

ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

УДК 539.13

*Е.Ф. ДУДАРЕВ**, *Г.П. ПОЧИВАЛОВА**, *Ю.Р. КОЛОБОВ***, *Г.П. БАКАЧ**, *А.Б. СКОСЫРСКИЙ**,
*М.Ф. ЖОРОВКОВ**, *А.А. ГОРЯЙНОВ***

**ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО И КРУПНОЗЕРНИСТОГО ТИТАНА
НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ НАПРЯЖЕНИЯ ТЕЧЕНИЯ
НА СТАДИИ МИКРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ¹**

Приведены результаты экспериментального исследования влияния механотермических обработок субмикрористаллического и крупнозернистого титана на деформационное поведение на стадии микропластической деформации при комнатной и повышенных температурах. Рассмотрены структурные факторы, обуславливающие изменение напряжения течения на стадии микропластической деформации в результате механотермических обработок. Выяснены общие закономерности и особенности влияния температуры отжига и температуры испытания на деформационное поведение и напряжение течения на первой и второй стадиях микропластической деформации субмикрористаллического и крупнозернистого титана после глубокой пластической деформации при 295 К.

Ключевые слова: микропластическая деформация, субмикрористаллическая и крупнозернистая структуры, механотермическая обработка, механизмы упрочнения.

Введение

Выполненные к настоящему времени экспериментальные и теоретические исследования позволили составить в [1] довольно полную картину деформационного поведения на начальной стадии нагружения крупнозернистых рекристаллизованных металлов и сплавов. При напряжениях ниже физического предела текучести (в области так называемой микропластической деформации) на диаграмме нагружения наблюдаются две стадии, соответственно с линейной и параболической зависимостями между приложенным напряжением и степенью микропластической деформации. Наличие двух стадий микропластической деформации является следствием локализации пластической деформации на двух разных структурно-масштабных уровнях. На первой (линейной) стадии пластическая деформация протекает в отдельных не контактирующих друг с другом зернах, то есть пластическая деформация локализована на микроскопическом структурно-масштабном уровне. На второй стадии пластическая деформация локализуется на мезоскопическом структурно-масштабном уровне, а именно в конгломератах контактирующих друг с другом зерен. Завершается вторая стадия микропластической деформации в момент начала локализации пластической деформации на макроскопическом уровне, то есть по достижении физического предела текучести.

В [2–5] на примере титана установлено, что при переходе от крупнозернистой к субмикрористаллической структуре, сформированной при повышенных температурах в процессе интенсивной пластической деформации, закономерности деформационного поведения в области микропластической деформации не изменяются, но увеличивается напряжение течения. При этом как при комнатной, так и при повышенных температурах деформации при переходе от крупнозернистой к субмикрористаллической структуре сохраняется взаимосвязь между структурно-масштабным уровнем локализации пластической деформации и стадиями микропластической деформации. Однако в [2–5] исследования проведены только при одном наборе параметров субмикрористаллической структуры. Поэтому осталось невыясненным влияние блокировки дислокаций атмосферами Коттрелла, степени неравновесности границ зерен и внутренних напряжений на деформационное поведение субмикрористаллического титана на стадии микропластической деформации при комнатной и повышенных температурах.

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации: НИР ТГУ 2.4162.2011; НИР 14.А18.21.0078 и 2.3315.2011 ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России».

В настоящей работе продолжены начатые в [2–5] исследования с целью выяснения влияния указанных выше характеристик микроструктуры на развитие микропластической деформации в субмикроструктурном титане. Для целенаправленного изменения параметров субмикроструктурной структуры использованный в [5] субмикроструктурный титан подвергали механотермическим обработкам. Таким же механотермическим обработкам подвергался и крупнозернистый титан.

Материалы и методика эксперимента

В качестве объекта исследования использовали титан того же химического состава и с теми же параметрами субмикроструктурной и крупнозернистой структуры, что и в работе [5]. Как и в [5], крупнозернистая структура со средним размером зерен 10 мкм была получена при отжиге образцов при 1023 К. Субмикроструктурная структура была сформирована при интенсивной пластической деформации со ступенчатым понижением температуры прессования с 773 до 673 К. Для этой субмикроструктурной структуры характерно наличие большеугловых и малоугловых границ зерен с высокой степенью их неравновесности, внутренних напряжений и высокой плотности дислокаций, заблокированных атмосферами Коттрелла.

