

УДК 538.9

**ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Al–Ni–Co–PЗМ (PЗМ = Sm, Tb)
В КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И ЖИДКОМ СОСТОЯНИЯХ**© 2023 г. Б. А. Русанов^{a, *}, В. Е. Сидоров^{a, b}, Л. Д. Сон^{a–c}, А. А. Сабирзянов^d^aУральский государственный педагогический университет, Екатеринбург, Россия^bУральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия^cИнститут металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия^dУральский государственный университет путей сообщения, Екатеринбург, Россия

*e-mail: rusfive@mail.ru

Поступила в редакцию 18.12.2022 г.

После доработки 15.01.2023 г.

Принята к публикации 27.01.2023 г.

Экспериментальные исследования плотности и электрического сопротивления сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{PЗМ}_6$ (PЗМ = Sm, Tb) проведены в широком температурном интервале, включая кристаллическое и жидкое состояния. Плотность измеряли методом проникающего гамма-излучения, а электросопротивление – бесконтактным методом во вращающемся магнитном поле. Определены температуры солидус, ликвидус, коэффициенты теплового расширения и относительные изменения плотности и сопротивления при плавлении. Рассчитаны молярные объемы сплавов. Установлено, что исследованные составы характеризуются широкой областью двухфазного состояния, в которой температурные зависимости плотности и электросопротивления имеют нелинейный вид. При температуре ликвидус обнаружено скачкообразное увеличение плотности и уменьшение электросопротивления. Установлено, что тербий увеличивает плотность сплавов и снижает их удельное сопротивление больше, чем самарий. В жидком состоянии при $T \leq 1300\text{--}1350$ К зафиксирован гистерезис плотности и показано его отсутствие на политермах сопротивления. Это может свидетельствовать о процессах распада крупномасштабных неоднородностей, которые не влияют на параметры электронной подсистемы сплавов, но играют важную роль при аморфизации. Обнаруженные особенности свойств позволят оптимизировать процесс подготовки расплавов перед быстрой закалкой для получения качественных аморфных и нанокристаллических образцов.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, плотность, электрическое сопротивление, стеклообразующая способность

DOI: 10.31857/S023501062303009X, EDN: PSHUSO

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные и нанокристаллические сплавы Al–3d-переходный металл–редкоземельный металл (Al–ПМ–PЗМ) активно исследуются благодаря их малой плотности, высоким механическим и коррозионным свойствам. Известно, что частичная кристаллизация таких составов и выделение nano-частиц ГЦК–Al приводит к еще большему повышению их механических свойств [1–5].

На сегодняшний день нет общего мнения о причинах формирования nano-частиц алюминия и перераспределении компонентов, которые предшествует первой стадии кристаллизации аморфных сплавов Al–ПМ–PЗМ [6]. Кроме того, в работах [7–9] показано, что такие сплавы являются неоднородными системами даже выше температу-

ры ликвидус и в процессе быстрой закалки расплава могут “наследовать” особенности жидкого состояния. Например, сплавы Al–4 ат. % Ni–4 ат. % Co – PЗМ имеют сложный вид температурных зависимостей теплофизических свойств выше ликвидуса и определенные структурные превращения происходят в них при нагреве [9, 10]. Однако при проведении термического анализа указанных составов (например, методами ДСК или ДТА) в области высоких температур зафиксировать такие превращения невозможно, потому что отсутствуют какие-либо термические эффекты. Таким образом, можно заключить, что исследование теплофизических свойств сплавов на основе алюминия, склонных к аморфизации, важно для понимания стеклообразования в этих системах и оптимизации процессов подготовки расплавов перед закалкой.

