

ТОНКАЯ МИКРОСТРУКТУРА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Ti-Ni-Cu, ПОДВЕРГНУТЫХ КРУЧЕНИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

© Д. В. Гундеров^{1,2}, А. А. Чуракова^{1,2}, А. В. Лукьянов¹, Е. А. Прокофьев^{1,2},
Д. А. Хасанова¹, Г. И. Заманова³

¹Уфимский государственный авиационный технический университет
Россия, Республика Башкортостан, 450000 г. Уфа, ул. К. Маркса, 12.

²Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН
Россия, Республика Башкортостан, 450054 г. Уфа, пр. Октября, 71.

³Башкирский государственный университет
Россия, Республика Башкортостан, 450076 г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.

Воздействию деформации кручением под высоким давлением при температуре 20 и 150 °С подвергнуты образцы быстрозакаленного аморфного сплава Ti-Ni-Cu. ПЭМ-исследования показывают, что формирующаяся структура состоит из наноразмерных аморфных кластеров, разделенных аморфными же границами. В результате ИПД заметно меняется фактография разрушения и соответственно механизм разрушения аморфного сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅.

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

1. Введение

В последние несколько лет объектом особого внимания в мировой научной литературе стали материалы нового типа – так называемые наностекла («nano glasses») [1–5]. Данные материалы отличаются по своей структуре как от аморфных металлических материалов, так и от нанокристаллических материалов. Наностекла имеют гетерогенную структуру, в которой аморфные кластеры нанометровых размеров разделены между собой границами с увеличенным свободным объемом. По появившимся публикациям, металлические наностекла могут проявлять уникальные функциональные свойства – механические, магнитные, каталитические, биосовместимость и т.д. [1–5]. К металлическим стеклам относят аморфные материалы на основе металлов (Cu, Ni, Fe, Au, Pb, Ti, Zr, Be, La и др.), к которым часто добавляются и неметаллические элементы (B, Si, P и др.).

Альтернативным способом получения наностекла может быть интенсивная пластическая деформация (ИПД) исходно-аморфных быстрозакаленных сплавов или «bulk metallic glasses (BMG)». ИПД является одним из эффективных способов трансформации структуры металлов и сплавов. Проведенные многочисленные исследования показали, что ИПД приводит к сильнейшему изменению структурно-фазового состояния материалов [6–8]. Интенсивная пластическая деформация чистых металлов приводит к измельчению зерен до нанометровых размеров. В многокомпонентных материалах в результате ИПД происходят фазовые превращения, образуются пересыщенные твердые растворы, формируются метастабильные фазы, а в некоторых сплавах достигается аморфизация. В частности, при ИПД была обнаружена аморфизация магнитотвердых сплавов системы Nd-Fe-B [8, 9]. В серии работ [10–16] была исследована аморфизация при ИПД сплавов с эффектами памяти формы системы TiNi, изучена эволюция и структуры и свойств при последующих отжигах. В работах [17–19] было исследовано воздействие ИПД на аморфные быстрозакаленные сплавы TiNi, Nd-Fe-B, рассмотрены обнаруженные процессы нанокристаллизации при ИПД аморфных сплавов. Концепции трансформации структуры при ИПД сплавов в исходном кристаллическом и аморфном состоянии были дополнительно проанализированы в недавних работах [20, 21]. Однако вопросы влияния ИПД на тонкую структуру аморфных сплавов, в частности аморфных сплавов TiNiCu, в значительной степени не исследованы и продолжают [22].

2. Материалы

и методики исследования

Исходный аморфный сплав Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ (50.0 ат. % Ti, 25.0 ат. % Ni, 25.0 ат. % Cu) в виде ленты получен по технологии быстрой закалки расплава на вращающийся диск. Исходная лента имела ширину около 2 мм, толщину около 40 мкм и длину – несколько метров. Фрагменты ленты толщиной 0.02 мм, шириной 2 мм, насыпанные на бойки, подвергали ИПД кручением (10 оборотов, давление 6 ГПа) при различной температуре, что соответствует логарифмической степени деформации ~7 [6].

