

Министерство просвещения Российской Федерации  
ФГБОУ ВО «Уральский государственный педагогический университет»  
Институт математики, физики, информатики  
Кафедра физики, технологии и методики обучения физике и технологии

**Изучение строения и теплофизических свойств  
высокоэнтропийных сплавов AlNiCoCuZr**

выпускная квалификационная работа

Квалификационная работа  
допущена к защите  
Зав. кафедрой

\_\_\_\_\_  
дата

  
\_\_\_\_\_  
подпись

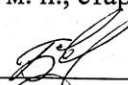
**Исполнитель:**

Букреева Юлия Константиновна,  
студентка группы ФИ-1931

  
\_\_\_\_\_  
подпись

**Научный руководитель:**

Русанов Борис Андреевич,  
к. ф.-м. н., старший преподаватель

  
\_\_\_\_\_  
подпись

Екатеринбург, 2024

## СОДЕРЖАНИЕ

|                                                                                         |    |
|-----------------------------------------------------------------------------------------|----|
| ВВЕДЕНИЕ .....                                                                          | 3  |
| ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ .....                                                         | 6  |
| 1.1. Условия создания высокоэнтропийных сплавов .....                                   | 6  |
| 1.2. Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов .....                               | 13 |
| 1.3. Применение высокоэнтропийных сплавов .....                                         | 17 |
| ГЛАВА 2. ИЗМЕРЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И МАГНИТНЫХ<br>СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ ..... | 20 |
| 2.1. Электрическое сопротивление .....                                                  | 20 |
| 2.2. Магнитная восприимчивость .....                                                    | 26 |
| ГЛАВА 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ .....                                                 | 34 |
| 3.1. Электрическое сопротивление .....                                                  | 34 |
| 3.2. Магнитная восприимчивость .....                                                    | 38 |
| 3.3. Обучение школьников физике через вовлечение в научную<br>деятельность .....        | 44 |
| ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....                                                                        | 50 |
| Приложение 1 .....                                                                      | 51 |
| Приложение 2 .....                                                                      | 53 |
| СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ .....                                                  | 54 |

## ВВЕДЕНИЕ

Функциональные свойства металлов и сплавов делают их неотъемлемой частью различных отраслей современного производства. Постоянно растущие требования к физическим, механическим и технологическим свойствам материалов, а также к их стабильности в различных условиях эксплуатации побуждают учёных и инженеров к созданию новых материалов. Многокомпонентные сплавы представляют особый интерес в последние годы, благодаря возможности создания материалов, обладающих совокупностью различных свойств — механических и коррозионных [1-3]. В течение последнего десятилетия в материаловедении и металлургии широко распространяется подход к созданию многокомпонентных сплавов, состоящих из нескольких элементов в равных пропорциях. Особенно интересны сплавы, образующие неупорядоченные твердые растворы. Такие объекты объединяют в себе все вышеуказанные характеристики, что делает их перспективными объектами не только с фундаментальной, но и прикладной точки зрения [1-3]. Сплавы, обладающие высокими значениями энтропии смешения, имеют особенность: они могут подавлять образование интерметаллических фаз и способствовать формированию простых твёрдых растворов [1]. Исследователи предложили называть такие сплавы, состоящие из пяти и более элементов в примерно равных эквиатомных концентрациях, высокоэнтропийными сплавами (ВЭС) [4-6]. Одна из основных проблем при их создании — выбор исходных компонентов. Для получения однофазного твёрдого раствора необходимо сочетание высокой энтропии смешения, сильной деформации решётки, медленной диффузии и «коктейльного» эффекта [7-8].

Отметим, что в последние годы интерес исследователей к этим материалам стремительно возрастает, например, по данным международных индексов научного цитирования в 2015 г. в мире было

опубликовано около 1500 научных публикаций, посвящённых ВЭСам, а за 2023 г. – около 6000.

Изучение свойств сплавов в твёрдом и жидком состояниях, таких как плотность, электрическое сопротивление, вязкость, магнитная восприимчивость, поверхностное натяжение является одной из ключевых задач современной физики конденсированного состояния, так как позволяет получить информацию об изменениях в их структуре, включая межатомные расстояния и межатомное взаимодействие. Кроме того, информация о таких свойствах позволяет совершенствовать современные методы численного моделирования и молекулярной динамики. Однако, на сегодняшний день экспериментальные исследования физических свойств ВЭСов в широком диапазоне температур, включая жидкое состояние, проводится лишь несколькими научными группами в мире, что делает экспериментальные результаты чрезвычайно востребованными научным сообществом. Поэтому изучение структурно-чувствительных свойств высокоэнтропийных сплавов в широком температурном интервале является актуальной задачей.

Особое место среди составов ВЭСов занимают сплавы, содержащие алюминий, так как такие составы обладают относительно низкими значениями удельного веса, что в свою очередь расширяет возможности их дальнейшего практического применения в промышленности [8-11]. Кроме того, наиболее распространёнными компонентами современных сплавов являются переходные металлы, обеспечивающие хорошие электрические и магнитные свойства конечных изделий на их основе [12-14]. В настоящем исследовании получены высокоэнтропийные сплавы на основе композиции Al-Ni-Co-Cu-Zr с различным соотношением компонентов, а также исследованы их электрическое сопротивление и магнитная восприимчивость.

**Цель выпускной квалификационной работы:** исследование влияния состава высокоэнтропийных сплавов Al-Ni-Co-Cu-Zr на их

электрическое сопротивление и магнитную восприимчивость в кристаллическом и жидком состояниях.

Для достижения поставленной цели в работе решались следующие **задачи**:

1. Осуществить обзор и систематизацию литературы о высокоэнтропийных сплавах и их свойствах.
2. Изучить экспериментальные методы измерения электрического сопротивления и магнитной восприимчивости металлов и сплавов, используемые в Научно-образовательном центре «Расплав» УрГПУ.
3. Провести измерения электросопротивления и магнитной восприимчивости высокоэнтропийных сплавов Al-Ni-Co-Cu-Zr с различным соотношением компонентов и осуществить обработку результатов опытов.

**Объект исследования:** высокоэнтропийные сплавы.

**Предмет исследования:** электромагнитные свойства высокоэнтропийных сплавов.

**Структура работы:** выпускная квалификационная работа состоит из введения, 3 глав, списка цитируемой литературы и приложений. Она изложена на 61 странице, содержит 15 рисунков, 19 формул. Список литературы включает 74 наименования.

## ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

### 1.1. Условия создания высокоэнтروпийных сплавов

Термодинамический потенциал Гиббса играет важную роль при рассмотрении термодинамики высокоэнтропийных сплавов. Он представляет собой следующий вид:

$$G = U + PV - TS \quad (1)$$

где  $U$  — внутренняя энергия,  $P$  — давление,  $V$  — объем,  $T$  — абсолютная температура,  $S$  — энтропия.

Два противоположных фактора — энтروпийный ( $T\Delta S$ ) и энтальпийный ( $\Delta H$ ) — действуют одновременно в физико-химических процессах. Их суммарный эффект определяет изменение термодинамического потенциала Гиббса ( $G$ ) в процессах, протекающих при постоянном давлении и температуре [15-19].

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \quad (2)$$

В формуле переменные  $\Delta H$  и  $T$  могут влиять на свободную энергию твердого раствора и оказывать совершенно различное влияние на его образование. Смесь можно рассматривать как сопротивление образованию твердого раствора, в то время как  $T\Delta S$  можно охарактеризовать как движущую силу образования твердого раствора, эффект которой усиливается с повышением температуры. Можно сделать вывод, что, когда температура системы сплавов превышает определенный предел, эффект энтропии усиливается.

В зависимости от полученного результата, возможны три случая:

1.  $\Delta G < 0$  — реакция термодинамически возможна.

2.  $\Delta G > 0$  – реакция термодинамически невозможна;
3.  $\Delta G = 0$  – термодинамически возможны как прямая, так и обратная реакция.

Отсутствие изменения энергии Гиббса является термодинамическим условием установления равновесия в системе.

Термодинамическая энтропия  $S$ , часто просто именуемая энтропия (энтропия смешения), в химии и термодинамике является функцией состояния термодинамической системы [16]. Энтропия является одним из основных факторов, определяющих состояние равновесия. В случае образования растворов, гомогенных смесей, жидких расплавов из исходных компонентов в уравнение свободной энергии входит энтропия смешения  $\Delta S_{\text{mix}}$ . Необратимые физико-химические процессы всегда идут с возрастанием энтропии и характеризуют переход от неустойчивого состояния к устойчивому (из нестабильного состояния в стабильное). Переход системы в стабильное состояние - состояние минимума энергии, всегда сопровождается выделением, либо поглощением энергии, обычно в виде тепла. Смешение является таким же самопроизвольным процессом, т. е. процессом, ведущим к понижению энергии системы.

Энтальпия образования смеси  $H$  определённого состава называется энтальпией смешения или стандартной энтальпией образования [17]. Она обозначается как  $\Delta H_{f\theta}$ . Индекс  $f$  указывает на слово formation (образование), а перечёркнутый символ означает, что величина относится к стандартному состоянию вещества. Также стоит отметить, что теплота образования - это тепловой эффект реакции образования одного моля вещества из простых веществ, составляющих его, находящихся в устойчивых стандартных состояниях [18].

