

УДК 620.172.251.222:621.315.55

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ СПЛАВАХ

© В. В. Столяров¹*Статья поступила 25 марта 2015 г.*

Исследовано влияние структурно-фазового состояния нанокристаллических и аморфных сплавов и режимов импульсного тока при их растяжении на электропластический эффект. Показано, что уменьшение размера зерен до наноразмеров, появление вторых фаз и аморфизация в сплавах приводят к уменьшению или полному исчезновению электропластического эффекта. Введение импульсов тока при растяжении образцов сплавов с обратимым термоупругим мартенситным превращением подавляет на диаграмме растяжения скачки напряжения вниз, вызванные электропластическим эффектом, но активизирует скачки напряжения вверх, связанные с эффектом памяти формы.

Ключевые слова: электропластический эффект; эффект памяти формы; импульсный ток; наноструктура; аморфные сплавы.

Хорошо известно, что совместное действие пластической деформации и электрического тока большой плотности ($\sim 10^3$ А/мм²) приводит к снижению приложенных напряжений. Данное явление называется электропластическим эффектом (ЭПЭ) [1]. Он проявляется в скачкообразном сбросе напряжений на кривой растяжения при прохождении через образец одиночного импульса тока, при этом тепловой эффект и тепловая дилатация образцов практически отсутствуют. Предполагается, что преимущественным механизмом ЭПЭ является взаимодействие электронов с дислокациями, в результате которого происходит релаксация напряжений в областях скопления линейных дефектов в кристалле [2]. Электропластический эффект достаточно полно исследован в моно- и крупнозернистых (КЗ) однофазных металлах [3]. Показано, что он проявляется лишь во время пластической деформации материала, а величина ЭПЭ по отношению к напряжению течения варьируется от нескольких процентов для крупнозернистых поликристаллов до десятков процентов для монокристаллов [1]. Однако ЭПЭ в современных материалах, например, ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавах [4, 5], изучен мало, а в аморфных сплавах — практически не известен. Особый интерес представляет исследование влияния на ЭПЭ таких структурных факторов, как размер зерен, фазовый состав. В данной работе представлены экспериментальные данные, полученные при деформации растяжением в условиях прохождения импульсного тока через материалы с разной микроструктурой (аморфные, нанокристаллические), а также сплавы,

испытывающие мартенситные превращения в области комнатных температур.

Исследовали следующие материалы: технически чистый титан ВТ1-0, сплавы с памятью формы на основе TiNi в аустенитном (Ti_{49,3}Ni_{50,7}) и мартенситном (Ti₅₀Ni₅₀) состояниях, сплавы с КЗ (до 50 мкм), УМЗ (менее 1 мкм) и нанокристаллической (НК) (менее 100 нм) структурами. КЗ состояния в сплавах получены термической обработкой (отжиг или закалка), а УМЗ и наноструктурные — деформационными методами (РКУП [6], многосторонней ковкой [7] и прокаткой с током [8]). Кроме того, исследовали быстрозакаленные сплавы (БЗС) Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅, Fe₇₈Si₁₃B₉ с аморфной структурой. Образцы сплавов подвергали растяжению без тока и с током плотностью $j = 100 - 1500$ А/мм² и длительностью импульса $\tau = 100 - 1000$ мкс.

На диаграммах растяжения кристаллических сплавов при прохождении через них импульсов тока появляются скачки напряжений вниз, связанные с ЭПЭ (рис. 1). Амплитуда скачков зависит от плотности и длительности импульса тока, а также от размера зерен в структуре сплавов. Например, в однофазном КЗ титане, отожженном при 700 °С, при плотности тока $j = 1500$ А/мм² она увеличивается в 4–5 раз с увеличением длительности импульса от 100 до 1000 мкс (см. рис. 1, а).

В УМЗ титане, полученном теплым РКУП, при той же плотности тока и длительности импульса 100 мкс скачки напряжения не регистрируются и наблюдаются только при $\tau \geq 1000$ мкс (см. рис. 1, б). Видно также, что амплитуда скачка чувствительна к структурному состоянию: уменьшается с уменьшением размера зерен от 100–150 МПа в КЗ состоянии (см. рис. 1, а) до 25–50 МПа в УМЗ состоянии (см. рис. 1, б).

