

УДК 669

## КРУПНОМАСШТАБНАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ И ДОЛГОВРЕМЕННАЯ РЕЛАКСАЦИЯ В РАСПЛАВАХ АЛЮМИНИЙ–РЗМ

© 2023 г. Д. А. Ягодин<sup>а</sup>, Л. Д. Сон<sup>а, б, \*</sup><sup>а</sup>Институт металлургии Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия<sup>б</sup>Уральский государственный педагогический университет, Екатеринбург, Россия

\*e-mail: ldson@yandex.ru

Поступила в редакцию 26.07.2023 г.

После доработки 30.07.2023 г.

Принята к публикации 04.08.2023 г.

Долговременная релаксация крупномасштабных неоднородностей в расплавах алюминий – редкоземельный металл с содержанием последнего в пределах 5–10 ат. % ранее наблюдалась при измерении вязкости и плотности, но не проявлялась при измерении электросопротивления и магнитной восприимчивости. Такое поведение могло быть связано как со спецификой измеряемых свойств, так и с размером образцов, который в случае вязкости и плотности значительно больше: 12–15 г при диаметре цилиндрического тигля ~15 мм для вязкости и плотности, и менее 1 г при диаметре тигля 6 и 4 мм для электросопротивления и магнитной восприимчивости соответственно. Для решения этого вопроса были измерены временные зависимости электросопротивления расплава  $Al_{91}La_9$  при 1060°C для образцов различного размера методом вращающегося магнитного поля, а именно для стандартных (диаметр тигля 6 мм) и увеличенных (диаметр тигля 10.5 мм) При увеличении образца возрастает случайная погрешность измерений, поэтому пришлось принять дополнительные меры по стабилизации тока в катушках, создающих это поле. Установлено, что при увеличении массы образца до 2.15 г при диаметре тигля 10.5 мм проявляется крупномасштабная неоднородность, возникающая в процессе плавления. Она интерпретирована как компактное “облако” из микрочастиц интерметаллида, окруженных расплавом с повышенным содержанием РЗМ. К равновесному однородному состоянию образец релаксирует за несколько часов. Для ускорения процесса требуется дополнительное воздействие – нагрев до высокой, около 1500°C, температуры, что сокращает время до менее чем одной минуты. При этом в малых образцах (0.7 г при диаметре тигля 6 мм) упомянутая неоднородность не возникает. Предположительной причиной возникновения неоднородности является поток атомов РЗМ к поверхности и обратный поток атомов алюминия в объем при кристаллизации, что подобно ликвации при кристаллизации чугунов и сталей. Проведенные измерения позволяют оценить масштаб возникающих неоднородностей, который соответствует размеру увеличенного образца.

*Ключевые слова:* долговременная релаксация, крупномасштабная неоднородность, электросопротивление, расплавы Al–РЗМ

DOI: 10.31857/S0235010623060117, EDN: DHKBNE

### ВВЕДЕНИЕ И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Долговременная релаксация в заэвтектических расплавах алюминий–РЗМ была обнаружена в системах Al–Y, Al–La [1, 2], а также в расплавах алюминия с другими лантаноидами – церием и самарием [3]. При этом содержание РЗМ составляло 5–10 ат. %. Данный концентрационный интервал соответствует наилучшей аморфи-

зации [4], т.к. упомянутые системы служат основой для получения аморфных металлических материалов: при добавлении переходных металлов, получаемые быстрой закалкой аморфные сплавы обладают повышенными механическими и антикоррозионными свойствами [5].

При изучении расплавов алюминий–переходный металл–РЗМ выяснилось также, что при разбавлении переходными металлами (в частности, никелем и кобальтом) длительные релаксационные процессы сохраняются [6–8]. Они фиксировались при измерениях вязкости (методом Швидковского) и плотности (методом проникающего гамма-излучения). Длительные релаксационные процессы в упомянутых расплавах выглядят как плавное, монотонное или проходящее через один максимум, изменение измеряемого свойства со временем после довольно быстрого (примерно 30 К/мин) нагрева образца из твердого состояния до температуры, превышающей температуру ликвидус. За несколько десятков минут достигается равновесное значение, после чего релаксационных процессов не наблюдается. Они возникают вновь, если закристаллизовать образец и повторить нагрев. Величина изменения вязкости и плотности при этом заметно превышает погрешность измерения. Время, за которое достигается равновесие, не является функцией только температуры – оно зависит и от размера образца, и от скорости нагрева. Строгой зависимости выявить не удалось, время изменяется даже при повторении опыта на одном и том же образце, единственная установленная закономерность заключается в том, что оно резко сокращается по достижении некоторой температуры, которая индивидуальна для каждой системы. Некоторые соображения по этому поводу высказаны в [9]. Важным обстоятельством является то, что при измерении электросопротивления и магнитной восприимчивости (см., например, [2, 9]) долговременной релаксации зафиксировано не было. При этом условия эксперимента (газовая атмосфера, тип нагревателя, измерение температуры) были такими же, как при измерениях вязкости и плотности.

