

4. Valiev R.Z., Estrin Y., Horita Z., Langdon T.G., Zehetbauer M.J. and Zhu Y.T. // JOM. 2006. V. 58 (4). P. 33 – 39.
5. Kaibyshev R., Tagirov D., Mogudeva A. // Adv. Eng. Mater. 2010. № 12. P. 735 – 739.
6. Валиев Р.З., Рааб Г.И., Гундеров Д.В. и др. // Нанотехника. 2006. № 2. С. 32 – 42.
7. Равноканальное угловое прессование металлических материалов: достижения и направления развития / Под ред. В.М. Сегаля, С.В. Добаткина, Р.З. Валиева. – Тематический выпуск. Металлы. 2004. № 1. С. 2 – 115.
8. Nakashima K., Horita Z., Nemoto M. and Langdon T.G. // Mater. Sci. Eng. A. 200. V. 1. A281. P. 82 – 87.
9. Мурашкин М.Ю., Бобрук Е.В., Кильмаметов А.Р., Валиев Р.З. // Физика металлов и материаловедение. 2009. Т. 108. № 4. С. 439 – 443.
10. Raab G.I. // Mater. Sci. Eng. A. 2005. V. A410-411. P. 33 – 230.
11. Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Bobruk E.V., Raab G.I. // Mater. Trans. 2009. V. 50. P. 87 – 91.
12. Sabirov I., Perez-Prado M.T., Murashkin M., Molina-Aldareguia J.M., Bobruk E.V., Yunusova N.F., Valiev R.Z. // Int. J. Mater. Form. 2010. V. 3 (suppl. 1). P. 14 – 411.
13. Raab G.I., Valiev R.Z., Lowe T.C., Zhu Y.T. // Mater. Sci. Eng. A. 2004. V. A382. P. 30 – 34.
14. Raab G.I., Valiev R.Z., Gunderov D.V., Lowe T.C., Misra A., Zhu Y.T. // Mater. Sci. Forum. 2008. V. 584-586. P. 80 – 85.
15. Боткин А.В., Валиев Р.З., Степин П.С., Баймухаметов А.Х. // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 7. С. 17 – 22.
16. Боткин А.В., Валиев Р.З., Дубинина С.В. и др. // Вестник МГТУ им. Г.И. Носова. 2011. № 4. С. 38 – 42.
17. Valiev R.Z., Langdon T.G. // Adv. Eng. Mater. 2010. V. 12. P. 90 – 677.

© 2012 г. Р.З. Валиев, Г.И. Рааб,
А.В. Боткин, С.В. Дубинина
Поступила 1 марта 2012 г.

УДК 669.04:620.172.25

А.А. Федоткин^{1,2}, В.Э. Меденцов¹, В.В. Столяров^{1,2}

¹ Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

² Московский государственный индустриальный университет

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ С ТОКОМ*

Идея управления механическим поведением твердых тел с помощью электрических полей весьма перспективна и выглядит сравнительно просто реализуемой. Этим объясняется большой интерес, проявленный исследователями к проблеме электропластического эффекта (ЭПЭ) в проводящих материалах и к технологиям, основанным на совместном или последовательном действии деформации и тока [1 – 3]. Такими технологиями являются электропластическая деформация (ЭПД) и электроимпульсная обработка (ЭИО) металлов и сплавов.

Физической основой этих технологий является ЭПЭ или взаимодействие тока высокой (100 – 1000 А/мм²) плотности (или «электронного ветра») с дефектами кристаллической решетки при деформации материалов, а также возникновение сопутствующих тепловых эффектов Джоуля–Ленца и пинч-эффекта [4]. Предполагалось, что все эти эффекты отражают взаимодействие между электронами и дислокациями в металлах. Первым доказательством связи электронных свойств с динамикой дислокаций и внутренним трением была работа [5]. Позже было показано, что и механические свойства металла зависят от его электронного состояния [6 – 9].

Впервые ЭПЭ в виде скачков напряжения наблюдали при растяжении моно- и поликристаллов чистых металлов [10]. С тех пор опубликовано много работ, посвященных феноменологии ЭПЭ, т.е. зависимости от режимов деформации и тока [11 – 14]. При этом зависимость ЭПЭ от структуры не исследовалась. Первые результаты в этом направлении получены в работах [15, 16], где скачки напряжений обнаружены при растяжении с током в сплаве TiNi с размером зерен менее 100 нм.