Была проведена комплексная аттестация структуры исходного быстрозакаленного сплава (БЗС) Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ методами рентгеноструктурного анализа (РСА), просвечивающей электронной микроскопией (ПЭМ). Тонкую структуру образцов исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM-2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ. Фольги для ПЭМ были получены на установке двусторонней электрополировки «TenuPol-5» с использованием электролита 10% HClO₄ + 90% CH₃(CH₂)₃OH и подвергнуты дополнительному травлению ионами аргона на установке JEOL IONSLICEREM-09100 15.

3. Результаты и обсуждение

Согласно данным РСА исходный быстрозакаленный сплав находится в аморфном состоянии. На рентгенограмме присутствует гало аморфной фазы на углах около 43 градусов и при этом отсутствуют любые пики, соответствующие кристаллической фазе. Из анализа данных ДСК следует, что кристаллизация исходного БЗС Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ начинается при температуре 444 °С.

Исследования методом просвечивающей электронной микроскопии, картина микродифракции также указывают на аморфное состояние сплава. На темнопольном изображении ПЭМ высвечиваются отдельные нанокристаллы размером около 5 нм. Однако их доля невелика, и большая часть исходного сплава имеет аморфную структуру.

Согласно светлопольному ПЭМ изображению, аморфная фаза в быстрозакаленном сплаве Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ имеет внутреннюю структуру, в которой темные кластеры размером около 20 нм разделены более светлыми относительно широкими границами (рис. 1). Необходимо отметить, что в предыдущих работах подобная внутренняя структура аморфной фазы не выявлялась или на нее не акцентировали

внимание [17]. Наблюдаемая по светлопольному ПЭМ изображению внутренняя структура аморфной фазы выявляется после ионной чистки фольги. До обработки ионами структура имеет другой вид, и темные кластеры, разделенные более светлыми границами, отчетливо не выявляются.

Наблюдаемая после ионной чистки картина зависит от структурного состояния БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ (до и после ИПДК), и можно предположить, что ионная чистка позволяет лучше выявить внутреннюю структуру аморфной фазы в различном состоянии.

Согласно результатам рентгеноструктурных исследований, образцы БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ остаются в аморфном состоянии и после ИПДК при 20 °С. То же самое показывают и ПЭМ-исследования (рис. 1). Микродифракция с гало также указывает, преимущественно, на аморфное состояние материала (рис. 1). На темнопольных изображениях в структуре образцов, подвергнутых ИПДК при 20 °С, высвечиваются отдельные нанокристаллы. В образцах, подвергнутых ИПДК с $n=10$ при комнатной температуре, размер наблюдаемых по темнопольному изображению нанокристаллов составил около 5 нм, что близко к размеру кристаллитов до ИПДК.

По светлопольному ПЭМ изображению аморфная фаза в БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ после ИПДК при $T=20$ °С $n=10$ также имеет внутреннюю структуру. Однако, в отличие от исходного БЗС, после ИПДК кластеры светлые, размером несколько больше – около 20 нм, и они (кластеры) разделены более темными границами. До ИПДК структура имеет другой вид – темные кластеры размером около 5 нм ограничены светлыми границами.

Анализ результатов ПЭМ исследований показывает, что микроструктура БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ после ИПДК $n=10$ $P=6$ ГПа при $T=50$ °С и $T=100$ °С, в целом, подобна микроструктуре после ИПДК при $T=20$ °С $n=10$.

Однако, микроструктура сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ после ИПДК при $T=150$ °С $n=10$ имеет ряд особенностей. Микродифракция указывает на аморфное состояние сплава. В темном поле нанокристаллы высвечиваются более четко и в большем количестве, чем после ИПДК при 20 °С, что, возможно, является результатом активизации нанокристаллизации при повышении температуры ИПДК. На светлопольном изображении структуры образца после ИПДК при $T=150$ °С $n=10$ также наблюдаются образования – кластеры, однако, эти кластеры более темные, размером несколько больше – около 50 нм, и разделенные более светлыми границами (рис. 1). Также можно отметить, что границы между кластерами более тонкие и менее размытые, чем в случае исходного БЗС и после ИПДК $T=20$ °С $n=10$. Т.е. можно предположить, что при повышении температуры ИПДК структура границ между аморфными кластерами становится еще более отличной от структуры «аморфная матрица/кластеры», и они выявляются более отчетливо. Возможно, подобную структуру можно трактовать как структуру типа *papio-glasses* – наноразмерных аморфных кластеров одной топологии, разделенных аморфными границами другой топологии с увеличенным свободным объемом, либо другим химическим составом аморфной фазы (химическое расслоение при ИПДК).

