

УДК 539.13

*Е.Ф. ДУДАРЕВ**, *Г.П. ПОЧИВАЛОВА**, *Ю.Р. КОЛОБОВ***, *Г.П. БАКАЧ**, *А.Б. СКОСЫРСКИЙ**, *М.Ф. ЖОРОВКОВ****МИКРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА ПРИ КОМНАТНОЙ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ¹**

Приведены результаты сопоставительного исследования деформационного поведения крупнозернистого и субмикрокристаллического титана в интервале температур 295–773 К. Рассмотрены микромеханизмы пластической деформации, обуславливающие изменение деформационного поведения в области микропластической деформации субмикрокристаллического титана в интервале температур 0,35–0,40 $T_{пл}$ и уменьшение эффекта упрочнения от формирования субмикрокристаллической структуры. Предложена многоуровневая модель развития микропластической деформации в металлах и сплавах с субмикрокристаллической структурой.

Ключевые слова: микропластическая деформация, субмикрокристаллическая структура, титан, зернограничная проскальзывание, многоуровневая модель микропластической деформации.

Введение

Титан и сплавы на его основе остаются перспективными материалами для применения во многих областях современной техники. Они обладают уникальным набором ценных свойств, к которым относятся высокая удельная прочность, низкая хладноломкость, жаростойкость и коррозионная стойкость [1–5]. В частности, благодаря высокой удельной прочности и жаростойкости титан и его сплавы находят широкое применение в авиационных и космических изделиях и ракетостроении. Однако уже в настоящее время требуются титан и титановые сплавы с более высокими эксплуатационными свойствами, чем у ныне используемых аналогов. Особенно остро эта проблема стоит для технически чистого титана, поскольку для него возможности дальнейшего улучшения эксплуатационных свойств традиционными методами механотермической обработки практически уже исчерпаны. Вместе с тем в последнее время показано, что можно в два и больше раз повысить предел текучести и предел прочности титана с сохранением достаточно высокой пластичности путем формирования объемной ультрамелкозернистой (нано- и субмикрокристаллической) структуры посредством интенсивной пластической деформации [6–34].

В подавляющем большинстве случаев детали конструкций работают при напряжениях ниже предела текучести материала, из которого они изготовлены. Поэтому наряду с пределом текучести и пределом прочности важной характеристикой механических свойств металлов и сплавов является сопротивление микропластической деформации [35–40]. Однако пока систематические исследования закономерностей и механизмов микропластической деформации поликристаллических металлов и сплавов проводились только при крупнозернистой структуре. Лишь в работах [38–40] приведены экспериментальные данные для титана и ($\alpha + \beta$)-сплава Ti–Al–V, согласно которым при комнатной температуре деформации напряжение течения в области микропластической деформации увеличивается при переходе от крупнозернистой к субмикрокристаллической структуре. Наряду с этим отмечается, что закономерности накопления микропластической деформации с ростом приложенного напряжения при субмикрокристаллической структуре такие же, как при крупнозернистой структуре.

Для металлов и сплавов с субмикрокристаллической структурой, сформированной при интенсивной пластической деформации, помимо субмикронного размера зерен (меньше 1 мкм) характерны границы зерен с несовершенной структурой [6–9]. У крупнозернистых рекристаллизованных металлов и сплавов границы зерен содержат только геометрически необходимые дефекты, упругие поля напряжений которых скомпенсированы. В то же время при субмикрокристаллической структуре границы зерен, помимо геометрически необходимых, содержат внесенные дефекты с нескомпенсированными полями напряжений и имеют больший свободный объем. Кроме этого, для полученной таким способом субмикрокристаллической структуры характерны повышен-

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке ГК № 16.513.11.3121 в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007–2013 гг.» и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России».

ные плотность дислокаций в зернах и диффузионная подвижность на границах зерен, высокие внутренние напряжения и упругая деформация кристаллической решетки у границ зерен. Вследствие этого может измениться способность границ зерен генерировать и поглощать дислокации, а также сопротивление движению дислокаций у границы и в объеме зерна. Таким образом, у металлов и сплавов с объемной субмикроструктурной структурой по сравнению с крупнозернистыми аналогами имеется ряд структурных факторов, которые могут оказать влияние на зарождение и развитие микропластической деформации.

С целью выяснения влияния указанных структурных факторов на развитие микропластической деформации в настоящей работе проведено сопоставительное исследование деформационного поведения титана в субмикроструктурном и крупнозернистом состояниях не только при комнатной, но и при повышенных температурах.

Материал и методики исследования

Для исследования использовали титан технической чистоты ВТ1–0 следующего химического состава (мас. %): 0,12 % O; 0,18 % Fe; 0,07 % C; 0,04 % N; 0,01 % H; титан – остальное. Крупнозернистая рекристаллизованная структура (средний размер зерен 10 мкм) была получена при отжиге образцов в вакууме в течение 1 ч при 1023 К. Заготовки с субмикроструктурной структурой были получены посредством интенсивной пластической деформации при повышенных температурах, конечная температура прессования 673 К. При использованном режиме прессования сформировалась субмикроструктурная зеренно-субзеренная структура с размером элементов от 200 до 500 нм (средний размер элементов ~ 350 нм) [17]. При этом доля большеугловых границ зерен превышает 50 %, а плотность дислокаций внутри зерен достигает $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Границы зерен являются несовершенными; лишь на некоторых из них имеется полосчатый контраст, характерный для совершенных границ зерен. Наличие контуров экстинкции и азимутального размытия рефлексов на микродифракционной картине свидетельствует о больших внутренних напряжениях. Так как интенсивную пластическую деформацию проводили при повышенных температурах, дислокации внутри зерен заблокированы атмосферами Коттрелла и Сузуки.