Однако влияние структурных особенностей самого материала (морфологии структурных элементов, типа границ и размера зерен, фазовых и полиморфных превращений и т.д.) до сих пор остается не исследованным. Особую актуальность представляет изучение ЭПЭ в современных титановых сплавах: с памятью формы, наноструктурных и аморфных материалах, деформационная обработка которых затруднена. В основе деформационной обработки таких материалов может быть использована деформация с током.

Целью настоящей работы является исследование особенности проявления ЭПЭ в зависимости от размера зерен и режимов импульсного тока в различных титановых сплавах.

Исследования проводили на образцах трех титановых сплавов: никелиде титана (Ti_{49,3}Ni_{50,7}) с эффектом памяти формы (ЭПФ), двухфазном сплаве ВТ6 и технически чистом титане (ВТ1-0). Выбор объектов исследования и структурных состояний обусловлен

* Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований грант № 11-08-00327-а и государственного контракта с Министерством образования и науки РФ № 14.740.11.0825 от 01 декабря 2010 г.

отсутствием экспериментальных данных о влиянии электрического тока на проявление ЭПЭ и ЭПФ в наноструктурных материалах и сравнении их с материалом в крупнозернистом состоянии. Исследовали материал в двух структурных состояниях – крупнозернистом (КЗ) и наноструктурном (НС).

Для получения КЗ состояния сплав $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ подвергали закалке при 700 °С в течение 1 ч, а для получения НС состояния – электропластической прокатке (ЭПП) при $e = 0,8$ и отжигу при 400 °С в течение 1 ч.

Для исследования сплава ВТ6 были использованы горячекованные заготовки сплава (Верхнесалдинское металлургическое производственное объединение), из которых вырезали полосы размером $2 \times 5 \times 100$ мм. Сплав ВТ6 содержал 6,5 % Al; 5,1 % V; 0,3 % Zr; 0,3 % Fe; 0,2 % O; 0,1 % C; 0,05 % N; 0,015 % H, остальное титан (по массе). Образцы предварительно подвергали изотермическому отжигу при 850 °С, выдержке в течение 1 ч, охлаждали их с печью. Отожженные образцы из сплава ВТ6 были подвергнуты плоской прокатке с максимальной истинной деформацией $e = 0,7$ с током плотностью $j = 150$ А/мм²; длительность импульса (τ) составляла 120 мкс, частота $f = 830$ Гц.

Технически чистый титан ВТ1-0 использовали в виде горячекатаного прутка диам. 50 мм, структура которого в исходном состоянии поставки является крупнозернистой со средним размером зерен 15 мкм.

Для измельчения структуры ВТ1-0 прутки подвергали тепловому равноканальному упрочнению (РКУП) [17, 18]. В процессе подготовки к РКУП прутки из ВТ1-0 механически обрабатывали до диам. 40 мм длиной 100 мм. Теплое РКУП было выполнено за 8 проходов в интервале температур 400 – 450 °С по так называемому маршруту прессования B_c , согласно которому заготовку после каждого прохода поворачивали на 90° вокруг продольной оси. Полученные прутки подвергали холодной прокатке со степенью деформации 75 % и кратковременному низкотемпературному отжигу.

Статические испытания на растяжение с применением импульсного тока проводили для выявления особенностей ЭПЭ и/или ЭПФ (скачков напряжений) в

исследуемых сплавах и для определения механических свойств сплавов в различных структурных состояниях. Испытания приводили при комнатной температуре на горизонтальной разрывной машине ИР 5081-20 со скоростью 0,5 мм/мин с подключением генератора импульсного тока (ГИТ) (для пропускания через образец импульсного тока). Из анализа предыдущих работ [15] были выбраны параметры: плотность тока 1500 А/мм², длительность импульса 100 и 1000 мкс. Для измерения параметров тока использовали осциллограф. Схема подвода тока представлена на рис. 1.

Испытания на растяжение выполнены в соответствии с ГОСТ 11701 – 84 для тонких (толщиной до 3 мм) листов и лент.

В результате РКУП, прокатки и отжига была получена однородная по объему прутка наноструктура с размером зерен 0,1 мкм [19, 20]. Микроструктуры сплава ВТ1-0 после отжига при 700 °С в течение 1 ч, а также после РКУП и холодной прокатки показаны на рис. 2.