Чтобы получить титан в разном субмикроструктурном состоянии, образцы с указанными субмикроструктурной и крупнозернистой структурами подвергали механотермическим обработкам. Они включали глубокую пластическую деформацию при комнатной температуре (прокатка в гладких валках до степеней обжатия 80 или 87 %) с последующим отжигом при температурах $T \geq 0,3 T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления).

Исследование влияния механотермических обработок субмикроструктурного и крупнозернистого титана на деформационное поведение на стадии микропластической деформации проводили при кручении на установке типа обратного крутильного маятника. Использовали образцы квадратного сечения 1×1 мм² и длиной 70 мм, которые перед испытанием были подвергнуты электролитической полировке. Чтобы получить диаграмму нагружения, по углу закручивания образца измеряли степень его деформации в нагруженном состоянии ($\gamma = \gamma_e + \gamma_p$) и после снятия нагрузки (γ_p), где γ_p и γ_e – соответственно степень пластической и упругой деформации. Приложенное напряжение τ рассчитывали, используя значение степени упругой деформации γ_e по формуле $\tau = G\gamma_e$, где G – модуль сдвига.

Микропластическая деформация субмикроструктурного и крупнозернистого титана, подвергнутого механотермической обработке

Исследования микроструктуры и деформационного поведения на стадии микропластической деформации субмикроструктурного и крупнозернистого титана после механотермических обработок показали следующее. В результате многократной прокатки с суммарной степенью обжатия 80 % титана с исходной субмикроструктурной структурой средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры уменьшился с 350 до 150 нм и увеличилась доля большеугловых границ примерно с 50 до 90 % [6, 7]. Наряду с этим увеличились внутренние напряжения, степень неравновесности границ зерен и плотность дислокаций в зернах примерно с $2 \cdot 10^{10}$ до $5 \cdot 10^{10}$ см⁻². Поскольку прокатка проводилась при комнатной температуре, дислокации во всех зернах не заблокированы атмосферами Коттрелла.

В результате прокатки титана с исходной крупнозернистой структурой со степенью обжатия 87 % тоже сформировалась субмикроструктурная структура с высокими внутренними напряжениями [6, 7]. Для нее характерно наличие двух типов локальных областей субмикроструктурной структуры, отличительной особенностью которых является разный размер элементов зеренно-субзеренной структуры. В одном типе локальных областей содержатся преимущественно равноосные элементы зеренно-субзеренной структуры размером 0,15–0,40 мкм, в другом – неравноосные элементы зеренно-субзеренной структуры, и их размер равен 0,5–1,5 мкм. При этом все границы зерен являются несовершенными и более 80 % большеугловыми. Плотность дислокаций в зернах $\sim 5 \cdot 10^{10}$ см⁻², и дислокации не заблокированы атмосферами Коттрелла.

Несмотря на существенные изменения характеристик субмикроструктурной структуры в результате холодной пластической деформации титана с исходной субмикроструктурной структурой, закономерности деформационного поведения при напряжениях ниже физического

предела текучести сохранились (рис. 1, кривые 1 и 2). На диаграмме нагружения в координатах «напряжение τ – степень микропластической деформации γ_p » наблюдаются две стадии (рис. 1, кривая 2). На первой стадии зависимость напряжения течения (τ) от степени микропластической деформации γ_p близка к линейной. На второй стадии зависимость τ от $(\gamma_p - \gamma_p'')$ параболическая (γ_p'' – степень микропластической деформации в момент завершения первой стадии) и коэффициент упрочнения $\left(\frac{d\tau}{d\gamma_p}\right)$ уменьшается с ростом степени микропластической деформации. Холодная пластическая деформация титана с исходной субмикроструктурной структурой не повлияла на величину коэффициента упрочнения $\left(\frac{d\tau}{d\gamma_p}\right)$ на первой стадии микропластической деформации, но привела к его уменьшению в начале второй стадии микропластической деформации при $\gamma_p < 6 \cdot 10^{-5}$ и к увеличению при $\gamma_p > 6 \cdot 10^{-5}$. Так как напряжение перехода от первой ко второй стадии микропластической деформации при обеих субмикроструктурных структурах примерно одинаковое, указанное изменение коэффициента упрочнения привело к уменьшению напряжения течения на второй стадии микропластической деформации при $\gamma_p < 4 \cdot 10^{-4}$ и повышению при $\gamma_p > 4 \cdot 10^{-4}$.

