

УДК 669.017.15

**УВЕЛИЧЕНИЕ СТЕКЛОБРАЗУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ
СПЛАВА $\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6$ ПРИ РАЗБАВЛЕНИИ
РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ**© 2023 г. И. В. Евдокимов^а, Е. В. Стерхов^{а, *}, В. А. Быков^а,
К. Ю. Шуняев^а, Л. Д. Сон^а^аИнститут металлургии Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия

*e-mail: ev.sterhov@mail.ru

Поступила в редакцию 30.07.2022 г.

После доработки 05.09.2022 г.

Принята к публикации 23.09.2022 г.

Эвтектические сплавы из-за своей низкотемпературности являются перспективными материалами для получения металлических стекол. В отличие от кристаллических сплавов, в стеклах отсутствует дальний порядок, что приводит к повышению твердости, механической прочности, коррозионной стойкости и магнитной проницаемости. Возможности использования данных материалов на практике регламентируются критическим диаметром, при котором еще возможно образование однофазного металлического стекла при закалке. Поэтому актуальной задачей в этой области исследований является повышение критического диаметра имеющихся аморфных сплавов. Одним из методов улучшения стеклообразующей способности сплавов является их разбавление более тугоплавкими металлами. В данной работе представлены рентгеноаморфные металлические стекла сплавов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6)_{100-x}\text{R}_x$ с разбавлением редкоземельными металлами ($\text{R} = \text{Gd}, \text{Ho}, \text{La}, \text{Nd}, \text{Y}, \text{Yb}; x = 0; 2$). Методами рентгеновской дифракции и сканирующей электронной микроскопии установлен критический диаметр, фазовый и элементный состав сплавов в зависимости от скорости закалки. Установлено, что добавление 2 ат. % Gd, Ho и Y значительно увеличивает стеклообразующую способность сплава Co–Fe–Cr–Mo–C–B. Методом спиннингования, при закалке на алюминиевом диске, вращающемся с линейной скоростью 11.5 м/с, получены ленты толщиной от 19 до 73 мкм. На поверхности лент были обнаружены редкие включения с высоким содержанием редкоземельных элементов вплоть до 35 ат. %, которые могут выступать в качестве центров кристаллизации.

Ключевые слова: металлические стекла, аморфные сплавы, редкоземельные элементы, стеклообразующая способность, критический диаметр

DOI: 10.31857/S0235010623010036, **EDN:** HIDAUH

ВВЕДЕНИЕ

Практическое применение металлических стекол сильно ограничено их типоразмером. В основном аморфные металлические материалы используют в виде лент, для создания магнитопроводов [1] и сердечников для высокочастотных трансформаторов [2–4], либо их напыляют на конструкционные материалы [5] для повышения коррозионной стойкости и износостойкости. Объемные металлические стекла (ОМС) используют для этих целей реже, из-за недостаточного для технологии (меньше 30 мм) критического диаметра (D_c). На самом деле, ОМС обладают преимуществами перед аморфными лентами и пленками из-за простоты изготовления, высокой воспроизво-

димости функциональных характеристик изделий и возможности отливать их в произвольную форму.

В последнее время были получены объемно-аморфные сплавы: $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ [6], $\text{Fe}_{43}\text{Co}_{4.5}\text{Cr}_{16.5}\text{Mo}_{16.5}\text{C}_{14}\text{B}_4\text{Y}_{1.5}$ [7] и $(\text{Fe}, \text{Co})_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Tm}_2$ [8] с критическими диаметрами 10–16 мм. Однако, исследовательский поиск, направленный на выявление оптимального состава, ведется до сих пор. Так, замещение Fe на Co в количестве 4–8 ат. % позволяет увеличить намагниченность насыщения и добиться низкой коэрцитивной силы [9]. Коррозионная стойкость является не менее важным параметром металлических стекол наряду с магнитными характеристиками. Добавление Cr и Mo в количестве 30 ат. % [10] позволяет достичь оптимальной скорости коррозии $\sim 1.3 \cdot 10^{-4}$ мм/год в растворах 1н HCl, 1н HNO₃ и 1н NaOH [11]. Кроме того, при эквивалентном содержании Cr и Mo достигается наилучшая стеклообразующая способность [12]. Углерод и бор являются важными составляющими для данных металлических стекол, которые повышают стеклообразующую способность и увеличивают прочность [13]. Было обнаружено, что увеличение стеклообразующей способности происходит при содержании C 15 ат. % и B 6 ат. %. Стеклообразующая способность снижается при замещении C на B в ряду $\text{C}_{15-x}\text{B}_{6+x}$ ($x = 0, 2, 3, 4$). [14]. Сплавы на основе Co без добавления редкоземельного элемента (РЗЭ) имеют низкую стеклообразующую способность, и при одинаковых температурах охлаждения удается получить цилиндры не более 2 мм [15, 16]. В работах [17–19] установлено, что наилучшая стеклообразующая способность проявляется при добавках Y и Er в количестве 2 ат. %. При этом, эффект от добавок Y оказывается более существенным [15, 20]. Данная работа посвящена изучению влияния РЗЭ на стеклообразующую способность сплавов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6)_{100-x}\text{R}_x$ ($\text{R} = \text{Gd}, \text{Ho}, \text{La}, \text{Nd}, \text{Y}, \text{Yb}; x = 0; 2$).

