

**НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ И КЛАСТЕРИЗАЦИЯ
В АМОРФНОМ СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$
ПРИ ИПДК**

**Д. В. Гундеров, Е. В. Убыйвовк, Е. В. Болтынюк,
А. А. Чуракова, А. М. Кшуманев**

*ГАНУ "Институт стратегических исследований РБ"
Уфимский государственный авиационный технический университет
Санкт-Петербургский государственный университет
Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН*

Аннотация. Методами аналитической просвечивающей электронной микроскопии были исследованы особенности микроструктуры быстрозакаленного аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, подвергнутого воздействию интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). "Фольги" для ПЭМ были подготовлены как вдоль плоскости ИПДК образцов, так и поперек. Исследования поперек плоскости образцов показали, что в структуре подвергнутого ИПДК БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, можно выделить области с различным типом структуры. Первая область — группы полос сдвига, в которых происходит деформационно-индуцированная нанокристаллизация. В областях, окружающих группы полос сдвига, в аморфной фазе формируется аморфная кластерная структура. Обнаружена зависимость формирования размеров кластеров от температуры, при которой проводится кручение под давлением (20 и 150 °С).

Ключевые слова: наностекла, аморфные сплавы, интенсивная пластическая деформация, структуры, механические свойства.

NANOCRYSTALLIZATION AND CLUSTERING IN THE AMORPHOUS $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ALLOY DURING HPT PROCESSING

**D. V. Gunderov, E. V. Ubyivovk, E. V. Boltynuk,
A. A. Churakova, A. M. Kshumanev**

*GANU "Institute for strategic studies of the Republic Bashkortostan"
Ufa State Aviation Technical University
Saint Petersburg State University
Institute of Molecule and Crystal Physics RAS*

Abstract. Using analytical transmission electron microscopy, the microstructural features of the rapidly-quenched amorphous alloy $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, processed by high-pressure torsion (HPT), are studied. The metallographic specimens for TEM were prepared both along the section of the HPT-processed samples and across the section. The studies show that in the structure of the HPT-processed rapidly-quenched alloy $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ it is possible to distinguish areas with different structural states. The first area is shear bands where strain-induced nanocrystallization takes place. In the areas that surround a shear band, about 200 nm in width, an amorphous cluster structure is formed in the amorphous phase. A dependence is revealed of the forming cluster sizes on the temperature at which HPT is conducted (20 и 150 °C).

Keywords: nanoglasses, amorphous alloys, severe plastic deformation, structures, mechanical properties

Введение

Аморфные сплавы и их подкласс "объемные металлические стекла" (ОМС) вызывают большой интерес благодаря своим повышенным механическим свойствам таким, как высокая прочность, большое упругое удлинение, высокая коррозионная стойкость [1, 2]. Однако область возможного применения таких сплавов существенно ограничена их хрупкостью. В последние годы особое внимание ученых привлекают аморфные сплавы — объемные металлические стекла (ОМС) с наноразмерными неоднородностями в аморфной структуре (нанокластерами, нанокристаллами и т. д.) [3]. В частности, нано-

кластерную структуру можно сформировать в аморфных материалах докристаллизационными отжигами [4]. В последние годы активно исследуется влияние пластической деформации на структуру и свойства аморфных сплавов и ОМС [5, 6]. Деформирование металлических стекол при комнатной температуре осуществляется путем формирования высоко локализованных полос сдвига (ПД) [6, 7]. Формирование первой же полосы сдвига может вызвать возникновение трещин критического размера и быстрое разрушение образца при нагружении. В связи с этим актуальны исследования, направленные на улучшение пластичности и других свойств аморфных материалов.

Около 20 лет назад были синтезированы образцы в очень специфическом аморфном состоянии, в котором нанометровые кластеры с аморфной структурой одной топологии разделены границами — областями с повышенным свободным объемом [16]. Данное аморфное состояние получило название "наностекло" (nanoglass) [16]. Недавние исследования показали, что наностекла могут проявлять уникальные магнитные, механические, каталитические свойства, отличные от свойств однородно-аморфных аналогов того же состава [16]. Отсюда аморфные состояния со специфической внутренней структурой, некоторым образом распределенных областей повышенного и пониженного свободного объема, могут быть чрезвычайно интересными и проявлять необычные свойства.