После прокатки при комнатной температуре крупнозернистого титана со степенью обжатия 87 % его деформационное поведение стало таким же, как после прокатки титана с исходной субмикроструктурной структурой (рис. 1, кривые 2 и 3). Однако напряжение течения на второй стадии микропластической деформации хотя и увеличилось по сравнению с крупнозернистым титаном, но осталось меньше, чем после прокатки титана с исходной субмикроструктурной структурой.

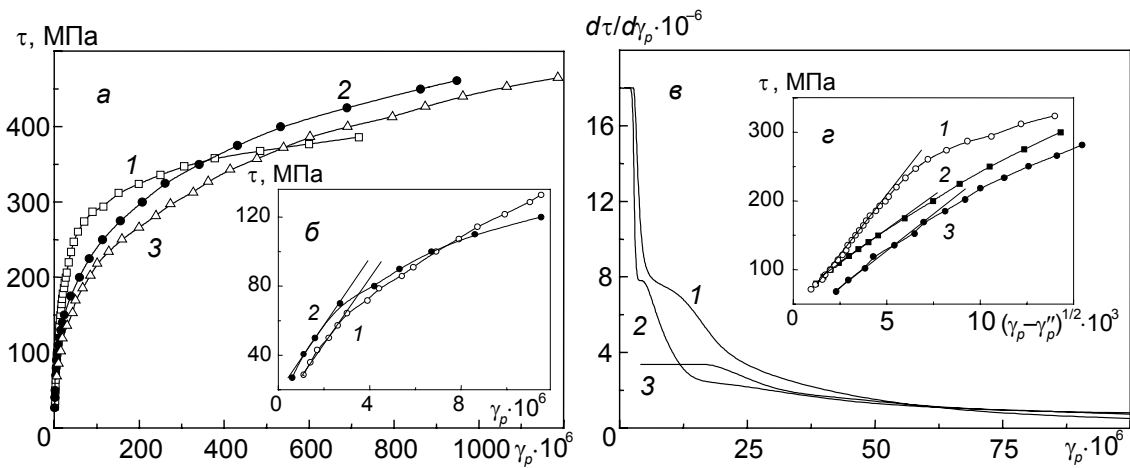


Рис. 1. Диаграммы нагружения в координатах $\tau - \gamma_p$ (а, б) и $\tau - (\gamma_p - \gamma_p'')^{1/2}$ (z) и зависимости $d\tau/d\gamma_p$ от γ_p (e) титана с исходной субмикроструктурной (кр. 1 и 2) и крупнозернистой (кр. 1 и 3) структурой до (кр. 1) и после холодной пластической деформации (кр. 2 и 3)

В работе [5] обоснована применимость развитой ранее в [1] модели и теории микропластической деформации крупнозернистых металлических материалов к металлам и сплавам с субмикроструктурной структурой. Согласно этой теории, величина коэффициента упрочнения на второй стадии микропластической деформации зависит от напряжения старта и сопротивления движению дислокаций, размера зерен и их распределения по ориентациям, а также внутренних напряжений. Уменьшение размера зерен и увеличение плотности дислокаций в результате холодной пластической деформации должно привести к увеличению коэффициента упрочнения и напряжения течения на второй стадии микропластической деформации. Так как после холодной пла-

стической деформации дислокации во всех зернах не заблокированы атмосферами Коттрелла, может произойти смена источников дислокаций, обеспечивающих вовлечение зерен в пластическую деформацию, с зернограницных на источники Франка – Рида с меньшим напряжением старта дислокаций. Вследствие этого и наличия внутренних напряжений, которые могут быть того же знака, что и внешнее напряжение, коэффициент упрочнения на второй стадии микропластической деформации может уменьшиться. Отсюда следует, что наблюдаемое экспериментально уменьшение напряжения течения в начале второй стадии микропластической деформации после холодной пластической деформации субмикроструктурного титана может быть обусловлено сменой источников подвижных дислокаций и увеличением внутренних напряжений того же знака, что и внешнее напряжение.