Дополнительно были проведены испытания на растяжении исходной ленты $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и образцов после ИПДК. Растяжение проводилось при комнатной температуре. Растягиваемая лента имела сечение: ширина около 1.5–2 мм, толщина – 0.04 мм. Образцы для растяжения «консолидированных» лент после ИПДК имели рабочую базу: ширина около 1 мм, толщина – около 0.2 мм.

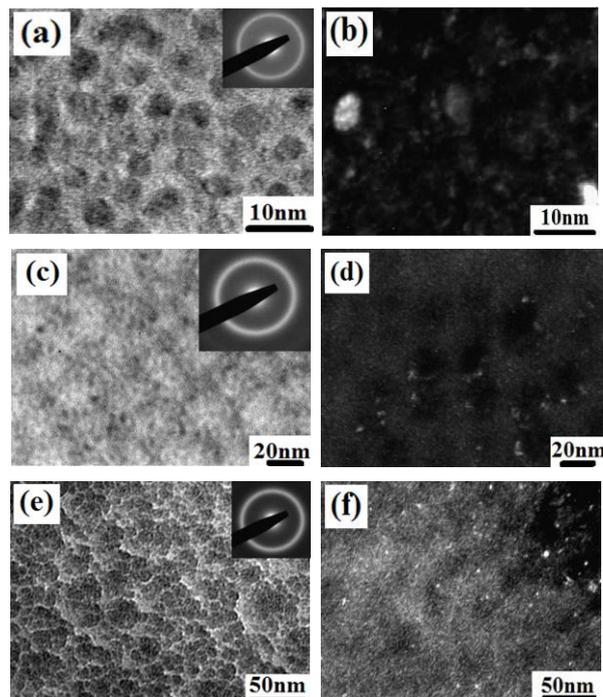


Рис. 1. Микроструктура исходного быстроохлажденного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ (a,b), сплава после ИПДК при $T=20$ °С $n=10$ $P=6$ ГПа (c,d) сплава после ИПДК при $T=150$ °С $n=10$ $P=6$ ГПа (e,f) (ПЭМ, светлое и темное поле).

Исследования показали, что и исходная лента $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и образцы $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ после ИПДК при растяжении разрушаются хрупко (как это характерно для аморфных сплавов) при напряжении разрушения выше 1000 МПа.

Поверхности изломов после разрушения изучали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) марки JSM-6390. Поверхность излома исходной аморфной ленты после испытаний на растяжении (рис. 2) содержит в основном участки хрупкого разрушения. Поверхность преимущественно состоит из зоны венообразных (ручьевых) узоров [23]. «Вены» представляют собой выступы на обеих поверхностях разрушения, и имеют толщину обычно порядка 0.1 мкм. Расстояние между венами – до 10 мкм. Промежутки между «венами» состоят из почти гладкой зоны.

На консолидированном образце «ИПДК 10 оборотов при температуре $T=20$ °С» получена поверхность разрушения и она так же в основном содержит участки венообразных узоров хрупкого разрушения. Однако, по полученным снимкам на образце после ИПДК 20 °С структура области разрушения заметно неоднородная. Имеются участки с большим количеством вен, расстояние между «венами» около 3 мкм, т.е. значительно меньше, чем в исходных образцах. На снимках области разрушения видны трещины – несплошности. Вероятно, при растяжении – разрушении происходило расслоение – отделение одних «консолидированных» лент – от других (рис. 2 б).

Закключение

Установлены особенности микроструктуры аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, подвергнутого сдвигу под давлением при различных режимах деформации. Просвечивающая электронная микроскопия показывает, что формирующаяся структура состоит из наноразмерных аморфных кластеров, разделенных аморфными же границами. Структура зависит от температу-

ры, при которой проводится кручение под давлением. Также установлено, что поверхности излома исходной аморфной ленты после испытаний на растяжении содержат в основном участки хрупкого разрушения и преимущественно состоят из зоны венообразных (ручьевых) узоров с большими гладкими промежутками между «венами». На консолидированном ИПДК образце поверхность разрушения после испытаний на растяжении меняется – расстояние между «венами» значительно меньше, чем в исходных образцах.

