

УДК 538.9

**ВЛИЯНИЕ КОБАЛЬТА НА ПЛОТНОСТЬ И ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ
СПЛАВОВ Al–Ni–Co–Se В КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И ЖИДКОМ СОСТОЯНИЯХ**

© 2023 г. Б. А. Русанов^{a, *}, В. Е. Сидоров^{a, b}, Е. В. Стерхов^c, С. А. Петрова^{b, c},
А. И. Русанова^c, А. А. Сабирзянов^d, Е. Е. Сидорова^e

^aУральский государственный педагогический университет, Екатеринбург, Россия

^bУральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

^cИнститут металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

^dУральский государственный университет путей сообщения, Екатеринбург, Россия

^eРоссийский экономический университет им. Г.В. Плеханова, Москва, Россия

*e-mail: rusanov@uspu.ru

Поступила в редакцию 09.02.2023 г.

После доработки 29.03.2023 г.

Принята к публикации 01.04.2023 г.

В работе изучены плотность (методом проникающего гамма-излучения) и электрическое сопротивление (бесконтактным методом во вращающемся магнитном поле) стеклообразующих сплавов Al–Ni–Co–Se с различным соотношением переходных металлов. Установлено существование широкой двухфазной зоны и обнаружены скачкообразные изменения свойств при температурах солидус и ликвидус. Увеличение содержания кобальта с 2 до 4 ат. % приводит к уменьшению плотности сплавов на 2% и возрастанию электросопротивления на 3% в кристаллическом и жидком состояниях. Рассчитаны температурные коэффициенты изменения свойств. Обнаружен гистерезис плотности, возникающий при перегревах расплавов выше 1350 К. Данный факт связан с распадом крупномасштабных микронеоднородностей, существующих в расплавах при нагреве. Показано, что полученные результаты могут быть использованы для оптимизации процесса получения быстрозакаленных сплавов.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, алюминий, переходные металлы, церий, плотность, электросопротивление

DOI: 10.31857/S0235010623040072, EDN: XETTQJ

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные и нанокристаллические сплавы на основе алюминия привлекают внимание исследователей, благодаря высоким показателям механических и антикоррозионных свойств по сравнению с кристаллическими аналогами [1–12]. Эти материалы начинают использоваться как перспективные антикоррозионные покрытия [13]. В ряде работ [14–16] показано, что использование составов Al–переходный металл (ПМ)—редкоземельный металл (РЗМ) с концентрациями ПМ до 8 ат. % и РЗМ до 6 ат. % позволяет получать аморфные образцы с высокими значениями термической стабильности и стеклообразующей способности.

В настоящее время проведено большое число исследований составов Al–ПМ–РЗМ, однако, введение различных РЗМ способно оказывать существенное влияние на термическую стабильность и стеклообразующую способность как в сторону повышения этих параметров, так и их уменьшения [17]. При этом, использование нескольких переходных металлов (как правило, двух–трех) в таких сплавах позволяет существенно повысить не только механические характеристики и коррозионную стойкость, но и

термическую стабильность за счет образования интерметаллидов по типу Al_9Co_2 , Al_3Ni . В работе [17] показано, что образование интерметаллида Al_9Co_2 обеспечивает “рыхлую” структуру исходных кристаллических сплавов Al-Ni-Co-P3M , что может влиять на термическую стабильность быстрозакаленных образцов. Следовательно, изменение концентрации кобальта в составе таких сплавов может являться одним из способов управления характеристиками аморфных сплавов Al-ПМ-P3M .

В настоящей работе изучены плотность и электрическое сопротивление сплавов Al-Ni-Co-Ce с содержанием кобальта от 2 до 4 ат. % в широком температурном интервале, включая жидкое состояние.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Образцы сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Ce}_6$, $\text{Al}_{86}\text{Ni}_5\text{Co}_3\text{Ce}_6$ и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Ce}_6$ получены в электродуговой печи путем переплава исходных компонентов ($\text{Al} - 99.999\%$, $\text{Ni} - 99.9\%$, $\text{Co} - 99.9\%$, $\text{Ce} - 98.95\%$). Переплав осуществлялся 4 раза с целью получения гомогенных составов.

Фазовый состав образца определяли методом порошковой рентгеновской дифракции. Съемки дифрактограмм проводили при комнатной температуре (298 К) на дифрактометре Shimadzu-7000 (CuK_α излучение, 40 кВ, 30 мА, графитовый монохроматор на отраженном пучке). Фазовый анализ проводили с использованием программного пакета DIFFRACplus: EVA [18] и базы данных Международного центра дифракционных данных (ICDD) PDF4 (Release 2021) [19]. Полнопрофильный анализ по методу Ритвельда [20] выполнен с использованием программы TOPAS [21].

Морфологию поверхности сплавов исследовали на сканирующем электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 40 с ускоряющим напряжением 20 кВ на V-образном вольфрамовом катоде. Для определения элементного состава поверхности образцов использовали энергодисперсионный рентгеновский анализатор INCA Energy, с помощью которого выполнялся точечный анализ в 4–5 различных точках каждой фазы для набора статистики.

