

Распределение микротвердости по поверхности металлического стекла на основе циркония, подвергнутого интенсивной пластической деформации кручением

© 2022

Астанин Василий Владимирович^{1,3}, младший научный сотрудник кафедры электромеханики
Гундеров Дмитрий Валерьевич^{*1,2,4}, доктор физико-математических наук, профессор,
ведущий научный сотрудник
Титов Вячеслав Викторович^{1,5}, аспирант кафедры материаловедения и физики металлов

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа (Россия)

²Институт физики молекул и кристаллов Уфимского научного центра Российской академии наук, Уфа (Россия)

*E-mail: dimagun@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9282-8806>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5925-4513>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4884-6027>

Поступила в редакцию 18.04.2022

Принята к публикации 14.07.2022

Аннотация: Большой интерес представляет установление особенности трансформации структуры и свойств объемных металлических стекол (ОМС) при воздействии интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). Известно, что при ИПДК степень деформации разнится от центра к краю диска, что приводит к неоднородности структуры получаемых образцов. Изменение величины микротвердости отражает направление изменения структуры ОМС при ИПДК, а распределение микротвердости – неоднородность ИПДК-образцов. Целью работы является установление влияния ИПДК на величину микротвердости и распределение микротвердости по поверхности образцов аморфных сплавов на примере ОМС Vit105 на основе циркония ($Zr_{52,5}Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}Ti_5$). Исследовано распределение микротвердости по поверхности ОМС Vit105 на основе циркония в исходном состоянии, в состоянии после ИПДК на $n=1$ и $n=5$ оборотов и после релаксирующего отжига. Показано, что исходные ОМС Vit105 характеризуются небольшим разбросом значений микротвердости, что свидетельствует о высокой однородности материала. Релаксирующий отжиг, снижая избыточный свободный объем, приводит к повышению микротвердости без значительного увеличения разброса ее значений. ИПДК приводит к снижению микротвердости циркониевого ОМС, что свидетельствует о росте избыточного свободного объема в результате деформации, но в то же время повышает неравномерность распределения микротвердости по образцу, при этом значения микротвердости в одной половине образца ИПДК ($n=1$) выше, чем в другой. Это показывает, что деформирование образца ОМС в процессе ИПДК обусловлено специфическими механизмами нагружения.

Ключевые слова: объемные металлические стекла; Vit105; интенсивная пластическая деформация кручением.

Благодарности: Интенсивная пластическая деформация кручением проведена при поддержке проекта РНФ № 22-19-00347. Получение аморфных сплавов осуществлено при финансовой поддержке научного проекта РФФИ-а № 20-08-00497. Экспериментальная часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО «УГАТУ».

Для цитирования: Астанин В.В., Гундеров Д.В., Титов В.В. Распределение микротвердости по поверхности металлического стекла на основе циркония, подвергнутого интенсивной пластической деформации кручением // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 3. С. 33–40. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-3-1-33-40.

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные металлические сплавы и их подгруппа – объемные металлические стекла (ОМС) – это перспективный класс материалов, обладающий значительным потенциалом для более обширного применения в технике благодаря набору уникальных механических, магнитных свойств и высокой коррозионной стойкости [1; 2]. Аморфные сплавы получают методами быстрой за-
калки расплава при скорости охлаждения расплава порядка 10^6 К/с обычно в виде тонких лент [3]. Однако составы ОМС подобраны таким образом, что аморфная структура может быть получена даже при скорости охлаждения расплава порядка 10^2 К/с, что позволяет получать объемные аморфные образцы диаметром до нескольких сантиметров, а это, в свою очередь, делает

перспективным применение ОМС как специализированных конструкционных материалов [4]. Основными недостатками, препятствующими использованию аморфных сплавов в качестве конструкционных материалов, остаются их высокая хрупкость и низкая термостабильность, обуславливающая сравнительно небольшой температурный диапазон их использования [3].

В последние несколько лет проводились исследования влияния различных методов повышения пластичности ОМС за счет трансформации их структуры [5–7]. Особый интерес для трансформации структуры аморфных сплавов представляет метод интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК), поскольку он позволяет сохранить метастабильность аморфного состояния и реализовать большую деформацию без разрушения материала, что особенно важно для хрупких

и труднодеформируемых сплавов [8; 9]. При осуществлении ИПДК заготовка в форме диска помещается между двумя бойками и затем подвергается одновременному сжатию и кручению под высоким давлением.

В металлических сплавах с кристаллической структурой обработка методом ИПДК приводит к измельчению зерен и формированию ультрамелкозернистой структуры [8; 10]. В сплавах аморфного состояния большая сдвиговая деформация, реализованная методом ИПДК, приводит к формированию локализованных полос сдвига высокой плотности. В результате этого происходят значительные изменения в локальной атомной структуре аморфного сплава [11], изменение его свободного объема и в отдельных случаях нанокристаллизация [12; 13]. При этом изменяются и свойства аморфного металлического материала [14–16]: увеличивается его скоростная чувствительность [17], появляется пластичность на растяжение [5]. В этой связи представляет научный интерес исследование микроструктуры и свойств аморфных сплавов после обработки методом ИПДК. Образцы аморфных сплавов после ИПДК – малые диски диаметром 10 мм и толщиной 0,5 мм. Столь малые размеры затрудняют проведение механических испытаний, например, при сжатии. При испытаниях на растяжение аморфные сплавы склонны к хрупкому разрушению по первой же образовавшейся полосе сдвига, что не позволяет корректно оценить механические характеристики [18]. В то же время измерение микротвердости или нанотвердости является простым и удобным методом оценки изменения механических свойств аморфных сплавов в результате трансформации структуры под действием интенсивной пластической деформации. Ранее было показано, что ИПДК обычно приводит к некоторому уменьшению микротвердости и нанотвердости – примерно на 10 % [19; 20]. Данные, полученные с использованием нанотвердомера, показали также, что ИПДК ОМС $Zr_{62}Cu_{22}Al_{10}Fe_5Du_1$ приводит к росту значений скоростной чувствительности в 2,5 раза в сравнении со значением для исходного состояния [20].

