

УДК 669-1:539.21

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЗЕРНА И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА*

Лотков А.И.¹, д.ф.-м.н., профессор, заместитель директора по научной работе (lotkov@ispms.tsc.ru)

Батурин А.А.^{1,2}, к.ф.-м.н., доцент, старший научный сотрудник

Гришков В.Н.¹, к.ф.-м.н., доцент, ведущий научный сотрудник

Копылов В.И.³, к.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник

Тимкин В.Н.¹, к.т.н., научный сотрудник

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

(634021, Россия, Томск, пр. Академический, д. 2/4)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634036, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

³ Физико-технический институт НАН Беларуси

(220141, Беларусь, Минск, ул. Купревича, 10)

Аннотация. На основе собственных результатов и литературных данных сделан обзор закономерностей и возможных механизмов измельчения зерна в сплавах на основе Ti–Ni при равноканально-угловом прессовании (РКУП). В рамках модели непрерывной динамической рекристаллизации описана зависимость размера зерна от накопленной истинной деформации. Представлены результаты экспериментального исследования влияния РКУП на функциональные свойства сплавов на основе никелида титана TiNi. Эволюция микроструктуры сплава $Ti_{50}Ni_{47.5}Fe_{2.7}$ при увеличении числа проходов РКУП немонотонно влияет на его механические свойства, закономерности накопления и возврата неупругой и развития пластической деформации в изотермических циклах нагружение–разгрузка и при формовосстановлении в процессе нагрева предварительно деформированных образцов. Показано, что максимум упрочнения, достигнутый при формировании ультрамелкозернистой структуры в образцах этого сплава после одного прохода РКУП, коррелирует с максимальным (5 %) проявлением сверхэластичности при 295 К.

Ключевые слова: сплавы на основе никелида титана TiNi, равноканально-угловое прессование, измельчение зерна, сверхэластичность, эффект памяти формы.

Исследование механизмов измельчения зерен под действием интенсивной пластической деформации (ИПД) в интерметаллических соединениях металлов представляет особый интерес из-за повышения прочностных и функциональных свойств изделий с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой [1]. Однако получить УМЗ структуру в достаточно большом объеме в этих материалах методами ИПД трудно из-за высокой хрупкости этих материалов. Практически все работы по получению и исследованию интерметаллидов выполнены методом кручения под высоким давлением или обработкой порошков в шаровых мельницах [2 – 4]. Сплавы на основе никелида титана являются редким исключением из интерметаллидов, в которых можно получить УМЗ структуру в достаточно большом объеме методами равноканально-углового прессования (РКУП) или *abc*-прессования. Поэтому эти сплавы являются перспективными не только в свете практических приложений, но и как хорошие модельные материалы для исследования механизмов фрагментации зерен в интерметаллидах.

Закономерности измельчения зерен при РКУП

Метод РКУП впервые был разработан в Физико-техническом институте НАН Беларуси (ФТИ НАН Беларуси) В.М. Сегалом с учениками [5, 6]. Известно, что при РКУП реализуется деформация, близкая к простому сдвигу. Сущность метода РКУП заключается в многократном продавливании заготовки через пересекающиеся каналы одинакового поперечного сечения, соответствующего сечению заготовки. За счет поворотов заготовки вокруг ее продольной оси перед каждым последующим продавливанием через каналы могут быть задействованы разные системы скольжения, что увеличивает эффективность измельчения зерен. Наиболее эффективной при угле пересечения каналов $\varphi = 90^\circ$ считается схема V_C , при которой заготовка перед каждым следующим проходом поворачивается на 90° по или против часовой стрелки [7]. Для сплавов на основе никелида титана TiNi данным методом выполнен ряд исследований при различных температурно-скоростных режимах прессования (в неизотермических и изотермических режимах) и с разными углами φ . Первые исследования таких сплавов методом РКУП выполнены российскими исследователями [8].

В работе [9] было выполнено РКУП в неизотермических условиях прессования. Исходная температура

* Работа выполнена в рамках Программ фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013 – 2020 гг. и поддержана РФФИ (грант № 13-08-90421 Укр_ф_а).