¹ Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия; Национальный исследовательский ядерный университет (МИФИ), Москва, Россия; Московский государственный машиностроительный университет (МАМИ), Москва, Россия; e-mail: vlstol@mail.ru

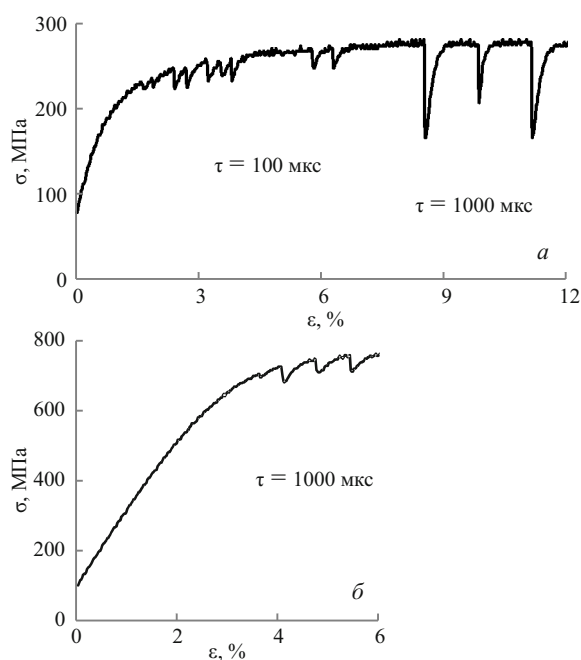


Рис. 1. Кривые растяжения титана при прохождении через него тока ($j = 1500 \text{ А/мм}^2$): а и б — КЗ и УМЗ структуры

Аналогичная тенденция снижения ЭПЭ с уменьшением размера зерен наблюдается и для сплава ВТ6 с двухфазной ($\alpha + \beta$) структурой (рис. 2). Однако при одинаковых параметрах импульсного тока величина ЭПЭ в сплаве ВТ6 существенно меньше, чем в чистом титане: скачки напряжения даже при наибольших плотностях ($j = 1500 \text{ А/мм}^2$) и длительности ($\tau = 1000 \text{ мкс}$) импульса тока имеют заметно меньшую амплитуду и составляют порядка 15 и 5 МПа соответственно в КЗ (после отжига) и УМЗ (после многостороннейковки) состояниях (см. рис. 2).

Особый интерес представляет ЭПЭ в сплавах с фазовым превращением, протекающим в области температур, близких к комнатным. Примером таких материалов является сплав с памятью формы TiNi, в котором в зависимости от химического состава в интервале температур — 150 – 100 °С происходит обратимое термоупругое превращение аустенита в мартенсит, и обратно.

Впервые было обнаружено, что на кривой растяжения КЗ сплава $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$, через который пропускали импульсный ток, появляются скачки напряжений не только вниз, но и вверх (рис. 3). При этом с увеличением плотности тока амплитуда скачков вверх повышается, а амплитуда скачков вниз остается неизменной. Другой особенностью данного сплава является наличие на кривой растяжения области (окружена на рис. 3), в которой скачки напряжения отсутствуют несмотря на введение одиночного импульса в этом месте.

На кривой растяжения с пропуском тока НК сплава $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ появляются скачки напряжения вверх с уменьшающейся по мере увеличения деформации амплитудой (рис. 4).