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Для изготовления сплавов использовали стехиометрические навески элементов, углерод и бор после взвешивания прессовали в таблетку. Сплавы были получены путем плавки в дуговой печи в атмосфере аргона с чистотой 99.993%. Сплав переплавляли 8–9 раз на водоохлаждаемой изложнице. Для отливки стержней использовали метод литья в медную цилиндрическую форму с диаметром 3 мм и длиной 100 мм. Ленты получали методом спиннингования [14] на алюминиевом диске с линейной скоростью вращения 11.5 м/с. После каждой отливки для удаления остатков предыдущего сплава и улучшения адгезии диск полировали мелкозернистой наждачной бумагой. Для аттестации сплавов изготавливали шлифы на наждачной бумаге из карбида кремния. Финальную полировку проводили с использованием алмазной пасты АСМ 0-1 до зеркального состояния.

Рентгеновские дифракционные спектры снимали на дифрактометре XRD 7000 фирмы Shimadzu. Рентгеновскую съемку образцов, закаленных в форме стержней и лент, проводили методом порошковой дифракции, для этого их размалывали в агатовой ступке до порошкообразного состояния в среде изопропилового спирта. Фазовый анализ выполнен с помощью международной картотеки ICDD PDF-2 со встроенными модулями автоматического поиска фаз и полуколичественного анализа методом корундовых чисел.

Морфологию, критический диаметр и химический состав поверхности исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 40 с ускоряющим напряжением 20 кВ на V-образном вольфрамовом катоде. Определение элементного состава поверхности проводили с помощью энергодисперсионного рентгеновского анализатора INCA Energy. Спектры набирали в течение минуты для каждой из пяти различных точек для областей, отличающихся по композиционному контрасту.