заготовки составляла 1123 К, после чего заготовку помещали в матрицу, предварительно нагретую до 873 К, и производили РКУП. Однако, так как температура прессования была выше температуры рекристаллизации, для сплавов на основе никелида титана TiNi УМЗ структуру получить не удалось.

В работе [10] РКУП ($\varphi = 110^\circ$) сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ было выполнено при 723 К при восьми проходах. Средний размер зерен/субзерен после РКУП оказался близок к 300 нм (при разбросе размеров от 100 до 550 нм). В микроструктуре образцов преобладали большеугловые границы. В поперечном сечении зерна были равноосными, а в продольном (вдоль оси РКУП) отмечалась некоторая вытянутость отдельных зерен. Для внутризеренной субструктуры характерно наличие повышенной плотности дислокаций, сравнительно однородно распределенных по всем зернам и субзернам. Уменьшение температуры РКУП до 623 К привело к более сильному (до 200 нм) измельчению исходной крупнозеренной микроструктуры.

В работе [11] исследовали сплав состава $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$, который при комнатной температуре (при которой изучали микроструктуру методом просвечивающей электронной микроскопии) имел В2 структуру ($M_H = 260$ К). После первого прохода РКУП ($\varphi = 90^\circ$) при температуре деформации $T_{деф} = 773$ К исходные равноосные зерна размером 60 – 80 мкм измельчались, образуя вытянутую полосовую структуру с шириной полос 0,5 мкм. Во многих вытянутых зернах наблюдали области с высокой плотностью дислокаций. После четырех проходов по маршруту B_C наблюдали структуру, близкую к равноосной с преобладанием малоугловых разориентировок со средним размером зерен/субзерен 600 нм. После восьми проходов (B_C) формировалась преимущественно зеренная структура с большеугловыми разориентировками с размером зерен 300 – 400 нм. В части зерен в В2 фазе наблюдали экстрарефлексы $1/3\langle 110 \rangle$, свидетельствующие о формировании R-фазы. Аналогичные результаты получены в работе [12] для сплава состава $Ni_{50,2}Ti_{49,8}$ ($\varphi = 110^\circ$, $T_{деф} = 723$ К). Хотя исходный сплав при комнатной температуре имел структуру В19', закономерности измельчения и размеры структурных элементов были схожи.

Поскольку перед каждым последующим проходом РКУП заготовки выдерживали при 773 К (в течение 30 мин), очень важно знать, происходит ли за это время статическая рекристаллизация, которая может приводить к увеличению размера зерен перед следующим проходом. Этот вопрос исследовали в работе [13]; было показано, что при 773 К рост зерен из-за статической рекристаллизации практически незаметен. Это позволяет производить суммирование накопленной деформации при разном числе проходов.

В работе [14] изучен сплав $Ti_{50}Ni_{47,3}Fe_{2,7}$, РКУП было проведено в ФТИ НАН Беларуси (г. Минск) при 723 К (до трех проходов) и при 748 К (четыре прохода),

$\varphi = 90^\circ$, скорость деформации 1 с^{-1} . Более жесткие условия деформации (чем в работе [15], где изучали сплав близкого состава) привели к формированию двойников в процессе РКУП.

После первого прохода РКУП формируется преимущественно субмикроструктурная структура; при этом присутствовали в основном два типа микрообъемов с разным размером зерен. На микроэлектроннограммах областей первого типа были видны яркие отражения наиболее крупных двойников в В2 фазе на фоне квазигомогенного распределения менее интенсивных рефлексов В2 фазы вдоль дебаевских колец. На светлопольных изображениях микроструктуры наблюдали две системы двойников в В2 фазе, ориентированных относительно друг друга под углом 90° . Длина двойникованных микрообъемов достигает 1,5 – 3,0 мкм, а ширина менее 500 нм. Области второго типа имеют подобную же, но более тонкую микроструктуру, чем микроструктура областей первого типа. В этих областях наблюдаются более тонкие двойники В2 фазы (поперечный размер менее 250 нм), и заметно присутствие фракции с размерами элементов структуры около 100 нм. Размер наиболее крупных зерен не превосходит 500 нм.