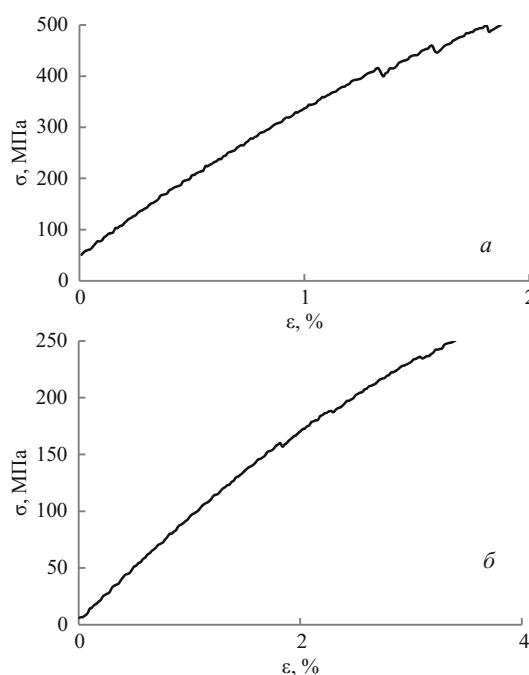


Рис. 2. Кривые растяжения сплава ВТ6 при прохождении через него тока ($j = 1500 \text{ А/мм}^2$): а и б — КЗ и УМЗ структуры

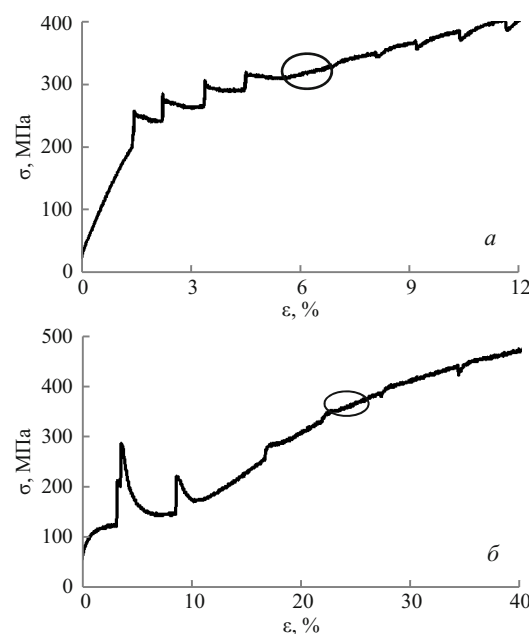


Рис. 3. Кривые растяжения КЗ сплава $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ при прохождении через него тока плотностью j , равной 15000 А/мм^2 (а) и 3000 А/мм^2 (б)

Рассмотрим ЭПЭ в быстрозакаленных сплавах с исходно аморфной структурой. При воздействии одиночных импульсов $j = 600 \text{ А/мм}^2$, $\tau \leq 800 \text{ мкс}$ на сплав $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ ЭПЭ на кривой растяжения практически не наблюдается (рис. 5, а). Однако после кристаллизационного отжига на кривой появляются значительные по амплитуде скачки напряжения вниз (рис. 5, б).

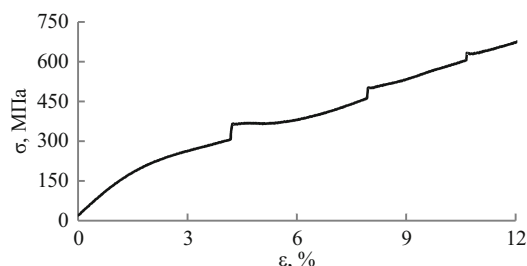


Рис. 4. Кривая растяжения с пропусканием тока НК сплава $\text{Ti}_{49,3}\text{Ni}_{50,7}$ ($j = 1500 \text{ А/мм}^2$)

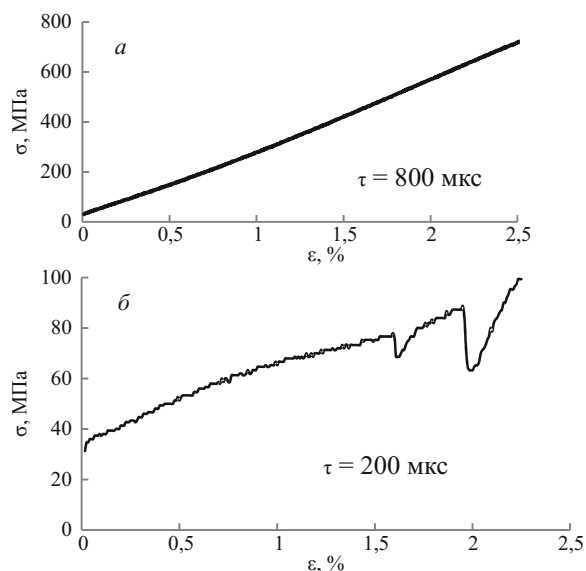


Рис. 5. Кривые растяжения с пропусканием тока ($j = 600 \text{ А/мм}^2$) БЗС $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$: а и б — до отжига и после отжига

