

PACS: 61.72.-y

Е.Г. Пашинская

МОДЕЛЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СО СДВИГОМ

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
ул. Р. Люксембург, 72, г. Донецк, 83114, Украина

Статья поступила в редакцию 12 февраля 2008 года

Рассмотрен вопрос зернограничного проскальзывания (ЗПП) в деформированных металлических субмикроструктурных (СМК) материалах, полученных с применением комбинированной пластической деформации со сдвигом (КПДС). Показано, что при малых размерах зерен может реализоваться механизм ротационной неустойчивости, приводящий к быстрой эволюции границ и росту угла их разориентации в процессе КПДС.

Пластическая деформация оказывает существенное влияние на микроструктуру и свойства материалов. Однако материалы, подвергнутые деформации традиционными методами, обычно обладают пониженной пластичностью. Это является причиной роста интереса к развитию методов КПДС, позволяющих формировать СМК-структуры с новыми физическими и механическими свойствами.

Хорошо известно, что медь в крупнокристаллическом состоянии имеет предел текучести всего 250 МПа. Это позволяет проводить прокатку до степени деформации 400%. В СМК-состоянии после кручения в наковальнях Бриджмена указанные характеристики составляют 600 МПа и 5000% соответственно [1,2]. КПДС может привести к проявлению в металлах и сплавах микроструктурных особенностей и свойств, отличающихся от тех, которые выявляются при использовании традиционных методов обработки. Полученные особенности структуры определяют одновременно высокие характеристики прочности и пластичности материала непосредственно после деформации и приводят к значительному ресурсу пластичности при последующем деформировании. Необычное механическое поведение, обнаруженное в некоторых металлах, подвергнутых КПДС, свидетельствует о принципиальных изменениях механизма деформации после образования СМК-структуры. Именно поэтому материа-

лы в СМК-состоянии способны выдерживать значительные величины пластической деформации до разрушения.

Принято считать, что в деформированных материалах движение дислокаций приводит к формоизменению кристалла в результате трансляционных сдвигов [3,4], обуславливая упругое искажение решетки. В результате релаксации внутренних напряжений за счет макроскопических деформаций, распространяющихся на значительный объем кристаллитов, может происходить изгиб и ротация кристалла. Современные представления о мезоскопических процессах в структурообразовании при пластической деформации [5,6] рассматривают роль изгибной моды в ходе фрагментации как предшествующей ротационной. Высокая плотность дислокаций приводит к локальным изгибам кристаллических плоскостей и предопределяет размер будущих фрагментов. Снятие напряжений и образование тонких границ фрагментов практически означает переход к ротационной моде (поворотам на дискретные углы).

При развитой КПДС такой переход происходит быстрее, чем при других видах пластической деформации. Это обеспечивается вкладом плоскостей скольжения, обычно не задействованных в процессе пластической деформации, что приводит к интенсифицированному движению дефектов. За его счет осуществляется быстрый сток дефектов в границы зерен, способствуя созданию фасеток в границах, увеличивая их толщину и угол разориентации.

В СМК-металлах затрудняется зарождение и перемещение дислокаций, что приводит к увеличению прочности. Если размеры границ зерен в поликристалле окажутся меньше, чем характерные размеры источников дислокаций, то дислокационные механизмы пластичности могут быть заблокированы. Наличие мелких зерен может способствовать развитию других деформационных механизмов, например ЗГП.

Исследованиями [7–9] показано, что в случае формирования СМК-структур методами КПДС этот специфический механизм деформации вносит значительный вклад. Иными словами, в процессе КПДС в некоторых условиях может реализоваться ЗГП, обычно фиксируемое в работах по изучению эффекта высокотемпературной сверхпластичности [10,11]. Считается, что для достижения сверхпластичности в материалах на основе металлов основным требованием является получение структуры, состоящей из очень мелких зерен. Точный механизм ЗГП при сверхпластичности остается спорным вопросом. Авторы работ [12–17] обращают внимание на то, что ЗГП обеспечивается посредством кооперативного действия ряда зерен, следующих по направлению максимального напряжения при сдвиге. Рассмотрим этот фактор более подробно.

