

Влияние степени деформации при изотермическом *abc*-прессовании на эволюцию структуры и температуры фазовых превращений сплава на основе никелида титана

А. И. Лотков, О. А. Кашин, В. Н. Гришков, К. В. Круковский

Исследованы эволюция микроструктуры и изменение температур мартенситных превращений сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат. %) с увеличением степени деформации при изотермическом *abc*-прессовании ($T = 723$ К). Обнаружено, что на начальных стадиях *abc*-прессования в области ковочного креста происходит резкое увеличение размера зерен, в некоторых случаях превышающий исходный размер почти на порядок. Проанализированы возможные механизмы формирования такой структуры. Показано, что при степенях истинной деформации $\epsilon > 2$ во всем объеме образца происходит измельчение зеренной структуры по механизму непрерывной динамической рекристаллизации, приводящее к формированию однородной мелкозернистой структуры с высокой объемной долей субмикроструктурной и наноструктурной фракций. Установлено, что при всех исследованных степенях деформации температуры мартенситных превращений практически остаются постоянными, что объясняется интенсивным протеканием процессов динамического и постдинамического возврата, а также образованием мартенситной фазы при охлаждении от температуры прессования.

Ключевые слова: никелид титана, изотермическое *abc*-прессование, микроструктура, динамическая рекристаллизация, температуры мартенситных превращений.

Введение

Возможность значительного улучшения прочностных и функциональных свойств металлов и сплавов путем формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры к настоящему времени показана в многочисленных работах, ссылки на большинство которых приведены в монографии [1] и обзорах [2, 3]. Для получения УМЗ структуры используют как методы интенсивной пластической деформации (ИПД), так и традиционные методы термомеханической обработки (ТМО). Параметры УМЗ структуры (размер зерен, состояние границ зерен, внутриверенная субструктура, термостабильность, текстура) определяют свойства получаемых материалов. Поэтому изучению закономерностей и механизмов эволюции зеренной структуры металлов и сплавов в процессе накопления больших пластических деформаций в зависимости от исходного

структурно-фазового состояния материала, метода деформирования и температурно-деформационных режимов уделяется особое внимание. На основании имеющихся экспериментальных данных, в основном полученных для ограниченного числа чистых металлов и некоторых сталей и сплавов, предложены ряд механизмов измельчения зерен при ТМО, которые обобщены в обзорах [2, 3]. В качестве основных механизмов трансформации зеренной микроструктуры в процессе ТМО рассматривают прерывистую и непрерывную динамическую рекристаллизацию.

Исследования структуры и свойств УМЗ сплавов на основе никелида титана, полученных при использовании различных методов и режимов ТМО были выполнены в [4 – 35]. В ряде работ [9, 29 – 31] обсуждены механизмы формирования в них УМЗ структуры. Экспериментально показано, что практически при любых температурно-деформационных режимах на начальных стадиях деформирования

происходит увеличение плотности дислокаций с последующим формированием полигонизованной и затем фрагментированной субструктуры. Предположено, что при дальнейшем увеличении деформации образование ультрамелкозернистой структуры идет по механизмам динамической рекристаллизации. Однако имеющихся экспериментальных данных о закономерностях и особенностях эволюции зеренной структуры в сплавах на основе никелида титана в зависимости от величины заданной деформации явно недостаточно, чтобы сформулировать представления о влиянии этой микроструктуры на механические свойства, температуры и последовательность мартенситных превращений и неупругие свойства (эффекта памяти формы и сверхэластичности) этих сплавов. В частности, не установлено однозначного влияния микроструктуры на изменение температур фазовых превращений. В [11] приведены данные, что в результате теплового равноканального углового прессования (РКУП) в образцах сплава $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ (ат.%) температуры прямого мартенситного превращения снизились на 25 – 35 К по сравнению с закаленным сплавом. При тепловой прокатке в ручьевых валках образцов сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ (ат.%) в [29] наблюдали заметное изменение температур фазовых переходов (на 25 – 35 К), причем эти изменения зависели от степени деформации. В работе [30] на сплаве $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) было обнаружено изменение температур мартенситных превращений в зависимости от температуры *abc*-прессования.

Цель настоящей работы — исследование закономерностей и механизмов формирования микроструктуры и изменения температур мартенситных превращений в сплаве на основе никелида титана при изотермическом теплом *abc*-прессовании.

Материал и методы исследований

Исследования выполнены на сплаве $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат. %) производства ЗАО “Промышленный центр “МАТЭКС”, который был поставлен в виде прутка диаметром 20 мм. В дальнейшем этот материал обозначен как исходный.

Деформацию образцов осуществляли методом изотермического разностороннего прессования (*abc*-прессования) при 723 К ($0,46 T_{\text{мн}}$) в пресс-форме. Исходную цилиндрическую заготовку диаметром 20 мм и длиной 25 мм перед *abc*-прессованием для получения нужной геометрической формы подвергали горячей осадке при 1123 К в трех взаимно перпендикулярных направлениях, в результате чего были получены заготовки в виде куба объемом $\sim 20 \times 20 \times 20$ мм³. В результате однократной осадки в

одном направлении величина истинной деформации ϵ (натуральный логарифм отношения высоты образца в направлении осадки до и после осадки) составляла около 0,2. Величину истинной деформации после осадки в трех направлениях определяли как сумму истинных деформаций после однократной осадки. Суммарная величина истинной деформации ϵ в результате осадки составила около 0,6. При *abc*-прессовании каждый цикл включал деформацию в трех взаимно перпендикулярных направлениях. После такого цикла геометрические размеры образцов были близки к геометрическим размерам образцов до *abc*-прессования. Скорость деформирования составляла 0,16 – 0,18 с⁻¹. Понижение температуры образцов в конце каждого акта однократного прессования в одном направлении не превышало 10 К. В результате однократного прессования в одном направлении истинная деформация ϵ составляла от 0,15 до 0,30. Для набора заданной деформации цикл повторяли несколько раз. Для каждой величины заданной деформации использовали отдельный исходный образец. Были получены образцы со следующими значениями заданной при *abc*-прессования деформации ϵ (без учета деформации при горячей осадке): 0,29; 0,62; 1,82; 4,15; 6,44; 8,44.

Температуры мартенситных превращений в исходном материале, после горячей осадки и после *abc*-прессования до разных степеней деформации определяли по температурной зависимости электропротитвления. Образцы были в виде стержней квадратного сечения 1×1 мм² и длиной 25 мм. К образцу точечной сваркой приваривали два токовых и два потенциальных электрода. Температуру образца варьировали от 77 до 573 К. Скорость охлаждения и нагрева образцов составляла 3 град./мин. Данные о температуре образца и изменении напряжения электрического тока на нем поступали на двухкоординатный самописец Н307/1. Точность определения температур мартенситных превращений данным методом составляла ± 3 град.

Исследования микроструктуры образцов проводили с использованием оборудования ЦКП “НАНОТЕХ” ИФПМ СО РАН: оптического микроскопа Axiovert-200M фирмы Carl Zeiss, рентгеновского дифрактометра “Дрон-7”, растрового электронного микроскопа EVO 50 фирмы Carl Zeiss с возможностью микрорентгеноспектрального анализа и с приставкой Nordlys фирмы Oxford Instruments для исследований методом дифракции обратнорассеянных электронов, просвечивающих электронных микроскопов ЭМ 125К и JEM-2100 (ЦКП ТНЦ СО РАН).

Все образцы были вырезаны на электроэрозионном станке вдоль плоскости, проходящей через

центр образца и параллельной каким-либо произвольно выбранным двум противоположным граням образца. Такое сечение обеспечивало изучение микроструктуры образца по всему его объему. После резки поверхности образцов подвергали механической шлифовке на шлифовальном станке Saphir 350 (ATM GMBH, Германия), затем проводили их химическое травление и электролитическую полировку.