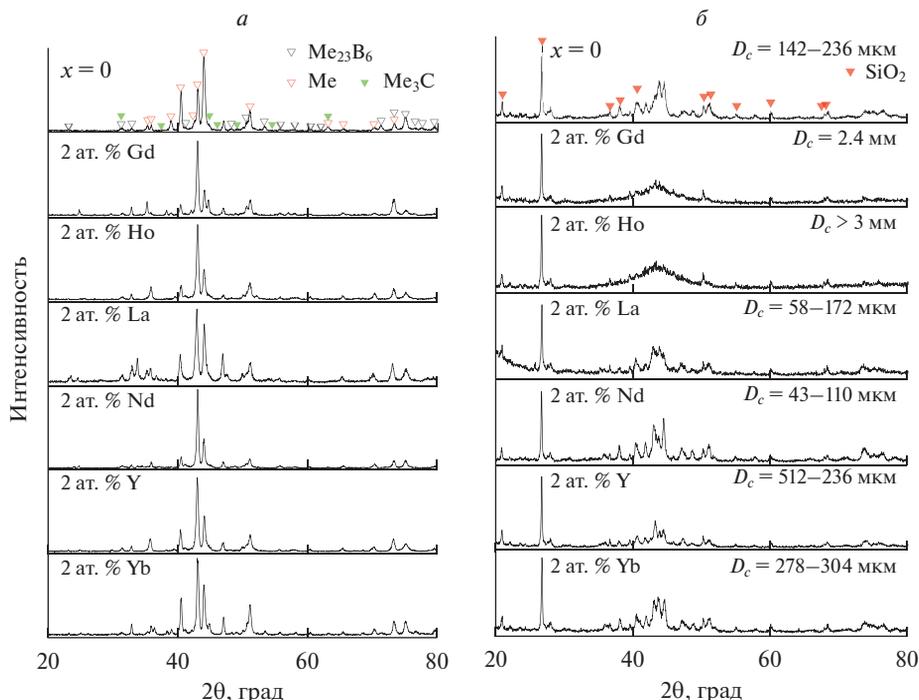


Рис. 1. Дифрактограммы закаленных сплавов (а) и стержней (б) $(Co_{41}Fe_7Cr_{15}Mo_{14}C_{15}B_6)_{100-x}R_x$ (R = Gd, Ho, La, Nd, Y, Yb; $x = 0; 2$).

Для определения температур и теплот структурных фазовых превращений аморфных металлических лент был использован метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Измерения были выполнены на термoанализаторе NETZSCH STA 409 PC в тиглях из Al_2O_3 в атмосфере аргона. Температурная программа включала в себя нагрев от комнатной температуры до $1100^\circ C$, со скоростью 20 К/мин.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЯ

На дифрактограммах образцов, закаленных на водоохлаждаемой изложнице (рис. 1а) наблюдаются рефлексы, соответствующие кристаллическим фазам Me, Me_3C и $Me_{23}B_6$, где Me = Co, Cr, Mo, Fe.

По данным сканирующей электронной микроскопии все образцы содержат минимум 4 фазы (рис. 2). Композиционный контраст фаз обусловлен флуктуацией химического состава Co, Cr, Mo и РЗЭ в пределах 1–3 ат. %, тогда как содержание Fe в пределах погрешности одинаковое для всех фаз (табл. 1). Стержни из сплавов с Ho и Gd являются однофазными металлическими стеклами, о чем свидетельствует одиночный диффузный пик при $2\theta 40^\circ-50^\circ$ (рис. 1б). На дифрактограммах стержней остальных образцов наблюдаются плохо сформировавшиеся кристаллические фазы. Оценку критического диаметра производили по снимкам сканирующей электронной микроскопии в режиме обратно-рассеянных электронов. Стоит отметить, что для всех образцов, перемолотых в агатовой ступке, на рентгеновских паттернах наблюдаются примесные пики, которые относятся к SiO_2 .

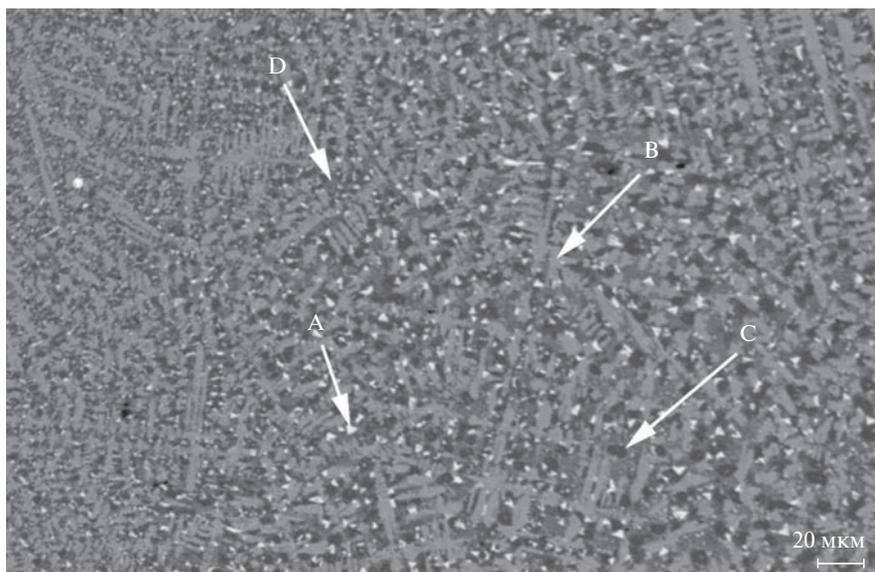


Рис. 2. СЭМ-изображение сплава состава $\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Ho}_2$.

Полученные методом спинингования ленты сплавов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6)_{100-x}\text{R}_x$ ($\text{R} = \text{Ho, Gd, Nd, Y, La, Yb}$ и $x = 0; 2$) являются рентгеноаморфными (рис. 3).

