

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА*

А.А. Федоткин, В.В. Столяров

Исследовано влияние структурно-фазового состояния технически чистого титана BT1-0 и сплава с эффектом памяти формы $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ и влияние импульсного тока на проявление электропластического эффекта в них. Показано, что от структурно-фазового состояния сплавов и режимов импульсного тока зависят амплитуда и направление скачков напряжения на диаграмме условных напряжений.

Ключевые слова: электропластический эффект, титановые сплавы, импульсный ток, эффект памяти формы, наноструктурное состояние.

Введение

Идея управления механическим поведением твердых тел с помощью электрического поля весьма перспективна и выглядит сравнительно просто реализуемой. В связи с этим исследователи проявляют большой интерес к проблеме электропластического эффекта (ЭПЭ) в проводящих материалах и к технологиям, основанным на одновременном или поочередном действии деформирования и импульсного тока [1–3]. К таким технологиям относятся электропластическая деформация и электроимпульсная обработка металлов и сплавов.

Физической основой данных технологий является ЭПЭ, или взаимодействие тока высокой плотности (10^8 – 10^9 А/м²) («электронного ветра») с дефектами кристаллической решетки при деформации материалов, а также возникновение сопутствующих эффектов: теплового эффекта Джоуля – Ленца и пинч-эффекта [4]. Предполагается, что эти эффекты отражают взаимодействие электронов и дислокаций в металлах. Впервые доказательство связи электронных свойств с динамикой дислокаций и внутренним трением было приведено в работе

[5]. Позднее было установлено, что и механические свойства зависят от электронного состояния металла [6–9].

Первоначально электропластический эффект был обнаружен в виде скачков напряжения при растяжении монокристаллов и крупнокристаллических чистых металлов [10]. В работах, посвященных феноменологии ЭПЭ, т.е. зависимости ЭПЭ от режимов деформирования и тока, структурная зависимость ЭПЭ металлов не исследовалась [11, 12]. Первые результаты в этом направлении были представлены в работах [13, 14]. Скачки напряжений были обнаружены в сплаве $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ с размером зерен менее 100 нм при растяжении и действии импульсного тока.

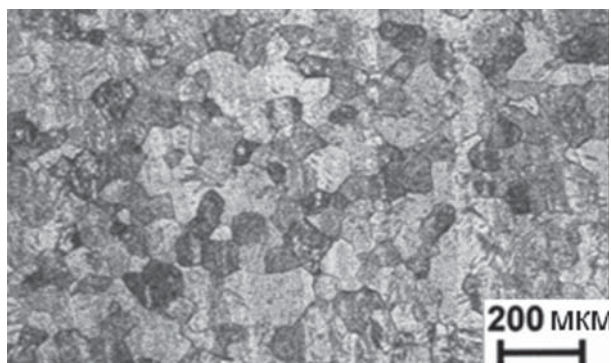
Однако влияние структурных особенностей самого материала (морфологии структурных элементов, типа границ и размера зерен, фазовых и полиморфных превращений и т.д.) на ЭПЭ остается пока не исследованным. Особую актуальность представляет изучение ЭПЭ в современных титановых сплавах (с памятью формы, наноструктурных и аморфных), деформационная обработка которых затруднена,

* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 11-08-00327-а) и Министерства образования и науки РФ (государственный контракт № 14.740.11.0825).

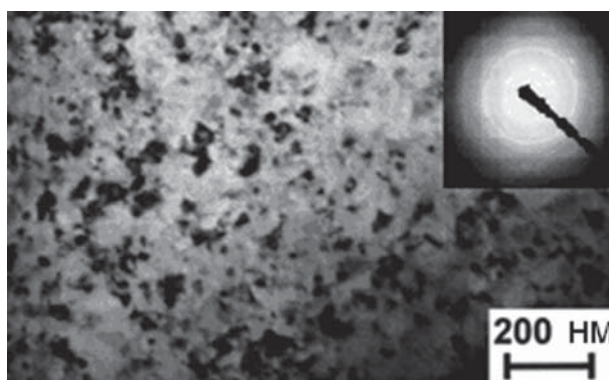
и возможность обработки этих сплавов, на использовании деформирования с током. В связи с этим целью работы является исследование особенности проявления ЭПЭ в зависимости от размера зерна и режимов импульсного тока в титановых сплавах различной природы.