Наблюдаемая в оптическом микроскопе металлографическая структура сплава ВТ6 в исходном горячекатаном состоянии приведена в соответствии с рис. 3, а. Наблюдается неоднородная двухфазная структура, состоящая из областей α -Ti (светлые области) и β -Ti (темные области). Объемная доля межзеренной β -фазы составляет примерно 40 %. Средний размер зерен α - и β -фаз составляет 10 – 12 и 7 – 8 мкм соответственно.

Тонкая микроструктура сплава после электропластической прокатки (при $e = 0,7$), изученная методом просвечивающей электронной микроскопии, приведена на рис. 3, б. Средний размер фрагментов составляет примерно 250 нм.

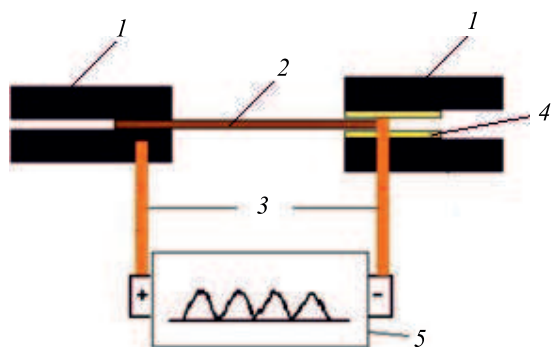


Рис. 1. Схема подвода тока:

1 – захват; 2 – образец; 3 – шина для подвода тока; 4 – изоляционный материал; 5 – генератор импульсного тока

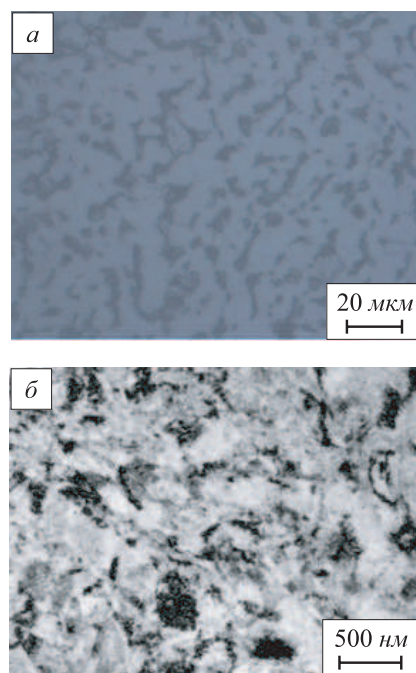


Рис. 2. Микроструктура сплава ВТ1-0 после отжига при 700 °С в течение 1 ч (а), а также после РКУП и холодной прокатки (б)

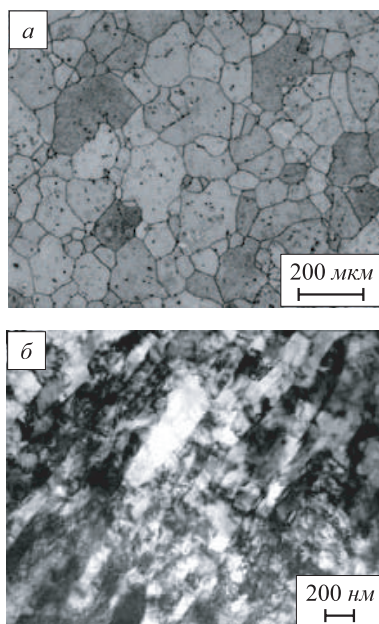


Рис. 3. Микроструктура сплава ВТ6 в исходном состоянии (а) и после ЭПП при $\varepsilon = 0,7$ (б)

Микроструктуры сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ в исходном состоянии и после ЭПП с последующим отжигом приведены на рис. 4. Микроструктура закаленного сплава состоит из полиэдрических зерен средним размером 80 нм, представляет собой пересыщенный твердый раствор никеля в упорядоченном интерметаллическом соединении TiNi (B-2 аустенитная фаза). Средний размер зерен после ЭПП (при $\varepsilon = 0,8$) и отжига при 400 °C в течение 1 ч составил 50 нм.

Рассмотрим механическое поведение чистого титана. На рис. 5 приведены диаграммы условных напряжений σ – ε при растяжении с током сплава ВТ1-0 в крупнозернистом и ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях.