Энтальпия смешения простых веществ считается равной нулю. Энтальпии образования простых веществ при стандартных условиях являются их основными энергетическими характеристиками. Энтропия смешения является ключевым фактором, который приводит фазовые

составляющие большинства высокоэнтروпийных сплавов к простым формам. Это связано со вторым законом термодинамики для систем в изотермических и изобарических процессах. Равновесие достигается, когда потенциал Гиббса достигает своего минимального уровня.

Согласно второму закону термодинамики, процессы фазовых превращений в сплавах определяются двумя основными факторами [19]:

1. Энергетическим (энтальпийным), который обуславливает стремление системы перейти в состояние с минимальной энергией, например, при постоянном давлении снизить энтальпию ( $\Delta H < 0$ ).

2. Структурным (энтروпийным), который обуславливает стремление системы перейти в состояние с максимальным уровнем беспорядка, то есть увеличить энтропию ( $\Delta S > 0$ ).

Если в процессе фазового превращения степень беспорядка системы остается неизменной ( $\Delta S = 0$ ), то направление процесса определяется изменением энтальпии, и он протекает самопроизвольно в направлении уменьшения энтальпии ( $\Delta H < 0$ ). Если процесс происходит без изменения энтальпии ( $\Delta H = 0$ ), то фактором, определяющим направление реакции, является энтропия, и процесс идет самопроизвольно в сторону ее увеличения ( $\Delta S > 0$ ). Если одновременно изменяются и энтальпия, и энтропия, то направление самопроизвольного протекания процесса определяется суммарной движущей силой процесса. Процесс протекает самопроизвольно в том направлении, в котором общая суммарная движущая сила системы уменьшается.

Для двухкомпонентной системы, состоящей из компонентов А и В, энтальпия  $H$  соответствует только энергиям связи между соседними атомами и выражается через энтальпию связи  $H_{AA}$ ,  $H_{BB}$  и  $H_{AB}$  между соответствующими парами атомов. Полная энергия связывания, также называемая энтальпией смешения  $\Delta H$ , может быть рассчитано из соотношения:



$$\Delta H = N_{AA}H_{AA} + N_{BB}H_{BB} + N_{AB}H_{AB} \quad (3)$$

где  $N_{AA}, N_{BB}, N_{AB}$  – общее число связей между атомами типов А и В [18].

Энтропия системы обладает свойством аддитивности. Энтропия чистого элемента зависит только от теплового движения атомов. Однако, в случае сплавов, из-за различного расположения атомов в решетке и появления вакансий, возникает конфигурационный вклад в энтропию. Помимо этого, существуют вклады в энтропию со стороны электронной и магнитной составляющей беспорядка. Следовательно, общая энтропия смешения состоит из четырех составляющих: конфигурационной ( $S_{\text{конф}}$ ), колебательной ( $S_v$ ), магнитной ( $S_m$ ) и электронной ( $S_e$ ) [16]:

$$\Delta S_{\text{смеш}} = \Delta S_{\text{конф}} + \Delta S_v + \Delta S_m + \Delta S_e \quad (4)$$

Для многокомпонентных сплавов, включающих пять и более элементов, конфигурационная энтропия смешения преобладает над остальными составляющими. Это значит, что увеличение числа элементов должно снижать свободную энергию благодаря росту вклада энтропии смешения [17,16].

На рисунках 1 и 2 представлен пример образования пятикомпонентного эквиатомного сплава.



**Рис. 1.** Пять компонентов в эквиатомном соотношении перед смешиванием [18].



**Рис. 2.** состояние после смешивания, с образованием простого твердого раствора [18].

На сегодняшний день использование вышеуказанных подходов к созданию новых сплавов является одним из основных в материаловедении, а такие сплавы получили название высокоэнтروпийные (ВЭС) [17]. Существует большое число исследований, в которых показано, что образование твердых растворов в таких сплавах вследствие высокой энтропии может приводить к повышению эксплуатационных свойств – механических и коррозионных [20-22]. Было установлено, что в ВЭСах могут формироваться не только неупорядоченные твёрдые растворы, но и упорядоченные и интерметаллические фазы [23,24].

В обычных сплавах фазы твердых растворов (включая конечные и промежуточные твердые растворы) имеют более высокую конфигурационную энтропию, чем интерметаллические соединения. Поскольку интерметаллические соединения упорядочены и имеют постоянный химический состав и специфическую структуру решетки, конфигурационная энтропия составляет приблизительно 0. Высокая энтропия может снижать свободную энергию Гиббса и способствовать образованию фаз твердого раствора, особенно при высокой температуре. При высокой энтропии смешивания количество образующихся фаз намного меньше максимального значения, определенного в соответствии с фазовым законом Гиббса, что улучшает совместимость между компонентами, и тогда будет легко получить стабильную и простую фазу. Помимо того, что

высокая энтропия может уменьшить разницу в электроотрицательности и избежать разделения фаз, в сплавах может образовываться какой-либо конечный твердый раствор или интерметаллическое соединение. Таким образом, подбор компонентов сплавов на основе расчета их термодинамических параметров может служить ~~путь~~ к контролю микроструктуры и свойств ВЭСов.

Для предсказания формирования структуры в сплавах при расчете их термодинамических характеристик, в литературе выделены три основных параметра, отвечающие за образование твердых растворов в многокомпонентных сплавах [19]. К этим параметрам относятся: различие в радиусах атомов компонентов ( $\delta r$ ), изменение энтальпии смешения ( $\Delta H_{смеш}$ ) и изменение энтропии смешения ( $\Delta S_{смеш}$ ). Указанные параметры могут быть рассчитаны из соотношений:

$$\delta r = \sqrt{\sum c_i (1 - \frac{r_i}{\bar{r}})^2} 100\% \quad (5)$$

где  $c_i$  – содержание (ат. %)  $i$ -того элемента в сплаве,  $r_i$  – атомный радиус  $i$ -того элемента в сплаве, а  $\bar{r} = \sum c_i r_i$  – средний атомный радиус сплава;

Степень атомного искажения также может быть четко определена по значению  $\delta$ . Чем больше  $\delta$ , тем больше искажение кристаллической решетки сплава.

$$\Delta H_{смеш} = \sum 4\Omega_{ij} c_i c_j \quad (6)$$

где  $c_i$  и  $c_j$  – содержание (ат. %) соответственно  $i$ -того и  $j$ -того элемента в сплаве,  $\Omega_{ij}$  ( $=4\Delta H_{AB}^{смеш}$ ) – зависящий от концентрации параметр, характеризующий взаимодействие между элементами в твердом растворе;

$$\Delta S_{смеш} = -R \sum c_i \ln c_i \quad (7)$$

где  $R$  – универсальная газовая постоянная,  $c_i$  – содержание (ат. %)  $i$ -того элемента в сплаве.

В исследовании [25] Чжан и др. построили график зависимости между разницей атомных радиусов и энтропией смешивания, который показал, что твердые растворы могут образовываться, когда разница в атомных радиусах невелика, энтальпия смешения близка к нулю, а энтропия смешения высока. Однако последующие исследования показали, что использование этих параметров для прогнозирования фазового состава высокоэнтропийных сплавов не всегда дает четкие и точные результаты [26]. Поэтому в большинстве современных исследований для предсказания образования неупорядоченных твердых растворов применяются правила, сформулированные У. Юмом-Розери (в них описывается влияние размера атома, кристаллической структуры, концентрации валентных электронов и электроотрицательности на образование твердого раствора между элементами и их закономерностями) [27]:

- 1) различие между атомными радиусами элементов, входящих в состав сплавов не должно превышать 15%;
- 2) компоненты сплавов должны обладать одинаковой кристаллической структурой;
- 3) компоненты сплавов должны обладать одинаковой способностью атомов образовывать химические связи с другими атомами (валентностью);
- 4) компоненты должны иметь близкие значения электроотрицательности (разница не должна превышать 0,2–0,4).

В ВЭСах все элементы являются основными. Атомы имеют равную вероятность занятия узлов кристаллической решетки при формировании твердого раствора. Следовательно, атом каждого элемента можно рассматривать как атом растворенного вещества, который приводит к искажению кристаллической решетки из-за разницы атомных радиусов с атомами других компонентов, что делает структуру твердого раствора в

ВЭСах отличной от чистых металлов и обычных сплавов. Для описания комплексного эффекта разницы атомных радиусов в случае ВЭСов был введен параметр  $\delta$ :

$$\delta = \sqrt{\sum_{i=1}^N c_i \left(1 - \frac{r_i}{\bar{r}}\right)^2} \quad (8)$$

где  $N$  – число компонентов в сплаве,  $c_i$  – содержание  $i$ -го компонента (ат. %),  $r_i$  – атомный радиус  $i$ -го компонента.  $\sum_{i=1}^N c_i r_i$  – средний атомный радиус.

## 1.2. Структура и свойства высокоэнтروпийных сплавов

Высокоэнтропийный сплав определяется как сплав, содержащий по меньшей мере пять основных металлических элементов, атомный процент каждого из которых составляет 5–35%.