После трех проходов РКУП мелкозернистая фракция не обнаружена. Отчетливо выделяется полосовой характер микроструктуры, в составе которой присутствуют двойники В2 фазы с поперечным размером 100 – 250 нм и протяженностью до 2,0 мкм. В составе областей с интенсивным двойникованием присутствуют островные включения наноразмерной фракции. Рядом с областями двойникования располагаются широкие (до 1,5 мкм) полосы с УМЗ микроструктурой, содержащие в основном наноструктурную фракцию с размером зерен 20 – 80 нм. На микроэлектроннограммах наблюдается квазикольцевое распределение рефлексов В2 фазы. В микрообъемах, основу которых составляет наноструктурная фракция, присутствует повышенный уровень остаточных напряжений, обуславливающих радиальное уширение рефлексов В2 фазы на микроэлектроннограммах. В областях с преобладанием двойников В2 фазы уровень внутренних напряжений незначителен. В микроструктуре образцов, полученной после трех проходов РКУП, наблюдаются и микрообъемы с преимущественно квазиравноосными зернами (размер 100 – 200 нм в поперечном сечении) и тонкие (100 – 200 нм в поперечном сечении) двойники В2 фазы. Кольцевая компонента микродифракции указывает на присутствие высокоугловых разориентаций кристаллических решеток элементов микроструктуры образцов.

На рис. 1 обобщены данные по изменению среднего размера зерен/субзерен при РКУП сплавов на основе никелида титана ($\varphi = 90^\circ$), полученных при близких температурах деформации (723 К). Во-первых, в данных сплавах измельчение зеренно-субзеренной структуры происходит очень активно уже на ранних стадиях

РКУП. Во-вторых, зависимость размера структурных элементов от величины накопленной деформации можно достаточно неплохо описать одной кривой. В-третьих, при величине истинной деформации $e > 4$ наблюдается выход на предельный размер зерна, характерный для данной температуры деформации.

Анализ работ [9 – 17] показывает, что механизм измельчения в сплавах на основе никелида титана TiNi реализуется по схеме: образование полосовых структур → динамический возврат (формирование субзерен) → динамическая рекристаллизация. При этом средний размер зерен не превышает 200 нм. Если включается механизм деформации двойникованием, становится возможным сформировать определенную долю наноразмерных зерен.

Лучше всего наблюдаемые закономерности формирования большеугловых границ зерен при РКУП могут быть описаны механизмом непрерывной динамической рекристаллизации. Для описания такого типа рекристаллизации использовали модельные представления, применяемые для описания процесса измельчения зерен в сплавах алюминия [18]. Предложено феноменологическое уравнение, в котором заложен предельный размер измельченных рекристаллизованных зерен ($D_{пр}$) и учтено то, что для начала развития динамической рекристаллизации требуется достичь определенного уровня дефектности, которая характеризуется величиной критической деформации e_c :

$$D = D_0 - (D_0 - D_{пр}) \left[1 - \exp\left(-\frac{k}{(e - e_c)m}\right) \right], \quad (1)$$

$$D_{пр} \leq D \leq D_0,$$

где $D_0 = 40$ мкм – исходный размер зерен; $D_{пр} = 0,2$ мкм; $k = 3,8$, $m = 2$ – коэффициенты, определяют интенсивность процесса динамической рекристаллизации; $e_c = 0,1$.

Приведенная формула достаточно хорошо описывает экспериментальную зависимость (рис. 1) размера

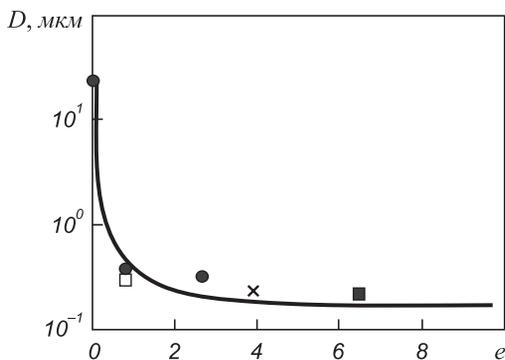


Рис. 1. Зависимость среднего размера зерен/субзерен после РКУП сплавов на основе никелида титана ($T_{деф} = 773$ К, $\varphi = 90^\circ$) от истинной деформации:
 — расчет по формуле (1) (величина истинной деформации рассчитывалась по работе [5]); ● – [14]; ■ – [10, 11, 15];
 × – [12]; □ – [11]

зерен/субзерен от истинной деформации в сплавах на основе никелида титана TiNi.

