

ВЗАИМОСВЯЗЬ РАЗМЕРОВ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МАССИВНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr

© 2019

А.А. Дрозденко, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории Структурных исследований

Д.В. Матвеев, кандидат физико-математических наук,

доцент, старший научный сотрудник лаборатории Структурных исследований

Е.А. Першина, кандидат физико-математических наук,

научный сотрудник лаборатории Структурных исследований

А.С. Аронин, доктор физико-математических наук,

профессор, заведующий лабораторией Структурных исследований

Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка (Россия)

Ключевые слова: объёмные аморфизующиеся сплавы; сплавы на основе Zr; плавка во взвешенном состоянии; рентгенография.

Аннотация: Массивные аморфные сплавы на основе Zr интересны тем, что обладают высокими механическими свойствами и термической стабильностью. Преобладающий компонент Zr в сплаве значительно увеличивает его прочность, пластичность, коррозионную стойкость, а также температуру плавления, что важно при создании различных конструкционных материалов. Получение массивных сплавов на основе Zr с аморфной структурой является не тривиальной задачей, а требует специализированного подхода, поскольку высокая степень окисления Zr и необходимые высокие скорости охлаждения расплава весьма ограничивают реализацию аморфного состояния. При недостаточной скорости охлаждения при закалке образуются кристаллические фазы, что влечет за собой изменение свойств самого материала, что в свою очередь влияет на область его практического применения. Поэтому очень важно иметь представление об изменении структуры в процессе изготовления, ведь многие свойства материалов являются структурно-зависимыми.

В ходе работы методом плавки во взвешенном состоянии и закалки в медные изложницы переменного диаметра были получены аморфные, частично кристаллические и кристаллические образцы аморфизующегося сплава состава $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$. Проведена идентификация кристаллических фаз, образующихся при закалке в зависимости от размеров образца и положения в нем. Выявлены и объяснены небольшие расхождения в значениях межплоскостных расстояний образовавшихся фаз с табличными, которые могут быть связаны с частичным замещением атомов, что приводит к анизотропным искажениям решетки. В рамках работы выявлены различия в фазовом составе после закалки и при распаде аморфной фазы при нагреве сплава данного состава.

ВВЕДЕНИЕ

С момента открытия ряда сплавов с высокой стеклообразующей способностью, таких как Ln-Al-TM [1; 2], Mg-Ln-TM [3; 4], Zr-Al-TM [5; 6], Ti-Zr-TM [7], Hf-Al-TM [8], Ti-Zr-Be-TM [9] и Ti-Zr-Be-TM [10] (Ln – лантаноидные металлы, TM – переходные металлы), ими интересуются в рамках как фундаментальных, так и прикладных наук. Исследования массивных аморфных сплавов актуальны, поскольку такого рода сплавы обладают рядом уникальных свойств: высокая прочность, большой предел упругой деформации, хорошая коррозионная стойкость и износостойкость [11; 12]. Массивные аморфные сплавы на основе Zr интересны тем, что обладают высокой стеклообразующей способностью и термической стабильностью, что известно довольно давно [13]. Преобладающий компонент Zr в сплаве значительно увеличивает его прочность, пластичность, коррозионную стойкость, а также температуру плавления, что важно при создании различных конструкционных материалов.

В работе для изготовления образцов использовался специальный состав аморфного сплава $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$. Такой состав был выбран по своей стеклообразующей способности при закалке в изложницу диаметром 30 мм [14]. Это означает, что при закалке расплава, например, в изложницу меньшего диаметра возрастает вероятность получения образцов с аморфной структурой, поскольку при этом возрастает скорость охлаждения расплава.

Предположительно аморфный сплав состава $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ может быть использован в качестве материала для изготовления оптических деталей, двигателей с микроприводом и датчиков давления [15].