В настоящей работе исследованы плотность и электрическое сопротивление сплавов $Al_{86}Ni_6Co_2PЗМ_6$ в широком температурном интервале, включая жидкое состояние.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Сплавы составов $Al_{86}Ni_6Co_2PЗМ_6$ (PЗМ = Sm, Tb) получены путем переплавки исходных компонентов (Al – 99.999%, Ni – 99.98%, Co – 99.98%, Sm – 99.5%, Tb – 99.5%) электродуговой плавкой в охлаждаемой медной изложнице в атмосфере аргона. Переплавка каждого сплава проводилась 4 раза для обеспечения равномерного перемешивания компонентов и получения гомогенных по объему слитков. Химический анализ полученных сплавов анализировали с использованием атомно-абсорбционного спектрометра Spectrum Flame Modula S. Оказалось, что состав полученных сплавов совпадает с номинальным с точностью 0.1 ат. %. Фазовый состав полученных образцов оказался следующим: ГЦК-Al, Al_9Co_2 , Al_3Ni и $Al_3PЗМ$. В интерметаллиде Al_9Co_2 часть атомов кобальта может быть замещена атомами никеля. Перед исследованиями теплофизических свойств образцы повторно переплавлены в печи сопротивления в цилиндрических тиглях из оксида бериллия для придания им цилиндрической формы при температуре 1400 К в течение получаса. Отсутствие газовых пузырей и пор контролировалось сканированием тигля по высоте от дна до поверхности расплава.

Плотность (d) сплавов измерена на автоматизированной установке, реализующей абсолютный вариант метода проникающего гамма-излучения в температурном интервале от комнатной температуры до 1550 К в режиме непрерывного нагрева и последующего охлаждения со скоростью 2 К/мин в атмосфере высокочистого гелия [11]. Относительная погрешность определения плотности составила $\pm 1\%$. На основе полученных данных рассчитаны молярные объемы и коэффициенты термического расширения сплавов.

Электрическое сопротивление (ρ) сплавов измерено на автоматизированной экспериментальной установке, реализующей бесконтактный метод во вращающемся магнитном поле [12]. В качестве эталонного образца использовался монокристалл молибдена. Эксперименты проводили в режиме ступенчатого нагрева и последующего охлаждения с шагом по температуре 15–20 К и изотермическими выдержками в течение 15 мин. Относительная погрешность определения электрического сопротивления составила $\pm 4\%$. На основе полученных данных рассчитаны значения температурного коэффициента сопротивления (ТКС) кристаллических образцов.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Температурные зависимости плотности сплавов $Al_{86}Ni_6Co_2PЗМ_6$ (PЗМ = Sm, Tb), полученные в режимах нагрева и последующего охлаждения, представлены на рис. 1.

Установлено, что исследованные составы характеризуются наличием широкой двухфазной области, в которой плотность нелинейно уменьшается. Окончание процесса плавления при температуре ликвидус сопровождается скачкообразным возрастанием плотности в узком температурном интервале. В жидком состоянии выше $T =$

