

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

На правах рукописи



РУСАНОВ БОРИС АНДРЕЕВИЧ

**ВЛИЯНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА И СТЕКЛООБРАЗУЮЩУЮ СПОСОБНОСТЬ
СПЛАВОВ Al-Ni-Co-R**

1.3.8. Физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Екатеринбург – 2022

Работа выполнена на кафедре физики, технологии и методики обучения физике и технологии Института математики, физики, информатики и технологий ФГБОУ ВО «Уральский государственный педагогический университет»

Научный руководитель: доктор физико-математических наук, профессор,
Сидоров Валерий Евгеньевич

Официальные оппоненты: **Абросимова Галина Евгеньевна,**
доктор физико-математических наук, доцент,
ФГБУН Институт физики твердого тела имени
Ю.А. Осипьяна Российской академии наук,
г. Черноголовка, Московская область, главный
научный сотрудник лаборатории структурных
исследований;

Станкус Сергей Всеволодович,
доктор физико-математических наук, профессор,
ФГБУН Институт теплофизики им. С.С.
Кутателадзе Сибирского отделения Российской
академии наук, г. Новосибирск, главный научный
сотрудник лаборатории термодинамики веществ и
материалов;

Ивлиев Андрей Дмитриевич,
доктор физико-математических наук, профессор,
ФГАОУ ВО «Российский государственный
профессионально-педагогический университет», г.
Екатеринбург, профессор кафедры математических
и естественнонаучных дисциплин

Защита состоится «25» февраля 2022 г. в 17:00 ч на заседании диссертационного совета УрФУ 1.3.02.06 по адресу: 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19, ауд. И-420 (зал Ученого совета).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина», <https://dissovet2.urfu.ru/mod/data/view.php?id=12&rid=3323>

Автореферат разослан «__» _____ 2022 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Ищенко Алексей Владимирович

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования

Аморфные сплавы композиций алюминий — переходной металл (ПМ) — редкоземельный металл (R) являются одними из самых изучаемых среди сплавов на основе алюминия, склонных к аморфизации, благодаря их высоким механическим и коррозионным свойствам [1, 2]. В аморфном состоянии сплавы Al-ПМ-R имеют прочность на разрыв до 10 ГПа [3], а твердость по Виккерсу составляет около 380 HV, что в два раза больше, чем у кристаллических сплавов. Наряду с этим, модуль Юнга для них выше или сравним с чистым алюминием [4, 5]. Они обладают высокой коррозионной стойкостью и начинают рассматриваться в качестве перспективных защитных покрытий в промышленности.

Если в качестве ПМ используется никель, то в аморфном состоянии композиции Al-Ni-R демонстрируют отличные механические свойства, а при использовании кобальта аморфные сплавы Al-Co-R проявляют высокую коррозионную стойкость. Мы предположили, что при одновременном использовании никеля и кобальта можно получить сплавы с высокими механическими и коррозионными свойствами. Однако основной проблемой, возникающей при практическом применении этих сплавов, является их относительно низкая стеклообразующая способность (glass forming ability – GFA) и ограниченный интервал существования аморфного состояния.

Для разрешения данной проблемы возможно два основных пути решения, заключающихся в изучении жидкого и аморфного состояний сплавов.

С одной стороны, известно, что многокомпонентные сплавы являются, как правило, микронеоднородными системами при невысоких перегревах над ликвидусом [6]. Следовательно, для получения аморфных сплавов, обладающих хорошими служебными свойствами, необходима специальная термовременная обработка расплавов, температуры и режимы которой могут быть подобраны из измерений теплофизических свойств в жидком состоянии.

С другой стороны, изучение структуры и свойств сплавов в аморфном и нанокристаллическом состояниях позволяет получать информацию о структурообразовании, механизме кристаллизации, особенностях выделяющихся фаз в процессе расстеклования и причинах появления высоких коррозионных и механических свойств.

Таким образом, экспериментальное исследование сплавов систем Al-Ni-Co-R в кристаллическом, жидком и аморфном состояниях является актуальным не только с фундаментальной, но и прикладной точки зрения.

Степень разработанности темы исследования

Получение и исследование аморфных и нано-кристаллических сплавов Al-ПМ-R идет как в научных центрах России (УдмФИЦ УрО РАН, ИФТТ РАН), так и за рубежом (в лабораториях Японии, Китая, Германии, США) [1, 2, 7, 8]. На сегодняшний день изучена кинетика кристаллизации аморфных сплавов Al-Ni-R и Al-Co-R (Al ≥ 80 ат. %), особенности их структуры в нанокристаллическом состоянии, служебные свойства (механические и коррозионные характеристики) [7]. При этом, подготовке расплавов и выбору термовременных режимов перед закалкой посвящено совсем небольшое число исследований [6].

Одними из наиболее информативных свойств сплавов в жидком состоянии являются плотность и электросопротивление. При этом плотность определяется преимущественно атомной структурой сплавов, а электрическое сопротивление – их электронной структурой. Комплексное экспериментальное изучение этих теплофизических свойств для систем Al-Ni-Co-R в широком температурном интервале ранее не проводились. В большинстве работ приводится лишь аддитивная оценка плотности аморфизирующихся сплавов Al-ПМ-R [1, 2].

Резюмируя вышесказанное, подчеркнем, что проведение исследований, охватывающих кристаллическое, жидкое и аморфное состояния стеклообразующих сплавов Al-Ni-Co-R, способно закрыть большой пробел в их изучении.

Цель работы и задачи исследования

Цель работы: экспериментальное исследование теплофизических свойств (плотности и электросопротивления) сплавов Al-Ni-Co-R (Ni = 4, 6 ат. %, Co = 4, 2 ат. %, R (Nd, Sm, Gd, Tb, Yb) = 6 ат. %), склонных к аморфизации, в широком интервале температур, а также исследование их строения, особенностей кристаллизации в аморфном и нанокристаллическом состояниях и стеклообразующей способности.

Для достижения цели, решались следующие задачи:

1. Провести модернизацию экспериментальных установок для измерения плотности методом проникающего гамма-излучения и электросопротивления бесконтактным методом во вращающемся магнитном поле.

2. Выплавить заготовки сплавов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ (R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb; x = 2, 4) и исследовать температурные зависимости их плотности и электросопротивления в широком температурном интервале, в том числе в жидком состоянии (300 К – 1550 К).

3. Получить сплавы $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ (R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb; x = 2, 4) в аморфном состоянии в виде лент методом спиннингования из расплава.

4. Изучить процессы кристаллизации аморфных сплавов методами ДСК, ДТА и измерения электросопротивления четырехзондовым методом.

5. Исследовать строение полученных сплавов в аморфном и нанокристаллическом состояниях методами дифракции рентгеновских лучей и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) для интерпретации выделяющихся фаз в процессе кристаллизации.

6. Провести анализ термической стабильности и стеклообразующей способности сплавов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ (R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb; x = 2, 4).

Научная новизна работы

1. Впервые проведены экспериментальные исследования плотности и электросопротивления сплавов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ (R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb; x = 2, 4) в широком температурном интервале (300 К – 1550 К), включая области кристаллического и жидкого состояний. Обнаружено, что сплавы характеризуются широкой двухфазной областью (около 300 К) и сложным поведением свойств внутри неё, а при температуре ликвидус зафиксировано скачкообразное повышение плотности и понижение сопротивления.

2. Установлено, что выше температуры ликвидус сплавы характеризуются гистерезисом плотности, что свидетельствует о необходимости учета термовременной обработки этих расплавов перед быстрой закалкой для получения качественных аморфных сплавов.

3. Впервые получены быстрозакаленные сплавы (в виде аморфных лент) составов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ ($R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb$; $x = 2, 4$), проведен их рентгеноструктурный анализ и исследования с помощью просвечивающей электронной микроскопии, изучена кинетика кристаллизации методом ДСК, ДТА и измерено электросопротивление.

4. Установлено, что процесс кристаллизации аморфных сплавов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ носит многоступенчатый характер, при этом различные комбинации переходных и редкоземельных металлов приводят к появлению различных фаз – двойных и тройных интерметаллидов.

Теоретическая и практическая значимость работы

- Полученные экспериментальные результаты измерения плотности и электрического сопротивления в широком температурном интервале для сплавов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ ($R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb$; $x = 2, 4$) могут быть использованы в качестве справочных данных.

- Зафиксированная последовательность выделяющихся фаз при кристаллизации аморфных сплавов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ ($R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb$; $x = 2, 4$) может быть использована при разработке новых составов функциональных материалов, обладающих высокими механическими и коррозионными свойствами.

- Обнаружены новые интерметаллические соединения, выделяющиеся на разных стадиях кристаллизации в аморфных сплавах Al-Ni-Co-R.

- Установлены композиции сплавов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ ($R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb$; $x = 2, 4$), обладающие высокой термической стабильностью, что позволяет рассматривать их как перспективные функциональные материалы в различных отраслях промышленности.

- Рассчитаны критерии стеклообразующей способности и энергии активации различных стадий кристаллизации сплавов Al-Ni-Co-R.

Методология и методы диссертационного исследования

Для изучения теплофизических свойств сплавов Al-Ni-Co-R в широком температурном интервале в жидком состоянии использованы: абсолютный вариант метода проникающего гамма-излучения (температурный интервал: от комнатной температуры до 1550 К, измерения в атмосфере высокочистого гелия или в вакууме 10^{-2} Па), погрешность не превышает 1%; бесконтактный метод измерения электросопротивления во вращающемся магнитом поле (температурный интервал: от комнатной температуры до 1550 К, измерения в атмосфере высокочистого гелия или в вакууме 10^{-2} Па), погрешность метода на уровне $\pm 3\%$.

Сплавы в аморфном состоянии получены методом спиннингования на вращающийся водоохлаждаемый медный диск. Ширина полученных лент составила 3-4 мм, толщина 39-45 мкм.