При воздействии импульсов тока на титан в КЗ состоянии (рис. 5, а) появляются скачки напряжения, амплитуда $\Delta\sigma$ которых при увеличении длительности импульса от 100 до 1000 мкс увеличивается с 15 до 85 МПа. При подаче импульса тока наблюдается мгновенный спад напряжения, а затем быстрое, но более плавное восстановление. При подаче импульсов длительностью 100 мкс в титане в УМЗ состоянии (рис. 5, б) скачков напряжения не наблюдалось; применение импульсов длительностью 1000 мкс вызвало появление скачков спадов напряжения амплитудой 20 МПа.

Рассмотрим деформационное поведение двухфазного сплава ВТ6. Условные деформационные кривые при растяжении с током образцов сплава ВТ6 в крупнозернистом и УМЗ состояниях показаны на рис. 6.

Амплитуда скачков напряжений при воздействии импульсов тока в сплаве ВТ6 в КЗ состоянии (примерно 20 МПа) в четыре раза больше, чем в сплаве в УМЗ состоянии (примерно 5 МПа). Отметим, что амплитуды

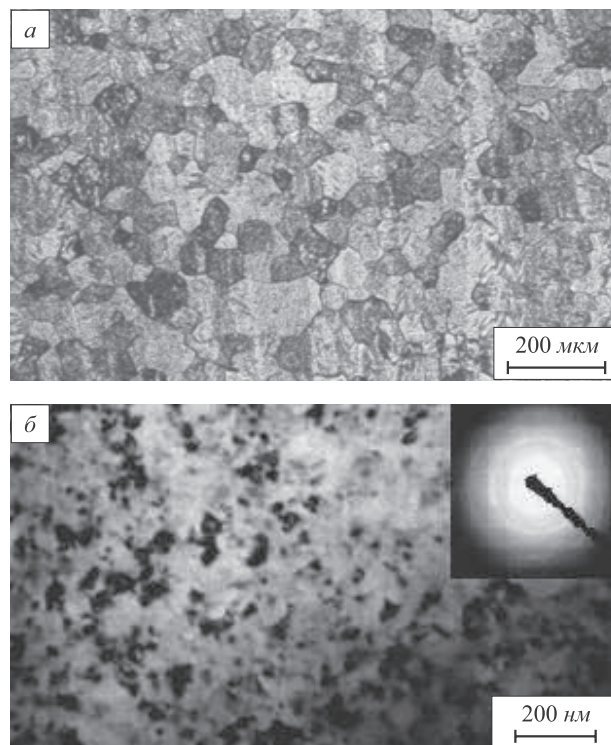


Рис. 4. Микроструктура сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$, закаленного при 700 °C в течение 1 ч (а), а также после ЭПП при $\varepsilon = 0,8$ и отжига при 400 °C в течение 1 ч (б)

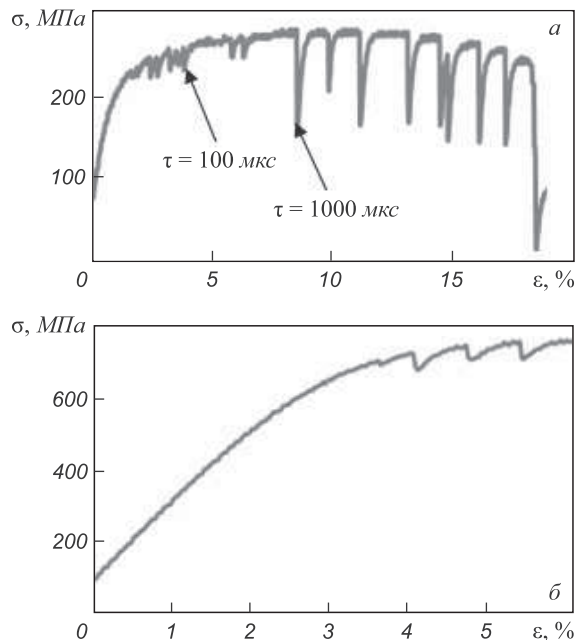


Рис. 5. Диаграммы σ – ε при растяжении с током сплава ВТ1-0 в крупнозернистом (а) и ультрамелкозернистом (б) состояниях

скачков напряжения в сплаве ВТ6 в четыре раза меньше, чем в сплаве ВТ1-0.