Массивные аморфные сплавы, в том числе и на основе Zr, обычно изготавливают методом литья под давлением в медную изложницу [16]. Однако существует ряд причин, которые существенно усложняют процесс получения объёмных аморфных сплавов на основе Zr. Высокая степень окисления Zr при плавке приводит к образованию окислов, что в свою очередь существенно влияет на прочность сплава [17]. Для реализации аморфного состояния необходима высокая скорость охлаждения расплава во избежание кристаллизации. Существуют физические величины, значения которых напрямую связаны с возможностью образования аморфной структуры при закалке из расплава. Например, взаимные величины – вязкость и диффузия. Вязкость – это непрерывная функция температуры, то есть чем ниже температура, тем больше вязкость и, соответственно, меньше коэффициент диффузии, что и необходимо для получения аморфного состояния при закалке. Безусловно, значение вязкости расплава зависит от входящих в его состав компонентов. Например, в литературе есть данные по значению вязкости при высокоскоростном нагреве аморфного сплава $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$, и сравнение со значениями сплава $Zr_{50}Cu_{40-x}Al_{10}Pd_x$ ($x=0,3$ и 7 ат.%) [18]. Предложенный авторами метод замены Ni на Pd

в сплаве позволяет регулировать вязкость: с увеличением содержания Pd вязкость возрастает, а энергия активации вязкого потока, наоборот, снижается.

В связи с тем, что существует ряд проблем, ограничивающих реализацию аморфного состояния при закалке расплава, создание и разработка метода получения таких образцов на основе Zr с аморфной структурой является весьма трудоемкой задачей. При получении сплавов со скоростью, недостаточной для полной аморфизации, могут образовываться кристаллические фазы, отличающиеся от фаз, образующихся при распаде аморфной фазы. Хорошо известно, что в сплавах системы Fe-B при закалке со скоростью, недостаточной для полной аморфизации, образуется борид Fe_3B с орторомбической решеткой, а при нагреве аморфной фазы – борид Fe_3B с тетрагональной решеткой (с пространственной группой $I 4 - P 42/n$) [19; 20]. Борид с тетрагональной решеткой образуется только при распаде аморфной фазы. Не исключено, что подобная ситуация может наблюдаться и в сплавах на основе Zr. Например, при отогреве аморфной фазы состава $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5$ может образоваться тетрагональная фаза NiZr_2 с пространственной группой $I 4/mcm$ и параметрами решетки $a=b=6,477 \text{ \AA}$; $c=5,241 \text{ \AA}$ [21].

Образование кристаллических фаз в аморфной матрице сплава всегда влечет за собой изменение его свойств, что влияет на область практического применения. Поэтому важно иметь представление об изменении структуры в процессе изготовления, ведь многие свойства материалов являются структурно-чувствительными.

Цель работы – разработка метода изготовления массивных аморфных сплавов на основе Zr, получение образцов состава $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5$ методом плавки во взвешенном состоянии и закалкой в медную изложницу, и исследовании структуры полученных образцов в зависимости от размеров и положения в образце.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

Перед плавкой атомный состав сплава был пересчитан в весовой. Так как плавление и выдержка в электромагнитном поле рассчитаны для небольших масс металлов, были изготовлены навески массой 10 г, впоследствии спрессованные в таблетки. После чего на установке для плавки во взвешенном состоянии в атмосфере сверхчистого аргона и закалкой в медную изложницу переменного диаметра были получены образцы массивного циркониевого сплава состава $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5$.

Для закалки использовались изложницы с каналом в виде конуса и отверстием в виде стержня диаметром 8 мм. После выплавки были отрезаны диски толщиной 1 мм от определенных участков образцов на электроискровой установке. Положение выбранных для анализа участков отмечено на рис. 1, 2. После резки образцы были отшлифованы на шкурке для того, чтобы снять верхний окисленный слой после резки и подготовить к рентгено-дифракционным исследованиям. После этого диски от выбранных участков образцов были исследованы методом рентгенографии на предмет аморфности структуры при помощи дифрактометра Siemens D-500 с использованием CoK_α -излучения. Фазовый анализ полученных рентгенограмм проводился с помощью базы данных JCPDS.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 изображен вид образца и отмечено положение участков, структура которых анализировалась. Соответствующие рентгенограммы образцов с этих участков представлены на рисунке 1б, 1в, 1г, 1д, 1е.

На полученных рентгенограммах видно, что в дисках диаметрами 3 мм и 4,8 мм структура аморфная, так как на рентгенограммах присутствует только диффузное гало, а пики от кристаллических фаз не наблюдаются. На рентгенограмме образца диаметром 5 мм обнаружены пики от кристаллических фаз на фоне аморфного гало. На рентгенограммах образцов диаметрами 8 мм и 11 мм присутствуют только пики от кристаллических фаз.