Изучение аморфного и нанокристаллического состояний сплавов Al-Ni-Co-R выполнено с помощью стандартного лабораторного оборудования. Исследование дифракции рентгеновских лучей проведено на дифрактометре Bruker D8 Advance (Cu K α), изучение кинетики кристаллизации выполнено с использованием метода ДСК-анализа на установке Perkin Elmer DSC-7. Электрическое сопротивление аморфных лент изучалось четырех-зондовым методом на переменном токе на автоматизированной установке. Высокотемпературные исследования кинетики кристаллизации проводились с использованием метода ДТА-анализа на установке Perkin Elmer DTA-7 в потоке аргона (20 мл/мин). Структура аморфных сплавов и их стадий кристаллизации изучена на просвечивающем электронном микроскопе высокого разрешения FEI Titan Themis 300.

Положения, выносимые на защиту

1. Измерения плотности и электросопротивления сплавов Al₈₆Ni_{8-x}Co_xR₆ (R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb; x = 2, 4) в кристаллическом и жидком состояниях показывают, что для сплавов характерна широкая область двухфазного состояния (T_L – T_S) в которой температурные зависимости свойств имеют нелинейный вид.

2. При проведении денситометрических исследований сплавов Al-Ni-Co-R зафиксирован гистерезис плотности (несовпадение политерм нагрева и охлаждения) при температурах ниже T \approx 1300 К, что свидетельствует о необратимых изменениях, происходящих в расплавах этих систем при перегревах в жидком состоянии.

3. Для исследованных композиций обнаружено резкое возрастание плотности и понижение электросопротивления при температуре ликвидус (T_L), нетипичное для большинства сплавов на основе алюминия. Выше температуры ликвидус политермы плотности и сопротивления ведут себя сложным образом, что свидетельствует о том, что исследованные составы остаются микрогетерогенными даже при значительных перегревах.

4. Результаты исследования процессов кристаллизации аморфных сплавов Al₈₆Ni_{8-x}Co_xR₆ (R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb; x = 2, 4) показывают, что сплавы, содержащие 4 ат. % кобальта обладают более высокой термической стабильностью и стеклообразующей способностью, по сравнению со сплавами, содержащими 2 ат. % кобальта. Самую высокую термическую стабильность демонстрируют аморфные сплавы с неодимом и гадолинием, что позволяет рассматривать эти композиции в качестве перспективных при разработке новых функциональных материалов.

Степень достоверности результатов работы определяется использованием современных апробированных методов исследований свойств и структуры сплавов в кристаллическом, жидком и аморфном состояниях; подробным анализом данных и корректной оценкой погрешностей измерений; воспроизводимостью полученных результатов и обнаруженных эффектов.

Апробация работы

Основные результаты диссертационного исследования были доложены и обсуждались на Международных и Всероссийских конференциях: «XIV Российская конференция Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов (МиШР –

XIV)» (Екатеринбург, Россия, 2015 г.); «High Temperature Materials Chemistry – XVI (НТМС – XVI)» (Екатеринбург, Россия, 2018 г.); «XV Российская конференция (с международным участием) по теплофизическим свойствам веществ (РКТС – 15)» (Москва, Россия, 2018 г.); «XXII Международная конференция по химической термодинамике в России (RCCT – XXII)» (Санкт-Петербург, Россия, 2019 г.); «International conference on Liquid and Amorphous Metals – 17 (LAM – XVII)» (Лион, Франция, 2019 г.); «VII Международная молодежная научная конференция Физика. Технологии. Инновации ФТИ-2020» (Екатеринбург, Россия, 2020 г.); «XXI Всероссийская школа - семинар по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС-21)» (Екатеринбург, Россия, 2021 г.); «10th International conference Technical Thermodynamics: Thermophysical Properties and Energy Systems (THERMAM-2021)» (Росток, Германия, 2021 г.); «Международная конференция Melts» (Екатеринбург, Россия, 2021 г.).

На конференции RCCT-XXII работа автора была удостоена премии в номинации «Лучшее исследование среди молодых ученых».

Публикации и личный вклад автора

Представленные в диссертационном исследовании результаты опубликованы в 22 научных трудах, в том числе в 8 статьях, опубликованных в рецензируемых научных изданиях, входящих в международные базы Web of Science и Scopus, а также в 14 тезисах в сборниках конференций.

Постановка цели, задач исследования и обсуждение результатов выполнены совместно с научным руководителем, профессором В.Е. Сидоровым. Модернизация экспериментальных установок для измерения плотности и электрического сопротивления, подготовка образцов, а также сами измерения свойств сплавов Al-Ni-Co-R в кристаллическом и жидком состояниях были проведены лично автором. Исследования структуры, ДСК, ДТА и электросопротивления аморфных образцов проводились совместно с коллегами из Института физики Словацкой академии наук Dr.Sc. П. Швецом старшим, PhD П. Швецом и RNDr. Д. Яничковичем в рамках научно-учебных стажировок автора в 2017 и 2019 годах (г. Братислава, Словакия). Тексты публикаций в рецензируемых журналах, а также доклады на Международных и Всероссийских конференциях были подготовлены непосредственно автором, с обсуждением с научным руководителем и соавторами. Работа выполнена в Уральском государственном педагогическом университете в период очной аспирантуры при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты №20-32-8001 мол_эв_a; №20-32-90015 Аспиранты).

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, 4 глав, заключения, содержащего основные выводы работы, рекомендации и перспективы дальнейшей разработки темы, и списка цитируемой литературы. Она изложена на 160 страницах, содержит 6 таблиц, 77 рисунков и 21 формулу. Список литературы включает 110 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цель и задачи исследования, показаны научная новизна, теоретическая и практическая значимость полученных результатов, представлены защищаемые положения, апробация работы и структура диссертации.

В первой главе дается обзор, анализ и обобщение литературных данных о строении и свойствах сплавов систем алюминий – переходный металл – редкоземельный металл в кристаллическом, жидком, аморфном и нанокристаллическом состояниях и особенностях их кристаллизации.

Показано, что использование переходных металлов в концентрации 8 ат. % и редкоземельных металлов – 6 ат. % позволяет получать аморфные сплавы с наибольшей стеклообразующей способностью [1, 2]. При этом сплавы, содержащие никель в качестве переходного металла, проявляют высокие механические свойства, а сплавы с кобальтом – коррозионные свойства. Рассмотрены особенности атомной и электронной структуры указанных сплавов. В ряде работ обнаружены взаимосвязи структуры аморфных сплавов с их структурой в жидком состоянии. Однако, в литературе отсутствуют данные о систематических исследованиях свойств данных сплавов в жидком состоянии.

На основе приведенного литературного обзора сформулированы задачи диссертационной работы. В частности, сделано предположение о том, что оптимальное сочетание никеля и кобальта в сплавах Al-Ni-Co-R и соответствующая термообработка расплава перед закалкой позволит получить аморфные ленты, обладающие как повышенными механическими характеристиками, так и отличной коррозионной стойкостью.

Вторая глава посвящена описанию методов исследования и получения объектов исследования. Сплавы составов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ ($R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb$; $x = 2, 4$) получены переплавкой исходных компонентов в электродуговой печи; для равномерного распределения компонентов по объему переплавка повторялась 4 раза для каждого сплава. Для исследования свойств сплавов Al-Ni-Co-R в кристаллическом и жидком состояниях использованы: абсолютный метод проникающего гамма-излучения (для измерения плотности) и бесконтактный метод во вращающемся магнитном поле (для измерения электросопротивления).

Метод проникающего гамма-излучения реализован на автоматизированной автором экспериментальной установке (гамма-плотномере), в которой создана система датчиков, приборов и программного обеспечения, позволяющая осуществлять управление процессом нагрева/охлаждения, регистрации интенсивности излучения и других параметров эксперимента и запись данных с помощью компьютера в автоматическом режиме. Внешний вид гамма-плотномера приведен на рисунке 1.



Рисунок 1. Гамма-плотномер (внешний вид установки)

Источником γ -излучения активностью 1.2 Ки и энергией квантов ≈ 660 кэВ является препарат Cs^{137} , помещенный в стандартный толстостенный защитный блок БГИ-75А. Пучок γ -квантов формируется двумя последовательными стальными коллиматорами длиной 350 мм и диаметрами 2 и 5 мм, соответственно. Датчиком прошедшего через систему коллиматоров и тигель с расплавом излучения является сцинтилляционный детектор на основе кристалла $\text{NaI}(\text{Tl})$ диаметром 40 мм. Между коллиматорами расположена цилиндрическая рабочая камера, в центре которой на высокой молибденовой подставке находится исследуемый образец в тигле из BeO диаметром около 20 мм. Конструкция измерительной камеры и подбор материалов обеспечивают проведение длительных опытов при температурах до 1900 К при высоте изотермической зоны около 40 мм.

Основными функциональными узлами модернизированной экспериментальной установки являются узел управления нагревом и узел счёта импульсов. Управление нагревом обеспечивается программным двухканальным терморегулятором Термодат 16Е6, настройка которого осуществляется с панели прибора или с компьютера через конвертер RS485-USB. Модернизированный узел счёта импульсов имеет контроллер ADAM-5000/TCP, применение которого позволило в режиме реального времени получать данные о числе гамма-квантов, зафиксированных детектором, и сохранять их в виде таблицы с соответственными данными о температурах (контрольной и регулирующей)

На управляющем компьютере установлено программное обеспечение, разработанное автором на базе SCADA-системы сбора и обработки данных Simple Scada, функционал которого позволяет контролировать все этапы эксперимента и обрабатывать получаемые данные о температурах (с контрольной и регулирующей термопар) и числу импульсов. Учет всех параметров и составляющих погрешности позволяет утверждать, что определение плотности сплавов осуществляется с погрешностью не выше 1%.