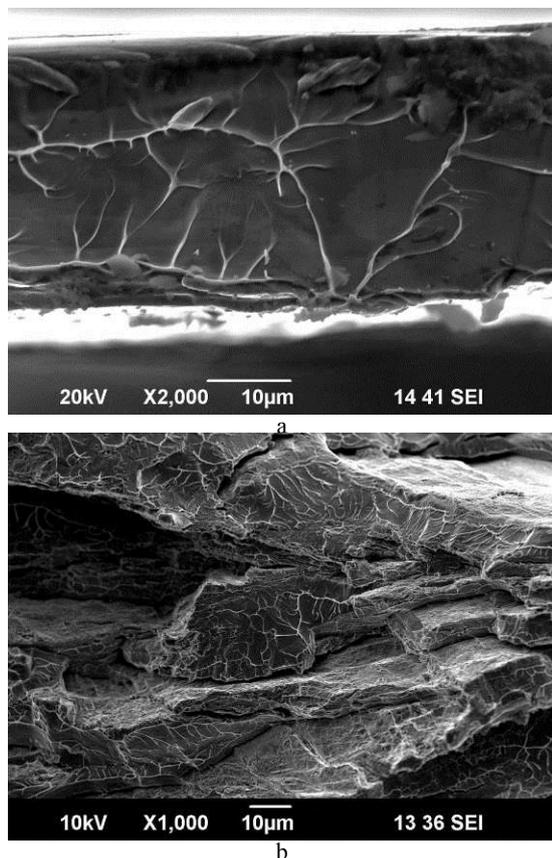


Рис. 2. Фактография разрушения после растяжения до разрушения: а) исходной аморфной ленты; б) фактография разрушения после растяжения образца «сплава TiNiCu ИПДК 10 оборотов при температуре $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ».

Исследования выполнены при поддержке проекта РНФ №14–12–00138.