Особая структура высокоэнтропийных сплавов обеспечивает их превосходные эксплуатационные характеристики. Поскольку содержание каждого компонента в твердом растворе эквивалентно, нет очевидной разницы между растворителем и нерастворимым веществом. Поэтому он также считается сверхтвердым раствором, и его упрочняющий эффект в твердом растворе чрезвычайно силен, что значительно повышает прочность сплава. Выделение небольшого количества упорядоченных фаз и появление нанокристаллических и аморфных фаз также могут способствовать дальнейшему повышению качества сплава. Кроме того, ВЭСы обладают превосходными свойствами, не сравнимыми с некоторыми традиционными сплавами, благодаря образованию высокоэнтропийной стабилизированной фазы твердого раствора в многокомпонентном сплаве. Такими как высокая прочность, высокая твердость, высокая стойкость к истиранию, высокая

термостойкость, высокое удельное сопротивление, устойчивость к высокотемпературному окислению, высокотемпературному размягчению и так далее.

Однако, из-за двойного воздействия термодинамических и кинетических факторов в процессе охлаждения переохлажденного расплава не все многокомпонентные сплавы с повышенной энтропией имеют тенденцию образовывать единую фазу твердого раствора с твердой структурой. Во многих сплавах, в дополнение к образованию фазы твердого раствора, происходит осаждение фазы интерметаллического соединения, нанофазы и аморфного добавляется эквивалентная фаза сплава. Появление различных фаз будет по-разному влиять на общие характеристики высокоэнтропийных сплавов. Кроме того, установлено, что свойства фаз твердых растворов различной структуры также различаются. Фаза твердого раствора ОЦК-структуры обладает более высокой прочностью и меньшей пластичностью, в то время как фаза твердого раствора ГЦК-структуры обладает более низкой прочностью и более высокой пластичностью. В некоторых других случаях предполагается получить многоосновной сплав, способный обладающий аморфной фазой, и желательно разработать систему из нескольких основных сплавов, в которой стеклообразующая способность является как можно более высокой и может быть получен аморфный материал большого размера. Хорошо известно, что аморфные сплавы обладают некоторыми особыми свойствами, обусловленными неупорядоченным расположением атомных структур, такими как высокая прочность, высокая эластичность, высокие каталитические свойства, отличные магнитомягкие свойства, термопластичность и т. д. Поэтому изучение фазовой стабильности и фазообразования многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов полезно для определения состава высокоэнтропийных сплавов и контроля их эксплуатационных характеристик.

К отличительным особенностям высокоэнтропийных сплавов относятся: высокие значения энтропии смешения, существенное искажение кристаллической решетки, медленная диффузия, «коктейльный» эффект.

Стабилизация твердого раствора и предотвращение образования интерметаллических фаз в процессе кристаллизации обеспечивается высокой энтропией смешивания в исходном и расплавленном состояниях. Следуя гипотезе Больцмана, конфигурационная энтропия смешивания задается формулой:

$$\Delta S_{conf} = -R \left( \frac{1}{n} \ln \frac{1}{2} + \frac{1}{2} \ln \frac{1}{2} + \dots + \frac{1}{2} \ln \frac{1}{2} \right) = -R \ln \frac{1}{2} = R \ln n \quad (9)$$

где  $n$  - количество элементов.

Из формулы (9) видно, что для идеального твердого раствора, чем больше количество компонентов, чем ближе содержание компонентов, тем выше энтропия смешивания.

Сочетание различных элементов в составе сплавов (и, следовательно, различных атомных радиусов) может привести к сильному искажению кристаллической решетки, что может существенно повлиять на структуру и свойства сплавов. Отличительной особенностью высокоэнтропийных сплавов является вероятность того, что каждый атом входящего в их состав элемента займет определенное положение в кристаллической решетке. Из-за присутствия атомов разных типов потенциальная энергия варьируется от одного положения в кристаллической решетке к другому.

Изменения потенциальной энергии связи между атомами существенно влияет на кинетику диффузии и энергию активации диффузии. Атомы стремятся занимать позиции с минимальной свободной энергией. Следовательно, чем выше потенциальный барьер и энергия активации диффузии, тем больше вероятность захвата атомов и, как следствие, тем ниже коэффициент диффузии [28-31].

Отметим, что свойства многокомпонентных сплавов зависят как от составляющих элементов, так и от образующихся фаз. Как было показано выше ВЭСы образуют однофазные твердые растворы замещения. Образование других упорядоченных и неупорядоченных фаз зависит от состава, способа получения и обработки сплава [29, 31]. Таким образом, как атомы определенных элементов, так и образующиеся фазы вносят свой вклад в свойства высокоэнтропийных сплавов. Это явление получило название «коктейльный» эффект.

Важнейшей характеристикой, определяющей интерес многих специалистов к высокоэнтропийным сплавам, является стабильность их структуры, а значит, и свойств. На сегодняшний день в литературе представлено большое число работ о свойствах высокоэнтропийных сплавов. В качестве важных функциональных свойств ВЭСов отмечают их механические свойства, которые довольно хорошо изучены при комнатной температуре, особенно системы 3d-переходных металлов, а именно твёрдость [32], усталостная прочность [33], прочность при растяжении [34-36], пластичность [37,38], микротвердость [39].

Высокотемпературные механические свойства высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) все еще требуют дальнейшего изучения. Одной из главных проблем, препятствующих использованию ВЭС на основе тугоплавких металлов в аэрокосмической отрасли, является их большой удельный вес и хрупкость. С другой стороны, ВЭС с низкой плотностью не обладают достаточной прочностью при высоких температурах [40]. Тем не менее, тугоплавкие ВЭС демонстрируют превосходные механические характеристики при комнатной температуре, включая предел текучести, твердость и деформацию при разрушении [41].

Теория механических свойств ВЭС находится в активной стадии развития, однако ее представление пока ограничено отдельными исследованиями. Исходя из стохастических моделей структуры, был сделан вывод о том, что именно случайное расположение различных атомов в узлах



кристаллической решетки является причиной высокой прочности ВЭС, превосходящей прочность всех составляющих его металлов [42].

Исследование магнитных свойств высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), основанных на ферромагнитных металлах, демонстрирует перспективу создания магнитомягких материалов на их базе [43, 44]. Эти свойства можно контролировать путем легирования [45].

Кроме того, на сегодняшний день существует небольшое количество экспериментальных исследований физико-химических свойств ВЭСов в жидком состоянии [46-50]. Так, проводятся исследования магнитных и электрических свойств сплавов в кристаллическом состоянии [51-55].

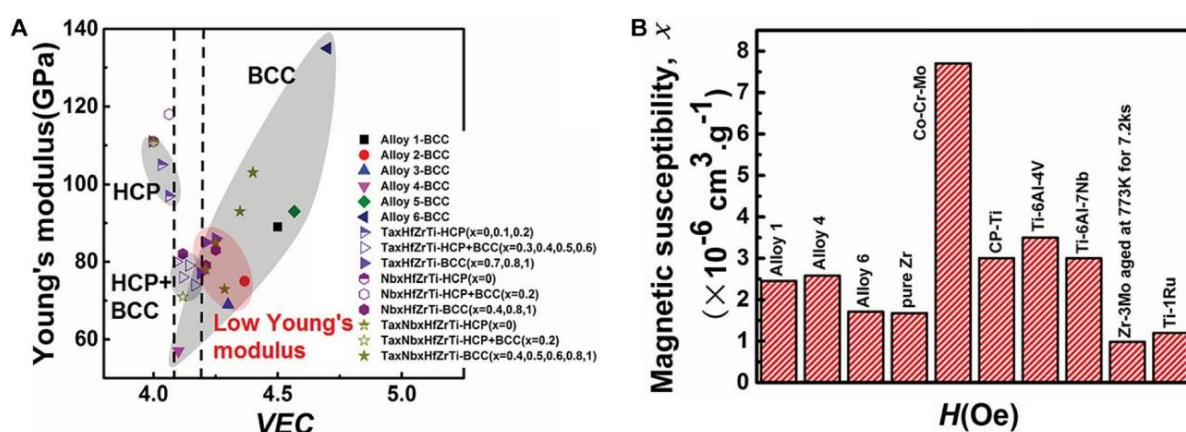
Хотя коммерческое производство литых ВЭС уже запущено, эти сплавы пока используются преимущественно в научных исследованиях и разработках. Опубликованы данные об экспериментальных образцах, однако о крупномасштабном промышленном внедрении ВЭС информации нет.

### **1.3. Применение высокоэнтропийных сплавов**

С развитием человеческой цивилизации и науки люди уделяют все больше внимания собственному здоровью, что привело к появлению междисциплинарного предмета материаловедения и биологии, способствующего развитию биомедицинских материалов. Одним из самых ранних медицинских материалов, используемых людьми, был металл. В шестнадцатом веке для лечения повреждений черепа использовали срез чистого золота, а в восемнадцатом веке для фиксации сломанных костей использовали проволоку. В настоящее время в качестве искусственных костей широко используются титановые сплавы из-за их низкой стоимости и коррозионной стойкости. Но, к сожалению, основным недостатком металлических материалов является коррозия металла. После имплантации

в организм человека медицинские металлические материалы на длительное время погружаются в органические кислоты. Продукты коррозии, особенно биологические токсичные элементы, могут поражать ткани и органы человека и даже вызывать заболевания. Согласно результатам исследований [56-59], ВЭС, состоящие из тугоплавких элементов нетоксичной и гипоаллергенной природы, могут использоваться в медицинских имплантатах. В биомедицине в качестве основных компонентов ВЭС используют Ti и элементы IV и V групп с добавлением Cu и Co в матрицу.