Неупругие свойства

Эволюция УМЗ микроструктуры сплава при увеличении числа проходов РКУП немонотонно влияет на его механические свойства, закономерности накопления и возврата неупругой и пластической деформации в изотермических циклах нагружение–разгрузка и при формовосстановлении в процессе нагрева предварительно деформированных образцов (сверхэластичность и однократный эффект памяти формы).

Результаты исследований накопления и возврата неупругой деформации в изотермических циклах нагружение–разгрузка при 295 К и величины формовосстановления при последующем нагреве для образцов с разным состоянием микроструктуры после РКУП сплава $Ti_{50}Ni_{47,3}Fe_{2,7}$ приведены на рис. 2 и 3.

Накопление деформации (γ) при 295 К происходит по кривым параболического типа при увеличении приложенного внешнего напряжения (τ) независимо от состояния микроструктуры образцов. Возврат деформации γ в процессе изотермической разгрузки образцов качест-

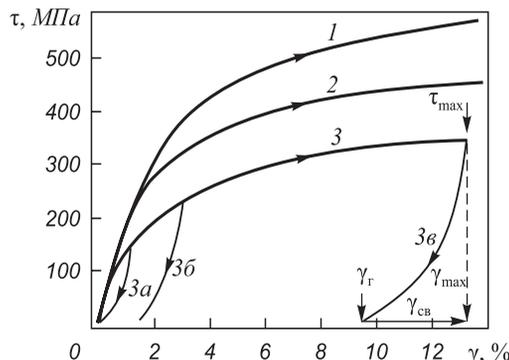


Рис. 2. Зависимости $\tau - \gamma$ накопления деформации в процессе кручения СМК образцов сплава после первого (1), второго и третьего (2) проходов РКУП и крупнозернистых образцов (3) (линии 3а, 3б и 3в – возврат деформации при промежуточных разгрузках крупнозернистых образцов при $T_{исп} = 295$ К)

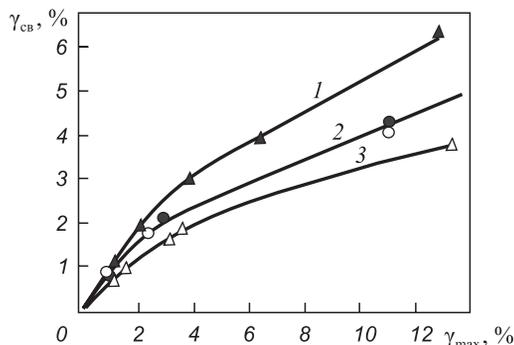


Рис. 3. Возврат деформации в процессе изотермической разгрузки образцов после одного (1, ▲), двух (2, ○) и трех (2, ●) проходов РКУП и в крупнозернистом состоянии (3, Δ) в зависимости от максимальной деформации, накопленной при нагружении при $T_{исп} = 295$ К

венно подобен зависимостям τ – γ при разгрузке крупнозернистых образцов. В циклах нагружение–разгрузка с предельной деформацией γ_{\max} до 14 % все образцы проявляют сверхэластичность в процессе изотермической разгрузки. Величина возвращаемой при этом деформации ($\gamma_{\text{св}}$) увеличивается пропорционально γ_{\max} .

Максимальный возврат деформации в режиме проявления сверхэластичности наблюдается у образцов с УМЗ микроструктурой, полученной в результате первого прохода РКУП: при $\gamma_{\max} = 11\%$ $\gamma_{\text{св}} = 5,8\%$. При этом зависимости $\gamma_{\text{св}}$ от γ_{\max} для образцов с микроструктурами смешанного типа на основе субмикроструктурной (СМК) и наноструктурной фракций, полученных после двух и трех проходов РКУП, идентичны, и при $\gamma_{\max} = 11\%$ $\gamma_{\text{св}} = 4,3\%$. В крупнозернистом состоянии при $\gamma_{\max} = 11\%$ в режиме сверхэластичности возвращается только 3,5 % накопленной деформации.