Важным вопросом является распределение микротвердости по поверхности образцов после ИПДК, поскольку известно, что при ИПДК деформация должна различаться от центра к краю, при этом на краю ИПДК-образцов степень деформации максимальна, в центре – минимальна [21]. Микротвердость отражает указанную неоднородность ИПДК-образцов. Но вопрос распределения HV и, соответственно, деформации в подвергнутых ИПДК ОМС изучен недостаточно.

Цель исследования – определение влияния интенсивной пластической деформации кручением на распределение микротвердости по поверхности образцов аморфных сплавов на примере ОМС $Zr_{52,5}Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}Ti_5$.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве основного материала для исследования был выбран аморфный сплав $Zr_{52,5}Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}Ti_5$ (ат. %), известный также как Vit105. Заготовки аморфного сплава в виде пластин толщиной 2 мм изготовлены в Нанкинском университете науки и технологии методом литья вакуумным всасыванием расплава в медный водоохлаждаемый тигель. Методом пластической деформации являлась интенсивная пластическая

деформация кручением. ИПДК проводилась под давлением в 6 ГПа на 5 оборотов наковален при комнатной температуре на бойках диаметром 10 мм с канавкой глубиной 0,5 мм. Образцы после ИПДК имели диаметр 10 мм и толщину 0,7–1 мм. Образец Vit105 размером $5 \times 2 \times 0,5$ мм подвергался релаксирующему отжигу – выдержке в течение 10 мин в вакууме при температуре 425 °С.

Анализ образцов методом рентгеновской дифракции выполнялся при помощи рентгеновского дифрактометра Bruker D2 Phaser с использованием излучения Cu-K α при ускоряющем напряжении на трубке 30 кВ и токе эмиссии 10 мА в диапазоне углов дифракции 2θ от 20 до 120° с шагом 0,02°, скорость съемки 1 °/мин, использовался многоканальный детектор LynxEye XE-T. Данные, полученные методом рентгеновской дифракции, обрабатывались при помощи программного обеспечения DIFFRAC.EVA v. 5.2.

Исследование механических свойств осуществлялось методом микроиндентирования на автоматическом микротвердомере Emco-Test Durascan 50 с нагрузкой 1 Н при времени выдержки под нагрузкой 10 с, с шагом сетки 0,3–0,6 мм по всей поверхности образцов, а на образцах, подвергнутых ИПДК, – в пределах центральной площадки диаметром 8 мм. Всего было выполнено 100...210 измерений на каждый образец.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Проведенные методами рентгеноструктурного анализа (РСА) исследования показали, что структура ОМС даже после деформации на большое число оборотов наковален остается аморфной, как и после релаксирующего отжига, что согласуется с ранее полученными данными [19]. Дифрактограммы сплава Vit105 в различных состояниях приведены на рис. 1, а рассчитанные из них параметры – в таблице 1. Вид кривых типичен для аморфных материалов, представляет собой серию гало без видимых кристаллических пиков во всех состояниях. ИПДК на $n=1$ оборот приводит к смещению центра тяжести первого аморфного гало в сторону меньших углов. По положению центра тяжести первого аморфного гало можно рассчитать радиус первой координационной сферы R_1 аморфной фазы, а из радиуса первой координационной сферы возможно рассчитать изменение свободного объема аморфной фазы ΔV по методике [22]. Согласно расчетам на основании данных РСА, ИПДК ($n=1$) приводит к увеличению свободного объема ΔV на 1,4 % (таблица 1). Рост ΔV означает рост неравновесности (свободной энергии) аморфной фазы. При дальнейшем увеличении числа оборотов ИПДК до $n=5$ величина ΔV также растет по сравнению с исходным ОМС, но в меньшей степени, чем при ИПДК ($n=1$). Таким образом, при увеличении числа оборотов ИПДК величина ΔV изменяется немонокотонно: возрастает до максимума на начальных этапах ИПДК ($n=1$), а с дальнейшим ростом n несколько снижается относительно максимума. Полуширина гало аморфной фазы ведет себя аналогичным образом, увеличиваясь на начальном этапе и снижаясь в дальнейшем. Рост полуширины гало аморфной фазы также означает рост свободной энергии аморфной фазы. Немонотонное изменение ΔV , полуширины гало и, соответственно, свободной энергии ОМС