В некоторых клинических случаях, таких как лечение переломов, тромбозов и т.д., требуются материалы для имплантатов кратковременного действия. По этой причине была разработана серия объемных аморфных сплавов на основе системы Ti-Ta-Hf [60]. В работе показана возможность создания ВЭС TiZrHfNbTa с низким модулем упругости, хорошей биосовместимостью и низкой магнитной восприимчивостью. Обнаружено, что модуль Юнга в таких сплавах относительно легче контролировать, чем в традиционных сплавах для имплантатов (рисунок 2). Результаты данного исследования открывает больше возможностей для использования ВЭС в качестве биомедицинских имплантатов в будущем.



**Рис. 3.** (А) Зависимость модуля Юнга и кристаллической фазовой структуры от концентрации валентных электронов. (Б) Сравнение магнитной восприимчивости различных сплавов [60]

Одной из перспективных областей применения ВЭС также является судостроение [61]. Различные элементы судов подвержены коррозии и износу. Высокоэнтروпийные сплавы могут рассматриваться в качестве защитных покрытий таких вышеуказанных механизмов.

Кроме того, сплавы  $\text{AlCoCrFeNiCu}$  и  $\text{AlCoCrFeNiTi}$  имеют перспективы применения в аэрокосмической отрасли, благодаря повышенным трибологическим свойствам при высоких температурах [62].

В широкий диапазон областей использования ВЭС попадает и сварочное производство. В современных ядерных реакторах имеется значительное количество сварных соединений из разнородных материалов. К ним предъявляются высокие требования высокотемпературной (до 1025 K) структурной стабильности, антикоррозионных и механических свойств. По результатам работы [63] решение проблемы возможно при использовании соединений из сплава  $\text{CoCrFeMnNi}$ .

Кроме того, на сегодняшний день предприняты попытки создания высокоэнтропийных тугоплавких сверхпроводников [64, 65], сверхпроводников на основе редкоземельных элементов [66].

Другие потенциальные области применения ВЭС были систематизированы в монографиях и обзорах [67, 68]. С учетом развития и создания новых составов материалов и изучения их свойств, можно предположить о постепенном расширении сфер использования ВЭС.

На основе литературного обзора, проведенного в Главе 1, можно заключить, что высокоэнтропийные сплавы являются перспективными материалами, структура и свойства которых активно изучаются различными научными группами по всему миру. В то же время, электрические и магнитные свойства высокоэнтропийных сплавов в твердом и жидком состояниях на сегодняшний день изучены недостаточно. В настоящей работе предпринята попытка решения этой проблемы для высокоэнтропийных сплавов на основе алюминия и переходных металлов – никеля, кобальта, меди, циркония.

## **ГЛАВА 2. ИЗМЕРЕНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ**

### **2.1. Электрическое сопротивление**

Одним из ключевых физических свойств металлических сплавов как в твёрдом, так и в жидком состоянии является электрическое сопротивление, которое определяет возможности их практического использования в различных устройствах, например, для изготовления проводов с минимальным сопротивлением или для изготовления терморезистивных материалов. Кроме того, информация об электросопротивлении сплавов необходимо для проектирования электрических цепей. Также электросопротивление материалов является важным показателем при проведении технического контроля и диагностики в различных производственных отраслях. Изучение этого свойства позволяет получать сведения об электронном строении и характере химической связи в металлах [69].

Существует множество способов изучения электрического сопротивления, большинство из которых относятся к контактным методам. Однако их применение требует соблюдения строгих геометрических параметров образцов. Более того, окисление поверхности расплавов и электрических измерительных контактов при высоких температурах может стать причиной возникновения неконтролируемых ошибок.

Бесконтактный метод исследования электросопротивления сплавов, в том числе в жидком состоянии, широко применяется для изучения их температурных зависимостей. Этот метод включает помещение цилиндрического образца на упругой нити во вращающееся магнитное поле, которое создается тремя парами медных катушек, соединенных по схеме «звезда». Индукционные токи создают магнитный момент, взаимодействующий с внешним магнитным полем, что вызывает

вращающий механический момент  $M$ , противодействующий упругости нити. Угол поворота образца  $\varphi$  зависит от его электрического сопротивления и размеров, от величины и частоты вращающего магнитного поля, а также от коэффициента упругости нити  $k$ . Формула для расчета имеет следующий вид:

$$\rho = \rho_0 \frac{\varphi_0}{\varphi} \left(\frac{I}{I_0}\right)^2 \left(\frac{V}{V_0}\right)^{1.76} \quad (10)$$

где  $\rho$  – удельное электросопротивление,  $\varphi$  – угол поворота образца,  $I$  – сила тока в катушке статора, создающего вращательное магнитное поле и  $V$  – объём образца. Обозначения с нижним индексом «ноль» относятся к эталонному образцу, без индекса к исследуемому.

Оптимальные геометрические размеры (высота и радиус) цилиндрических образцов для измерения электросопротивления определяются следующим образом: предпочтительное соотношение  $h/R$  должно быть больше единицы. Это соотношение влияет на показатель степени 1.76 в формуле, используемой для расчета сопротивления. При учете всех геометрических параметров эталона и исследуемого образца при комнатной температуре, чтобы достичь погрешности измерений в пределах 2-3%, оптимальным значением отношения  $h/R$  является 1,76 [70].

Эталонным образцом может служить металл, чья температурная зависимость электрического сопротивления линейно изменяется в необходимом температурном диапазоне. Один из подходящих вариантов – молибден, у которого температурная зависимость сопротивления имеет линейный характер до 2300 К. В данном исследовании в роли эталонного образца выступал зонноочищенный монокристалл молибдена.

Температурная зависимость электросопротивления эталонного образца из молибдена  $\rho_0$  в температурном интервале 50–2000 К описывается выражением:

$$\rho_0 = -1.04 + 22.63 * 10^{-3}T + 2.46 * 10^{-6}T^2 \quad (11)$$

Основной проблемой при измерении электросопротивления бесконтактным методом является необходимость обеспечения равенства тока и температуры в экспериментах с эталоном и исследуемым образцом. Если ток, подаваемый на катушки статора, отличается от тока, использованного в эксперименте с эталоном, то погрешность измерений увеличивается.

Для предотвращения подобных ситуаций применяется специальная методика проведения градуировочного эксперимента с использованием эталонного образца из молибдена. Методика предполагает измерение температурно-полевой зависимости угла отклонения эталонного образца. При фиксированной температуре (с изотермическими выдержками не менее 15 минут) регистрируется угол отклонения образца от положения равновесия в зависимости от тока (величины магнитного поля), подаваемого на катушки статора. Значение тока при каждой измеренной температуре варьировалось от 0 А до 2,75 А.

По итогам эксперимента были получены точки, которые вместе образуют поверхность. Математическое представление этой поверхности - это интерполяция методом наименьших квадратов полученных точек полиномиальной поверхностью  $\varphi_0 = f(t, I)$  восьмой степени. Степень полинома выбирается исходя из критерия значимости коэффициентов и проверяется по значению стандартного отклонения от экспериментальных точек. Использование описанной методики калибровки по молибдену упрощает расчетную формулу и позволяет использовать все полученные экспериментальные точки при различных температурах для исследуемого образца. Расчетная формула (10) принимает следующий вид:

$$\rho = \rho_0 \frac{\varphi_0}{\varphi} \left(\frac{V}{V_0}\right)^{1.76} \quad (11)$$

Обозначения с нижним индексом 0 относятся к эталонному образцу из молибдена, без индекса – к исследуемому. Значения  $\varphi_0$  соответствуют значениям функции  $\varphi_0 = f(t, I)$ . Опыт применения методики проведения эксперимента с эталоном показал, что результаты одного градуировочного опыта можно использовать для обработки данных нескольких исследуемых образцов.

Точность определения электрического сопротивления значительно повышается за счет определения объема эталона и исследуемого сплава. Важно контролировать изменение массы эталона и образца до и после проведения опытов. Таким образом, вместо объема в формуле для определения электросопротивления учитывается плотность эталона и исследуемого сплава, и формула принимает следующий вид:

$$\rho = \rho_0 \frac{\varphi_0}{\varphi} \left(\frac{m \cdot d_0}{m_0 \cdot d}\right)^{1.76} \quad (12)$$

где  $\varphi$  – угол отклонения образца от положения равновесия,  $m$  – масса образца,  $d$  – плотность. Обозначения с индексом 0 относятся к эталонному образцу.