Это могло быть связано с двумя обстоятельствами. Во-первых, электросопротивление и магнитная восприимчивость определяют электронную подсистему, в то время как вязкость и плотность связаны с атомными характеристиками. Поэтому возможно, что релаксация представляет собой процесс, связанный с перераспределением атомов, но не затрагивающий электронную подсистему. Во-вторых, единственным существенным отличием при проведении измерений вязкости/плотности и магнитной восприимчивости–электросопротивления является размер образцов. Они цилиндрические (по форме тигля), и в первом случае их диаметр 15–20 мм при массе 13–20 г, а во втором – 4–6 мм при массе менее 1 г. Поскольку высказывались предположения [10, 11], что релаксация вызвана разрушением крупномасштабных неоднородностей, то существует возможность, что для их возникновения необходим большой образец.

Для выяснения того, какой из двух сценариев реализуется, мы решили провести измерения электросопротивления в зависимости от времени при нагреве из твердого состояния до температуры, при которой имеет место долговременная релаксация в расплаве, увеличив размер образца. Конструкция установки для измерения электросопротивления позволяет это сделать. Для исследования была выбрана система Al–La, поскольку лантан является и редкоземельным элементом, и первым в ряду лантаноидов. Кроме того, у нас имелись равновесные значения электросопротивления в зависимости от температуры.

## ЭКСПЕРИМЕНТ

Для измерения удельного электросопротивления использован метод вращающегося магнитного поля, реализованный на оригинальной установке [12]. Тигель с образцом подвешен на упругой нити. Угол поворота подвески  $\varphi$  во вращающемся магнитном поле зависит от электросопротивления образца, его размеров, напряженности и

Таблица 1. Характеристики образцов

	Масса, г	Диаметр, мм	Высота, мм	Случайная погрешность, %
Большой образец	2.15	10.5	10.2	0.4 при 1060°C
Малый образец	0.7	6	6	0.2

частоты поля, коэффициента упругости нити. В нашей установке используется относительный метод, когда предварительно измеряется угол поворота подвески с эталонным образцом, в качестве которого используется вольфрамовый цилиндр, приблизительно соразмерный изучаемому образцу. Удельное электросопротивление  $\rho$  вычисляется по формуле:

$$\rho = \rho_0 \frac{\Phi_0}{\Phi} \left( \frac{I}{I_0} \right)^2 \left( \frac{V}{V_0} \right)^{5/3}, \quad (1)$$

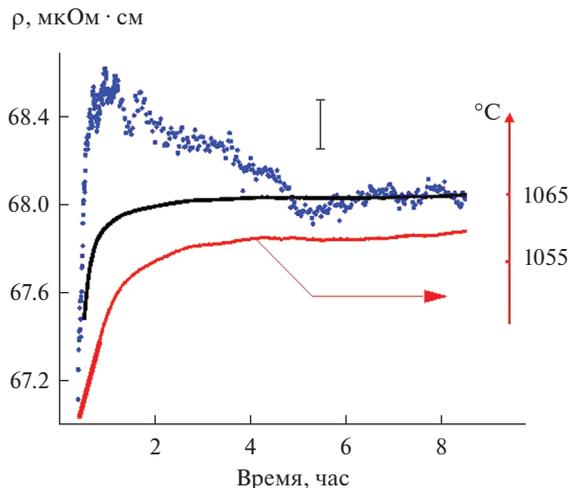
где  $I$  – сила тока в катушке статора, создающего вращающееся магнитное поле,  $V$  – объем образца. Нижний индекс “ноль” относится к эталонному образцу. Измерения проводили в тиглях из оксида бериллия в атмосфере гелия (чистотой 99.995 об. %). Суммарная (случайная плюс систематическая) погрешность определения электросопротивления не превышает 3%, при этом случайную погрешность можно легко установить по разбросу значений в ходе эксперимента. Она составляет 0.4% для увеличенного образца и 0.2% для малого образца. Эта разница возникает из-за того, что чувствительность метода для большого образца выше, так что приходится использовать примерно вдвое меньший ток в катушке статора, а абсолютная точность его фиксации остается прежней. Для улучшения стабильности тока в катушках статора мы использовали 3-х фазный источник бесперебойного питания с двойным преобразованием энергии в качестве стабилизатора напряжения. Такое решение позволяет достаточно просто обеспечить долговременную стабильность закручивающего магнитного поля. Это было подтверждено при измерениях на стандартном образце с вольфрамом и при измерениях на других образцах небольшого объема, где релаксации удельной электропроводности не наблюдалось при выдержке более 10 часов.