Для определения характеристических температур (солидус, ликвидус) и вида тепловых реакций в исследуемых сплавах использовали комплекс термического анализа STA 449 F1 Jupiter (Netzsch). Измерения проводили в тиглях из алунда в интервале температур 35–1200 и 1200–200°С со скоростью нагрева/охлаждения 10°С/мин. Измерительная ячейка продувалась аргоном со скоростью 20 мл/мин. Полученные данные обработаны с помощью программного обеспечения Netzsch Proteus.

Плотность (d) сплавов измерена на автоматизированной установке, реализующей абсолютный вариант метода проникающего гамма-излучения в температурном интервале от комнатной температуры до 1500 К в режиме непрерывного нагрева и последующего охлаждения со скоростью 2 К/мин в атмосфере высокочистого гелия. В качестве источника гамма-излучения использовался изотоп Cs^{137} , помещенный в стандартный защитный контейнер. Описание экспериментальной установки приведено в работе [22]. Относительная погрешность определения плотности составила $\pm 1\%$. Из полученных данных рассчитаны коэффициенты термического расширения сплавов в кристаллическом и жидком состояниях.

Электрическое сопротивление (ρ) сплавов изучено на автоматизированной экспериментальной установке, реализующей относительный бесконтактный метод во вращающемся магнитном поле [23]. В качестве эталонного образца использовался монокристалл молибдена. Эксперименты проводили в режиме ступенчатого нагрева и последующего охлаждения с шагом по температуре 25 К и изотермическими выдержками в течение 15 мин в интервале от комнатной температуры до 1500 К. Относительная погрешность определения электрического сопротивления составила $\pm 4\%$. Из экспери-

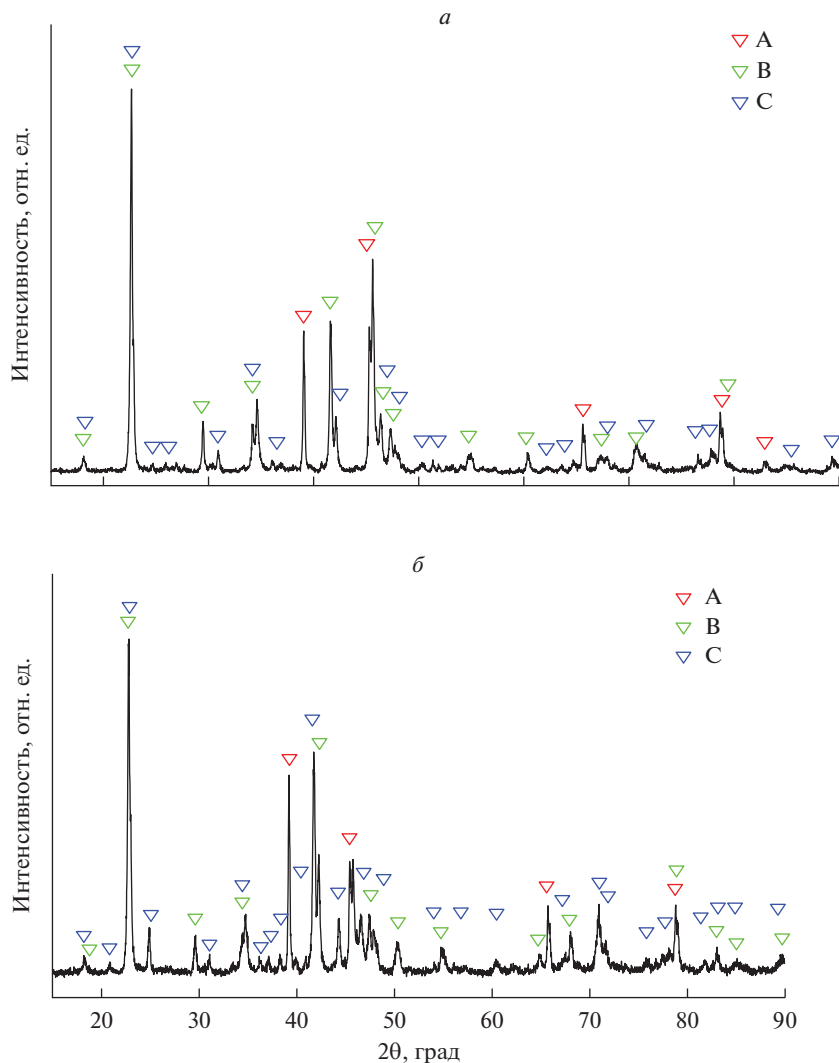


Рис. 1. Дифрактограммы кристаллических сплавов Al–Ni–Co–Ce: *a* – сплав, содержащий 4 ат. % Co, *б* – сплав, содержащий 2 ат. % Co. Маркерами показаны основные идентифицированные фазы – А, В, С.

ментальных данных рассчитаны значения температурного коэффициента сопротивления (ТКС) кристаллических образцов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Типичные дифрактограммы полученных кристаллических сплавов приведены на рис. 1.