При помощи сканирующей электронной микроскопии в лентах $\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{R}_2$ ($\text{R} = \text{Ho, Gd, Nd, Y, La, Yb}$) были обнаружены включения с высоким содержанием РЗЭ до 35 ат. %. Несмотря на высокую скорость закалки, эти включения успевают образоваться, и могут являться зародышами для кристаллизации фазы.

На рис. 4 приведены ДСК кривые для сплавов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6)_{100-x}\text{R}_x$ ($\text{R} = \text{Ho, Nd, Y, La, Yb}$ и $x = 0; 2$). По кривым ДСК видно, что добавление в сплав $\text{Co}-\text{Fe}-\text{Cr}-\text{Mo}-\text{C}-\text{B}$ Nd и Ho приводит к увеличению температуры стеклования T_g , кристаллизации T_x и первого пика кристаллизации T_p . Для всех образцов характерна многоэтапная кристаллизация. Наименьшая температура начала плавления (T_m) и ликвидуса (T_l) наблюдается у сплава $\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Ho}_2$ и составляет 1378.2 и 1421.0 К соответственно (табл. 2).

Для эвтектических систем существует прямая зависимость между D_c и приведенной температурой стеклования ($T_{g\text{пр}}$), которая впервые была предложена авторами [23]. Добавление Ho приводит к увеличению приведенной температуры стеклования, при этом экспериментально определенный D_c достигает более 3 мм. С другой стороны, сплав с Nd имеет D_c в пределах 43–110 мкм, что меньше чем у базового сплава, у кото-

Таблица 1. Среднее содержание металлов в разных фазах сплава $\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Ho}_2$

Фаза	Cr, ат. %	Fe, ат. %	Co, ат. %	Mo, ат. %	Ho, ат. %
A	13.22	7.52	44.22	12.22	1.81
B	15.15	7.24	41.69	13.88	1.03
C	16.65	7.21	41.42	12.83	0.89
D	14.80	7.45	41.39	13.41	1.94

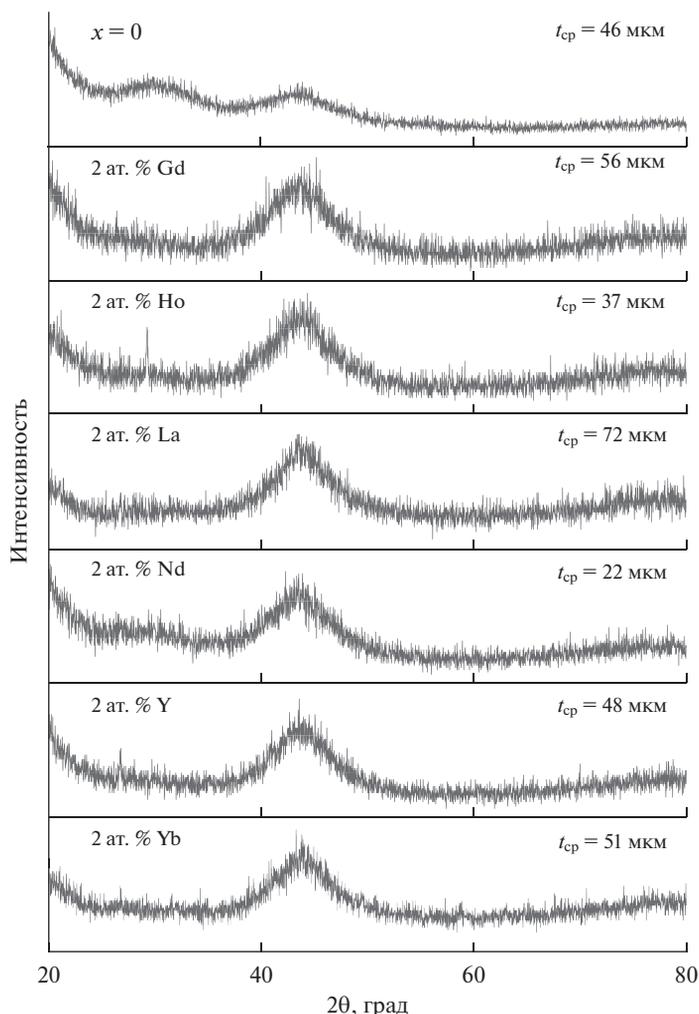


Рис. 3. Дифрактограммы сплавов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6)_{100-x}\text{R}_x$ ($\text{R} = \text{Gd}, \text{Ho}, \text{La}, \text{Nd}, \text{Y}, \text{Yb}; x = 0; 2$), закаленных в форме лент.