В ряде работ показано, что предварительная деформация может приводить к повышению пластичности ОМС за счет формирования неоднородностей в аморфной фазе, высокой плотности полос сдвига, предотвращающих распространение полос сдвига в процессе деформации [8, 9]. Для воздействия на аморфные материалы перспективно использовать метод интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), который позволяет достичь больших степеней деформации даже на хрупких и труднодеформируемых материалах [10, 11]. В кристаллических материалах обработка методом ИПДК обычно приводит к измельчению зерен и формированию ультрамелкозернистой структуры [10, 11]. В аморфных сплавах большая сдвиговая деформация, реализованная методом ИПДК, вызывает формирование высокой плотности локализованных полос сдвига [15]. Обработка методом ИПДК приводит к значительным изменениям аморфной структуры, изменениям ближнего порядка в свободном объеме [15] и в некоторых случаях — к нанокристаллизации [12, 13]. Обнаружено, в частности, что в быстрозакаленных аморфных сплавах системы

Nd–Fe–В нанокристаллизация идет с расслоением по элементам — нанокристаллизуется основной металл Fe, а аморфная фаза обогащается элементами Nd, В [16, 19–21]. В некоторых случаях четко выявить изменения структуры аморфной фазы при ИПД не удавалось, однако были обнаружены заметные изменения физических и механических свойств образцов [24].

Ряд работ посвящен воздействию ИПДК на быстрозакаленные аморфные сплавы (БЗС) Ti–Ni–Cu [17, 18]. Согласно [17, 18], в БЗС Ti–Ni–Cu при ИПД происходит частичная нанокристаллизация, причем нанокристаллизация происходит без расслоения на элементы — нанокристаллизуется основная фаза В2 состава $Ti_2Ni_1Cu_1$ [12]. В тоже время в ряде последних работ при ИПД быстрозакаленного аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ наблюдалось формирование необычной аморфной кластерной структуры [22, 23]. Таким образом, данные о воздействии ИПДК на БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ довольно противоречивы. В связи с этим целью настоящей работы является проведение прецизионных исследований микроструктуры аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, подвергнутого ИПДК, с использованием современных методик, включая ПЭМ и СПЭМ, включая исследование структуры поперек плоскости ленты и ИПДК-диска. Ранее подобных исследований не проводилось.

Материалы и методики исследования

Исходный аморфный сплав $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ получен в виде ленты по технологии закалки расплава на вращающемся диске. Полученная лента имела ширину около 2 мм, толщину около 40 мкм и длину — несколько метров. Данные быстрозакаленные ленты широко известны и используются на практике, поскольку после отжига в лентах формируется ультрамелкозернистая структура с высокими характеристиками эффектов памяти формы [25]. Фрагменты БЗС ленты $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ были подвергнуты ИПДК на установке с бойками диаметром 10 мм под давлением $P = 6$ ГПа. Число оборотов наковален n при ИПДК составило $n = 10$ оборотов, что соответствовало степени сдвиговой деформации на половине радиуса образца 785 (рассчитано по формуле из [10]). ИПДК проводили при комнатной температуре (20 °С) и 150 °С. В результате ИПДК исходные фрагменты ленты были сконсолидированы в цельные дисковые образцы диаметром 10 мм, толщиной около 0,2 мм (в центральной части образца — диска).

Проведено комплексное исследование структуры исходного быстрозакаленного сплава (БЗС) $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ методами РСА, ДСК, ПЭМ. Для проведения дифференциальной сканирующей калориметрии использована установка Netzsch DSC 204 F1 Phoenix, скорость нагрева составляла $20\text{ }^{\circ}C/\text{мин}$, нагрев проводили до $520\text{ }^{\circ}C$, что заведомо выше температуры рекристаллизации. Рентгеноструктурный анализ выполнен на дифрактометре Bruker Phaser D2 в $Co_{K\alpha}$ излучении. Тонкую структуру образцов исследовали методом ПЭМ на микроскопе Libra 200 FE с ускоряющим напряжением 200 Кв. Фольги для ПЭМ получали на установке ионного травления Gatan Precision Ion Polishing System. Ряд образцов для ПЭМ получен в виде ламелей ионным травлением на рабочей станции Zeiss Auriga Laser.

Результаты и обсуждение

Согласно данным РСА исходный быстрозакаленный сплав находится в аморфном состоянии. На рентгенограмме присутствует гало аморфной фазы на углах около 43° , и при этом отсутствуют любые пики, соответствующие кристаллической фазе (рис. 1). Из анализа данных ДСК следует, что кристаллизация исходного БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ начинается при температуре $444\text{ }^{\circ}C$.

Особенности эволюции внутренней структуры образцов после кручения определяли методами ПЭМ, в том числе в растворяющем режиме. Три состояния ленты: исходная быстрозакаленная лента, лента

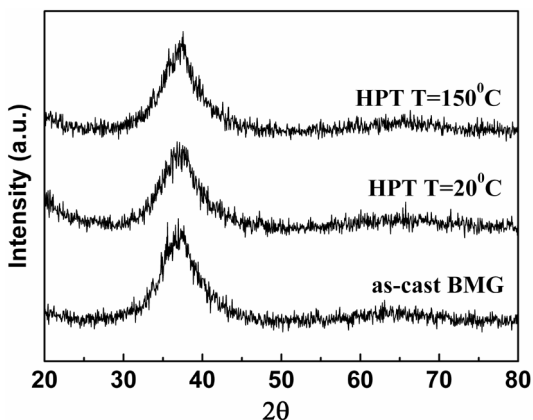


Рис 1. Рентгенограммы сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ до и после ИПДК

после ИПДК при температурах $T = 20$ и 150 °С были подробно исследованы.