После изотермической разгрузки при 295 К все образцы (независимо от их микроструктурного состояния) имеют остаточную деформацию γ_r , величина которой пропорциональна предельной деформации γ_{\max} , накапливаемой в полувцикле нагружения. Максимальная величина γ_r накапливается в крупнозернистом состоянии сплава, а минимальная – в СМК состоянии, полученном после первого цикла прессования. Зависимости γ_r от γ_{\max} для образцов после двух и трех проходов РКУП идентичны.

Остаточная деформация (γ_r) в основном содержит пластическую компоненту ($\gamma_{\text{гр}}$), а неупругая деформация, возвращаемая в процессе нагрева образцов после разгрузки при 295 К (величина однократного эффекта памяти формы), мала ($\leq 1\%$ независимо от микроструктурного состояния сплава). При этом величина $\gamma_{\text{гр}}$ в крупнозернистом состоянии вдвое превосходит значение $\gamma_{\text{гр}}$, которое накапливается образцами с СМК микроструктурой.

Величина эффекта памяти формы, реализуемого в циклах охлаждение–нагрев с постоянной нагрузкой, также зависит от микроструктурного состояния образца. Режим термоциклирования в нагруженном состоянии образцов: охлаждение от температуры 393 К, при которой образцы нагружали до достижения определенного внешнего напряжения (τ), до 163 К, затем последующий нагрев до температуры завершения формовосстановления (максимальная температура при нагреве достигала 523 К при больших значениях τ) и разгрузка образца (рис. 3).

Деформация, накапливаемая при охлаждении от 393 К (γ_n), возвращаемая в процессе нагрева неупругая деформация ($\gamma_{\text{эф}}$) при обратных мартенситных превращениях $B19' \rightarrow R \rightarrow B2$ и/или $B19' \rightarrow B2$, остаточная пластическая деформация, не возвращаемая при нагреве (γ_r), зависят от значения τ (рис. 4), предельная величина которого ограничивается накоплением $\gamma_{\text{гр}}$ до 5–8 %.

При увеличении τ значение γ_n монотонно возрастает; величина $\gamma_{\text{эф}}$ тоже почти линейно растет с увеличе-

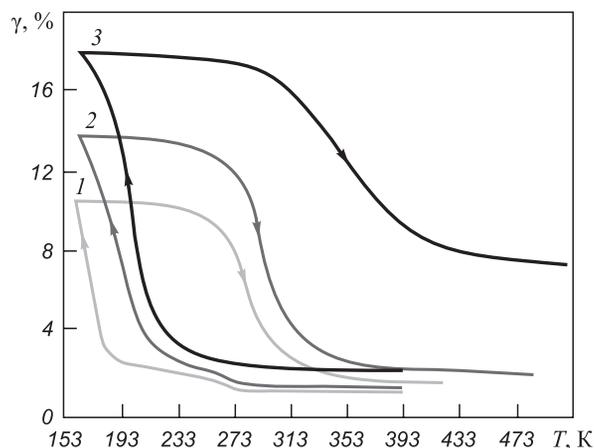


Рис. 4. Типичные зависимости накопления и возврата деформации в циклах охлаждение–нагрев с постоянной нагрузкой (образцы с УМЗ микроструктурой после первого прохода РКУП) при внешних напряжениях 209 МПа (1), 263 МПа (2) и 348 МПа (3)

нием τ до τ_{\max} , а при $\tau > \tau_{\max}$ наблюдается деградация эффекта памяти формы. При этом в интервале $\tau < \tau_{\max}$ остаточная деформация $\gamma_{\text{гр}}$ слабо и почти линейно возрастает, но остается малой ($\leq 2\%$), а при $\tau > \tau_{\max}$ интенсивность накопления $\gamma_{\text{гр}}$ резко увеличивается.