Из сравнения кривых (рис. 6) видно, что использование импульсного тока в сплаве ВТ6 в УМЗ состоянии сопровождается снижением напряжения течения и пре-

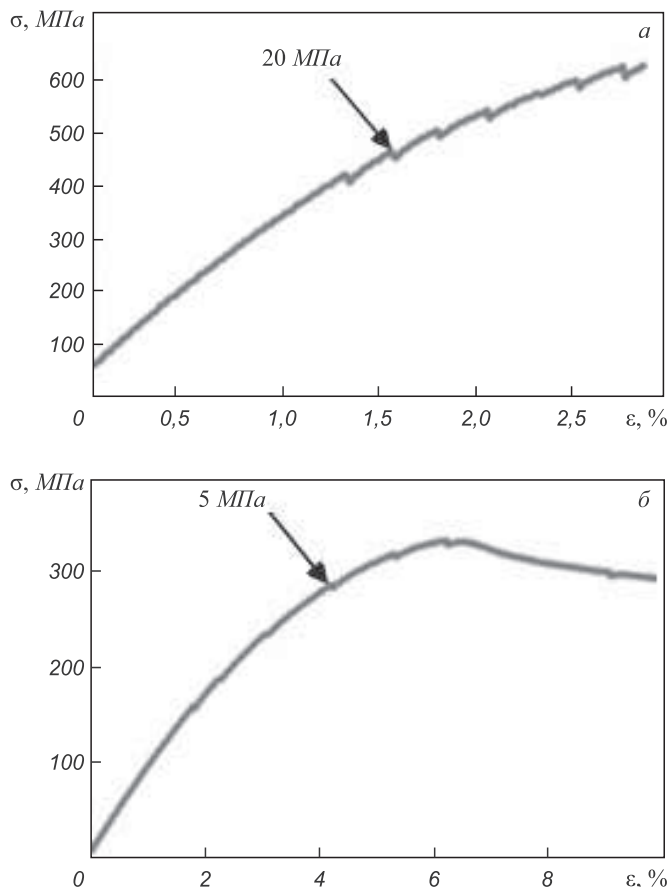


Рис. 6. Диаграммы $\sigma - \epsilon$ при растяжении с током сплава ВТ6 в крупнозернистом (а) и ультрамелкозернистом (б) состояниях

дела прочности. Для растяжения с током сплава ВТ6 в КЗ и УМЗ состояниях разрушение происходит примерно при одинаковой ($\epsilon \approx 3\%$) степени деформации. Таким образом, ЭПЭ зависит как от величины зерна, так и от фазового состава сплава. В сплавах ВТ6 и ВТ1-0 амплитуда скачков спадов напряжений при растяжении с током уменьшается с уменьшением размера зерен. Величина ЭПЭ в сплавах с УМЗ-структурой меньше, чем в сплавах с КЗ структурой. Важно отметить, что ЭПЭ проявляется в двухфазном сплаве ВТ6 слабее, чем в однофазном сплаве ВТ1-0. Действительно, амплитуда скачков напряжений в сплавах ВТ6 и ВТ1-0 составляет 20 и 80 МПа соответственно.

Влияние размера зерен на проявление ЭПЭ в сплавах титана при переходе от КЗ к УМЗ состоянию, по-видимому, связано с уменьшением длины свободного пробега дислокаций. Этот факт подтверждает дислокационный механизм ЭПЭ и его структурную чувствительность к размеру зерен. На снижение ЭПЭ в сплаве ВТ6 (по сравнению с ВТ1-0) может влиять наличие второй фазы (β -фазы), а так же наличие ОЦК решетки для β -фазы в отличие от ГПУ решетки α -фазы. Таким образом, для получения сравнимого по величине ЭПЭ необходимо введение большего по величине импульса тока для сплава ВТ6 по сравнению с однофазным сплавом ВТ1-0.