Создание защитной атмосферы при проведении опытов обеспечивается вакуумной системой, состоящей из насосов 2НВР-5ДМ1 и НВДМ-100, позволяющих достигать значений давления $10^{-3} - 10^{-4}$ Па, а также использованием гелия марки А.

На экспериментальной установке для измерения электрического сопротивления металлических сплавов апробирована и доработана система автоматической записи координаты луча лазера, что позволило существенно сократить время записи данных и повысить точность регистрируемых значений. Внешний вид экспериментальной установки приведен на рисунке 2.



Рисунок 2. Экспериментальная установка для измерения электрического сопротивления

В основе метода измерения электрического сопротивления лежит принцип регистрации угла отклонения образца от положения равновесия в зависимости от величины магнитного поля (тока, подаваемого на катушки). Определение угла отклонения осуществляется фотометрическим методом с помощью регистрации луча лазера LD 650-16. Модернизация установки заключается в использовании и доработке системы регистрации, которая состоит из 512 фототранзисторов с диаметром линзы 3 мм. Эти фототранзисторы смонтированы вплотную друг к другу на 8 печатных платах, образуя линейку для регистрации луча. Суммарная погрешность в определении значений сопротивления находится на уровне $\pm 3\%$.

Управление нагревом в модернизированной установке осуществляется программным терморегулятором Термодат 14Е5, а процесс измерений автоматизирован с помощью разработанного программного обеспечения.

Аморфные сплавы составов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ ($R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb$; $x = 2, 4$) получены в виде лент методом спиннингования расплавов на вращающийся водоохлаждаемый медный барабан. Ширина полученных образцов составила – 4 мм, толщина – 35 – 45 мкм.

Для исследования структуры сплавов Al-Ni-Co-R в аморфном и нанокристаллическом состояниях использованы:

- метод дифракции рентгеновских лучей с помощью дифрактометра Bruker D8 Advance (Cu K α излучение, $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$);
- метод просвечивающей электронной микроскопии на электронном микроскопе FEI Titan Themis 300 с зондовой коррекцией в режиме сканирования (STEM) при ускоряющем напряжении 200 кВ, оборудованном системой Super-X EDS и спектрометром EEL (Gatan Enfium ER, 977). Перед экспериментами в электронном микроскопе исследуемые образцы отполированы с помощью установки ионного травления Gatan 691 до электронной прозрачности;

- метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на термическом анализаторе Perkin Elmer DSC-7 с различными скоростями нагрева (10 К/мин, 20 К/мин, 40 К/мин);

- метод дифференциального термического анализа на термическом анализаторе Perkin Elmer DTA-7 со скоростями нагрева 10 К/мин и 20 К/мин;

- стандартный четырехзондовый метод измерения электрического сопротивления на переменном токе.

В третьей главе приведены результаты экспериментальных исследований плотности и электрического сопротивления сплавов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ ($R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb$; $x = 2, 4$) в кристаллическом и жидком состояниях. На рисунке 3 (а – г) показаны типичные температурные зависимости плотности в кристаллическом и жидком состояниях.

Установлено, что сплавы имеют широкую двухфазную область, температурная зависимость плотности при нагреве в которой имеет нетипичный для алюминиевых сплавов вид. Плотность сплавов резко уменьшается при температуре солидус, в двухфазной области имеет сложный вид и скачкообразно нарастает при температуре ликвидус. Подобный результат для сплавов на основе алюминия, склонных к аморфизации, был обнаружен нами впервые.

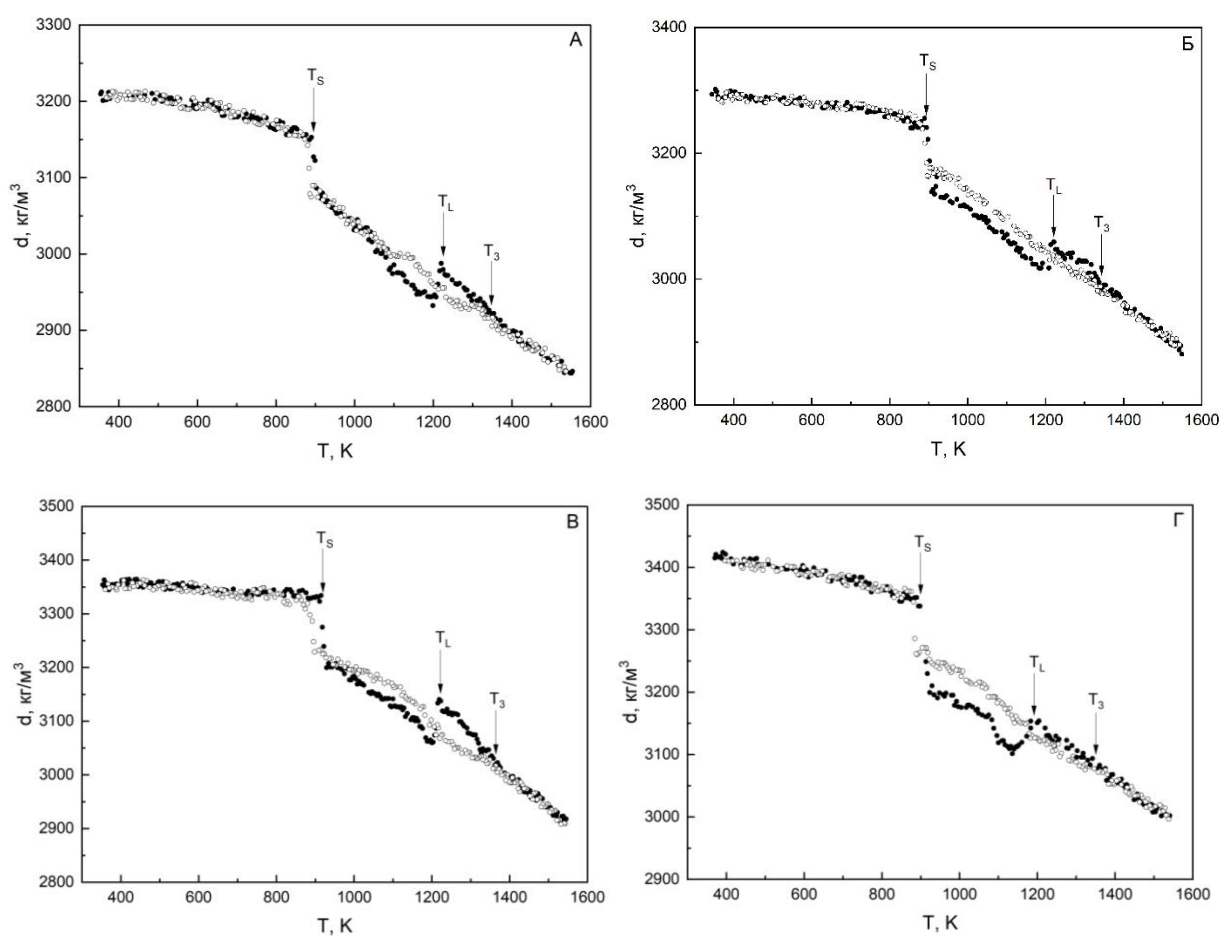


Рисунок 3. Температурные зависимости плотности сплавов $Al_{86}Ni_4Co_4Sm_6$ (А), $Al_{86}Ni_4Co_4Gd_6$ (Б), $Al_{86}Ni_4Co_4Tb_6$ (В), $Al_{86}Ni_6Co_2Gd_6$ (Г).

Темные точки – нагрев, светлые точки – охлаждение.

T_s – солидус, T_L – ликвидус, T_3 – температура начала гистерезиса

Ещё одной особенностью изученных сплавов является несовпадение хода температурной зависимости плотности при нагреве и последующем охлаждении в двухфазной области (точки, зафиксированные при охлаждении, лежат выше точек, снятых при нагреве). Гистерезис плотности в исследованных составах начинается при температурах ниже $T \sim 1350$ К, т.е. еще в жидком состоянии. В повторных опытах по измерению температурных зависимостей плотности данные воспроизводятся в пределах погрешности метода. Кроме того, при изучении временных зависимостей плотности при температурах, незначительно превышающих температуру ликвидус, обнаружены процессы длительной релаксации расплавов, при этом значения плотности отрелаксировавших расплавов соответствуют значениям, снятым при охлаждении. Обнаруженные эффекты свидетельствуют о том, что сплавы систем Al-Ni-Co-R являются микронеоднородными выше температуры ликвидус и для получения качественных аморфных образцов возможно применение двух режимов: перегрев расплавов за температуру начала гистерезиса; длительные временные выдержки при температуре, незначительно превышающей ликвидус. Таким образом возможно обеспечение перехода расплавов в более равновесное состояние.

Влияние используемых редкоземельных металлов на плотность сплавов показано на рисунке 4.

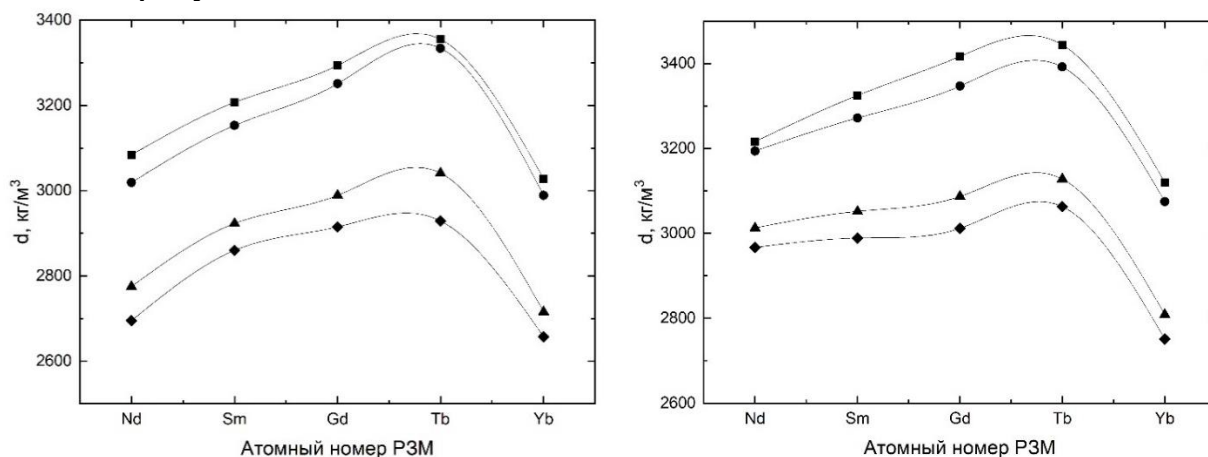


Рисунок 4. Изотермы плотности сплавов $Al_{86}Ni_4Co_4R_6$ (слева) и $Al_{86}Ni_6Co_2R_6$ (справа).
 ■ – 400 К; ● – T_S ; ▲ – T_3 ; ◆ - 1500 К

Установлено, что максимальную плотность имеют сплавы с тербием – элементом из середины ряда лантаноидов.