Методы обработки исследуемых материалов

Исследования проводили на образцах никелида титана $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ с эффектом памяти формы (ЭПФ) и технически чистого титана BT1-0. Изучали два структурных состояния сплавов – крупнозернистое, полученное при закалке (отжиге), и наноструктурное, полученное при электропластической прокатке с последующим отжигом или равноканальным угловым прессованием (РКУП) в сочетании с холодной прокаткой. Выбор объектов исследования и их структурных состояний обусловлен отсутствием экспериментальных данных о влиянии электрического тока на проявление ЭПЭ и ЭПФ в наноструктурных материалах и данных о сравнении этих материалов с крупнозернистыми.



а



б

Рис. 1. Микроструктура сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ закаленного при температуре 700 °С в течение 1 ч (а) и после электропластической прокатки ($e=0,8$) + отжиг при температуре 400 °С в течение 1 ч (б)

Микроструктура сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ в исходном состоянии и после обработки приведена на рис. 1. Микроструктура закаленного сплава состоит из полиэдрических зерен со средним размером зерна 80 мкм и представляет собой пересыщенный твердый раствор никеля в упорядоченном интерметаллидном соединении $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ (В-2 аустенитная фаза).

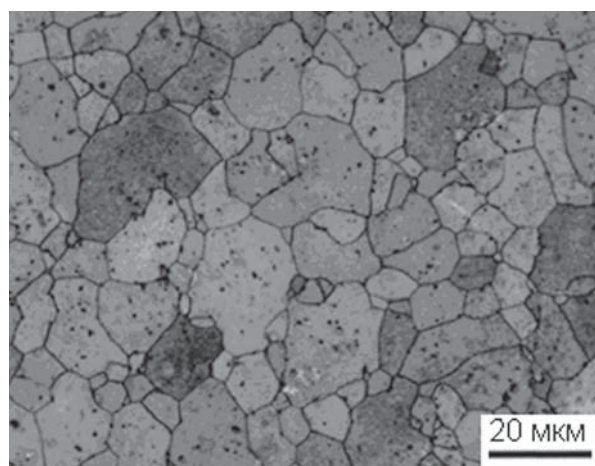
Истинную деформацию при прокатке e вычисляли по формуле

$$e = \ln (S_0 / S_k),$$

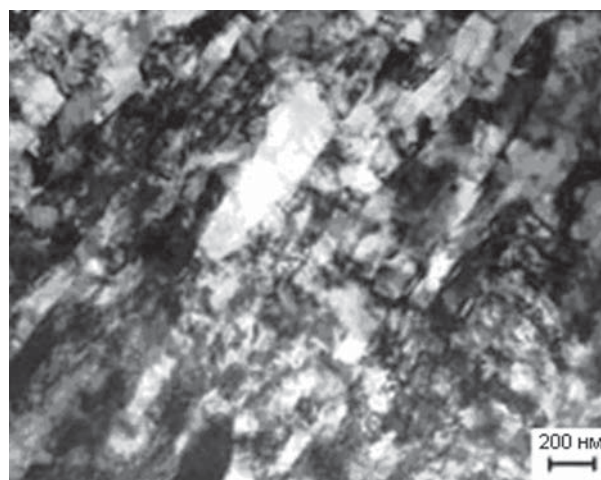
где S_0 и S_k – начальная и конечная площади поперечного сечения образца.

Технически чистый титан BT1-0 использовали в виде горячекатаного прутка диаметром 50 мм, структура которого в исходном состоянии поставки является крупнозернистой со средним размером зерна 15 мкм (рис. 2, а).

Для измельчения структуры прутки из BT1-0 подвергали тепловому РКУП [15, 16], а в процессе



а



б

Рис. 2. Микроструктура сплава BT1-0 после отжига при температуре 700 °С в течение 1 ч (а) и РКУП + холодная прокатка (б)

подготовки к РКУП – механической обработке до размера $\varnothing 40 \times 100$ мм. Теплое РКУП было выполнено за восемь проходов в интервале температур 400–450 °С по маршруту прессования, согласно которому заготовку после каждого прохода поворачивали на 90° вокруг продольной оси. Полученные прутки подвергали холодной прокатке до деформации 75 % и кратковременному низкотемпературному отжигу. В результате РКУП, прокатки и отжига была получена однородная по всему прутку наноструктура со средним размером зерна 0,1 мкм (см. рис. 2, б) [17,18].

Электропластическую прокатку проводили на установке, состоящей из прокатного стана, генератора импульсного тока (ГИТ) и осциллографа (рис. 3).