Была проведена идентификация кристаллических фаз образцов с диаметрами сечений 5 мм, 8 мм и 11 мм. Обнаружено, что в образце диаметром 5 мм наряду с аморфной матрицей присутствуют кристаллические фазы: орторомбическая $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$, пространственная группа $\text{Aba}2a$, параметры решетки: $a=9,347 \text{ \AA}$, $b=9,322 \text{ \AA}$, $c=12,67 \text{ \AA}$ и тетрагональная CuZr_2 , пространственная группа $I 4/m 2/m 2/m$, параметры решетки: $a=b=3,22 \text{ \AA}$, $c=11,13 \text{ \AA}$. Идентичные кристаллические фазы наблюдались и на образцах диаметром 8 мм и 11 мм, а аморфная фаза не была обнаружена.

Для орторомбической фазы $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$ наблюдались небольшие отклонения межплоскостных расстояний относительно табличных значений. В таблице 1 приведены экспериментально полученные значения межплоскостных расстояний, соответствующие орторомбической фазе для образца диаметром 11 мм и табличные значения орторомбической фазы $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$.

Как видно из таблицы 1, экспериментальные значения межплоскостных расстояний и соответствующие им табличные значения межплоскостных расстояний орторомбической фазы имеют несущественные, но интересные различия. Экспериментальные значения межплоскостных расстояний чуть меньше соответствующих табличных только тогда, когда значения h и k больше 1, однако в тех случаях, когда значения h и k меньше 1, тогда экспериментальные значения межплоскостных расстояний чуть больше табличных.

Такие различия в значениях межплоскостных расстояний могут быть связаны с тем, что атомы Al, присутствующие в сплаве, могут частично замещать атомы Cu. Анизотропное искажение решетки может быть связано с преимущественным расположением атомов примеси в одном направлении. В нашем случае небольшие искажения наблюдаются вдоль оси $[001]$. Располагаться примесные атомы в решетке могут определенным образом, вследствие чего может возникать анизотропная деформация решетки. Размеры атомов Ni и Cu почти одинаковы, поэтому их взаимозамещение не отражается на параметрах решетки. Однако это требует дополнительных исследований.

Следует отметить, что рентгеноструктурный анализ не показал наличие фазы NiZr_2 , которая образуется в результате термической обработки аморфного сплава того же состава [21]. Этот факт является лишним свидетельством того, что идентифицированные нами кристаллические фазы образовались при закалке, а не при отогреве аморфной фазы.