рого приведенная температура ниже. Данное несоответствие объясняется тем, что авторы рассматривали объемные металлические стекла, для которых характерны большие критические диаметры. Для составов с Gd и Ho температура плавления сплава увеличивается с 1585.2 до 1747.2 К, а критический диаметр с 2.4 до 3 мм соответствен-

Таблица 2. Температуры фазовых превращений и приведенная температура стеклования

Сплав	T_g , К	T_x , К	T_p , К	T_m , К	T_l , К	$T_{rg} = \frac{T_g}{T_l}$ [22]
$x = 0$	815.2	856.8	876.9	1379.7	1440.2	0.566
2 ат. % Nd	837.8	889.0	915.6	1383.6	1427.1	0.587
2 ат. % Ho	856.7	898.3	922.3	1378.2	1421.0	0.603

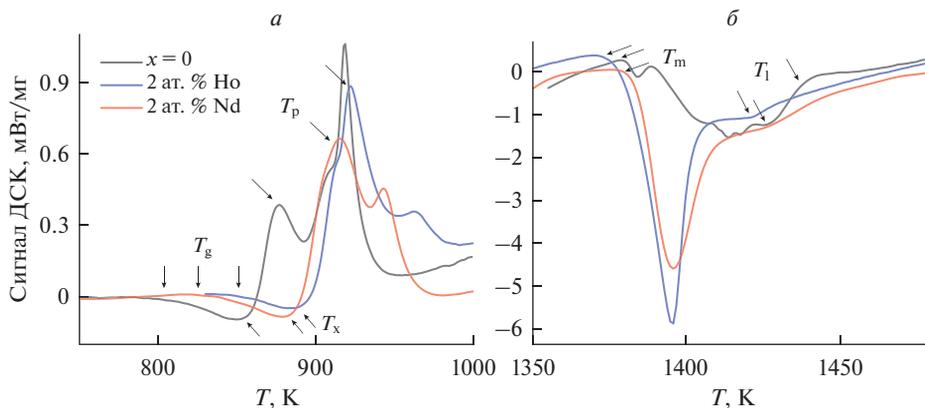


Рис. 4. ДСК кривые сплавов $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6)_{100-x}\text{R}_x$ ($\text{R} = \text{Ho}, \text{Nd}; x = 0; 2$), снятые при скорости нагрева 20 К/мин.

но. Однако такое поведение не наблюдается для образца с Y. С другой стороны, в ряду Ho–Gd–Y–Yb критический диаметр уменьшается вместе с радиусами редкоземельных элементов. В ряду Y–Yb критический диаметр может зависеть как от температуры плавления, так и от радиуса РЗЭ.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Впервые получены сплавы состава $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6)_{100-x}\text{R}_x$ ($\text{R} = \text{Gd}, \text{Ho}, \text{La}, \text{Nd}, \text{Y}, \text{Yb}; x = 0; 2$) в закаленном и аморфном состояниях. Добавление Ho и Gd в базовый состав позволяет получить объемно-аморфные образцы с критическими диаметрами 3 и 2.4 мм соответственно, в то время как при аналогичных условиях критический диаметр базового состава составляет от 142 до 236 мкм. Стержни сплавов с La, Nd, Y и Yb обладают D_c в диапазоне 43–556 мкм и содержат плохо сформировавшиеся кристаллические фазы (Me , Me_3C и Me_{23}B_6 , где $\text{Me} = \text{Co}, \text{Cr}, \text{Mo}, \text{Fe}$), характерные для закаленных образцов. Рентгеноаморфные образцы для этих составов удается получить при закалке на алюминиевый диск с линейной скоростью вращения 11.5 м/с. Средняя толщина лент не превышает критический диаметр сплавов и варьируется от 19 до 73 мкм. При помощи СЭМ на поверхности лент были обнаружены включения с высоким содержанием РЗЭ до 35 ат. %, которые могут выступать в качестве центров кристаллизации.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ в рамках проекта № 21-13-00202 с использованием оборудования ЦКП “Урал-М”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Стародубцев Ю.Н. Теория и расчет трансформаторов малой мощности. М.: ИП РадиоСофт, 2005.
2. Кейлин В.И., Дорошенко Б.Б., Белозеров В.Я., Стародубцев Ю.Н. Жесткий ленточный сердечник. Патент РФ 2044796, № 9300205/02; заявл. 11.01.1993, опубл. 27.09.1995.
3. Кейлин В.И., Дорошенко Б.Б., Белозеров В.Я., Стародубцев Ю.Н., Хлопунов С.И. Жесткий ленточный сердечник с высокой магнитной проницаемостью. Патент РФ 2041282, № 93002058/02; заявл. 11.01.1993; опубл. 09.08.1995.
4. Кейлин В.И., Белозеров В.Я., Стародубцев Ю.Н. Трансформатор. Патен РФ 2041514, № 92010326/02; заявл. 07.12.1992; опубл. 09.08.1995.
5. Jang J., Tsai P., Shiao A., Li T., Chen C., Chu J., Dug J., Chen M., Chang S., Huang W. Enhanced cutting durability of surgical blade by coating with Fe-based metallic glass thin film // Intermetallic. 2015. 65. P. 56–60.