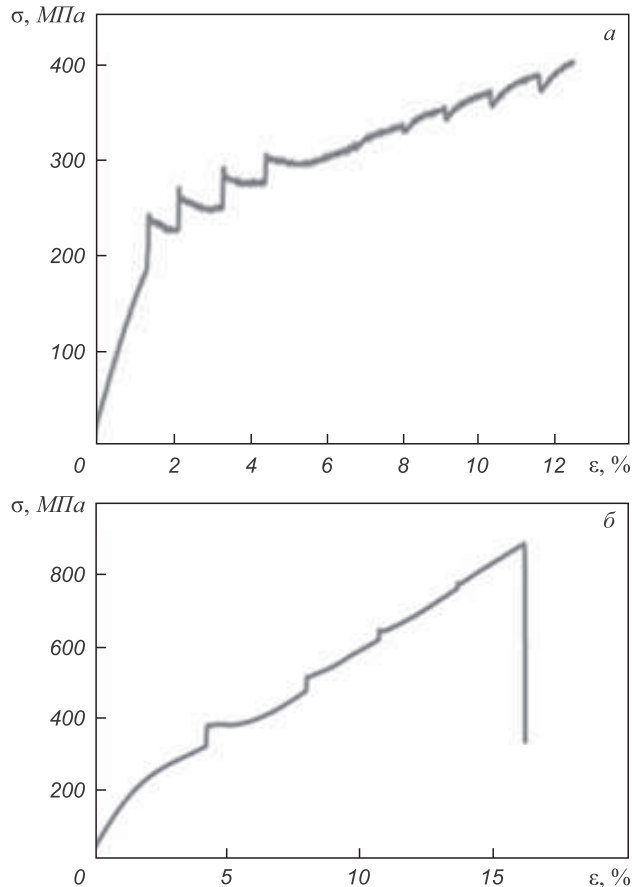


Рис. 7. Диаграммы $\sigma - \epsilon$ при растяжении с током никелида титана в крупнозернистом (а) и НС (б) состояниях

Рассмотрим деформационное поведение сплава TiNi. На рис. 7 представлены типичные кривые условных напряжений при растяжении с током образцов сплава $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$ в КЗ и НС состояниях.

Поскольку применение импульсов тока длительностью 100 мкс не вызывает видимых изменений на диаграмме растяжения, то длительность импульсов была повышена до 1000 мкс, при которой были обнаружены скачки напряжения. Отметим, что в никелиде титана в КЗ состоянии амплитуда скачка напряжений для аналогичных импульсов тока составляла 85 МПа, а в НС состоянии – только 20 МПа.

При растяжении образца в КЗ состоянии при применении импульсного тока на диаграмме условных напряжений наблюдаются два вида скачков напряжения (вверх и вниз) (рис. 7, а). Скачки вверх, свидетельствующие о росте напряжений, наблюдались только в области площадки фазового превращения аустенита в мартенсит. При использовании импульсного тока наблюдается также общий рост напряжений в этой области, хотя фазовое превращение в отсутствие импульсного тока происходит без изменения напряжения. Разрушение образцов также происходит при одинаковом значении удлинения, но с заметной разницей в напряжении течения.

На диаграмме условных напряжений при применении импульсного тока для образцов в НС состоянии все наблюдаемые скачки свидетельствуют об увеличении напряжений в образце под действием импульсов тока, уменьшающихся с ростом деформации.

В технически чистом титане в отсутствие фазового превращения на диаграмме условных напряжений наблюдаются только спады напряжения, амплитуда которых зависит как от длительности импульса тока, так и от размера зерен. Увеличение длительности импульса повышает ЭПЭ (рис. 5, а), а уменьшение размера зерен снижает его; так, в технически чистом титане в наноструктурном состоянии ЭПЭ наблюдается только при повышенной длительности импульсов (1000 мкс) (рис. 5, б). Такое влияние длительности импульса на ЭПЭ является типичным для многих материалов и объясняется зависимостью количества электронов, воздействующих на дислокацию в единицу времени [21].

Влияние размера зерен при переходе титана от КЗ к УМЗ состоянию связано с уменьшением длины свободного пробега дислокаций. Этот факт подтверждает дислокационный механизм ЭПД и его структурную чувствительность к размеру зерен.

Другой особенностью деформационных кривых с током является значительное снижение напряжений течения при практически неизменной величине относительного удлинения до разрушения.

В сплаве TiNi с наличием фазового превращения роль импульсного тока является более сложной. В никелиде титана в КЗ состоянии, как и в чистом титане в КЗ состоянии, наблюдаются скачки напряжения, свидетельствующие о проявлении ЭПЭ (рис. 7). В отличие от титана в никелиде титана их амплитуда растет с увеличением степени деформации. Это связано с одновременным влиянием двух противоположных эффектов (ЭПФ и ЭПЭ) на всей диаграмме $\sigma - \epsilon$. В точке $\epsilon = 6\%$ суммарное действие от двух эффектов равно нулю, о чем свидетельствует отсутствие скачка напряжения от импульса тока.