Аналогичный ЭПЭ характерен для БЗС $\text{Fe}_{78}\text{Si}_{13}\text{B}_9$: при $j = 350 \text{ А/мм}^2$ скачки напряжения отсутствуют при коротких ($\tau \leq 100 \text{ мкс}$) импульсах тока (рис. 6, а), но появляются при увеличении длительности импульса от 150 до 1000 мкс (рис. 6, б). При этом амплитуда скачков вниз увеличивается с 10 до 50 МПа с увеличением длительности импульса.

Приведенные результаты показывают чувствительность ЭПЭ к структуре и фазовому составу исследуемых материалов. Прежде всего это относится к влиянию размера зерен на ЭПЭ. В кристаллических титановых сплавах (ВТ1-0 и ВТ6) уменьшение размера зерен от нескольких десятков микрон до нескольких долей микрона ведет к многократному уменьшению амплитуды скачка напряжения и, следовательно, величины ЭПЭ (см. рис. 1 и 2). Увеличение числа фаз также снижает ЭПЭ. Так, наличие 20 % объемной доли зернограницной β -фазы в $(\alpha + \beta)$ -сплаве ВТ6 уменьшает ЭПЭ по отношению к ЭПЭ однофазного сплава ВТ1-0 как в КЗ (см. рис. 1, а и 2, а), так и в УМЗ (см. рис. 1, б и 2, б) состояниях.

Поскольку один из механизмов электропластического эффекта реализуется за счет взаимодействия

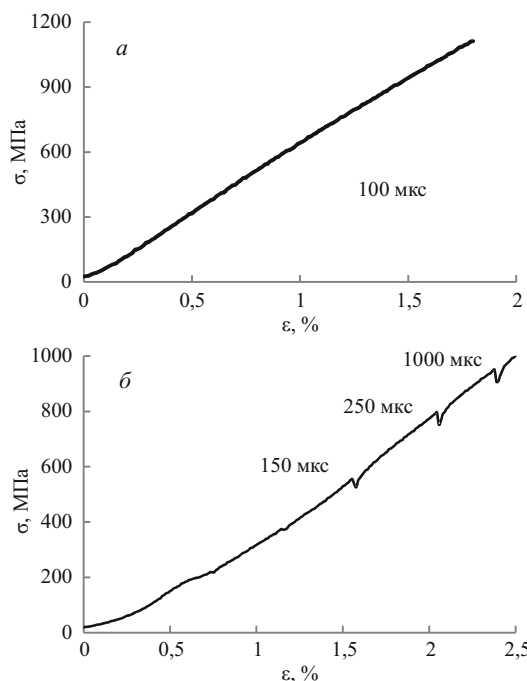


Рис. 6. Кривые растяжения с пропусканием тока ($j = 350 \text{ А/мм}^2$) БЗС $\text{Fe}_{78}\text{Si}_{13}\text{B}_9$: а — $\tau \leq 100 \text{ мкс}$; б — $\tau \geq 150 \text{ мкс}$

свободных электронов с дислокациями [2], то наблюдаемая зависимость ЭПЭ от степени дисперсности структурных элементов и многофазности сплава хорошо объясняется способностью зарождения внутризеренных дислокаций и их мобильностью, которые резко падают с уменьшением зерен до наноразмеров, и наличием межфазных границ.