Для исследования микропластической деформации при комнатной и повышенных температурах использовали образцы квадратного сечения $1 \times 1 \text{ мм}^2$ длиной 70 мм, которые были нарезаны электроискровым способом из заготовок с крупнозернистой и субмикроструктурной структурами. Для снятия поверхностного слоя была проведена механическая шлифовка, а затем электролитическая полировка. Полировку проводили в электролите следующего состава: плавиковая кислота (HF) – 30 мл, азотная кислота (HNO_3) – 10 мл, серная кислота (H_2SO_4) – 60 мл. Режим полировки: температура электролита $T = 293\text{--}298 \text{ К}$, напряжение $U = 15 \text{ В}$, время полировки $t = 10\text{--}12 \text{ с}$.

Исследование микродеформации проводили на установке типа обратного крутильного маятника. Чтобы получить диаграмму нагружения в координатах «напряжение (τ) – степень пластической деформации (γ_p)», по углу закручивания образца измеряли степень деформации образца в нагруженном состоянии (γ) и после снятия нагрузки (γ_p). Приложенное напряжение τ рассчитывали по упругой деформации образца $\gamma_e = (\gamma - \gamma_p)$: $\tau = G\gamma_e = G(\gamma - \gamma_p)$, где G – модуль сдвига.

Микропластическая деформация субмикроструктурного и крупнозернистого титана при комнатной температуре

Проведенные исследования деформационного поведения титана с субмикроструктурной и крупнозернистой рекристаллизованной титана при напряжениях ниже физического предела текучести показали следующее. При комнатной температуре деформации у титана с субмикроструктурной структурой, сформированной при конечной температуре прессования 673 К, закономерности деформационного поведения такие же, как при крупнозернистой структуре (рис. 1, а). Несмотря на то, что при обеих структурах дислокации в объеме зерен заблокированы атмосферами Коттрелла и Сузуки, микропластическая деформация начинается при очень низком внешнем напряжении τ' (рис. 1, б). Согласно [37], данное напряжение является истинным пределом упругости поликристаллического агрегата. При напряжении $\tau > \tau'$ на кривых $\tau - \gamma_p$ и

$\left(\frac{d\tau}{d\gamma_p} - \gamma_p \right)$ в области микропластической деформации наблюдаются две стадии. На первой ста-

дией зависимость напряжения течения τ от степени микропластической деформации γ_p линейная и коэффициент упрочнения $\frac{d\tau}{d\gamma_p}$ примерно на два порядка больше модуля сдвига вследствие того, что степень пластической деформации γ_p на несколько порядков меньше степени упругой деформации γ_e . На второй стадии микропластической деформации интенсивность накопления пластической деформации резко возрастает и связь между напряжением τ и степенью пластической деформации γ_p становится параболической (рис. 1, а, з):

$$\tau = \tau'' + A''(\gamma_p - \gamma_p'')^{1/2},$$

где τ'' – напряжение перехода от первой ко второй стадии микропластической деформации (согласно [37], макроскопический предел упругости поликристаллического агрегата); A'' – параметр, характеризующий интенсивность упрочнения; γ_p'' – степень пластической деформации при $\tau = \tau''$. В то время как на первой стадии микропластической деформации коэффициент упрочнения $d\tau/d\gamma_p$ не зависит от степени микропластической деформации, на второй стадии он уменьшается с ростом степени микропластической деформации, особенно сильно в начале этой стадии (рис. 1, в).