Экспериментальные результаты

В исходном состоянии температура прямого мартенситного превращения исследованного сплава M_s составила 309 ± 3 К, и при комнатной температуре основной объем образцов сплава имеет структуру мартенситной фазы В19'. В образцах присутствуют 2 – 5 об. % фазы В2. Кроме того, в составе сплава есть 5 – 7 об. % фазы со структурой типа Ti_2Ni , формирование которой обусловлено наличием примесей внедрения (кислорода, азота и углерода) в исходных компонентах. Зерна имеют преимущественно равноосную форму. Средний размер зерен, определенный методом секущей по микрофотографиям,

полученным с использованием оптической микроскопии, составил ~ 40 мкм (рис. 1а, б). В то же время при большем увеличении на микрофотографиях, особенно снятых в режиме дифференциального интерференционного контраста, внутри зерен видны слабо различимые элементы структуры меньшего размера (рис. 1б). На EBSD-картах микроструктуры (рис. 1в) выявляется развитая внутризеренная структура со средним размером её элементов около 1,5 мкм, границы между которыми имеют большие углы разориентации. Распределение разориентировок этих границ имеет мультимодальный вид с четко выраженными высокоугловыми максимумами (65° , 90° , 120° и 180°) и заметной долей малоугловых (менее 5°) границ (рис. 1з). Судя по рельефу на оптических микрофотографиях и учитывая то, что при комнатной температуре сплав находится в мартенситном состоянии, элементы внутризеренной структуры являются доменами сдвойникованной мартенситной фазы В19', а также локальными микрообъемами остаточной В2 фазы.

После осадки размер и морфология зерен заметно не изменились. Внутри зерен имеются области с полосовой структурой, где внутри полос

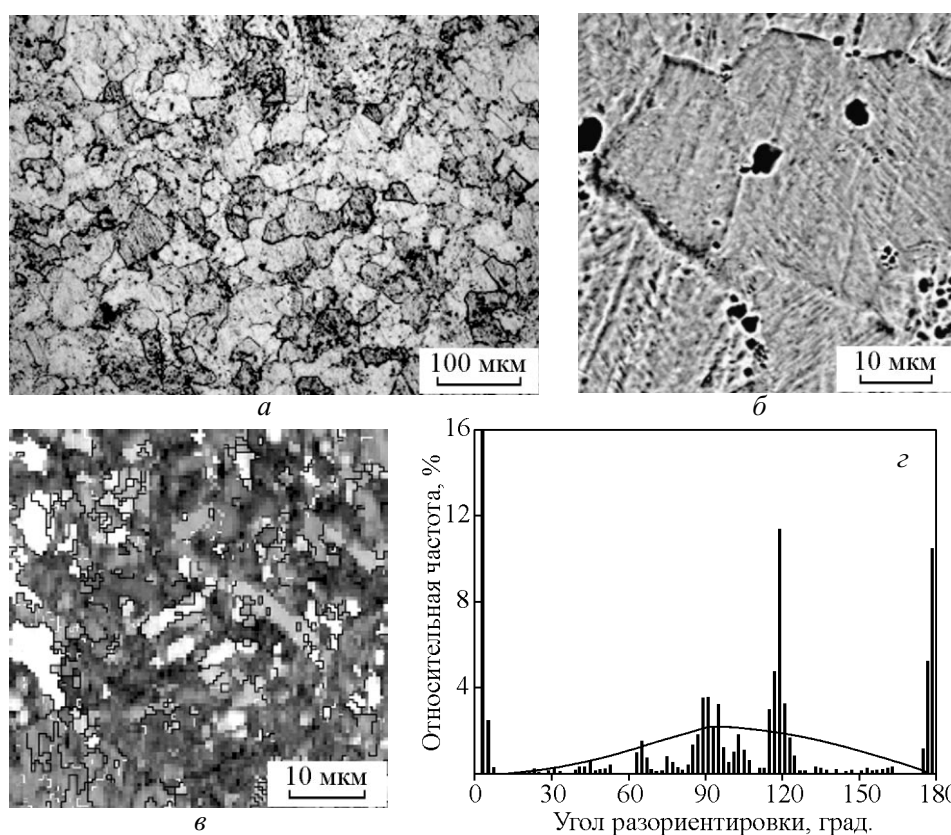


Рис. 1. Микроструктура исходного сплава $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (а, б), структурные элементы внутри зерен (в), гистограмма распределения разориентировок структурных элементов внутри зерен (з).

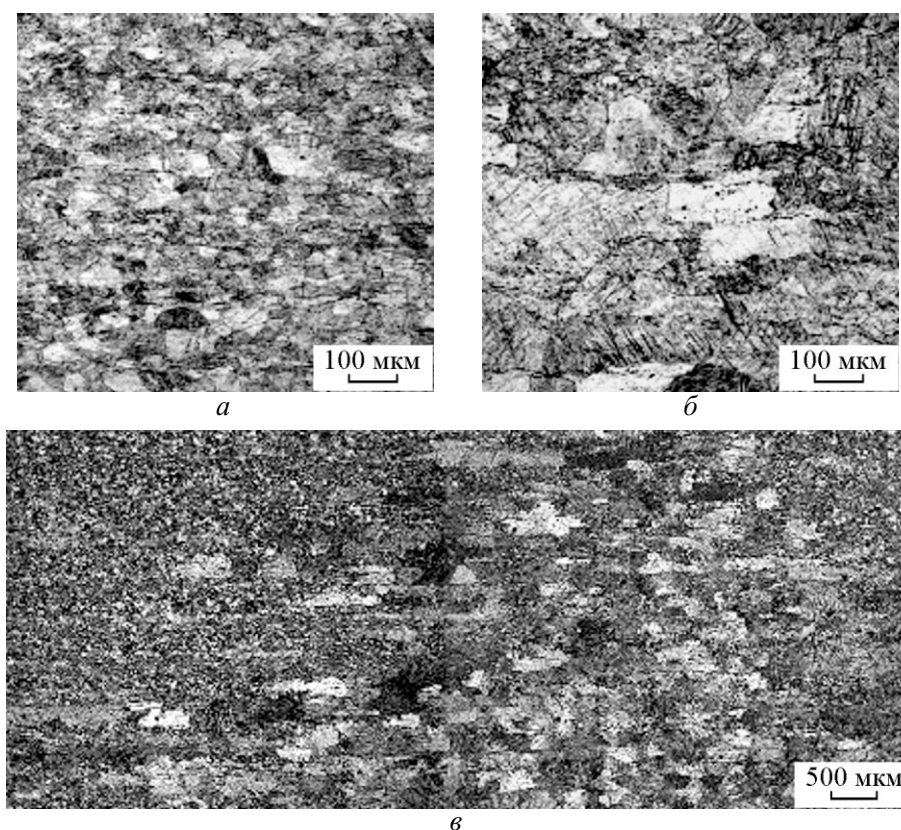


Рис. 2. Микроструктура сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ после *abc*-прессования со степенью деформации $e = 0,29$: *a* — область образца, где размер зёрен не изменился по сравнению с исходным; *b* — область с увеличенным размером зёрен; *v* — панорама зёрненной структуры вдоль всей длины образца.

видна дислокационная субструктура. Наблюдаются мартенситные пластины и двойники. На электронномикроскопических изображениях имеются области с крапчатым контрастом, что может быть обусловлено наличием развитых предпереходных состояний В2 фазы. После осадки во всех областях образца наблюдаются точечные электронограммы.

При *abc*-прессовании развитие деформации происходит макронеоднородно. На металлографических шлифах можно выделить, по крайней мере, две области, резко отличающихся друг от друга размерами зерен (рис. 2). В одной области образца размер зерен остаётся практически таким же, как и до *abc*-прессования (рис. 2*a*). В другой области, сформировавшейся в зоне так называемого ковочного креста, где деформация значительно выше, чем в остальных зонах образца, уже после *abc*-прессования до $e \approx 0,29$ зерна увеличиваются в несколько раз по сравнению с исходными, максимальный линейный размер наиболее крупных зерен достигает 300 мкм (рис. 2*b*). Внутри этих зерен хорошо видны следы скольжения по разным кристаллографическим направлениям. Границы зерен сильно искривлены,

на них имеются выступы и языки, свидетельствующие об интенсивной миграции границ зерен при *abc*-прессовании. По периметру некоторых крупных зерен можно видеть несколько мелких зерен, что характерно для механизма прерывистой динамической рекристаллизации [36].