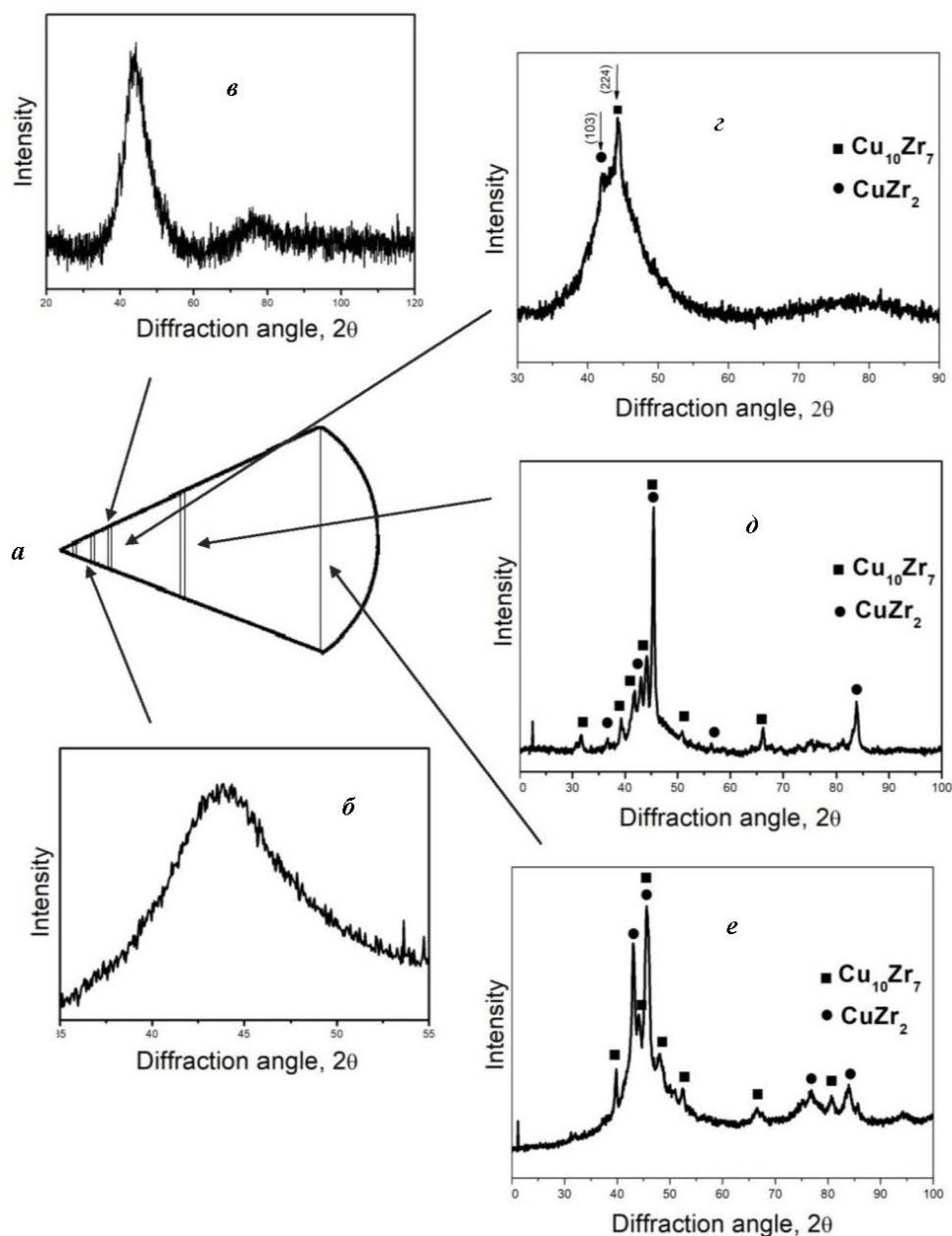


Рис. 1. Внешний вид и сечения конуса:

a – общий вид конуса; *б* – рентгенограмма сечения Ø 3 мм; *в* – рентгенограмма сечения Ø 4,8 мм; *г* – рентгенограмма сечения Ø 5 мм; *д* – рентгенограмма сечения Ø 8 мм; *е* – рентгенограмма сечения Ø 11 мм

Таблица 1. Межплоскостные расстояния образца и табличные значения для фазы $\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$

$d_{\text{эксп}}, \text{\AA}$	$d_{\text{табл}}, \text{\AA}$	hkl
	$\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$	$\text{Cu}_{10}\text{Zr}_7$
3,267	3,298	(220)
2,653	2,621	(204)
2,502	2,531	(231)
2,376	2,365	(115)
2,314	2,286	(224)
2,079	2,113	(324)
1,635	1,649	(440)