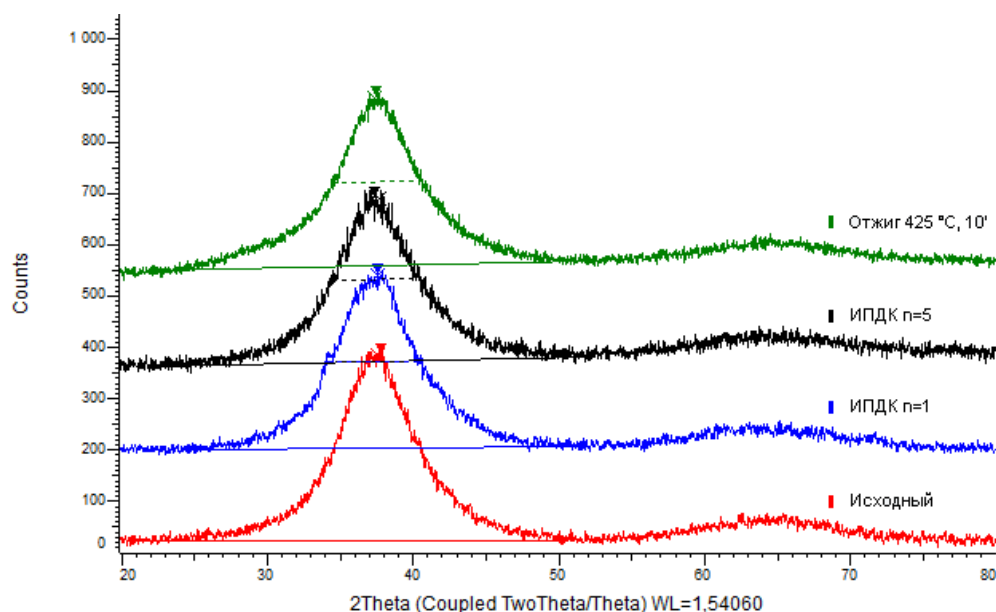


Рис. 1. Дифрактограммы ОМС Vit105 в различных состояниях: исходном, ИПДК ($n=1$), ИПДК ($n=5$), после релаксирующего отжига 10 мин при 425 °C

Fig. 1. Diffraction patterns of Vit105 BMG in various states: initial, HPT ($n=1$), HPT ($n=5$), after relaxing annealing during 10 minutes at 425 °C

Таблица 1. Изменение параметров аморфной структуры, определенных на основании результатов рентгеновской дифракции

Table 1. Change of amorphous structure parameters specified based on the results of X-ray diffraction

Состояние	Ширина гало, °	Угол центра тяжести гало, °	R_1 , Å	ΔV
Отжиг	5,693	37,905	2,917191	-1,64 %
Исходное	5,911	37,689	2,933292	0,00 %
ИПДК ($n=1$)	6,548	37,507	2,947019	1,41 %
ИПДК ($n=5$)	6,172	37,605	2,939602	0,65 %

может быть обусловлено немонотонным изменением степени деформации ОМС при ИПДК, что связано с эффектами проскальзывания при ИПДК твердых материалов [23], в частности ОМС на основе Zr [17]. Об увеличении ΔV в результате ИПДК свидетельствуют и ранее полученные данные дифференциальной сканирующей калориметрии [19]. Релаксирующий отжиг приводит к снижению свободного объема на 1,6 % и уплотнению материала. Следует отметить, что чувствительность метода рентгеновской дифракции к выделению малых объемов нанокристаллической фазы невелика и полностью исключить появление нанокристаллов не представляется возможным.

Исходные ОМС Vit105 характеризуются небольшим разбросом значений микротвердости, что свидетельствует о высокой однородности материала (рис. 2). Релаксирующий отжиг приводит к повышению микротвердости на 10–15 единиц (около 3 %), при этом разброс микротвердости по образцу по-прежнему невелик (рис. 3). Как известно, ИПДК кристаллических материалов приводит к росту их микротвердости в резуль-

тате измельчения кристаллической структуры [7]. Однако в случае ОМС, не имеющих кристаллической структуры, картина иная. ИПДК ОМС Vit105 приводит к снижению средней микротвердости, причем сильное снижение ее значений наблюдается уже после $n=1$ (рис. 4) – примерно на 7 %, а в дальнейшем, после $n=5$, – еще на 3 % (рис. 5), при этом разброс значений увеличивается (рис. 6).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные данные согласуются с более ранними результатами, которые показали, что при ИПДК ОМС Vit105 высокая степень деформации кручением не реализуется в связи с проскальзыванием бойков по поверхности образца, но при этом структура аморфного сплава значительно трансформируется, оставаясь аморфной [17].

Известно, что при ИПДК существует разница в деформации в центральных и краевых областях образцов-дисков [21]. Это может приводить к более неоднородному

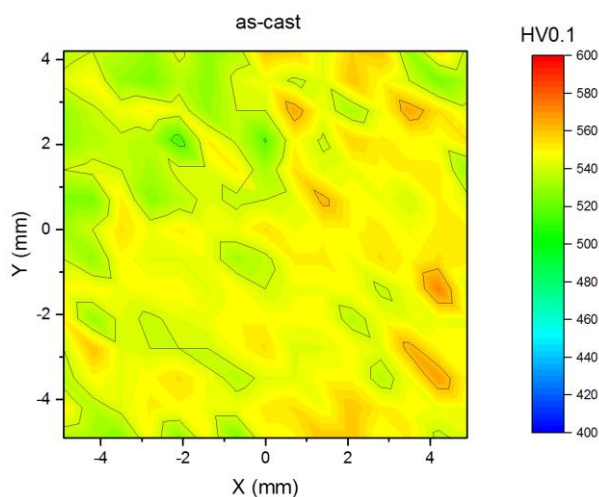


Рис. 2. Распределение микротвердости в исходном образце
Fig. 2. Microhardness distribution in the initial specimen