Многоходовую электропластическую прокатку проводили при комнатной температуре с постоянной скоростью прокатки 50 мм/с и регулируемом разовом обжатии по толщине 50 мкм. После каждого шага прокатки образцы охлаж-

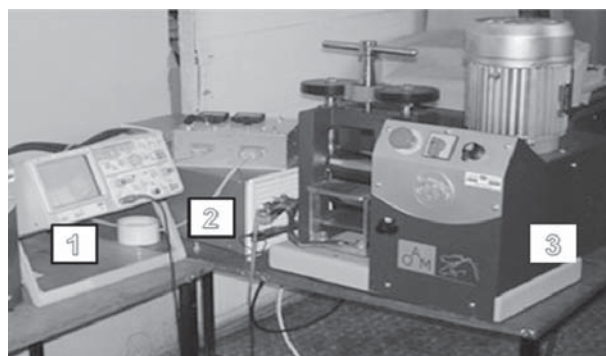
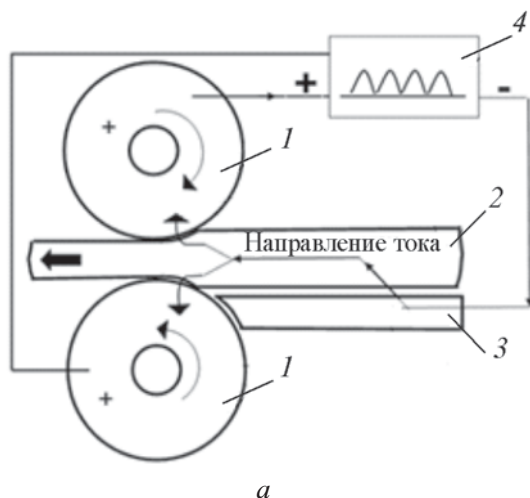


Рис. 3. Установка для электропластической прокатки:
1 – осциллограф; 2 – ГИТ; 3 – прокатный стан



а

дали в воде, чтобы предотвратить возможный деформационный нагрев. Плотность тока поддерживалась постоянной в ходе прокатки сплава путем уменьшения амплитуды импульса тока пропорционально уменьшению площади поперечного сечения образца. Образцы для электропластической прокатки представляли собой пластины размером $2 \times 7 \times 130$ мм (рис. 4).

На рис. 5 показана схема подвода тока и осциллограмма тока при электропластической прокатке.

Подвод импульсного тока осуществляли от отрицательного полюса ГИТ 4 к подающему столу 3. Далее ток через образец 2 передавался на валки 1, а от положительных полюсов на валках – обратно к ГИТ.

Электропластическую прокатку проводили при следующих параметрах: плотности тока $j = 120$ А/мм², длительности импульса $\tau = 100$ мкс и частоте импульсов $F = 1000$ Гц. Данные параметры подобраны эмпирически и приняты как оптимальные, так как именно при этих параметрах повышается деформируемость материала и не происходит заметного выде-

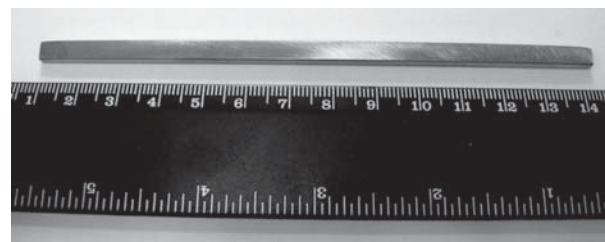
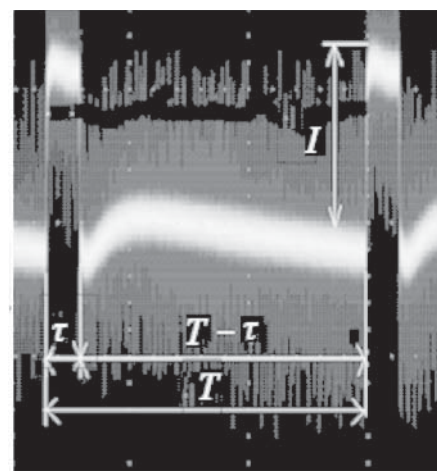


Рис. 4. Образец для электропластической прокатки



б

Рис. 5. Схема подвода тока (а) и осциллограмма тока (б) при электропластической прокатке:
1 – валки; 2 – образец; 3 – подающий стол; 4 – ГИТ;
 T , τ , I – период, длительность и амплитуда импульса тока

ления джоулевой теплоты, способной внести какие-либо изменения в структуру материала.