Для вычисления объема образца и эталона использовались температурные зависимости плотности. Для образца использовались равновесные данные по плотности, полученные гамма-методом [2]. В табл. 1 приведены характеристики малого и большого образцов.

Масса эталонного вольфрамового образца составляла 5.05 г при плотности 19 г/см<sup>3</sup>, что соответствует цилиндру с высотой и диаметром 6 мм (цилиндр с примерно равными диаметром и высотой – наилучшая форма образца для данного метода, и мы всегда старались соблюдать это условие). Приведенные геометрические характеристики являются усредненными, они незначительно меняются в ходе опыта в соответствии с термическим расширением. Измерения проводились в тиглях из оксида бериллия в атмосфере гелия высокой чистоты.

## РЕЗУЛЬТАТЫ

Малый образец измерялся аналогично [2], фиксировалась политерма в режиме нагрева и охлаждения, результаты полностью воспроизводятся, за исключением систематической погрешности, которая дала разницу с [2] в 0.15 мкОм · см. Важно заметить,



**Рис. 1.** Изменение удельного электрического сопротивления увеличенного образца (синие точки) в ходе эксперимента. Сплошными линиями показаны изменение температуры от времени (красная линия) и соответствующее ему равновесное  $\rho$ , вычисленное по ур. (2) (черная линия).

что температурная зависимость электросопротивления с высокой точностью является линейной. В жидком состоянии она описывается формулой

$$\rho(T) = 0.024016 \cdot T + 42.59, \quad (2)$$

где  $T$  – температура по Цельсию, а  $\rho$  – измеряется в мкОм · см.

Большой образец быстро (4 К/мин) разогревался до температуры 1020°C, что немного превышает температуру ликвидус, после чего предустанавливалась температура 1060°C и терморегулятор постепенно подводил температуру к заданной. Такая температура была выбрана потому, что при дальнейшем нагреве образца примерно с 1200°C начинался рост случайной погрешности (разброс результатов) измерения. Скорее всего, это связано с тем, что с ростом температуры и уменьшением вязкости в большом образце может возбуждаться вращательное течение расплава. В ходе эксперимента это выглядело как увеличение разброса экспериментальных точек и отклонение кривой  $\rho(T)$  от линейной зависимости. Мы старались в эту область не попадать. При исследовании небольшого образца ничего подобного не наблюдалось. Результаты измерения представлены на рис. 1.

Вначале, примерно до 2 ч, на оси абсцисс идет нагрев и переходный участок, связанный с выходом температуры печи на изотерму. К трем часам температура окончательно стабилизируется. Однако удельное электрическое сопротивление продолжает уменьшаться и на графике видно, что примерно к 5 ч измеренное значение удельной электропроводности стабилизируется и в дальнейшем не изменяется, принимая равновесное значение. При последующем охлаждении воспроизводится политерма, полученная для малого образца. Таким образом, в увеличенном образце наблюдается долговременная релаксация, аналогичная той, что была обнаружена при измерении вязкости и плотности.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные результаты позволяют заключить следующее.

1) Как уже отмечалось, единственный фактор, приводящий к возникновению долговременной релаксации при измерении электросопротивления – размер образцов. При этом разность температур между поверхностью и объемом в обоих случаях несущественна. Ее можно оценить, как

$$\Delta T \approx l^2 V \frac{1}{a}, \quad (3)$$

где  $l$  – линейный размер образца,  $V$  – скорость нагрева,  $a$  – температуропроводность.

Последнюю мы оценили, как примерно вдвое меньшую, чем температуропроводность чистого алюминия, которая составляет  $40 \text{ м}^2/\text{с}$ . (электросопротивление нашего сплава вдвое выше, чем у чистого алюминия). Скорость нагрева не превышала  $4 \text{ К/мин}$ , что дает разность температур не более  $0.5 \text{ К}$ . Поэтому неоднородность может возникнуть только в процессе плавления или кристаллизации.