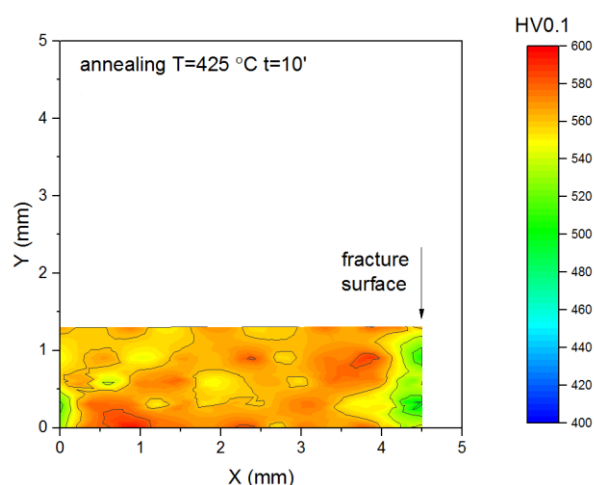


Рис. 3. Распределение микротвердости в образце после релаксирующего отжига при $T=425\text{ }^{\circ}\text{C}$
Fig. 3. Microhardness distribution in the specimen after relaxing annealing at $T=425\text{ }^{\circ}\text{C}$

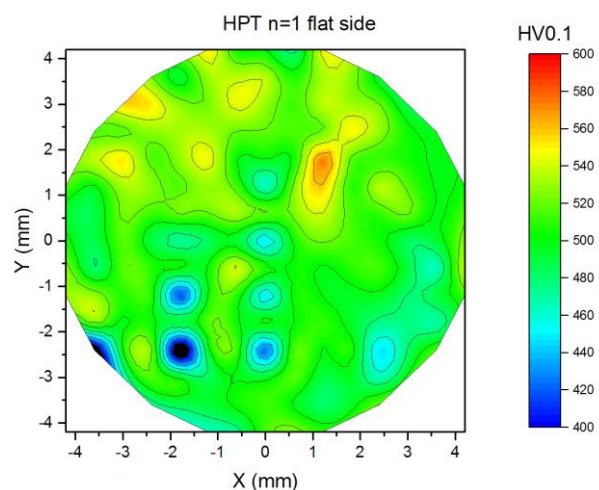


Рис. 4. Распределение микротвердости после ИПДК ($n=1$)
Fig. 4. Microhardness distribution after HPT ($n=1$)

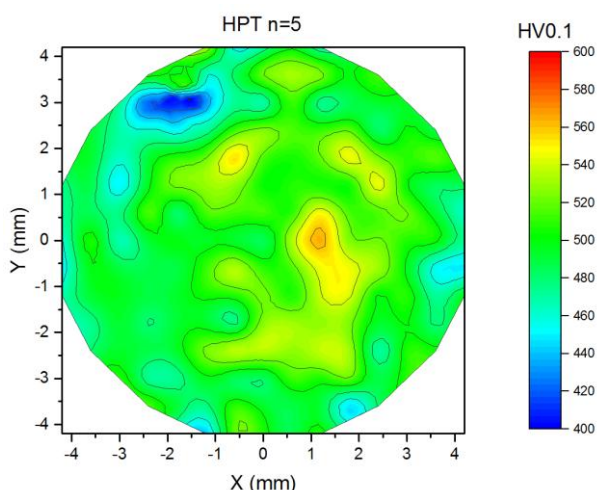


Рис. 5. Распределение микротвердости после ИПДК ($n=5$)
Fig. 5. Microhardness distribution after HPT ($n=5$)

распределению HV по поверхности образцов после ИПДК. Однако на полученной картине распределения HV по поверхности образцов после ИПДК нет однозначной зависимости «центр – край диска» по величинам HV. Как показали предыдущие исследования, при ИПДК высокопрочных материалов ожидаемая деформация кручением не реализуется в связи с проскальзыванием бойков по поверхности образца. Деформация высокопрочных ОМС при ИПДК, по-видимому, реализуется некими другими механизмами. Например, можно предположить, что имеет место взаимный наклон или несоосность бойков, что приводит к реализации при кручении под давлением не схемы чистого сдвига кручением, а более комплексной схемы деформации, в которой кручение сопряжено с периодическим сдавливанием (осадкой) областей образца по окружности в процессе взаимного движения бойков [23]. Повышение свободного объема в результате ИПДК и, соответ-

ственно, увеличение средних межатомных расстояний, т. е. некоторое уменьшение сил межатомного взаимодействия, приводит к наблюдаемому общему понижению микротвердости ОМС. В пользу этого же предположения свидетельствует и неоднородное распределение микротвердости: ее значения в разных половинах образца отличаются (рис. 3, 4). Такая картина подсказывает, что неоднородное распределение твердости может меняться в процессе деформации и фиксироваться последним положением наковален после прекращения деформации. Кроме того, необходимо учитывать, что изменение микротвердости аморфных сплавов при ИПДК может быть вызвано несколькими причинами. Так, ИПДК может приводить к росту свободного объема аморфной фазы, причем этот рост происходит неоднородно по объему образца, поскольку неоднородно и распределение деформации. Кроме того, ИПДК может приводить к формированию полей внутренних