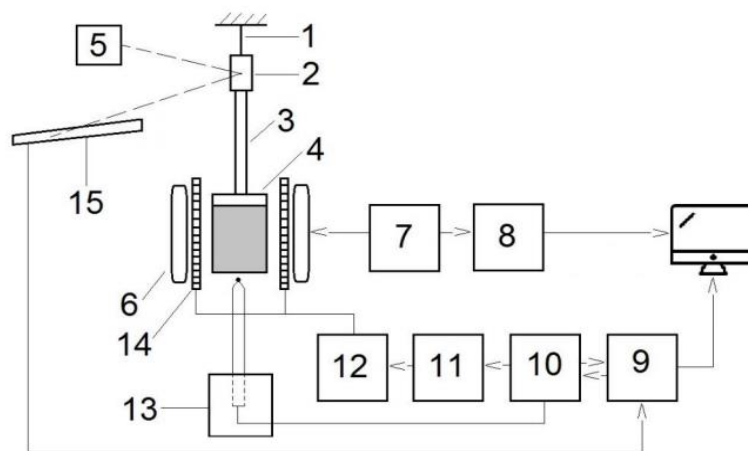
Относительная погрешность определения сопротивления может быть рассчитана по формуле:

$$\frac{\Delta \rho}{\rho} = \sqrt{\left(\frac{\Delta \rho_0}{\rho_0}\right)^2 + \left(\frac{\Delta \varphi}{\varphi}\right)^2 + \left(1.76 \cdot \frac{\Delta m}{m}\right)^2 + \left(1.76 \cdot \frac{\Delta m_0}{m_0}\right)^2 + \left(1.76 \cdot \frac{\Delta d_0}{d_0}\right)^2 + \left(1.76 \cdot \frac{\Delta d}{d}\right)^2} \quad (13)$$

В формуле учитываются все возможные источники погрешности, включая погрешность в определении электросопротивления эталонного образца, угла отклонения эталона и исследуемого образца, а также ошибки

в измерениях их массы и плотности. При учете всех этих параметров, итоговая погрешность в определении электросопротивления не превышает 3%.

На рисунке 3 показан внешний вид и блок-схема экспериментальной установки, реализующей бесконтактный метод во вращающемся магнитном поле.



**Рис. 4.** Внешний вид и блок-схема установки для измерения электросопротивления. 1 – нихромовая нить подвеса, 2 – зеркало в патроне, 3 – шток из огнеупорного материала, 4 – тигель с образцом, 5 – лазер, 6 – катушки статора, 7 – ЛАТР, 8 – вольтметр В7-78/1, 9 – микропроцессорная плата сбора данных, 10 – программный терморегулятор, 11 – тиристорный блок, 12 – силовой трансформатор, 13 – термостат холодных концов термопары, 14 – нагреватель, 15 – микропроцессорная линейка



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, в использованной для настоящего исследования экспериментальной установке, осуществляется фотометрическим методом. Подвесная система, созданная в установке, состоит из нихромовой нити (1), которая соединена со штоком из огнеупорного материала (оксид бериллия) (3), зеркалом (2) и тиглем с исследуемым образцом (4), представляет собой конструкцию, способную отклоняться под воздействием внешнего магнитного поля, создаваемого тремя парами медных катушек (6).

Лазерный луч, создаваемый лазером на основе полупроводникового лазерного диода LD 650–16 (5), отражается от зеркала подвески (2), через окно в вакуумной камере. Трудоёмким и важным здесь является измерение угла отклонения лазерного луча, отражённого зеркалом подвесной системы установки. Чувствительность установки определяется расстоянием от зеркала до места измерения лазерного пятна, чем больше это расстояние, тем выше чувствительность. Была использована система (15), состоящая из 512 фототранзисторов с диаметром линзы 3 мм. Эти фототранзисторы смонтированы вплотную друг к другу на 8 печатных платах (по 64 фототранзистора в каждой), закреплённых на металлической раме – линейке. Длина всей линейки, около 1,5 метров. Информация о положении лазерного пятна усреднённая за определённый интервал времени, кратный периоду колебания подвески, передаётся на микропроцессорную плату сбора данных (9). Данные, поступившие на плату (9), обрабатываются на компьютере специальным программным обеспечением. Для повышения точности измерений положения луча лазера важно знать собственную частоту колебаний подвески и выбирать время усреднения равное ее собственному периоду. У используемой подвески этот 53 период составлял примерно 4 с, а измерения одной точки длились 8 с, за это время измерение

положения координаты лазерного луча происходило 400 раз (время опроса 20 мс). Таким образом, использование данной системы регистрации, позволяет добиться точности определения координаты отраженного луча лазера до 0,5 мм.

Одновременно с записью данных о положении луча, происходит передача данных об измеренном токе в катушках статора (6), создающих магнитное поле, величина которого задается вручную с помощью ЛАТРа (7) и контролируется вольтметром В7-78/1. Данные с вольтметра поступают на компьютер через СОМ-порт.

Управление нагревом печи экспериментальной установки организовано по схеме, аналогичной схеме управления нагревом в печи гамма-плотномера, однако управление программами нагрева/охлаждения задается программным терморегулятором Термодат 14Е5 (10), который через тиристорный блок (11) управляет силовым трансформатором (12), соединенным с молибденовым нагревателем (14). В процессе выполнения опытов по измерению электросопротивления были заданы программы ступенчатого нагрева/охлаждения с изотермическими выдержками в течение 15 минут. Шаг по температуре составил 20–25 градусов.

В результате измерения одной экспериментальной точки получается массив данных, включающий в себя температуру, ток и положение луча лазера. Этот массив данных обрабатывается с помощью стандартного пакета MS Office Excel. Управление приборами осуществляется с помощью специально созданного щита управления, который оснащен тумблерами и кнопками.

## **2.2. Магнитная восприимчивость**

Магнитная восприимчивость — величина, характеризующая связь намагниченности вещества с магнитным полем в этом веществе.

Информация о магнитной восприимчивости металлических сплавов имеет большое значение для разработки новых материалов в различных областях науки и технологий [71].

Известно достаточное количество методов для измерения магнитных свойств металлов и сплавов, каждый из которых имеет ряд преимуществ [72]. Для высокотемпературных исследований наиболее подходящим является метод Фарадея. Его достоинства включают высокую чувствительность, что позволяет измерять слабомагнитные материалы, требование небольших объемов исследуемого образца, что делает метод экономичным при изучении редких и дорогостоящих металлов, а также отсутствие необходимости измерения величины поля в относительном варианте метода.

В настоящем исследовании использована экспериментальная установка для исследования магнитной восприимчивости сплавов методом Фарадея.

Суть используемого метода заключается в следующем: на образец с магнитным моментом  $M$  в неоднородном магнитном поле действует сила, составляющая которой по оси  $Z$  равна:

$$F_z = M \frac{dH}{dz} \quad (14)$$

Так как магнитный момент определяется формулой:

$$M = Jm = m\chi H \quad (15)$$

где  $m$  - масса образца,  $J$  - удельная намагниченность, то

$$F_z = m\chi H \frac{dH}{dz} \quad (16)$$

Таким образом, измерив величину силы  $F_z$  и зная  $H \frac{dH}{dz}$ , можно определить значение магнитной восприимчивости исследуемого образца.

Метод Фарадея предполагает помещение образца в область максимального градиента поля, при этом размер образца выбирается так, чтобы в его объеме градиент поля не изменялся существенно. Произведение  $H \frac{dH}{dz}$  должно оставаться постоянным в рабочей зоне камеры. Существуют различные модификации метода Фарадея, которые различаются только способами измерения силы, действующей на образец. Относительные измерения, как в используемой в данном исследовании установке, можно проводить без определения величины  $H \frac{dH}{dz}$ . В этом случае используется вещество с известной магнитной восприимчивостью - эталон, для которого:

$$(F_z)_0 = \chi_0 m_0 H \frac{dH}{dz} \quad (17)$$

откуда:

$$\chi = \frac{m_0}{m} \chi_0 \frac{F_z}{(F_z)_0} \quad (18)$$

где  $m$  - масса исследуемого образца,  $m_0$  - масса эталона,  $\chi$  - магнитная восприимчивость исследуемого образца,  $\chi_0$  - магнитная восприимчивость эталона.

В нашей работе в качестве эталонного образца использовалась соль Мора  $(Fe (NH_4)_2(SO_4)_2)$ .

В условиях эксперимента следует учитывать отклонение напряженности магнитного поля от его номинального значения. Колебания поля могут возникать в результате колебаний сетевого напряжения, изменения электрического сопротивления обмоток электромагнита. Эти отклонения учитываются при введении в расчетную формулу поправочного

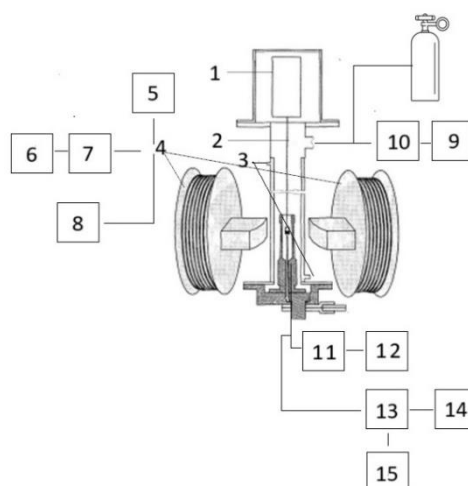
коэффициента  $1/(a \cdot U + b)$ , где  $a, b$  - параметры, которые определяются из полевой зависимости сигнала эталона.

Процесс измерения заключается в фиксации напряжения, подаваемого на компенсационные катушки электромагнитных весов, в отсутствие поля и при его включении. Разность показаний весов пропорциональна силе, действующей на образец со стороны магнитного поля. Окончательная формула для расчета восприимчивости имеет вид:

$$\chi = \frac{m_0}{m} \chi_0 \frac{u - u_{nc}}{u_0 - u_{nc}} \frac{1}{aU + b} \quad (19)$$

где  $u_{nc}$  - разность показаний весов при включенном и выключенном поле для пустого тигля;  $u$  - разность показаний весов при включенном и выключенном поле для тигля с образцом;  $u_0$  - разность показаний весов при включенном и выключенном поле для тигля с эталоном;  $U$  - падение напряжения на эталонном сопротивлении, включенном последовательно с обмотками электромагнита;  $a$  и  $b$  - постоянные коэффициенты.