В составе приготовленных сплавов кроме основных стабильных фаз (практически чистый алюминий с небольшими включениями переходных металлов и церия, $\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$, Al_9Co_2 , Al_3Ni) была обнаружена тройная, возможно метастабильная, фаза

Таблица 1. Фазовый состав сплава $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Ce}_6$

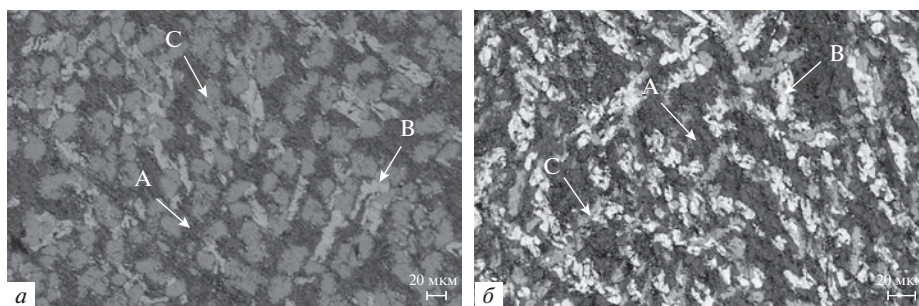
Фаза	Пр. гр.	$a, \text{\AA}$	$b, \text{\AA}$	$c, \text{\AA}$	$\beta, ^\circ$	$V, \text{\AA}^3$	вес. %
Al (A)	<i>Fm3m</i>	4.047	—	—	—	66.28	38.02
$\text{Al}_{11}\text{Ce}_3$ (B)	<i>Immm</i>	4.393	10.070	13.027	—	576.28	31.96
Al_9Co_2 (C)	<i>P21/c</i>	6.224	6.272	8.596	94.77	334.42	13.71
Al_3Ni	<i>Pnma</i>	6.591	7.351	4.802	—	46.23	6.32
$\text{Al}_{19}\text{Ni}_5\text{Ce}_3$	<i>Cmcm</i>	4.082	16.089	27.170	—	1784.26	9.99

$\text{Al}_{19}(\text{Ni} + \text{Co})_5\text{Ce}_3$, объемная доля которой возрастает с увеличением содержания кобальта в сплавах. В табл. 1 приведен фазовый состав сплава, содержащего 2 ат. % кобальта.

На рис. 2 показаны характерные изображения морфологии сплавов, содержащих 4 и 2 ат. % кобальта соответственно. Стрелками показаны области, характеризующие основные идентифицированные фазы.

Для определения характеристических температур (солидус, ликвидус), получены термограммы сплавов методом дифференциального термического анализа (ДТА) (рис. 3).

По результатам ДТА установлено, что полученные сплавы имеют широкую область двухфазного состояния ($T_S - T_L$). Температура солидус в сплавах характеризуется ярко-выраженной тепловой реакцией и практически не зависит от соотношения переходных металлов (898 К для сплава, содержащего 4 ат. % Co, и 900 К для сплава, содержащего 2 ат. % Co), что может свидетельствовать о том, что в данной реакции не участвуют химические соединения переходных металлов, а происходит плавление алюминиевой матрицы. Однако ширина двухфазной области и температура ликвидус существенно изменяются в зависимости от содержания кобальта. Обнаружено, что при нагреве в двухфазной области происходит тепловая реакция при температуре около 1043 К (1052 К для сплава $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Ce}_6$). Возможно, это связано с плавлением/распадом интерметаллида $\text{Al}_{19}(\text{Ni} + \text{Co})_5\text{Ce}_3$. При большем содержании кобальта энтальпия этой тепловой реакции существенно выше (5.1 Дж/г для сплава $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Ce}_6$ и 1.4 Дж/г для сплава $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Ce}_6$). Изменение теплового потока при температуре ликвидус также выше в сплаве с большим содержанием кобальта. Полученные результаты хорошо согласуются с нашими предыдущими работами по сплавам Al–Ni–Co–PЗМ, где показано, что температура ликвидус связана с распадом интерметаллида

**Рис. 2.** Морфология сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Ce}_6$ (a) и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Ce}_6$ (б).