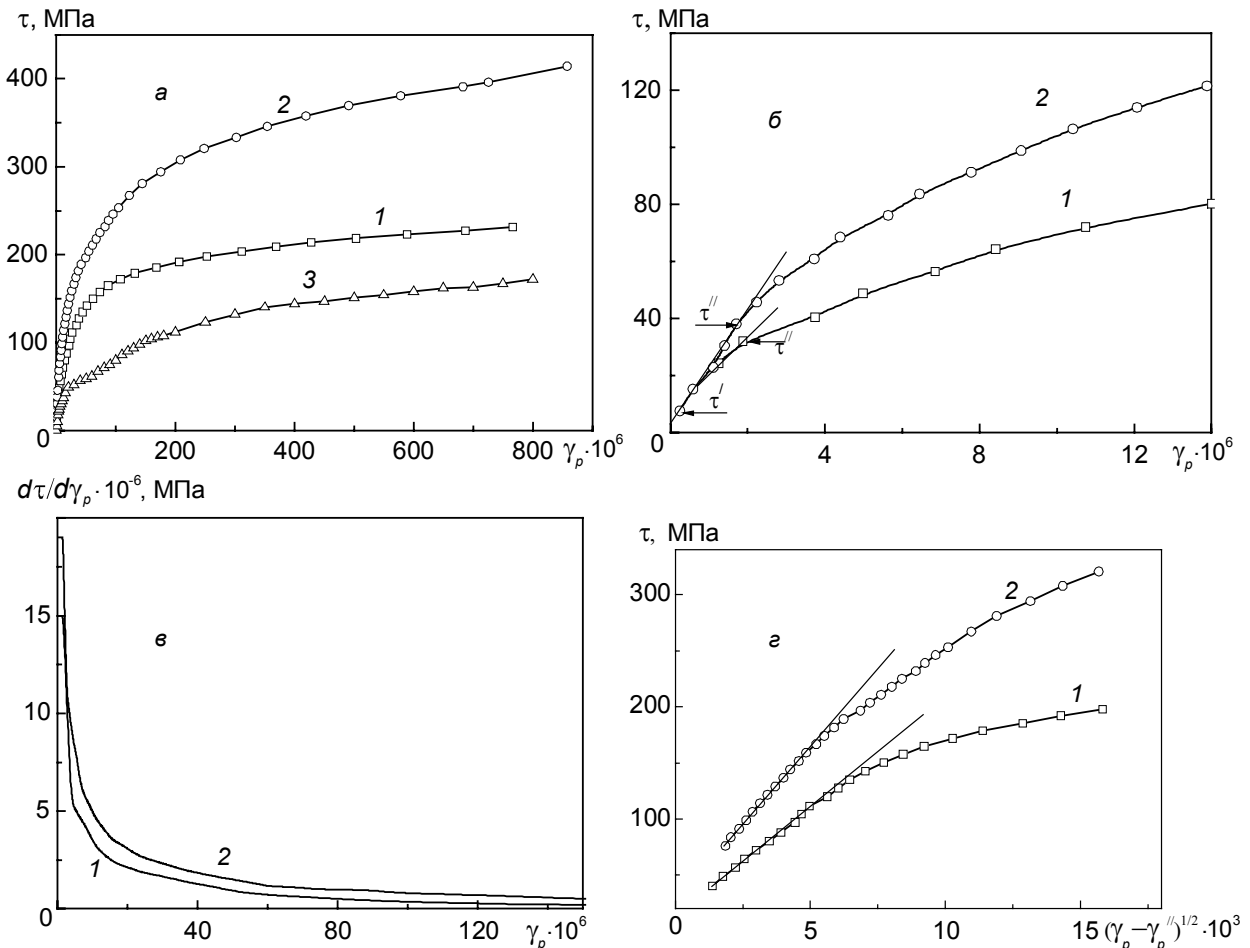


Рис. 1. Диаграммы нагружения в координатах $\tau - \gamma_p$ (а, б) и $\tau - (\gamma_p - \gamma_p'')^{1/2}$ (з) и зависимости коэффициента упрочнения от степени микропластической деформации (д) титана: кр. 1 – крупнозернистая структура; кр. 2 – субмикроструктурная структура; кр. 3 – разница между напряжением течения при субмикроструктурной и крупнозернистой структуре

Как следует из рис. 1, при переходе от крупнозернистой к субмикроструктурной структуре истинный предел упругости (τ') изменяется незначительно, но увеличиваются напряжение течения и коэффициент упрочнения ($d\tau/d\gamma_p$) на обеих стадиях микропластической деформации, а также макроскопический предел упругости. Разность между напряжением течения при субмикроструктурной и крупнозернистой структуре увеличивается с ростом степени микропластической деформации в две стадии, которые соответствуют двум стадиям микропластической деформации (рис. 1, а, кривая 3). Таким образом, эффект упрочнения от формирования субмикроструктурной структуры усиливается с ростом степени микропластической деформации.

Результаты этих исследований согласуются с экспериментальными данными о развитии микропластической деформации в крупнозернистых рекристаллизованных ГЦК- и ОЦК-металлах и сплавах с совершенными границами [37]. При такой зеренной структуре независимо от фазового состояния микропластическая деформация начинается при очень низком приложенном напряжении и при температурах ниже $0,4 T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления) развивается в две стадии. На первой линейной стадии пластическая деформация протекает в отдельных, не контактирующих друг с другом зернах. В каждом из этих зерен скольжение происходит в одной системе: полосы скольжения начинаются у границы зерна и постепенно распространяются внутрь зерна. С ростом напряжения увеличивается количество таких пластически деформированных зерен. Переход от первой (линейной) стадии ко второй (параболической) происходит в тот момент, когда появляются одна или несколько групп рядом расположенных пластически деформированных зерен. В дальнейшем при повышении приложенного напряжения эти зоны локализации пластической деформации расширяются. Вторая стадия микропластической деформации завершается, когда одна из зон локализации пластической деформации охватывает все поперечное сечение образца. Иначе говоря, вторая стадия микропластической деформации является следствием зарождения и формирования полосы Людерса [37].

Микропластическая деформация крупнозернистого и субмикроструктурного титана при повышенных температурах

При квазистатическом нагружении образец подвергается термическому и силовому воздействию. Поэтому влияние температуры на развитие микропластической деформации и величину напряжения течения субмикроструктурного титана может быть обусловлено изменением зеренно-субзеренной структуры при нагреве образца до температуры испытания и механизма пластической деформации при нагружении. Ниже приведены результаты сопоставительного исследования влияния температуры на сопротивление микропластической деформации титана при крупнозернистой и субмикроструктурной структуре.