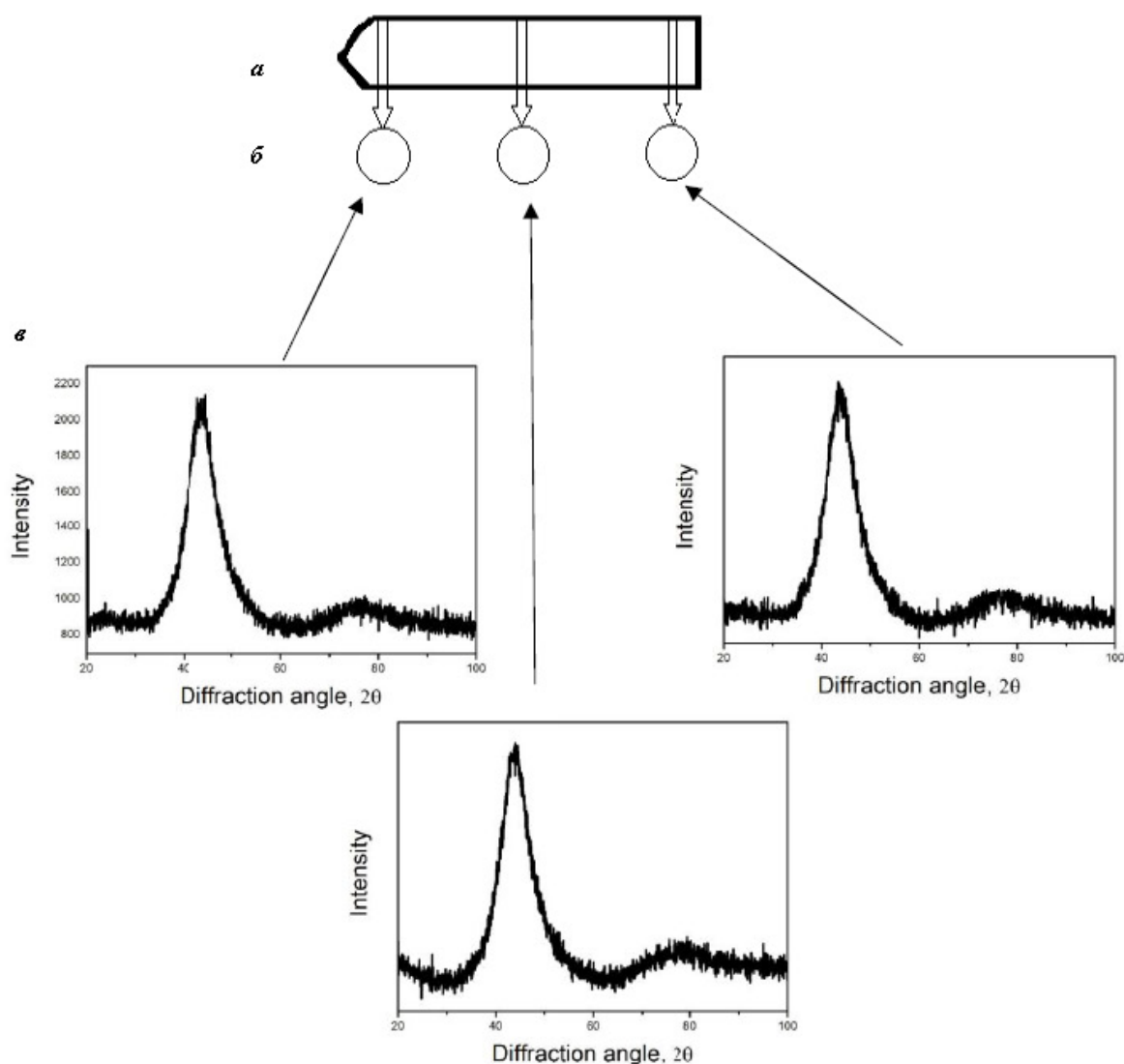


Рис. 2. Общий вид, сечения и полученные рентгенограммы изготовленного стержня:
а – общий вид стержня; *б* – отрезанные диски: \varnothing 8 мм, толщина 1 мм; *в* – полученные рентгенограммы

На основании структурного анализа полученных рентгенограмм от участков с различными диаметрами сечений конусной изложницы можно предположить, что оптимальный диаметр канала для получения аморфных образцов составляет примерно от 3 мм до 5 мм. Однако ранее в рамках данной работы были получены образцы, закаленные в медную изложницу с каналом в виде стержня диаметром 8 мм, со структурой, отличной от образцов, полученных закалкой в конусные изложницы. На рис. 2 показаны рентгенограммы данного стержня, из которых следует, что выплавленный стержень по всему объёму имеет аморфную структуру, так как на рентгенограммах нет пиков от кристаллических фаз.

Получение аморфного образца такого диаметра (8 мм) было следствием оптимального сочетания температуры и времени выдержки расплава перед разливкой. Эти параметры довольно трудно регулировать при плавке во взвешенном состоянии, и для их установления необходимы дополнительные исследования.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

- методом закалки расплава в медные изложницы были получены аморфные и аморфно-кристаллические образцы сплава $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$;
- идентифицированы образующиеся при закалке кристаллические фазы;
- обнаружена зависимость фазового состава от положения в образце;
- различия в фазовом составе сплава после закалки и кристаллизации предположительно можно объяснить тем, что фаза $NiZr_2$ образуется только при распаде аморфной фазы при нагреве.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичной поддержке РФФИ (проект 19-03-00355).