Исследование структуры проводили в двух направлениях — вдоль и поперек плоскости ленты и ИПДК-диска. Для исследования вдоль плоскости диска (планарное направление, подобное направление является традиционным при ПЭМ-исследованиях) из ИПДК образцов вырезали 3 мм диски, которые были утонены и отполированы предварительно механически с двух сторон, финальная обработка и получение фольг для ПЭМ осуществляли ионным травлением. Из исходных лент получение фольг для ПЭМ осуществляли сразу на установке ионного травления.

Для исследования структуры поперек плоскости образцов с их поверхности вырезали тонкие пластины — ламели размером $1 \times 5 \times 10$ мкм. Ламели получали методом фокусированного ионного пучка (ФИБ) на рабочей станции Auriga Laser. Предварительно исследуемый материал покрывали разделительным углеродным слоем толщиной порядка 20 нм. Далее наносили защитный титановый слой. После этого из объема материала вырезали ламель, извлекали и перенесли на специальный держатель. Финальную обработку ламелей осуществляли низкоэнергетичными (1–0,5 КэВ) ионами аргона на установке FISCHIONE NanoMill для удаления поврежденного слоя.

Согласно данным РПЭМ-исследований, исходное состояние БЗС $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ в основном характеризуется аморфным контрастом "соль-перец" (рис. 2). Микродифракция с участка также показывает аморфное состояние материала.

Рентгеноструктурный анализ показывает, что после ИПДК с $n = 10$ при температуре 20 °С образец остается аморфным, пиков кристаллической фазы не наблюдаются. Однако по темнопольному ПЭМ-изображению в некоторых областях фольги наблюдаются нанокристаллы размером 2–3 нм, распределенные в аморфной фазе (рис. 3, *a*), и на снятых с этих областей микродифракции (с площади 80 нм^2) наблюдаются рефлексы от кристаллитов (см. рис. 3, *a*). На светлопольных ПЭМ-снимках высокого разрешения в данной области также наблюдаются окруженные аморфной фазой отдельные кристаллиты с разрешаемыми атомными плоскостями (см. рис. 3, *b*).

В других областях образца ИПДК 20 °С при планарных исследованиях микродифракция и ПЭМ показывает аморфное состояние, а на РПЭМ-снимках наблюдаются аморфные кластеры нанометровых размеров, разделенные светлыми границами (см. рис. 3, *в*). После

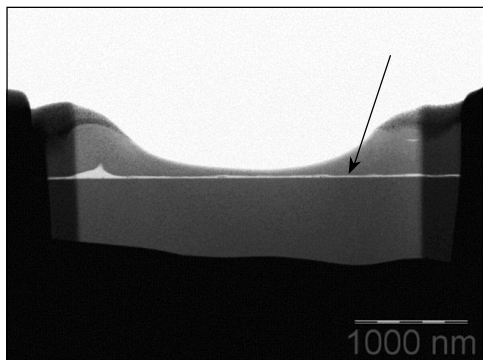
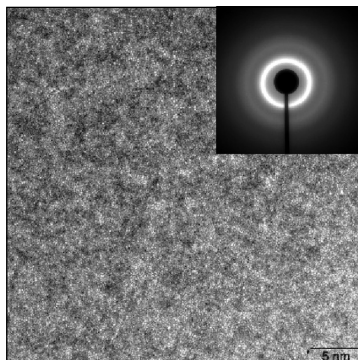
a*б*

Рис. 2. Изображение ламели в светлопольном РПЭМ:

стрелкой показан углеродный слой, разделяющий исследуемый материал (под слоем) и слой защитного напыления (*a*); ПЭМ-изображение высокого разрешения внутренней структуры исходной ленты $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ (на вставке представлена дифракция с использованием селективной апертуры диаметром 80 нм) (*б*)

ИПДК 20 °С размеры кластеров на наблюдаемом участке составляют около 30 нм (см. рис. 3, *в*).

В БЗС $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ после ИПДК при $T = 150$ °С $n = 10$ по данным ПЭМ в темнопольном режиме в некоторых областях также наблюдаются нанокристаллы размером около 5 нм, распределенные в аморфной фазе (рис. 4, *a*). И по светлопольным ПЭМ-изображениям высокого разрешения в аморфной фазе в данной области наблюдаются отдельные кристаллиты с разрешаемыми атомными плоскостями (рис. 4, *б*).