Статические испытания на растяжение с применением импульсного тока проводили для выявления особенностей ЭПЭ и(или) ЭПФ (скачки напряжений) в исследуемых сплавах и определения их механических свойств в различных структурных состояниях. Испытания проводили при комнатной температуре на горизонтальной разрывной машине ИР 5081-20 со скоростью растяжения 0,5 мм/мин, которая подключена к ГИТ для пропускания импульсного тока через образец. На основе различных литературных источников были выбраны следующие параметры тока: плотность $j = 1500 \text{ А/мм}^2$, длительность импульса $\tau = 100$ и 1000 мкс [13]. Для определения параметров тока использовали осциллограф. Схема подвода тока при растяжении образца представлена на рис. 6.

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

Исследовали два структурных состояния образцов: крупнозернистое (КЗ) после закалки для $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ и отжига для ВТ1-0; наноструктурное (НС) после электропластической прокатки с последующим отжигом для $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ и РКУП+холодная прокатка для ВТ1-0.

Экспериментальные результаты

Рассмотрим механическое поведение чистого титана при растяжении. На рис. 7, а, б приведены диаграммы условных напряжений σ – ϵ образца сплава ВТ1-0 в КЗ-состоянии без подачи и с подачей импульсов тока.

Подача импульсов тока приводит к появлению скачков напряжения, амплитуда которых

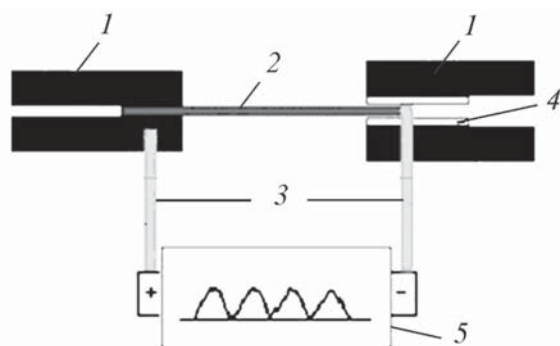


Рис. 6. Схема подвода тока при растяжении образца:

1 – захваты; 2 – образец; 3 – шины для подвода тока; 4 – изоляционный материал; 5 – ГИТ

$\Delta\sigma$ при увеличении длительности импульса от 100 до 1000 мкс увеличивается с 15 до 85 МПа. При подаче импульсов тока наблюдается мгновенный спад напряжения, а затем быстрое, но более плавное его восстановление.

Из сравнения двух кривых, приведенных на рис. 7, видно, что применение импульсного тока значительно снижает напряжение течения и предел прочности металла (с 390 до 270 МПа). Причем спад напряжения начинается при деформации $\epsilon = 1 \%$ и подаче импульсов тока длительностью 100 мкс.

Несмотря на спад напряжения течения, пластичность сплава не изменяется: относительное удлинение до разрушения при деформации с подачей и без подачи импульсов тока составляет приблизительно 20 %.

На рис. 8, а, б приведены диаграммы σ – ϵ образца из сплава ВТ1-0 в НС-состоянии без подачи и с подачей импульсов тока.

Поскольку подача импульсов тока длительностью 100 мкс не вызвала видимых изменений на диаграмме напряжений образца, то длительность импульсов была увеличена до 1000 мкс, в результате чего были обнаружены скачки напряжения. Отметим, что если для образца в КЗ-состоянии амплитуда скачка напряжения составляла 85 МПа, то для образца в НС-состоянии – только 20 МПа.

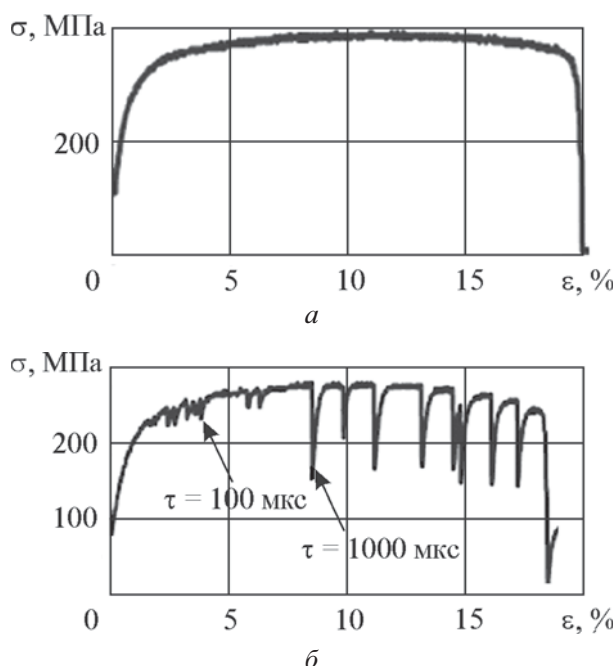


Рис. 7. Диаграммы σ – ϵ образца ВТ1-0 в КЗ-состоянии без подачи (а) и с подачей импульсов тока при $\tau = 100$; 1000 мкс (б)