При увеличении степени деформации до $e \approx 0,62$ несколько увеличивается объем крупнозернистой области, а также увеличивается и размер зерен (максимальный линейный размер достигает 400 мкм). При степени деформации $e \approx 1,82$ на металлографических шлифах ещё можно выделить области с более крупными зёрнами, однако размер зерен в них значительно уменьшился по сравнению с тем, что был на предыдущих степенях деформации (максимальный линейный размер составил около 150 мкм). Границы зерен становятся менее четко выраженными, имеются участки с мелкозернистой структурой, где наблюдаются квазикольцевые картины микродифракции, которых не было при *abc*-прессовании до степеней деформации 0,29 и 0,62. После *abc*-прессования до $e = 4,15$ нет областей с заметно различающимися по размерам зёрнами. На опти-

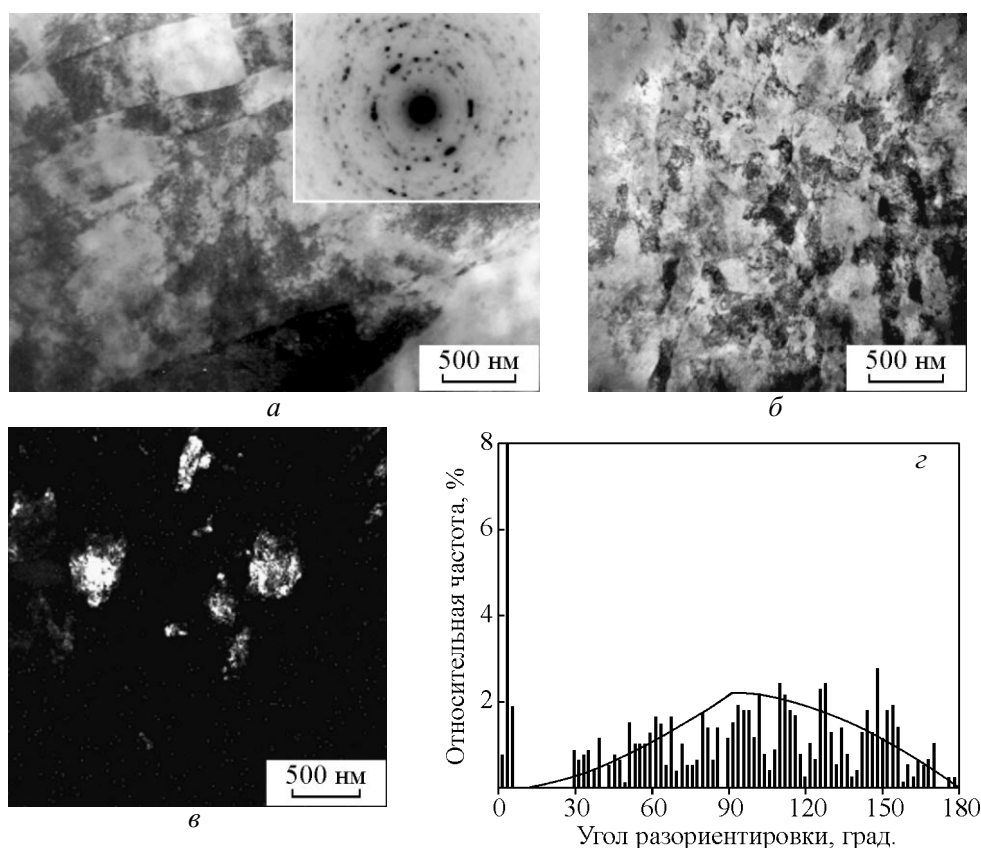


Рис. 3. Микроструктура сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ после *abc*-прессования со степенью деформации $e = 8,44$ (*a*, *б* – светлое поле, *в* – темное поле), гистограмма распределения разориентировок структурных элементов (*z*).

ческих микрофотографиях границы зерен не везде четко просматриваются, и определить размер зерен по оптическим изображениям не представляется возможным. Максимальный линейный размер зерен приблизительно можно оценить в 100 мкм.

После *abc*-прессования до $e = 6,44$ и $8,44$ границы зерен не видны даже при больших увеличениях (до $\times 1000$), отдельные зерна уже не разрешаются. По данным просвечивающей электронной микроскопии большая часть объема образцов представлена микроструктурой в виде фрагментированных полос с поперечным размером от 0,1 до 1,5 мкм, которые являются мартенситными пластинами $B19'$ или двойниками (рис. 3*a*). Около 20% объема образцов занимают области с относительно равноосными структурными элементами размером менее 0,8 мкм (рис. 3*б*, *в*). Вблизи крупных выделений производственной фазы (размером более 1 мкм) происходит наиболее сильное измельчение зерен (до 100 нм и менее). Ни от одной из областей образцов не наблюдается точечных электронограмм, все электронограммы имеют квазиколецевую структуру (рис. 3*a*), что также свидетельствует об измельчении зеренной

структуры, по крайней мере, до субмикронных размеров. На гистограмме распределения элементов структуры по их кристаллографическим разориентировкам, полученной по результатам EBSD-анализа, отсутствуют четко выраженные высокоугловые максимумы (рис. 3*z*), что, по-видимому, обусловлено изменением разориентировок мартенситных доменов в результате *abc*-прессования.

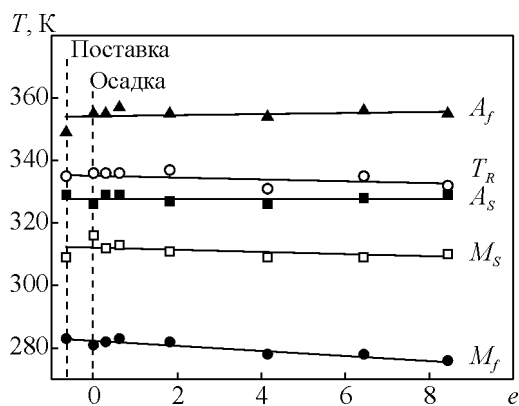


Рис. 4. Зависимости температур мартенситных превращений сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ от степени заданной при *abc*-прессовании деформации.

На рис. 4 приведены температуры мартенситных превращений образцов в состоянии поставки, после осадки и после *abc*-прессования с разной величиной заданной деформации. Видно, что в результате осадки и после *abc*-прессования при увеличении степени заданной деформации вплоть до максимально достигнутой ($e = 8,44$) последовательность и температуры мартенситных практически не изменяются по сравнению с исходным материалом.

Обсуждение

Полученные экспериментальные результаты позволяют представить следующую схему эволюции микроструктуры в образцах никелида титана при теплом *abc*-прессовании. В разных областях образца с увеличением степени заданной деформации развитие микроструктуры происходит по различным схемам.

В одной из областей с самого начала развиваются деформационные процессы по механизму непрерывной динамической рекристаллизации: в процессе *abc*-прессования повышается плотность дислокаций, что постепенно приводит к фрагментации зерен и последующему формированию мелких зерен с большеугловыми границами.

В другой области, в зоне ковочного креста, на начальных степенях деформации непосредственно в ходе *abc*-прессования реализуются критические значения деформационно-температурных параметров, при которых становится возможным интенсивное увеличение размера зерен. Такими параметрами, по нашему мнению, могут быть степень и скорость деформации в области локализации деформации (ковочного креста). Разумеется, возможность достижения критических величин этих параметров

зависит от внешних задаваемых скорости и температуры деформации. Возможно, определенное влияние будет оказывать и начальное структурно-фазовое состояние материала. По-видимому, такие критические условия могут быть достигнуты не при любых внешних параметрах деформации. Так, ни в одной из известных нам работ не отмечено укрупнения зерен в никелиде титана при его теплом деформировании методом РКУП. В то же время при использовании прокатки в ручьевых валках до небольших степеней деформации ($e = 0,07$) сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ наблюдали увеличение размера зерен [29]. Причём максимальный линейный размер зерен был у поверхности образца, то есть в очаге деформации, где деформация значительно выше по сравнению с деформацией в остальном объеме образца, и постепенно уменьшался по направлению к центру образца.

Полученная в настоящей работе зависимость максимального линейного размера зерен от заданной при *abc*-прессовании деформации показана на рис. 5: самые большие зерна наблюдаются после *abc*-прессования до $e = 0,62$, при дальнейшем увеличении степени заданной деформации происходит только измельчение крупных зерен. Аналогичная зависимость приведена в работе [35] для образцов сплава $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ после прокатки в ручьевых валках.

Анализ микрофотографий зёрненной структуры при больших увеличениях показал, что наблюдаемое в настоящей работе увеличение размера зёрен может осуществляться, по крайней мере, по двум механизмам. Одним из механизмов является миграция границ зерен, причиной которой является разная плотность дислокаций у границы в соседних зернах. На рис. 6 стрелкой “А” показан пример такой миграции участка границы зерна. Этот механизм можно назвать динамической собирательной рекристаллизацией при отжигах деформированных поликристаллов. Конечно, можно представить себе увеличение размера зерна по данному механизму в два раза, однако объяснить этим механизмом увеличение размера зерен почти на порядок затруднительно, особенно если учесть наличие значительного количества выделений, которые препятствуют миграции границ зерен.