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

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

$$d_L = d_{Liq}(1 - \alpha_L(T - T_L)) \quad (2)$$

где d_r – плотность сплава при комнатной температуре, d_{Liq} – плотность при температуре ликвидус T_L , α_S , α_L – коэффициенты теплового расширения сплавов в кристаллическом и жидком состояниях, соответственно. Относительные изменения плотности при температурах солидус и ликвидус определялись из выражений $\Delta d_S = \frac{d_{S1} - d_{S2}}{d_{S1}} * 100\%$ и $\Delta d_L = \frac{d_{L2} - d_{L1}}{d_{L1}} * 100\%$, соответственно.

Численные значения всех параметров уравнений (1) и (2) представлены в Табл. 1.

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

Композиция	$d_r, \text{кг/м}^3$	$d_{Liq}, \text{кг/м}^3$	$\alpha_s 10^{-5} \text{K}^{-1}$	$\alpha_L 10^{-5} \text{K}^{-1}$	$\Delta d_s, \%$	$\Delta d_L, \%$
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Nd}_6$	3091 ± 11	2821 ± 12	3.2 ± 0.1	17.1 ± 0.4	4.9	1.8
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Sm}_6$	3208 ± 10	2987 ± 10	3.3 ± 0.1	11.7 ± 0.2	2.3	2.1
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Gd}_6$	3297 ± 14	3046 ± 14	2.2 ± 0.2	16.8 ± 0.3	3.5	1.5
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Tb}_6$	3358 ± 10	3136 ± 10	1.8 ± 0.1	15.9 ± 0.3	4.1	2.7
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Yb}_6$	3037 ± 12	2796 ± 13	2.2 ± 0.1	16.0 ± 0.3	3.8	2.1
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Nd}_6$	3219 ± 9	3062 ± 11	1.9 ± 0.1	8.7 ± 0.1	3.3	1.3
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Sm}_6$	3332 ± 11	3109 ± 12	3.4 ± 0.2	11.6 ± 0.2	2.2	1.6
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$	3423 ± 7	3153 ± 12	3.9 ± 0.1	13.5 ± 0.2	4.7	1.6
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Tb}_6$	3455 ± 7	3209 ± 16	3.2 ± 0.1	13.8 ± 0.2	5.7	1.7
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Yb}_6$	3132 ± 10	2884 ± 12	2.3 ± 0.1	16.2 ± 0.2	3.6	1.4

На рисунках 5, 6 показаны типичные температурные зависимости электросопротивления сплавов Al-Ni-Co-R с различным соотношением Ni/Co в кристаллическом и жидком состояниях. Политермы $\rho(T)$ имеют ряд особенностей: наблюдается линейный рост сопротивления при нагреве в кристаллическом состоянии до температуры солидус, скачкообразный рост сопротивления при температуре солидус (T_S), нелинейный ход температурных зависимостей в двухфазной области и жидком состоянии, переход из двухфазного состояния в жидкое сопровождается изменением температурного коэффициента сопротивления (ТКС), а при температуре ликвидус происходит скачкообразное понижение электросопротивления.

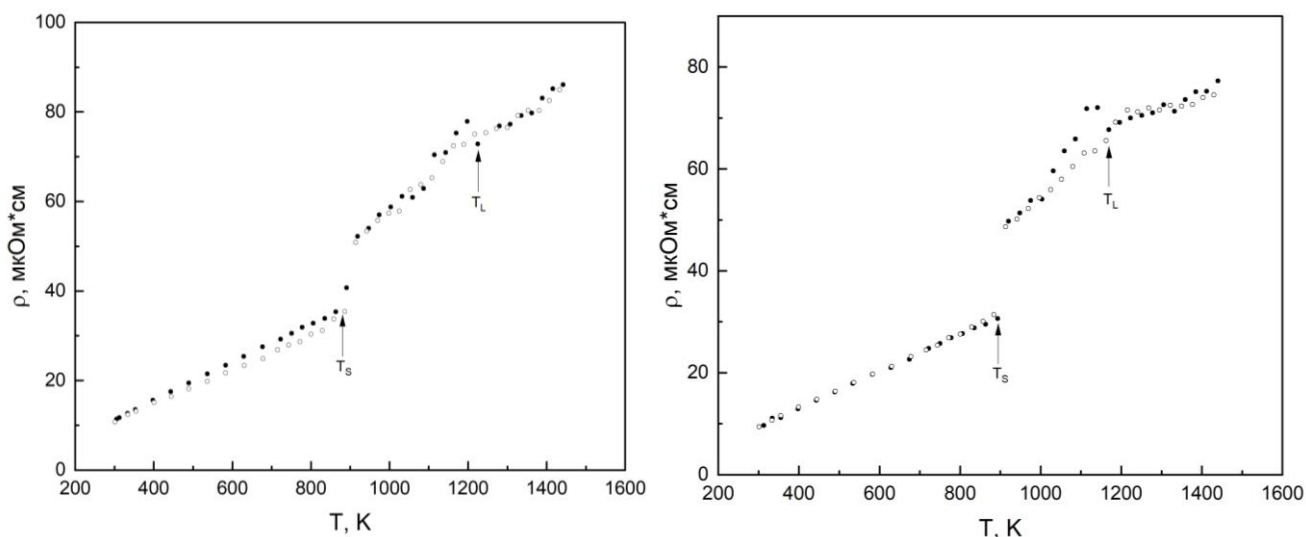


Рисунок 5. Температурные зависимости электросопротивления сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Gd}_6$ (слева) и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$ (справа). Темные точки – нагрев, светлые точки –охлаждение.

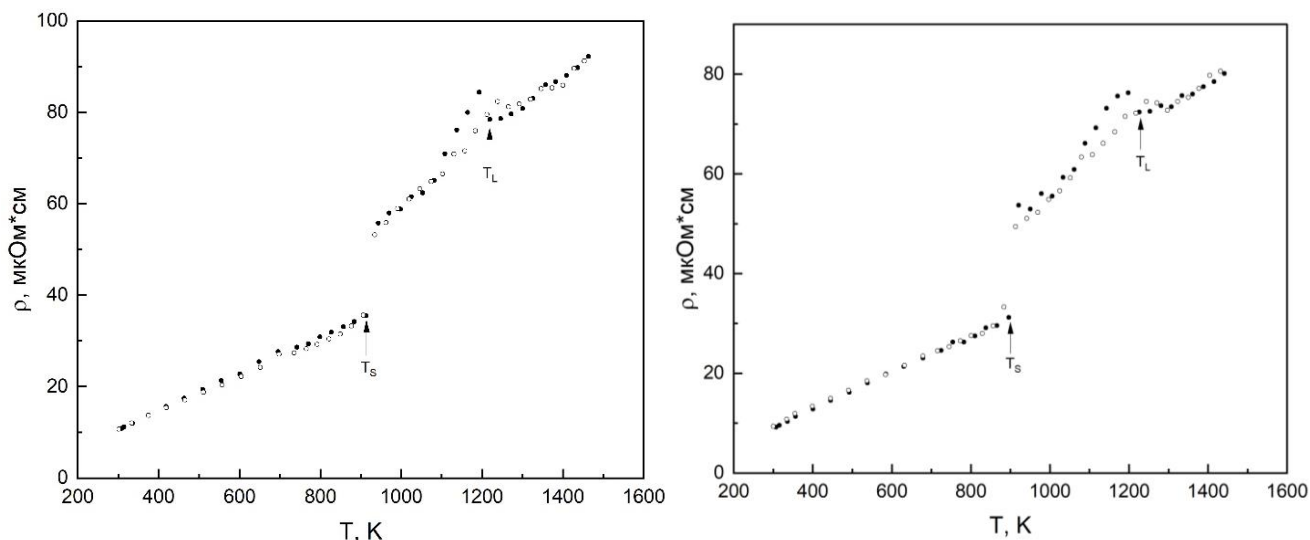


Рисунок 6. Температурные зависимости электросопротивления сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Tb}_6$ (слева) и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Tb}_6$ (справа). Темные точки – нагрев, светлые точки – охлаждение.

Обнаружено, что в жидком состоянии отсутствует гистерезис сопротивления, а несовпадения хода зависимостей при нагреве и охлаждении в двухфазной области обусловлены только вкладом плотности. В двухфазном состоянии температуры завершения гистерезиса совпадают с соответствующими температурами, обнаруженными в денситометрических опытах (гистерезис закачивается при температуре солидус). Скачкообразное падение сопротивления при температуре ликвидус обнаружено нами впервые для сплавов систем Al-Ni-Co-R.

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

$$\rho = \rho_0(1 + \beta(T - T_r)) \quad (3)$$

где ρ_0 – электросопротивление при комнатной температуре T_r , β – температурный коэффициент сопротивления. Значения относительного изменения электросопротивления при температуре солидус определены из выражения

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

Результаты линейной аппроксимации электросопротивления изученных сплавов в кристаллическом состоянии приведены в таблице 2.