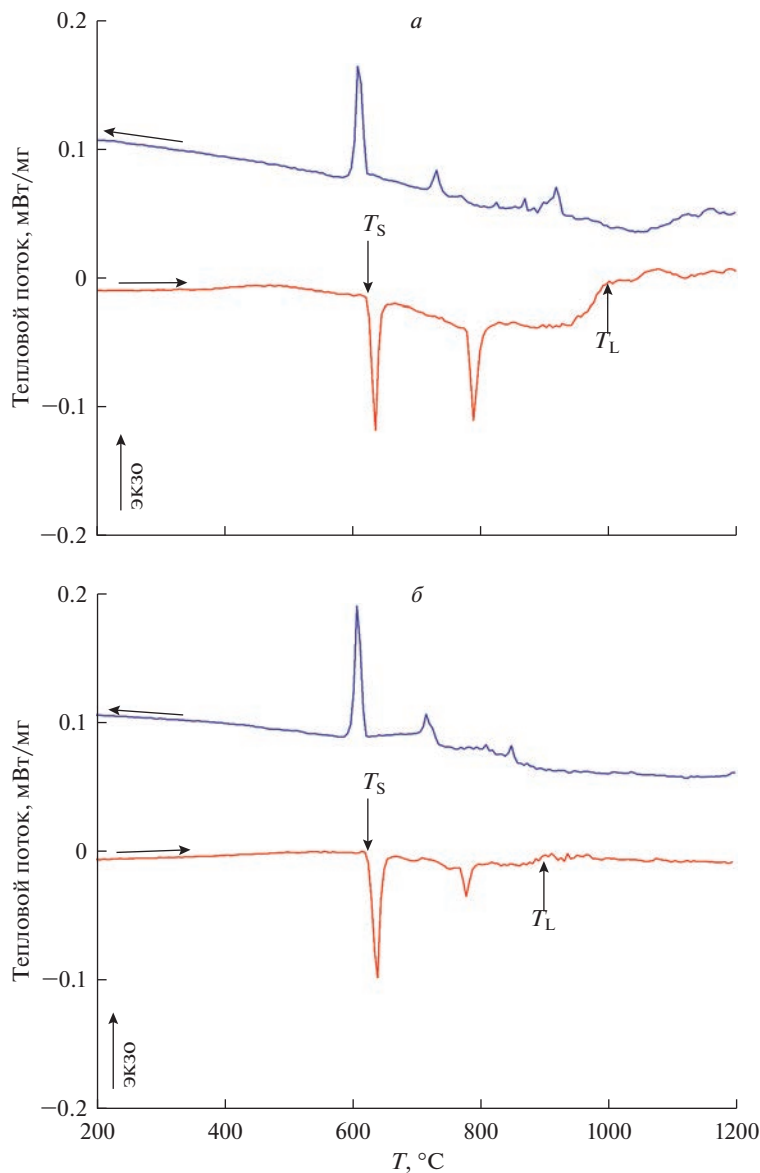


Рис. 3. ДТА-термограммы сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Ce}_6$ (а) и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Ce}_6$ (б). Стрелками обозначены температуры солидус (T_S) и ликвидус (T_L). Красные линии — нагрев, синие — охлаждение.

Al_9Co_2 , следовательно, общая концентрация кобальта в составе сплавов Al-Ni-Co-RZM приводит к увеличению тепловых эффектов при высоких температурах [17, 24].

Температурные зависимости плотности сплавов Al-Ni-Co-Ce приведены на рис. 4.

Установлено, что в кристаллическом состоянии изученные сплавы демонстрируют практически линейное уменьшение плотности. Они имеют широкую область двухфазного состояния, в которой температурные зависимости плотности имеют нели-

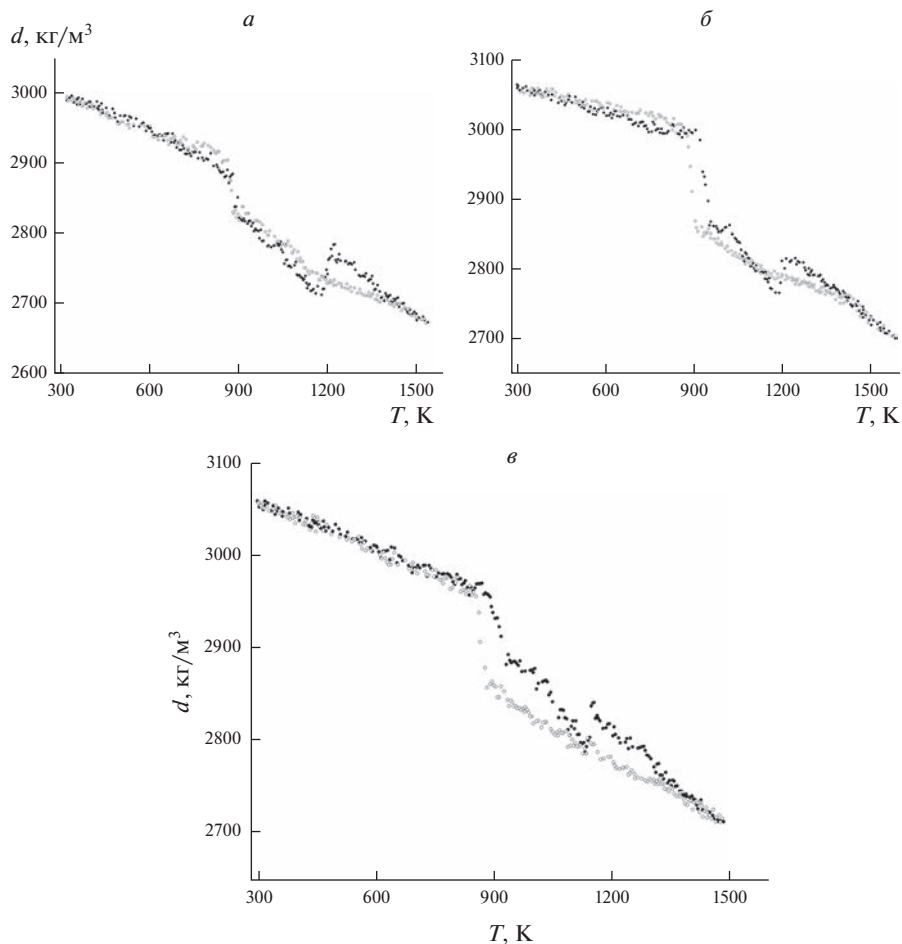


Рис. 4. Температурные зависимости плотности сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Ce}_6$ (а), $\text{Al}_{86}\text{Ni}_5\text{Co}_3\text{Ce}_6$ (б), $\text{Al}_{86}\text{Ni}_{64}\text{Co}_2\text{Ce}_6$ (в). Темные точки — нагрев, светлые — охлаждение.