Мы предполагаем, что другим механизмом формирования крупных зёрен в условиях рассматриваемого термомеханического процесса может быть объединение нескольких соседних зерен за счет “рассыпания” большеугловых границ зерен в процессе тепловой деформации. Один из признаков

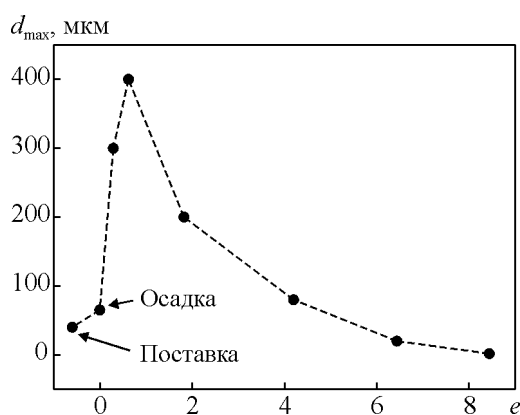


Рис. 5. Зависимость максимального линейного размера зерен в образцах сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ от степени заданной деформации.

формирования таких зерен — сложная форма крупных зерен на металлографических шлифах, состоящая из несколько исходных зерен. О принципиальной возможности такого механизма свидетельствуют результаты работ, посвященных изучению индуцированного деформацией увеличения размера зёрен в нанокристаллических металлах и сплавах [37 – 40]. В этих работах предполагается, что исчезновение исходных большеугловых границ зерен обусловлено ротационной модой деформации [41], то есть разворотом нанокристаллических зерен в процессе деформации, который, в свою очередь, обусловлен интенсивной генерацией дислокаций с этих исходных границ. В нашем случае, по-видимому, в области ковочного креста при достижении критических значений параметров деформирования с большеугловой границы зерен генерируется большое количество дислокаций, граница как бы распадается на отдельные дислокации, которые обеспечивают разворот и подстройку кристаллических решеток на отдельном участке границы двух соседних зерен. При реализации предлагаемого механизма не требуется миграции границ зерен на значительные расстояния, подстройка кристаллических решеток соседних зерен осуществляется только на отдельных участках границы, что не требует разворота всего зерна. Это позволяет непротиворечиво объяснить наблюдаемый эффект укрупнения зерен. Разумеется, предложенный механизм здесь приведен схематично, для детального описания требуются дополнительные экспериментальные и теоретические исследования.

Отметим, что в областях с крупнозернистой структурой на стадии её формирования параллельно с увеличением размера зёрен можно наблюдать образование зёрен меньшего размера, чем исходный, по механизму прерывистой динамической рекристаллизации. Выступы, образующиеся на исходных границах зёрен при миграции этих границ, отделяются от основного объема зерна и происходит образование новых зерен вокруг материнского зерна. Пример таких зерен показан на рис. 6 стрелками “Б”.

При дальнейшем увеличении степени деформации в уже сформированных крупных зернах развиваются интенсивные процессы фрагментации этих зерен с постепенным увеличением разориентировок фрагментов вплоть до высокоугловых, то есть преимущественным механизмом трансформации зеренной структуры на этих стадиях деформации становится непрерывная динамическая рекристаллизация.

При степенях заданной деформации $e > 2$ разница в размерах зерен для различных областей постепенно уменьшается и зеренная структура становится

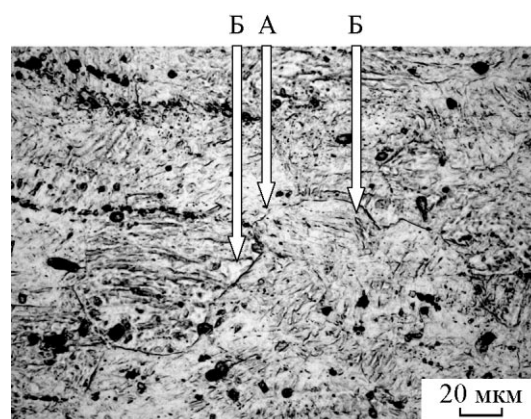


Рис. 6. Микроструктура образца сплава $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ после *abc*-прессования до $e = 4,15$. Стрелкой “А” отмечен участок мигрирующей границы, стрелками “Б” — мелкие зёрна на границе крупного зерна.

сравнительно однородной по всему объему образца с довольно высокой объемной долей субмикроструктурной и наноструктурной фракций.

Таким образом, в процессе теплогo *abc*-прессования при степенях деформации до $e = 0,62$ в образцах никелида титана формируется специфическая разнoзернистая структура, в которой имеются макроскопически локализованные области (структурные моды) с резко различающимися размерами зерен. Формирование этих областей происходит по разным механизмам. В областях, где размер зерен до указанных степеней заданной деформации изменяется слабо по сравнению с исходным, внутри зерен развивается пластическая деформация по обычному механизму: идет увеличение плотности дислокаций с последующим формированием фрагментированной структуры. Крупнозернистые области формируются, предположительно, одновременно по механизмам динамической собирательной рекристаллизации и “рассыпания” большеугловых границ зерен. При этом параллельно идет образование мелких зерен по механизму прерывистой динамической рекристаллизации. После завершения формирования разнoзернистой структуры, или, другими словами, по достижении в крупнозернистых областях максимального размера зерен, при дальнейшем увеличении заданной деформации эволюция зеренной структуры развивается в обеих структурных модах по механизму непрерывной динамической рекристаллизации.

Изменение температурных интервалов фазовых превращений в никелиде титана в результате больших пластических деформаций может потребовать значительной корректировки или вообще исключить возможность практического использования данного

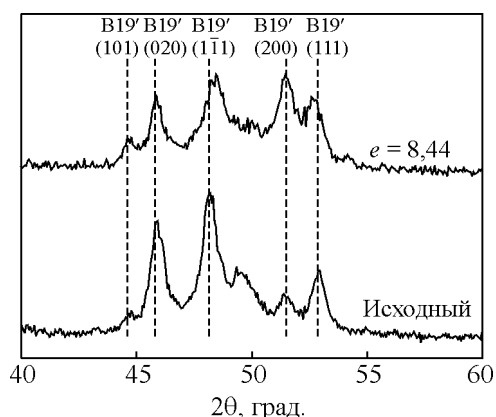


Рис. 7. Рентгеновские дифрактограммы образцов сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ в исходном состоянии и после *abc*-прессования до $e = 8,44$. CoK_{α} -излучение, $T = 295$ К.

материала в конкретных условиях. Основными факторами, которые могут изменить температуры мартенситных превращений, являются изменение химического состава основного объема материала, например, за счет старения, и наличие остаточных внутренних напряжений, которые возникают при деформации материала. Сплавы на основе никелида титана вблизи эквиатомного состава с содержанием никеля 50,2 ат. % относятся к “нестареющим” сплавам [42], поэтому химический состав сплава при использованных ТМО не изменяется. Интенсивное развитие рекристаллизационных процессов и динамического возврата в ходе теплого *abc*-прессования, постдинамический возврат и образование мартенситной фазы при охлаждении от температуры прессования позволяют предположить, что в материале не возникает значительных остаточных внутренних напряжений. Действительно, приведенные на рис. 7 рентгеновские дифрактограммы образцов сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ в исходном состоянии и после *abc*-прессования до $e = 8,44$ практически не отличаются. Полуширина дифракционных пиков изменяется слабо, наблюдается только перераспределение интенсивностей, что может быть объяснено некоторым изменением текстуры, о чем свидетельствует отличие распределения кристаллографических разориентировок элементов структуры (рис. 3з). Вследствие этого нет факторов, которые повлияли бы на температуры мартенситных превращений в результате *abc*-прессования при 723 К, что и наблюдается экспериментально. Этот факт имеет важное практическое значение, поскольку показывает возможность использования неупругих свойств (эффектов памяти формы и сверхэластичности) данного сплава после формирования УМЗ структуры в том же температурном интервале, что и крупнозернистого сплава. Таким образом, форми-

рование в исследованном сплаве мелкозернистой структуры даже с достаточно высокой долей субмикроструктурной и наноструктурной фракций не вызывает изменений температур фазовых переходов. В цитированных выше работах [11, 29, 30], где было исследовано влияние больших пластических деформаций на температуры фазовых превращений в сплавах на основе никелида титана, по-видимому, химический состав сплавов и температурно-деформационные режимы не обеспечивали релаксации возникающих внутренних напряжений, что и приводило к наблюдаемому изменению температур фазовых переходов после деформации.

Выводы

1. На начальных стадиях *abc*-прессования при температуре 723 К в образцах сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ происходит формирование специфической разнотекстурированной структуры с образованием макролокализованных областей с сильно отличающимися по размерам зернами.