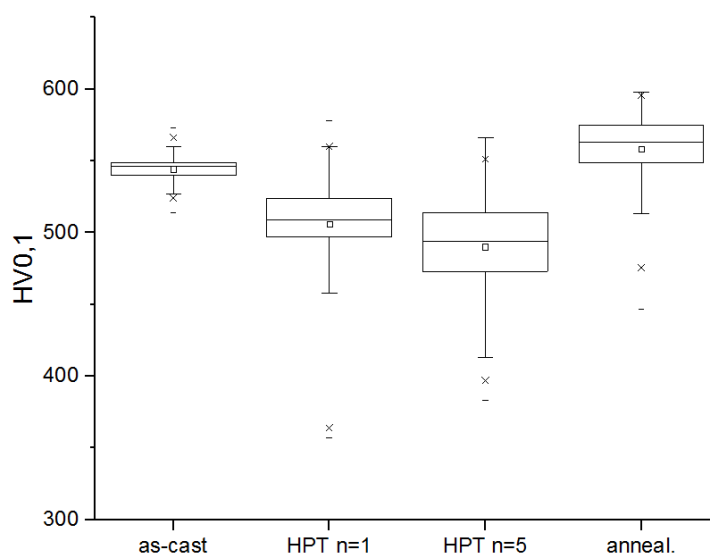


Рис. 6. Статистическое распределение результатов измерения микротвердости в различных состояниях: исходном, ИПДК ($n=1$), ИПДК ($n=5$), после релаксирующего отжига в течение 10 мин при 425 °С

Fig. 6. Statistical distribution of microhardness measurement results in various states: initial, HPT ($n=1$), HPT ($n=5$), after relaxing annealing during 10 minutes at 425 °С

напряжений в образцах, распределение этих полей также неоднородно, и они, в свою очередь, сложным образом влияют на микротвердость. Указанные факторы и приводят к сложной и неоднозначной картине распределения микротвердости на поверхности аморфных сплавов, подвергнутых ИПДК.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Микротвердость циркониевых ОМС тесно связана со свободным объемом материала, величина которого зависит от обработки, термической или деформационной. В исходном состоянии и после релаксационного отжига Vit105 характеризуется небольшим разбросом значений микротвердости, что свидетельствует о высокой однородности материала. Интенсивная пластическая деформация приводит к росту свободного объема и снижению микротвердости и в то же время повышает неравномерность ее распределения по образцу. При этом значения HV в одной половине образца выше, чем в другой. Возможно, это объясняется специфическими механизмами нагружения и деформирования, которым подвергается образец ОМС в процессе ИПДК.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kruzic J.J. Bulk Metallic Glasses as Structural Materials: A Review // *Advanced Engineering Materials*. 2016. Vol. 18. № 8. P. 1308–1331. DOI: [10.1002/adem.201600066](https://doi.org/10.1002/adem.201600066).
2. Jafary-Zadeh M., Kumar G.P., Brancio P.S., Seifi M., Lewandowski J.J., Cui F. A Critical Review on Metallic Glasses as Structural Materials for Cardiovascular Stent Applications // *Journal of Functional Biomaterials*. 2018. Vol. 9. № 1. Article number 19. DOI: [10.3390/jfb9010019](https://doi.org/10.3390/jfb9010019).
3. Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A. Bulk Metallic Glasses // *Handbook of Magnetic Materials*. Japan: Elsevier, 2013. Vol. 21. P. 131–171. DOI: [10.1016/B978-0-444-59593-5.00003-9](https://doi.org/10.1016/B978-0-444-59593-5.00003-9).
4. Axinte E. Metallic glasses from “alchemy” to pure science: Present and future of design, processing and applications of glassy metals // *Materials and Design*. 2012. Vol. 35. P. 518–556. DOI: [10.1016/j.matdes.2011.09.028](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.028).
5. Joo S.-H., Pi D.-H., Setyawan A.D.H., Kato H., Janecek M., Kim Y.C., Lee S., Kim H.S. Work-Hardening Induced Tensile Ductility of Bulk Metallic Glasses via High-Pressure Torsion // *Scientific Reports*. 2015. Vol. 5. № 1. Article number 9660. DOI: [10.1038/srep09660](https://doi.org/10.1038/srep09660).
6. Ren Z.Q., Churakova A.A., Wang X., Goel S., Liu S.N., You Z.S., Liu Y., Lan S., Gunderov D.V., Wang J.T., Valiev R.Z. Enhanced tensile strength and ductility of bulk metallic glasses Zr52.5Cu17.9Al10Ni14.6Ti5 via high-pressure torsion // *Materials Science and Engineering A*. 2021. Vol. 803. Article number 140485. DOI: [10.1016/j.msea.2020.140485](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140485).
7. Révész Á., Kovács Z. Severe Plastic Deformation of Amorphous Alloys // *Materials Transactions*. 2019. Vol. 60. № 7. P. 1283–1293. DOI: [10.2320/matertrans.MF201917](https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201917).
8. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *Progress in Materials Science*. 2000. Vol. 45. № 2. P. 103–189. DOI: [10.1016/S0079-6425\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00007-9).
9. Valiev R.Z., Zehetbauer V.J., Estrin Y., Hoppel H.W., Ivanisenko Y., Hahn H., Wilde G., Roven H.J., Sauvage X., Langdon T.G. The innovation potential of bulk nanostructured materials // *Advanced Engineering Materials*. 2007. Vol. 9. № 7. P. 527–533. DOI: [10.1002/adem.200700078](https://doi.org/10.1002/adem.200700078).