У крупнозернистого титана при температурах деформации вплоть до 723 К микропластическая деформация, как и при комнатной температуре, развивается в две стадии (рис. 2). Однако с

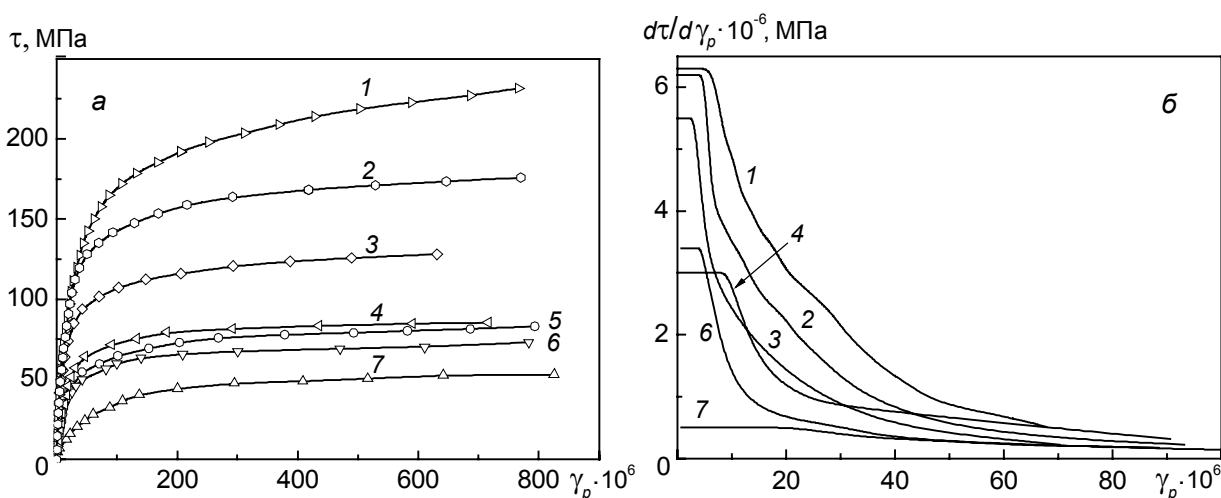


Рис. 2. Диаграммы нагружения (а) и зависимости коэффициента упрочнения от степени микропластической деформации (б) крупнозернистого титана при температурах деформации 295 (кр. 1), 373 (кр. 2), 473 (кр. 3), 573 (кр. 4), 673 (кр. 5), 723 (кр. 6) и 773 К (кр. 7)

повышением температуры деформации уменьшается коэффициент упрочнения как на первой, так и на второй стадии микропластической деформации. Повышение температуры до 773 К приводит к изменению закономерностей деформационного поведения в области микропластической деформации (рис. 2, кривая 7). На диаграмме нагружения отсутствует первая стадия микропластической деформации при слабо выраженном уменьшении коэффициента упрочнения с ростом степени микропластической деформации. Эти данные свидетельствуют о том, что изменяются закономерности вовлечения зерен в пластическую деформацию и начинает реализовываться еще один механизм пластической деформации.

В отличие от крупнозернистого титана, у субмикроструктурного титана вид кривых микропластической деформации сохраняется таким же, как при комнатной температуре, только до 573 К (рис. 3). При температуре 673 К коэффициент упрочнения и напряжение течения резко уменьшаются и первая стадия микропластической деформации не выявляется (рис. 3, кривая 4). Как отмечалось выше, такие изменения в деформационном поведении у крупнозернистого титана наблюдались только при 773 К, то есть при более высокой температуре.

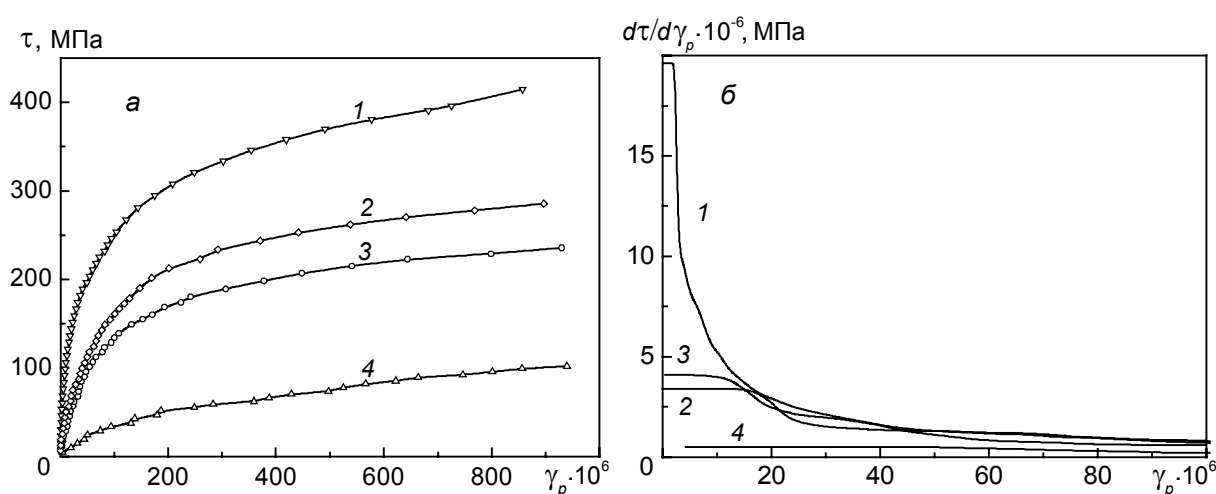


Рис. 3. Диаграммы нагружения (а) и зависимости коэффициента упрочнения от степени микропластической деформации (б) субмикроструктурного титана при температурах 295 (кр. 1), 473 (кр. 2), 573 (кр. 3) и 673 К (кр. 4)