Указанные структурные факторы определяют коэффициент упрочнения и напряжение течения на второй стадии микропластической деформации и при субмикроструктурной структуре, сформированной при прокатке крупнозернистого титана. Однако при сформированной таким способом субмикроструктурной структуре напряжение течения меньше, чем после прокатки титана с исходной субмикроструктурной структурой. Это может быть обусловлено большим размером элементов зеренно-субзеренной структуры и большей величиной внутренних напряжений того же знака, что и внешнее напряжение.

Чтобы заблокировать дислокации атмосферами Коттрелла, уменьшить внутренние напряжения и степень неравновесности границ зерен, целенаправленно изменить характеристики зеренно-субзеренной структуры, образцы после прокатки отжигали при температурах $0,3-0,4 T_{пл}$. При этом установлено, что с ростом температуры отжига происходят одинаковые изменения в субмикроструктурных структурах, полученных при прокатке титана с исходной субмикроструктурной структурой и крупнозернистой структурой. Электронномикроскопические исследования образцов после отжига при 573 К ($T = 0,3 T_{пл}$) показали, что размер элементов зеренно-субзеренной структуры и плотность дислокаций в зернах не изменились [6, 7]. Степень неравновесности границ зерен тоже не изменилась, о чем свидетельствуют результаты исследования зернограницного внутреннего трения: восходящая ветвь зернограницного пика внутреннего трения осталась при тех же температурах, что и до отжига [6]. В то же время измерения температурных зависимостей внутреннего трения и самопроизвольной неупругой деформации свидетельствуют о протекании в зернах процессов возврата, приводящих к уменьшению остаточных напряжений [5–7]. По-видимому, происходит перераспределение примесей внедрения с образованием на дислокациях атмосфер Коттрелла, а диффузия примесей внедрения и избыточных вакансий приводит к уменьшению внутренних напряжений. При таких изменениях в микроструктуре следует ожидать увеличение коэффициента упрочнения и напряжения течения на второй стадии микропластической деформации. Приведенные на рис. 2 кривые течения (кривые 2 и 3) подтверждают это. После отжига образцов при 573 К двухстадийное развитие микропластической деформации сохранилось, но существенно увеличилось напряжения перехода от первой ко второй стадии микропластической деформации, коэффициент упрочнения и напряжение течения на второй стадии микропластической деформации. При этом эффект упрочнения в результате термической обработки у титана, который до прокатки имел крупнозернистую структуру, выражен сильнее, чем у титана, который уже до прокатки имел субмикроструктурную структуру.

Повышение температуры отжига до 673 К приводит к дальнейшему развитию процессов возврата и к началу рекристаллизации [6, 7]. Средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры увеличился и уменьшилась степень неравновесности границ зерен. Об этом свидетельствуют результаты электронно-микроскопических исследований и измерения внутреннего трения [5–7]. На снимках микроструктуры на границах части зерен появился полосчатый контраст, а восходящая ветвь пика зернограницного внутреннего трения сместилась в область более высоких температур по сравнению с соответствующим пиком после отжига при 573 К . При этом в зернах уменьшилась плотность дислокаций. Микроэлектрограммы и исследования контуров экстинкции, а также самопроизвольной деформации при нагреве образцов свидетельствуют о сильном уменьшении внутренних напряжений. Дислокации остались заблокированными атмосферами Коттрелла.

Указанные изменения в субмикроструктурной структуре при повышении температуры отжига с 573 до 673 К не изменили закономерности деформационного поведения, величину коэффициента упрочнения на первой стадии микропластической деформации и напряжения перехода

от первой ко второй стадии τ_p'' (рис. 2, кривая 4). Однако они привели к уменьшению коэффициента упрочнения на второй стадии микропластической деформации и, как следствие этого, к уменьшению напряжения течения. Приведенные выше результаты исследований микроструктуры дают основание заключить, что уменьшение напряжения течения на второй стадии микропластической деформации при повышении температуры отжига с 573 до 673 К обусловлено увеличением размера зерен и уменьшением сопротивления движению дислокаций в зернах.