Блок-схема установки и конструкция измерительной ячейки представлена на рисунке 5.



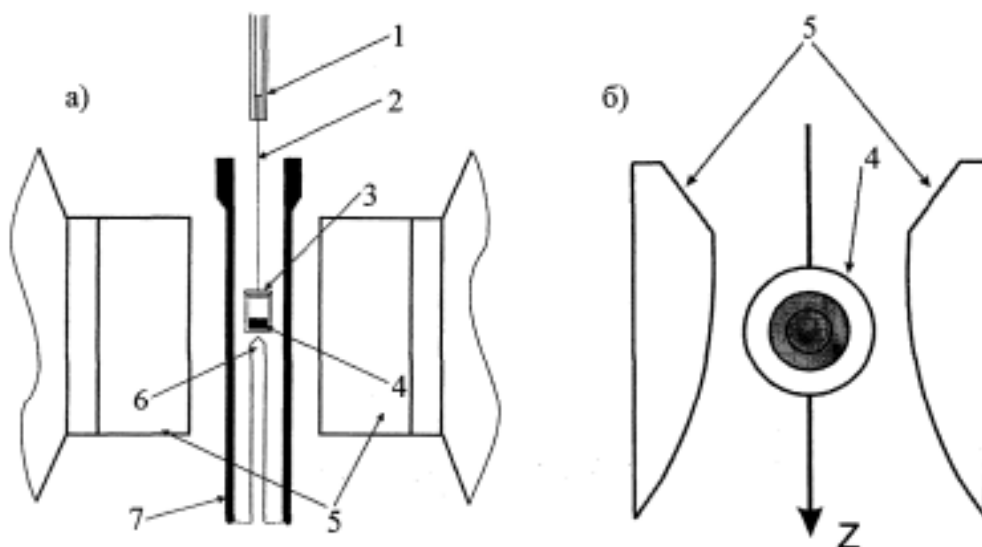
**Рис. 5.** Внешний вид и блок-схема установки для магнитной восприимчивости. 1 – маятниковые весы, 2 – титановый подвес с тиглем, 3 – система водяного охлаждения, 4 электромагнит с сердечником, 5 – вольтметр, 6 – трансформатор, 7 – выпрямитель, 8 – управляющие контакты, 9 – форвакуумный насос, 10 – вакуумный насос, 11 – нагреватель, 12 – термопара, 13 – понижающий трансформатор, 14 – трансформатор для регулировки, 15 – амперметр.

Экспериментальная установка включает в себя высокотемпературную камеру, внутри которой находится графитовый нагреватель, установленный на нижний фланец. К нагревателю подведены токоподводы. Для контроля температуры в печи используется вольфрам-рениевая термопара ВР-5/20, которая выведена из нижнего фланца через вакуумное уплотнение и находится внутри печи в защитном чехле из окиси бериллия. Электропитание печи, контроль нагрева и охлаждения осуществляются от трансформатора ОСУ 20/0,5 через автотрансформатор АОМН-40/220. Для вакуумирования и откачки газов из рабочей камеры используются форвакуумный и диффузионный насосы. В верхней части установки под

стальным колпаком расположены высокочувствительные электромагнитные весы, к которым крепится титановый стержень с образцом.

Исследуемое вещество помещается в тигель, который крепится на конце титанового капилляра с помощью молибденового стержня. Другой конец капилляра жестко связан со специальными высокочувствительными электромагнитными весами, способными фиксировать смещение тигля с образцом с точностью до  $10^{-6}$  м.

Сила, действующая на образец со стороны магнитного поля, измеряется компенсационным методом. Для этого используется специальная система конденсаторов, фиксирующая смещение емкостным методом. Возвращение системы в нулевое положение осуществляется электромагнитной катушкой с вставленным в нее ферромагнитным сердечником из сплава Sm-Co. Напряжение, подаваемое на эту катушку, прямо пропорционально силе, действующей на тигель с образцом. Неоднородное поле создается полюсными наконечниками специальной формы (рисунок 6 (а, б)).



**Рис. 6.** Схема экспериментальной установки: а) срез в вертикальной плоскости; б) срез в горизонтальной плоскости 1 - титановый капилляр; 2 - молибденовый стержень; 3 - молибденовая крышка; 4 - тигель с образцом; 5 - полюса магнита; 6 - термопара ВР-5/20; 7 - нагреватель.

Экспериментальная топография магнитного поля показала, что форма полюсных наконечников обеспечивает необходимое условие постоянства  $H \frac{dH}{dz}$ . Сравнительно большие размеры площадки, порядка  $20 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2$  уменьшили погрешность в измерении магнитной восприимчивости. С целью дополнительного увеличения чувствительности установки, а также уменьшения градиента температуры в экспериментальной установке используется разрезной нагреватель из графита. Небольшие размеры нагревателя позволяют устранить радиальный градиент температуры в рабочей зоне. Таким образом в экспериментальной установке созданы условия для дополнительного уменьшения погрешности в определении абсолютного значения магнитной восприимчивости.

В экспериментальной установке для измерения магнитной восприимчивости, расположенной в Научно-образовательном центре



«Расплав» используется нагреватель из графита. Использование графитового нагревателя приводит к значительному поглощению кислорода, что, в свою очередь, снижает скорость образования окисной пленки на исследуемом образце, а также позволяет минимизировать присутствие металлических частей в области магнитного поля по сравнению с нагревателем из молибдена.

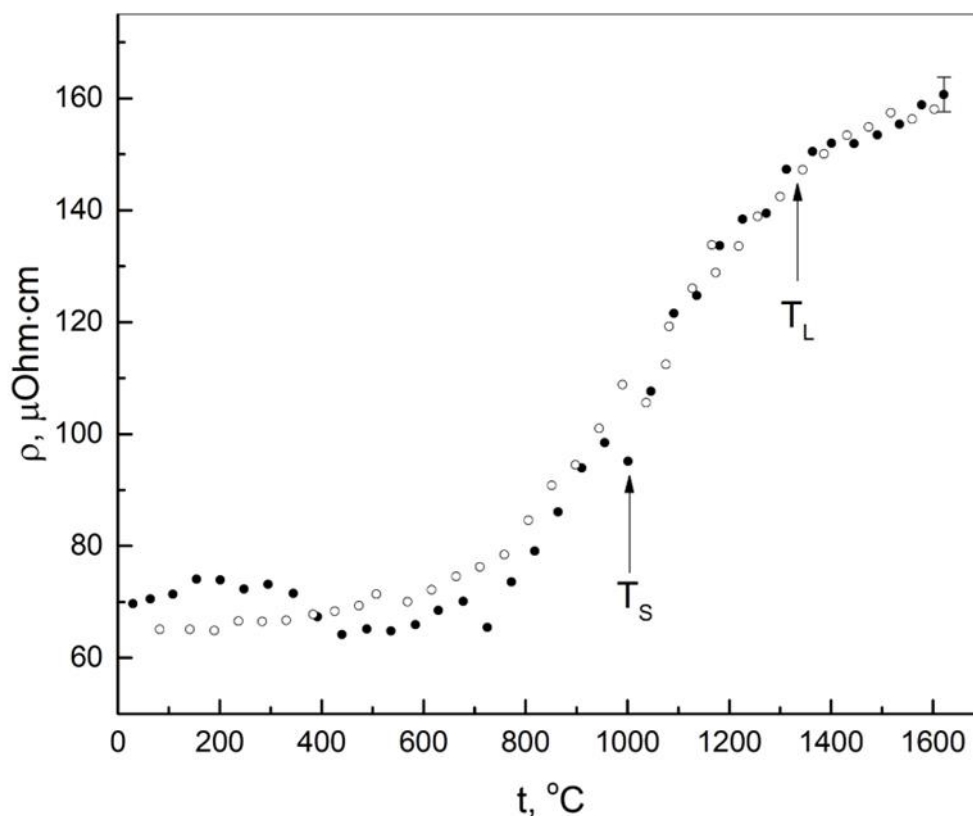
Измерения магнитной восприимчивости сплавов проводилось в атмосфере высокочистого гелия. Объем экспериментальной установки предварительно вакуумировался до давления около  $1 \cdot 10^{-2}$  Па, а затем заполнялся гелием марки А (чистотой 99,999 %) до давления  $1,1 \cdot 10^5$  Па. Исследования проводили в тиглях из оксида бериллия. Масса образцов составляла не более 1,5 граммов. Температурная зависимость магнитной восприимчивости исследовалась в процессе нагрева и последующего охлаждения с шагом по температуре составляет 25–30 К и изотермическими выдержками 7-10 минут при каждой температуре.

## ГЛАВА 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

### 3.1. Электрическое сопротивление

В данном параграфе представлены результаты исследований температурных зависимостей электрического сопротивления сплавов  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Zr}_{20}$ ,  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{30}\text{Cu}_{30}\text{Zr}_{10}$ ,  $\text{Al}_{30}\text{Ni}_{15}\text{Co}_{15}\text{Cu}_{35}\text{Zr}_5$ ,  $\text{Al}_{35}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{15}\text{Cu}_{35}\text{Zr}_5$ , полученных с использованием экспериментальной установки, описанной в параграфе 2.1.

