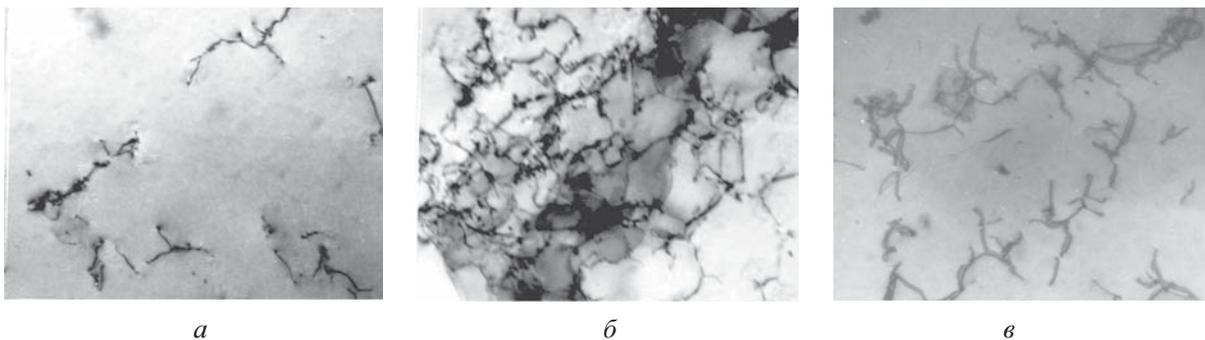


Рис. 4. Дислокационная структура монокристаллического Мо:

а – до деформации ($\times 32000$); б – после деформации до $\varepsilon = 1\%$ при $h = 3$ мкм ($\times 38000$); в – после деформации до $\varepsilon = 1\%$ при $h = 70$ мкм ($\times 32000$)

стона [12] появление зуба текучести на кривых деформирования связывается с процессом быстрого размножения дислокаций в начале деформирования. Впоследствии эти предположения были развиты в работах Г.Т. Хана, В.И. Трефилова, Ю.В. Мильмана и др. [11, 13], в которых рассматриваются начальные участки кривых деформирования с учетом процессов движения и размножения дислокаций. Основным, реально действующим механизмом появления скользящих дислокаций в кристаллах при статическом нагружении, по мнению Л.Г. Орлова [14], является гетерогенное зарождение дислокаций на ступеньках свободной поверхности кристалла.

Характерной особенностью почти всех ранее рассмотренных работ по физической природе зуба текучести является то обстоятельство, что реализацию как первого механизма (разблокировки дислокаций), так и второго механизма (размножения дислокаций) относят, как правило, ко всему объему деформированного кристалла, не выделяя и не рассматривая отдельно роль свободной поверхности и поверхностной микродеформации в указанном эффекте.

Исключением являются работы В.Ф. Терентьева [15, 16], где была предложена феноменологическая модель физического предела текучести, заключающаяся в том, что в ОЦК металлах и сплавах на стадии микротекучести возникает барьерный эффект приповерхностного слоя, приводящий к формированию зуба текучести. Автор предполагает, что на стадии микротекучести формируется поверхностно упрочненный слой, и при достижении требуемого уровня эффективного напряжения подповерхностные скопления дислокаций прорывают более прочную и жесткую систему дислокаций в поверхностном слое, происходит срыв приложенной нагрузки, и на диаграмме «напряжение – деформация»

наблюдается зуб текучести.

Однако с помощью этой феноменологической модели не всегда удается объяснить полученные экспериментальные результаты.

Таким образом, очевидна необходимость постановки специальных экспериментов по выявлению роли поверхностных слоев металла в резком проявлении предела текучести и оценки вклада поверхностной микродеформации в формирование зуба текучести при конкретных условиях деформирования.

О существенном влиянии процесса микропластичности на псевдоупругой стадии деформирования на кинетику образования первичного зуба текучести свидетельствуют следующие эксперименты. На молибденовых образцах с абсолютно одинаковыми условиями подготовки поверхности снимались диаграммы «напряжение – деформация» (рис. 5). Причем,

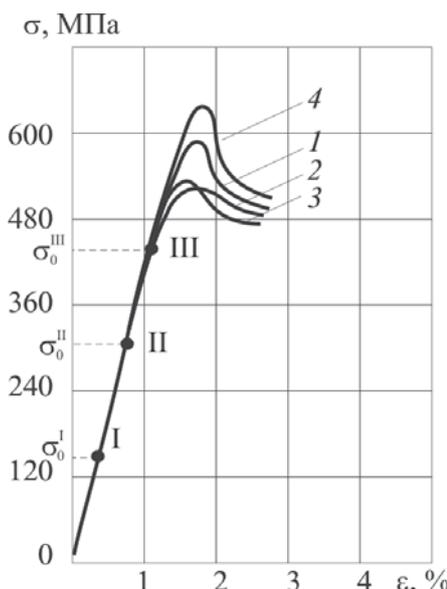


Рис. 5. Влияние релаксации напряжений на величину зуба текучести при различных уровнях начальных напряжений (1–3) и без релаксации (4)

в некоторые моменты времени на псевдоупругой стадии до достижения верхнего предела текучести проводилась релаксация напряжений в течение 20 мин при различных начальных напряжениях σ_0^I , σ_0^{II} , σ_0^{III} (соответственно кривые 1–3 на рис. 5). При этом величина снижения напряжений постепенно увеличивалась в направлении точек I→III. Соответственно с увеличением $\Delta\sigma$ уменьшалась абсолютная величина зуба текучести.

Данные на рис. 5 показывают, что в эффект образования первичного зуба текучести вносят существенный вклад именно процессы термоактивируемой микропластичности на начальной стадии деформирования. Очевидно, что при данном уровне напряжений некоторое количество дислокационных источников подготовлено к массовому испусканию дислокаций, и для осуществления этого необходима лишь определенная временная термоактивация.

Полученные экспериментальные результаты можно трактовать с тех позиций, что именно временная выдержка в пределах псевдоупругой стадии деформирования способствует снижению зуба текучести в результате более полного термоактивируемого срабатывания спектра источников дислокаций в приповерхностной области кристалла. На основе этого можно интерпретировать экспериментальные данные, полученные в работе [17], где при малых скоростях деформации $\dot{\epsilon}$ зуб

текучести отсутствовал, в то время как при увеличении $\dot{\epsilon}$ он четко проявлялся.

Предположение о том, что значительное влияние на кинетику формирования зуба текучести оказывает термоактивируемое срабатывание приповерхностных источников дислокаций, было проверено на образцах из армко-железа, которые деформировались растяжением при $\dot{\epsilon} = 3,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Одна партия образцов перед деформацией подвергалась поверхностному пластическому выглаживанию с помощью стального ролика при небольших усилиях ($P = 400 \text{ Н}$). Глубину наклепанного слоя контролировали измерением микротвердости на приборе ПМТ-3. Она составляла около 70 мкм. Результаты проведенных испытаний представлены на рис. 6. Как видно, выглаживание тонкого приповерхностного слоя приводит к смещению кривой деформации в сторону больших значений напряжений пластического течения и исчезновению зуба текучести.

Иначе говоря, истощение спектра источников дислокаций в тонком приповерхностном слое образца приводит к существенному изменению механических свойств металла, а также к подавлению зуба текучести. Следует отметить, что результаты этого эксперимента не могут быть объяснены с помощью феноменологической модели, предложенной в работах [15, 16], в которой рассматривается чисто барьерная роль поверхностного слоя, формирующегося на ранних стадиях микротекучести материала и приводящего к возникновению зуба текучести. В то же время моделирование слоя

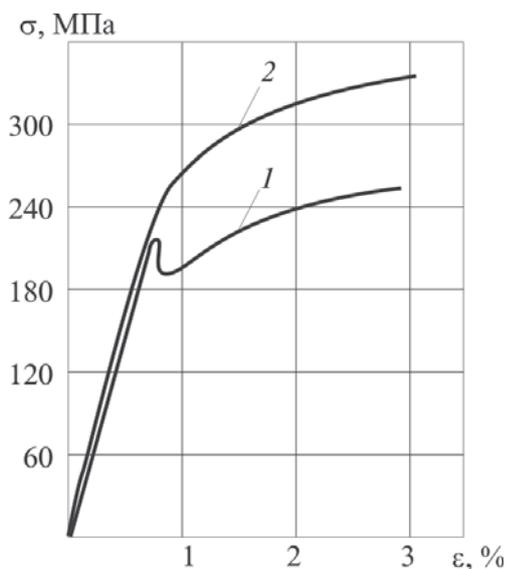


Рис. 6. Влияние выглаживания поверхности стальным роликом на диаграмму деформирования образцов из армко-железа: 1 – отожженные образцы; 2 – выглаженные образцы ($P = 400 \text{ Н}$).

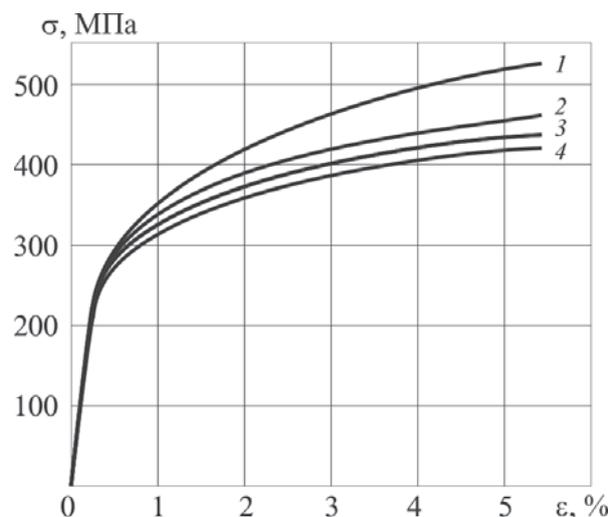


Рис. 7. Влияние полировки поверхности образца из Мо методом *in situ* на диаграмму σ – ϵ при скорости полировки: 1 – 0; 2 – 10 мкм/мин; 3 – 15 мкм/мин; 4 – 20 мкм/мин

с повышенной плотностью линейных дефектов в поверхностной области образцов посредством выглаживания стальным роликом подтверждает точку зрения о том, что формирование приповерхностного слоя с повышенной плотностью дислокаций, который в деформируемых кристаллах является следствием облегченных условий размножения и движения дислокаций вблизи свободной поверхности, действительно оказывает существенное влияние на микро- и макропластическое течение кристаллических тел. Об этом свидетельствуют экспериментальные данные, представленные на рис. 7. Споллирование по методу *in situ* дефектов на несколько десятков микрометров с поверхности образца молибдена диаметром 8 мм (длиной 100 мм) уменьшает величину деформирующего напряжения на 25 % и смещает диаграмму σ - ε вниз.

Заключение

Полученные результаты свидетельствуют о том, что микропластическая деформация металла начинается на псевдоупругой стадии деформирования до достижения макроскопического предела текучести и происходит преимущественно в приповерхностных слоях металла на глубине 40–80 мкм, не затрагивая его внутренние объемные слои. При этом было показано, что процесс микропластического течения на псевдоупругой стадии деформирования формирует градиент повышенной плотности дислокации в приповерхностных слоях материалов и полностью определяет физическую природу появления зуба текучести, а также существенно влияет на дальнейшую макроскопическую кинетику деформационного упрочнения. Результаты, полученные в работе, имеют также и прикладную актуальность, поскольку все виды поверхностных упрочняющих обработок направлены на создание приповерхностного градиента повышенной плотности дислокаций с целью увеличения сжимающих напряжений и соответствующего увеличения предела усталостной прочности.