Из рис. 8, б видно, что при подаче импульсов тока напряжение течения и предел прочности образца также снижаются, но заметно меньше, чем для образца в КЗ-состоянии (на 100 МПа). При этом увеличения пластичности не наблюдалось, как и для образца в КЗ-состоянии. При растяжении образца без подачи и с подачей импульсов тока его разрушение происходило приблизительно при одной и той же деформации – при $\varepsilon = 6\%$.

Рассмотрим деформационное поведение сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$. На рис. 9, а, б представлены типичные диаграммы σ – ε образца сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ в КЗ-состоянии при его растяжении без подачи и с подачей импульсов тока.

После закалки сплава на кривой деформации без тока при напряжениях 200–250 МПа появляется горизонтальная площадка, соответствующая $\varepsilon = 1,0...5,5\%$, которая соответствует также фазовому превращению аустенита в мартенсит. Появление этой площадки свидетельствует о потенциальной возможности проявления ЭПФ

сплавом (см. рис. 9, а). Наклоны кривой до горизонтальной площадки и после нее различны и характеризуют модули Юнга материала в аустенитной и мартенситной структурах. Отметим, что при малых напряжениях (менее 50 МПа) на кривых всегда наблюдали дополнительные горизонтальные площадки, длина которых соответствовала $0 \leq \varepsilon \leq 0,5\%$.

При растяжении аналогичного образца с подачей импульсов тока на диаграмме условных напряжений появляются скачки напряжения вверх и вниз (см. рис. 9, б). Скачки напряжения вверх, свидетельствующие о росте напряжений, наблюдали только в области площадки фазового превращения. При подаче импульсов тока наблюдали также общий рост напряжений в этой области, хотя фазовое превращение в отсутствие импульсного тока происходит без изменения напряжения. Разрушение образцов также происходит при одном и том же относительном удлинении, но с заметной разницей в их напряжениях разрушения.

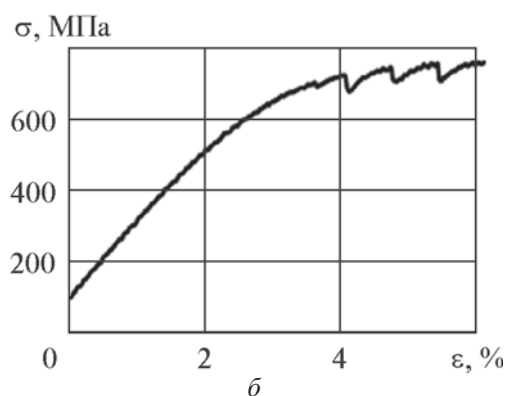
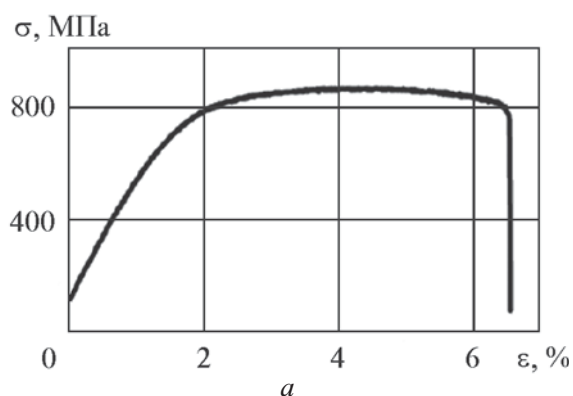


Рис. 8. Диаграммы σ – ε образца из сплава ВТ1-0 в НС-состоянии без подачи (а) и с подачей импульсов тока при $\tau = 1000$ мкс (б)