6. Shen J., Chen Q., Sun J., Fan H., Wang G. Exceptionally high glass-forming ability of an FeCo–CrMoCBY alloy // *Applied physics letters*. 2005. **86**. P. 151907-1–151907-3.
7. Guo S.F., Chan K.C., Xie S.H., Yu P., Huang Y.J., Zhang H.J. Novel centimeter-size Fe-based bulk metallic glass with high corrosion resistance in simulated acid rain and seawater // *J. Non-Crystalline Solids*. 2013. **369**. P. 29–33.
8. Amiya K., Inoue A. Fe-(Cr,Mo)-(C,B)-Tm bulk metallic glasses with high strength and high glass-forming ability // *Materials Transactions*. 2006. **47**. P. 1615–1618.
9. Shen B., Kimira H., Inoue A., Mizushima T. Bulk glassy $\text{Fe}_{78-x}\text{Co}_x\text{Ga}_2\text{P}_{12}\text{C}_4\text{B}_4$ alloys with high saturation magnetization and good soft magnetic properties // *Materials Transactions*. 2001. **42**. P. 1052–1055.
10. Ponnambalam V., Poon S.J., Shiflet G.J. Fe-based bulk metallic glasses with diameter thickness larger than one centimeter // *J. Mater. Res*. 2004. **19**. P. 1320–1323.
11. Wang L., Chao Y. Corrosion behavior of $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ bulk metallic glass in NaCl solution // *Materials Letters*. 2012. **69**. P. 76–78.
12. Pang S., Zhang T., Asami K., Inoue A. Formation of bulk glassy $\text{Fe}_{75-x-y}\text{Cr}_x\text{Mo}_y\text{C}_{15}\text{B}_{10}$ alloys and their corrosion behavior // *J. Mater. Res*. 2002. **17**. P. 701–704.
13. Duarte M.J., Klemm J., Klemm S.O., Mayrhofer K.J.J., Stratmann M., Borodin S., Romero A.H., Madinehei M., Serrano J., Gerstl S.S.A., Choi P.P., Raabe D., Renner F.U. Element-resolved corrosion analysis of stainless-type glass-forming steels // *Science*. 2013. **341**. P. 372–376.
14. Стародубцев Ю. Аморфные металлические материалы // *Силовая электроника*. 2009. № 2. С. 86–89.
15. Men H., Pang S.J., Zhang T. Thermal stability and microhardness of new Co-based bulk metallic glasses // *Materials Science and Engineering A*. 2007. **449–451**. P. 538–540.
16. Lotfollahi Z., Garcia-Arribas A., Amirabadizadeh A., Orue I., Kurlyandskaya G.V. Soft magnetic Co-based Co–Fe–B–Si–P bulk metallic glasses with high saturation magnetic flux density of over 1.2 T // *J. alloys and compounds*. 2020. **843**. P. 3–7.
17. Maddala D.R., Hebert R.J. Sliding wear behavior of $\text{Fe}_{50-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Er}_x$ ($x = 0, 1, 2$ at. %) bulk metallic glass // *Wear*. 2012. **294–295**. P. 246–256.
18. Chen Q., Zhang D., Shen J., Fan H., Sun J. Effect of yttrium on the glass-forming ability of Fe–Cr–Mo–C–B bulk amorphous alloys // *J. Alloys and Compounds*. 2007. **427**. P. 190–193.
19. Men H., Pang S.J., Zhang T. Effect of Er doping on glass-forming ability of $\text{Co}_{50}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6$ alloy // *J. Mater. Res*. 2006. **21**. P. 958–961.
20. Men H., Pang S.J., Li R., Tao Z. Crystallization kinetics of $\text{Co}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Er}_2$ bulk metallic glass with high thermal stability // *Chinese Phys. Lett*. 2006. **23**. P. 417–419.
21. Turnbull D. Under what conditions can a glass be formed // *Contemp. Phys*. 1969. **10**. P. 473–488.
22. Lu Z.P., Tan H., Li Y., Ng S.C. The correlation between reduced glass transition temperature and glass forming ability of bulk metallic glasses // *Scripta mater*. 2000. **42**. P. 667–673.