10. Edalati K., Horita Z. A review on high-pressure torsion (HPT) from 1935 to 1988 // *Materials Science and Engineering A*. 2016. Vol. 652. P. 325–352. DOI: [10.1016/j.msea.2015.11.074](https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.074).
11. Wang X.D., Cao Q.P., Jiang J.Z., Franz H., Schroers J., Valiev R.Z., Ivanisenko Y., Gleiter H., Fecht H.-J. Atomic-level structural modifications induced by severe plastic shear deformation in bulk metallic glasses // *Scripta Materialia*. 2011. Vol. 64. № 1. P. 81–84. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2010.09.015](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.09.015).
12. Glezer A.M., Sundeev R.V., Shalimova A.V. The cyclic character of phase transformations of the crystal \leftrightarrow amorphous state type during severe plastic deformation of the Ti50Ni25Cu25 alloy // *Doklady Physics*. 2011. Vol. 56. № 9. P. 476–478. DOI: [10.1134/S1028335811090035](https://doi.org/10.1134/S1028335811090035).
13. Edalati K., Bachmaier A., Beloshenko V.A., Beygelzimer Y., Blank V.D., Botta W.J., Bryla K., Cizek J., Divinski S., Enikeev N.A., Estrin Y., Faraji G. Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances // *Materials Research Letters*. 2022. Vol. 10. № 4. P. 163–256. DOI: [10.1080/21663831.2022.2029779](https://doi.org/10.1080/21663831.2022.2029779).
14. Hóbor S., Kovács Z., Révész Á. Macroscopic thermo-plastic model applied to the high pressure torsion of metallic glasses // *Journal of Applied Physics*. 2009. Vol. 106. № 2. Article number 023531. DOI: [10.1063/1.3176950](https://doi.org/10.1063/1.3176950).
15. Henits P., Révész Á., Kovács Z. Free volume simulation for severe plastic deformation of metallic glasses // *Mechanics of Materials*. 2012. Vol. 50. P. 81–87. DOI: [10.1016/j.mechmat.2012.03.008](https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2012.03.008).
16. Révész Á., Schafner E., Kovács Z. Structural anisotropy in a Zr57Ti5Cu20Al10Ni8 bulk metallic glass deformed by high pressure torsion at room temperature // *Applied Physics Letters*. 2008. Vol. 92. № 1. Article number 011910. DOI: [10.1063/1.2830992](https://doi.org/10.1063/1.2830992).
17. Gunderov D., Astanin V. Influence of HPT Deformation on the Structure and Properties of Amorphous Alloys // *Metals*. 2020. Vol. 10. № 3. Article number 415. DOI: [10.3390/met10030415](https://doi.org/10.3390/met10030415).
18. Kosiba K., Šopu D., Scudino S., Zhang L., Bednarcik J., Pauly S. Modulating heterogeneity and plasticity in bulk metallic glasses: Role of interfaces on shear banding // *International Journal of Plasticity*. 2019. Vol. 119. P. 156–170. DOI: [10.1016/j.ijplas.2019.03.007](https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2019.03.007).
19. Gunderov D., Astanin V., Churakova A., Sitdikov V., Ubyivovk E., Islamov A., Wang J.T. Influence of High-Pressure Torsion and Accumulative High-Pressure Torsion on Microstructure and Properties of Zr-Based Bulk Metallic Glass Vit105 // *Metals*. 2020. Vol. 10. № 11. P. 1–14. DOI: [10.3390/met10111433](https://doi.org/10.3390/met10111433).
20. Boltynjuk E.V., Gunderov D.V., Ubyivovk E.V., Monclus M.A., Yang L.W., Molina-Aldareguia J.M., Tyurin A.I., Kilmametov A.R., Churakova A.A., Churyumov A.Yu., Valiev R.Z. Enhanced strain rate sensitivity of Zr-based bulk metallic glasses subjected to high pressure torsion // *Journal of Alloys and Compounds*. 2018. Vol. 747. P. 595–602. DOI: [10.1016/j.jallcom.2018.03.018](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.03.018).
21. Ebner C., Escher B., Gammer C., Eckert J., Pauly S., Rentenberger C. Structural and mechanical characterization of heterogeneities in a CuZr-based bulk metallic glass processed by high pressure torsion // *Acta Materialia*. 2018. Vol. 160. P. 147–157. DOI: [10.1016/j.actamat.2018.08.032](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.08.032).
22. Gunderov D.V., Boltynjuk E.V., Sitdikov V.D., Abrosimova G.E., Churakova A.A., Kilmametov A.R., Valiev R.Z. Free volume measurement of severely deformed Zr62Cu22Al10Fe5Dy1 bulk metallic glass // *Journal of Physics: Conference Series*. 2018. Vol. 1134. № 1. Article number 012010. DOI: [10.1088/1742-6596/1134/1/012010](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1134/1/012010).
23. Gunderov D.V., Asfandiyarov R.N., Raab G.I., Churakova A.A., Astanin V.V. Method for slippage evaluation at various stages of high-pressure torsion and its application to Fe-0.1 %C // *Letters on Materials*. 2021. Vol. 11. № 4. P. 416–421. DOI: [10.22226/2410-3535-2021-4-416-421](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-4-416-421).