нейный вид. Температурный интервал двухфазного состояния, а также температуры солидус и ликвидус по результатам денситометрических опытов хорошо согласуются с данными ДТА (± 3 К). При температуре ликвидус зафиксирован резкий рост плотности при нагреве. Обнаруженный эффект типичен для сплавов Al-Ni-Co-PЗМ и был обсужден в наших предыдущих работах [17, 24]. Выше температуры ликвидус в исследованных составах политермы плотности нелинейно уменьшаются, однако при температурах выше 1300–1350 К ход политерм становится линейным. При дальнейшем охлаждении обнаружен гистерезис (несовпадение) политерм нагрева и охлаждения, который начинается от температур ниже 1300–1350 К. Гистерезис заканчивается при переходе сплавов в кристаллическое состояние при температуре солидус.

В табл. 2 приведены коэффициенты аппроксимирующих уравнений плотности сплавов Al-Ni-Co-Ce в кристаллическом и жидком (выше температуры начала гистерезиса) состоянии уравнениями:

$$d_S = d_r (1 - \alpha_S (T - T_r)), \quad d_L = d_{\text{Liq}} (1 - \alpha_L (T - T_L)),$$

Таблица 2. Коэффициенты аппроксимирующих уравнений плотности сплавов Al–Ni–Co–Ce в кристаллическом и жидком состояниях

Сплав	d_r , кг/м ³	$\alpha_s \cdot 10^{-5}$, °C ⁻¹	d_{Liq} , кг/м ³	$\alpha_L \cdot 10^{-5}$, °C ⁻¹
Al ₈₆ Ni ₄ Co ₄ Ce ₆	3005 ± 15	7.7 ± 0.1	2718 ± 10	8.6 ± 0.1
Al ₈₆ Ni ₅ Co ₃ Ce ₆	3057 ± 13	3.8 ± 0.1	2766 ± 11	11.7 ± 0.1
Al ₈₆ Ni ₆ Co ₂ Ce ₆	3065 ± 14	5.6 ± 0.1	2776 ± 12	12.4 ± 0.1

Таблица 3. Коэффициенты аппроксимирующих уравнений электросопротивления сплавов Al–Ni–Co–Ce в кристаллическом состоянии

Сплав	ρ_0 , мкОм · см	$\beta \cdot 10^{-5}$, °C ⁻¹
Al ₈₆ Ni ₄ Co ₄ Ce ₆	12.7 ± 0.2	61 ± 1
Al ₈₆ Ni ₄ Co ₄ Ce ₆	12.3 ± 0.2	61 ± 1
Al ₈₆ Ni ₆ Co ₂ Ce ₆	11.9 ± 0.2	60 ± 1

где d_r , d_{Liq} — плотность в кристаллическом и жидком состоянии (при температуре начала гистерезиса), α_s , α_L — коэффициенты термического расширения сплавов (КТР) в кристаллическом и жидком состояниях, соответственно.

Установлено, что увеличение содержания кобальта в образцах приводит к уменьшению их плотности как в твердом, так и в жидком состояниях. При этом значения КТР монотонно понижаются в жидком состоянии и нелинейно изменяются в кристаллическом.

Температурные зависимости электрического сопротивления сплавов Al–Ni–Co–Ce приведены на рис. 5.

Установлено, что в кристаллическом состоянии происходит линейное увеличение электрического сопротивления до температуры солидус. В двухфазной области сопротивление продолжает расти, однако политермы не могут быть описаны линейными функциями, а при температуре ликвидус происходит скачкообразное уменьшение сопротивления. При охлаждении наблюдается небольшой гистерезис, не выходящий, однако, за пределы погрешностей. Полученные результаты хорошо согласуются с результатами по сплавам с самарием и тербием, описанными в работе [24].

Температурные зависимости электросопротивления в кристаллическом состоянии могут быть описаны линейными функциями вида

$$\rho = \rho_0 (1 + \beta (T - T_r)),$$

где ρ_0 — электросопротивление при комнатной температуре T_r , β — температурный коэффициент сопротивления.

Коэффициенты аппроксимирующих уравнений представлены в табл. 3.

Увеличение содержания кобальта в сплавах вызывает рост абсолютного значения их электросопротивления и практически не сказывается на температурном коэффициенте. Обратим особое внимание на отсутствие гистерезиса электрического сопротивления в жидком состоянии. Наряду с обнаруженным гистерезисом плотности, данный результат может свидетельствовать о том, что исследованные системы остаются микронеоднородными выше температуры ликвидус. При этом микронеоднородности являются крупномасштабными, их распад фиксируется при измерениях плотности и не вносит вклада в сопротивление и, следовательно, не вызывает изменения электронной подсистемы расплавов. Данный результат имеет важное практическое значение при получении аморфных сплавов, а именно: для получения качественных аморфных образцов путем быстрой закалки необходимо либо перегревать расплавы