Зависимости величины эффекта памяти формы, реализуемого в циклах охлаждение – нагрев при постоянной нагрузке, от состояния микроструктуры образца после РКУП отличаются в интервалах малых напряжений ($\tau < \tau_{\max}$) и при $\tau > \tau_{\max}$. В области малых значений τ наблюдается небольшое ($< 20\%$) уменьшение $\gamma_{\text{эф}}$ при переходе от крупнозернистой к УМЗ микроструктуре образца. При этом величина $\gamma_{\text{гр}}$ тоже в целом уменьшается, а минимальное значение $\gamma_{\text{гр}}$ достигается в образцах с преимущественно СМК структурой, полученной после первого прохода РКУП. Максимальная величина ЭПФ ($\gamma_{\text{ЭПФ}}^{\max}$ – прирост 57 % относительно $\gamma_{\text{ЭПФ}}^{\max}$ в крупнозернистом состоянии) наблюдается тоже после первого прохода РКУП, а уже последующий проход прессования приводит к уменьшению $\gamma_{\text{ЭПФ}}^{\max}$ до значения, характерного для крупнозернистого состояния сплава. Напряжение τ_{\max} , при котором реализуется $\gamma_{\text{ЭПФ}}^{\max}$, также максимально после первого прохода РКУП (прирост τ_{\max} составляет 80 %).

Выводы. Механизм измельчения зеренной структуры в сплавах на основе никелида титана TiNi во многом определяется температурой, механизмом деформации и дефектами, формирующимися в процессе РКУП. В том случае, когда создаются условия для двойникования, удается получить определенную долю объема с измельченными зернами наномасштабных размеров. Оптимальная температура получения УМЗ структуры составляет 723–673 К. Если действуют преимущественно дислокационные механизмы деформации, то минимальный размер зерен при этой температуре, которого можно достигнуть в сплавах на основе никелида титана TiNi, не превышает 200 нм. В случае реализации

дислокационных механизмов деформации эволюция микроструктуры носит черты непрерывной динамической рекристаллизации. Как в крупнозернистом, так и в УМЗ образцах после РКУП в сплаве $Ti_{50}Ni_{47,3}Fe_{2,7}$ в изотермических циклах нагружение – разгрузка при 295 К наблюдается эффект сверхэластичности. При этом максимум упрочнения, достигнутый при формировании СМК структуры в образце после одного прохода РКУП, коррелирует с максимальным (примерно до 5 %) проявлением сверхэластичности при 295 К при незначительной (0,2 – 0,3 %) остаточной пластической деформации. Величина эффекта памяти формы немонотонно зависит от микроструктуры, сформированной при РКУП.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Валиев Р.З., Рааб Г.И., Боткин А.В., Дубинина С.В. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 8. С. 44 – 47.
2. Yamada K., Koch C.C. // J. Mater. Res. 1993. Vol. 8. P. 1317 – 1326.
3. Huang J.Y., Zhu Y.T., Liao X.Z., Valiev R.Z. // Phil. Mag. Letters. 2004. Vol. 84. P. 183 – 190.
4. Rentenberger C., Mangler C., Scheriau S. etc. // Mater. Sci. Forum. 2008. Vol. 584-586. P. 422 – 427.
5. Процессы пластического структурообразования металлов / В.М. Сегал, В.И. Резников, В.И. Копылов и др. – Минск: Наука и техника, 1994. – 232 с.
6. Сегал В.М., Резников В.И., Дробышевский А.Е., Копылов В.И. // Изв. АН СССР. Металлы. 1981. № 1. С. 115 – 123.
7. Zhu Y.Th., Lowe T.C. // Mat. Sci. Eng. A. 2000. Vol. 291. P. 46 – 53.
8. Valiev R.Z., Pushin V.G. // The Physics of Metals and Metallography. 2002. Vol. 94. Suppl. 1. P. 1 – 3.
9. Li Z., Xiang G., Cheng X. // Materials and Design. 2006. Vol. 27. P. 324 – 328.
10. Khmelevskaya I.Yu., Prokoshkin S.D., Trubitsyna I.B. etc. // Mat. Sci. Eng. 2008. A. Vol. 481-482. P. 119 – 122.
11. Zhang X., Song J., Huang C. etc. // J. Alloys Compd. 2011. doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.11.189.
12. Столяров В.В., Прокофьев Е.А., Прокошкин С.Д. и др. // ФММ. 2005. Т. 100. № 6. С. 91 – 102.
13. Fan Z., Xie C. // Adv. Mater. Res. 2007. Vol. 26-28. P. 385 – 388.
14. Лотков А.И., Батурич А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И. // Физическая мезомеханика. 2007. Т. 10. № 3. С. 67 – 79.
15. Прокошкин С.Д., Белоусов М.Н., Абрамов В.Я. и др. // МиТОМ. 2007. № 2. С. 8 – 13.
16. Bondar M.P., Psakhie S.G., Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu. // Physical Mesomechanics. 2013. Vol. 16. № 3. P. 191 – 199.
17. Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Korotaev A.D., Denisov K.I. // Physical Mesomechanics. 2013. Vol. 16. № 4. P. 319 – 334.
18. Hallberg H., Wallin M., Ristinmaa M. // Mater. Sci. Eng. A. 2010. Vol. 572. P. 1126 – 1134.