THE GLASS-FORMING ABILITY IMPROVEMENT OF $\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6$ ALLOY DURING DILUTION WITH RARE EARTH METALS

I. V. Evdokimov¹, E. V. Sterkhov¹, V. A. Bykov¹, K. Yu. Shunyaev¹, L. D. Son¹

¹*Institute of Metallurgy of the Ural Branch of the RAS, Yekaterinburg, Russia*

Eutectic alloys, due to their low melting point, are promising materials for the production of metal glasses. Unlike crystalline alloys, amorphous alloys have no long-range order, which leads to an increase in hardness, mechanical strength, corrosion resistance and magnetic permeability. The main criterion for the application of amorphous materials in practice, under which the formation of a single-phase metallic glass during quenching, is the critical diameter. Therefore, an urgent task in this area of research is to increase the critical diameter of current amorphous alloys. One of the methods of improving the glass-forming ability of alloys is their dilution with more refractory metals. In this paper, we present amorphous metallic glasses of $(\text{Co}_{41}\text{Fe}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6)_{100-x}\text{R}_x$ alloys with dilution with rare earth metals ($\text{R} = \text{Gd}, \text{Ho}, \text{La}, \text{Nd}, \text{Y}, \text{Yb}; x = 0; 2$). The critical diameter, phase and elemental composition of the alloys depending on the quenching rate were determined by X-ray diffraction and scanning electron microscopy. It is shown that the addition of 2 at. % Gd, Ho and Y significantly increases the glass-forming ability of the Co–Fe–Cr–Mo–C–B alloy. By spinning method, when quenched on an aluminum disk rotating at a linear speed of 11.5 m/s, tapes with a thickness of 19 to 73 microns were obtained. Rare inclusions with a high content of ra-

re earth elements up to 35 at % were found on the surface of the tapes, which can act as crystallization centers.

Keywords: Metal glasses, amorphous alloys, rare earth elements, glass-forming ability, critical diameter