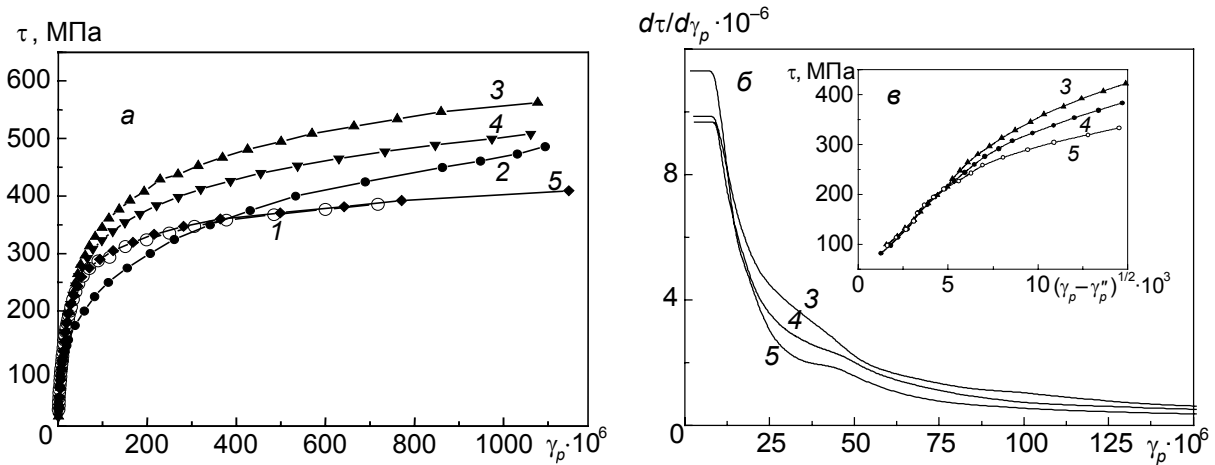


Рис. 2. Диаграммы нагружения в координатах $\tau - \gamma_p$ (а) и $\tau - (\gamma_p - \gamma_p'')^{1/2}$ (в) и зависимости коэффициента упрочнения $d\tau/d\gamma_p$ от степени микропластической деформации (б) субмикроструктурного титана до (кр. 1) и после прокатки при 295 К со степенью обжатия 80 % (кр. 2) и отжига при 573 (кр. 3), 673 (кр. 4) и 773 К (кр. 5)

После отжига при 773 К наблюдается дальнейшее уменьшение коэффициента упрочнения и напряжения течения на второй стадии микропластической деформации (рис. 2, кривая 5). При этом напряжение перехода от первой ко второй стадии микропластической деформации и коэффициент упрочнения на первой стадии практически не изменяются. Согласно [6, 7], при этой температуре отжига происходит рекристаллизация с ростом размера зерен, уменьшением плотности дислокаций и остаточных напряжений и повышением степени равновесности границ зерен. Дислокации в зернах остаются заблокированными атмосферами Коттрелла. Эти данные о микроструктуре дают основание заключить, что уменьшение напряжения течения на второй стадии микропластической деформации обусловлено увеличением размера зерен и уменьшением сопротивления движению дислокаций.

Следует отметить одинаковое влияние температуры отжига на напряжение течения на второй стадии микропластической деформации после холодной пластической деформации прокаткой субмикроструктурного и крупнозернистого титана. Оно с ростом температуры отжига сначала увеличивается, а затем уменьшается (рис. 3, кривые 2 и 3). В то же время при субмикроструктурной структуре, формирование которой в процессе интенсивной пластической деформации завершилось при 673 К, напряжение течения только понижается с ростом температуры отжига (рис. 3, кривая 1). Причем эффект упрочнения от изменения микроструктуры в результате холодной пластической деформации сохраняется при температурах отжига ниже 773 К. Эти данные являются еще одним доказательством определяющей роли смены источников подвижных дислокаций (с источников Франка – Рида на зернограничные источники) и релаксации внутренних напряжений в повышении напряжения течения на второй стадии микропластической деформации после отжига при 573 К. При субмикроструктурной структуре эффект упрочнения после отжига не наблюдается, если при этом не изменяется тип источников подвижных дислокаций и не происходит релаксация внутренних напряжений. При температурах отжига в интервале 573–773 К напряжение течения уменьшается с ростом температуры вследствие уменьшения сопротивления движению дислокаций и увеличения размера зерен.