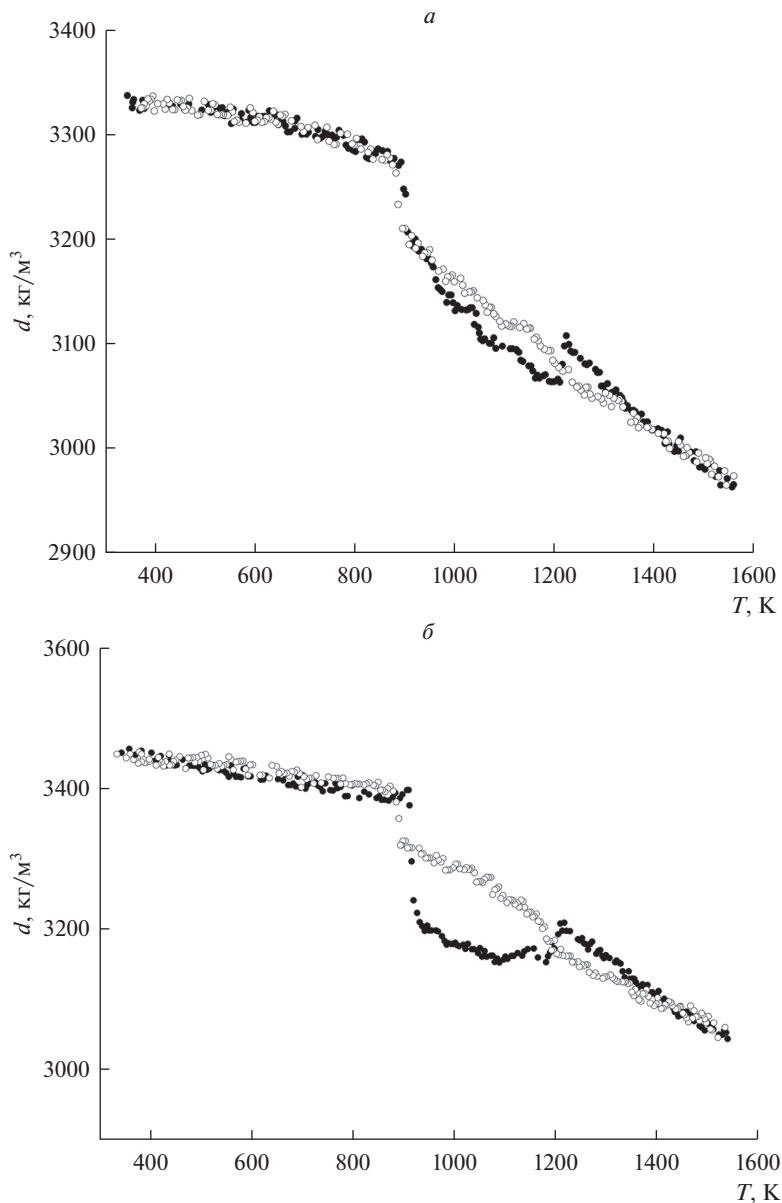


Рис. 1. Температурные зависимости плотности сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{P}_3\text{M}_6$ (P3M: *a* – Sm, *b* – Tb). ● – Нагрев, ○ – охлаждение.

= 1300–1350 К температурные зависимости плотности имеют линейный вид. При охлаждении сплавов обнаружено несовпадение политерм плотности – гистерезис, который начинается ниже указанных температур и заканчивается при температуре солидус.

Таблица 1. Коэффициенты аппроксимирующих уравнений плотности сплавов Al–Ni–Co–R в кристаллическом и жидком состояниях

Композиция	d_r , кг/м ³	d_{Liq} , кг/м ³	$\alpha_S \cdot 10^{-5}$, К ⁻¹	$\alpha_L \cdot 10^{-5}$, К ⁻¹	Δd_S , %	Δd_L , %
Al ₈₆ Ni ₆ Co ₂ Sm ₆	3332 ± 11	3109 ± 12	3.4 ± 0.2	11.6 ± 0.2	2.2	1.6
Al ₈₆ Ni ₆ Co ₂ Tb ₆	3455 ± 7	3209 ± 16	3.2 ± 0.1	13.8 ± 0.2	5.7	1.7

Температурные зависимости плотности в кристаллическом и жидком состояниях (выше температуры гистерезиса и при охлаждении) могут быть описаны линейными функциями вида

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

где d_S и d_L – плотность сплавов в кристаллическом и жидком состояниях при температуре T ; d_r и d_{Liq} – плотность сплавов при комнатной температуре ($T_r = 300$ К) и при температуре ликвидус, α_S , α_L – коэффициенты теплового расширения сплавов в кристаллическом и жидком состояниях соответственно.