ЛИТЕРАТУРА

- Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // *Acta Mater.* 2000. V48. Pp. 1–29.
- Gleiter H. Nanoglasses: a new kind of noncrystalline materials // *Beilstein J. Nanotechnol.* V2013. Pp. 4517–4533.
- Gleiter H. Nanoscience and Nanotechnology: The Key to New Studies in Areas of Science Outside of Nanoscience and Nanotechnology // *MRS Bulletin.* 2009. V34. P. 456.
- Gleiter H., Th. Schimmel, H. Hahn. Nanostructured solids – From nano-glasses to quantum transistors // *Nano Today.* 2014. V9. P. 17.
- Andrievski R. A. Metallic nano-microglasses: new approaches in nanostructured materials science // *Physics-Uspexhi.* 2013. V 3. Pp. 261–268.
- Valiev R. Z., Zehetbauer M. J., Estrin Yu et al. The Innovation Potential of Bulk Nanostructured Materials // *Adv. Eng. Mater.* 2007. V9. Pp. 527–533.
- Valiev R., Islamgaliev R. and Alexandrov I. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *Prog. Mat. Sci.* 2000. V45. Pp. 103–189.
- Столяров В. В., Попов А. Г., Гундеров Д. В., Гавико В. С., Корзникова Г. Ф., Ермоленко А. С., Валиев Р. З. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и магнитные свойства сплава Pr-Fe-B-Cu // *ФММ.* 1997. Т. 2. С. 173–178.
- Гундеров Д. В., Низамудинова А. М., Валиев Р. З., Столяров В. В. Сплавы RFeB в исходном состоянии и подвергнутые интенсивной пластической деформации кручением // *Вестник БашГУ.* 1998. №2. С. 28–32.
- Sergueeva A. V., Song C., Valiev R. Z. and Mukherjee A. K. Structure and properties of amorphous and nanocrystalline NiTi prepared by severe plastic deformation and annealing // *Materials Science and Engineering.* A. 2003. V339. Pp. 159–165.
- Gunderov D., Lukyanov A., Prokofiev E., Kilmametov A., Pushin V., Valiev R. Mechanical properties and martensitic transformations in the nanocrystalline $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$ alloy produced by high pressure torsion // *Materials Science and Engineering.* A. 2009. V.503. P. 75–77.
- Гундеров Д. В., Куранова Н. Н., Лукьянов А. В., Уксусников А. Н., Прокофьев Е. А., Юрченко Л. И., Валиев Р. З., Пушин В. Г. Применение интенсивной пластической деформации кручением для формирования аморфного и нанокристаллического состояния в большеразмерных образцах сплава TiNi // *ФММ.* 2009. Т. 108. С. 139–146.
- Gunderov D., Kuranova N., Lukyanov A., Makarov V., Prokofiev E., Pushin A. Structure and properties of aging and nonaging alloys $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$ and $\text{Ti}_{50.2}\text{Ni}_{49.8}$ subjected to high pressure torsion // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2010. V. 25 Pp. 58–66.
- R. Z. Valiev, D. V. Gunderov, A. V. Lukyanov V. G. Pushin. Mechanical behavior of nanocrystalline TiNi alloy produced by SPD // *Journal of Materials Science.* 2012. V. 47. Issue 22. Pp. 7848–7855.
- Dmitry Gunderov, Alexander Lukyanov, Egor Prokofiev, Anna Churakova, Vladimir Pushin Peculiarities of the mechanical behavior of ultrafinegrained and nanocrystalline $\text{Ti}_{49.4}\text{Ni}_{50.6}$ alloy produced by High Pressure Torsion / Proceeding of conference “Metals 2012”. Brno. Czech Republic. 2012. Pp. 1345–1341.
- Гундеров Д. В., Чуракова А. А., Заманова Г. А., Фазлыева З. Ч., Шайхутдинова Л. Н., Лукьянов А. В., Ганиев М. М., Рааб Г. И. Исследование скоростной чувствительности деформации крупнозернистых и наноструктурных сплавов TiNi / Научные статьи в сборнике трудов Фундаментальная математика и ее приложения в естествознании. VII Международная школа-конференция. г.Уфа. 12–16 октября 2014 г. ТОМ II ФИЗИКА. ХИМИЯ. С. 61–66.
- Валиев Р. З., Пушин В. Г., Гундеров Д. В., Попов А. Г. Использование интенсивных деформаций для получения объемных нанокристаллических материалов из аморфных сплавов // *Докл. РАН.* 2004. Т. 398. №1. С. 54.
- Hailing Li, Li Lou, Fuchen Hou, Defeng Guo, Wei Li, Xiaohong Li, Dmitry V. Gunderov, Kiminori Sato, Xiangyi Zhang Simultaneously increasing the magnetization and coercivity of bulk nanocomposite magnets via severe plastic deformation // *APPLIED PHYSICS LETTERS.* 2013. V103. P. 5.
- Гундеров Д. В. Некоторые новые разработки по интенсивной деформации наноструктурных сплавов / Сборник Межрегиональной научно-технической конференции «Актуальные вопросы естественных и технических наук». БашГУ. Уфа 2009. С. 50–56.
- Гундеров Д. В. Трансформация структуры и физико-механических свойств кристаллических и аморфных сплавов систем Nd(Pr)-Fe-B и Ti-Ni при воздействии интенсивной пластической деформации: Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора физико-математических наук. Уфа. 2011. 38 С.
- Тейтель И., Метлов Л. С., Гундеров Д. В., Корзников А. В. О природе индуцируемых интенсивными пластическими деформациями структурных и фазовых превращений в твердых телах // *Физика металлов и металловедение.* 2012. Т. 113. №12. С. 1–8.
- V. Yu. Slesarenko, D. A. Gunderov, P. G. Ulyanov, R. Z. Valiev Formation of amorphous states in $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ alloy subjected to severe plastic deformation: Nanoglass issue / IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 63 (2014) 012166 doi:10.1088/1757-899X/63/1/012166.
- Глезер А. М., Молотилов Б. М. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия. 1992. 208 с.

Поступила в редакцию 14.04.2015 г.
После доработки – 21.05.2015 г.

THIN MICROSTRUCTURE OF AMORPHOUS TI-NI-CU ALLOY SUBJECTED TO HIGH PRESSURE TORSION

© D. V. Gunderov^{1,2}, A. A. Churakova^{1,2}, A. V. Lukyanov¹, E. A. Prokofiev^{1,2},
D. A. Khasanova¹, G. I. Zamanova³

¹*Institute of Molecule and Crystal Physics, Ufa Scientific Center of RAS
151 Oktyabrya Ave., 450075 Ufa, Republic of Bashkortostan, Russia.*

²*Ufa State Aviation Technical University
12 Karl Marx St., 450000 Ufa, Republic of Bashkortostan, Russia.*

³*Ufa Bashkir State University
32 Zaki Validi St., 450076 Ufa, Republic of Bashkortostan, Russia.*

Recent studies have shown that severe plastic deformation (SPD) processing can be used not only for grain refinement in metals, but also to produce the amorphous or amorphous-nanocrystalline states, for example, in the case of Nd-Fe-B and Ti-Ni alloys. However, there remains a fundamental question: are there any differences in the atomic structure of amorphous alloys produced by SPD as compared with amorphous alloys from melt spinning, which allows to obtain thin ribbons by cooling the melt with a high cooling rate (up to 10^6 K/s). Recently a new kind of amorphous materials, called “nanoglasses”, was introduced. Nanoglasses consist of amorphous nanoclusters (about 5 nm in size), separated by amorphous interfaces with a different topology. The first nanoglasses were produced by inert-gas condensation and further consolidation, but this technique can be used only for obtaining very small samples and may have problems with residual porosity. Since deformation leads to a redistribution of the free volume in the amorphous phase, due to shear banding one may assume that severe plastic deformation of initially – amorphous alloys can lead to the formation of a state similar to nanoglasses. The amorphous melt-spun (MS) Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ alloy is subjected by high-pressure torsion (HPT) at temperatures of 20-150 °C. The bright-field TEM image (BF) changes as a result of HPT processing: after HPT at T = 20°C in the BF there can be seen amorphous clusters with a size of ≈25 nm separated by darker interfaces. The alloy subjected to HPT at T = 150 °C remains predominantly amorphous, although the fraction of nanocrystals somewhat grows as a result of some activation of nanocrystallization. In the case of HPT at T = 150 °C, in the BF there can be seen clusters with a size of ≈40 nm separated by brighter interfaces. These changes in the microstructure may be connected with the evolution of free volume in the amorphous phase, and these changes are determined by the temperature of HPT processing. It is also found that the fracture surface of the initial amorphous ribbon TiNiCu after tensile test differs from fracture surface of the HPT TiNiCu after tensile test.

Keywords: *nanoglasses, amorphous alloys, severe plastic deformation, structure, mechanical properties.*

Published in Russian. Do not hesitate to contact us at bulletin_bsu@mail.ru if you need translation of the article.