Статья подготовлена по материалам докладов участников IX Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2019) с элементами научной школы для молодежи, Тольятти, 9–13 сентября 2019 года.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Inoue A., Zhang T., Masumoto T. Al-La-Ni amorphous alloys with a wide supercooled liquid region // *Materials Transactions JIM*. 1989. Vol. 30. № 12. P. 965–972.
- Inoue A., Yamaguchi H., Zhang T., Masumoto T. Al-La-Cu amorphous alloys with a wide supercooled liquid region // *Materials Transactions JIM*. 1990. Vol. 31. № 2. P. 104–109.
- Inoue A., Ohtera K., Kita K., Masumoto T. New amorphous Mg-Ce-Ni alloys with high strength and good ductility // *Japanese journal of applied physics part 2-letters and express letters*. 1988. Vol. 27. № 12. P. L2248–L2251.
- Inoue A., Kohinata K., Ohtera K., Tsai A.P., Masumoto T. Mg-Ni-La amorphous alloys with a wide supercooled liquid region // *Materials Transactions JIM*. 1989. Vol. 30. № 5. P. 378–381.
- Inoue A., Zhang T., Masumoto T. Zr-Al-Ni amorphous alloys with high glass transition temperature and significant supercooled liquid region // *Materials Transactions JIM*. 1990. Vol. 31. № 3. P. 177–183.
- Inoue A., Zhang T., Masumoto T. Glass-forming ability of alloys // *Journal of non-crystalline Solids*. 1993. Vol. 156. P. 473–480.
- Amiya K., Nishiyama N., Inoue A., Masumoto T. Mechanical strength and thermal stability of Ti-based amorphous alloys with large glass-forming ability // *Materials science and engineering a-structural materials properties microstructure and processing*. 1994. Vol. 179. P. 692–696.
- Inoue A., Nishiyama N., Amiya K., Zhang T., Masumoto T. Ti-based amorphous alloys with a wide supercooled liquid region // *Materials Letters*. 1994. Vol. 19. № 3-4. P. 131–135.
- Inoue A., Zhang T., Nishiyama N., Ohba K., Masumoto T. Extremely wide supercooled liquid region and large glass-forming ability in $Zr_{65-x}Al_{7.5}Cu_{17.5}Ni_{10}Be_x$ amorphous alloys // *Materials science and engineering a-structural materials properties microstructure and processing*. 1994. Vol. 179. P. 210–214.
- Peker A., Johnson W.L. A highly processable metallic glass: $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10.0}Be_{22.5}$ // *Applied Physics Letters*. 1993. Vol. 63. № 17. P. 2342–2344.
- Abrosimova G., Aronin A., Matveev D., Zverkova I., Molokanov V., Pan S., Slipenyuk A. The structure and mechanical properties of bulk $Zr_{50}Ti_{16.5}Cu_{15}Ni_{18.5}$ metallic glasses // *Journal of materials science*. 2001. Vol. 36. № 16. P. 3933–3939.
- Sun Y.F., Fujii H. Microstructure and mechanical properties of dissimilar spot friction stir welded $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ bulk metallic glass to pure copper // *Intermetallics*. 2013. Vol. 33. P. 113–119.
- Zhang T., Inoue A., Masumoto T. Amorphous Zr-Al-TM (TM=Co, Ni, Cu) alloys with significant supercooled liquid region of over 100 K // *Materials Transactions JIM*. 1991. Vol. 32. № 11. P. 1005–1010.
- Inoue A., Zhang T. Fabrication of bulk glassy $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ alloy of 30 mm in diameter by a suction casting method Q // *Materials Transactions JIM*. 1996. Vol. 37. № 2. P. 185–187.
- Byrne C.J., Eldrup M. Bulk metallic glasses // *Science*. 2008. Vol. 321. № 5888. P. 502–503.
- Somekawa H., Inoue A., Higashi K. Superplastic and diffusion bonding behavior on Zr-Al-Ni-Cu metallic glass in supercooled liquid region // *Scripta materialia*. 2004. Vol. 50. № 11. P. 1395–1399.
- Keryvin V., Bernard C., Sangleboeuf J.-C., Yokoyama Y., Rouxel T. Toughness of $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ bulk metallic glass for two oxygen levels // *Journal of non-crystalline solids*. 2006. Vol. 352. № 26-27. P. 2863–2868.
- Maeda S., Yamasaki T., Yokoyama Y., Okai D., Fukami T., Kimura H.M., Inoue A. Viscosity measurements of $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ and $Zr_{50}Cu_{40-x}Al_{10}Pd_x$ ($x=0,3$ and 7 at.%) supercooled liquid alloys by using a penetration viscometer // *Materials science and engineering a-structural materials properties microstructure and processing*. 2007. Vol. 449. P. 203–206.
- Koster U., Herold U., Guntherodt H.J., Beck H. Glassy metals I. Berlin: Springer Verlag, 1981. 225 p.
- Abrosimova G.E., Aronin A.S. Reversible structural changes on heat-treatment of amorphous Fe-B alloys // *International journal of rapid solidification*. 1991. Vol. 6. № 1. P. 29–40.
- Zhang Y., Lin X., Wang L., Wei L., Liu F., Huang W. Microstructural analysis of $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ bulk metallic glasses by laser surface remelting and laser solid forming // *Intermetallics*. 2015. № 66. P. 22–30.