Но, как и в случае ИПДК 20 °С, на других участках фольги образца БЗС $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ ИПДК 150 °С микродифракция и ПЭМ показывают аморфное состояние, а на темнопольных РПЭМ-снимках наблюдается специфическая аморфная структура — темные кластеры размером около 40 нм, разделенные более светлыми границами толщиной 10–20 нм (рис. 4, *з*).

Таким образом, при планарных ПЭМ-исследованиях в ИПДК образцах даже в пределах одной фольги наблюдалась в различных областях структура различного типа. В одних областях наблюдались аморфные участки с кластерной структурой. На других участках —

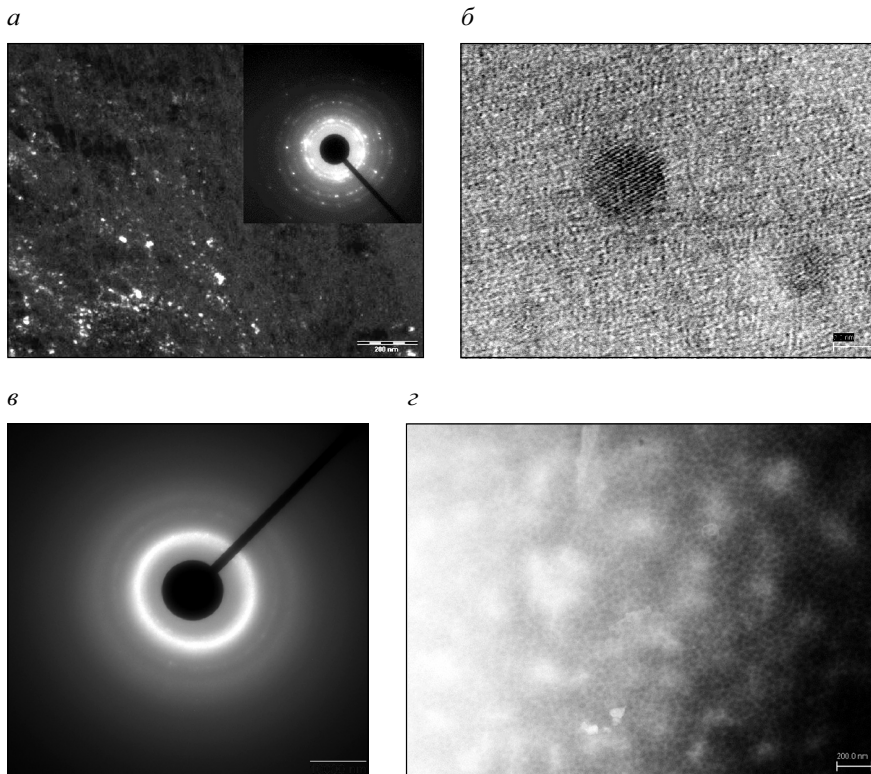


Рис. 3. Микроструктура БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, подвергнутого ИПДК при $T = 20\text{ }^{\circ}C$; $n = 10$; $P = 6\text{ ГПа}$:

a — ПЭМ темное поле, микродифракция с участка с нанокристаллами; *б* — ПЭМ светлое поле с участка с нанокристаллами *в*, *г* — микродифракция и РПЭМ в темнопольном поле на участке с кластерной структурой

нанокристаллы в аморфной фазе. Данные нанокристаллы могли образоваться в результате ИПД — индуцированной нанокристаллизации, Ранее нанокристаллизация при ИПД БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ была обнаружена в работах [12–14]. Полос сдвига, которые должны быть в деформированных аморфных материалах, при планарных ПЭМ-исследованиях обнаружено не было (как и в работах [12–14]).

Для определения локализации "кластерного контраста" и "нанокристаллов" по толщине образца "ИПДК 20 °С", были проведены специальные ПЭМ-исследования в направлении "поперек плоскости

