

УДК 544.23;620.193.4

ВЛИЯНИЕ КОБАЛЬТА НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Al–Ni–Co–R

© 2022 г. Э. А. Карфидов^а, Е. В. Никитина^а, Б. А. Русанов^{б, *}, В. Е. Сидоров^{б, с}^аИнститут высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург, Россия^бУральский государственный педагогический университет, Екатеринбург, Россия^сУральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

*e-mail: rusfive@mail.ru

Поступила в редакцию 07.05.2022 г.

После доработки 03.06.2022 г.

Принята к публикации 10.06.2022 г.

Аморфные и нанокристаллические сплавы алюминий–переходный металл–редкоземельный металл активно исследуются в последние годы, благодаря повышенным значениям коррозионных и механических свойств по сравнению с кристаллическими аналогами. Для более широкого промышленного использования аморфных сплавов Al–ПМ–РЗМ необходимо повышение их термической стабильности и стеклообразующей способности. Использование одновременно двух переходных металлов – никеля и кобальта в различных соотношениях, и, соответственно, создание композиций Al–Ni–Co–РЗМ, позволяет получать аморфные сплавы с большей GFA и термической стабильностью по сравнению с тройными составами. В настоящей работе исследовано влияние содержания кобальта на коррозионное поведение аморфных лент Al–Ni–Co–Gd(Yb), полученных методом спиннингования из металлических расплавов. Чем выше растворимость гидроксида РЗМ, тем меньше коррозионная стойкость и, соответственно, выше скорость коррозии материала. По данным гравиметрического и химического анализов показано, что составы с большим содержанием кобальта (4 ат. %) имеют большую коррозионную стойкость в исследуемых условиях, чем составы, содержащие 2 ат. % кобальта. Сплавы состава Al₈₆Ni₄Co₄R₆ оказались более стойкими, чем сплавы Al₈₆Ni₆Co₂R₆, несмотря на несколько большую электроотрицательность кобальта по сравнению с никелем, что может быть связано с меньшей растворимостью гидроксида кобальта(II). Изученные композиции имеют высокие показатели коррозионной стойкости и могут рассматриваться в качестве перспективных при разработке защитных покрытий на основе алюминия.

Ключевые слова: аморфные сплавы, аморфные ленты, коррозионная стойкость, алюминий, редкоземельные металлы

DOI: 10.31857/S0235010622050048

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные и нанокристаллические алюминиевые сплавы с переходными (ПМ) и редкоземельными металлами (РЗМ) характеризуются высокими показателями эксплуатационных характеристик [1–4]. В частности, композиции Al–Ni–РЗМ обладают хорошими механическими свойствами – их предел прочности на разрыв составляет 1560 МПа, что в три раза превышает соответствующее значение для традиционных высокопрочных кристаллических сплавов на основе алюминия [1]. Аморфные же сплавы составов Al–Co–РЗМ демонстрируют высокую коррозионную стойкость в растворах NaCl [5–9]. Некоторые из этих сплавов в настоящее время рассматриваются как перспективные защитные покрытия для различных материалов [5, 10].

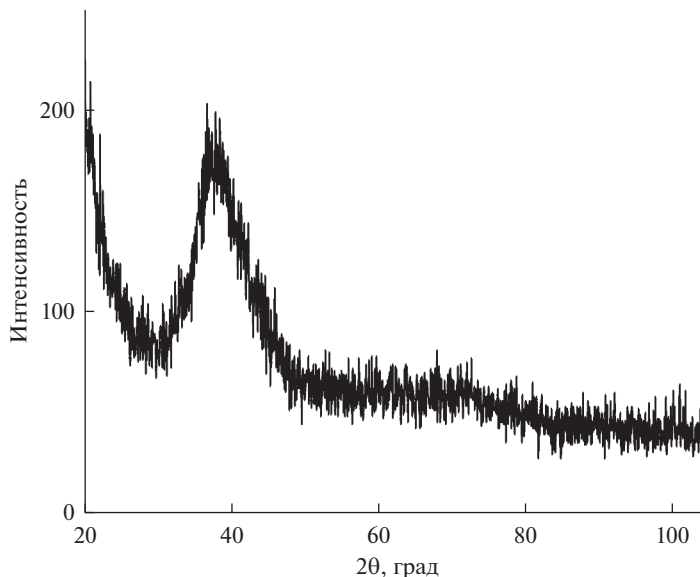


Рис. 1. Рентгенограмма металлической ленты $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$.