REFERENCES

1. H. Gleiter. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure //Acta Mater. 2000. V48. Pp. 1–29.
2. Gleiter H. Beilstein J. Nanotechnol. V2013. Pp. 4517–4533.
3. Gleiter H. MRS Bulletin. 2009. V34. Pp. 456.
4. H. Gleiter, Th. Schimmel, H. Hahn. Nanostructured solids – From nano-glasses to quantum transistors //Nano Today. 2014. V9. Pp. 17.
5. Andrievski R. A. Physics-Uspekhi. 2013. V 3. Pp. 261–268.
6. Valiev R. Z., Zehetbauer M. J., Estrin Yu et al. The Innovation Potential of Bulk Nanostructured Materials. Adv. Eng. Mater. 2007. V9. Pp. 527–533.
7. Valiev R., Islamgaliev R. and Alexandrov I. Prog. Mat. Sci. 2000. V45. Pp. 103–189.
8. Ctolyarov V. V., Popov A. G., Gunderov D. V., Gaviko V. S., Korznikova G. F., Ermolenko A. S., Valiev R. Z. FMM. 1997. Vol. 2. Pp. 173–178.
9. Gunderov D. V., Nizamutdinova A. M., Valeev K. A., Stolyarov V. V. Vestnik BashGU. 1998. No. 2. Pp. 28–32.
10. Sergueeva A. V., Song C., Valiev R. Z. and Mukherjee A. K. Materials Science and Engineering. A. 2003. V339. Pp. 159–165.
11. Gunderov D., Lukyanov A., Prokofiev E., Kilmametov A., Pushin V., Valiev R. Materials Science and Engineering. A. 2009. V.503. Pp. 75–77.
12. Gunderov D. V., Kuranova N. N., Lukyanov A. V., Uksusnikov A. N., Prokofiev E. A., Yurchenko L. I., Valiev R. Z., Pushin V. G. FMM. 2009. Vol. 108. Pp. 139–146.
13. Gunderov D., Kuranova N., Lukyanov A., Makarov V., Prokofiev E., Pushin A. Rev.Adv.Mater.Sci. 2010. Vol. 25 Pp. 58–66.
14. R. Z. Valiev, D. V. Gunderov, A. V. Lukyanov V. G. Pushin. Mechanical behavior of nanocrystalline TiNi alloy produced by SPD. Journal of Materials Science. 2012. Vol. 47. Issue 22. Pp. 7848–7855.
15. Dmitry Gunderov, Alexander Lukyanov, Egor Prokofiev, Anna Churakova, Vladimir Pushin Peculiarities of the mechanical behavior of ultrafinegrained and nanocrystalline Ti_{49.4}Ni_{50.6} alloy produced by High Pressure Torsion / Proceeding of conference “Metals 2012”. Brno. Czech Republic. 2012. Pp. 1345–1341.

16. Gunderov D. V., Churakova A. A., Zamanova G. A., Fazlyeva Z. Ch., Shaikhutdinova L. N., Luk'yanov A. V., Ganiev M. M., Raab G. I. Issledovanie skorostnoi chuvstvitel'nosti deformatsii krupnozernistykh i nanostrukturnykh splavov TiNi / Nauchnye stat'i v sbornike trudov Fundamental'naya matematika i ee prilozheniya v estestvoznanii. VII Mezhdunarodnaya shkola-konferentsiya. g.Ufa. 12–16 oktyabrya 2014 g. TOM II FIZIKA. KhIMIYA. Pp. 61–66.
17. Valiev R. Z., Pushin V. G., Gunderov D. V., Popov A. G. Dokl. RAN. 2004. Vol. 398. No. 1. Pp. 54.
18. Hailing Li, Li Lou, Fuchen Hou, Defeng Guo, Wei Li, Xiaohong Li, Dmitry V. APPLIED PHYSICS LETTERS. 2013. V103. Pp. 5.
19. Gunderov D. V. Nekotorye novye razrabotki po intensivnoi deformatsii nanostrukturnykh splavov / Sbornik Mezhtselevoy nauchno-tekhnicheskoy konferentsii «Aktual'nye voprosy estestvennykh i tekhnicheskikh nauk». BashGU. Ufa 2009. Pp. 50–56.
20. Gunderov D. V. Transformatsiya struktury i fiziko-mekhanicheskikh svoystv kristallicheskikh i amorfnykh splavov sistem Nd(Pr)-Fe-B i Ti-Ni pri vozdeistvii intensivnoi plasticheskoy deformatsii: Avtoreferat dissertatsii na soiskanie uchenoi stepeni doktora fiziko-matematicheskikh nauk. Ufa. 2011. 38 S.
21. Teitel' I., Metlov L. S., Gunderov D. V., Korznikov A. V. Fizika metallov i metallovedenie. 2012. Vol. 113. No. 12. Pp. 1–8.
22. V. Yu. Slesarenko, D. A. Gunderov, P. G. Ulyanov, R. Z. Valiev Formation of amorphous states in Ti₅₀Ni₂₅Pp. 25 alloy subjected to severe plastic deformation: Nanoglass issue / IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 63 (2014) 012166 doi:10.1088/1757-899X/63/1/012166.
23. Glezer A. M., Molotilov B. M. Struktura i mekhanicheskie svoystva amorfnykh splavov [Structure and mechanical properties of amorphous alloys]. Moscow: Metallurgiya. 1992.

Received 14.04.2015.

Revised 21.05.2015.