Объемные коэффициенты теплового расширения рассчитаны из экспериментальных данных по уравнениям:

$$\alpha_S = \frac{1}{d_r} \frac{\partial d}{\partial T}, \quad \alpha_L = \frac{1}{d_{\text{Liq}}} \frac{\partial d}{\partial T}.$$

Кроме того, обнаруженный в наших экспериментах скачок плотности при температуре ликвидус может быть описан величиной относительного изменения плотности Δd_L (при температуре солидус Δd_S) согласно выражениям:

$$\Delta d_L = \frac{d_{L2} - d_{L1}}{d_{L1}} \cdot 100\%, \quad \Delta d_S = \frac{d_{S1} - d_{S2}}{d_{S1}} \cdot 100\%,$$

где d_{L2} и d_{L1} – значения плотности в конце и начале скачка при переходе из двухфазного состояния в жидкое, соответственно, d_{S1} и d_{S2} – значения плотности в начале и конце скачка при переходе из кристаллического состояния в двухфазное, соответственно. Данные о величине относительного изменения плотности при плавлении/кристаллизации важны для различных промышленных приложений.

Коэффициенты аппроксимирующих уравнений плотности и значения относительного изменения плотности при плавлении/кристаллизации приведены в табл. 1.

Плотность является важной физической характеристикой металлических сплавов, которая используется в практических приложениях, однако с точки зрения фундаментальных исследований и возможности использования для определения других характеристик, более важен молярный объем [12].

На основе полученных экспериментальных данных были рассчитаны значения молярного объема сплавов:

$$V_{\text{exp}} = \frac{M_{\text{alloy}}}{d_{\text{exp}}},$$

где M_{alloy} – молярная масса сплава, d_{exp} – значения плотности сплава, полученные из эксперимента.

Проведено сравнение экспериментальных значений с аддитивным расчетом:

$$V_{\text{id}} = \sum_{i=1}^n \frac{c_i M_i}{d_i},$$

где c_i – концентрация компонента сплава i , имеющего молярную массу M_i и плотность d_i .

Таблица 2. Молярные объемы сплавов Al–Ni–Co–Sm(Tb)

Композиция	$V_{\text{exp}} \cdot 10^{-5}, \text{ м}^3/\text{моль}$	$V_{\text{id}} \cdot 10^{-5}, \text{ м}^3/\text{моль}$	$\gamma_d, \%$
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Sm}_6$	1.11 ± 0.01	1.03 ± 0.01	6.8 ± 0.1
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Tb}_6$	1.08 ± 0.01	1.02 ± 0.01	5.1 ± 0.1

Значения молярных объемов сплавов, а также относительное отклонение экспериментальных значений от расчетных (γ_d) приведены в табл. 2.

Экспериментальные значения молярных объемов V_{exp} оказались выше расчетных, что может свидетельствовать о наличии в структуре сплавов “рыхлой” фазы (фаз).

Температурные зависимости электрического сопротивления сплавов Al–Ni–Co–РЗМ приведены на рис. 2.

Установлено, что в кристаллическом состоянии сопротивление сплавов линейно растет до температуры солидус (T_S), что характерно для алюминиевых сплавов. В двухфазной области и жидком состоянии температурные зависимости электрического сопротивления имеют сложный вид и не могут быть описаны линейными функциями. Характерной особенностью изученных сплавов является скачкообразное уменьшение электросопротивления при температуре ликвидус, что хорошо согласуется с результатами измерений плотности. Однако, обнаружено, что на политермах сопротивления отсутствует гистерезис ниже температур $T = 1300\text{--}1350 \text{ К}$.

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. Кроме того, на основе экспериментальных данных рассчитаны значения относительного изменения электросопротивления при температуре солидус $\Delta\rho_S$ – величины, важной для ряда технологических процессов:

$$\Delta\rho_S = \frac{\rho_{S2} - \rho_{S1}}{\rho_{S1}} \cdot 100\%,$$

где ρ_{S1} и ρ_{S2} – значения электросопротивления при температуре солидус в начале и конце скачка, соответственно.

Результаты линейной аппроксимации электросопротивления изученных сплавов в кристаллическом состоянии приведены в табл. 3.