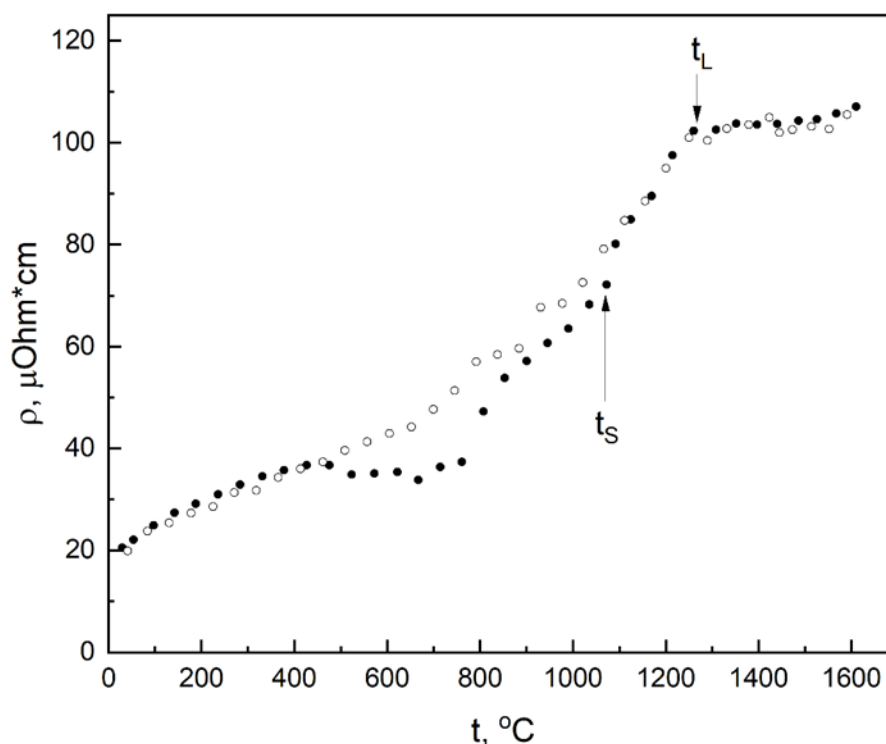
Температурная зависимость электрического сопротивления эквиатомного сплава  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Zr}_{20}$  представлена на рисунке 7. Стрелками на рисунке 7 и далее показаны температуры солидус ( $T_S$ ) и ликвидус ( $T_L$ ).



**Рис. 7.** Температурная зависимость электрического сопротивления эквиатомного сплава  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Zr}_{20}$ . Темные точки – нагрев, светлые – охлаждение.

Установлено, что в кристаллическом состоянии температурная зависимость электрического сопротивления имеет сложный вид, включая участки повышения и понижения. Выше температуры 1000 °С в сплаве начинается резкий рост сопротивления и при температуре солидус абсолютные значения сопротивления достигают 92–95 мкОм\*см. В двухфазном состоянии продолжается нелинейный рост сопротивления до температуры ликвидус, при которой значения сопротивления достигают 140–143 мкОм\*см. В жидком состоянии сопротивление сплава может быть описано линейной функцией. В охлаждении наблюдаются расхождения на нескольких участках температурной зависимости, которые начинаются ниже 1000 °С.

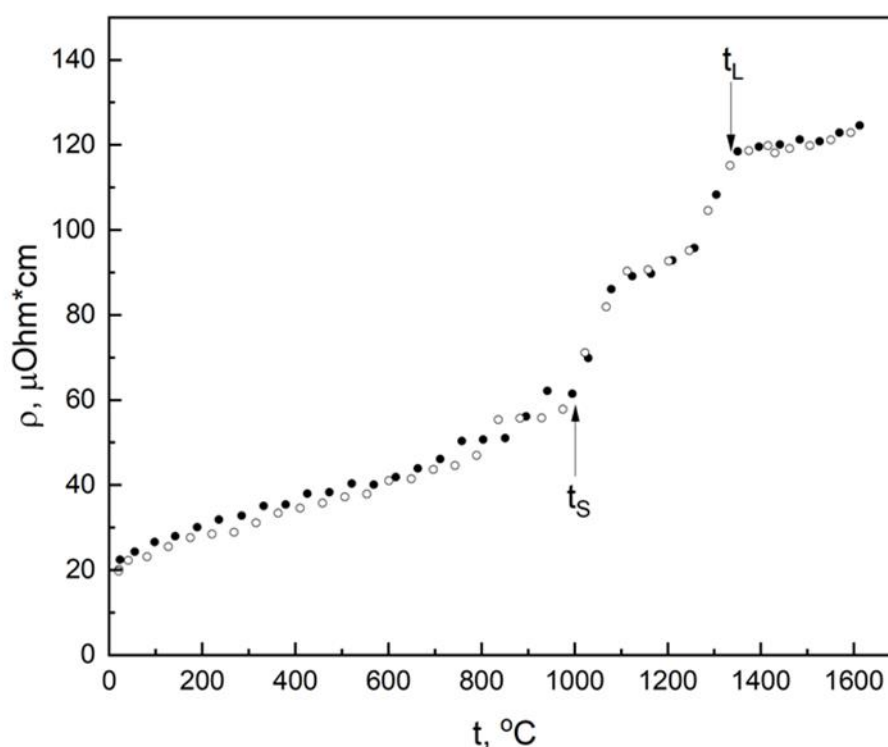
Температурная зависимость электрического сопротивления сплава  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{30}\text{Cu}_{30}\text{Zr}_{10}$  показана на рисунке 8.



**Рис. 8.** Температурная зависимость электрического сопротивления сплава  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{30}\text{Cu}_{30}\text{Zr}_{10}$ . Темные точки – нагрев, светлые – охлаждение.

Показано, что в кристаллическом состоянии температурная зависимость электрического сопротивления имеет сложный вид, а именно: электросопротивление возрастает до температуры 430 °С, после чего нелинейно уменьшается до температуры 800 °С, выше которой до температуры солидус начинается резкий рост сопротивления (величина сопротивления при  $t_s$  достигает 70 мкОм\*см). В двухфазном состоянии продолжается нелинейный рост сопротивления до температуры ликвидус, при которой значения сопротивления достигают 105 мкОм\*см. В жидком состоянии сопротивление сплава может быть описано линейной функцией. В охлаждении присутствуют расхождения в значениях, а именно отсутствует резкое уменьшение сопротивления.

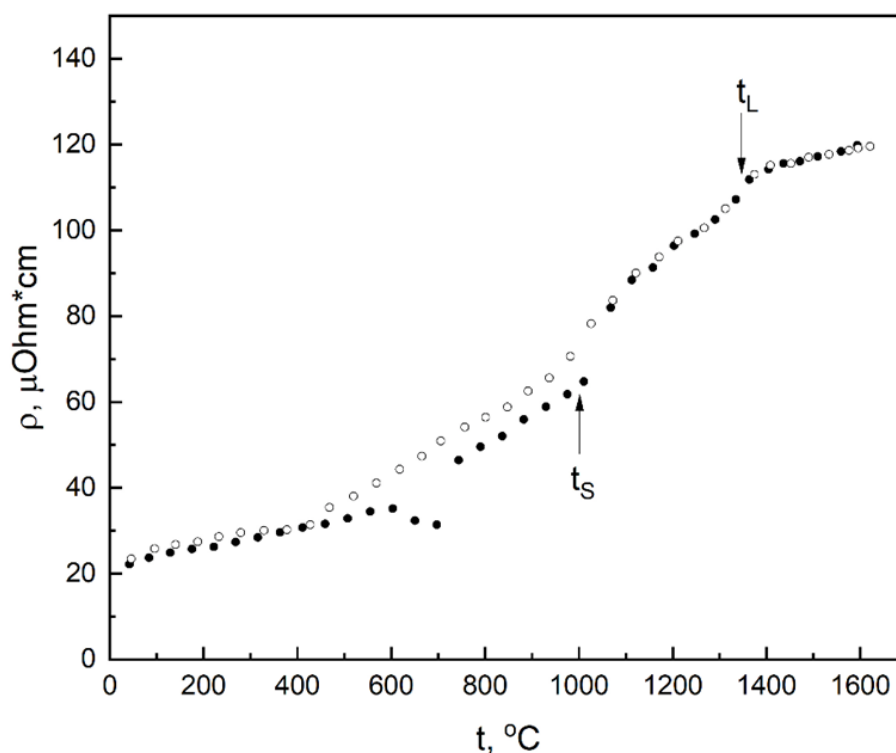
Температурная зависимость электрического сопротивления сплава  $Al_{30}Ni_{15}Co_{15}Cu_{35}Zr_5$  приведена на рисунке 9.



**Рис. 9.** Температурная зависимость электрического сопротивления сплава  $Al_{30}Ni_{15}Co_{15}Cu_{35}Zr_5$ . Темные точки — нагрев, светлые — охлаждение.

Установлено, что в кристаллическом состоянии температурная зависимость электрического сопротивления имеет сложный вид. При переходе в двухфазное состояние при температуре 1000 °С в сплаве начинается резкий рост сопротивления, при котором обнаружены изменения температурного коэффициента сопротивления (ТКС) до температуры 1300 °С, при этом абсолютные значения сопротивления достигают 120 мкОм\*см. В жидком состоянии температурная зависимость электросопротивления сплава имеет линейный вид. В охлаждении расхождений не наблюдается.