2. Крупнозернистые области формируются в области ковочного креста, предположительно, одновременно как минимум по двум механизмам: динамической собирательной рекристаллизации и “рассыпания” большеугловых границ зерен; при этом вокруг некоторых крупных зерен наблюдается образование мелких зерен микронного размера по механизму прерывистой динамической рекристаллизации.

3. При степенях деформации $e > 2$ во всем объеме образца происходит измельчение зеренной структуры по механизму непрерывной динамической рекристаллизации, приводящее к формированию однородной мелкозернистой структуры с высокой объемной долей субмикроструктурной и наноструктурной фракций.

4. Развитие рекристаллизационных процессов и динамического возврата в ходе теплого прессования обеспечивают релаксацию остаточных внутренних напряжений, что обуславливает постоянство температур мартенситных превращений в сплаве $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ при всех исследованных степенях деформации.

Авторы выражают признательность Н.В. Гирсовой за проведение электронномикроскопических исследований и Ю.П. Миронову за выполнение съёмки на рентгеновском дифрактометре.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта СО РАН III.23.2.2 и проекта РФФИ № 13-08-90421_Укр_ф_а.

Литература

1. Валиев Р.З., Александров И.А. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: ИКЦ "Академкнига", 2007, 398 с.
2. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science. *Acta Materialia*, 2013, v. 61, p. 2782 – 2817.
3. Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas John J. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science*, 2014, v. 60, p. 130 – 207.
4. Столяров В.В., Прокофьев Е.А., Прокошкин С.Д., Добаткин С.В., Трубицына И.Б., Хмелевская И.Ю., Пушин В.Г., Валиев Р.З. Структурные особенности, механические свойства и эффект памяти формы в сплавах TiNi, подвергнутых равноканальному угловому прессованию. *ФММ*, 2006, т. 100, № 6, с. 91 – 102.
5. Прокошкин С.Д., Белоусов М.Н., Абрамов В.Я., Коротицкий А.В., Макушев С.Ю., Хмелевская И.Ю., Добаткин С.В., Столяров В.В., Прокофьев Е.А., Жариков А.И., Валиев Р.З. Создание субмикроструктурной структуры и повышение функциональных свойств сплавов системы Ti – Ni – Fe с эффектом запоминания формы с помощью РКУП. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2007, № 2, с. 8 – 13.
6. Khmelevskaya I.Yu., Prokoshkin S.D., Trubitsyna I.B., Belousov M.N., Dobatkin S.V., Tatyani E.V., Korotitskiy A.V., Brailovski V., Stolyarov V.V., Prokofiev E.A. Structure and properties of Ti – Ni-based alloys after equal-channel angular pressing and high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering A*, 2008, v. 481 – 482, p. 119 – 122.
7. Юрченко Л.И., Дюпин А.П., Гундеров Д.В. и др. Механические свойства и структура высокопрочных наноструктурных сплавов никелида титана, подвергнутых РКУП и прокатке. *Электронный журнал "Фазовые переходы, упорядоченные состояния и новые материалы"*. <http://www.ptosnm.ru>, 2006.
8. Гундеров Д.В., Прокофьев Е.А., Пушин В.Г., Валиев Р.З. Исследование природы высокой прочности и пластичности ультрамелкозернистого сплава TiNi, полученного равноканальным угловым прессованием. *Деформация и разрушение материалов*, 2007, № 10, с. 13 – 21.
9. Прокофьев В.А. Структура и свойства ультрамелкозернистых сплавов Ti-Ni, полученных интенсивной пластической деформацией. *Вестник УГАТУ*, 2006, т. 8, № 4, с. 169-174.
10. Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Колобов Ю.Р., Иванов К.В., Лотков А.И., Гришцов В.Н., Валиев Р.З., Иванов М.Б. Локализация мартенситной деформации на мезо- и макромасштабном уровнях в крупнозернистом и субмикроструктурном сплавах с памятью формы. *Физическая мезомеханика*, 2004, № 7, Спец. выпуск ч. 1, с. 127 – 130.
11. Пушин В.Г., Лотков А.И., Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Дударев Е.Ф., Куранова Н.Н., Дюпин А.П., Гундеров Д.В., Бакач Г.П. О природе аномально высокой пластичности высокопрочных сплавов никелида титана с эффектами памяти формы. Исходная структура и механические свойства. *ФММ*, 2008, т. 10, № 5, с. 537 – 547.
12. Karaman I., Ersin Karaca H., Maier H.J., Luo Z.P. The Effect of Severe Marforming on Shape Memory Characteristics of a Ti-Rich NiTi Alloy Processed Using Equal Channel Angular Extrusion. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, v. 33A, p. 2527 – 2539.
13. Valiev R., Gunderov D., Prokofiev E., Pushin V., Zhu Yu. Nanostructuring of TiNi alloy by SPD processing for advanced properties. *Materials Transactions*, 2008, v. 49, no. 1, p. 97 – 101.
14. Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю., Добаткин С.В. и др. Эволюция структуры при интенсивной пластической деформации сплавов с памятью формы на основе никелида титана. *ФММ*, 2004, т. 97, № 6, с. 84 – 90.
15. Brailovski V., Demers V., Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Yu., Inaekyan K.E., Dobatkin S.V., Tatyani E.V. Structure and properties of the Ti – 50.0 at.% alloy after strain hardening and nanocrystallizing thermomechanical processing. *Materials Transaction*, 2006, v. 47, no. 3, p. 795 – 804.
16. Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Trubitsyna I.B., Tatyani E.V., Stolyarov V.V., Prokofiev E.A. Alloy composition, deformation temperature, pressure and post-deformation annealing effects in severely deformed Ti – Ni based shape memory alloys. *Acta Materialia*, 2005, v. 53, p. 2703 – 2714.
17. Прокошкин С.Д., Браиловский В., Хмелевская И.Ю., Добаткин С.В., Инаекян К.Э., Демерс В., Бастараш Е., Татьяна Е.В. Формирование нанокристаллической структуры при интенсивной пластической деформации прокаткой и отжиге и повышение комплекса функциональных свойств сплавов Ti – Ni. *Известия РАН. Серия физическая*, 2006, т. 70, №9, с. 1344 – 1348.
18. Prokoshkin S.D., Brailovski V., Inaekyan K.E., Demers V., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Tatyani E.V. Structure and properties of severely cold-rolled and annealed Ti – Ni shape memory alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2008, v. 481 – 482, p. 114 – 118.
19. Прокошкин С.Д., Браиловский В., Коротицкий А.В., Инаекян К.Э., Глезер А.М. Особенности формирования структуры никелида титана при ТМО, включающей холодную пластическую деформацию от умеренной до интенсивной. *Физика металлов и металловедение*. 2010, т. 110, № 3, с. 305 – 320.
20. Дюпин А.П., Куранова Н.Н., Пушин В.Г., Валиев Р.З. Влияние интенсивной пластической деформации кручением на структуру и свойства сплавов на основе никелида титана с эффектами памяти формы. *Известия РАН. Серия физическая*, 2009, т. 72, № 4, с. 583 – 585.
21. Куранова Н.Н., Гундеров Д.В., Уксусников А.Н., Лукьянов А.В., Юрченко Л.И., Прокофьев Е.А., Пушин В.Г., Валиев Р.З. Влияние термообработки на структурные и фазовые превращения и механические свойства сплава TiNi, подвергнутого интенсивной пластической деформацией кручением. *ФММ*, 2009, т. 108, № 6, с. 589 – 601.