Если сравнить свойства исследуемых в данной работе составов со свойствами сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Sm}_6$ и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Tb}_6$ [13], то изменение содержания никеля с 4 до 6 ат. % приводит к:

- увеличению плотности на 3–4% как в твердом, так и в жидком состояниях (температурные коэффициенты при этом остаются практически одинаковыми);
- снижению значений удельного электрического сопротивления на 11–12% в твердом состоянии и на 5–6% в жидком;
- незначительному повышению температуры ликвидус при постоянстве температуры солидус.

Установлено, что при использовании тербия плотность сплавов увеличивается в большей степени, чем при использовании самария. Отчасти это может быть связано с тем, что тербий имеет плотность на 10% большую, чем самарий. В случае же электросопротивления ситуация обратная – тербий снижает удельное сопротивление сплавов больше, чем самарий. По-видимому, это связано с тем, что тербий химически менее активен, чем самарий, и в сплавах образует меньше ковалентных связей. Кроме того,

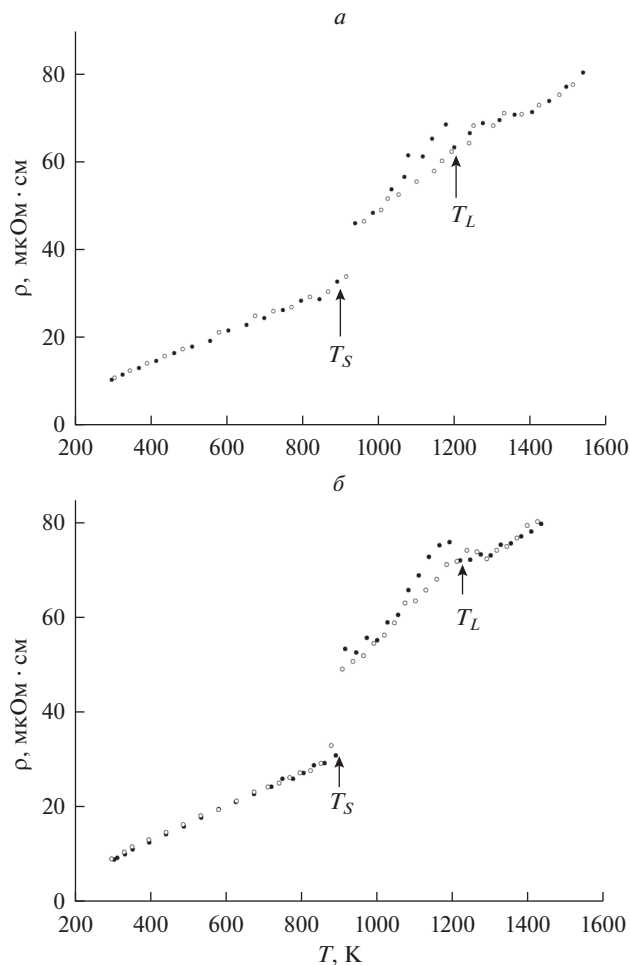


Рис. 2. Температурные зависимости электросопротивления сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{PЗМ}_6$ (PЗМ: *a* – Sm, *б* – Tb). ● – нагрев, ○ – охлаждение. T_S – солидус, T_L – ликвидус.

в нем больше $4f$ -электронов, которые частично становятся электронами проводимости в сплавах.

Резкий рост плотности при температуре ликвидус может быть связан с плавлением интерметаллида Al_9Co_2 , структура которого в твердом состоянии достаточно “рыхлая”. Аналогичная ситуация имеет место и в сплавах с другим соотношением $3d$ -переходных металлов [13].