Наряду с этим, у титана с субмикроструктурной структурой обнаружены особенности в изменении напряжения течения в области микропластической деформации с ростом температуры деформации (рис. 4, кривые 1 и 2). У крупнозернистого титана наблюдаются два интервала

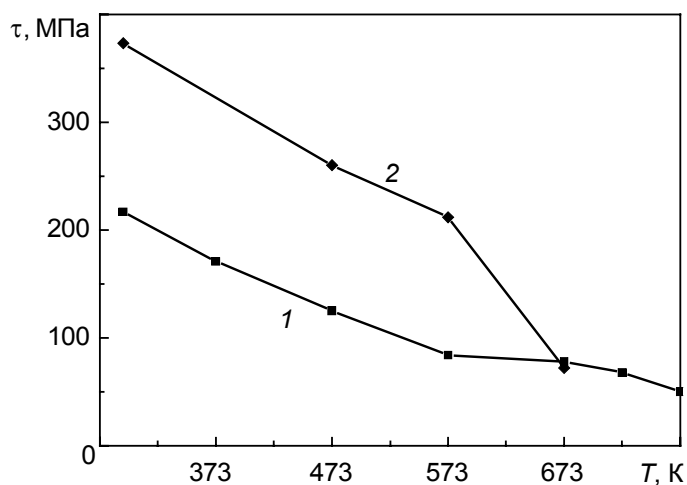


Рис. 4. Температурная зависимость напряжения течения при $\gamma_p = 5 \cdot 10^{-4}$ крупнозернистого (кр. 1) и субмикроструктурного (кр. 2) титана

уменьшения напряжения течения τ при повышении температуры (рис. 4, кривая 1). В интервале температур 295–573 К происходит сильное уменьшение напряжения течения с ростом температуры и зависимость τ от T близка к линейной. В интервале температур 573–773 К зависимость τ от T становится незначительной. При субмикроструктурной структуре в интервале температур 295–573 К интенсивность уменьшения напряжения течения τ с ростом температуры примерно такая же, а зависимость напряжения течения от температуры деформации близка к линейной, как и при крупнозернистой структуре (рис. 4, кривая 2). При этом разность между напряжением течения при субмикроструктурной и крупнозернистой структурах с ростом температуры изменя-

ется незначительно. Это дает основание заключить, что в интервале температур 295–573 К при крупнозернистой и субмикроструктурной структурах реализуются одни и те же механизмы пластической деформации и вовлечения зерен в пластическую деформацию, а увеличение напряжения течения при переходе от крупнозернистой к субмикроструктурной структуре обусловлено уменьшением размера зерен. При этом механизмы пластической деформации являются термически активируемыми.

У субмикроструктурного титана, в отличие от крупнозернистого титана, при $T > 573$ К резко усиливается температурная зависимость напряжения течения τ и при 673 К эффект упрочнения от формирования субмикроструктурной структуры уже не проявляется (рис. 4). В то же время при крупнозернистой структуре в этом интервале температур напряжение течения практически не зависит от температуры.

Согласно проведенным исследованиям температурной зависимости внутреннего трения [41], у использованного в настоящей работе титана с крупнозернистой структурой при температурах выше 720 К одним из механизмов пластической деформации является истинное зернограничное проскальзывание. При субмикроструктурной структуре зернограничное проскальзывание начинается при более низкой температуре (примерно при 570 К). Именно по достижении этих температур на диаграммах нагружения отсутствует первая стадия микропластической деформации, то есть изменяются закономерности вовлечения отдельных зерен в пластическую деформацию. Это может быть связано с тем, что истинное зернограничное проскальзывание является самостоятельным первичным механизмом пластической деформации, и возможность его реализации определяется углом разориентации границы и степенью ее неравновесности.

Наконец, следует отметить, что при температурах деформации 673 К и выше упрочнение, обусловленное субмикроструктурной структурой, может уменьшаться не только из-за развития зернограничного проскальзывания, но и вследствие деградации субмикроструктурной структуры при нагреве образца до температуры испытания. Ответ на этот вопрос был получен на основе исследований влияния температуры отжига на дислокационную субструктуру и зеренно-субзеренную структуру. Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что изменения в дислокационной субструктуре происходят уже при температуре отжига 673 К, а при 723 К начинается рекристаллизация. Развитие этих процессов не изменяет закономерности деформационного поведения в области микропластической деформации при 295 К, но приводит к уменьшению напряжения течения. Однако оно остается значительно выше, чем при крупнозернистой структуре. Эти данные являются еще одним доказательством определяющей роли зернограничного проскальзывания в отсутствие уже при 673 К упрочнения от уменьшения среднего размера зерен с 10 до 0,35 мкм посредством интенсивной пластической деформации (конечная температура прессования 673 К).

Многоуровневая модель микропластической деформации субмикроструктурных металлов

Металлы и сплавы в субмикроструктурном состоянии являются такими же неоднородными средами, как при крупнозернистой структуре. Из-за различий в ориентации, размере и геометрической форме зерен при наличии анизотропии модулей упругости еще на стадии чисто упругой деформации для крупнозернистых и субмикроструктурных металлов и сплавов характерна неоднородность напряженно-деформированного состояния: в зернах действуют разные по величине напряжения и достигается разная степень упругой деформации. Наряду с этим, на границах зерен возникают локальные концентрации напряжения наномасштабного уровня, которые достигают наибольшего значения в стыках трех зерен и на зернограничных ступеньках. При субмикроструктурной структуре, сформированной в процессе интенсивной пластической деформации, имеется еще неоднородность напряженного состояния у границ зерен. Она обусловлена наличием на границах зерен внесенных дефектов с нескомпенсированными полями напряжений. Указанные концентрации напряжений у границ зерен могут повлиять на генерацию дислокаций зернограничными источниками и на сопротивление движению дислокаций.