22. Куранова Н.Н., Макаров В.В., Пушин В.Г., Уксуеников А.Н., Валиев Р.З., Гундеров Д.В., Лукьянов А.В., Прокофьев Е.А. Аморфизация объемных сплавов на основе никелида титана интенсивной пластической деформацией кручением. Известия РАН. Серия физическая, 2009, т. 73, № 8, с. 1179 – 1181.
23. Gunderov D., Lukyanov A., Prokofiev E., Pushin V.G. Mechanical properties of the nanocrystalline $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ alloy produced by High Pressure Torsion. Eur. Phys. J. Special Topics, 2008, v. 158, p. 53 – 58.
24. Gunderov D., Lukyanov A., Prokofiev E., Kilmametov A., Pushin V., Valiev R. Mechanical properties and martensitic transformations in nanocrystalline $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ alloy produced by high-pressure torsion. Materials Science and Engineering A, 2009, v. 503, p. 75 – 77.
25. Гришков В.Н., Лотков А.И., Дударев Е.Ф., Гирсова Н.В., Табаченко А.А. Влияние температуры интенсивной пластической деформации на микроструктуру и мартенситные превращения в никелиде титана. Физическая мезомеханика, 2006, т. 9, Спец. выпуск, с. 95 – 98.
26. Лотков А.И., Батуринов А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И. О возможной роли дефектов кристаллического строения в механизмах нанофрагментации зёрновой структуры при интенсивной холодной пластической деформации металлов и сплавов. Физическая мезомеханика, 2007, т. 10, № 3, с. 67 – 79.
27. Лотков А.И., Гришков В.Н., Дударев Е.Ф., Гирсова Н.В., Табаченко А.Н. Формирование ультрамелкозернистого состояния, мартенситные превращения и неупругие свойства никелида титана после “abc”-прессования. Вопросы материаловедения, 2008, № 1, с. 161 – 165.
28. Дударев Е.Ф., Валиев Р.З., Колобов Ю.Р., Лотков А.И., Пушин В.Г., Бакач Г.П., Гундеров Д.В., Дюпин А.П., Куранова Н.Н. О природе аномально высокой пластичности высокопрочных сплавов никелида титана с эффектами памяти формы. II. Особенности механизмов пластической деформации при изотермическом нагружении. ФММ, 2009, т. 107, № 3, с. 316 – 330.
29. Лотков А.И., Кашин О.А., Гришков В.Н., Круковский К.В., Жапова Д.Ю., Смоляженко Ю.В. Влияние теплой прокатки на закономерности деформации и разрушения при растяжении сплава на основе никелида титана. Перспективные материалы. Спец. выпуск, октябрь, 2011, т. 1, №13, с. 401 – 409.
30. Лотков А.И., Гришков В.Н., Дударев Е.Ф., Коваль Ю.Н., Гирсова Н.В., Кашин О.А., Табаченко А.Н., Фирстов Г.С., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю. Ультрамелкозернистая структура и мартенситные превращения в никелиде титана после теплового abc-прессования. Перспективные материалы, 2011, № 3, с. 98 – 107.
31. Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашин О.А., Батуринов А.А., Жапова Д.Ю., Гирсова Н.В., Тимкин В.Н., Круковский К.В., Братчиков А.Д. Формирование ультрамелкозернистой структуры никелида титана при ступенчатом понижении температуры тёплой многопроходной прокатки. Перспективные материалы. Спец. выпуск №13, октябрь, 2011, т. 2, с. 931 – 938.
32. Nakayama H., Tsuchiya K., Umemoto M. Crystal refinement and amorphisation by cold rolling in TiNi shape memory alloys. Scripta Materialia, 2001, v. 4, p. 1781 – 1785.
33. Dehghani K., Khamei A.A. Hot deformation behavior of 60NiTi (Ni_{60 wt.%} – Ti_{40 wt.%}) alloy: Experimental and computational studies. Materials Science and Engineering A, 2010, v. 527, p. 684 – 690.
34. Frenzel J., Burow J.A., Payton E.J., Rezanka S., Eggeler G. Improvement of NiTi shape memory actuator performance through ultra-fine grained and nanocrystalline microstructures. Advanced Engineering Materials, 2011, v. 13, no. 4, p. 256 – 268.
35. Lotkov A.I., Baturin A.A., Grishkov V.N., Kopylov V.I. Mechanism of hot, warm and cold plastic deformation effect on microstructure of titanium nickelide – based shape-memory alloys. The 12-th China-Russia Symposium on Advanced Materials and Technologies “Advanced Metals, Ceramics and Composites”. Eds: Hailing Tu, Konstantin Solntsev, Rong Zhou. Yunnan Publishing Group Corporation. Yunnan Science and Technology Press, Kunming: 2013, Part II, p. 344 – 348.
36. Humphreys F.J., Hatherly M.: Recrystallization and Related Annealing Phenomena, 2nd ed., Elsevier, Oxford, 2004, 658 p.
37. Liao X.Z., Kilmametov A.R., Valiev R.Z., Gao H., Li X., Mukherjee A.K., Bingert J.F., Zhu Y.T. High-pressure torsion-induced grain growth in electrodeposited nanocrystalline Ni. Applied Physics Letters, 2006, v. 88, p. 021909-1 – 021909-3.
38. Sansoz F., Dupont V. Grain growth behavior at absolute zero during nanocrystalline metal indentation. Applied Physics Letters, 2006, v. 89, p. 111901-1 – 111901-3.
39. James C. M. Li. Mechanical Grain Growth in Nanocrystalline Copper. Physical Review Letters, 2006, v. 96, p. 215506-1 – 215506-4.
40. Wang Y.B., Ho J.C., Liao X.Z., Li H.Q., Ringer S.P., Zhu Y.T. Mechanism of grain growth during severe plastic deformation of a nanocrystalline Ni – Fe alloy. Applied Physics Letters, 2009, v. 94, p. 011908-1 – 011908-3.
41. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Физическая мезомеханика и неравновесная термодинамика как методологическая основа наноматериаловедения. Физическая мезомеханика, 2009, т. 12, № 4, с. 7 – 26.
42. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. 1. Структура, фазовые превращения и свойства. Под ред. В. Г. Пушина. Екатеринбург: УрО РАН, 2006, 436 с.

References

1. Valiyev R.Z., Aleksandrov I.A. *Obyemnyye nanostrukturnyye metallicheskiye materialy: polucheniye, struktura i svoystva* [Bulk nanostructure metal materials: obtaining, structure and properties]. Moscow, IKTs Akademkniga Publ., 2007, 398 p.
2. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science. Acta Materialia, 2013, vol. 61, pp. 2782 – 2817.
3. Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas John J. Dynamic and post-dynamic recrystallization under