Для более широкого промышленного использования аморфных сплавов Al–ПМ–РЗМ необходимо повышение их термической стабильности и стеклообразующей способности (*glass forming ability* – GFA) [2]. В наших недавних работах [11, 12] мы показали, что использование одновременно двух переходных металлов – никеля и кобальта в различных соотношениях, и, соответственно, создание композиций Al–Ni–Co–РЗМ, позволяет получать аморфные сплавы с большей GFA и термической стабильностью по сравнению с тройными составами. Кроме того, эти сплавы обладают как отличными механическими свойствами, так и повышенной антикоррозионной стойкостью. Среди добавляемых редкоземельных металлов предпочтительными являются неодим, гадолиний и иттербий, т.к. они лучше других редкоземельных металлов повышают GFA сплавов [13].

В настоящей работе изучены коррозионные свойства аморфных сплавов Al–Ni–Co–Gd и Al–Ni–Co–Yb с различным соотношением переходных металлов. Анализ результатов представлен с точки зрения влияния содержания кобальта на коррозионную стойкость аморфных сплавов. Результаты исследования сплавов с неодимом представлены в [14].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Сплавы составов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{R}_6$ и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{R}_6$ ($\text{R} = \text{Gd}, \text{Yb}$) (здесь и далее приведены атомные проценты) получены электродуговой плавкой чистых компонентов Al (99.999%), Ni (99.9%), Co (99.9%), Gd (99.8%) и Yb (99.8%) в атмосфере аргона. Для гомогенизации сплавов переплав проводили 4 раза.

Металлические ленты (ширина 4 мм, толщина 35–40 мкм) получены методом спиннингования в контролируемой атмосфере аргона. Подробное описание метода приведено в работе [11]. Структура исходных лент изучена методом рентгеновской дифракции на дифрактометре D8 Advance (Bruker AXS) ($\text{CuK}\alpha$). Установлено, что все ленты являются рентгеноаморфными. Типичная рентгенограмма (на примере сплава $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$) показана на рис. 1.

Таблица 1. Скорости коррозии аморфных сплавов Al–Ni–Co–R (R = Gd, Yb)

Сплав	Гравиметрический анализ		Химический анализ
	скорость коррозии, мг/м ² ·ч	показатель глубины коррозии, мм/год	скорость коррозии, мг/м ² ·ч
Al ₈₆ Ni ₆ Co ₂ Gd ₆	5.21 ± 0.25	0.0162 ± 0.0008	5.25
Al ₈₆ Ni ₄ Co ₄ Gd ₆	0.60 ± 0.03	0.0019 ± 0.0001	0.65
Al ₈₆ Ni ₆ Co ₂ Yb ₆	1.83 ± 0.09	0.0059 ± 0.0003	2.19
Al ₈₆ Ni ₄ Co ₄ Yb ₆	0.43 ± 0.02	0.0014 ± 0.0001	0.67

Оптическая и электронная микроскопии показали, что полученные аморфные металлические ленты однородны по своей структуре и соответствуют заявленному составу, а поверхность не содержит следов разрушения или локальных коррозионных очагов.

Коррозионные свойства сплавов исследованы в 5 мас. % водном растворе NaCl при 27°C в течение 1500 ч в термостате Tagler. Испытания проводились параллельно на трех образцах одинакового состава. Перед опытами образцы промывали дистиллированной водой и этанола-ацетоновой смесью, сушили и взвешивали. Массовый и глубинный показатель скорости коррозии определяли по данным гравиметрических измерений и химического анализа. Морфология поверхности образцов исследовалась на электронном микроскопе GEOL SM-5900 LV до и после эксперимента для определения характера коррозионного разрушения сплава. Элементный анализ растворов, в которых осуществлялась выдержка образцов, проводили на оптическом эмиссионном спектрометре с индуктивно связанной плазмой OPTIMA 4300 DV (Perkin Elmer, USA).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Скорости коррозии, рассчитанные по данным гравиметрического и химического анализов, представлены в табл. 1. Процесс и скорость коррозии металлических материалов оценивают следующими методами:

1) Гравиметрический метод (весовой показатель). Средняя скорость коррозии – коррозионные потери массы металла с единицы поверхности металла в единицу времени:

$$K_m^- = \frac{m_0 - m_1}{S_0 \sigma},$$

где m_0 , m_1 – масса образца исходного и после коррозионного испытания, кг.