В работе [42] методами механики твердого тела с трехмерной поликристаллической структурой проведены расчеты напряженно-деформированного состояния на поверхности и в объеме поликристаллического агрегата на стадии упругой деформации. Они показали, что при деформации растяжением у границ зерен, выходящих на поверхность образца, действуют более высокие на-

пряжения, чем у границ в объеме поликристалла. Кроме того, зерна, выходящие на поверхность образца, обладают большей возможностью формоизменения, чем внутри образца. Поэтому пластическая деформация в поликристаллическом агрегате, в том числе при субмикронном размере зерен, должна начинаться на поверхности, где облегчено зарождение и развитие микропластических сдвигов. Имеющиеся экспериментальные данные о начале пластической деформации в крупнозернистых рекристаллизованных металлах и сплавах, обобщенные в [37], подтверждают это.

Выполненные в последнее время исследования показали, что при субмикрокристаллической структуре на начальной стадии нагружения, как и при крупнозернистой структуре, элементарными носителями пластической деформации остаются дислокации [6–9]. При данных элементарных носителях пластической деформации независимо от размера зерен возможность протекания пластической деформации в отдельном зерне определяется действующим в нем напряжением, наличием источников подвижных дислокаций и сопротивлением движению дислокаций в кристаллической решетке [37]. В крупнозернистых рекристаллизованных металлах и сплавах имеющиеся дислокации заблокированы атмосферами и, как отмечается в работах [37–40] на основе анализа литературных данных, источниками подвижных дислокаций являются большеугловые границы зерен. Из всего многообразия предложенных при этом моделей зернограничных источников решеточных дислокаций ни одна не дает полного ответа на вопрос о причинах облегченного зарождения дислокаций на границах зерен. Ясно только одно, что это связано с особенностями атомной структуры большеугловых границ зерен и наличием зернограничных наноконцентраторов напряжений.

Предложенные модели напряженно-деформированного состояния микронеоднородных сред дают основание предположить, что при субмикрокристаллической структуре пластическая деформация в отдельном зерне должна привести к релаксации в нем наноконцентраторов напряжения и к уменьшению запасенной упругой энергии. В то же время вследствие пластической деформации зерна в соседних с ним зернах возникает концентрация напряжения на микромасштабном уровне с уменьшением действующего напряжения по мере удаления от границы с пластически деформированным зерном [37, 43–45]. Повышение в данных зернах действующего напряжения по мере увеличения приложенного внешнего напряжения будет инициировать в них у границы с пластически деформированным зерном сначала дополнительную упругую, а затем и пластическую деформацию. В образовавшейся зоне локализации пластической деформации мезомасштабного уровня происходит релаксация нано- и микроконцентраторов напряжения, а на ее границе, вследствие наличия градиента деформации, возникают новые концентраторы напряжения. Как и для отдельного пластически деформированного зерна, они способствуют вовлечению в пластическую деформацию соседних упругодеформированных зерен и тем самым обеспечивают расширение мезозоны пластической деформации. Согласно [37, 40], градиент пластической деформации у границы этой мезозоны по мере ее расширения уменьшается, что приводит к уменьшению концентрации напряжения. Поэтому вовлечение зерен в пластическую деформацию у края мезозоны будет происходить только при повышении внешнего напряжения.

Зародышами мезозон локализации пластической деформации могут быть все зерна, которые были первыми вовлечены в пластическую деформацию [37]. Поэтому одновременно может формироваться несколько мезозон локализации пластической деформации, а также могут зарождаться и расширяться новые мезозоны локализации пластической деформации. Расширение мезозоны пластической деформации на все поперечное сечение образца характеризует переход от локализации пластической деформации с мезомасштабного на макромасштабный уровень, то есть завершение стадии микропластической деформации.

Фактически такой многоуровневый подход к развитию микропластической деформации был использован в работе [37] при аналитическом описании диаграммы нагружения в области микропластической деформации крупнозернистых рекристаллизованных металлов и сплавов. При этом в ней учтена неоднородность напряженного состояния на уровне отдельных зерен и наличие нано-, микро- и мезомасштабных концентраторов напряжения. В качестве характеристик, зависящих от напряжения старта и сопротивления движению дислокаций, использованы коэффициент упрочнения отдельного пластически деформированного зерна и изменение доли пластически деформированных зерен с ростом приложенного напряжения. Так как при переходе от крупнозернистой к субмикрокристаллической структуре изменяются только абсолютные значения указанных характеристик, предложенная в [37] теория микропластической деформации при тех же прибли-

жениях, которые были использованы при крупнозернистой структуре, применима и к субмикрористаллической структуре.

Согласно [37], пока пластическая деформация протекает в отдельных изолированных друг от друга зернах (пластическая деформация локализована на микромасштабном уровне), коэффициент упрочнения поликристаллического агрегата определяется изменением доли пластически деформированных зерен и их коэффициента упрочнения с ростом приложенного внешнего напряжения. На этой стадии микропластической деформации степень пластической деформации зерна ограничена из-за наличия соседних упругодеформированных зерен. В рамках данной модели теория предсказывает линейную зависимость степени микропластической деформации поликристаллического агрегата (в том числе с субмикрористаллической структурой) от приложенного напряжения при локализации пластической деформации на микромасштабном уровне.