2) Мы предлагаем следующий механизм возникновения неоднородности. В твердом состоянии сплав представляет собой смесь почти чистого алюминия и интерметаллида [2]. Кристаллизация начинается с поверхности образца, причем кристаллизоваться начинает интерметаллид. При этом по ликвационному механизму [13] (либо жидкость, обедненная РЗМ вытесняется внутрь, либо жидкость, богатая РЗМ, притекает к границе – в зависимости от объемного эффекта кристаллизации) возникает концентрационная флуктуация с характерным масштабом размера образца. На поверхности создается повышенная концентрация интерметаллидов и, соответственно, РЗМ (что подтверждается экспериментально [14]) и фиксируется при кристаллизации алюминиевой матрицы. Поэтому при последующем плавлении имеет место пространственная флуктуация концентрации РЗМ. Как показано в [10], в двухфазном состоянии эффективный термодинамический потенциал (свободная энергия) как функция концентрации имеет перегиб, как в теории спинодального распада. Другими словами, флуктуации концентрации могут потерять устойчивость по отношению к восходящей диффузии РЗМ, причем первыми теряют устойчивость длинноволновые флуктуации. Большой образец обеспечивает необходимую длину волны, при которой концентрационная флуктуация, созданная при кристаллизации, при расплавлении нарастает и приводит к формированию неоднородности. Ее распад при более высокой температуре выглядит как долговременная релаксация.

3) Необходимо отметить, что во всех экспериментах [1–3, 6–9], а также в данной работе, проводилось предварительное формирование образцов в тигле посредством нагрева выше температуры ликвидуса и изотермической выдержки, что обеспечивало начальную флуктуацию. Таким образом, можно говорить о том, что в аморфизирующихся расплавах Al–РЗМ при кристаллизации и последующем плавлении формируются неоднородности масштаба  $1 \text{ см}$  и более, представляющие собой области с повышенным содержанием РЗМ и некоторым количеством мелкодисперсной твердой фазы, требующие [10, 11] для своего разрушения либо длительного времени, либо дополнительного воздействия. В [15, 16] размеры микрочастиц твердой фазы оцениваются как  $10^{-6}$ – $10^{-5} \text{ м}$ , а размер всей области составляет порядка  $0.5$ – $1 \text{ см}$ . Перегрев выше  $1500^\circ\text{C}$  приводил к быстрому, менее чем за  $1 \text{ мин}$ , достижению равновесия.

Работа выполнена при поддержке РНФ (проект № 22-23-00177).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ладьянов В.И., Меньшикова С.Г., Бельтюков А.Л., Маслов В.В. Влияние температуры и времени изотермической выдержки на вязкость и процессы кристаллизации расплавов Al–Y вблизи эвтектического состава // Изв. РАН. Сер. Физическая. 2010. **74**. № 8. С. 1226–1228.
2. Бельтюков А.Л., Русанов Б.А., Ягодин Д.А., Мороз А.И., Стерхов Е.В., Сон Л.Д., Ладьянов В.И. Релаксация в аморфизирующемся расплаве Al–La // Расплавы. 2022. № 5. С. 485–493.

3. Beltyukov A.L., Rusanov B.A., Yagodin D.A. et al. Relaxation processes in Al–R (R = Ce, Sm) glass-forming alloys // *Solid State Communications*. 2023. **60**. 115044.
4. Inoue A. Amorphous, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys in Al-based systems // *Progress in Materials Science*. 1998. **43**. № 5. P. 365–520.
5. Shen Y., Perepezko J.H. Al-based amorphous alloys: glass-forming ability, crystallization behavior and effects of minor alloying additions // *J. Alloys Compd.* 2017. **707**. P. 3–11.
6. 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.
7. Ладьянов В.И., Меньшикова С.Г., Васин М.Г. и др. О немонотонных релаксационных процессах в неравновесных nanoобразующих расплавах Al–ПМ–РЗМ // *Изв. РАН. Сер. Физическая*. 2011. **75**. № 11. С. 1514–1517.
8. Бельтюков А.Л., Русанова В.И., Русанов Б.А., Сидоров В.Е., Сон Л.Д., Ладьянов В.И. Особенности полтерм вязкости и плотности стеклообразующих расплавов  $Al_{86}(Ni, Co)_8Tb_6$  с различным соотношением Ni/Co // *Изв. ВУЗов. Физика*. 2023. **66**. № 1. С. 9–15.
9. Beltyukov A.L., Menshikova S.G., Lad'yanov V.I. Role of rare-earth metals (R) in the appearance of relaxation processes in AL–N–R metal melts // *J. Phys.: Condens. Matter*. 2023. **35**. 314001.
10. Vasin M.G., Lebedev V.G. To understanding of slow and non-monotonic relaxation in Al–Y eutectic melts // *J. Non-Cryst. Solids*. 2020. **543**. 120131.
11. Сон Л.Д. Устойчивость гетерофазных неоднородностей в системе с расслоением // *Изв. РАН. Сер. Физическая*. 2022. **86**. № 2. С. 199–204.
12. Филиппов В.В., Ягодин Д.А., Шуняев К.Ю., Леонтьев Л.И. Электросопротивление расплавов Cu–Zr // *Докл. Академии наук*. 2018. **483**. № 6. С. 646–649.
13. Голиков И.Н. Дендритная ликвация в стали. М.: *Металлургиздат*, 1958.
14. Шевченко В., Кононенко В., Кожанов В. Сегрегация в сплавах на основе алюминия и ее роль в разработке технологий получения новых материалов // *Тезисы 9-ой Всероссийской конференции по металлическим и шлаковым расплавам (МИШР-9)*. Екатеринбург, 1998.
15. Меньшикова С.Г., Ширинкина И.Г., Бродова И.Г., Бражкин В.В. Структура сплава  $Al_{90}Y_{10}$  при кристаллизации под давлением // *Расплавы*. 2019. № 1. С. 18–23.
16. Vasin M.G., Lebedev V.G., Shklyayev K.Y., Menshikova S.G. About causes of slow relaxation of melted intermetallic alloys // *printed in CALPHAD*. 2023. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2304.06444>

## LARGE-SCALE INHOMOGENETIES AND LONG-TERM RELAXATION IN Al-REM MELTS

D. A. Yagodin<sup>1</sup>, L. D. Son<sup>1, 2</sup>

<sup>1</sup>*Institute of Metallurgy UB RAS, Yekaterinburg, Russia*

<sup>2</sup>*Ural State Pedagogical University, Yekaterinburg, Russia*

Long-term relaxation of large-scale inhomogeneities in aluminum – rare earth metal melts with a content of the latter in the range of 5–10 at % was previously observed when measuring viscosity and density, but did not manifest itself when measuring electrical resistance and magnetic susceptibility. This behavior could be related both to the specifics of the measured properties and to the size of the samples, which in the case of viscosity and density is much larger: 12–15 g with a diameter of a cylindrical crucible ~15 mm for viscosity and density, and less than 1 g with a crucible diameter of 6 and 4 mm for electrical resistance and magnetic susceptibility, respectively. To solve this problem, the time dependences of the electrical resistance of the  $Al_{91}La_9$  melt were measured at 1060°C for samples of various sizes by the rotating magnetic field method, namely for standard (crucible diameter of 6 mm) and enlarged (crucible diameter of 10.5 mm) When the sample increases, the random measurement error increases, so additional measures had to be taken to stabilize the current in the coils, creating this field. It was found that with an increase in the mass of the sample to 2.15 g with a crucible diameter of 10.5 mm the large-scale heterogeneity that occurs during the melting process is manifested. It is interpreted as a compact “cloud” of intermetallic micro-particles surrounded by a melt with a high content of REM. The sample relaxes to an equilibrium homogeneous state in a few hours. To speed up the process, additional exposure is required – heating to a high temperature, about 1500°C, which reduces the time to less than one minute. At the same time, in small (0.7 g with a crucible diameter of 6 mm) samples, the mentioned heterogeneity does not occur. The probable cause of the inhomogeneity is the flow of REM atoms to the surface and the reverse flow of aluminum atoms into the volume

during crystallization, which is similar to liquation during the crystallization of cast iron and steel. The measurements carried out allow us to estimate the scale of the resulting inhomogeneities, which corresponds to the size of the enlarged sample.

*Keywords:* Al–REM glassforming melts, electrical resistivity, long-term relaxation, large-scale inhomogeneities

## REFERENCES

1. Lad'yanov V.I., Men'shikova S.G., Bel'tyukov A.L., Maslov V.V. Vliyanie temperatury i vremeni izotermicheskoy vyderzhki na vyazkost' i protsessy kristallizatsii rasplavov Al–Y vblizi evtekticheskogo sostava [Influence of temperature and time of isothermal holding on the viscosity and crystallization of Al–Y melts near the eutectic composition] // *Izv. RAN. Ser. Fizicheskaya*. 2010. **74**. № 8. P. 1226–1228. [In Russian].
2. Bel'tyukov A.L., Rusanov B.A., Yagodin D.A., Moroz A.I., Sterkhov Ye.V., Son L.D., Lad'yanov V.I. Relaksatsiya v amorfiziruyushchemsya rasplave Al–La [Relaxation in an amorphizing Al–La melt] // *Rasplavy*. 2022. № 5. P. 485–493. [In Russian].
3. Beltyukov A.L., Rusanov B.A., Yagodin D.A. et. al. Relaxation processes in Al–R (R = Ce, Sm) glass-forming alloys // *Solid State Communications*. 2023. **60**. 115044
4. Inoue A. Amorphous, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys in Al-based systems // *Progress in Materials Science*. 1998. **43**. № 5. P. 365–520.
5. Shen Y., Perepezko J.H. Al-based amorphous alloys: glass-forming ability, crystallization behavior and effects of minor alloying additions // *J. Alloys Compd*. 2017. **707**. P. 3–11.
6. Bel'tyukov A.L., Men'shikova S.G., Vasin M.G., Lad'yanov 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)] // *Rasplavy*. 2015. № 1. P. 3–16. [In Russian].
7. Lad'yanov V.I., Men'shikova S.G., Vasin M.G. O nemonotonnykh relaksatsionnykh protsessakh v neravnovesnykh nanobrazuyushchikh rasplavakh Al–PM–RZM [On nonmonotonic relaxation processes in nonequilibrium nanoforming Al–PM–REM melts] // *Izv. RAN. Ser. Fizicheskaya*. 2011. **75**. № 11. P. 1514–1517. [In Russian].
8. Bel'tyukov A.L., Rusanova A.I., Rusanov B.A., Sidorov V.Ye., Son L.D., Lad'yanov V.I. Osobennosti politerm vyazkosti i plotnosti stekloobrazuyushchikh rasplavov  $Al_{86}(Ni, Co)_8Tb_6$  s razlichnym sootnosheniyem Ni/Co [Peculiarities of viscosity and density polytherms of  $Al_{86}(Ni, Co)_8Tb_6$  glass-forming melts with different Ni/Co ratios] // *Izv. VUZov. Fizika*. 2023. **66**. № 1. P. 9–15. [In Russian].
9. Beltyukov A.L., Menshikova S.G., Lad'yanov V.I. Role of rare-earth metals (R) in the appearance of relaxation processes in Al–N–R metal melts // *J. Phys.: Condens. Matter*. 2023. **35**. 314001.
10. Vasin M.G., Lebedev V.G. To understanding of slow and non-monotonic relaxation in Al–Y eutectic melts // *J. Non-Cryst. Solids*. 2020. **543**. 120131.
11. Son L.D. Ustoychivost' geterofaznykh neodnorodnostey v sisteme s rassloeniem [Stability of heterophase inhomogeneities in a system with stratification] // *Izv. RAN. Ser. Fizicheskaya*. 2022. **86**. № 2. P. 199–204. [In Russian].
12. Filippov V.V., Yagodin D.A., Shunyayev K.Yu., Leont'yev L.I. Elektrosoprotivleniye rasplavov Cu–Zr [Electrical resistance of Cu–Zr melts] // *Dokl. Akademii nauk*. 2018. **483**. № 6. P. 646–649. [In Russian].
13. Golikov I.N. Dendritnaya likvatsiya v stali [Dendritic segregation in steel]. M.: Metallurgizdat, 1958. [In Russian].
14. Shevchenko V., Kononenko V., Kozhanov V. Segregatsiya v splavakh na osnove alyuminiya i yeye rol' v razrabotke tekhnologiy polucheniya novykh materialov [Segregation in aluminum-based alloys and its role in the development of technologies for obtaining new materials] // Abstracts of the 9th All-Russian Conference on Metallic and Slag Melts (MISHR-9). Yekaterinburg, 1998. [In Russian].
15. Men'shikova S.G., Shirinkina I.G., Brodova I.G., Brazhkin V.V. Struktura splava  $Al_{90}Y_{10}$  pri kristallizatsii pod davleniyem [The structure of the  $Al_{90}Y_{10}$  alloy during crystallization under pressure] // *Rasplavy*. 2019. № 1. P. 18–23. [In Russian].
16. Vasin M.G., Lebedev V.G., Shklyayev K.Y., Menshikova S.G. About causes of slow relaxation of melted intermetallic alloys // printed in CALPHAD. 2023. <https://doi.org/10.48550/arXiv.2304.06444>