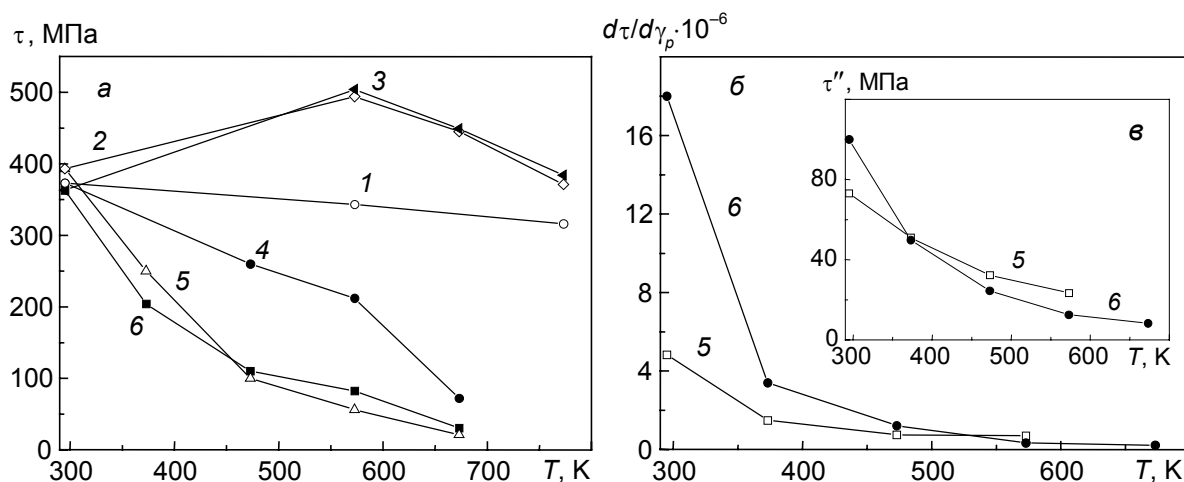


Рис. 3. Зависимость напряжения течения при $\gamma_p = 5 \cdot 10^{-4}$ (а), коэффициента упрочнения на первой стадии микропластической деформации (б) и макроскопического предела упругости τ'' (в) от температуры отжига (кр. 1, 2 и 3) и температуры деформации (кр. 4, 5 и 6) субмикроструктурированного титана до (кр. 1 и 4) и после прокатки (кр. 2 и 5) и крупнозернистого титана после прокатки (кр. 3 и 6)

Влияние температуры испытания на деформационное поведение субмикроструктурированного и крупнозернистого титана, подвергнутого холодной пластической деформации

При квазистатическом нагружении образец подвергается не только термическому, но и силовому воздействию. Поэтому влияние температуры испытания на деформационное поведение и напряжение течения на первой и второй стадиях микропластической деформации может быть иным, чем влияние температуры отжига. Сопоставительное исследование влияния температуры отжига и температуры испытания при одной и той же субмикроструктурированной структуре подтвердило это. У субмикроструктурированного титана, который после интенсивной пластической деформации был подвергнут прокатке при 295 К со степенью обжатия 80 %, при температурах испытания в интервале 295–473 К закономерности деформационного поведения одинаковые (рис. 4, кривые 1–3). Микропластическая деформация, как и при комнатной температуре испытания, развивается в две стадии. Однако коэффициент упрочнения на первой (линейной) и второй (параболической) стадиях, напряжение течения и напряжение перехода от первой ко второй стадии микропластической деформации уменьшаются при повышении температуры испытания. В то же время степень микропластической деформации в момент завершения первой стадии, наоборот, увеличивается. При этом напряжение течения с ростом температуры уменьшается значительно сильнее, чем при субмикроструктурированной структуре, сформированной без дополнительной холодной деформации (рис. 3, кривые 4 и 5). Причем это происходит несмотря на то, что при нагреве образцов до температуры испытания на дислокациях образуются атмосферы Коттрелла и уменьшаются внутренние напряжения, а остальные характеристики субмикроструктурированной структуры не изменяются. Как отмечалось выше, такие изменения в субмикроструктурированной структуре приводят к увеличению напряжения течения при комнатной температуре деформации. Поэтому есть основания заключить, что глубокая пластическая деформация субмикроструктурированного титана при 295 К приводит к увеличению роли термически активируемых механизмов пластической деформации в интервале температур 295–473 К.