При переходе от локализации пластической деформации с микро- на мезомасштабный уровень теоретически показано, что изменяются закономерности вовлечения зерен в пластическую деформацию и возникает градиент пластической деформации в зоне ее локализации. Это приводит к изменению зависимости степени микропластической деформации поликристаллического агрегата от приложенного напряжения с линейной на параболическую.

Таким образом, с учетом взаимообусловленности развития пластической деформации на разных структурно-масштабных уровнях, многоуровневая модель предсказывает наличие двух стадий деформационного упрочнения в области микропластической деформации поликристаллов с крупнозернистой и субмикрористаллической структурами. Представленные в настоящей работе экспериментальные данные для титана подтверждают наличие линейной и параболической стадий на диаграмме нагружения в области микропластической деформации при обеих зеренных структурах. Однако при повышенных температурах, когда первичным механизмом пластической деформации становится зернограничное проскальзывание и сразу реализуется локализация пластической деформации на мезоуровне, линейная стадия деформационного упрочнения отсутствует. Это является еще одним подтверждением взаимосвязи между структурно-масштабным уровнем локализации пластической деформации и линейной и параболической стадиями микропластической деформации.

Заключение

Приведенные экспериментальные данные свидетельствуют об одинаковых закономерностях влияния температуры на деформационное поведение в области микропластической деформации титана с крупнозернистой и субмикрористаллической структурами. Однако при переходе от крупнозернистой к субмикрористаллической структуре понижается температура, начиная с которой на диаграмме нагружения исчезает первая стадия микропластической деформации. Показано соответствие между первой (линейной) и второй (параболической) стадиями микропластической деформации и структурно-масштабным уровнем локализации пластической деформации и наличия взаимообусловленности деформационного поведения на разных структурно-масштабных уровнях. На первой стадии микропластической деформации пластическая деформация локализуется в отдельных не контактирующих друг с другом зернах, то есть на микромасштабном уровне. На второй стадии пластическая деформация локализуется на более высоком структурно-масштабном уровне – мезоскопическом, когда совместно пластически деформируется конгломерат зерен. Если же с самого начала пластическая деформация локализуется на мезомасштабном уровне из-за развития зернограничного проскальзывания, на диаграмме нагружения первая (линейная) стадия микропластической деформации отсутствует.

Уменьшение коэффициента упрочнения на первой стадии микропластической деформации при крупнозернистой и субмикрористаллической структурах при повышении температуры деформации, по-видимому, является следствием уменьшения коэффициента упрочнения на микромасштабном уровне при одновременном увеличении доли пластически деформированных зерен. При этом величина коэффициента упрочнения отдельного зерна определяется сопротивлением движению дислокации, которое уменьшается при повышении температуры. На стадии локализации пластической деформации на мезомасштабном уровне зависимость степени пластической деформации образца от приложенного напряжения определяется этими же структурными факторами. Однако повышается интенсивность вовлечения зерен в пластическую деформацию; она зависит от размера зерен и величины напряжения старта дислокаций. В свою очередь, величина коэф-