Исследование ЭПЭ сплава TiNi с фазовым превращением показало, что при введении импульса тока направление скачка напряжения может быть не только вниз, но и вверх (см. рис. 3, а). Более того, измельчение структуры сплава приводит к исчезновению скачков вниз и появлению скачков только вверх (см. рис. 3, б). Анализ природы скачков напряжений на кривой растяжения сплава TiNi позволил установить, что направление и амплитуда скачка определяются суммой двух разных по знаку эффектов — ЭПЭ (скачок вниз) и эффекта памяти формы (скачок вверх). Последний обусловлен повышением напряжения течения фазы В2 в момент обратного мартенситного превращения $\text{B19}' \rightarrow \text{B2}$, вызванного тепловым эффектом тока [9]. Поскольку в наноструктурном состоянии ЭПЭ заметно меньше эффекта памяти формы или даже близок к нулю, то результатом является скачок напряжения вверх. Для никелида титана в НС состоянии уменьшение амплитуды повышений напряжения от импульсов тока с увеличением степени деформации связано с изменением соотношения аустенитной и мартенситной фаз, а также со стабилизацией одной из этих фаз (см. рис. 4).

В быстрозакаленных сплавах $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$, $\text{Fe}_{78}\text{Si}_{13}\text{B}_9$, как следует из рис. 5 и 6, ЭПЭ отсутствует в аморфном состоянии и проявляется в кристалличе-

ском состоянии, полученном либо отжигом в печи, либо пропусканием импульсов тока большой длительности. Этот факт хорошо согласуется с уменьшением и исчезновением ЭПЭ в нанокристаллических структурах. Действительно, из-за отсутствия в аморфных материалах свободных дислокаций в областях с ближним порядком ЭПЭ не наблюдается. Напротив, кристаллизация сплавов при отжиге или за счет теплового эффекта тока способствует появлению дислокаций, а значит, и проявлению ЭПЭ.

Режимы и вид тока также влияют на ЭПЭ. Поскольку повышение плотности тока и длительности импульса увеличивают энергию импульса, то эти параметры повышают амплитуду скачков напряжения. По этой же причине переход от одиночных импульсов к многоимпульсному току приводит к такому же эффекту. Например, ранее для сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ было показано, что тепловой эффект при использовании многоимпульсного тока длительностью до 1 мс может приводить к более значительным скачкам напряжения (рис. 7), чем при применении одиночных импульсов [10].

Таким образом, исследовано влияние исходного структурно-фазового состояния различных сплавов и параметров импульсного тока на деформационное поведение этих сплавов 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.

ЛИТЕРАТУРА

1. Conrad H. Electroplasticity in metals and ceramics / Mater. Sci. Engin. 2000. A287. P. 276 – 287.
2. Sprecher A. F., Mannan S. L., Conrad H. On the mechanisms for the electroplastic effects in metals / Acta Met. 1986. Vol. 34. N 7. P. 1145 – 1162.
3. Троицкий О. А., Баранов Ю. В., Авраамов Ю. С., Шляпин А. Д. Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технология, структура и свойства). В 2-х томах. Т. 1. — М. – Ижевск: Институт компьютерных технологий, 2004. — 590 с.
4. Stolyarov V. V. Electroplastic effect in nanostructured titanium alloys / Rev. Adv. Mater. Sci. 2012. Vol. 31. P. 14 – 34.
5. Столяров В. В. Особенности диаграмм растяжения сплавов с памятью формы при воздействии тока / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 9. С. 64 – 67.
6. Stolyarov V. V., Valiev R. Z. Production of metastable ultrafine-grained alloys by equal-channel angular pressing / Russian Metallurgy (Metally). 2004. N 2. P. 110 – 115.
7. Zherebtsov S., Salishchev G., Galeyev R., Maekawa K. Mechanical properties of Ti–6Al–4V titanium alloy with submicrocrystalline structure produced by severe plastic deformation / Mater. Trans. 2005. Vol. 46. N 9. P. 2020 – 2025.
8. Столяров В. В., Угурчиев У. Х., Трубицына И. Б., Прокошкин С. Д., Прокофьев Е. А. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi / Физика и техника высоких давлений. 2006. Т. 16. № 4. С. 48 – 51.