© 2014 г. Лотков А.И., Батурич А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И., Тимкин В.Н.
Поступила 30 декабря 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2014. Vol. 57. No. 12, pp. 54–59.

INFLUENCE OF EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING ON GRAIN REFINEMENT AND INELASTIC PROPERTIES OF TiNi-BASED ALLOYS

Lotkov A.I.¹, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Deputy Director for Research (lotkov@ispms.tsc.ru)

Baturin A.A.^{1,2}, Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor, Senior Researcher

Grishkov V.N.¹, Cand. Sci. (Phys.-math.), Assist. Professor, Leading Researcher

Kopylov V.I.³, Cand. Sci. (Eng.), Assist Professor, Leading Researcher

Timkin V.N.¹, Cand. Sci. (Eng.), Researcher

¹ Institute of Strength Physics and Material Science Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (2/4, Akademicheskii pr., Tomsk, 634021, Russia)

² National Research Tomsk Polytechnic University (Tomsk, Russia) (30, Lenina pr., Tomsk, 634036, Russia)

³ Physical-Technical Institute of National Academy of Sciences of Belarus (10, Kuprevicha str., Minsk, 220141, Belarus)

Abstract. The review of regularities and possible mechanisms of grain refinement in TiNi-based alloys under the equal-channel angular pressing (ECAP) on the basis of the experimental results and literary data is presented. The dependence of grain size on the accumulated true deformation in the framework of the continuous dynamic recrystallization model is considered. The results of experimental researches of ECAP effect on functional properties of TiNi-based alloys are presented. The microstructure evolution of $Ti_{50}Ni_{47,3}Fe_{2,7}$ alloy with increasing number of ECAP passes affects nonmonotonically on mechanical properties, the regularities of accumulation and the recovery of inelastic deformation and the development of plastic deformation under isothermal loading–unloading cycles

and the shape recovery during heating pre-deformed samples. It is shown that the maximum of hardening achieved after the formation of ultrafine grain structure in samples of this alloy during the first pass of ECAP correlates with the maximum (5 %) of superelasticity at 295 K.

Keywords: TiNi-based alloys, equal-channel angular pressing, grain refinement, superelasticity, shape memory effect.

REFERENCES

1. Valiev R.Z., Raab G.I., Botkin A.V., Dubinina S.V. Obtaining of ultra-fine-grained metals and alloys by the methods of intensive plastic deformation. New approaches in engineering. *Izvestiya VUZov. Chernay metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 8, pp. 44–47. (In Russ.).
2. Yamada K., Koch C.C. The influence of mill energy and temperature on the structure of the TiNi intermetallic after mechanical attrition. *J. Mater. Res.* 1993, Vol. 8, pp. 1317–1326.
3. Huang J.Y., Zhu Y.T., Liao X.Z., Valiev R.Z. Amorphization of TiNi induced by high-pressure torsion. *Phil. Mag. Letters*. 2004, Vol. 84, pp. 183–190.
4. Rentenberger C., Mangler C., Scheriau S., Pippan R., Karthaler H.P. TEM study of local disordering: a structural phase change induced by high-pressure torsion. *Mater. Sci. Forum*. 2008, Vol. 584–586, pp. 422–427.
5. Segal V.M., Reznikov V.I., Kopylov V.I., Pavlik D.A., Malyshch V.F. *Protsessy plasticheskogo strukturoobrazovaniya metallov* [Processes of plastic metal structure formation]. Minsk: Nauka i tekhnika, 1994. 232 p. (In Russ.).
6. Segal V.M., Reznikov V.I., Drobyshevskii A.E., Kopylov V.I. Plastic metal working by simple shear. *Izvestiya. AN SSSR. Metall.* 1981, no. 1, pp. 115–123. (In Russ.).