Таблица 3. Коэффициенты аппроксимирующих уравнений электросопротивления и величины $\Delta\rho_S$ сплавов Al–Ni–Co–PЗМ

Композиция	ρ_0 , мкОм·см	$\beta \cdot 10^{-4}$, K^{-1}	$\Delta\rho_S$, %
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Sm}_6$	9.9 ± 0.1	34 ± 1	1.4
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Tb}_6$	9.2 ± 0.2	37 ± 1	1.7

Аномальные особенности политерм плотности и удельного сопротивления, обнаруженные в настоящей работе, могут свидетельствовать о процессах распада крупномасштабных неоднородностей, происходящих в сплавах выше температуры ликвидус. Наличие гистерезиса плотности и его отсутствие на политермах удельного сопротивления можно объяснить следующим образом.

При $\rho = 60\text{--}75 \text{ мкОм} \cdot \text{см}$ (при температурах выше температуры ликвидус) длина свободного пробега электронов проводимости равна нескольким межатомным расстояниям, т.е. электронные свойства расплавов определяются преимущественно локальным порядком. Отсутствие гистерезиса на кривых удельного сопротивления свидетельствует о том, что значительных изменений в структуре расплава на уровне локального порядка не происходит, а процессы, приводящие к гистерезису, имеют место в более крупных масштабах. Наличие гистерезиса свидетельствует о том, что эти процессы, во-первых, являются длительными, а во-вторых, их характерное время резко уменьшается при достижении температуры начала гистерезиса. Можно найти два возможных объяснения этого явления в расплавах на основе алюминия, содержащих РЗМ. Оба они основаны на релаксационной динамике двух пространственных переменных – локальной концентрации $c(r)$ и объемной доли $\phi(r)$ “недоплавленной” мелкодисперсной твердой фазы. В первом случае [14] было показано, что исключение переменной $\phi(r)$ из уравнений динамики приводит к тому, что эффективный термодинамический потенциал для оставшейся переменной $c(r)$ оказывается близким к критической точке, так что вблизи двухфазной области имеет место нелинейная долговременная релаксация концентрации за счет крупномасштабных околоскритических флуктуаций. Во втором случае [15], наоборот, переменная $c(r)$ исключается. В то же время эффективная динамика для $\phi(r)$ демонстрирует долговременную устойчивость неравновесных крупномасштабных неоднородностей – мелкодисперсных “облаков” недоплавленной твердой фазы, если, как и в облаке, удалось создать достаточную избыточную концентрацию последнего. Мы полагаем, что в исследованных системах реализуется второй сценарий, поскольку флуктуационные процессы в ходе экспериментов не наблюдались. У поверхности образца образуется избыточная концентрация мелкодисперсной твердой фазы, поскольку она является поверхностно-активной. Разрушение неоднородностей с повышением температуры, возможно, связано с изменением структуры мелкодисперсной фазы от $\text{Al}_3\text{РЗМ}$ к $\text{Al}_2\text{РЗМ}$, поскольку температура гистерезиса находится вблизи соответствующей тройной точки на диаграмме $\text{Al}\text{--}\text{РЗМ}$.

Обнаруженные особенности могут позволить оптимизировать процесс подготовки расплавов перед быстрой закалкой для получения качественных аморфных образцов - требуется их предварительный перегрев выше $T = 1300\text{--}1350 \text{ К}$ для перевода в более однородное состояние.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Экспериментальные исследования плотности и электрического сопротивления сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{R}_6$ ($\text{R} = \text{Sm}, \text{Tb}$) проведены в широком температурном интервале, включая кристаллическое и жидкое состояния. При температурах ниже $T = 1300\text{--}1350 \text{ К}$ обнаружен гистерезис плотности и показано его отсутствие на политермах сопротивления, что может свидетельствовать о процессах распада крупномасштабных неоднородностей, которые не вызывают изменений в электронной подсистеме сплавов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 22-23-00177.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Inoue A., Kimura H. // J. Light Met. 2001. 1. P. 31–41.
[https://doi.org/0.1016/S1471-5317\(00\)00004-3](https://doi.org/0.1016/S1471-5317(00)00004-3)

2. Inoue A., Ohtera K., Tsai A.P. // *Jap. J. Appl. Phys.* 1988. **27**. № 9. L1579–L1582.
<https://doi.org/10.1143/JJAP.27.L736>
3. Wang L., Ma L., Kimura H., Inoue A. // *Mat. Lett.* 2002. **52**. № 1–2. P. 47–52.
[https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(01\)00364-0](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(01)00364-0)
4. Rusanov B., Sidorov V., Svec P., Janickovic D., Moroz A., Son L., Ushakova O. // *J. Alloys and Comp.* 2019. **787**. P. 448–451.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.058>
5. Svec P., Rusanov B., Moroz A., Petrova S., Janickovic D., Sidorov V., Svec P. Sr. // *J. Alloys and Comp.* 2021. **876**. 160109.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160109>
6. Abrosimova G., Chirkova V., Pershina E., Volkov N., Sholin I., Aronin A. // *Metals*. 2022. **12**. P. 332–342.
<https://doi.org/10.3390/met12020332>
7. Uporov S.A., Uporova N.S., Sidorov V.E. et al. // *High Temp.* 2012. **50**. P. 611–615.
<https://doi.org/10.1134/S0018151X12040207>
8. Lad'yanov V.I., Bel'tyukov A.L., Men'shikova S.G., Maslov V.V., Nosenko V.K., Mashira V.A. Viscosity of glass forming $\text{Al}_{86}\text{Ni}_8(\text{La/Ce})_6$, $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_4(\text{Y/Tb})_2$ melts // *Phys. and Chem. of Liq.* 2008. **46**. № 1. P. 71–77.
<https://doi.org/10.1080/00319100701488508>
9. Lad'yanov V.I., Bel'tyukov A.L., Men'shikova S.G., Volkov V.A. // *Met. Sci. and Heat Treat.* 2007. **49**. № 5–6. P. 236–239.
<https://doi.org/10.1007/s11041-007-0042-5>
10. Rusanov B., Sidorov V., Svec P., Janickovic D. // *Phys. B: Cond. Matt.* 2021. **619**. 413216.
<https://doi.org/10.1016/j.physb.2021.413216>
11. 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>
12. Brodova I.G., Popel P.S., Eskin G.I. *Liquid Metal Processing: Application to Aluminum Alloys Production* / Taylor and Francis, New York, 2002.
13. Rusanov B.A., Sidorov V.E., Moroz A.I., Svec P., Sr., Janickovic D. // *Tech. Phys. Lett.* 2021. **47**. № 8. P. 777–779.
<https://doi.org/10.1134/S1063785021080101>
14. Vasin M.G., Menshikova S.G., Ivshin M.D. // *Physica A*. 2016. **449**. P. 64–73.
<https://doi.org/10.1016/j.physa.2015.12.085>
15. Son L.D. // *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.* 2022. **86**. P. 145–149.
<https://doi.org/10.3103/S1062873822020289>

THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF Al–Ni–Co–R (R = Sm, Tb) ALLOYS IN CRYSTALLINE AND LIQUID STATES

B. A. Rusanov¹, V. E. Sidorov^{1, 2}, L. D. Son^{1–3}, A. A. Sabirzyanov⁴

¹*Ural State Pedagogical University, Yekaterinburg, Russia*

²*Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia*

³*Institute of Metallurgy UB RAS, Yekaterinburg, Russia*

⁴*Ural State University of Railway Transport, Yekaterinburg, Russia*

Experimental investigations of density and electrical resistivity of $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{R}_6$ (R = Sm, Tb) alloys were carried out in a wide temperature range, including crystalline and liquid states. Density was measured by gamma-penetrating method, and electrical resistance – by contactless method in rotating magnetic field. The solidus and liquidus temperatures were determined, the coefficients of volume expansion and the relative changes in density and resistivity during melting were calculated. The molar volumes of the alloys were calculated. It was found that the alloys are characterized by a wide two-phase zone where density and resistivity dependences show nonlinear behavior. At liquidus temperature an abrupt increase in density and a decrease in electrical resistivity were found. It has been established that terbium increases density of the alloys and reduces their resistivity more than samarium. In liquid phase at temperatures below $T = 1300\text{--}1350$ K density hysteresis was detected, and its absence on resistivity curves was shown. This may indicate the processes of large-scale inhomogeneities decay that do not cause changes in the electronic subsystem of the alloys but play a significant role in amorphization. The revealed features of the properties will make it

possible to optimize the process of melts preparing before rapid quenching in order to obtain high-quality amorphous and nanocrystalline samples.

Keywords: Aluminum alloys, density, electrical resistivity, glass-forming ability

REFERENCES

1. Inoue A., Kimura H. // *J. Light Met.* 2001. **1**. P. 31–41.
[https://doi.org/0.1016/S1471-5317\(00\)00004-3](https://doi.org/0.1016/S1471-5317(00)00004-3)
2. Inoue A., Ohtera K., Tsai A.P. // *Jap. J. Appl. Phys.* 1988. **27**. № 9. L1579–L1582.
<https://doi.org/10.1143/JJAP.27.L736>
3. Wang L., Ma L., Kimura H., Inoue A. // *Mat. Lett.* 2002. **52**. № 1–2. P. 47–52.
[https://doi.org/10.1016/S0167-577X\(01\)00364-0](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(01)00364-0)
4. Rusanov B., Sidorov V., Svec P., Janickovic D., Moroz A., Son L., Ushakova O. // *J. Alloys and Comp.* 2019. **787**. P. 448–451.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.058>
5. Svec P., Rusanov B., Moroz A., Petrova S., Janickovic D., Sidorov V., Svec P. Sr. // *J. Alloys and Comp.* 2021. **876**. 160109.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160109>
6. Abrosimova G., Chirkova V., Pershina E., Volkov N., Sholin I., Aronin A. // *Metals*. 2022. **12**. P. 332–342.
<https://doi.org/10.3390/met12020332>
7. Uporov S.A., Uporova N.S., Sidorov V.E. et al. // *High Temp.* 2012. **50**. P. 611–615.
<https://doi.org/10.1134/S0018151X12040207>
8. Lad'yanov V.I., Bel'tyukov A.L., Men'shikova S.G., Maslov V.V., Nosenko V.K., Mashira V.A. Viscosity of glass forming $\text{Al}_{86}\text{Ni}_8(\text{La/Ce})_6$, $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_4(\text{Y/Tb})_2$ melts // *Phys. and Chem. of Liq.* 2008. **46**. № 1. P. 71–77.
<https://doi.org/10.1080/00319100701488508>
9. Lad'yanov V.I., Bel'tyukov A.L., Men'shikova S.G., Volkov V.A. // *Met. Sci. and Heat Treat.* 2007. **49**. № 5–6. P. 236–239.
<https://doi.org/10.1007/s11041-007-0042-5>
10. Rusanov B., Sidorov V., Svec P., Janickovic D. // *Phys. B: Cond. Matt.* 2021. **619**. 413216.
<https://doi.org/10.1016/j.physb.2021.413216>
11. 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>
12. Brodova I.G., Popel P.S., Eskin G.I. *Liquid Metal Processing: Application to Aluminum Alloys Production* / Taylor and Francis, New York, 2002.
13. Rusanov B.A., Sidorov V.E., Moroz A.I., Svec P., Sr., Janickovic D. // *Tech. Phys. Lett.* 2021. **47**. № 8. P. 777–779.
<https://doi.org/10.1134/S1063785021080101>
14. Vasin M.G., Menshikova S.G., Ivshin M.D. // *Physica A*. 2016. **449**. P. 64–73.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.physa.2015.12.085>
15. Son L.D. // *Bull. Russ. Acad. Sci. Phys.* 2022. **86**. P. 145–149.
<https://doi.org/10.3103/S1062873822020289>