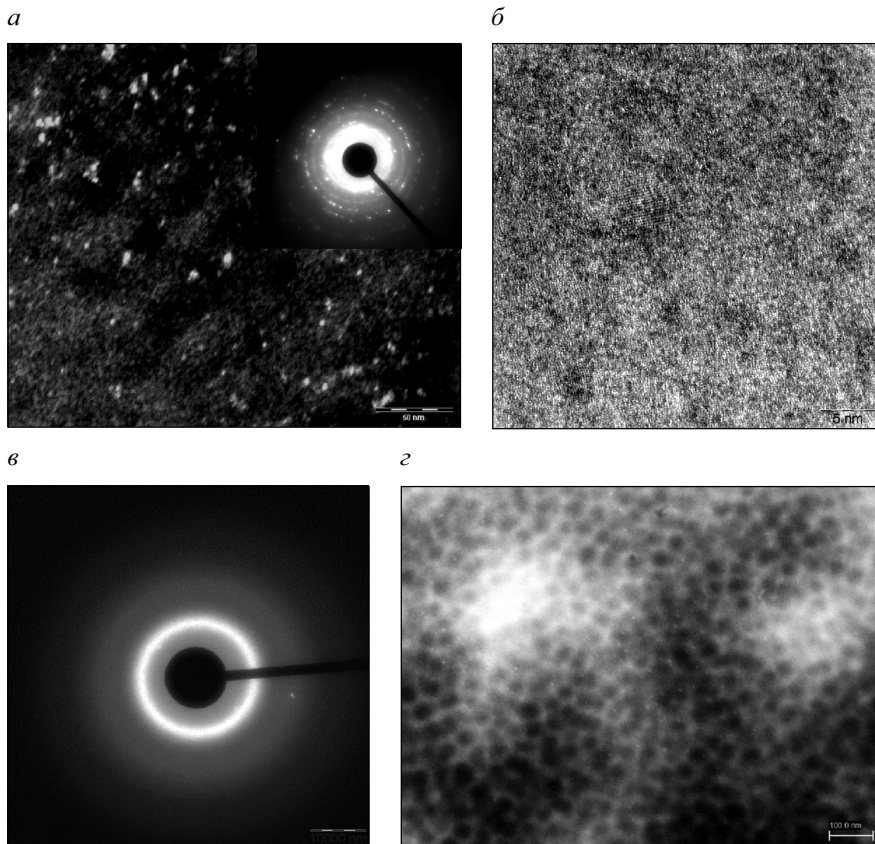


Рис. 4. Микроструктура БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, подвергнутого ИПДК при $T = 150\text{ }^{\circ}C$; $n = 10$; $P = 6\text{ ГПа}$:

a, б — ПЭМ темное поле и микродифракция ПЭМ светлое поле на участке с нанокристаллами; *в, г* — микродифракция и РПЭМ в темнопольном поле на участке с кластерной структурой

ИПДК-диска" на подготовленной ламели. ПЭМ-исследования выявили большое количество полос сдвига (рис. 5). При большем увеличении (рис. 6) заметно, что полосы формируются в виде группы близко-расположенных (на расстоянии 10–20 нм) полос сдвига. Группы полос отстоят друг от друга на расстоянии 200–400 нм. На электронной дифракции, полученной на группе полос сдвига, на фоне аморфных колец видны кристаллические рефлексы, а в темном поле высвечива-

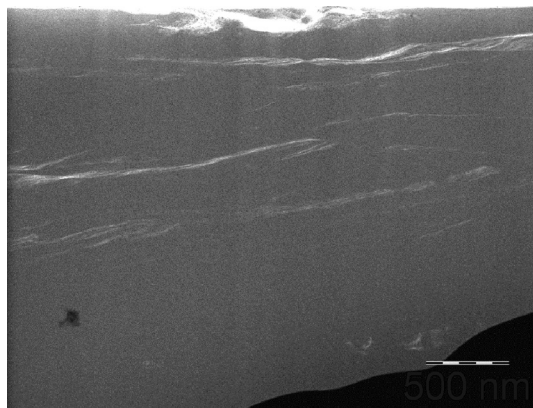


Рис. 5. Светлопольное РПЭМ $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ после ИПДК 20 °С

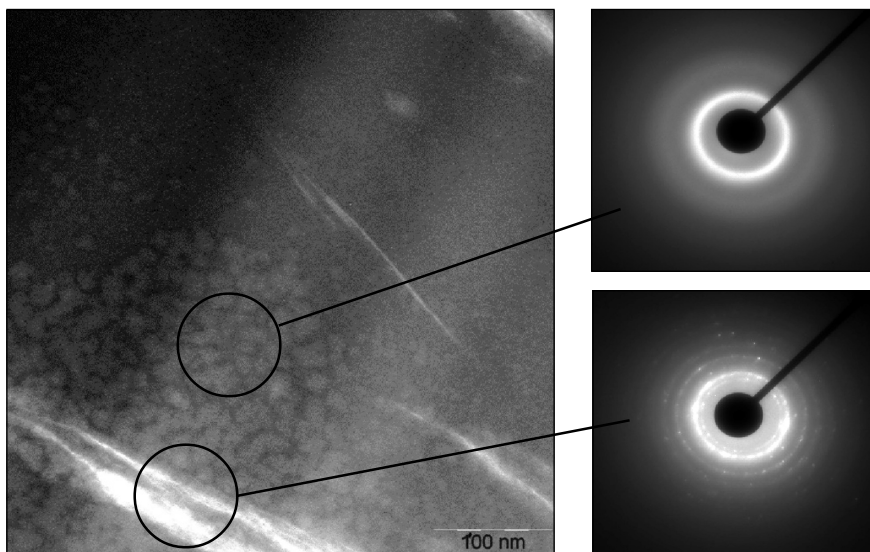


Рис. 6. Светлопольный ПЭМ $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ после ИПДК 20 °С, на котором видны три области разной структуры: кругами выделены области с которых была снята дифракция

ются нанокристаллы. Рядом с группой полос сдвига наблюдаются области с кластерным контрастом и аморфной дифракцией.