Таблица 2. Коэффициенты аппроксимирующих уравнений электросопротивления и величины $\Delta\rho_S$ сплавов Al-Ni-Co-R

Композиция	$\rho_0, \text{мкОм} \cdot \text{см}$	$\beta, 10^{-4}, \text{K}^{-1}$	$\Delta\rho_S, \%$
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Nd}_6$	9.7 ± 0.1	33.9 ± 1.2	1.43
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Sm}_6$	11.1 ± 0.2	32.7 ± 1.2	1.38
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Gd}_6$	10.6 ± 0.1	36.8 ± 1.1	1.45
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Tb}_6$	10.5 ± 0.1	38.5 ± 1.1	1.56
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{Yb}_6$	8.7 ± 0.2	37.6 ± 1.1	1.53
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Nd}_6$	8.9 ± 0.2	31.5 ± 1.2	1.46
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Sm}_6$	10.1 ± 0.1	34.6 ± 1.1	1.39
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$	10.1 ± 0.2	36.8 ± 1.1	1.56
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Tb}_6$	9.9 ± 0.2	37.4 ± 1.2	1.68
$\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Yb}_6$	9.8 ± 0.1	36.3 ± 1.1	1.57

В соответствии с результатами исследований плотности и электрического сопротивления можно заключить, что расплавы Al-Ni-Co-R представляют собой микронеоднородные системы выше температуры ликвидус. При перегреве выше температуры начала гистерезиса плотности, либо при термовременных выдержках происходит распад крупномасштабных неоднородностей, фиксируемых в денситометрических опытах, однако на уровне электронной подсистемы изменений не происходит.

В четвертой главе приведены результаты исследований процессов кристаллизации и структуры аморфных и нано-кристаллических сплавов $Al_{86}Ni_{8-x}Co_xR_6$ ($R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb$; $x = 2, 4$). Особое внимание при получении аморфных образцов было уделено режимам подготовки расплавов перед закалкой. Так, в используемом методе спиннингования режим длительных изотермических временных выдержек при температуре выше температуры ликвидус для перехода расплавов в равновесное состояние не является подходящим вследствие взаимодействия компонентов сплавов с материалом тигля, поэтому нами был выбран режим перегрева расплавов выше температуры начала гистерезиса (зафиксированный по результатам измерений плотности). Расплав перегревался за температуру начала гистерезиса, выдерживался при максимальной температуре $T \sim 1550$ К в течение нескольких минут, затем температура расплава понижалась до температуры, незначительно превышающей ликвидус, после чего происходило инжектирование расплава на вращающийся водоохлаждаемый медный диск.

Результатом применения данной методики подготовки расплавов перед закалкой является получение металлических лент, которые оказались рентгеноаморфными (рисунок 7).

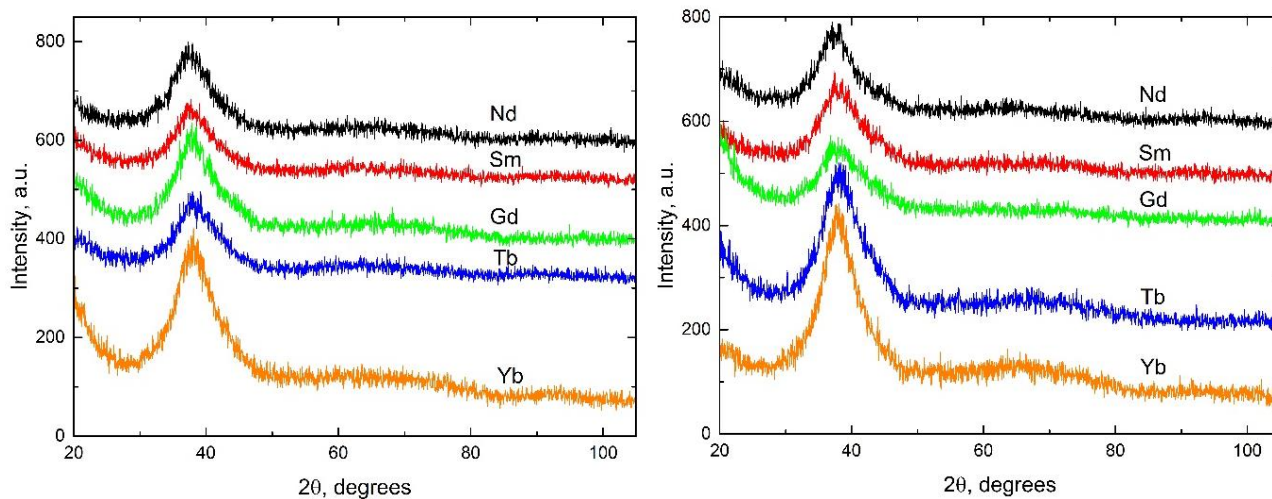


Рисунок 7. Дифрактограммы аморфных сплавов $Al_{86}Ni_4Co_4R_6$ (слева) и $Al_{86}Ni_6Co_2R_6$ (справа). Кривые смещены по вертикальной оси для наглядности

Особенности кристаллизации аморфных сплавов исследованы методами ДСК и ДТА с различными скоростями нагрева. Обсуждение результатов приведено с точки зрения влияния кобальта на процессы кристаллизации. Установлено, что добавление кобальта существенно влияет на тепловые процессы, происходящие на первой стадии кристаллизации. Замена 8 ат. % никеля на 6 ат. % никеля + 2 ат. % кобальта не меняет типа первой и второй тепловых реакций, однако приводит к значительному

изменению характера тепловых реакций на последних стадиях кристаллизации. Дальнейшее повышение содержания кобальта до 4 ат. % увеличивает термическую стабильность аморфного состояния (рисунок 8).

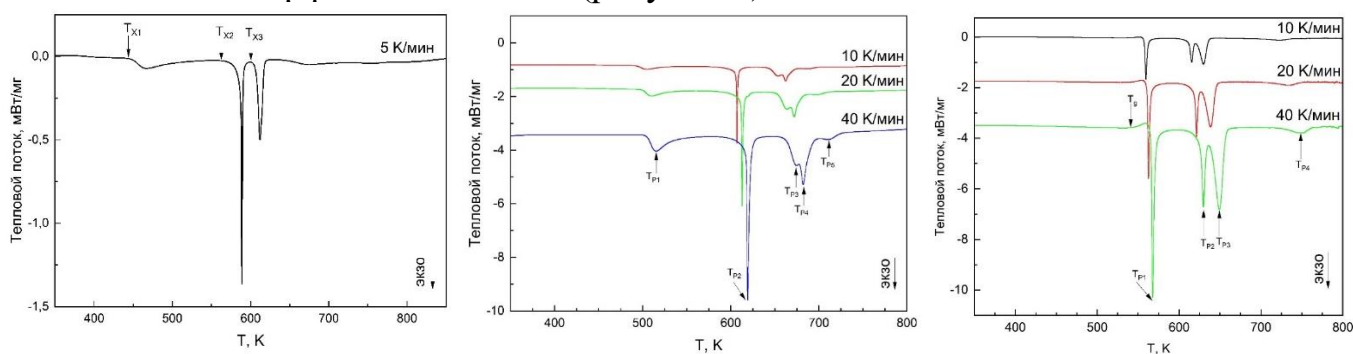


Рисунок 8. Термограммы ДСК аморфных сплавов $Al_{86}Ni_8Gd_6$ (а), $Al_{86}Ni_6Co_2Gd_6$ (б) и $Al_{86}Ni_4Co_4Gd_6$ (в). $T_{x1,2,3}$ – температуры начала соответствующих стадий кристаллизации, $T_{p1,2,3}$ – температуры пиков соответствующих стадий кристаллизации

Результаты измерения электрического сопротивления стандартным четырехзондовым методом показали, что в аморфном состоянии электросопротивление сплавов Al-Ni-Co-R слабо зависит от температуры: температурный коэффициент сопротивления (ТКС) отрицателен и практически равен нулю. При переходе из аморфного состояния в nano-кристаллическое происходит резкое падение сопротивления, а дальнейший процесс кристаллизации сплавов сопровождается ступенчатым уменьшением электросопротивления вплоть до полной кристаллизации, где ТКС сплавов становится положительным, что типично для сплавов на основе алюминия. При этом, соответствующие переходы на температурной зависимости сопротивления совпадают с тепловыми реакциями на термограммах ДСК (рисунок 9).