фициента упрочнения в мезозоне локализации пластической деформации определяется сопротивлением движения дислокаций при мультиплетном скольжении. С учетом этого, полученные экспериментальные данные для крупнозернистого и субмикрористаллического титана дают основание заключить, что уменьшение напряжения течения на второй стадии микропластической деформации с ростом температуры деформации обусловлено одними и теми же механизмами, определяющими напряжение старта и сопротивление движению дислокаций. Однако это справедливо только при температурах деформации, при которых в субмикрористаллической структуре не протекают процессы возврата и не реализуется зернограничное проскальзывание.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Цвиккер У. Титан и его сплавы. – Берлин – Нью-Йорк, 1974 / пер. с нем. – М.: Металлургия, 1979. – 512 с.
2. Мальцев М.В. Металлография тугоплавких, редких и радиоактивных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1971. – 488 с.
3. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. – 520 с.
4. Тарасов А.В. Металлургия титана. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2003. – 328 с.
5. Моисеев В.Н. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – №8 (602). – С. 23–29.
6. Валиев Р.З., Александров И.А. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
7. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. – Новосибирск: Наука, 2001. – 232 с.
8. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрористаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
9. Валиев Р.З., Александров И.А. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
10. Stolyarov V.V., Zhu Y.T., Lowe T.C., and Valiev R. Z. // Mater. Sci. Eng. A. – 2001. – V. 303. – No. 1. – P. 82–89.
11. Колобов Ю.Р., Кашин О.А., Дударев Е.Ф. и др. // Перспективные технологии физико-химической размерной обработки и формирования эксплуатационных свойств металлов и сплавов: сб. статей. – Уфа: УГАТУ, 2001. – С. 384–388.
12. Малышева С.П., Галеев Р.М., Жеребцов С.В., Салищев Г.А. // Физика и техника высоких давлений. – 2002. – Т. 12. – № 4. – С. 66–75.
13. Sergeeva A.V., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., and Mukherjee A.K. // Scripta Mater. – 2001. – V. 25. – P. 747–752.
14. Колобов Ю.Р., Кашин О.А., Сагымбаев Е.Е. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2000. – Т. 43. – № 1. – С. 77–85.
15. Stolyarov V.V., Zhu Y.T., Alexandrov I.V., et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2003. – V. 343. – No. 1–2. – P. 43–50.
16. Кашин О.А., Дударев Е.Ф., Колобов Ю.Р. и др. // Металловедение. – 2003. – № 8. – С. 25–30.
17. Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Грабовецкая Г.П. // Изв. вузов. Физика. – 2004. – Т. 47. – № 9. – С. 33–43.
18. Кашин О.А., Дударев Е.Ф., Грабовецкая Г.П. и др. // Сб. науч. трудов VI Всерос. конф. «Физика ультрамелкодисперсных (нано-) систем». – М.: МИФИ, 2003. – С. 168–172.
19. Дударев Е.Ф., Грабовецкая Г.П., Колобов Ю.Р. и др. // Металлы. – 2004. – № 1. – С. 87–95.
20. Грабовецкая Г.П., Колобов Ю.Р., Гирсова Н.В. // ФММ. – 2004. – Т. 98. – № 6. – С. 90–97.
21. Рааб Г.И., Кулясов Г.В., Валиев Р.З. // Металлы. – 2004. – № 2. – С. 36–40.
22. Носкова Н.И., Перетурина И.А., Столяров В.В., Елкина О.А. // ФММ. – 2004. – Т. 97. – № 5. – С. 106–112.
23. Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Братчиков А.Д. и др. // Физич. мезомех. – 2005. – Т. 8. – Спец. вып. – С. 91–94.
24. Садикова Г.Х., Латыш В.В., Семенова И.П., Валиев Р.З. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2005. – № 11 (605). – С. 31–34.
25. Валиев Р.З., Рааб Г.И., Гундеров Д.В. и др. // Нанотехника. – 2006. – № 2. – С. 32–13.
26. Салищев Г.А., Галеев Р.М., Малышева С.П. и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – № 2 (608). – С. 19–26.
27. Псахье С.Г., Дударев Е.Ф., Кашин О.А. и др. // Вопросы материаловедения. – 2007. – № 4 (52). – С. 208–213.
28. Semenova I.P., Valiev R.Z., Yakushina E.B., et al. // J. Mater. Sci. – 2008. – V. 43. – No. 23–24. – P. 7354–7359.
29. Семенова И.П., Коршунов А.М., Салимгареева Г.Х. и др. // ФММ. – 2008. – Т. 106. – № 2. – С. 1–9.
30. Рааб Г.И., Поляков А.В., Гундеров Д.В., Валиев Р.З. // Металлы. – 2009. – № 5. – С. 57–62.

31. Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Толмачев А.И. и др. // Перспективные материалы. – 2009. – № 7. Спец. вып. – С. 107–112.
32. Zherebtsov S., Salishchev G., Eojkowski W., et al. // Mater. Sci. Eng. A. – 2010. – V. 527. – No. 21–22. – P. 5596–5603.
33. Semenova P., Salimgareeva G.H., Da Costa G., et al. // Adv. Eng. Mater. – 2010. – V. 12. – No. 8. – P. 803–807.
34. Валиев Р.З. // Российские нанотехнологии. – 2006. – Т. 1 – № 1–2. – С. 208–216.
35. Рахштадт А.Г. Пружинные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1971. – 496 с.
36. Хенкин М.Л., Локшин И.Х. Размерная стабильность металлов и сплавов в точном машиностроении и приборостроении. – М.: Машиностроение, 1974. – 256 с.
37. Дударев Е.Ф. Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1988. – 256 с.
38. Дударев Е.Ф., Кашин О.А., Колобов Ю.Р. и др. // Изв. вузов. Физика. – 1998. – Т. 41. – № 12. – С. 20–25.
39. Колобов Ю.Р., Кашин О.А., Сагымбаев Е.Е. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2000. – Т. 43. – № 1. – С. 77–85.
40. Кашин О.А., Дударев Е.Ф., Колобов Ю.Р. // Структурно-фазовые состояния и свойства металлических систем. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – С. 63–82.
41. Дударев Е.Ф., Почивалова Г.П., Колобов Ю.Р. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2004. – Т. 47. – № 6. – С. 39–46.
42. Романова В.А. Моделирование процессов деформации и разрушения в трехмерных структурно-неоднородных материалах: дис. ...докт. физ.-мат. наук. – Томск, 2008. – 298 с.
43. Дударев Е.Ф., Почивалова Г.П., Бакач Г.П. // Физич. мезомех. – 1999. – Т. 2. – № 1–2. – С. 105–114.
44. Дударев Е.Ф., Дерюгин Е.Е. // Изв. вузов. Физика. – 1982. – Т. 25. – № 6. – С. 43–55.
45. Дерюгин Е.Е. Метод элементов релаксации. – Новосибирск: Наука, 1998. – 252 с.

*Сибирский физико-технический институт им. акад. В.Д. Кузнецова
Национального исследовательского

Томского государственного университета, г. Томск, Россия

**Научно-образовательный и инновационный Центр

«Наноструктурные материалы и нанотехнологии»

Белгородского государственного университета, г. Белгород, Россия

E-mail: dudarev@spti.tsu.ru

Поступила в редакцию 20.03.12.

Дударев Евгений Федорович, д.ф.-м.н., профессор;
Почивалова Галина Прокофьевна, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр.;
Колобов Юрий Романович, д.ф.-м.н., профессор;
Бакач Галина Павловна, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр.;
Скосырский Анатолий Брониславович, мл. науч. сотр.;
Жоровков Михаил Филиппович, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр.