

УДК 538.9

РЕЛАКСАЦИЯ В АМОРФИЗИРУЮЩЕМСЯ РАСПЛАВЕ Al–La

© 2022 г. А. Л. Бельтюков^a, Б. А. Русанов^b, Д. А. Ягодин^c, А. И. Мороз^{c, *},
Е. В. Стерхов^c, Л. Д. Сон^{c, d, **}, В. И. Ладьянов^a

^aУдмуртский Федеральный исследовательский Центр УрО РАН, Ижевск, Россия

^bУральский государственный педагогический университет, Екатеринбург, Россия

^cИнститут металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Россия

^dУральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия

*e-mail: nastmoroz97@yandex.ru

**e-mail: ldson@yandex.ru

Поступила в редакцию 12.04.2022 г.

После доработки 27.05.2022 г.

Принята к публикации 06.06.2022 г.

Сплавы на основе алюминия, склонные к аморфизации, активно изучаются благодаря их малому удельному весу, высоким механическим и коррозионным свойствам. В настоящей работе выполнены экспериментальные исследования вязкости (методом Швидковского), плотности (методом проникающего гамма-излучения) и электрического сопротивления (бесконтактным методом во вращающемся магнитном поле) аморфизирующегося сплава Al₉₁La₉ в широком диапазоне температур. Измерения проводились в атмосфере высокочистого гелия. Образцы готовились пятикратным вакуумно-дуговым переплавом в атмосфере высокочистого гелия. Химический анализ полученного состава проведен на атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой. Морфология образованных соединений в сплаве изучена на растровом электронном микроскопе. Элементный состав различных по контрасту областей был установлен при помощи микрорентгеноспектрального анализа. Исследования фазового состава проводились на дифрактометре с использованием излучения CuK α . Показано, что данный сплав в жидком состоянии характеризуется наличием гистерезиса (несовпадения хода политерм нагрева и охлаждения) свойств и длительных временных процессов перехода в более однородное состояние (долговременная релаксация). Эти процессы наблюдаются для вязкости и плотности, но не обнаруживаются при измерениях электросопротивления. Поэтому мы полагаем, что они не затрагивают локальный порядок в расплаве, а происходят на мезо- или макроскопическом масштабе.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, вязкость, плотность, гамма-абсорбционный метод, расплавы, алюминий, редкоземельные металлы, долговременная релаксация, неоднородности

DOI: 10.31857/S0235010622050024

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные сплавы на основе алюминия привлекают большое внимание исследователей, благодаря их малому удельному весу и высоким механическим и коррозионным свойствам [1–4]. При этом их частичная кристаллизация и выделение наночастиц ГЦК–Al в аморфной матрице приводят к еще большему повышению механических свойств, например, предел прочности частично закристаллизованных сплавов на основе алюминия достигает 1560 МПа [5]. Бинарные алюминиевые сплавы с редкоземельными металлами (Al–РЗМ) обладают хорошей стеклообразующей способностью

и термической стабильностью, что, наряду с малым содержанием РЗМ в составе, позволяет рассматривать эти объекты в качестве перспективных для различных практических приложений [6, 7]. Как показано в недавней работе [8], быстрозакаленные сплавы Al-РЗМ могут рассматриваться в качестве жаропрочных покрытий до температуры 250°C.

Процессы быстрой закалки расплавов для получения аморфных образцов сопряжены с их нагревом выше температуры ликвидус. Однако, как показано в работе [9], сплавы на основе алюминия выше температуры ликвидус являются неоднородными и неравновесными системами. Кроме того, в работах [10, 11] показано, что сплавы Al-РЗМ демонстрируют длительные релаксационные процессы вязкости выше температуры ликвидус. Таким образом, для получения качественных аморфных образцов необходимо разрабатывать температурно-временные режимы подготовки расплавов перед быстрой закалкой.

С этой целью в настоящей работе исследованы структурно-чувствительные свойства (вязкость, плотность, электрическое сопротивление) расплава Al-La в широком интервале температур.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Бинарный сплав состава $Al_{91}La_9$ получен методом электродуговой плавки в печи Centorr 5SA в атмосфере очищенного гелия. Полученные образцы использовались для всех дальнейших исследований. В качестве исходных компонентов использовали алюминий марки ЧДА (99.95 мас. %), La с чистотой 98.9 мас. %. Для гомогенизации образца переплав повторялся 5 раз. Химический анализ полученного состава проведен на атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой Optima 2100 DV. Морфология образованных в сплаве соединений изучена на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO 40 при ускоряющем напряжении 20 кВ на V-образном вольфрамовом катоде. Элементный состав различных по контрасту областей был установлен при помощи микрорентгеноспектрального анализа (РСМА) на приставке INCA Energy. Исследования фазового состава проводились с использованием дифрактометра Shimadzu XRD-7000 ($CuK\alpha$), уточнение паттерна осуществляли бесструктурным методом в программе FullProf.

Вязкость сплава измерена на автоматизированной установке с использованием метода затухающих крутильных колебаний (метод Швидковского) от температуры ликвидус до $T = 1400^\circ\text{C}$ [12] в корундовых тиглях. Проводилась серия опытов по измерению вязкости в режиме нагрева и последующего охлаждения с шагом по температуре 20°C с изотермическими выдержками при каждой температуре в течение 3 мин. Кроме того, были получены температурные зависимости вязкости в режимах повторного нагрева/охлаждения, а также временная зависимость при температуре $T \sim 1400^\circ\text{C}$. Временная зависимость вязкости получена после нагрева образца из кристаллического состояния со скоростью 30°/мин. Относительная погрешность определения вязкости составила $\pm 3\%$.

Плотность сплавов измерена на автоматизированной установке, реализующей абсолютный вариант метода проникающего гамма-излучения в температурном интервале 50–1600°C в тиглях из оксида бериллия. Опыты выполнены в режиме непрерывного нагрева и последующего охлаждения со скоростью 2°/мин в атмосфере высокочистого гелия. Временная зависимость плотности получена после нагрева из кристаллического состояния. Подробное описание экспериментальной установки приведено в работе [13]. Слитки готовых сплавов предварительно переплавлялись в печи гамма-плотномера в вакууме при максимальной температуре экспериментов для придания образцам цилиндрической формы. В процессе плавления образцы перемешивались три раза с по-

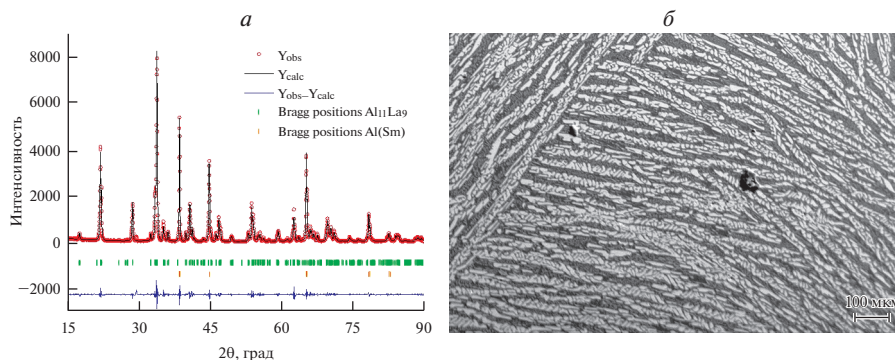


Рис. 1. Дифрактограмма (а) и фотография поверхности шлифа во вторичных электронах (б) состава $Al_{91}La_9$.

мощью погружной термопары в чехле из оксида бериллия. Относительная погрешность определения плотности составила $\pm 1\%$.

Электрическое сопротивление измерено в температурном интервале от 25 до 1400°C методом вращающегося магнитного поля [14]. Использовались корундовые тигли. Расчетная формула для определения электросопротивления имеет вид:

$$\rho = \rho_0 \frac{\varphi}{\varphi_0} \left(\frac{I}{I_0} \right)^2 \left(\frac{V}{V_0} \right)^{5/3},$$

где ρ — удельное электросопротивление; φ — угол поворота образца; I — сила тока в катушке статора, создающего вращающееся магнитное поле; V — объем образца. Обозначения с нижним индексом “ноль” относятся к эталонному образцу, без индекса — к исследуемому. Значения объема образцов определяли из соответствующих значений плотности, которая измерена дилатометрическим методом на установке DIL 402 С фирмы Netzsch. Измерения проводились в режиме непрерывного нагрева и последующего охлаждения со скоростью 2°/мин в атмосфере гелия. Относительная погрешность в определении электросопротивления составляет $\pm 2\%$.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

По результатам фазового анализа обнаружено две фазы в образце: твердый раствор на основе алюминия $Al(La)$ и интерметаллид $Al_{11}La_3$ (рис. 1а). Уточнение бесструктурным методом проводили с использованием пространственных групп $Fm\bar{3}m$ (225) и $Im\bar{3}m$ (71) соответственно. На его основе получены следующие параметры элементарной ячейки: для $Al(La)$ $a = 4.04864(6)$ и для $Al_{11}La_3$ $a = 4.43475(9)$, $b = 10.1270(2)$, $c = 13.1475(3)$ Å. При этом факторы уточнения составили $R_p = 7.68\%$ и $R_{wp} = 12.4\%$.

На изображении шлифа (рис. 1б) виден композиционный контраст, за счет большой разницы исходных элементов по атомной массе. В качестве матрицы выступает твердый раствор $Al(La)$. Методом РСМА установлено, что в твердом растворе на основе алюминия содержание лантана составляет менее 1 ат. %. Элементный состав светлых включений в матрице близок к интерметаллиду $Al_{11}La_3$.

Температурная зависимость вязкости сплава $Al_{91}La_9$ представлена на рис. 2.

По результатам измерений вязкости установлено, что политермы нагрева и охлаждения не совпадают в температурном интервале ниже $T = 1250^\circ\text{C}$ (гистерезис вязкости). Полученный результат может быть объяснен разрушением крупномасштабных

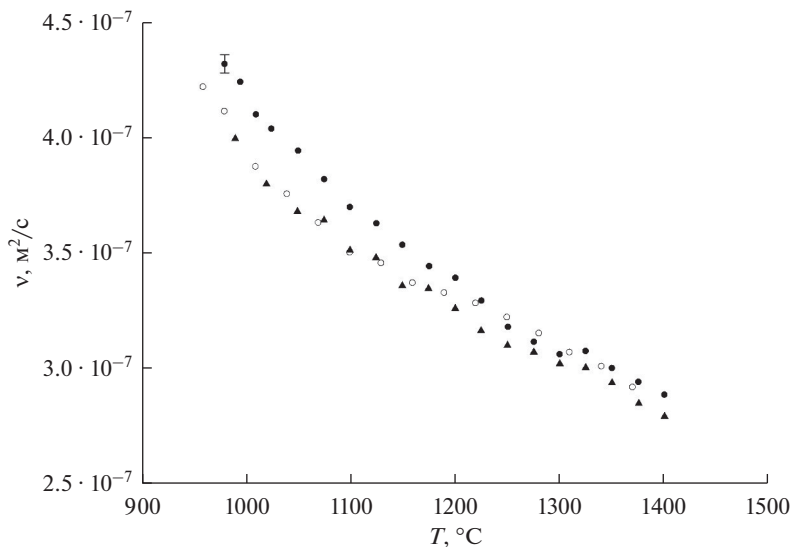


Рис. 2. Температурные зависимости вязкости сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$: ● – первый нагрев, ○ – первое охлаждение, ▲ – повторный нагрев (без кристаллизации).

неоднородностей при перегревах выше температуры ликвидус (см. ниже). При повторном нагреве после кристаллизации температура начала гистерезиса вязкости смещается вниз по температуре почти на 100°C ($T = 1150^\circ\text{C}$).

Для расчета энергии активации вязкого течения нами использовано уравнение Арениуса [15]:

$$\nu = A \exp \frac{E}{RT},$$

где A – коэффициент, возрастающий с увеличением размеров единиц вязкого течения жидкости (атомов, кластеров, ассоциатов и т.п.); E – энергия активации вязкого течения; R – универсальная газовая постоянная; T – температура. Для сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$ энергия активации составила $E = 8.4 \pm 0.6$ кДж/моль.

Как показано выше, на политермах вязкости и плотности исследованного сплава обнаружен гистерезис выше температуры ликвидус. Наличие гистерезиса свойств послужило основой к проведению дополнительных экспериментов в режимах с изотермическими выдержками.

На рис. 3 приведена временная зависимость вязкости сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$, полученная при температуре 1370°C .

Как показано на рис. 3, при изотермической выдержке с течением времени происходит понижение значений вязкости (временная релаксация). Стабилизация значений вязкости происходит после 120–130 минут от начала изотермической выдержки. Таким образом, можно заключить, что процесс перехода расплава в более однородное состояние происходит в течение длительного времени, что может свидетельствовать о том, что в процессе релаксации участвуют крупномасштабные неоднородности. Температурная зависимость плотности сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$ приведена на рис. 4.

По результатам опытов установлено, что в кристаллическом состоянии плотность сплава практически линейно уменьшается до температуры солидус, при которой происходит резкое понижение плотности, что характерно для сплавов на основе алюми-

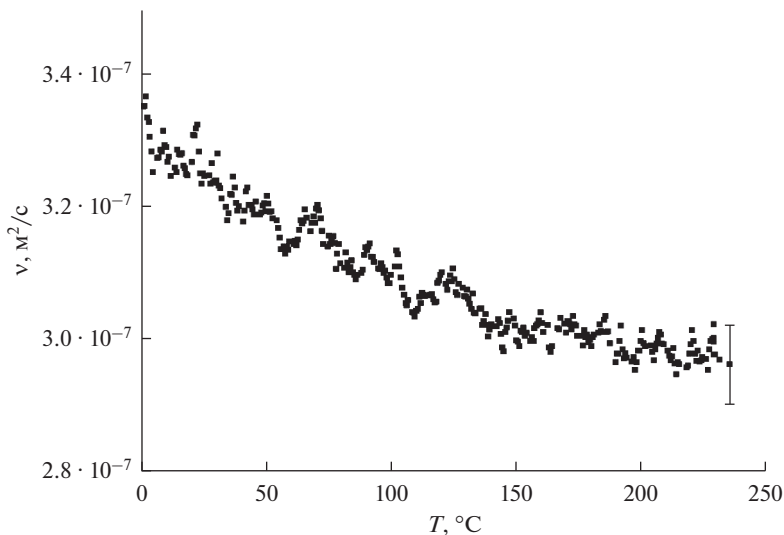


Рис. 3. Временная зависимость вязкости сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$ при температуре 1370°C .

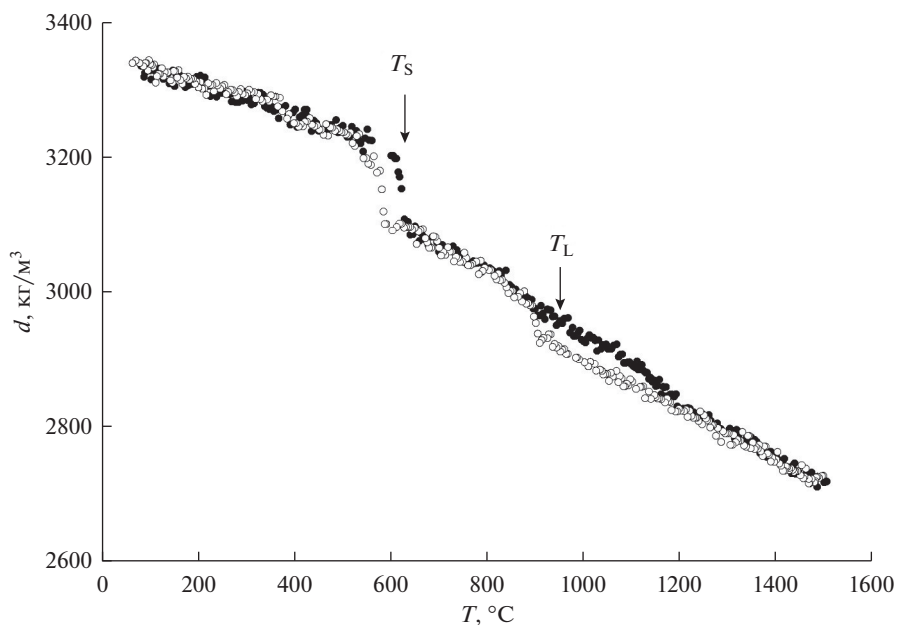


Рис. 4. Температурная зависимость плотности сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$. ● – Нагрев, ○ – охлаждение. В двухфазной области плотность является средней по горизонтальному сечению образца. Температуры солидус и ликвидус приведены согласно [17].

ния. Выше температуры солидус сплав находится в двухфазном состоянии, температурный интервал которого занимает около 350°C . Двухфазную область характеризует практически линейное уменьшение плотности с ростом температуры. В режиме нагрева при температуре ликвидус отсутствуют какие-либо изменения плотности. В наших опытах показано наличие гистерезиса плотности (несовпадение хода политерм

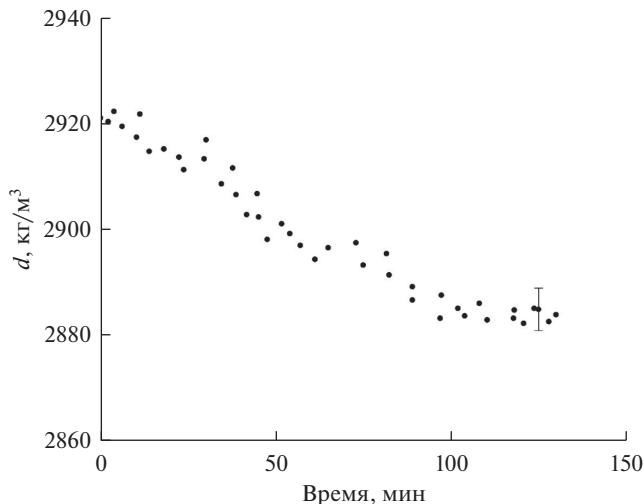


Рис. 5. Временная зависимость плотности сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$ при температуре 1420°C .

нагрева и охлаждения ниже температуры 1200°C). Гистерезис завершается при охлаждении до температуры ликвидус. Установлено, что сплав $\text{Al}_{91}\text{La}_9$ имеет незначительный интервал переохлаждения, который при данной скорости нагрева/охлаждения составляет 30°C .

На рис. 5 представлена временная зависимость плотности при температуре 1420°C .

Установлено, что сплав $\text{Al}_{91}\text{La}_9$ характеризуется наличием немонотонной долговременной релаксации плотности выше температуры ликвидус. По результатам видно, что окончание процесса релаксации наступает при времени выдержки около 100 минут. Отличия во временах релаксации вязкости и плотности сплава могут быть объяснены разницей температур измерений и различием исследуемого объема расплава (размер тиглей).

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

$$d_S = d_r (1 - \alpha_S(T - T_r)),$$

$$d_L = d_{\text{Liq}} (1 - \alpha_L(T - T_L)),$$

где d_r — плотность сплава при комнатной температуре (T_r), d_{Liq} — плотность при температуре ликвидус (T_L), α_S , α_L — коэффициенты теплового расширения сплава в кристаллическом и жидком состояниях, соответственно.

Коэффициенты линейной аппроксимации плотности данными функциями представлены в табл. 1.

Таблица 1. Коэффициенты линейной аппроксимации плотности сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$ 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
$\text{Al}_{91}\text{La}_9$	3354 ± 5	7.3 ± 0.1	2934 ± 5	12.6 ± 0.1

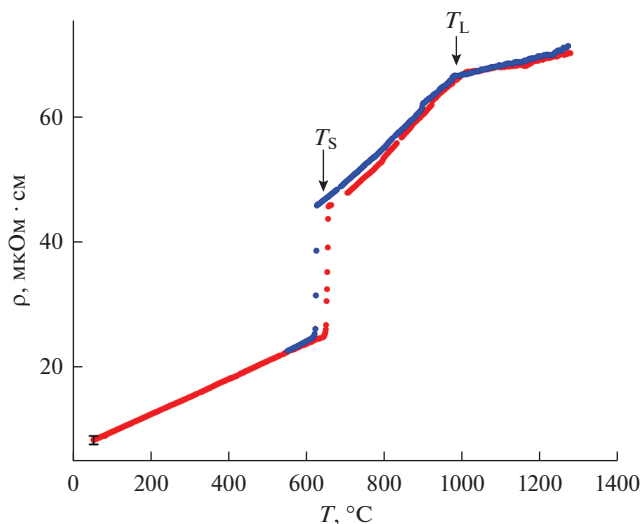


Рис. 6. Температурные зависимости электрического сопротивления сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$. Красные точки – нагрев, синие – охлаждение. Температуры солидус и ликвидус приведены согласно [17].

На рис. 6 представлена температурная зависимость электрического сопротивления сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$.

В кристаллическом состоянии температурные зависимости электросопротивления в режимах нагрева и охлаждения могут быть описаны линейными функциями. При температуре солидус происходит резкий рост электросопротивления, что характерно для сплавов на основе алюминия. Двухфазное состояние характеризуется продолжающимся линейным ростом. Вблизи температуры ликвидус происходит изменение температурного коэффициента сопротивления (ТКС).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Экспериментальные исследования вязкости, плотности и электрического сопротивления аморфизирующегося сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$ выполнены в широком температурном интервале с использованием бесконтактных методов. На основе экспериментальных данных рассчитаны энергия активации вязкого течения, температурный коэффициент расширения и температурный коэффициент сопротивления. Установлено, что сплав $\text{Al}_{91}\text{La}_9$ характеризуется наличием гистерезиса свойств выше температуры ликвидус. С использованием вискозиметрии обнаружены долговременные релаксационные процессы. Переход сплава в более однородное состояние может быть осуществлен при длительных изотермических выдержках при температурах выше температуры ликвидус, кроме того перегрев расплава может существенно уменьшить время релаксации. Можно предположить, что долговременные релаксационные процессы происходят на макро- или мезоскопических масштабах, поскольку изменения на микроскопическом уровне в расплаве обязательно отразились бы на электросопротивлении, которое определяется локальным порядком [16]. Полученные результаты могут быть использованы для оптимизации процесса получения аморфных образцов на основе сплава $\text{Al}_{91}\text{La}_9$.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 21-13-00202.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Inoue A. // *Prog. Mater. Sci.* 1998. **43**. P. 365–520.
[https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(98\)00005-X](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(98)00005-X)
- Qiao J.C., Wang Q., Pelletier J.M., Kato H., Casalini R., Crespo D., Pineda E., Yao Y., Yang Y. // *Prog. Mater. Sci.* 2019. **104**. P. 250–329.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.04.005>
- Inoue A., Takeuchi A. // *Acta Mater.* 2011. **59**. P. 2243–2269.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.11.027>
- Shen Y., Perepezko J.H. // *J. Alloy. Compd.* 2017. **707**. P. 3–11.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.11.079>
- Inoue A., Kimura H. // *J. Light Met.* 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)
- Li W., Yang L., Zhang Y.G., Kong L.T., Li J.F. // *J. Alloy. Compd.* 2021. **873**. 159816.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159816>
- Li W., Kong L.T., Li J.F. // *Journal of Non-Crystalline Solids.* 2022. **575**. 121197.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2021.121197>
- Guo Y., Hu J., Han Q., Sun B., Wang J., Liu C. // *J. Alloy. Compd.* 2022. **899**. 162914.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162914>
- Ryltsev R.E., Son L.D. // *Physica B: Condensed Matter.* 2011. **406**. № 19. P. 3625–3630.
<https://doi.org/10.1016/j.physb.2011.06.056>
- Бельтюков А.Л., Меньшикова С.Г., Васин М.Г., Ладьянов В.И., Корепанов А.Ю. Релаксационные процессы в жидких сплавах Al–Ni–(La/Y/Ce) // *Расплавы*. 2015. № 1. С. 3–16.
- Lad'yanov V.I., Bel'tyukov A.L., Men'shikova S.G., Maslov V.V., Nosenko V.K., Mashira V.A. // *Physics and Chemistry of Liquids.* 2008. **46**. № 1. P. 71–77.
<https://doi.org/10.1080/00319100701488508>
- Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И. Автоматизированная установка для определения кинематической вязкости металлических расплавов // *Приборы и техника эксперимента*. 2008. № 2. С. 155–161.
- Rusanov V.A., Baglasova E.S., Popel P.S., Sidorov V.E., Sabirzyanov A.A. Gamma-densitometer for studies of high-temperature metal melts // *High Temp.* 2018. **56**. № 3. P. 439–443.
- Филиппов В.В., Ягодин Д.А., Шуняев К.Ю., Леонтьев Л.И. Электросопротивление расплавов Cu–Zr // *Доклады Академии наук*. 2018. **483**. № 6. С. 646–649.
- Замятин В.М., Баум Б.А., Мезенин А.А., Шмакова К.Ю. Временные зависимости свойств расплавов, их значение, особенности и варианты объяснения // *Расплавы*. 2010. № 5. С. 19–31.
- Займан Дж. М. Модели беспорядка. М.: Мир, 1982.
- Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник / Под общ. ред. Лякишева Н.П. М.: Машиностроение, 1996.

RELAXATION IN GLASS-FORMING Al–La MELT

A. L. Beltyukov¹, B. A. Rusanov², D. A. Yagodin³, A. I. Moroz³,
Ye. V. Sterkhov³, L. D. Son^{3,4}, V. I. Ladyanov¹

¹*Udmurt Federal Research Center UB RAS, Izhevsk, Russia*

²*Ural State Pedagogical University, Yekaterinburg, Russia*

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

⁴*Ural Federal University, Yekaterinburg, Russia*

Aluminum-based alloys prone to amorphization are actively studied due to their low specific gravity, high mechanical and corrosion properties. In this paper, experimental studies of the viscosity (by the Shvidkovsky method), density (by the penetrating gamma radiation method) and electrical resistance (by the contactless rotating magnetic field method) of the amorphous alloy Al₉₁La₉ in a wide temperature range are carried out. The measurements were carried out in an atmosphere of high-purity helium. The samples were prepared by five-fold vacuum-arc melting in an atmosphere of high-purity helium. The chemical analysis of the obtained composition was carried out on an atomic emission spectrometer with in-

ductively coupled plasma. The morphology of the formed compounds in the alloy was studied using a scanning electron microscope. The elemental composition of the regions differing in contrast was determined using micro-X ray analysis. Studies of the phase composition were carried out on a diffractometer using $\text{CuK}\alpha$ radiation. It is shown that this alloy in the liquid state is characterized by the presence of hysteresis (mismatch of the course of the heating and cooling polytherms) properties and long-term temporary processes of transition to a more homogeneous state (long-term relaxation). These processes are observed for viscosity and density, but are not detected in electrical resistance measurements. Therefore, we believe that they do not affect the local order in the melt, but occur on a meso- or macroscopic scale.

Keywords: aluminum alloys, viscosity, density, gamma absorption method, melts, aluminum, rare earth metals, long-term relaxation, inhomogeneities

REFERENCES

1. Inoue A. // *Prog. Mater. Sci.* 1998. **43**. P. 365–520.
[https://doi.org/10.1016/S0079-6425\(98\)00005-X](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(98)00005-X)
2. Qiao J.C., Wang Q., Pelletier J.M., Kato H., Casalini R., Crespo D., Pineda E., Yao Y., Yang Y. // *Prog. Mater. Sci.* 2019. **104**. P. 250–329.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.04.005>
3. Inoue A., Takeuchi A. // *Acta Mater.* 2011. **59**. P. 2243–2269.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.11.027>
4. Shen Y., Perepezko J.H. // *J. Alloy. Compd.* 2017. **707**. P. 3–11.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.11.079>
5. Inoue A., Kimura H. // *J. Light Met.* 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)
6. Li W., Yang L., Zhang Y.G., Kong L.T., Li J.F. // *J. Alloy. Compd.* 2021. **873**. 159816.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159816>
7. Li W., Kong L.T., Li J.F. // *Journal of Non-Crystalline Solids.* 2022. **575**. 121197.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2021.121197>
8. Guo Y., Hu J., Han Q., Sun B., Wang J., Liu C. // *J. Alloy. Compd.* 2022. **899**. 162914.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162914>
9. Ryltsev R.E., Son L.D. // *Physica B: Condensed Matter.* 2011. **406**. № 19. P. 3625–3630.
<https://doi.org/10.1016/j.physb.2011.06.056>
10. Belyukov A.L., Menshikov S.G., Vasin M.G., Ladyanov V.I., Korepanov A.Yu. *Relaksatsionnyye protsessy v zhidkikh splavakh Al–Ni–(La/Y/Ce)* [Relaxation processes in liquid alloys Al–Ni–(La/Y/Ce)] // *Raspilavy.* 2015. № 1. P. 3–16. [In Russian].
11. Lad'yanov V.I., Bel'tyukov A.L., Men'shikova S.G., Maslov V.V., Nosenko V.K., Mashira V.A. // *Physics and Chemistry of Liquids.* 2008. **46**. № 1. P. 71–77.
<http://dx.doi.org/10.1080/00319100701488508>
12. Belyukov A.L., Ladyanov V.I. *Avtomatizirovannaya ustanovka dlya opredeleniya kinematicheskoy vyazkosti metallicheskih rasplavov* [Automated installation for determining the kinematic viscosity of metal melts] // *Pribory i tekhnika eksperimenta.* 2008. № 2. P. 155–161. [In Russian].
13. Rusanov B.A., Baglasova E.S., Popel P.S., Sidorov V.E., Sabirzyanov A.A. *Gamma-densitometer for studies of high-temperature metal melts* // *High Temp.* 2018. **56**. № 3. P. 439–443.
14. Filippov V.V., Yagodin D.A., Shunyayev K.Yu., Leont'yev L.I. *Elektrosoprotivleniye rasplavov Cu–Zr* [Electrical resistance of Cu–Zr melts] // *Doklady Akademii nauk.* 2018. **483**. № 6. P. 646–649. [In Russian].
15. Zamyatin V.M., Baum B.A., Mezenin A.A., Shmakova K.Yu. *Vremennyye zavisimosti svoystv rasplavov, ikh znacheniye, osobennosti i varianty ob'yasneniya* [Time dependencies of the properties of melts, their significance, features and explanations] // *Raspilavy.* 2010. № 5. P. 19–31. [In Russian].
16. Ziman J.M. *Modeli besporyadka* [Models of disorder]. M.: Mir, 1982. [In Russian].
17. *Diagrammy sostoyaniya dvoynkhh metallicheskih sistem: Spravochnik* [State Diagrams of Binary Metallic Systems: A Handbook] / Under the total. ed. N.P. Lyakishev. M.: Mashinostroenie, 1996. [In Russian].