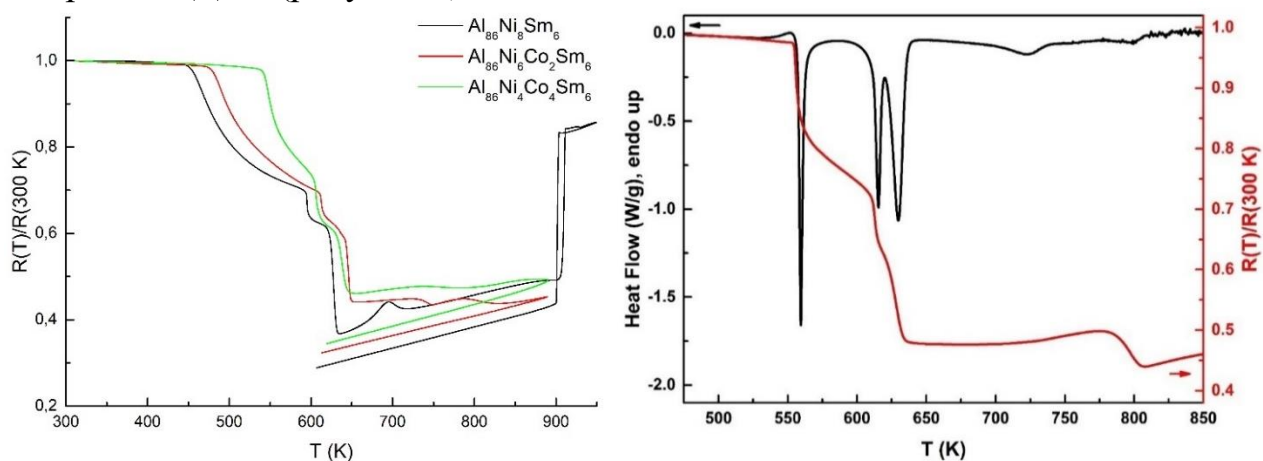


Рисунок 9. Температурные зависимости электросопротивления аморфных сплавов Al-Ni-(Co)-Sm (слева) и температурная зависимость сопротивления аморфного сплава $Al_{86}Ni_4Co_4Gd_6$ и его термограмма ДСК в одних координатах температуры

Дифракционные исследования и электронная микроскопия частично-закристаллизованных аморфных сплавов показали, что изученные сплавы обладают следующей особенностью: независимо от соотношения никеля и кобальта в составе сплавов на первой стадии кристаллизации выделяются только наночастицы ГЦК-Al с

характерным размером 15-25 нм. Кроме того, ожидалось, что на второй стадии, сопровождаемой значительным тепловым эффектом, произойдет выделение нового соединения, однако по результатам дифракционных опытов показано, что на второй стадии продолжается рост частиц алюминия. Типичный вид дифрактограмм на первой и второй стадиях кристаллизации приведены на рисунке 10.

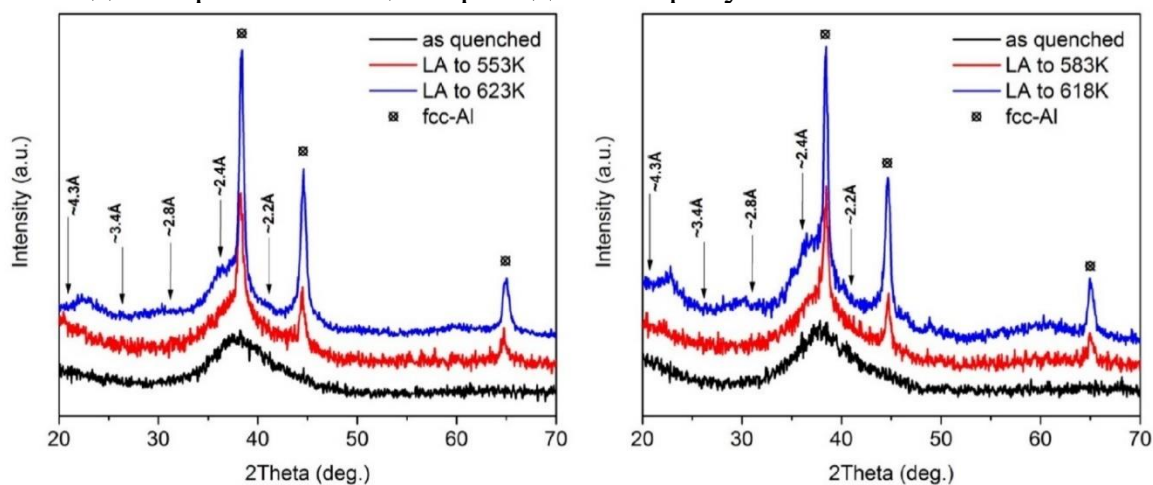


Рисунок 10. Дифрактограммы сплавов $Al_{86}Ni_6Co_2Gd_6$ (слева) и $Al_{86}Ni_4Co_4Gd_6$ (справа) в аморфном и частично-закристаллизованном состояниях (до второй стадии кристаллизации)

И лишь результаты электронной микроскопии позволили установить, что на второй стадии выделяется небольшое количество метастабильного интерметаллида $Al_{19}Ni_5R_3$ ($Al_{23}Ni_6R_4$), который может оставаться и в полностью закристаллизованных сплавах. Этот интерметаллид располагается тонким слоем на границах наночастиц алюминия и препятствует их дальнейшему росту. Мелкодисперсность этого интерметаллида не позволяет зафиксировать его основные рефлексы в экспериментах по дифракции рентгеновских лучей, а отличие дифрактограмм заключается лишь в изменениях, показанных стрелками на рис. 10.

Дальнейший ход кристаллизации сплавов сопровождается распадом метастабильных соединений и образованием стабильных: Al_9Co_2 , Al_3Ni , Al_4R , Al_3R (рисунок 11).

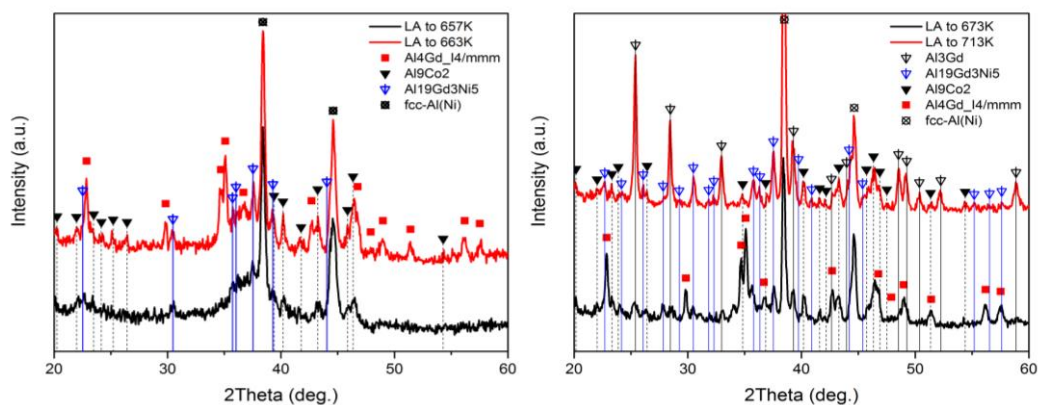


Рисунок 11. Дифрактограммы сплава $Al_{86}Ni_6Co_2Gd_6$ на разных стадиях кристаллизации (вторая и третья – слева; четвертая и пятая – справа)

Микрофотографии исследованных аморфных сплавов на различных стадиях кристаллизации показаны на рисунках 12 – 15.

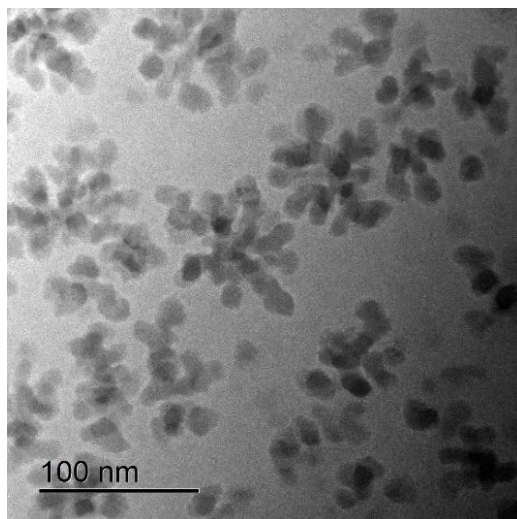


Рисунок 12. Микрофотография сплава $Al_{86}Ni_6Co_2Nd_6$, отожженного до температуры первой стадии кристаллизации

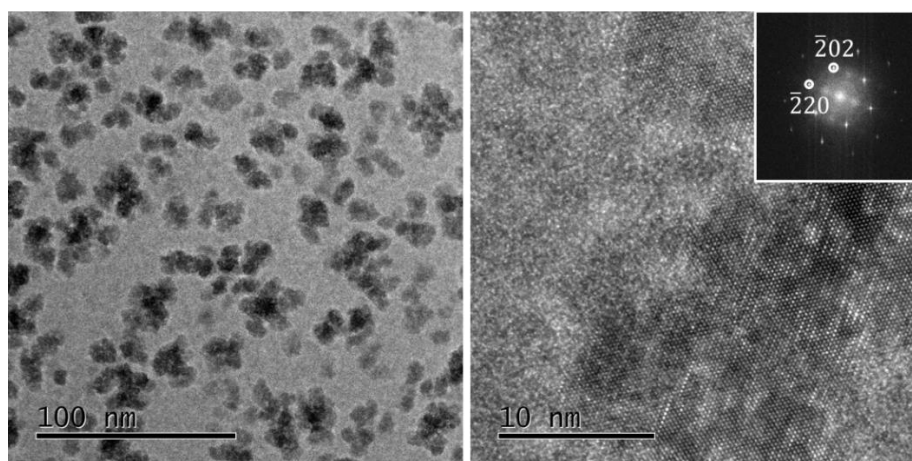


Рисунок 13. Микрофотографии сплава $Al_{86}Ni_6Co_2Gd_6$, отожженного до температуры 553 К (первая стадия кристаллизации) – слева; увеличенное изображение частицы алюминия, и ее FFT-изображение с индексами Миллера в плоскости (-1 -1 -1)

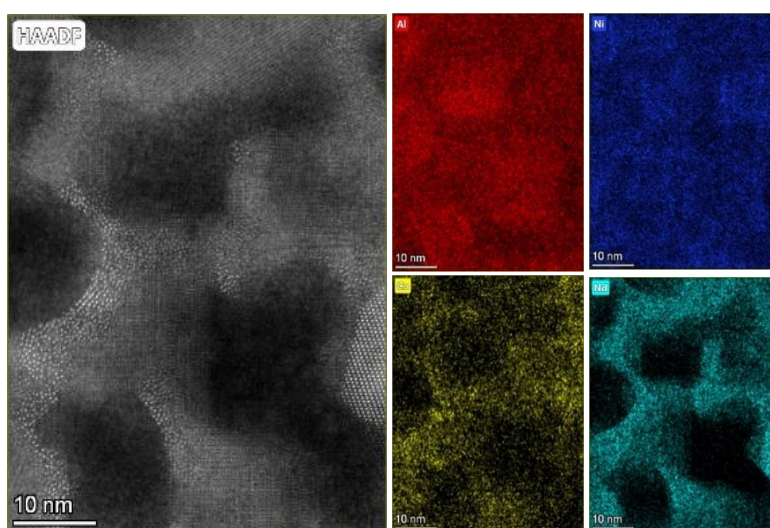


Рисунок 14. Микрофотография сплава $Al_{86}Ni_6Co_2Nd_6$, отожженного до температуры второй стадии кристаллизации и его EDS картирование