Известно [18], что основной причиной разрушения твердых тел является накопление в них в процессе пластической деформации внутренних напряжений. Существует несколько каналов релаксации напряжений в кристаллитах. Например, формирование и эволюция дефектной структуры, приводя-

щей к росту напряжений, появлению пор и микротрещин, которые, разрастаясь до макротрещин, приводят материал к разрушению. Другим каналом диссипации энергии может служить инволюционный путь – развитие процессов динамических возврата, полигонизации и рекристаллизации. Третий канал диссипации может обеспечить способность деформированных СМК-структур активно изменять форму кристаллитов и разворачиваться под действием внутренних напряжений. Последние, закручивая и изгибая кристалл, будут тем самым ослабляться. В СМК-материалах осуществляется перераспределение локальных высоких внутренних напряжений от отдельных зерен на значительно больший объем, который охватывает области кристалла характерных размеров (100–10000 зерен).

В настоящей работе ставится цель показать возможность развития ЗГП при холодной деформации методами КПДС. Для СМК-материалов характерным является то, что изменения прочностных свойств описываются кривыми насыщения при повышении степени деформации. Выявлено также отсутствие существенного деформационного упрочнения во время дальнейшей холодной деформации металлов, обработанных методами КПДС [7,8,17,20]. Полученные экспериментальные данные позволяют полагать, что повышенная пластичность металлов связана с развитием процессов ЗГП.

В условиях КПДС существует возможность частичной релаксации внутренних напряжений путем осевого закручивания зерна и/или комплекса зерен. Проведем оценку напряжений при приложении к кристаллу внешнего крутящего момента и проанализируем, как это может отразиться на развитии кооперативного ЗГП. При таком нагружении в кристалле возникают напряжения, вызывающие вход в него дислокаций. Введенные дислокации создают изгиб и кручение, чем снижают напряжения от внешнего момента. При комбинированном нагружении с кручением возникают два вопроса: дислокации какого знака входят в кристалл, и какой знак будет иметь кручение, создаваемое ими, по сравнению с приложенным внешним моментом?

Необходимо отметить, что в настоящее время в такой постановке задачи не решены, но в работе [19] рассмотрены аналогичные вопросы по отношению к нитевидным кристаллам. Хорошо известно, что последние имеют в поперечном сечении размеры менее 1 μm и являются, в некотором смысле, аналогом, модельным материалом для СМК-материалов [20]. Для нитевидных кристаллов отношение объема свободной поверхности к внутреннему объему кристалла составляет примерно 50 на 50%, к тому же эти кристаллы характеризуются совершенством внутреннего объема. Для СМК-материалов характерно такое же соотношение объемной доли зернограничной поверхности и объема зерна. К тому же часто такие мелкие зерна отличаются малой плотностью дефектов. В связи с этим для модельной ситуации можно представить СМК-материал как упаковку разориентированных нитевидных кристаллов. Применим математический аппарат, разработанный [14,19,21] для нитевидных кристаллов, к анализу СМК-материалов, подвергнутых КПДС.

Напряженное состояние, возникающее в кристалле при кручении, способствует зарождению в нем дислокаций, причем максимальные сдвиговые напряжения соответствуют внешнему контуру сечения кристалла. При воздействии на кристалл крутящего момента согласно [19] можно записать

$$\Omega_M \Omega_D > 0, \quad (1)$$

где Ω_M, Ω_D – углы, создаваемые соответственно внешним моментом и дислокацией; Ω_M и Ω_D имеют один и тот же знак. Это означает, что зарождающаяся дислокация вызывает кручение в ту же сторону, что и кручение от внешнего момента сил. При этом согласно [19] образуются такие дислокации, что компоненты их тензора плотности, формирующие k_{zz} -компоненту тензора кривизны Ная, имеют один и тот же знак во всем кристалле. Подобные дислокации не смогут проходить в глубь кристалла, поскольку вызываемое ими кручение будет тогда менять знак, следовательно, они должны скапливаться у поверхности кристалла. Но при смене направления внешнего кручения за их счет обеспечивается активная аннигиляция дислокаций.

Произведем оценку величины угла кручения. Дж. Эшелби [22] показал, что наличие аксиальных винтовых дислокаций в тонком стержне приводит к появлению в нем необычного потенциального рельефа за счет закручивания на определенный угол, обусловленного взаимодействием упругих полей дислокаций с поверхностью.

Исходя из [18], можно получить следующее соотношение:

$$\Omega = \frac{Nb}{18dl_p} = \frac{\pi}{36} \rho b, \quad (2)$$

где Ω – угол кручения на единицу длины l_p кристаллита; N – количество дислокаций; b – модуль вектора Бюргерса; d – диаметр кристалла; ρ – плотность дислокаций.

В работе [19] получено, что с точностью до знака угол упругого кручения Ω для аксиальных винтовых дислокаций и дислокаций, линия которых перпендикулярна оси кристалла, выражается в виде

$$\Omega = \frac{\rho b}{2}. \quad (3)$$

Как видно, формулы (2) и (3) совпадают с точностью до постоянного множителя. Из этих формул можно получить для минимально определяемого угла $\varphi = 1'$ при длине кристалла $l_p = 10^{-3}$ м, диаметре $d = 20 \cdot 10^{-6}$ м и $b = 3.84 \cdot 10^{-10}$ м значение N , лежащее в пределах 10–100. Такое количество дислокаций может испускаться одним источником в одиночную плоскость скольжения [22]. Проведенные оценки позволяют сделать вывод о том, что наблюдаемое в [19] макроскопическое кручение, которое на 2–4 порядка превышает угол φ , должно быть вызвано соответствующим количеством дислокаций. При этом дислокации, приводящие к однонаправленному кручению, должны иметь один знак для винтовой компоненты.

Формирование большого количества избыточных дислокаций одного знака, очевидно, невозможно объяснить статистическими флуктуациями в условиях равновероятного зарождения дислокаций разных знаков в кристалле, ориентированном под множественное скольжение. Отсюда следует, что характер процесса накопления дислокаций одного знака является стимулированным и автокаталитическим. Пусть в процессе пластической деформации в СМК-материале появилась некоторая дислокационная неоднородность, вызвавшая относительно небольшое упругое закручивание. Как следует из результатов [19], даже при равном нулю суммарном векторе Бюргерса всех дислокаций угол кручения не обязательно должен быть равен нулю:

$$\Omega = \frac{b}{\pi R^2} \left(1 - \frac{\xi}{R^2} \right), \quad (4)$$

где R – радиус кристалла; ξ – расстояние от дислокации до центра сечения.

С другой стороны,

$$\Omega = \frac{4\mu}{C} \int \chi \overline{k_{zz}} df, \quad (5)$$

где μ – модуль сдвига; $C = 4\mu \int \chi df$ – крутильная жесткость кристалла; χ – функция кручения Прандтля; $\overline{k_{zz}}$ – осевая компонента тензора Ная, усредненная по элементам длины кристалла; df – элемент площади сечения кристалла.

Как видно из выражений (4) и (5), угол кручения существенно зависит от расположения дислокаций в кристалле. Наибольший вклад в кручение вносят те дислокации, которые расположены ближе к середине поперечного сечения кристаллита. Следовательно, даже при одинаковом числе дислокаций с противоположными знаками винтовой компоненты в случае асимметричного расположения их относительно центра сечения кристаллита угол кручения будет отличаться от нуля. Таким образом, вследствие небольшой дислокационной неоднородности кристаллит претерпевает слабое закручивание, что означает появление в нем напряжений кручения. Как следует из рассмотренного выше механизма кручения, напряжения эти направлены таким образом, что будут облегчать зарождение и захват в кристаллит дислокаций того же знака, что и дислокации, вызвавшие первоначальное закручивание. Это приводит к развитию автокаталитического процесса увеличения угла разориентировки границ, совмещенному с активным стоком дефектов из поля зерна на границу. В результате формируются мелкие зерна с малым количеством дефектов в их теле.

Необходимо подчеркнуть, что напряжения кручения, сопутствующие пластической деформации растяжением или сжатием, определяют выбор знака вновь образующихся дислокаций в условиях множественного скольжения.

Рассмотренный выше механизм ЗГП, вскрывая природу сил, ответственных за его проявление, вместе с тем отвечает на вопрос о структурном уров-

не, на котором реализуется ротационная неустойчивость. Очевидно, что такое кручение реализуется только в случае локализации деформации преимущественно в одном месте. Анализ формул (4) и (5) показывает, что ротационная неустойчивость в наиболее чистом виде проявляется в ограниченных по размерам деформируемых объемах. При увеличении поперечных размеров зерен происходит быстрое уменьшение угла закручивания Ω и напряжений кручения. В результате величина этих напряжений может оказаться недостаточной для того, чтобы обеспечить зарождение дислокаций только с одним знаком винтовой компоненты. Таким образом, размер кристаллитов является определяющим фактором при реализации ротационной неустойчивости.