- hot, cold and severe plastic deformation conditions. Progress in materials science, 2014, vol. 60, pp. 130 – 207.
4. Stolyarov V.V., Prokofyev Ye.A., Prokoshkin S.D., Dobatkin S.V., Trubitsyna I.B., Khmelevskaya I.Yu., Pushin V.G., Valiyev R.Z. Strukturnye osobennosti, mekhanicheskiye svoystva i effekt pamyati formy v splavakh TiNi, podvergnutykh ravnokanalnomu uglovomu pressovaniyu [Structure, mechanical properties and memory shape effect in TiNi alloys after equal channel angular pressing]. *Fizika metallov i metallovedeniye — The physics of metals and metallography*, 2006, vol. 100, no. 6, pp. 91 – 102.
 5. Prokoshkin S.D., Belousov M.N., Abramov V.Ya., Korotitsky A.V., Makushev S.Yu., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Stolyarov V.V., Prokofyev Ye.A., Zharikov A.I., Valiyev R.Z. Sozdaniye submikrokristallicheskoy struktury i povysheniye funktsional-nykh svoystv splavov sistemy Ti – Ni – Fe s efektom zapominaniya formy s pomoshchyu RKUP [Creation of sub-microcrystal structure and increase of functional properties of Ti-Ni-Fe alloy with memory shape effect by equal channel angular pressing]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov — Metal science and heat treatment*, 2007, no. 2, pp. 8 – 13.
 6. Khmelevskaya I.Yu., Prokoshkin S.D., Trubitsyna I.B., Belousov M.N., Dobatkin S.V., Tatyani E.V., Korotitskiy A.V., Brailovski V., Stolyarov V.V., Prokofiev E.A. Structure and properties of Ti-Ni-based alloys after equal-channel angular pressing and high-pressure torsion. *Materials science and engineering A*, 2008, vol. 481 – 482, pp. 119-122.
 7. Yurchenko L.I., Dyupin A.P., Gunderov D.V. et al. Mekhanicheskiye svoystva i struktura vysokoprochnykh nanostrukturnykh splavov nikelida titana, podvergnutykh RKUP i prokatke [Mechanical properties and structure of high-strength nanostructure nickel-titanium alloys after equal-channel angular pressing and rolling]. E-journal <http://www.ptosnm.ru>, 2006.
 8. Gunderov D.V., Prokofyev Ye.A., Pushin V.G., Valiyev R.Z. Issledovaniye prirody vysokoy prochnosti i plastichnosti ultramelkozernistogo splava TiNi, poluchennogo ravnokanalnym uglovym pressovaniyem [Study of high-strength and plasticity nature of ultra-low grain TiNi alloy obtained by equal-channel angular pressing]. *Deformatsiya i razrusheniye materialov — Deformation and fracture of materials*, 2007, no. 10, pp. 13 – 21.
 9. Prokofyev V.A. Struktura i svoystva ultramelkozernistykh splavov Ti-Ni, poluchennykh intensivnoy plasticheskoy deformatsiyey [Structure and properties of ultra-low grain TiNi alloy obtained by intensive plastic deformation]. *Vestnik UGATU — Ufa State aviation technical university*, 2006, vol. 8, no. 4, pp. 169 – 174.
 10. Dudarev Ye.F., Bakach G.P., Kolobov Yu.R., Ivanov K.V., Lotkov A.I., Grishkov V.N., Valiyev R.Z., Ivanov M.B. Lokalizatsiya martensitnoy deformatsii na mezo- i makromasshtabnom urovnyakh v krupnozernistom i submikrokristallicheskome splavakh s pamyaty formy [Localization of martensitic deformation on meso- and macro-scale levels in large grain and sub-micro grain alloys with shape memory]. *Fizicheskaya mezomekhanika - Physical mesomechanics*, 2004, no. 7, spec. issue 1, pp. 127 – 130.
 11. Pushin V.G., Lotkov A.I., Kolobov Yu.R., Valiyev R.Z., Dudarev Ye.F., Kuranova N.N., Dyupin A.P., Gunderov D.V., Bakach G.P. O prirode anomalno vysokoy plastichnosti vysokoprochnykh splavov nikelida titana s effektami pamyati formy. Iskhodnaya struktura i mekhanicheskiye svoystva [Nature of anomalously high plasticity of titanium nickel alloy with shape memory. Initial structure and mechanical properties]. *Fizika metallov i metallovedeniye — The physics of metals and metallography*, 2008, vol. 10, no. 5, pp. 537 – 547.
 12. Karaman I., Ersin Karaca H., Maier H.J., Luo Z.P. The effect of severe marforming on shape memory characteristics of a Ti-rich NiTi alloy processed using equal channel angular extrusion. *Metallurgical and materials transactions A*, 2003, vol. 33A, pp. 2527 – 2539.
 13. Valiev R., Gunderov D., Prokofiev E., Pushin V., Zhu Yu. Nanostructuring of TiNi alloy by SPD processing for advanced properties. *Materials transactions*, 2008, vol. 49, no. 1, pp. 97 – 101.
 14. Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V. et al. Evolyutsiya struktury pri intensivnoy plasticheskoy deformatsii splavov s pamyaty formy na osnove nikelida titana [Evolution of structure under intensive plastic deformation of memory shape alloys on nickel-titanium base]. *Fizika metallov i metallovedeniye — The physics of metals and metallography*, 2004, vol. 97, no. 6, pp. 84 – 90.
 15. Brailovski V., Demers V., Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Yu., Inaekyan K.E., Dobatkin S.V., Tatyani E.V. Structure and properties of the Ti-50.0 at.% alloy after strain hardening and nanocrystallizing thermomechanical processing. *Materials transaction*, 2006, vol. 47, no. 3, pp. 795 – 804.
 16. Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Trubitsyna I.B., Tatyani E.V., Stolyarov V.V., Prokofiev E.A. Alloy composition, deformation temperature, pressure and post-deformation annealing effects in severely deformed Ti – Ni based shape memory alloys. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, pp. 2703 – 2714.
 17. Prokoshkin S.D., Brailovsky V., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Inaekyan K.E., Demers V., Bastarash Ye., Tatyani Ye.V. Formirovaniye nanokristallicheskoy struktury pri intensivnoy plasticheskoy deformatsii prokatkoy i otzhige i povysheniye kompleksa funktsionalnykh svoystv splavov Ti – Ni [Formation of nanocrystal structure under intensive plastic deformation by rolling and annealing and increase of functional properties of Ti – Ni alloys]. *Izvestiya RAN. Seriya fizicheskaya — Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2006, vol. 70, no. 9, pp. 1344 – 1348.
 18. Prokoshkin S.D., Brailovski V., Inaekyan K.E., Demers V., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Tatyani E.V. Structure and properties of severely cold-rolled and annealed Ti – Ni shape memory alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2008, vol. 481 – 482, pp. 114 – 118.
 19. Prokoshkin S.D., Brailovsky V., Korotitsky A.V., Inaekyan K.E., Glezer A.M. Osobennosti formirovaniya struktury nikelida titana pri TMO, vklyuchayushchey

- khodnuyu plasticheskuyu deformatsiyu ot umerennoy do intensivnoy [Peculiarities of titanium nickelide structure formation under thermo-mechanical treatment including cold plastic deformation from medium to intensive]. *Fizika metallov i metallovedeniye — The physics of metals and metallography*. 2010, vol. 110, no. 3, pp. 305 – 320.
20. Dyupin A.P., Kuranova N.N., Pushin V.G., Valiyev R.Z. Vliyaniye intensivnoy plasticheskoy deformatsii krucheniym na strukturu i svoystva splavov na osnove nikelida titana s efektami pamyati formy [Effect of intensive plastic deformation by torsion on structure and properties of memory shape Ni – Ti alloy]. *Izvestiya RAN. Seriya fizicheskaya — Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2009, vol. 72, no. 4, pp. 583 – 585.
21. Kuranova N.N., Gunderov D.V., Uksusnikov A.N., Lukyanov A.V., Yurchenko L.I., Prokofyev Ye.A., Pushin V.G., Valiyev R.Z. Vliyaniye termoobrabotki na strukturnye i fazovye prevrashcheniya i mekhanicheskiye svoystva splava TiNi, podvergnutogo intensivnoy plasticheskoy deformatsiyey krucheniym [Effect of thermal treatment on structure and phase transformation and mechanical properties of TiNi alloy after intensive plastic deformation by torsion]. *Fizika metallov i metallovedeniye — The physics of metals and metallography*, 2009, vol. 108, no. 6, pp. 589 – 601.
22. Kuranova N.N., Makarov V.V., Pushin V.G., Uksusnikov A.N., Valiyev R.Z., Gunderov D.V., Lukyanov A.V., Prokofyev Ye.A. Amorfizatsiya obyemnykh splavov na osnove nikelida titana intensivnoy plasticheskoy deformatsiyey krucheniym [Amorphization of bulk titanium nickelid alloys by torsion intensive plastic deformation]. *Izvestiya RAN. Seriya fizicheskaya — Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2009, vol. 73, no. 8, pp. 1179 – 1181.
23. Gunderov D., Lukyanov A., Prokofiev E., Pushin V.G. Mechanical properties of the nanocrystalline $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ alloy produced by high pressure torsion. *Eur. Phys. J. Special Topics*, 2008, vol. 158, pp. 53 – 58.
24. Gunderov D., Lukyanov A., Prokofiev E., Kilmametov A., Pushin V., Valiev R. Mechanical properties and martensitic transformations in nanocrystalline $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ alloy produced by high-pressure torsion. *Mat. Sci. & Eng. A*, 2009, vol. 503, pp. 75 – 77.
25. Grishkov V.N., Lotkov A.I., Dudarev Ye.F., Girsova N.V., Tabachenko A.A. Vliyaniye temperatury intensivnoy plasticheskoy deformatsii na mikrostrukturu i martensitnye prevrashcheniya v nikelide titana [Effect of temperature of intensive plastic deformation on microstructure and martensitic transformation in titanium nickelid]. *Fizicheskaya mezomekhanika — Physical mesomechanics*, 2006, vol. 9, spec. issue, pp. 95 – 98.
26. Lotkov A.I., Baturin A.A., Grishkov V.N., Kopylov V.I. O vozmozhnoy roli de-fektov kristallicheskogo stroyeniya v mekhanizmax nanofragmentatsii zyo-rennoy struktury pri intensivnoy kholodnoy plasticheskoy deformatsii metallov i splavov [Role of crystal defects in nanofragmentation of grain structure under intensive cold plastic deformation of metals and alloys]. *Fizicheskaya mezomekhanika — Physical mesomechanics*, 2007, vol. 10, no. 3, pp. 67 – 79.
27. Lotkov A.I., Grishkov V.N., Dudarev Ye.F., Girsova N.V., Tabachenko A.N. Formirovaniye ultramelkozernistogo sostoyaniya, martensitnye prevrashcheniya i neuprugkiye svoystva nikelida titana posle “abc”-pressovaniya [Formation of ultrafine grain structure, martensitic transformations and unelastic properties of titanium nickelide after abc-pressing]. *Voprosy materialovedeniya — Inorganic materials. Applied research*. 2008, no. 1, pp. 161 – 165.
28. Dudarev Ye.F., Valiyev R.3., Kolobov Yu.R., Lotkov A.I., Pushin V.G., Bakach G.P., Gunderov D.V., Dyupin A.P., Kuranova N.N. O prirode anomalno vysokoy plastichnosti vysokoprochnnykh splavov nikelida titana s efektami pamyati formy. II. Osoben-nosti mekhanizmov plasticheskoy deformatsii pri izotermicheskom nagruzhenii [Nature of anomalously high plasticity of high-strength memory shape titanium nickelide alloys. II Peculiarities of plastic deformation mechanism under isothermal loading]. *Fizika metallov i metallovedeniye — The physics of metals and metallography*, 2009, vol. 107, no. 3, pp. 316 – 330.
29. Lotkov A.I., Kashin O.A., Grishkov V.N., Krukovsky K.V., Zhapova D.Yu., Smolyazhenko Yu.V. Vliyaniye teploy prokatki na zakonmernosti deformatsii i razrusheniya pri rastyazhenii splava na osnove nikelida titana [Effect of worm rolling on process of deformation and destruction under titanium nickelide alloy tension]. *Perspektivnye materialy — Advanced materials*. Spets. issue, October 2011, vol. 1, no. 13, pp. 401 – 409.
30. Lotkov A.I., Grishkov V.N., Dudarev Ye.F., Koval Yu.N., Girsova N.V., Kashin O.A., Tabachenko A.N., Firstov G.S., Timkin V.N., Zhapova D.Yu. Ultramelkozernistaya struktura i martensitnye prevrashcheniya v nikelide titana posle teplogo abc-pressovaniya [Ultrafine grain structure and martensitic transformations in titanium nickelide after worm abc-pressing]. *Perspektivnye materialy — Advanced materials*, 2011, no. 3, pp. 98 – 107.
31. Lotkov A.I., Grishkov V.N., Kashin O.A., Baturin A.A., Zhapova D.Yu., Girsova N.V., Timkin V.N., Krukovsky K.V., Bratchikov A.D. Formirovaniye ultramelkozer-nistoy struktury nikelida titana pri stupenchatom ponizhenii temperatury tyoploy mnogoprokhodnoy prokatki [Formation of titanium nickelide ultrafine grain structure under step-type decrease of worm multistage rolling]. *Perspektivnye materialy — Advanced materials*. Spets. issue, October 2011, no. 13, vol. 2, pp. 931 – 938.
32. Nakayama H., Tsuchiya K., Umamoto M. Crystal refinement and amorphisation by cold rolling in TiNi shape memory alloys. *Scripta Materialia*, 2001, vol. 4, pp. 1781 – 1785.
33. Dehghani K., Khamei A.A. Hot deformation behavior of 60Nitinol ($Ni_{60\text{ wt.\%}} - Ti_{40\text{ wt.\%}}$) alloy: Experimental and computational studies. *Materials Science and Engineering A*, 2010, vol. 527, pp. 684 – 690.
34. Frenzel J., Burow J.A., Payton E.J., Rezanka S., Eggeler G. Improvement of NiTi shape memory actuator performance through ultra-fine grained and nanocrystalline microstructures. *Advanced engineering materials*, 2011, vol. 13, no. 4, pp. 256 – 268.