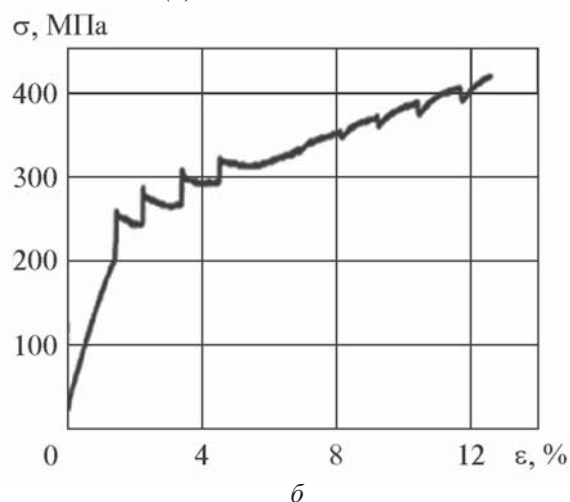
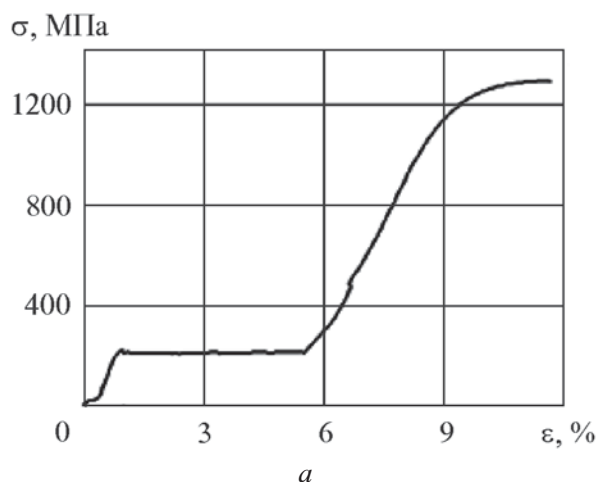


Рис. 9. Диаграмма σ – ε образца из сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ в КЗ-состоянии без подачи (а) и с подачей импульсов тока при $\tau = 1000$ мкс (б)

На рис. 10, а, б представлены диаграммы σ – ε образца из никелида титана в НС-состоянии без подачи и с подачей импульсов тока.

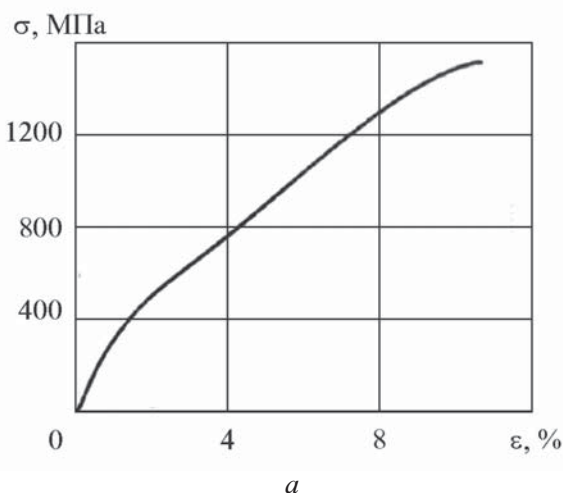
На диаграммах σ – ε для образца $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ в НС-состоянии прослеживается тенденция уменьшения напряжения течения и напряжения разрушения (с 1500 до 900 МПа), хотя наблюдается и увеличение относительного удлинения образца (с 11 до 16 %). На диаграмме σ – ε с подачей импульсов тока наблюдаются скачки напряжения, которые отсутствуют на диаграмме σ – ε без подачи импульсов тока (см. рис. 10, б). Наблюдаемые скачки напряжения свидетельствуют об увеличении напряжений в образце под действием импульсов тока. С ростом деформации скачки уменьшаются.

Амплитуды скачков напряжения также отличаются для различных структурных состояний материала образца. Если для образца в КЗ-состоянии скачки напряжения вверх составляли 50 МПа, то для образца в НС-состоянии – 25 МПа. Скачки напряжения вниз для образца в КЗ-состоянии составляли 20 МПа, а для образца в НС-состоянии полностью отсутствовали (см. таблицу).

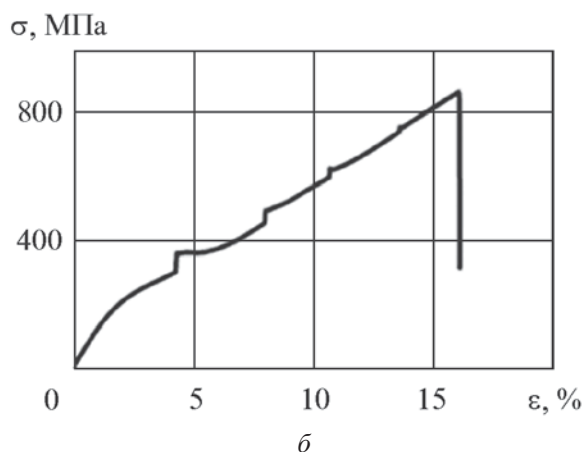
Абсолютный и относительный ЭПЭ
в титановых сплавах

Сплав	Средний размер зерна, мкм	$\Delta\sigma^*$, МПа	$(\Delta\sigma/\sigma) \cdot 100$, %
BT1-0	20	85	42
	0,25	20	6
$\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$	50	20	5
	0,1	–	0

*При $\tau = 1000$ мкс.



а



б

Рис. 10. Диаграмма σ – ε для образца из $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ в НС-состоянии без подачи (а) и с подачей импульсов тока при $\tau = 1000$ мкс (б)

Обсуждение результатов

В технически чистом титане в отсутствие фазового превращения на диаграмме напряжений наблюдаются скачки напряжения только вниз, амплитуда которых зависит как от длительности импульса тока, так и от среднего размера зерна. При увеличении длительности импульса ЭПЭ повышается; при уменьшении размера зерна ЭПЭ снижается и для образца в НС-состоянии наблюдается только при $\tau = 1000$ мкс (см. рис. 7). Характер влияния длительности импульса на амплитуду $\Delta\sigma$ является типичным и объясняется зависимостью амплитуды $\Delta\sigma$ от количества электронов, воздействующих на дислокацию в единицу времени [19].

Влияние размера зерна титанового сплава при переходе от КЗ-состояния к НС-состоянию на амплитуду $\Delta\sigma$ связано с уменьшением длины свободного пробега дислокации, которая в соответствии с дислокационной теорией пластичности пропорциональна размеру зерна. В связи с этим относительная длина свободного пробега дислокаций при переходе от КЗ-состояния к НС-состоянию титанового сплава уменьшается в 10 раз (для $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ – до 20 раз). Этот факт подтверждает дислокационный механизм ЭПЭ и его структурную чувствительность к размеру зерна.

Другой особенностью деформационных кривых при подаче тока является значительное снижение напряжений течения практически при неизменном относительном удлинении образца до разрушения.

В сплаве $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ при наличии фазового превращения роль импульсного тока является более сложной. В никелиде титана, находя-

щемся в КЗ-состоянии, как и в чистом титане, на диаграмме напряжений наблюдаются скачки напряжения вниз, что свидетельствует о проявлении ЭПЭ (см. рис. 9). В отличие от чистого титана их амплитуда растет с увеличением деформации. Это связано с влиянием двух эффектов (ЭПФ и ЭПП) на амплитуду $\Delta\sigma$ на диаграмме σ - ε . В точке, соответствующей $\varepsilon = 6\%$, суммарное действие двух эффектов равно нулю, что подтверждается отсутствием скачка напряжения при подаче импульсов тока.

Наиболее важной отличительной особенностью никелида титана по сравнению с чистым титаном является появление скачков напряжения вверх за пределом упругости, природа которых связана с обратимым фазовым превращением «аустенит $\leftrightarrow$ мартенсит» (см. рис. 9). При этом скачки напряжения вверх затухают с увеличением деформации при одних и тех же параметрах тока, а скачки напряжения вниз, наоборот, начинают проявляться в большей степени. При деформации $\varepsilon = 6\%$ импульс тока не вызвал соответствующего скачка напряжения. По-видимому, ток способствует проявлению двух эффектов (ЭПЭ и ЭПФ) одновременно, которые вследствие разнонаправленности скачков напряжений компенсируют друг друга. В общем случае их вклад в значение амплитуды $\Delta\sigma$ с увеличением деформации и количества аустенита будет различным в каждый момент времени.

При малых напряжениях (менее 50 МПа) на диаграммах σ - ε для $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ в КЗ-состоянии после закалки всегда наблюдали дополнительную горизонтальную площадку в интервале деформаций $0 \leq \varepsilon \leq 0,5\%$. Причиной появления площадки является, скорее всего, наличие двухфазной смеси «аустенит + мартенсит (R-фаза)», в которой небольшое количество мартенсита переориентируется под действием напряжений.

Возможно для $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ в НС-состоянии (см. рис. 10) общая тенденция падения напряжения течения под действием тока обусловлена увеличением подвижности дислокаций вследствие передачи им дополнительной энергии от электронов.

Уменьшение амплитуды скачков напряжения вверх для никелида титана в НС-состоянии при подаче импульсов тока с увеличением деформации связано с изменением соотношения аустенитной и мартенситной фаз, а также со

стабилизацией одной из этих фаз.

Скачки напряжения вниз для $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ в КЗ-состоянии составляли 20 МПа, а в НС-состоянии полностью отсутствовали, что свидетельствует об уменьшении длины свободного пробега дислокаций до критических размеров, когда их движение сведено к минимуму или полностью отсутствует (см. таблицу).

Заключение

Показано, что электропластический эффект при растяжении в чистом титане и титановом сплаве $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ является структурно-чувствительным свойством, зависящим от дисперсности структуры и режимов тока. Измельчение зерен и уменьшение длительности импульсов тока в обоих сплавах уменьшает амплитуду скачков напряжения вниз на диаграмме.

В сплаве $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ с памятью формы введение тока при растяжении приводит к дополнительным скачкам напряжения вверх, обусловленным обратимым термоупругим мартенситным превращением.

Импульсный ток при растяжении образцов исследуемых титановых сплавов снижает напряжения течения и практически не влияет на пластичность.

Список литературы

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. Баранов Ю.В. и др. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы. – М.: МГИУ, 2001. – 844 с.
4. Фикс В.Б. Ионная проводимость в металлах и полупроводниках. – М.: Наука, 1969. – 296 с.
5. Tittmann, B.R., Bommel, H.E. Amplitude-Dependent Ultrasonic Attenuation in Superconducting Lead // Physical Review. 1966. Vol. 151. Issue 1. P. 178–189
6. Kojima, H., Suzuki, T. Electron Drag and Flow Stress in Niobium and Lead at 4.2K // Phys. Rev. Lett. 1968. No. 21. P. 896–904.
7. Громов В.Е., Зуев Л.Б., Козлов Э.В., Целлермаер В.Я. Электростимулированная пластичность металлов и сплавов. — М.: Недра, 1996. — 280 с.

8. *Buck, O., Alers, G.A., Tittmann, B.R.* Dislocation Inertial Model for the Increased Plasticity of the Superconducting State // Scripta Met. 1970. No. 4. P. 503–512.
9. *Huffman, G.P., Louat, N.* Fundamental aspects of dislocation theory / Eds. J.A. Simmons, R. de Wit and R. Bullough: NBS spec. publ. 1970. No. 317. Vol. 2. P. 1303–1309.
10. *Troitskii, O.A.* Electromechanical effect in metals // Zh. Eksp. Teor. Fiz. 1969. No. 10 (1). P. 18–22.
11. *Conrad, H.* Electroplasticity in metals and ceramics // Materials Science and Engineering. 2000. A 287. P. 276–287.
12. *Soldatov, V. P., Startsev, V. I., Vainblat, T. I.* Effect of the superconducting transition on the creep of lead. Phys. Stat. Sol. 1970. Vol. 37. No. 1. P. 47–51.
13. *Столяров В.В., Узурчиев У.Х.* Влияние импульсного тока на деформационное поведение наноструктурного сплава с памятью формы TiNi // ФТВД. 2009. Т. 19. № 1. С. 92–96.
14. *Stolyarov, V.V.* Deformation behavior at rolling and tension under current in TiNi alloy // ESOMAT-2009. No. 06033 (2009). URL: http://www.esomat.org/index.php?option=com_toc&url=/articles/esomat/abs/2009/01/contents/contents.html (дата обращения: 03.02.2011).
15. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
16. *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. 2003. Vol. 343. P. 43–50.
17. *Колобов Ю.Р., Голосов Е.В., Иванов М.Б., Пенкин А.В.* Разработка технологии получения полуфабрикатов из наноструктурного титана медицинского назначения // Международный форум по нанотехнологиям RusNanoTech-2008. URL: <http://rusnanotech08.rusnanoforum.ru/Post.aspx/Show/19288> (дата обращения 03.02.2011).
18. *Столяров В.В.* Трибологическое поведение наноструктурных и крупнозернистых металлических материалов // Машиностроение и инженерное образование. 2010. № 2. С. 25–30.
19. *Гегузин Я.Е.* Живой кристалл. – М.: Наука, 1981. – 192 с.

Материал поступил в редакцию 04.10.2011

**ФЕДОТКИН
Алексей Алексеевич**

E-mail: wazzap5@rambler.ru
Тел.: +7 (495) 623-42-37

Младший научный сотрудник Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, аспирант первого года обучения ФГБОУ ВПО «МГИУ». Сфера научных интересов – физическое материаловедение, теоретическая физика. Автор восьми научных работ.

**СТОЛЯРОВ
Владимир
Владимирович**

E-mail: vlstol@mail.ru
Тел.: +7 (495) 623-42-37

Доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН. Сфера научных интересов – физическое материаловедение, наноструктурные материалы. Автор более 250 научных работ.