REFERENCES

- Kruzic J.J. Bulk Metallic Glasses as Structural Materials: A Review. *Advanced Engineering Materials*, 2016, vol. 18, no. 8, pp. 1308–1331. DOI: [10.1002/adem.201600066](https://doi.org/10.1002/adem.201600066).
- Jafary-Zadeh M., Kumar G.P., Branicio P.S., Seifi M., Lewandowski J.J., Cui F. A Critical Review on Metallic Glasses as Structural Materials for Cardiovascular Stent Applications. *Journal of Functional Biomaterials*, 2018, vol. 9, no. 1, article number 19. DOI: [10.3390/jfb9010019](https://doi.org/10.3390/jfb9010019).
- Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A. Bulk Metallic Glasses. *Handbook of Magnetic Materials*. Japan, Elsevier Publ., 2013. Vol. 21, pp. 131–171. DOI: [10.1016/B978-0-444-59593-5.00003-9](https://doi.org/10.1016/B978-0-444-59593-5.00003-9).
- Axinte E. Metallic glasses from “alchemy” to pure science: Present and future of design, processing and applications of glassy metals. *Materials and Design*, 2012, vol. 35, pp. 518–556. DOI: [10.1016/j.matdes.2011.09.028](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.028).
- Joo S.-H., Pi D.-H., Setyawan A.D.H., Kato H., Janecek M., Kim Y.C., Lee S., Kim H.S. Work-Hardening Induced Tensile Ductility of Bulk Metallic Glasses via High-Pressure Torsion. *Scientific Reports*, 2015, vol. 5, no. 1, article number 9660. DOI: [10.1038/srep09660](https://doi.org/10.1038/srep09660).
- Ren Z.Q., Churakova A.A., Wang X., Goel S., Liu S.N., You Z.S., Liu Y., Lan S., Gunderov D.V., Wang J.T., Valiev R.Z. Enhanced tensile strength and ductility of bulk metallic glasses Zr52.5Cu17.9Al10Ni14.6Ti5 via high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering A*, 2021, vol. 803, article number 140485. DOI: [10.1016/j.msea.2020.140485](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140485).
- Révész Á., Kovács Z. Severe Plastic Deformation of Amorphous Alloys. *Materials Transactions*, 2019, vol. 60, no. 7, pp. 1283–1293. DOI: [10.2320/matertrans.MF201917](https://doi.org/10.2320/matertrans.MF201917).
- Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Progress in Materials Science*, 2000, vol. 45, no. 2, pp. 103–189. DOI: [10.1016/S0079-6425\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00007-9).
- Valiev R.Z., Zehetbauer V.J., Estrin Y., Hoppel H.W., Ivanisenko Y., Hahm H., Wilde G., Roven H.J., Sauvage X., Langdon T.G. The innovation potential of bulk nanostructured materials. *Advanced Engineering*

- Materials*, 2007, vol. 9, no. 7, pp. 527–533. DOI: [10.1002/adem.200700078](https://doi.org/10.1002/adem.200700078).
10. Edalati K., Horita Z. A review on high-pressure torsion (HPT) from 1935 to 1988. *Materials Science and Engineering A*, 2016, vol. 652, pp. 325–352. DOI: [10.1016/j.msea.2015.11.074](https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.074).
 11. Wang X.D., Cao Q.P., Jiang J.Z., Franz H., Schroers J., Valiev R.Z., Ivanisenko Y., Gleiter H., Fecht H.-J. Atomic-level structural modifications induced by severe plastic shear deformation in bulk metallic glasses. *Scripta Materialia*, 2011, vol. 64, no. 1, pp. 81–84. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2010.09.015](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2010.09.015).
 12. Glezer A.M., Sundeev R.V., Shalimova A.V. The cyclic character of phase transformations of the crystal \leftrightarrow amorphous state type during severe plastic deformation of the Ti50Ni25Cu25 alloy. *Doklady Physics*, 2011, vol. 56, no. 9, pp. 476–478. DOI: [10.1134/S1028335811090035](https://doi.org/10.1134/S1028335811090035).
 13. Edalati K., Bachmaier A., Beloshenko V.A., Beygelzimer Y., Blank V.D., Botta W.J., Bryla K., Cizek J., Divinski S., Enikeev N.A., Estrin Y., Faraji G. Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances. *Materials Research Letters*, 2022, vol. 10, no. 4, pp. 163–256. DOI: [10.1080/21663831.2022.2029779](https://doi.org/10.1080/21663831.2022.2029779).
 14. Hóbor S., Kovács Z., Révész Á. Macroscopic thermo-plastic model applied to the high pressure torsion of metallic glasses. *Journal of Applied Physics*, 2009, vol. 106, no. 2, article number 023531. DOI: [10.1063/1.3176950](https://doi.org/10.1063/1.3176950).
 15. Henits P., Révész Á., Kovács Z. Free volume simulation for severe plastic deformation of metallic glasses. *Mechanics of Materials*, 2012, vol. 50, pp. 81–87. DOI: [10.1016/j.mechmat.2012.03.008](https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2012.03.008).
 16. Révész Á., Schafner E., Kovács Z. Structural anisotropy in a Zr57Ti5Cu20Al10Ni8 bulk metallic glass deformed by high pressure torsion at room temperature. *Applied Physics Letters*, 2008, vol. 92, no. 1, article number 011910. DOI: [10.1063/1.2830992](https://doi.org/10.1063/1.2830992).
 17. Gunderov D., Astanin V. Influence of HPT Deformation on the Structure and Properties of Amorphous Alloys. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 3, article number 415. DOI: [10.3390/met10030415](https://doi.org/10.3390/met10030415).
 18. Kosiba K., Şopu D., Scudino S., Zhang L., Bednarcik J., Pauly S. Modulating heterogeneity and plasticity in bulk metallic glasses: Role of interfaces on shear banding. *International Journal of Plasticity*, 2019, vol. 119, pp. 156–170. DOI: [10.1016/j.ijplas.2019.03.007](https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2019.03.007).
 19. Gunderov D., Astanin V., Churakova A., Sitdikov V., Ubyivovk E., Islamov A., Wang J.T. Influence of High-Pressure Torsion and Accumulative High-Pressure Torsion on Microstructure and Properties of Zr-Based Bulk Metallic Glass Vit105. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 11, pp. 1–14. DOI: [10.3390/met10111433](https://doi.org/10.3390/met10111433).
 20. Boltynjuk E.V., Gunderov D.V., Ubyivovk E.V., Monclus M.A., Yang L.W., Molina-Aldareguia J.M., Tyurin A.I., Kilmametov A.R., Churakova A.A., Churyumov A.Yu., Valiev R.Z. Enhanced strain rate sensitivity of Zr-based bulk metallic glasses subjected to high pressure torsion. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 747, pp. 595–602. DOI: [10.1016/j.jallcom.2018.03.018](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.03.018).
 21. Ebner C., Escher B., Gammer C., Eckert J., Pauly S., Rentenberger C. Structural and mechanical characterization of heterogeneities in a CuZr-based bulk metallic glass processed by high pressure torsion. *Acta Materialia*, 2018, vol. 160, pp. 147–157. DOI: [10.1016/j.actamat.2018.08.032](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.08.032).
 22. Gunderov D.V., Boltynjuk E.V., Sitdikov V.D., Abrosimova G.E., Churakova A.A., Kilmametov A.R., Valiev R.Z. Free volume measurement of severely deformed Zr62Cu22Al10Fe5Dy1 bulk metallic glass. *Journal of Physics: Conference Series*, 2018, vol. 1134, no. 1, article number 012010. DOI: [10.1088/1742-6596/1134/1/012010](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1134/1/012010).
 23. Gunderov D.V., Asfandiyarov R.N., Raab G.I., Churakova A.A., Astanin V.V. Method for slippage evaluation at various stages of high-pressure torsion and its application to Fe-0.1 %C. *Letters on Materials*, 2021, vol. 11, no. 4, pp. 416–421. DOI: [10.22226/2410-3535-2021-4-416-421](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-4-416-421).