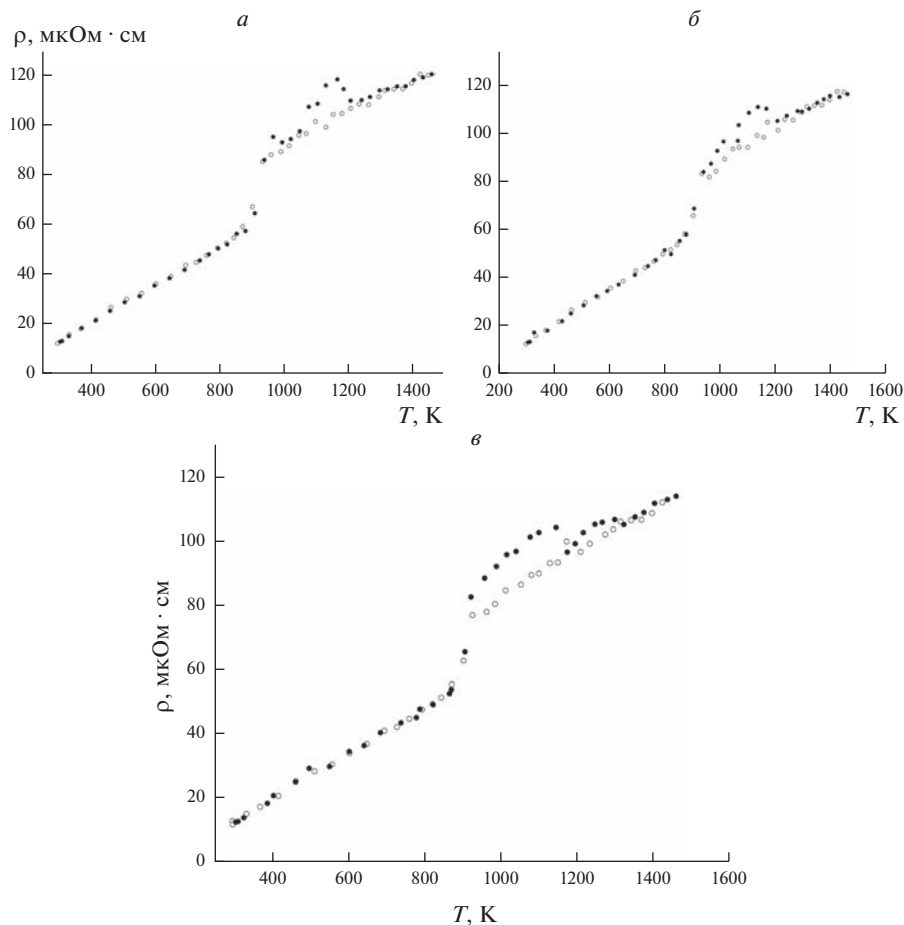


Рис. 5. Температурные зависимости электросопротивления сплавов Al₈₆Ni₄Co₄Ce₆ (*a*), Al₈₆Ni₅Co₃Ce₆ (*б*), Al₈₆Ni₆₄Co₂Ce₆ (*в*). Темные точки — нагрев, светлые — охлаждение.

выше температуры начала гистерезиса плотности, либо долго выдерживать при температурах выше температуры ликвидус для получения более однородного распределения компонентов по объему и лишь потом приступать к быстрой закалке.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящей работе изучены плотность и электросопротивление сплавов Al–Ni–Co–Ce. Установлено наличие широкой двухфазной области, в которой наблюдается нелинейное изменение изученных свойств. Температура ликвидус характеризуется резким повышением плотности и снижением сопротивления. Обнаруженные эффекты мы связываем с распадом интерметаллидов алюминия с кобальтом, так как величина тепловых эффектов и амплитуда аномалий на политермах свойств изменяются от концентрации кобальта. Полученные результаты могут быть использованы для оптимизации процессов получения быстрозакаленных сплавов системы Al–Ni–Co–Ce.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-23-00177). Измерения ДТА выполнены на оборудовании ЦКП “Состав вещества” ИВТЭ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Inoue A., Ohtera K., Tsai A.P., Masumoto T. Aluminum-based amorphous alloys with tensile strength above 980 MPa (100 kg/mm²) // *Jpn. J. Appl. Phys.* 1988. **27**. P. L479–L482.
2. Jones H., Suryanarayana C. Rapid quenching from the melt // *J. Mater. Sci.* 1973. **72**. № 8. P. 705–753.
3. Zhang L.M., Zhang S.D., Ma A.L., Umoh A.J., Hu H.X., Zheng Y.G., Yang B.J., Wang J.Q. Influence of cerium content on the corrosion behavior of Al–Co–Ce amorphous alloys in 0.6 M NaCl solution // *J. Mat. Sci. & Tech.* 2019. **35**. № 7. P. 1378–1387.
4. Tailleart N.R., Huang R., Aburada T., Horton D.J., Scully J.R. Effect of thermally induced relaxation on passivity and corrosion of an amorphous Al–Co–Ce alloy // *Corr. Sci.* 2012. **59**. P. 238–248.
5. Карфидов Э.А., Никитина Е.В., Русанов Б.А., Сидоров В.Е. Влияние кобальта на коррозионную стойкость аморфных сплавов Al–Ni–Co–R // *Расплавы*. 2022. **5**. С. 477–484.
6. Gloriant T., Greer A.L. // *Nanostruct. Mat.* 1998. **10**. P. 389–396.
[https://doi.org/10.1016/S0965-9773\(98\)00079-8](https://doi.org/10.1016/S0965-9773(98)00079-8)
7. Li C.L., Wang P., Sun S.Q., Voisey K.T., McCartney D.G. // *App. Surf. Sci.* 2016. **384**. P. 116–124.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.04.188>
8. Zhang Y., Warren P.J., Cerezo A. // *Mater. Sci. Eng. A*. 2002. **327**. P. 109–115.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01888-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01888-3)
9. Abrosimova G., Aronin A., Budchenko A. // *Mat. Lett.* 2015. **139**. P. 194–196.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2014.10.076>
10. Radiguet B., Blavette D., Wanderka N., Banhart J., Sahoo K.L. // *Appl. Phys. Lett.* 2008. **92**. P. 103126.
<https://doi.org/10.1063/1.2897303>
11. Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A. // *J. Alloys and Comp.* 2005. **399**. P. 78–85.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2005.02.018>
12. Bazlov A.I., Tabachkova N.Y., Zolotarevsky V.S., Louzguine-Luzgin D.V. Unusual crystallization of Al₈₅Y₈Ni₅Co₂ metallic glass observed in situ in TEM at different heating rates // *Intermet.* 2018. **94**. P. 192–199.
13. Jin L., Zhang L., Liu K., Che Z., Li K., Zhang M., Zhang B. Preparation of Al-based amorphous coatings and their properties // *J. Rare Earths*. 2021. **39**. № 3. P. 340–347.
14. Triveco Rios C., Suricach S., Bary M.D., Bolfarini C., Botta W.J., Kiminami C.S. Glass forming ability of the Al–Ce–Ni system // *J. Non-Cryst. Sol.* 2008. **354**. P. 4874–4877.
15. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Ширнина Д.П. Изменение структуры металлического стекла Al₈₈Ni₅Y₁₀ при термообработке и деформации // *Физика и техника высоких давлений*. 2013. **23**. № 1. С. 90–98.
16. Suryanarayana C., Inoue A. *Bulk metallic glasses*. CRC Press. 2017.
17. Русанов Б.А., Сидоров В.Е., Сон Л.Д. // *Изв. вузов. Физика*. 2022. **65**. № 6. С. 112–118.
<https://doi.org/10.17223/00213411/65/6/112>
18. Bruker AXS. In DIFFRAC. EVA V5.1. Bruker AXS GmbH, Karlsruhe, Germany. 2019.
19. Gates-Rector S., Blanton T. // *Powder Diffr.* 2019. **34**. № 4. P. 352–360.
<https://doi.org/10.1017/S0885715619000812>
20. Rietveld H.M. // *J. Appl. Cryst.* 1969. **2**. P. 65–71.
<https://doi.org/10.1107/S0021889869006558>
21. Coelho A.A. // *J. Appl. Cryst.* 2018. **51**. P. 210–218.
<https://doi.org/10.1107/S1600576718000183>
22. Rusanov B.A., Baglasova E.S., Popel P.S., Sidorov V.E., Sabirzyanov A.A. // *High Temp.* 2018. **56**. P. 439–443.
<https://doi.org/10.1134/S0018151X18020190>
23. Регель А.Р., Глазов В.М. *Физические свойства электронных расплавов*. М: Наука. 1980.
24. Rusanov B.A., Sidorov V.E., Moroz A.I., Svec Sr.P., Janickovic D. // *Tech. Phys. Lett.* 2021. **47**. P. 770–772.
<https://doi.org/10.1134/S1063785021080101>

THE INFLUENCE OF COBALT ON DENSITY AND ELECTRICAL RESISTIVITY OF Al–Ni–Co–Ce ALLOYS IN CRYSTALLINE AND LIQUID STATES

B. A. Rusanov¹, V. E. Sidorov^{1, 2}, E. V. Sterkhov³, S. A. Petrova^{2, 3},
A. I. Rusanova³, A. A. Sabirzyanov⁴, E. E. Sidorova⁵

¹Ural State Pedagogical University, Yekaterinburg, Russia

²Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia

³Institute of Metallurgy UB RAS, Yekaterinburg, Russia

⁴Ural State University of Railway Transport, Yekaterinburg, Russia

⁵Plekhanov Russian University of Economics, Moscow, Russia

In this work were studied density (by gamma-absorption method) and electrical resistivity (by contactless method in rotating magnetic field) of Al–Ni–Co–Ce glass-forming alloys with different ratios of transition metals. It was found the existence of a wide two-phase zone was established and jump-like changes in properties at solidus and liquidus temperatures. Increasing of cobalt content from 2 to 4 at % leads to 2% decrease of density and 3% increase of electrical resistivity in crystalline and liquid states. Temperature coefficients of change in properties were calculated. Density hysteresis was detected, which occurs when melts are overheated above 1350 K. This fact is related to the disintegration of large-scale microheterogeneities that exist in melts during heating. It is shown that these results can be used to optimize the process of obtaining rapidly hardened alloys.

Keywords: aluminum alloys, aluminum, transition metals, cerium, density, electrical resistivity

REFERENCES

1. Inoue A., Ohtera K., Tsai A.P., Masumoto T. Aluminum-based amorphous alloys with tensile strength above 980 MPa (100 kg/mm²) // Jpn. J. Appl. Phys. 1988. **27**. P. L479–L482.
2. Jones H., Suryanarayana C. Rapid quenching from the melt // J. Mater. Sci. 1973. **72**. № 8. P. 705–753.
3. Zhang L.M., Zhang S.D., Ma A.L., Umoh A.J., Hu H.X., Zheng Y.G., Yang B.J., Wang J.Q. Influence of cerium content on the corrosion behavior of Al–Co–Ce amorphous alloys in 0.6 M NaCl solution // J. Mat. Sci. & Tech. 2019. **35**. № 7. P. 1378–1387.
4. Tailleart N.R., Huang R., Aburada T., Horton D.J., Scully J.R. Effect of thermally induced relaxation on passivity and corrosion of an amorphous Al–Co–Ce alloy // Corr. Sci. 2012. **59**. P.238–248.
5. Karfidov E.A., Nikitina Ye.V., Rusanov B.A., Sidorov V.Ye. Vliyanie kobal'ta na korrozionnyu stoykost' amorfnykh spлавov Al–Ni–Co–R [Influence of cobalt on the corrosion resistance of Al–Ni–Co–R amorphous alloys] // Rasplavy. 2022. **5**. P. 477–484. [In Russian].
6. Gloriant T., Greer A.L. // Nanostruct. Mat. 1998. **10**. P. 389–396.
[http://dx.doi.org/10.1016/S0965-9773\(98\)00079-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0965-9773(98)00079-8)
7. Li C.L., Wang P., Sun S.Q., Voisey K.T., McCartney D.G. // App. Surf. Sci. 2016. **384**. P. 116–124.
<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2016.04.188>
8. Zhang Y., Warren P.J., Cerezo A. // Mater. Sci. Eng. A. 2002. **327**. P. 109–115.
[http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01888-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01888-3)
9. Abrosimova G., Aronin A., Budchenko A. // Mat. Lett. 2015. **139**. P. 194–196.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2014.10.076>
10. Radiguet B., Blavette D., Wanderka N., Banhart J., Sahoo K.L. // Appl. Phys. Lett. 2008. **92**. P. 103126.
<https://doi.org/10.1063/1.2897303>
11. Louzguine-Luzgin D.V., Inoue A. // J. Alloys and Comp. 2005. **399**. P. 78–85.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2005.02.018>
12. Bazlov A.I., Tabachkova N.Y., Zolotarevsky V.S., Louzguine-Luzgin D.V. Unusual crystallization of Al₈₅Y₃Ni₅Co₂ metallic glass observed in situ in TEM at different heating rates // Intermet. 2018. **94**. P. 192–199.
13. Jin L., Zhang L., Liu K., Che Z., Li K., Zhang M., Zhang B. Preparation of Al-based amorphous coatings and their properties // J. Rare Earths. 2021. **39**. № 3. P. 340–347.
14. Triveco Rios C., Suricach S., Bary M.D., Bolfarini C., Botta W.J., Kiminami C.S. Glass forming ability of the Al–Ce–Ni system // J. Non-Cryst. Sol. 2008. **354**. P. 4874–4877.

15. Abrosimova G.Ye., Aronin A.S., Shirnina D.P. Izmeneniye struktury metallichesкого стекла $\text{Al}_{88}\text{Ni}_2\text{Y}_{10}$ pri termoobrabotke i deformatsii [Changes in the structure of $\text{Al}_{88}\text{Ni}_2\text{Y}_{10}$ metallic glass during heat treatment and deformation] // Fizika i tekhnika vysokikh davleniy. 2013. **23**. № 1. P. 90–98. [In Russian].
16. Suryanarayana C., Inoue A. Bulk metallic glasses. CRC Press. 2017.
17. Rusanov B.A., Sidorov V.Ye, Son L.D. // Izv. vuzov. Fizika. 2022. **65**. № 6. P. 112–118. [In Russian].
<https://doi.org/10.17223/00213411/65/6/112>
18. Bruker AXS. In DIFFRAC. EVA V5.1. Bruker AXS GmbH, Karlsruhe, Germany. 2019.
19. Gates-Rector S., Blanton T. // Powder Diffr. 2019. **34**. № 4. P. 352–360.
<https://doi.org/10.1017/S0885715619000812>
20. Rietveld H.M. // J. Appl. Cryst. 1969. **2**. P. 65–71.
<https://doi.org/10.1107/S0021889869006558>
21. Coelho A.A. // J. Appl. Cryst. 2018. **51**. P. 210–218.
<https://doi.org/10.1107/S1600576718000183>
22. Rusanov B.A., Baglasova E.S., Popel P.S., Sidorov V.E., Sabirzyanov A.A. // High Temp. 2018. **56**. P. 439–443.
<https://doi.org/10.1134/S0018151X18020190>
23. Regel' A.R., Glazov V.M. Fizicheskiye svoystva elektronnykh rasplavov [Physical properties of electronic melts]. M.: Nauka. 1980. [In Russian].
24. Rusanov B.A., Sidorov V.E., Moroz A.I., Svec Sr. P., Janickovic D. // Tech. Phys. Lett. 2021. **47**. P. 770–772.
<https://doi.org/10.1134/S1063785021080101>