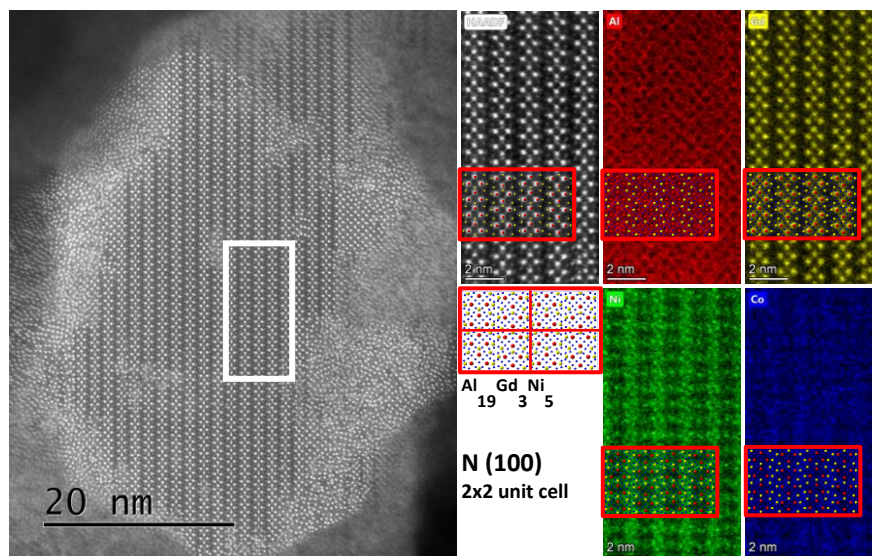


Рисунок 15. Микрофотография соединения $\text{Al}_{19}\text{Ni}_5\text{Gd}_3$, обнаруженного в сплаве $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{Gd}_6$, его структурное разделение и EDS-картирование

Таким образом, для большинства исследованных составов установлена следующая последовательность выделения фаз при кристаллизации сплавов: аморфная фаза \rightarrow аморфная фаза + ГЦК-Al \rightarrow аморфная фаза + ГЦК-Al + $\text{Al}_{19}\text{Ni}_5\text{R}_3$ ($\text{Al}_{23}\text{Ni}_6\text{R}_4$) \rightarrow ГЦК-Al + Al_9Co_2 + Al_3Ni + $\text{Al}_{19}\text{Ni}_5\text{R}_3$ ($\text{Al}_{23}\text{Ni}_6\text{R}_4$) + Al_4R (Al_3R).

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ РАБОТЫ

Полученные экспериментальные данные об абсолютных значениях плотности и электросопротивления сплавов Al-Ni-Co-R (R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb) с различным соотношением переходных металлов в кристаллическом и жидком состояниях, а также о кинетике кристаллизации и выделяющихся фазах, особенностях перехода из аморфного состояния в кристаллическое могут быть использованы при разработке перспективных защитных антикоррозионных покрытий и других функциональных материалов на основе систем Al-Ni-Co-R.

Среди результатов работы можно выделить следующие:

1. Модернизированы экспериментальные установки для измерения плотности и электрического сопротивления сплавов. Проведенные работы позволили существенно повысить автономность процессов измерений и эргономичность экспериментальных установок.

2. Впервые экспериментально исследованы температурные зависимости плотности и электрического сопротивления сплавов систем $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{R}_6$ и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{R}_6$ (R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb) в кристаллическом и жидком состояниях. Установлено, что сплавы имеют широкую область двухфазного состояния.

3. Впервые показано наличие аномалии в виде скачкообразного повышения плотности и понижения электросопротивления сплавов $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Co}_2\text{R}_6$ и $\text{Al}_{86}\text{Ni}_4\text{Co}_4\text{R}_6$ (R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb) при температуре ликвидус, нехарактерное для сплавов на основе алюминия. Установлено, что при переходе из двухфазного состояния в жидкое сплавы представляют собой сильно неравновесные системы.

4. Обнаружено ветвление температурных зависимостей плотности (гистерезис) ниже температуры $T \sim 1300$ К. Показано, что перегрев сплавов выше этой

температуры приводит к существенным изменениям структуры, фиксируемым в экспериментах по измерению плотности, что может быть объяснено распадом крупномасштабных неоднородностей.

5. Установлено, что при измерении электрического сопротивления отсутствуют аномалии в исследованном интервале температур, а все зафиксированные скачкообразные изменения и гистерезис свойства обусловлены вкладом изменений плотности сплавов.

6. Исследованы процессы кристаллизации аморфных сплавов $Al_{86}Ni_6Co_2R_6$ и $Al_{86}Ni_4Co_4R_6$ ($R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb$). Показано, что сплавы кристаллизуются в несколько стадий, сопровождаемых выделением стабильных и метастабильных интерметаллидов различной стехиометрии.

7. Впервые показано, что аморфные сплавы с большим содержанием кобальта - $Al_{86}Ni_4Co_4R_6$ ($R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb$) представляют собой системы, обладающие более высокой термической стабильностью и стеклообразующей способностью по сравнению с составами $Al_{86}Ni_6Co_2R_6$.

8. Изучены температурные зависимости относительного электрического сопротивления аморфных сплавов $Al_{86}Ni_6Co_2R_6$ и $Al_{86}Ni_4Co_4R_6$ ($R = Nd, Sm, Gd, Tb, Yb$). Обнаружено, что в аморфном состоянии электросопротивление практически не зависит от температуры, а распад аморфной фазы на кристаллические соединения сопровождается ступенчатым уменьшением сопротивления вплоть до полного завершения процесса кристаллизации. Все изменения сопротивления соответствуют по температуре тепловым реакциям, зафиксированным в термических анализах, что свидетельствует об отсутствии фазовых переходов второго рода (изменениях свойства, не сопровождаемых тепловыми эффектами).

Рекомендации и перспективы дальнейшей разработки темы:

Полученные в ходе выполнения работы результаты могут быть использованы для развития методов получения аморфных сплавов систем Al-Ni-Co-R и оптимизации процессов подготовки расплавов перед быстрой закалкой, а также могут быть рекомендованы специалистам при разработке новых функциональных материалов. Будут проведены дальнейшие исследования теплофизических свойств (плотности и электрического сопротивления) при температурах выше 1550 К. Будут изучены особенности кристаллизации аморфных составов Al-Ni-Co-R с повышенным содержанием кобальта (6 ат.%).

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Suryanarayana C. Bulk Metallic Glasses / C. Suryanarayana, A. Inoue. // CRC Press. – 2017. – 565 P.
2. Inoue A. Fabrications and mechanical properties of bulk amorphous, nanocrystalline, nanoquasicrystalline alloys in Aluminum-based system / A. Inoue, H. Kimura. // J. of Light Met. – 2001. – V.1. – P. 31-41.
3. Abrosimova G.E. Nanostructure and microhardness of $Al_{86}Ni_{11}Yb_3$ nanocrystalline alloy / G.E. Abrosimova, A.S. Aronin, Yu.Y. Kirjanov, T.F. Gloriant, A.L. Greer. // Acta Met. – 1999. – V.12. – P. 617-620.
4. Gögebakan M. Thermal stability and mechanical properties of Al-based amorphous alloys / M. Gögebakan, O. Uzun. // J. of Mat. Proc. Tech. – 2004. – V. 153–154. – P. 829-832.

5. Mu J. Synthesis and Properties of Al-Ni-La Bulk Metallic Glass / J. Mu, H. Fu, Z. Zhu, A. Wang, H. Li, Z. Hu, H. Zhang. // *Adv. Eng. Mater.* – 2009. – V.11. – P.530-532.
6. Бродова И.Г. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / И.Г. Бродова, П.С. Попель, Н.М. Барбин, Н.А. Ватолин. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 369 с.
7. Jin Y. Ultrahigh thermal stability and hardness of nano-mixed fcc-Al and amorphous phases for multicomponent Al-based alloys / Y. Jin, A. Inoue, F.L. Kong, S.L. Zhu, F. Al-Marzouki, A.L. Greer. // *J. of Alloy. and Comp.* – 2020. – V. 832. – 154997.
8. Abrosimova G. Amorphous Phase Decomposition in Al–Ni–RE System Alloys / G. Abrosimova, A. Aronin, A. Budchenko. // *Mat.Lett.* – 2015. – V.139. – P.194–196.

СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи в рецензируемых научных изданиях, определенных ВАК РФ и Аттестационным советом УрФУ:

1. **Русанов Б.А.** Гамма-плотномер для исследования высокотемпературных металлических расплавов / **Б.А. Русанов**, Е.С. Багласова, П.С. Попель, В.Е. Сидоров, А.А. Сабирзянов // *Теплофизика высоких температур.* – 2018. – Т. 56. Вып.3. – С. 455-460; 0,31 п.л./0,15 п.л.