2) Гравиметрический метод (глубинный показатель). Используя весовой метод, невозможно сравнить между собой коррозионную стойкость металлов, сталей и сплавов с различной плотностью. Учитывают это, применяя глубинный показатель коррозии П – глубину коррозионного разрушения металла в единицу времени:

$$П = \frac{K_m^-}{\rho},$$

где ρ – плотность металла, кг/м³.

Испытания образцов исследуемых материалов осуществляли в параллели по 5 образцов. Предварительно материалы нарезали на образцы, равные по размерам и обрабатывались шлифовальной бумагой различной зернистости для удаления неровностей и заусенцев после резки. Далее образцы промывали, обезжировали, сушили. После стадии сушки образцы незамедлительно отправлялись в бокс на хранение, для избегания формирования на поверхности оксидного слоя под действием окислительной атмосферы воздуха. Также производили замер габаритных размеров цифровым штангенциркулем для последующего расчета площади контакта материала с солевым элек-

Таблица 2. Данные элементного анализа коррозионных растворов после испытаний

Сплав	Среднее содержание элемента в пробе, ат. %			
	Al	Ni	Co	Yb или Gd
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$	92.86	1.46	0.71	4.97
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Gd}_6$	93.39	1.35	0.21	5.05
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Yb}_6$	93.45	1.34	0.89	4.32
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Yb}_6$	95.25	1.25	0.32	3.18

тролитом, и многократное взвешивание образцов для определения скорости коррозии весовым методом.

Установлено, что скорости коррозии, рассчитанные по гравиметрическим измерениям несколько ниже, чем скорости коррозии, полученные с помощью элементного химического анализа растворов после испытаний. Это можно объяснить образованием кислородсодержащих слоев с хорошими адгезивными свойствами на поверхности образцов, что приводит к занижению реальных показателей коррозионных потерь материала. Установлено, что аморфные сплавы с одинаковым соотношением Ni/Co имеют большую коррозионную стойкость среди исследованных образцов.

Элементный анализ растворов, контактировавших с образцами в течение 1500 часов, показал, что доля перехода алюминия в раствор составляла в среднем 73–80%, РЗМ – 17–23%, кобальта и никеля менее 2.5%. Данные элементного анализа растворов после экспериментов представлены в табл. 2.

Полученные результаты могут указывать на то, что Al, Gd и Yb активно взаимодействуют с агрессивной средой, в отличие от переходных металлов. В свою очередь никель переходит в раствор в большем количестве, чем кобальт. Установлено, что наименьшие значения кобальта в растворах соответствуют составам, имеющим равное соотношение никеля и кобальта.

На рис. 2 показана морфология поверхности образцов после коррозионных испытаний, а в табл. 3 представлены данные рентгеноспектрального анализа поверхности аморфных сплавов Al–Ni–Co–Gd.

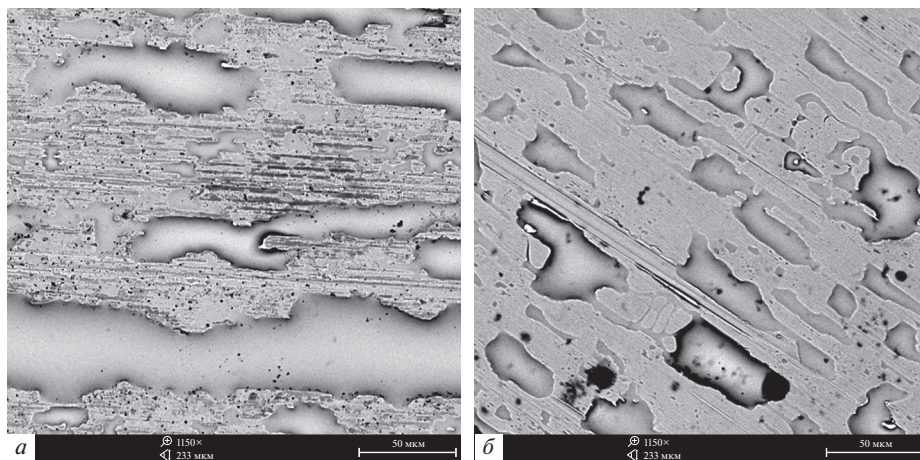


Рис. 2. Морфология аморфных лент $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$ (а) and $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Gd}_6$ (б) после 1500 ч в водном растворе 5 мас. % NaCl.

Таблица 3. Данные рентгеноспектрального анализа аморфных сплавов Al–Ni–Co–Gd

Элемент	Среднее содержание элемента, мас. %			
	Al ₈₆ Ni ₆ Co ₂ Gd ₆		Al ₈₆ Ni ₄ Co ₄ Gd ₆	
	до испытаний	после испытаний	до испытаний	после испытаний
O	2.83	14.79	8.16	14.95
Al	65.99	57.06	60.21	59.51
Gd	19.64	19.28	21.24	20.51
Ni	8.57	7.52	4.99	1.13
Co	2.97	1.35	5.40	3.90

Точечная коррозия, при которой диаметр коррозионного поражения меньше, чем глубина очага, характерна для образцов, содержащих Gd. С увеличением концентрации никеля отмечается более интенсивное протекание локальных коррозионных процессов, в частности, увеличивается диаметр локальных коррозионных поражений.

Аналогичные данные для образцов с иттербием представлены на рис. 3 и в табл. 4.

В отличие от сплавов с гадолинием, аморфные сплавы Al–Ni–Co–Yb с различным содержанием кобальта подвержены локальной язвенной коррозии, при которой диаметр очага больше, чем глубина. Установлено, что обширные очаги коррозионных поражений равномерно распределены по поверхности аморфной ленты. Следует отметить, что в образцах с высоким содержанием никеля размер коррозионных поражений возрастает.

Установлено, что на всех образцах образуется устойчивый слой гидроксида алюминия из-за взаимодействия с агрессивной средой.

Для конкретизации механизма коррозионного процесса аморфных лент сложного состава был произведен расчет изобарно-изотермического потенциала взаимодействия компонентов сплава с реакционной средой с образованием гидроксидов метал-

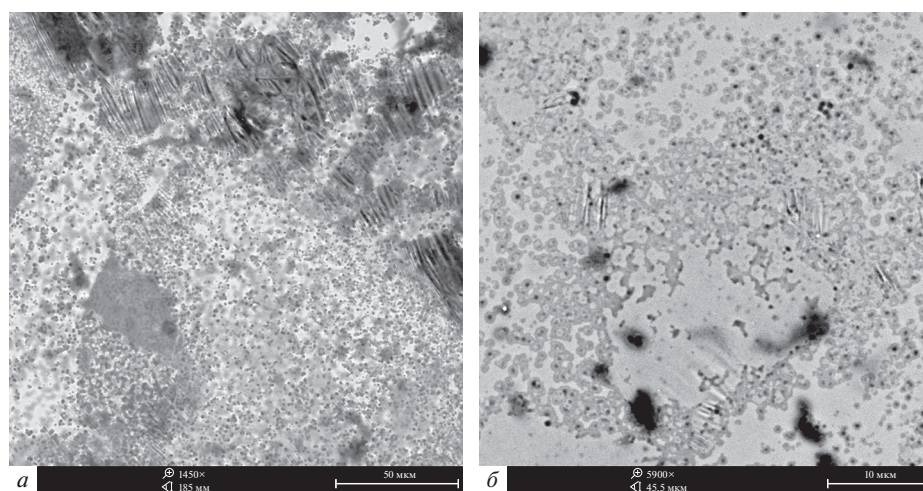


Рис. 3. Морфология аморфных лент Al₈₆Ni₆Co₂Yb₆ (а) и Al₈₆Ni₄Co₄Yb₆ (б) после 1500 ч в водном растворе 5 мас. % NaCl.

Таблица 4. Данные рентгеноспектрального анализа аморфных сплавов Al–Ni–Co–Yb

Элемент	Среднее содержание элемента, мас. %			
	Al ₈₆ Ni ₆ Co ₂ Yb ₆		Al ₈₆ Ni ₄ Co ₄ Yb ₆	
	до испытаний	после испытаний	до испытаний	после испытаний
O	3.55	14.34	2.74	8.12
Al	67.24	66.76	69.84	66.64
Yb	16.27	11.54	15.65	13.99
Ni	9.90	5.72	6.20	6.10
Co	3.04	1.64	5.57	5.15

лов. Для расчетов использован пакет HSC Chemistry 9, диапазон температур для расчета энергии Гиббса был выбран от 10 до 50°C.

Редкоземельные металлы, особенно гадолиний, склонны к образованию гидроксидов в большей степени, чем алюминий [15]. Никель и кобальт практически нерастворимы в электролите. Согласно термодинамическим расчетам, любой РЗМ является более электроотрицательным компонентом исследуемых сплавов по сравнению с Ni, Co и Al. Как правило, коррозионная стойкость материала обусловлена растворимостью гидроксида наиболее электроотрицательного компонента сплава [15]. Чем выше растворимость гидроксида РЗМ, тем меньше коррозионная стойкость и соответственно выше скорость коррозии материала.

Кроме того, сплавы состава Al₈₆Ni₄Co₄R₆ оказались более стойкими, чем сплавы Al₈₆Ni₆Co₂R₆, несмотря на несколько большую электроотрицательность кобальта по сравнению с никелем, что может быть связано с меньшей растворимостью гидроксида кобальта(II).

В работах [15, 16] показано, что произведение растворимости гидроксида никеля(II) на несколько порядков выше, чем для гидроксида кобальта(II), что обуславливает стойкость исследуемых сплавов с большим количеством кобальта. Наряду с этим, для алюминия произведение растворимости на несколько порядков меньше, чем для РЗМ, что вызывает точечную и язвенную коррозию аморфных лент из-за растворения образовавшихся слоев R(OH)₃, что подтверждается результатами термодинамического анализа. Таким образом можно заключить, что на поверхности исследованных аморфных лент наблюдается локальное растворение образовавшихся слоев R(OH)₃, что обуславливает тип и характер коррозионных поражений.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящей работе изучены коррозионные свойства аморфных сплавов Al–Ni–Co–R (R = Gd, Yb) с различным соотношением никеля и кобальта. Показано, что сплавы с гадолинием подвержены точечной коррозии. Аморфные сплавы с иттербием подвержены локальной коррозии с равномерно распределенными обширными очагами. Установлено, что интенсивность коррозионного процесса увеличивается с уменьшением концентрации кобальта в составе сплавов. Показано, что механизм коррозии во многом определяется разной реакционной способностью компонентов материала и принципиально разной растворимостью образующихся гидроксидных слоев компонентов материала, что объясняет локализацию коррозионного процесса материалов и преобладание точечной и язвенной коррозии, наблюдаемой на поверхности образцов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90015.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Inoue A., Kimura H. // *Journal of Light Metals*. 2001. **1**. P. 31–41.
[https://doi.org/10.1016/S1471-5317\(00\)00004-3](https://doi.org/10.1016/S1471-5317(00)00004-3)
2. Li F.C., Liu T., Zhang J.Y., Shuang S., Wang Q., Wang A.D., Wang J.G., Yang Y. // *Materials Today Advances*. 2019. **4**. 100027.
<https://doi.org/10.1016/j.mtadv.2019.100027>
3. Zhang L.M., Zhang S.D., Ma A.L., Hu H.X., Zheng Y.G., Yang B.J., Wang J.Q. // *Corrosion Science*. 2018. **144**. P. 172–183.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.08.046>
4. Sweitzer J.E., Shiflet G.J., Scully J.R. // *Electrochimica Acta*. 2003. **48**. P. 1223–1234.
[https://doi.org/10.1016/S0013-4686\(02\)00830-7](https://doi.org/10.1016/S0013-4686(02)00830-7)
5. Jin L., Zhang L., Liu K., Che Z., Li K., Zhang M., Zhang B. // *Journal of Rare Earths*. 2021. **39**. № 3. P. 340–347.
<https://doi.org/10.1016/j.jre.2020.04.018>
6. Zhang L.M., Zhang S.D., Ma A.L., Umoh A.J., Hu H.X., Zheng Y.G., Yang B.J., Wang J.Q. // *Journal of Materials Science & Technology*. 2019. **35**. P. 1378–1387.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.03.014>
7. Tailleart N.R., Huang R., Aburada T., Horton D.J., Scully J.R. // *Corrosion Science*. 2012. **59**. P. 238–248.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.03.012>
8. Lucente A.M., Scully J.R. Localized corrosion of Al-based amorphous-nanocrystalline alloys with solute-lean nanocrystals: pit stabilization // *Journal of The Electrochemical Society*. 2008. **155**. № 5. P. 234–243.
9. Gao M.H., Zhang S.D., Yang B.J., Qiu S., Wang H.W., Wang J.Q. // *Applied Surface Science*. 2020. **530**. 147211.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.147211>
10. Zhang L.M., Zhang S.D., Ma A.L., Hu H.X., Zheng Y.G., Yang B.J., Wang J.Q. // *Surface and Coatings Technology*. 2018. **353**. P. 263–273.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.08.086>
11. Svec P., Rusanov B., Moroz A., Petrova S., Janickovic D., Sidorov V., Svec Sr.P. // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. **876**. 160109.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160109>
12. Rusanov B., Sidorov V., Svec Sr.P., Svec P., Janickovic D., Moroz A., Son L. // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. **787**. P. 448–451.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.058>
13. Rusanov B.A., Sidorov V.E., Svec Sr.P., Svec P., Janickovic D. // *Russ. J. Inorg. Chem.* 2020. **65**. P. 663–667.
<https://doi.org/10.1134/S0036023620050198>
14. Карфидов Э.А., Русанов Б.А., Сидоров В.Е., Никитина Е.В., Швец П., Яничкович Д. // *Расплавы*. 2022. № 2. С. 189–195.
<https://doi.org/10.31857/S0235010622010054>
15. Лурье Ю.Ю. *Справочник по аналитической химии*. М., 1979.
16. Аксельруд Н.В. Произведения активностей и изобарные потенциалы образования основных хлоридов и гидроксидов редкоземельных элементов // *ЖПХ*. 1961. **34**. С. 776.

THE INFLUENCE OF COBALT ON CORROSION RESISTANCE
OF Al–Ni–Co–R AMORPHOUS ALLOYS

E. A. Karfidov¹, E. V. Nikitina¹, B. A. Rusanov², V. E. Sidorov^{2, 3}

¹*Institute of High Temperature Electrochemistry UB RAS, Yekaterinburg, Russia*

²*Ural State Pedagogical University, Yekaterinburg, Russia*

³*Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia*

Amorphous and nanocrystalline alloys of aluminum–transition metal–rare earth metal have been actively studied in recent years, due to the increased values of corrosion and mechanical properties compared to crystalline counterparts. For a wider industrial use of Al-PM-REM amorphous alloys, it is necessary to increase their thermal stability and glass-forming ability. The simultaneous use of two transition metals – nickel and cobalt in different proportions, and, accordingly, the creation of Al–Ni–Co–REM compositions, makes it possible to obtain amorphous alloys with higher GFA and thermal stability compared to ter-

nary compositions. In the present work, the effect of the cobalt content on the corrosion behavior of Al–Ni–Co–Gd(Yb) amorphous tapes obtained by spinning from metal melts is studied. The higher the solubility of REM hydroxide, the lower the corrosion resistance and, accordingly, the higher the corrosion rate of the material. According to the gravimetric and chemical analyzes, it was shown that compositions with a high content of cobalt (4 at %) have a higher corrosion resistance under the studied conditions than compositions containing 2 at % cobalt. $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{R}_6$ alloys turned out to be more stable than $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{R}_6$ alloys, despite the slightly higher electronegativity of cobalt compared to nickel, which may be due to the lower solubility of cobalt(II) hydroxide. The studied compositions have high corrosion resistance and can be considered promising for the development of aluminum-based protective coatings.

Keywords: amorphous alloys, amorphous ribbons, corrosion resistance, aluminum, rare-earth metals

REFERENCES

1. Inoue A., Kimura H. // *Journal of Light Metals*. 2001. **1**. P. 31–41.
[https://doi.org/10.1016/S1471-5317\(00\)00004-3](https://doi.org/10.1016/S1471-5317(00)00004-3)
2. Li F.C., Liu T., Zhang J.Y., Shuang S., Wang Q., Wang A.D., Wang J.G., Yang Y. // *Materials Today Advances*. 2019. **4**. 100027.
<https://doi.org/10.1016/j.mtadv.2019.100027>
3. Zhang L.M., Zhang S.D., Ma A.L., Hu H.X., Zheng Y.G., Yang B.J., Wang J.Q. // *Corrosion Science*. 2018. **144**. P. 172–183.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.08.046>
4. Sweitzer J.E., Shiflet G.J., Scully J.R. // *Electrochimica Acta*. 2003. **48**. P. 1223–1234.
[https://doi.org/10.1016/S0013-4686\(02\)00830-7](https://doi.org/10.1016/S0013-4686(02)00830-7)
5. Jin L., Zhang L., Liu K., Che Z., Li K., Zhang M., Zhang B. // *Journal of Rare Earths*. 2021. **39**. № 3. P. 340–347.
<https://doi.org/10.1016/j.jre.2020.04.018>
6. Zhang L.M., Zhang S.D., Ma A.L., Umoh A.J., Hu H.X., Zheng Y.G., Yang B.J., Wang J.Q. // *Journal of Materials Science & Technology*. 2019. **35**. P. 1378–1387.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.03.014>
7. Tailleart N.R., Huang R., Aburada T., Horton D.J., Scully J.R. // *Corrosion Science*. 2012. **59**. P. 238–248.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2012.03.012>
8. Lucente A.M., Scully J.R. Localized corrosion of Al-based amorphous-nanocrystalline alloys with solute-lean nanocrystals: pit stabilization // *Journal of The Electrochemical Society*. 2008. **155**. № 5. P. 234–243.
9. Gao M.H., Zhang S.D., Yang B.J., Qiu S., Wang H.W., Wang J.Q. // *Applied Surface Science*. 2020. **530**. 147211.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2020.147211>
10. Zhang L.M., Zhang S.D., Ma A.L., Hu H.X., Zheng Y.G., Yang B.J., Wang J.Q. // *Surface and Coatings Technology*. 2018. **353**. P. 263–273.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.08.086>
11. Svec P., Rusanov B., Moroz A., Petrova S., Janickovic D., Sidorov V., Svec Sr.P. // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. **876**. 160109.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160109>
12. Rusanov B., Sidorov V., Svec Sr.P., Svec P., Janickovic D., Moroz A., Son L. // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. **787**. P. 448–451.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.058>
13. Rusanov B.A., Sidorov V.E., Svec Sr.P., Svec P., Janickovic D. // *Russ. J. Inorg. Chem.* 2020. **65**. P. 663–667.
<https://doi.org/10.1134/S0036023620050198>
14. Karfidov E.A., Rusanov B.A., Sidorov V.Ye., Nikitina Ye.V., Shvets P., Yanichkovich D. // *Rasplavy*. 2022. № 2. P. 189–195. [In Russian].
<https://doi.org/10.31857/S0235010622010054>
15. Lurie Yu.Yu. *Spravochnik po analiticheskoy khimii* [Handbook of analytical chemistry]. M., 1979. [In Russian].
16. Akselrud N.V. *Proizvedeniya aktivnostey i izobarnyye potentsialy obrazovaniya osnovnykh khloridov i gidrookisey redkozemel'nykh elementov* [Activity products and isobaric potentials of the formation of basic chlorides and hydroxides of rare earth elements] // *ZHPKH*. 1961. **34**. P. 776. [In Russian].