REFERENCES

1. Starodubtsev Yu.N. Teoriya i raschet transformatorov maloy moshchnosti [Theory and calculation of low power transformers]. M.: IP RadioSoft, 2005. [In Russian].
2. Keilin V.I., Doroshchenko B.B., Belozarov V.Ya., Starodubtsev Yu.N. Zhestkiy lentochnyy serdechnik [Rigid tape core]. RF patent 2044796, No. 9300205/02; dec. 01/11/1993, publ. 09/27/1995. [In Russian].
3. Keilin V.I., Doroshchenko B.B., Belozarov V.Ya., Starodubtsev Yu.N., Khlopunov S.I. Zhestkiy lentochnyy serdechnik s vysokoy magnitnoy pronitsayemost'yu [Rigid tape core with high magnetic permeability]. Patent RF 2041282. No. 93002058/02; dec. 01/11/1993, publ. 08/09/1995. [In Russian].
4. Keilin V.I., Belozarov V.Ya., Starodubtsev Yu.N. Transformator [Transformer]. Paten RF 2041514, No. 92010326/02; dec. 07.12.1992; publ. 08/09/1995. Jang J., Tsai P., Shiao A., Li T., Chen C., Chu J., Dug J., Chen M., Chang S., Huang W. Enhanced cutting durability of surgical blade by coating with Fe-based metallic glass thin film // *Intermetallics*. 2015. **65**. P. 56–60. [In Russian].
5. Shen J., Chen Q., Sun J., Fan H., Wang G. Exceptionally high glass-forming ability of an FeCo–CrMoCBY alloy // *Applied physics letters*. 2005. **86**. P. 151907-1–151907-3.
6. Guo S.F., Chan K.C., Xie S.H., Yu P., Huang Y.J., Zhang H.J. Novel centimeter-size Fe-based bulk metallic glass with high corrosion resistance in simulated acid rain and seawater // *J. Non-Crystalline Solids*. 2013. **369**. P. 29–33.
7. Amiya K., Inoue A. Fe-(Cr,Mo)-(C,B)-Tm bulk metallic glasses with high strength and high glass-forming ability // *Materials Transactions*. 2006. **47**. P. 1615–1618.
8. Shen B., Kimira H., Inoue A., Mizushima T. Bulk glassy $\text{Fe}_{78-x}\text{Co}_x\text{Ga}_2\text{P}_{12}\text{C}_4\text{B}_4$ alloys with high saturation magnetization and good soft magnetic properties // *Materials Transactions*. 2001. **42**. P. 1052–1055.
9. Ponnambalam V., Poon S.J., Shiflet G.J. Fe-based bulk metallic glasses with diameter thickness larger than one centimeter // *J. Mater. Res*. 2004. **19**. P. 1320–1323.
10. Wang L., Chao Y. Corrosion behavior of $\text{Fe}_{41}\text{Co}_7\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Y}_2$ bulk metallic glass in NaCl solution // *Materials Letters*. 2012. **69**. P. 76–78.
11. Pang S., Zhang T., Asami K., Inoue A. Formation of bulk glassy $\text{Fe}_{75-x-y}\text{Cr}_x\text{Mo}_y\text{C}_{15}\text{B}_{10}$ alloys and their corrosion behavior // *J. Mater. Res*. 2002. **17**. P. 701–704.
12. Duarte M.J., Klemm J., Klemm S.O., Mayrhofer K.J.J., Stratmann M., Borodin S., Romero A.H., Madinehei M., Serrano J., Gerstl S.S.A., Choi P.P., Raabe D., Renner F.U. Element-resolved corrosion analysis of stainless-type glass-forming steels // *Science*. 2013. **341**. P. 372–376.
13. Starodubtsev Yu. Amorfnyye metallicheskiye materialy [Amorphous metallic materials] // *Silovaya elektronika*. 2009. № 2. P. 86–89. [In Russian].
14. Men H., Pang S.J., Zhang T. Thermal stability and microhardness of new Co-based bulk metallic glasses // *Materials Science and Engineering A*. 2007. **449–451**. P. 538–540.
15. Lotfollahi Z., Garcia-Arribas A., Amirabadizadeh A., Orue I., Kurllyandskaya G.V. Soft magnetic Co-based Co–Fe–B–Si–P bulk metallic glasses with high saturation magnetic flux density of over 1.2 T // *J. alloys and compounds*. 2020. **843**. P. 3–7.
16. Maddala D.R., Hebert R.J. Sliding wear behavior of $\text{Fe}_{50-x}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Er}_x$ ($x = 0, 1, 2$ at. %) bulk metallic glass // *Wear*. 2012. **294–295**. P. 246–256.
17. Chen Q., Zhang D., Shen J., Fan H., Sun J. Effect of yttrium on the glass-forming ability of Fe–Cr–Mo–C–B bulk amorphous alloys // *J. Alloys and Compounds*. 2007. **427**. P. 190–193.
18. Men H., Pang S.J., Zhang T. Effect of Er doping on glass-forming ability of $\text{Co}_{50}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6$ alloy // *J. Mater. Res*. 2006. **21**. P. 958–961.
19. Men H., Pang S.J., Li R., Tao Z. Crystallization kinetics of $\text{Co}_{48}\text{Cr}_{15}\text{Mo}_{14}\text{C}_{15}\text{B}_6\text{Er}_2$ bulk metallic glass with high thermal stability // *Chinese Phys. Lett*. 2006. **23**. P. 417–419.
20. Turnbull D. Under what conditions can a glass be formed // *Contemp. Phys*. 1969. **10**. P. 473–488.
21. Lu Z.P., Tan H., Li Y., Ng S.C. The correlation between reduced glass transition temperature and glass forming ability of bulk metallic glasses // *Scripta mater*. 2000. **42**. P. 667–673.