Microhardness distribution over the surface of Zr-based metallic glass exposed to high-pressure torsion

© 2022

Vasily V. Astanin^{1,3}, junior researcher of Chair of Electrical EngineeringDmitry V. Gunderov^{*1,2,4}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, leading researcherVyacheslav V. Titov^{1,5}, postgraduate student of Chair of Materials Science and Physics of Metals¹Ufa State Aviation Technical University, Ufa (Russia)²Institute of Physics of Molecules and Crystals of Ufa Federal Research Center of the Russian Academy of Sciences, Ufa (Russia)*E-mail: dimagun@mail.ru³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9282-8806>⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5925-4513>⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4884-6027>

Received 18.04.2022

Accepted 14.07.2022

Abstract: Identifying the peculiarities of the transformation of the structure and properties of bulk metallic glass (BMG) under high-pressure torsion (HPT) is of great interest. It is known that under HPT, the degree of deformation differs from the center to the edge of a disk which leads to the non-uniformity of the structure of obtained specimens. The change in microhardness value indicates the direction of change in BMG structure under the HPT, and the microhardness distribution indicates the HPT-specimen non-uniformity. The aim of the study is to identify the HPT influence on

the microhardness value and microhardness distribution over the surface of specimens of amorphous alloys using an example of Vit105 Zr-based BMG ($Zr_{52.5}Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}Ti_5$). The authors studied the distribution of microhardness over the surface of Vit105 Zr-based BMG in the initial state, in the state after HPT at $n=1$ and $n=5$ rotations, and after relaxing annealing. The study shows that the initial Vit105 BMG is characterized by a small spread in microhardness values, which indicates the material's high homogeneity. By reducing the excessive free volume, relaxing annealing increases microhardness without a significant increase in the spread of its values. HPT leads to a decrease in the zirconium BMG microhardness, which indicates an increase in the excessive free volume, but, at the same time, increases the uneven microhardness distribution over the specimen, while the microhardness values in one half of the HPT sample ($n=1$) are higher than in the other one. It demonstrates that BMG specimen deformation during HPT is related to the specific loading mechanisms.

Keywords: bulk metallic glass; Vit105; high-pressure torsion.

Acknowledgements: The authors carried out the severe high-pressure torsion under the support of the RSF project No. 22-19-00347. The amorphous alloys were produced under the financial support of the scientific project-a No. 20-08-00497 of the Russian Foundation for Basic Research. The experimental part of the work was carried out on the equipment of the Research Equipment Sharing Center “Nanotech” of Ufa State Aviation Technical University.

For citation: Astanin V.V., Gunderov D.V., Titov V.V. Microhardness distribution over the surface of Zr-based metallic glass exposed to high-pressure torsion. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 3, pp. 33–40. DOI: 10.18323/2782-4039-2022-3-1-33-40.