Rusanov B.A. Gamma-Densitometer for Studies of High-Temperature Metal Melts / B.A. Rusanov, E.S. Baglasova, P.S. Popel, V.E. Sidorov, A.A. Sabirzyanov // *High Temperature.* – 2018. – 56(3). – P. 439–443; 0,31 п.л./0,15 п.л. (Scopus, Web of Science);

2. **Rusanov B.** Electric properties and crystallization behavior of Al-TM-REM amorphous alloys / **B. Rusanov**, V. Sidorov, P. Svec, P. Svec Sr., D. Janickovic, A. Moroz, L. Son, O. Ushakova // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2019. – 787. – P. 448–451; 0,375 п.л. / 0,2 п.л. (Scopus, Web of Science);

3. **Русанов Б.А.** Роль переходных металлов в кристаллизации аморфных сплавов Al-Ni-Co-Yb / **Б.А. Русанов**, В.Е. Сидоров, П. Швец ст., П. Швец, Д. Яничкович // *Журнал технической физики.* – 2019. – Т.89, вып.10. – С.1571-1574; 0,375 п.л./0,2 п.л.

Rusanov B.A. The Role of Transition Metals in Crystallization of Amorphous Al–Ni–Co–Yb Alloys / B.A. Rusanov, V.E. Sidorov, P. Svec Sr., P. Svec, D. Janickovic // *Technical Physics.* – 2019. – 64(10). – P. 1488–1491; 0,375 п.л. / 0,2 п.л. (Scopus, Web of Science);

4. **Русанов Б.А.** Особенности кристаллизации и электросопротивление аморфных сплавов Al-Ni-Co-Nd(Sm) / **Б.А. Русанов**, В.Е. Сидоров, П. Швец, П. Швец ст., Д. Яничкович, С.А. Петрова // *Неорганические материалы.* – 2020. – Т.56, №1. – С.16-21; 0,75 п.л./0,4 п.л.

Rusanov B.A. Crystallization Behavior and Resistivity of Al–Ni–Co–Nd (Sm) Amorphous Alloys / B.A. Rusanov, V.E. Sidorov, P. Svec, P. Svec Sr., D. Janickovic, S.A. Petrova // *Inorganic Materials.* – 2020. – 56(1). – P. 14–19; 0,75 п.л. / 0,4 п.л. (Scopus, Web of Science);

5. **Русанов Б.А.** Влияние редкоземельных металлов на термическую стабильность и стеклообразующую способность аморфных сплавов Al-Ni-Co-R / **Б.А. Русанов**, В.Е. Сидоров, П. Швец ст., П. Швец, Д. Яничкович // *Журнал неорганической химии.* – 2020. – Т.65, №5. – С.613-61; 0,5 п.л./0,25 п.л.

Rusanov B.A. Effects of Rare-Earth Metals on the Thermal Stability and Glass-Forming Ability of Al–Ni–Co–R Amorphous Alloys / B.A. Rusanov, V.E. Sidorov, P. Svec Sr., P. Svec, D. Janickovic // Russian Journal of Inorganic Chemistry. – 2020. – 65(5). – P. 663–667; 0,5 п.л. / 0,25 п.л. (Scopus, Web of Science);

6. Svec P. Crystallization behavior of two Al-Ni-Co-Gd amorphous alloys with selected Ni/Co ratios / P. Svec, **B. Rusanov**, A. Moroz, S. Petrova, D. Janickovic, V. Sidorov, P. Svec Sr. // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – 876. –160109; 1 п.л. / 0,4 п.л. (Scopus, Web of Science);

7. **Rusanov B.** Density of Al–Ni–Co-R (R = Nd, Gd, Yb) alloys in solid and liquid states / **B. Rusanov**, V. Sidorov, P. Svec Sr., D. Janickovic // Physica B: Condensed Matter. – 2021. – 619. – 413216; 0,375 п.л. / 0,2 п.л. (Scopus);

8. **Русанов Б.А.** Плотность и электросопротивление сплавов Al-Ni-Co-Sm(Tb) / **Б.А. Русанов**, В.Е. Сидоров, А.И. Мороз, P. Svec Sr., D. Janickovic // Письма в журнал технической физики. – 2021. – 47 (15). – С. 39-41; 0,31 п.л./0,15 п.л.

Rusanov B.A. Density and electrical resistivity of Al-Ni-Co-Sm(Tb) alloys / B.A. Rusanov, V.E. Sidorov, A.I. Moroz, P. Svec Sr., D. Janickovic // Technical physics letters. – 2021. – 47(8). – P. 777-779; 0,31 п.л. / 0,15 п.л. (Scopus, Web of Science).

Публикации в других научных изданиях:

9. **Русанов Б.А.** Модернизированная лаборатория исследования свойств металлических расплавов / **Б.А. Русанов**, Е.С. Багласова, Д.А. Ягодин, В.Е. Сидоров, Л.Д. Сон, П.С. Попель // Труды XIV Российской конференции «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов» (МиШР-XIV), г. Екатеринбург. – 2015. – С.184-185; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

10. **Rusanov B.** Electric properties and crystallization behavior of Al-TM-REM amorphous alloys / **B. Rusanov**, A. Moroz, V. Sidorov, P. Svec, P. Svec Sr., D. Janickovic, E. Kramarev // Book of abstracts of 16th IUPAC High Temperature Material Chemistry Conference (НТМС-XVI), Ekaterinburg. – 2018. – P.121; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

11. **Русанов Б.А.** Стеклообразующая способность и особенности кристаллизации аморфных сплавов Al-Ni-Co-Nd (Sm) / **Б.А. Русанов**, В.Е. Сидоров, А.И. Мороз, П. Швец, Д. Яничкович // Тезисы докладов XV Российской конференции (с международным участием) по теплофизическим свойствам веществ (РКТС-15), г. Москва. – 2018. – С.78; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

12. Сидоров В.Е. Особенности кристаллизации аморфных сплавов на основе алюминия и кобальта / В.Е. Сидоров, Л.Д. Сон, П.С. Попель, **Б.А. Русанов** // Тезисы VIII Международной конференции «Кристаллизация: компьютерные модели, эксперимент, технологии» (КРИС-2019), г. Ижевск. – 2019. –С.12-13; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

13. **Rusanov B.A.** The influence of rare-earth elements on glass-forming ability of Al-Ni-Co-REM amorphous alloys / **B.A. Rusanov**, V.E. Sidorov, P. Svec Sr., P. Svec, D. Janickovic, A.I. Moroz // Book of abstracts of XXII International Conference on Chemical Thermodynamics in Russia (RCCT-2019), г. Санкт-Петербург. – 2019. – P.187; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

14. **Rusanov B.** Density and electrical resistivity of Al-Ni-Co-REM alloys in liquid state / **B. Rusanov**, V. Sidorov, A. Moroz, N. Tselishchev, P. Popel, P. Svec Sr., P. Svec, D. Janickovic // Book of abstracts of 17th International Conference on Liquid and Amorphous Metals (LAM-17), Lyon, France. – 2019. – P. 132; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

15. Sidorov V. Peculiarities in crystallization of Al- and Co-based amorphous alloys / V. Sidorov, **B. Rusanov**, P. Svec Sr., P. Svec, D. Janickovic, L. Son // Book of abstracts of 17th International Conference on Liquid and Amorphous Metals (LAM-17), Lyon, France. – 2019. – P. 42; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

16. Мороз А.И. Стеклообразующая способность и теплофизические свойства аморфных сплавов на основе алюминия / А.И. Мороз, **Б.А. Русанов**, В.Е. Сидоров, Н.А. Целищев, П.С. Попель, Э.А. Карфидов // Тезисы докладов VII Международной молодежной научной конференции «Физика. Технологии. Инновации» (ФТИ-2020), г. Екатеринбург. – 2020. – С.260-261; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

17. **Русанов Б.А.** Плотность и электросопротивление сплавов Al-Ni-Co-RЗМ, склонных к формированию аморфного состояния / **Б.А. Русанов**, А.И. Мороз, В.Е. Сидоров, П. Швец, П. Швец ст., Д. Яничкович // Тезисы докладов XXI Всероссийской школы-семинара по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС-21), г. Екатеринбург. – 2021. – С.232; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

18. **Русанов Б.А.** Кристаллизация аморфных сплавов Al-Ni-Co-R (R=Nd, Gd, Yb) / **Б.А. Русанов**, В.Е. Сидоров, П. Швец, П. Швец Ст., Д. Яничкович, Э.А. Карфидов // Тезисы докладов XXI Всероссийской школы-семинара по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС-21), г. Екатеринбург. – 2021. – С.261; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

19. Карфидов Э.А. Влияние состава аморфных сплавов на коррозию в водном растворе хлорида натрия / Э.А. Карфидов, **Б.А. Русанов**, Е.В. Никитина, В.Е. Сидоров, П. Швец, Д. Яничкович // Тезисы докладов XXI Всероссийской школы-семинара по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС-21), г. Екатеринбург. – 2021. – С.250; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

20. **Rusanov B.** Thermophysical and corrosion properties of Al-Ni-Co-R alloys / **B. Rusanov**, V. Sidorov, E. Karfidov, E. Nikitina, A. Moroz, P. Svec Sr., P. Svec, D. Janickovic // Book of abstracts 10th Rostocker international conference: “Technical thermodynamics: thermophysical properties and energy systems” (THERMAM 2021), г. Росток, Германия. – 2021. – P. 131; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

21. **Rusanov B.A.** Crystallization and corrosion properties of Al-Ni-Co-Nd amorphous alloys / **B.A. Rusanov**, E.A. Karfidov, V.E. Sidorov, E.V. Nikitina, P. Svec Sr., D. Janickovic // Book of Abstracts of the International Conference MELTS, September 12-18, 2021, Ekaterinburg, Russia, Ural State Pedagogical University. – Ekaterinburg. – 2021. – P. 114-115; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.

22. **Rusanov B.A.** Density and electrical resistivity of Al-Ni-Co-R alloys in solid and liquid state / **B.A. Rusanov**, V.E. Sidorov, A.I. Moroz, P. Svec Sr., D. Janickovic // Book of Abstracts of the International Conference MELTS, September 12-18, 2021, Ekaterinburg, Russia, Ural State Pedagogical University. – Ekaterinburg. – 2021. – P. 9-10; 0,1 п.л. / 0,02 п.л.