Выводы. Показано, что зернограничное проскальзывание может обеспечиваться механизмом ротационной неустойчивости, который реализуется при очень малых размерах зерен. Вследствие дислокационной неоднородности кристаллит претерпевает слабое закручивание, обеспечивающее появление в нем напряжений кручения. Их направление облегчает зарождение и вход в кристаллит дислокаций того же знака, что и дислокации, вызвавшие первоначальное закручивание.

Таким образом, при продолжающейся деформации ЗГП приобретает характер автокаталитического. Именно этот процесс лежит в основе аномально быстрого формирования новых границ зерен и их эволюции во время комбинированной деформации с кручением (сдвигом), которая приводит к увеличению угла разориентации. Рост размера зерен вызывает резкое уменьшение угла закручивания напряжений кручения, вследствие чего вклад ЗГП становится меньше.

1. Р.А. Андриевский, А.М. Глезер, ФММ **88**, № 1, 50 (1999).
2. А.И. Гусев, УФН **168**, 55 (1998).
3. Дж. Хирт, Н. Лоте, Теория дислокаций, Атомиздат, Москва (1972).
4. Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц, Теория упругости, Наука, Москва (1965).
5. Т.Е. Константинова, Мезоструктура деформированных сплавов, ДонФТИ НАНУ, Донецк (1997).
6. Т.Е. Константинова, ФТВД **8**, № 4, 85 (1998).
7. А.А. Коришунов, Ф.У. Еникеев, М.И. Мазурский, Металлы № 3, 121 (1994).
8. Р.З. Валиев, Р.К. Исламгалиев, Н.Ф. Юнусова, МиТОМ № 2, 21 (2006).
9. F.Z. Utyashev, B.P. Bewlay, M.F.X. Giliotti, O.A. Kaibyshev, Material and Design **21**, 287 (2000).
10. О.А. Кайбышев, В.А. Валитов, Ш.Х. Мухтаров, Б.П. Бьюлей, М.Ф.Х. Джиглиотти, Тр. Междунар. научной конф. «Современное состояние теории и практики сверхпластичности материалов», посвященной 15-летию ИПСМ РАН, Гилем, Уфа (2000), с. 124–129.
11. F.Z. Utyashev, F.U. Enikeev, V.V. Latysh, E.N. Petrov, V.A. Valitov, in: Proc. NATO Advances Research Workshop «Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation», Series 3. High Technology **80**, 73 (2000).

12. *О.А. Кайбышев*, Научные основы, достижения и перспективы сверхпластической деформации, Гилем, Уфа (2000).
13. *Г.Б. Стrogанов, О.А. Кайбышев, О.Х. Фаткуллин*, Сверхпластичность при обработке материалов давлением, ОНТИ МАТИ, Москва (2000).
14. *В.Н. Перевезенцев, В.В. Рыбин*, ФММ **51**, 650 (1981).
15. *В.С. Иванова, А.В. Корзников*, Металлы № 1, 103 (2002).
16. *R.R. Mulyukov, M.D. Starostenkov*, Acta Metallurgica Sinica (English Letters) **13**, 301 (2000).
17. *М.М. Мышляев, С.Ю. Миронов*, ФТТ **44**, 711 (2002).
18. *В.И. Владимиров*, Физическая природа разрушения металлов, Metallurgiya, Москва (1984).
19. *А.М. Беликов, А.И. Дрожжин, А.М. Рошупкин*, Пластическая деформация нитевидных кристаллов, Изд-во ВГУ, Воронеж (1991).
20. *Н.И. Носкова, А.В. Корзников, С.Р. Идрисова*, ФММ **89**, № 4, 103 (2000).
21. *В.С. Постников, А.М. Беликов, А.Т. Косилов*, в кн.: Физические процессы пластической деформации при низких температурах, Наукова думка, Киев (1974), с. 120–124.
22. *Дж. Эшелби*, Континуальная теория дислокаций, Мир, Москва (1963).

E.G. Pashinskaya

MODEL OF GRAIN-BOUNDARY SLIP UNDER COMBINED PLASTIC DEFORMATION WITH SHEAR

Problem of grain-boundary slip (GBS) in deformed metallic submicrocrystalline (SMC) materials obtained using combined plastic deformation with shear is considered. It is shown that the rotation instability mechanism results in quick evolution of the boundaries and reorientation thereof during the combined plastic deformation with shear.