35. Lotkov A.I., Baturin A.A., Grishkov V.N., Kopylov V.I. Mechanism of hot, warm and cold plastic deformation effect on microstructure of titanium nickelide – based shape-memory alloys. The 12-th China-Russia Symposium on Advanced Materials and Technologies “Advanced Metals, Ceramics and Composites”. Eds: Hailing Tu, Konstantin Solntsev, Rong Zhou. Yunnan Publishing Group Corporation, Yunnan Science and Technology Press, Kunming: 2013, Part II, pp. 344 – 348.
36. Humphreys F.J. and Hatherly M.: Recrystallization and Related Annealing Phenomena, 2nd ed., Elsevier, Oxford, 2004, 658 p.
37. Liao X.Z., Kilmametov A.R., Valiev R.Z., Gao H., Li X., Mukherjee A.K., Bingert J.F., Zhu Y.T. High-pressure torsion-induced grain growth in electrodeposited nanocrystalline Ni. Applied physics letters, 2006, vol. 88, pp. 021909-1 – 021909-3.
38. Sansoz F., Dupont V. Grain growth behavior at absolute zero during nanocrystalline metal indentation. Applied physics letters, 2006, vol. 89, pp. 111901-1 – 111901-3.
39. James C. M. Li. Mechanical grain growth in nanocrystalline copper. Physical review letters, 2006, vol. 96, pp. 215506-1 – 215506-4.
40. Wang Y.B., Ho J.C., Liao X.Z., Li H.Q., Ringer S.P., Zhu Y.T. Mechanism of grain growth during severe plastic deformation of a nanocrystalline Ni-Fe alloy. Applied physics letters, 2009, vol. 94, pp. 011908-1 – 011908-3.
41. Panin V.E., Yegorushkin V.E. Fizicheskaya mezomekhanika i neravnovesnaya termodinamika kak metodologicheskaya osnova nanomaterialovedeniya. Fizicheskaya mezomekhanika [Physical meso-mechanics and non-equilibrium thermodynamics as base of nano-materials science]. *Fizicheskaya mezomekhanika — Physical mesomechanics*, 2009, vol. 12, no. 4, pp. 7 – 26.
42. Pushin V. G. *Splavy nikelida titana s pamyatyu formy. Ch. 1. Struktura, fazovye prevrashcheniya i svoystva* [Memory shape titanium nickelide alloys. 1. Structure, phase transformation and properties]. Yekaterinburg, Russia, Ural branch of RAS Publ., 2006, 436 p.

Статья поступила в редакцию 15.05.2014 г.

Лотков Александр Иванович — Институт физики прочности и материаловедения РАН (г. Томск), доктор физико-математических наук, профессор, зам. руководителя (ИФПМ СО РАН), специалист в области сплавов с памятью формы, ионноплазменной обработки, интенсивной пластической деформации, нано- и микроструктур. E-mail: lotkov@ispms.tsc.ru.

Кашин Олег Александрович — Институт физики прочности и материаловедения РАН (г. Томск), доктор технических наук, ведущий научный сотрудник, специалист в области нано- и микроструктур, сплавов с памятью формы, трибологии. E-mail: okashin@ispms.tsc.ru.

Гришков Виктор Николаевич — Институт физики прочности и материаловедения РАН (г. Томск), кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник, специалист в области сплавов с памятью формы, ионноплазменной обработки, интенсивной пластической деформации, нано- и микроструктур. E-mail: okashin@ispms.tsc.ru.

Круковский Константин Витальевич — Институт физики прочности и материаловедения РАН (г. Томск), кандидат технических наук, младший научный сотрудник, специалист в области нано- и микроструктур, сплавов с памятью формы, трибологии. E-mail: kvk@ispms.tsc.ru.

Effect of deformation degree at isothermal *abc*-pressing on structure evolution and phase transformations temperature of TiNi-based alloy

A. I. Lotkov, O. A. Kashin, V. N. Grishkov, K. V. Krukovskii

Evolution of a microstructure and change of phase transformations temperatures of alloy $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (at. %) with increase of deformation degree at isothermal *abc*-pressing ($T = 723$ K) are investigated. It is revealed, that on an initial stage of *abc*-pressing in area of the forging cross there is a sharp increase of grains size, in some cases exceeding an initial size almost 10 times. Possible mechanisms of such structure formation are analyzed. It is shown, that at extents of true deformation 2 in all volume of the sample there is a crushing grain structure on the mechanism of the continuous dynamic recrystallization, leading to formation of a homogeneous fine grain structure to a high volume fraction submicrocrystalline and nanostructured fractions. It is installed, that at all investigated deformation degree the martensitic transformations temperatures practically remain constants that speaks an intensive leakage of processes of dynamic and postdynamic retrace, and also formation of the martensitic phase at cooling from pressing temperature.

Keywords: TiNi-based alloy, isothermal *abc*-pressing, microstructure, dynamic recrystallization, temperatures of martensitic transformations

Lotkov Aleksander — Institute of strength physics and materials science of Siberian branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS), Dr Sci (Phys Math), professor, Deputy Director. E-mail: lotkov@ispms.tsc.ru.

Kashin Oleg — Institute of strength physics and materials science of Siberian branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS), Dr Sci, senior researcher. E-mail: okashin@ispms.tsc.ru.

Grishkov Viktor — Institute of strength physics and materials Science of Siberian branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS), Ph.D, senior researcher. E-mail: lotkov@ispms.tsc.ru.

Krukovskiy Konstantin — Institute of strength physics and materials science of Siberian branch Russian Academy of Sciences (ISPMS SB RAS), Ph.D, research associate. E-mail: kvk@ispms.tsc.ru.