Наиболее важной отличительной особенностью никелида титана по сравнению с титаном является появление скачков (повышений) напряжения за пределом упругости, природа которых связана с обратимым фазовым превращением $A \leftrightarrow M$ (рис. 7). Эти скачки затухают с ростом деформации при одинаковых параметрах тока, а спады, наоборот, начинают проявляться в большей степени с ростом деформации. При деформации $\epsilon = 6\%$ был дан импульс тока, который не вызвал соответствующего скачка напряжений. По-видимому, ток способствует проявлению одновременно двух эффектов (ЭПЭ и ЭПФ), которые из-за разнонаправленности могут компенсировать друг друга. В общем случае их вклад в значение $\Delta\sigma$ с ростом деформации и количеством аустенита будет различен в каждый момент времени.

При малых (менее 50 МПа) напряжениях на кривых $\sigma - \epsilon$ для TiNi в КЗ состоянии после закалки всегда наблюдалась дополнительная горизонтальная площадка, длина которой соответствовала $0 \leq \epsilon \leq 0,5\%$. Причиной появления площадки является наличие в исходной аустенитной структуре небольшой доли мартенсита, который переориентируется под действием напряжений.

Возможно для TiNi в НС состоянии (рис. 7, б) общая тенденция падения напряжения течения под действием тока обуславливается повышением подвижности дислокаций вследствие передачи им дополнительной энергии от электронов.

Уменьшение амплитуды повышений напряжения в никелиде титана в НС состоянии от импульсов тока с увеличением степени деформации связано с изменением соотношения аустенитной и мартенситной фаз, а также со стабилизацией одной из этих фаз.

Таким образом, в однофазном сплаве BT1-0 в отсутствии фазового превращения импульсный ток вызывает скачки напряжения (только спады), связанные с проявлением ЭПЭ. В двухфазном сплаве BT6 также наблюдаются только спады напряжений. В сплаве TiNi с наличием обратимого фазового превращения помимо спадов наблюдаются также скачки повышения напряжения, обусловленные ЭПФ. Электропластический эффект является структурно-чувствительным свойством сплавов. Измельчение зерен от десятков микрон до десятков и сотен нанометров уменьшает амплитуду скачков спадов напряжения в сплавах BT1-0 и BT6, а в сплаве TiNi сопровождается их полным исчезновением. Амплитуда скачков напряжения при введении импульсного электрического тока в сплав BT6 снижается в четыре раза в связи с наличием двух фаз и с уменьшением размера структурных составляющих сплава. Увеличение степени деформации никелида титана при растяжении с током приводит к постепенному затуханию скачков подъемов напряжения и росту скачков спадов напряжения. Для сплавов BT1-0 и BT6 увеличение степени деформации не влияет на амплитуду скачков напряжения вниз. Увеличение длительности импульса с 100 до 1000 мкс приводит к повышению амплитуды скачка спада напряжения для сплава BT1-0 с 15 до 85 МПа. В сплавах TiNi и BT6 скачки напряжения наблюдались только при длительности импульса 1000 мкс.