Таким образом, на исследованной ламели (см. рис. 6, б) можно выделить три характерные области. Первая: сама полоса сдвига, в которой наблюдаются нанокристаллы. На рис. 6 показано, что с использованием селективной апертуры диаметром 80 нм кристаллические рефлексы проявляются только в полосе сдвига. Области, окружающие полосу сдвига, шириной примерно 200 нм имеют кластерную структуру (см. рис. 6, б). По данным дифракции, нанокристаллизация в этих областях не наблюдается.

При удалении от полосы сдвига на расстояние более 200 нм, кластерный контраст полностью исчезает и превращается в контраст "соль-перец", характерный для исходного аморфного состояния.

Таким образом, полосы сдвига и иерархия структур хорошо обнаруживаются при наблюдении "поперек плоскости ИПДК-диска". Эти исследования выявляют следующие закономерности формирования структур различного типа по мере удаленности от полос сдвига, а именно: в самой группе полос сдвига происходит деформационно-индуцированная нанокристаллизация в аморфной фазе. В то же время в области, окружающей полосу сдвига, шириной примерно 200 нм формируется кластерная аморфная структура (см. рис. 6, б). Отдельные области образца оказываются не деформированными, они отстоят относительно далеко от полос сдвига (более 200 нм), и в них сохраняется исходная аморфная структура.

Отсюда полученные на ламелях результаты объясняют неоднородность структур в ИПДК образцах, ранее зафиксированную при планарных ПЭМ-исследованиях. Структуры, формирующиеся при ИПДК, зависят от удаленности наблюдаемой области от систем полос сдвига. Сами полосы сдвига при планарных ПЭМ исследованиях не выявляются. По-видимому, это связано с тем, что полосы сдвига имеют толщину в несколько атомных слоев, их плоскость залегания в ИПДК-образцах ориентирована поперек оси наблюдения. Кроме того, сами полосы сдвига, возможно, "вытравливаются" при подготовке фольги для ПЭМ исследований, что делает сложным их наблюдение при планарных ПЭМ-исследованиях. В то же время формирующиеся в полосах нанокристаллы, как и формирующиеся рядом с полосами области с аморфной кластерной структурой фиксируются при ПЭМ-исследованиях. Но поскольку сами полосы сдвига не наблюдаются при планарных исследованиях, нет возможности контролировать и фиксировать, какую область по удалению от полос сдвига мы наблюдаем, и в связи с этим соотнести при планарных исследованиях

формирующиеся типы структур с прохождением полос сдвига не удалось.

Деформационно-индуцированная нанокристаллизация при ИПДК аморфных БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ранее наблюдалась в целом ряде работ [12–14], но связать нанокристаллизацию с прохождением полос сдвига в указанных работах не удалось. Нанокристаллизацию в полосах сдвига ранее фиксировали в некоторых аморфных сплавах, подвергнутых деформацией растяжением или сжатием [27, 28]. В работе [28] показано, что причиной динамической нанокристаллизации при деформации аморфного материала не является локальный разогрев при образовании полосы деформации [28]. Согласно [28], причиной нанокристаллизации является увеличение свободного объема в областях деформации и связанное с этим увеличение динамической подвижности атомов. При этом нанокристаллизация активизируется, если размеры областей свободного объема в аморфной фазе соизмеримы с размерами атомов, т. е. с размерами вакансий кристаллического материала [28].

Формирование кластерной структуры при ИПДК-обработке аморфных сплавов ранее не наблюдалось (или же не заслуживало внимания исследователей). Однако нанокластерные структуры ранее уже наблюдались в аморфных материалах некоторых составов после докристаллизационных отжигов [4]. Согласно работе Грира с соавт. [26], кластерный характер структуры зафиксирован в аморфном сплаве $(Fe_{0,45}Cu_{0,55})_{33}Al_8Zr_{59}$. И данная кластерная структура после деформации сжатием на 7 % претерпела значительную эволюцию — деформирование привело к распаду кластеров в местах прохождения полос сдвига, а ближайšie к полосам сдвига кластеры увеличились в размерах [26].