При температурах деформации выше 473 К двухстадийное развитие микропластической деформации сохраняется (рис. 4, кривые 4 и 5). Однако становится сравнительно небольшой разность между коэффициентами упрочнения на первой и второй стадиях и сильно возрастает степень микропластической деформации на первой стадии. Напряжение течения продолжает уменьшаться при повышении температуры деформации, но со значительно меньшей интенсивностью, чем при $T < 473$ К (рис. 3, кривые 4 и 5). Согласно проведенным исследованиям температурной зависимости внутреннего трения [6], одним из механизмов пластической деформации при $T > 473$ К титана с данной субмикроструктурированной структурой является зернограничное про-

скальзывание, возможность реализации которого помимо угла разориентации большеугловой границы зависит от степени ее неравновесности. Наряду с зернограничным проскальзыванием, уменьшение напряжения течения обусловлено уменьшением плотности дислокаций в зернах и началом рекристаллизации в ходе нагрева образца до температуры испытания.

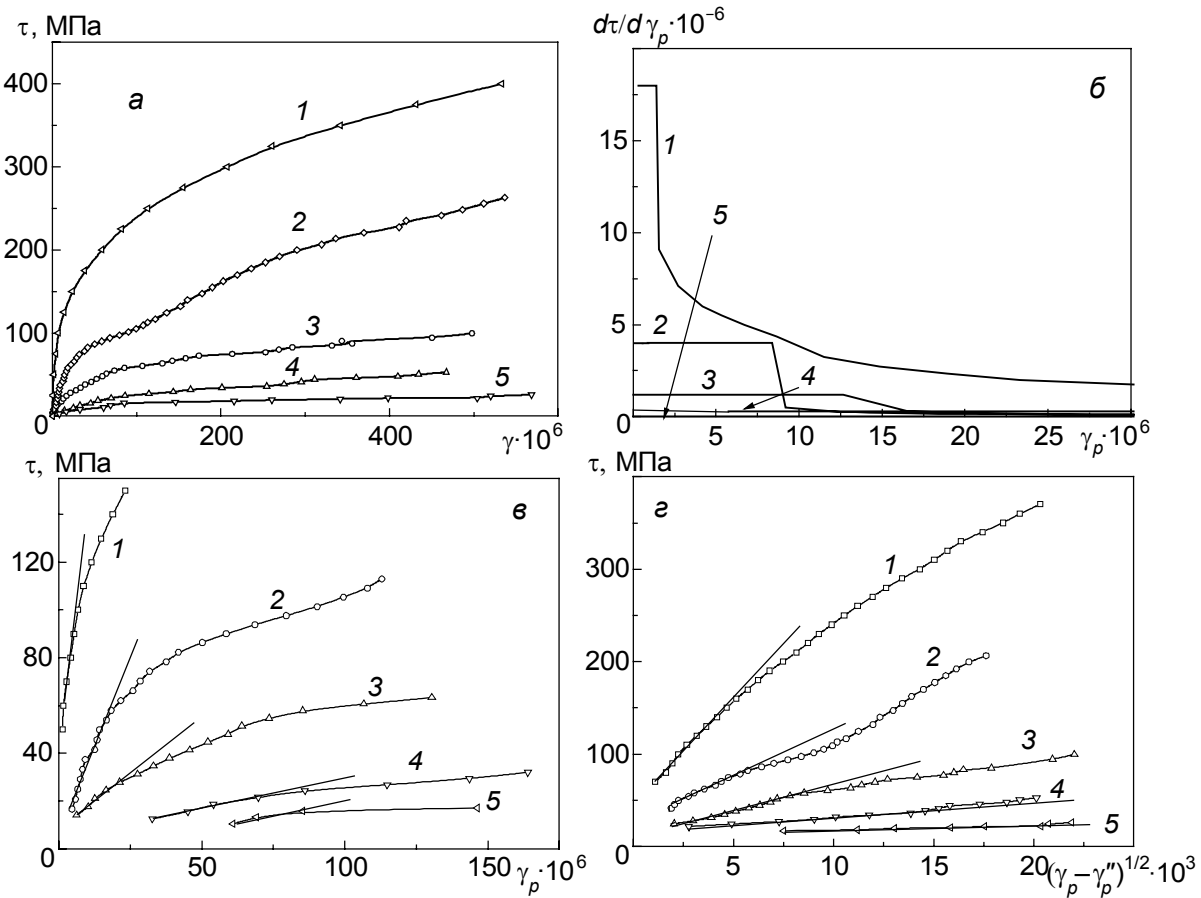


Рис. 4. Диаграммы нагружения в координатах $\tau - \gamma_p$ (а, в) и $\tau - (\gamma_p - \gamma_p^{II})^{1/2}$ (г) и зависимость коэффициента упрочнения $d\tau/d\gamma_p$ от степени микропластической деформации (б) субмикроструктурного титана после его деформации прокаткой на 80 % при 295 К при температурах испытания: кр. 1 – 295, кр. 2 – 373, кр. 3 – 473, кр. 4 – 573, кр. 5 – 673 К

Аналогичное изменение деформационного поведения и напряжения течения на первой и второй стадиях микропластической деформации с ростом температуры испытания наблюдается и у деформированного прокаткой со степенью обжатия 87 % крупнозернистого титана (рис. 3, кривая б). Причем в интервале температур 295–673 К напряжение течения на второй стадии микропластической деформации примерно такое же, как у субмикроструктурного титана, подвергнутого пластической деформации со степенью обжатия 80 %. Это дает основание заключить, что после прокатки крупнозернистого и субмикроструктурного титана температурная зависимость напряжения течения в области микропластической деформации обусловлена одними и теми же термически активируемыми механизмами.

Заключение

Глубокая пластическая деформация прокаткой при 295 К со степенью обжатия 87 % крупнозернистого титана привела к формированию субмикроструктурной структуры, которая обеспечила такие же закономерности деформационного поведения и близкое по величине напряжение течения в области микропластической деформации, как после прокатки субмикроструктурного титана со степенью обжатия 80 %. Однако прокатка титана с исходной субмикроструктурной структурой приводит не к увеличению, а к уменьшению напряжения течения на второй ста-

дии микропластической деформации вследствие наличия незаблокированных атмосферами Коттрелла дислокаций и высоких внутренних напряжений того же знака, что и внешнее напряжение.

Хотя в результате прокатки субмикроструктурного и крупнозернистого титана сформировались разные субмикроструктурные структуры, при последующей термической обработке в них происходят изменения одних и тех же характеристик микроструктуры. При этом блокировка дислокаций атмосферами Коттрелла и уменьшение внутренних напряжений приводят к увеличению напряжения течения на второй стадии микропластической деформации, а уменьшение плотности дислокаций и рекристаллизация снижают напряжение течения. Так как два последних процесса реализуются при более высоких температурах, чем два первых, напряжение течения с ростом температуры отжига сначала увеличивается, достигает максимального значения, а затем уменьшается.

После прокатки при 295 К субмикроструктурного и крупнозернистого титана усиливается температурная зависимость напряжения течения в области микропластической деформации, то есть увеличивается роль термически активируемых механизмов пластической деформации. Наряду с этим понижается температура начала истинного зернограницного проскальзывания и при температурах выше комнатной напряжение течения на первой и второй стадиях микропластической деформации становится значительно меньше, чем у субмикроструктурного титана до прокатки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Дударев Е.Ф. Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1988. – 356 с.
2. Дударев Е.Ф., Кашин О.А., Колобов Ю.Р. и др. // Изв. вузов. Физика. – 1998. – Т. 41. – № 12. – С. 20–25.
3. Колобов Ю.Р., Кашин О.А., Сагымбаев Е.Е. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2000. – Т. 43. – № 6. – С. 77–85.
4. Кашин О.А., Дударев Е.Ф., Колобов Ю.Р. // Структурно-фазовые состояния и свойства металлических систем. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – С. 63–82.
5. Дударев Е.Ф., Почивалова Г.П., Колобов Ю.Р. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2012. – Т. 55. – № 7. – С. 88–97.
6. Дударев Е.Ф., Почивалова Г.П., Колобов Ю.Р. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2004. – Т. 47. – № 6. – С. 39–46.
7. Шаркеев Ю.П., Легостаева Е.В., Кашин О.А. и др. // Физикохимия ультрадисперсных (нано-) систем. – М.: МИФИ, 2003. – С. 160–164.

*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 25.02.13.

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., доцент;
Горайнов Артем Александрович, студент.