REFERENCES

- Inoue A., Zhang T., Masumoto T. Al-La-Ni amorphous alloys with a wide supercooled liquid region. *Materials Transactions JIM*, 1989, vol. 30, no. 12, pp. 965–972.
- Inoue A., Yamaguchi H., Zhang T., Masumoto T. Al-La-Cu amorphous alloys with a wide supercooled liquid region. *Materials Transactions JIM*, 1990, vol. 31, no. 2, pp. 104–109.
- Inoue A., Ohtera K., Kita K., Masumoto T. New amorphous Mg-Ce-Ni alloys with high strength and good ductility. *Japanese journal of applied physics part 2-letters and express letters*, 1988, vol. 27, no. 12, pp. L2248–L2251.
- Inoue A., Kohinata K., Ohtera K., Tsai A.P., Masumoto T. Mg-Ni-La amorphous alloys with a wide supercooled liquid region. *Materials Transactions JIM*, 1989, vol. 30, no. 5, pp. 378–381.
- Inoue A., Zhang T., Masumoto T. Zr-Al-Ni amorphous alloys with high glass transition temperature and significant supercooled liquid region. *Materials Transactions JIM*, 1990, vol. 31, no. 3, pp. 177–183.
- Inoue A., Zhang T., Masumoto T. Glass-forming ability of alloys. *Journal of non-crystalline Solids*, 1993, vol. 156, pp. 473–480.
- Amiya K., Nishiyama N., Inoue A., Masumoto T. Mechanical strength and thermal stability of Ti-based amorphous alloys with large glass-forming ability. *Materials science and engineering a-structural materials properties microstructure and processing*, 1994, vol. 179, pp. 692–696.
- Inoue A., Nishiyama N., Amiya K., Zhang T., Masumoto T. Ti-based amorphous alloys with a wide supercooled liquid region. *Materials Letters*, 1994, vol. 19, no. 3-4, pp. 131–135.
- Inoue A., Zhang T., Nishiyama N., Ohba K., Masumoto T. Extremely wide supercooled liquid region and large