7. Zhu Y.Th., Lowe T.C. Observations and issues on mechanisms of grain refinement during ECAP process. *Mat. Sci. Eng. A*. 2000, Vol. 291, pp. 46–53.
8. Valiev R.Z., Pushin V.G. Bulk nanostructured metallic materials: production, structure, properties, and functioning. *The Physics of Metals and Metallography*. 2002, Vol. 94., Suppl. 1, pp. 1–3.
9. Li Z., Xiang G., Cheng X. Effects of ECAE process on microstructure and transformation behavior of TiNi shape memory alloy. *Materials and Design*. 2006, Vol. 27, pp. 324–328.
10. Khmelevskaya I.Yu., Prokoshkin S.D., Trubitsyna I.B., Belousov M.N., Dobatkin S.V., Tatyani E.V., Korotitskii A.V., Brailovski V., Stolyarov V.V., Prokof'ev E.A. Structure and properties of Ti–Ni-based alloys after equal-channel angular pressing and high-pressure torsion. *Mat. Sci. Eng.* 2008. A, Vol. 481–482, pp. 119–122.
11. Zhang X., Song J., Huang C., Xia B., Chen B., Sun X., Xie C. Microstructures evolution and phase transformation behaviors of Ni-rich TiNi shape memory alloys after equal channel angular extrusion. *J. Alloys Compd.* 2011. doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.11.189.
12. Stolyarov V.V., Prokof'ev E.A., Prokoshkin S.D., Dobatkin S.V., Trubitsyna I.B., Khmelevskaya I.Yu., Pushin V.G., Valiev R.Z. Structural features, mechanical properties, and the shape-memory effect in TiNi alloys subjected to equal-channel angular pressing. *Physics of Metals and Metallography*. 2005, Vol. 100, no. 6, pp. 608–618.
13. Fan Z., Xie C. Recrystallization characteristics of Ti – 50.9 at. % Ni alloy processed by equal channel angular extrusion. *Adv. Mater. Res.* 2007, Vol. 26–28, pp. 385–388.
14. Lotkov A.I., Baturin A.A., Grishkov V.N., Kopylov V.I. Possible role of crystal structure defects in grain structure nanofragmentation under severe cold plastic deformation of metals and alloys. *Physical Mesomechanics*. 2007, Vol. 10, no. 3–4, pp. 179–189.
15. Prokoshkin S.D., Belousov M.N., Abramov V.Ya., Makushev S.Yu., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Stolyarov V.V., Prokof'ev E.A., Zharikov A.I., Valiev R.Z. Creation of submicrocrystalline structure and improvement of functional properties of shape memory alloys of the Ti–Ni–Fe system with the help of ECAP. *Metal Science and Heat Treatment*. 2007, no. 1–2, pp. 51–56.
16. Bondar' M.P., Psakhie S.G., Dmitriev A.I., Nikonov A.Yu. On the conditions of strain localization and microstructure fragmentation under high-rate loading. *Physical Mesomechanics*. 2013, Vol. 16, no. 3, pp. 191–199.
17. Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Korotaev A.D., Denisov K.I. Lattice curvature evolution in metal materials on meso- and nanostructural scales of plastic deformation. *Physical Mesomechanics*. 2013, Vol. 16, no. 4, pp. 319–334.
18. Hallberg H., Wallin M., Ristinmaa M. Modeling of Continuous Dynamic Recrystallization in Commercial-Purity Aluminum. *Mater. Sci. Eng. A*. 2010, Vol. 572, pp. 1126–1134.

Acknowledgements. The work was performed with in the frames of Fundamental scientific researches of State Academies of Science on 2013 – 2020 and supported by RFBR (grant no.13-08-90421 Ukr_f_a).

Received December 30, 2013