Выводы. Исследовано влияние исходного структурно-фазового состояния в различных сплавах и параметров импульсного тока на деформационное поведение при растяжении. Импульсный ток приводит к появлению на диаграмме растяжения скачков напряжения, связанных с проявлением электропластического эффекта или фазовым превращением. Показано, что амплитуда и направление скачков напряжения зависят от количества фаз, дисперсности микроструктуры, наличия мартенситных превращений в сплавах и длительности импульса тока.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. – М.: Наука, 1985. – 160 с.
2. Okazaki K., Kagawa M., Conrad H. // Scripta MET. 1978. Vol. 12. P. 1063 – 1068.
3. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработки и новые материалы / Ю.В. Баранов, О.А. Троицкий, Ю.С. Авраамов, А.Д. Шляпин. – М.: изд. МГИУ, 2001. – 844 с.
4. Фикс В.Б. Ионная проводимость в металлах и полупроводниках (Электроперенос). – М.: Наука, 1969. – 296 с.
5. Tittmann B.R., Bommel H.E. // Phys. Rev. Letters. 1956. № 14. P. 296.
6. Kojima H., Suzuki T. // Phys. Rev. Letters. 1968. № 21. P. 896.
7. Электростимулированная пластичность металлов и сплавов / В.Е. Громов, Л.Б. Зуев, Э.В. Козлов, В.Я. Целлермаер. – М.: Недра, 1996. – 280 с.
8. Buck O., Alers G.A., Tittmann B.R. // Scripta Met. 1970. № 4. P. 503.
9. Huffman G.P., Laust N. Fundamental Aspects of Dislocation Theory // NBS Spec. Publ. 1970. № 318. Vol. II. P. 1303.
10. Troitskii O.A. Electromechanical effect in metals // Zh. Eksp. Teor. Fiz. 1969. № 10 (1). P. 18 – 22.
11. Conrad H. Electroplasticity in metals and ceramics // Materials Science and Engineering. 2000. A287. P. 276 – 287.
12. Buck O., Alers G.A., Tittmann B.R. // Scripta Met. 1970. № 4. P. 503.
13. Huffman G.P., Laust N. Fundamental Aspects of Dislocation Theory // NBS Spec. Publ. 1970. № 318. Vol. II. P. 1303.
14. Soldatov V.P., Startsev V.I., Vainblat T.I. // Phys. Stat. Sol. 1970. Vol. 37. P. 47.
15. Столяров В.В., Угурчиев У.Х. Влияние импульсного тока на деформационное поведение наноструктурного сплава с памятью формы TiNi // Физика и техника высоких давлений. 2009. № 19(1). С. 92 – 96.
16. Stolyarov V.V. Deformation behavior at rolling and tension under current in TiNi alloy // ESOMAT-2009. No 06033 (2009). Режим доступа: http://www.esomat.org/index.php?option=com_toc&url=/articles/esomat/abs/2009/01/contents/contents.html
17. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
18. Stolyarov V.V., Zhu Y.T., Alexandrov I.V. et al. Grain refinement and properties of pure Ti, processed by warm ECAP and cold rolling // Materials Science and Engineering. A. 2003. V. 343. P. 43 – 50.
19. Колобов Ю.Р., Голосов Е.В., Иванов М.Б., Пенкин А.В. – В кн.: Разработка технологии получения полуфабрикатов из наноструктурного титана медицинского назначения // Международный форум по нанотехнологиям RusNanoTech-2008. Режим доступа: <http://rusnanotech08.rusnanoforum.ru/Post.aspx/Show/19288>
20. Столяров В.В. – В кн.: Машиностроение и инженерное образование. – М.: изд. МГИУ, 2010. № 2. С. 25 – 30.
21. Гегузин Я.Е. Живой кристалл. – М.: Наука, 1981. – 192 с.

© 2012 г. А.А. Федоткин, В.Э. Меденцов,
В.В. Столяров
Поступила 31 января 2012 г.

УДК 539.2

В.В. Кулагина¹, А.И. Потеев², А.А. Клопотов³, М.Д. Старостенков⁴

¹ Сибирский государственный медицинский университет

² Сибирский физико-технический институт им. акад. В.Д. Кузнецова

³ Томский архитектурно-строительный университет

⁴ Алтайский государственный технический университет

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ПЛАНАРНЫХ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ НА ТЕРМОДИНАМИЧЕСКУЮ УСТОЙЧИВОСТЬ ОТНОСИТЕЛЬНО СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СЛАБОУСТОЙЧИВОМ СОСТОЯНИИ СПЛАВОВ

Слабоустойчивые длиннопериодические наноразмерные состояния экспериментально наблюдаются в сплавах с ГЦК и ГПУ решетками, причем подавляющее большинство сплавов имеют решетку ГЦК, а состав сплавов находится в интервале от A_3B до AB [1 – 3]. По указанным причинам в качестве объекта исследования целесообразно выбирать бинарный сплав именно с ГЦК решеткой состава A_3B .

Основная цель настоящей работы – изучение влияния плотности периодических антифазных границ (т.е. слабоустойчивых длиннопериодических состояний) на устойчивость системы по отношению к структурно-фазовым превращениям.

Целесообразно рассмотреть образование слабоустойчивой длиннопериодической структуры (ДПС)

релаксационного типа [4 – 9]. Так как подавляющее большинство сплавов с ДПС обнаружено в ГЦК системах вблизи состава A_3B , то выберем в качестве объекта изучения модельный сплав типа Cu_3Au с базовой сверхструктурой $L1_2$. Для исключения эффектов перераспределения компонентов и влияния энтропийного фактора рассмотрение проведем при $T = 0$ К. В этом случае энергетическая выгодность ДПС по сравнению с базовой сверхструктурой будет обеспечиваться только модуляцией решетки в форме атомных смещений.

Решение этой задачи позволит не только проиллюстрировать взаимосвязь появления периодических антифазных границ (т.е. слабоустойчивых длиннопериодических состояний) и устойчивости системы по отношению к структурно-фазовым превращениям, но