В [26] кластерный характер аморфной структуры связывают с химическим расслоением — перераспределением атомов различных элементов, хотя количественно данное различие указано не было. Природа кластерной структуры ИПДК БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ требует отдельного рассмотрения и дополнительного изучения. Темный контраст на STEM HAADF-снимках указывает, что на этих областях задерживается (поглощается и отражается) меньшая доля электронов, и, соответственно, "области темного контраста" могут иметь следующие причины: а) темные кластеры имеют уменьшенную плотность; б) темные области имеют иной химический состав по сравнению с матрицей, более "прозрачный" для электронов; в) возможно, тем-

ный контраст на STEM HAADF отражает соответствующий рельеф фольги, т. е. темные области "более тонкие". Это также может быть связано с тем, что темные области имеют иной химический состав по сравнению с матрицей и более интенсивно травятся при подготовке фольги.

Выводы

Таким образом, установлены особенности микроструктуры аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, подвергнутого сдвигу под давлением при различных режимах деформации. Исследования поперек плоскости образцов показали, что в структуре подвергнутого ИПДК БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ можно выделить области с различным типом структуры. Первая область — группы полос сдвига, в которых происходит деформационно-индуцированная нанокристаллизация. В областях, окружающих группы полос сдвига, в аморфной фазе формируется аморфная кластерная структура. При удалении от полосы сдвига на расстояние более 200 нм кластерный контраст полностью исчезает и превращается в контраст "соль-перец", характерный для недеформированного аморфного состояния. Обнаружена зависимость формирования размеров кластеров от температуры, при которой проводится кручение под давлением (20 и 150 °С). Результаты о формировании кластерной структуры в аморфной фазе при ИПДК получены впервые и представляют большой научный интерес.

Публикация подготовлена в рамках выполнения государственного задания Центра нефтегазовых технологий и новых материалов ГАНУ ИСИ РБ за 2017 г.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Inoue, A.* Acta Mater / A. Inoue.— 48 (2000).— P. 279–306.
2. *Глезер, А. М.* Структура и механические свойства аморфных сплавов / А. М. Глезер, Б. М. Молотилов.— М.: Металлургия, 1992.— 208 с.
3. *Ma, E.* Tailoring structural inhomogeneities in metallic glasses to enable tensile ductility at room temperature / E. Ma, J. Ding Materials Today.— 2016.
4. *Абросимова, Г. Е.* Эволюция структуры аморфных сплавов / Г. Е. Абросимова.— УФН, 2011.— Вып. 181, № 12.— С. 1265–1281.

5. *Wang, Y. B.* Acta Mater / Y. B. Wang, D. D. Qu, X. H. Wang, Y. Cao, X. Z. Liao, M. Kawasaki, S. P. Ringer, Z. W. Shan, T. G. Langdon, J. Shen.— 2012.— Vol. 60.— P. 253–260.
6. *Zadorozhnyy, V. Yu.* Mater. Sci. Eng. / V. Yu. Zadorozhnyy, A. Inoue, D. V. Louzguine-Luzgin.— A. 2012.— Vol. 551.— P. 82–86.
7. *Meng F.*, Tsuchiya K., Seichiro I., Yokoyama Y. // Appl. Phys. Lett.— 2012.— Vol. 101.— P. 121914.
8. *Yokoyama Y.*, Yamano K., Fukaura K., Sunada H., Inoue A. // Mater. Trans.— 2001.— Vol. 42.— P. 623–632.
9. *Lee M. H.*, Lee K. S., Das J., Thomas J., Kuhn U., J. Eckert // Scripta Mater.— 2010.— Vol. 62.— P. 678–681.
10. *Valiev R. Z.*, Islamgaliev R. K., Alexandrov I. V. // Prog. Mater. Sci.— 2000.— Vol. 45, No 2.— P. 103–189.
11. *Valiev R. Z.*, Zehetbauer M. J., Estrin Y. et all. // Adv. Eng. Mater.— 2007.— Vol. 9.— P. 527–533.
12. *Valiev R. Z.*, Gunderov D. V., Zhilyaev A. P., Popov A. G., Pushin V. G. // J. Metast. Nanocryst. Mater.— 2004.— Vol. 22.— P. 21–26.
13. *Валиев Р. З.*, Пушин В. Г., Гундеров Д. В., Попов А. Г. // Докл. РАН.— 2004.— Т. 398, № 1.— С. 54.
14. *Носова Г. И.*, Шалимова А. В., Сундеев Р. В., Глезер А. М. // Кристаллография.— 2009.— Т. 54, № 6.
15. *Wang X. D.*, Cao Q. P., Jiang J. Z., Franz H., Schroers J., Valiev R. Z., Ivanisenko Y., Gleiter H., Fecht H.-J. // Scr. Mater. 2011.— Vol. 64.— P. 81–84.
16. *Herbert Gleiter* Nanoglasses: a new kind of noncrystalline materials Beilstein J. Nanotechnol.— 2013.— No 4.— P. 517–533 .
17. *Попов А. Г.* Интенсивная пластическая деформация быстрозакаленного сплава Nd9Fe85B6 / А. Г. Попов, В. С. Гавико, Н. Н. Щеголева, Л. А. Шредер, В. В. Столяров, Д. В. Гундеров, Х. Ю. Жан, В. Ли, Л. Л. Ли // Физика металлов и металловедение.— 2007.— Т. 104, № 3.— С. 251–260.
18. *Li, W.* Nanocrystallization and magnetic properties of amorphous Nd9Fe85B6 subjected to high-pressure torsion deformation upon annealing / W. Li, L. Li, Y. Nan, Z. Xu, X. Zhang, A. G. Popov, D. V. Gunderov, V. V. Stolyarov // Journal of Applied Physics.— 2008.— Vol. 104, No 2.— P. 023912.
19. *Li, W.* Atomic-scale structural evolution in amorphous Nd9Fe85B6 subjected to severe plastic deformation at room temperature / W. Li, X. Li, D. Guo, K. Sato, D. V. Gunderov, V. V. Stolyarov, X. Zhang // Appl. Phys. Letters.— 2009.— Vol. 94, No 23.— P. 231904. 015. Vol. 651.— P. 434–439.
20. *Straumal, B. B.* Amorphization of crystalline phases in the Nd-Fe-B alloy driven by the high-pressure torsion / B. B. Straumal, A. A. Mazilkin, S. G. Protasova, B. Baretzky, D. V. Gunderov, G. A. Lopez // Materials Letters.— 2015.— Т. 161.— С. 735–739.