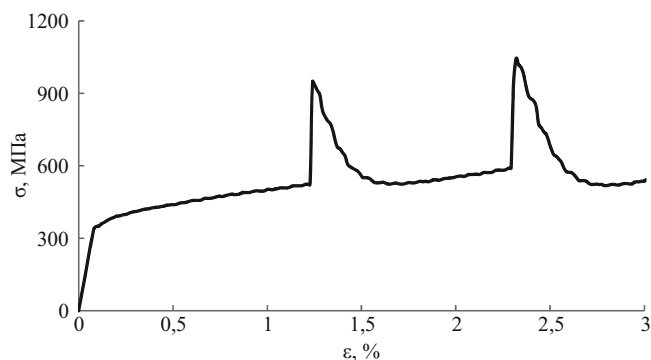


Рис. 7. Кривая растяжения с воздействием многоимпульсного тока НС сплава $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$

9. Угурчиев У. Х., Пантелеев И. А., Плехов О. А., Наймарк О. Б., Столяров В. В. Тепловые эффекты при электропластической деформации и растяжении сплава TiNi: сб. тез. «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов». 2009. С. 123.
10. Stolyarov V. Structure refinement and electropulse current effect on mechanical properties of shape memory TiNi alloy / Trans. Tech. Publ. Switzerland. Materials Science Forum. 2010. Vol. 633 – 634. P. 595 – 603.

REFERENCES

1. Conrad H. Electroplasticity in metals and ceramics / Mater. Sci. Engin. 2000. A287. P. 276 – 287.
2. Sprecher A. F., Mannan S. L., Conrad H. On the mechanisms for the electroplastic effects in metals / Acta Met. 1986. Vol. 34. N 7. P. 1145 – 1162.
3. Troitskiy O. A., Baranov Yu. V., Avraamov Yu. S., Shlyapin A. D. Fizicheskie osnovy i tekhnologii obrabotki sovremennykh materialov (teoriya, tekhnologiya, struktura i svoystva) [Physical bases and technologies of treatment of modern materials]. In 2 vols. Vol. 1. — Moscow – Izhevsk: Izd. Inst. Computer Technol., 2004. — 590 p. [in Russian]
4. Stolyarov V. V. Electroplastic effect in nanostructured titanium alloys / Rev. Adv. Mater. Sci. 2012. Vol. 31. P. 14 – 34.
5. Stolyarov V. V. Osobennosti diagramm rastyazheniya spлавov s pamyat'yu formy pri vozdeystvii toka [Features of the tensile diagram of shape memory alloys under the effect of current] / Zavod. Lab. Diagn. Mater. 2013. Vol. 79. N 9. P. 64 – 67.
6. Stolyarov V. V., Valiev R. Z. Production of metastable ultrafine-grained alloys by equal-channel angular pressing / Russian Metallurgy (Metally). 2004. N 2. P. 110 – 115.
7. Zherebtsov S., Salishchev G., Galeyev R., Maekawa K. Mechanical properties of Ti–6Al–4V titanium alloy with submicrocrystalline structure produced by severe plastic deformation / Mater. Trans. 2005. Vol. 46. N 9. P. 2020 – 2025.
8. Stolyarov V. V., Ugurchiev U. Kh., Trubitsyna I. B., Prokoshkin S. D., Prokofyev E. A. Intensivnaya élektroplasticheskaya deformatsiya splava TiNi [Severe electroplastic deformation of TiNi alloy] / Fiz. Tekhn. Vysok. Davl. 2006. Vol. 16. N 4. P. 48 – 51 [in Russian].
9. Ugurchiev U. Kh., Panteleev I. V., Plekhov O. A., Nai-mark O. B., Stolyarov V. V. Teplovye éffekty pri élektroplasticheskoi deformatsii i rastyazhenii splava TiNi [Heat effects during electroplastic deformation and tension of TiNi alloy]: Sb. Tez. “Bernshteynovskie chteniya po termomekhanicheskoi obrabotke metallov”. 2009. P. 123 [in Russian].
10. Stolyarov V. Structure refinement and electropulse current effect on mechanical properties of shape memory TiNi alloy / Trans. Tech. Publ. Switzerland. Materials Science Forum. 2010. Vol. 633 – 634. P. 595 – 603.