- glass-forming ability in $Zr_{65-x}Al_{7.5}Cu_{17.5}Ni_{10}Be_x$ amorphous alloys. *Materials science and engineering a-structural materials properties microstructure and processing*, 1994, vol. 179, pp. 210–214.
10. Peker A., Johnson W.L. A highly processable metallic glass: $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Cu_{12.5}Ni_{10.0}Be_{22.5}$. *Applied Physics Letters*, 1993, vol. 63, no. 17, pp. 2342–2344.
 11. Abrosimova G., Aronin A., Matveev D., Zverkova I., Molokanov V., Pan S., Slipenyuk A. The structure and mechanical properties of bulk $Zr_{50}Ti_{16.5}Cu_{15}Ni_{18.5}$ metallic glasses. *Journal of materials science*, 2001, vol. 36, no. 16, pp. 3933–3939.
 12. Sun Y.F., Fujii H. Microstructure and mechanical properties of dissimilar spot friction stir welded $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ bulk metallic glass to pure copper. *Intermetallics*, 2013, vol. 33, pp. 113–119.
 13. Zhang T., Inoue A., Masumoto T. Amorphous Zr-Al-TM (TM=Co, Ni, Cu) alloys with significant supercooled liquid region of over 100 K. *Materials Transactions JIM*, 1991, vol. 32, no. 11, pp. 1005–1010.
 14. Inoue A., Zhang T. Fabrication of bulk glassy $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ alloy of 30 mm in diameter by a suction casting method Q. *Materials Transactions JIM*, 1996, vol. 37, no. 2, pp. 185–187.
 15. Byrne C.J., Eldrup M. Bulk metallic glasses. *Science*, 2008, vol. 321, no. 5888, pp. 502–503.
 16. Somekawa H., Inoue A., Higashi K. Superplastic and diffusion bonding behavior on Zr-Al-Ni-Cu metallic glass in supercooled liquid region. *Scripta materialia*, 2004, vol. 50, no. 11, pp. 1395–1399.
 17. Keryvin V., Bernard C., Sangleboeuf J.-C., Yokoyama Y., Rouxel T. Toughness of $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ bulk metallic glass for two oxygen levels. *Journal of non-crystalline solids*, 2006, vol. 352, no. 26–27, pp. 2863–2868.
 18. Maeda S., Yamasaki T., Yokoyama Y., Okai D., Fukami T., Kimura H.M., Inoue A. Viscosity measurements of $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ and $Zr_{50}Cu_{40-x}Al_{10}Pd_x$ (x=0,3 and 7 at.%) supercooled liquid alloys by using a penetration viscometer. *Materials science and engineering a-structural materials properties microstructure and processing*, 2007, vol. 449, pp. 203–206.
 19. Koster U., Herold U., Guntherodt H.J., Beck H. *Glassy metals I*. Berlin, Springer Verlag Publ., 1981. 225 p.
 20. Abrosimova G.E., Aronin A.S. Reversible structural-changes on heat-treatment of amorphous Fe-B alloys. *International journal of rapid solidification*, 1991, vol. 6, no. 1, pp. 29–40.
 21. Zhang Y., Lin X., Wang L., Wei L., Liu F., Huang W. Microstructural analysis of $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ bulk metallic glasses by laser surface remelting and laser solid forming. *Intermetallics*, 2015, no. 66, pp. 22–30.

THE INTERRELATION OF THE SIZES AND PHASE COMPOSITION OF Zr-BASED BULK AMORPHOUS ALLOYS

© 2019

A.A. Drozdenko, postgraduate student,

junior researcher of the Laboratory of Structural Research

D.V. Matveev, PhD (Physics and Mathematics),

Associate Professor, senior researcher of the Laboratory of Structural Research

E.A. Pershina, PhD (Physics and Mathematics),

researcher of the Laboratory of Structural Research

A.S. Aronin, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,

Head of the Laboratory of Structural Research

Institute of Solid State Physics of Russian Academy of Sciences, Chernogolovka (Russia)

Keywords: bulk amorphous alloys; Zr-based alloys; levitation melting; X-ray diffraction.

Abstract: Bulk amorphous Zr-based alloys are promising for their high mechanical properties and thermal stability. The predominate component of Zr in the alloy significantly improves its strength, ductility, corrosion resistance and melting point, which is important when creating various structural materials. The obtainment bulk of Zr-based alloys with an amorphous structure is not a trivial goal, but requires an ad hoc approach as the high degree of Zr oxidation and the necessary high rates of melt cooling limit realization of the amorphous state. At an insufficient cooling rate during quenching, the crystalline phases are formed, which causes change in the properties of the material itself, which in turn affects the field of practical application. Therefore, it is very important to have an idea about the change in a structure during manufacture since many properties of materials are structurally dependent.

During the work, the amorphous, partially crystalline and crystalline samples of the amorphized alloy of $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ composition were obtained by levitation melting and quenching into copper moulds of variable diameter. The crystalline phases formed during quenching depending on the sizes of the sample and position in it were identified. Small differences between the values of interplanar spacing of the formed phases and the tabulated ones, which can be associated with partial substitution of atoms that leads to anisotropic lattice distortions were revealed and explained. In addition, during the work, differences in the phase composition after quenching and under decomposition of the amorphous phase during heating of the alloy of this composition were also revealed.