21. *Тейтель, Е. И.* О природе индуцируемых интенсивными пластическими деформациями структурных и фазовых превращений в твердых телах / Е. И. Тейтель, Л. С. Метлов, Д. В. Гундеров, А. В. Корзников // *Физика металлов и металловедение.*— 2012.— Т. 113, № 12.— С. 1230.
22. *Joo, S.-H.* Work-Hardening Induced Tensile Ductility of Bulk Metallic Glasses via High-Pressure / S.-H. Joo, D.-H. Pi, A. D. H. Setyawan, H. Kato, M. Janecek, Y. C. Kim, S. Lee, H. S. Kim // *Torsion. Sci. Rep.* 5 (2014) 9660.
23. *Gunderov, D. V.* Stability of an Amorphous TiCuNi Alloy Subjected to High-Pressure Torsion at Different Temperatures / D. V. Gunderov, V. Yu. Slesarenko, A. V. Lukyanov, A. A. Churakova, E. V. Boltynjuk, V. G. Pushin, E. V. Ubyivovk, A. V. Shelyakov, R. Z. Valiev // *Adv. Eng. Mater.*— 2015.— No 17.— P. 1728–1732.
24. *Gunderov, D. V.* Evolution of the amorphous structure in melt-spun Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ alloy subjected to high pressure torsion deformation Intermetallics / D. V. Gunderov, V. Yu. Slesarenko, A. A. Churakova, A. V. Lukyanov, E. P. Soshnikova, V. G. Pushin, R. Z. Valiev.— Vol. 66, No 2015, P. 77–81 doi:10.1016/j.intermet.2015.06.013.
25. *Пушин, В. Г.* Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. 1. Структура, фазовые превращения и свойства / В. Г. Пушин, С. Д. Прокошкин, Р. З. Валиев, В. Браиловский, Э. З. Валиев, А. Е. Волков, А. М. Глезер, С. В. Добаткин, Е. Ф. Дударев, Ю. Т. Жу, Ю. Г. Зайнулин, Ю. Р. Колобов, В. В. Кондратьев, А. В. Королев, А.И. Коршунов, Н. И. Коуров, Н. В. Кудреватых, А. И. Лотков, Л. Л. Мейснер, А. А. Попов; под ред. В. Г. Пушина.— Екатеринбург: Институт физики металлов УрО РАН, 2006.
26. *He, J.* Local microstructure evolution at shear bands in metallic glasses with nanoscale phase separation / J. He, I. Kaban, N. Mattern, K. Song, B. Sun, J. Zhao, D. H. Kim, J. Eckert, A. L. Greer.— *Sci. Rep.* 6 (2016) 25832.
27. *Chen H., He Y., Shiflet G. J., SJ. Poon,* *Nature* 1994;367:541.
28. *Jiang, W. H.* Deformation-induced nanocrystallization: A comparison of two amorphous Al-based alloys / W. H. Jiang, F. E. Pinkerton, M. Atzmon.— *J. Mater. Res.*— 2005.— Vol. 20, No. 3.