Список литературы

1. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. – М.: Наука, 1983. – 280 с.
2. О кинетической модели «вакансионного насоса» при циклическом сжатии кристаллов / В.П. Алехин, А.В. Рагуля, В.И. Еременко, М.Х. Шоршоров, О.В. Алехин // Физика металлов и металловедение. 1988. Т. 65. № 1. С. 190–197.
3. Алехин В.П., Алехин О.В. Физические закономерности микропластической деформации поверхностных слоев материалов // Деформация и разрушение материалов. 2005. № 9. С. 24–31.
4. Набарро Ф.Н.Р., Базинский З.С., Холт Д.Б. Пластичность чистых монокристаллов. – М.: Металлургия, 1967. – 213 с.
5. Shaw B.J., Sargent T.A. Stress relaxation to the yield point in Niobium and Molybdenum // Acta Met. 1964. Vol. 12. P. 1225–1230.
6. Комник С.Н., Бенгус В.З. О релаксации напряжений в деформированных щелочно-галлоидных кристаллах // Релаксационные явления в твердых телах. Труды IV Всесоюзной конференции. – М.: Металлургия, 1968. С. 289–294.
7. Millour J.P., Kobylanski A., Levy J. Microplasticity du molybden monocristallin a temperature variable // Acta Met. 1978. Vol. 26. P. 509–517.
8. Зайцев В.А. Структурные и кинетические особенности пластической деформации в поверхностных слоях ОЦК-металлов при статическом и циклическом нагружении: автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Воронеж, 1987. – 16 с.
9. Алехин В.П. Физические закономерности микропластической деформации поверхностных слоев материалов // В кн.: Физика и технология обработки поверхности металлов. – Л.: ФТИ им. А.Ф. Иоффе АН СССР, 1984. С. 10–32.
10. Коттрелл А.Х. Прерывистая текучесть // Структура и механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1967. С. 210–224.
11. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. – Киев: Наукова думка, 1975. – 314 с.
12. Джонстон В., Гилман Дж. Скорость передвижения, плотность дислокаций и пластическая деформация кристаллов фтористого лития // УФН. 1960. Т. 20. № 3. С. 589–513.
13. Hahn G.T. A model for yielding with special reference to the yield-point phenomena of iron and related BCC metals // Acta Met. 1962. Vol. 10. No. 8. P. 727–738.
14. Орлов Л.Г. Дислокационно-структурный механизм пластической деформации

- и упрочнения армко-железа: автореф. дис. ... д-ра физ.-мат. наук. – М., 1983. – 35 с.
15. Терентьев В.Ф. К вопросу о природе физического предела текучести и хрупкого разрушения // Доклады АН СССР. 1969. Т. 185. № 1. С. 83–86.
16. Терентьев В.Ф. Модель физического предела усталости металлов и сплавов // Доклады АН СССР. 1969. Т. 185. № 2. С. 324–326.
17. Терентьев В.Ф., Орлов Л.Г., Пойда В.Г. Особенности протекания пластической деформации ОЦК металлов в области микропластичности // Проблемы прочности. 1972. № 9. С. 34–37.

Материал поступил в редакцию 20.04.2011

АЛЕХИН
Олег Валентинович

E-mail: alehin_valentin@mail.ru
Тел. +7 (495) 552-87-71

Старший научный сотрудник НИИ технологии материалов. Сфера научных интересов – физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. Автор 35 научных работ, в том числе 2 патентов.

АЛЕХИН
Валентин Павлович

E-mail: alehin_valentin@mail.ru
Тел. +7 (495) 620-37-63

Доктор физико-математических наук, профессор, заслуженный деятель науки РФ, академик Российской академии естественных наук и Международной академии наук высшей школы, член Межгосударственного координационного совета по физике прочности и пластичности, член Российского комитета «Ультрадисперсные(нано) материалы», директор НИИ «Перспективные материалы и нанотехнологии» при МГИУ. Область научных интересов – физикохимия поверхности, физическое материаловедение, физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. Автор 680 научных работ, в том числе 10 монографий, 39 авторских свидетельств и патентов; научного открытия явления аномального ослабления рентгеновского излучения ультрадисперсными средами (№ А-006, 1994 г.).