Температурная зависимость электрического сопротивления сплава  $\text{Al}_{35}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{15}\text{Cu}_{35}\text{Zr}_5$  показана на рисунке 10.



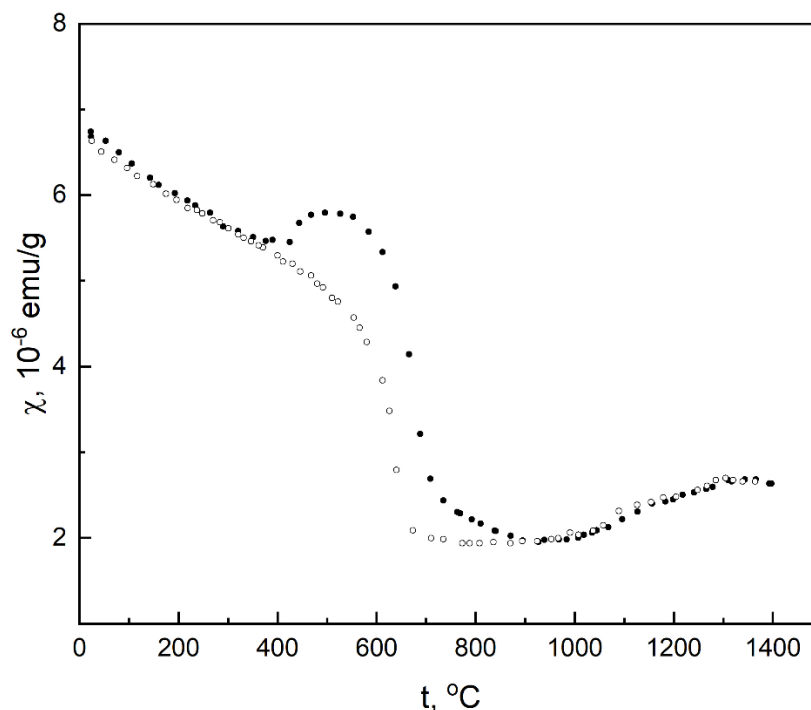
**Рис. 10.** Температурная зависимость электрического сопротивления сплава  $\text{Al}_{35}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{15}\text{Cu}_{35}\text{Zr}_5$ . Темные точки – нагрев, светлые – охлаждение.

Установлено, что в кристаллическом состоянии температурная зависимость электрического сопротивления имеет сложный вид, а именно до температуры 600 °С наблюдается линейный рост, при температуре 600–700 °С, после чего происходит скачкообразный рост значений. В двухфазном состоянии в сплаве начинается резкий рост сопротивления, сопровождающийся изменениями ТКС до температуры 1370 °С, при этом абсолютные значения сопротивления достигают 115 мкОм\*см. В жидком состоянии сопротивление сплава имеет линейный вид зависимости. В охлаждении расхождения в значениях сопротивления наблюдаются с 700–600 °С. В охлаждении наблюдаются расхождения, а именно отсутствует локальный минимум при температуре около 700 °С.

### **3.2. Магнитная восприимчивость**

В данном параграфе представлены результаты исследований температурных зависимостей магнитной восприимчивости сплавов  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Zr}_{20}$ ,  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{30}\text{Cu}_{30}\text{Zr}_{10}$ ,  $\text{Al}_{30}\text{Ni}_{15}\text{Co}_{15}\text{Cu}_{35}\text{Zr}_5$ ,  $\text{Al}_{35}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{15}\text{Cu}_{35}\text{Zr}_5$ , полученных с использованием экспериментальной установки, описанной в параграфе 3.2.

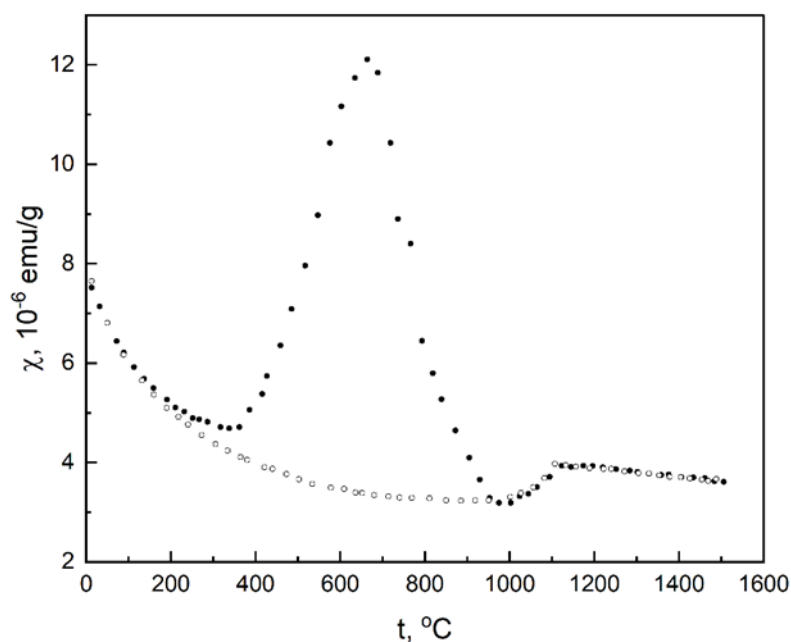
Температурная зависимость магнитной восприимчивости эвдиатомного сплава  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Zr}_{20}$  представлена на рисунке 11.



**Рис. 11.** Температурная зависимость магнитной восприимчивости эквиатомного сплава  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}\text{Zr}_{20}$ . Темные точки – нагрев, светлые – охлаждение.

Установлено, что в кристаллическом состоянии температурная зависимость магнитной восприимчивости имеет сложный вид, включая участки понижения и повышения. Выше температуры 400 °C в сплаве начинается рост магнитной восприимчивости, продолжающийся до температуры 500 °C, после чего наблюдается резкий спад значений, заканчивающийся около 700 °C. В двухфазном состоянии наблюдается нелинейный рост восприимчивости до температуры ликвидус. В жидком состоянии магнитная восприимчивости сплава может быть описана линейной функцией. В охлаждении наблюдается расхождения значений, а именно отсутствует резкий рост сопротивления в диапазоне температур 430–600 °C.

Температурная зависимость магнитной восприимчивости сплава  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{30}\text{Cu}_{30}\text{Zr}_{10}$  представлена на рисунке 12.

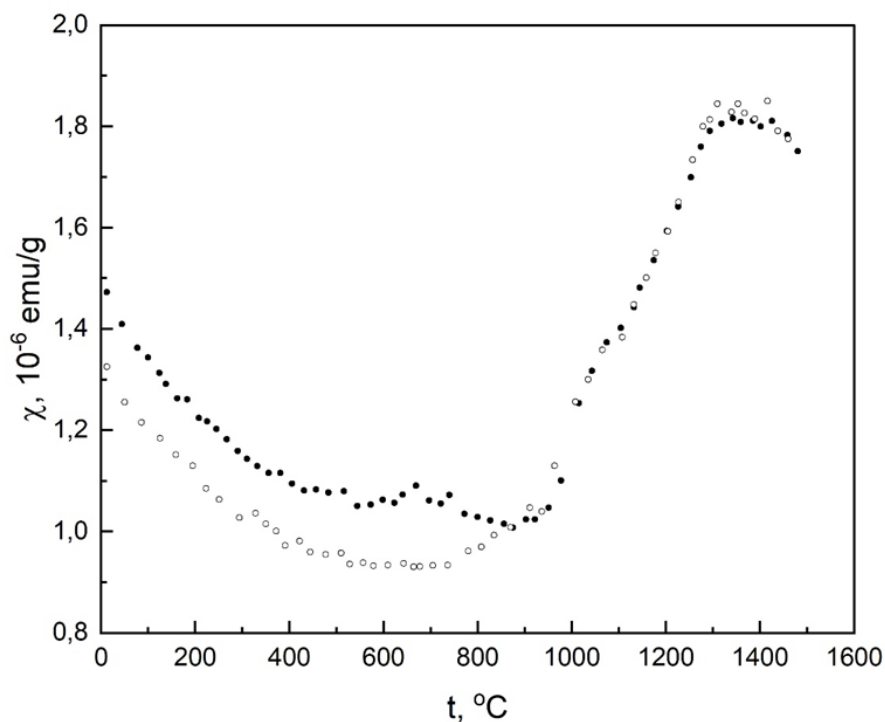


**Рис. 12.** Температурная зависимость магнитной восприимчивости сплава  $\text{Al}_{20}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{30}\text{Cu}_{30}\text{Zr}_{10}$ . Темные точки – нагрев, светлые – охлаждение.

Установлено, что в кристаллическом состоянии температурная зависимость магнитной восприимчивости имеет сложный вид. Примерно при температуре 400 K в сплаве начинается резкий рост восприимчивости, продолжающийся примерно до 700 K, после чего наблюдается снижение значений. В жидком состоянии магнитная восприимчивость сплава может быть описана линейной функцией. В охлаждении отсутствует локальный максимум на диапазоне температур 400–1000 °C.

Температурная зависимость магнитной восприимчивости сплава  $\text{Al}_{30}\text{Ni}_{15}\text{Co}_{15}\text{Cu}_{35}\text{Zr}_5$  показана на рисунке 13.

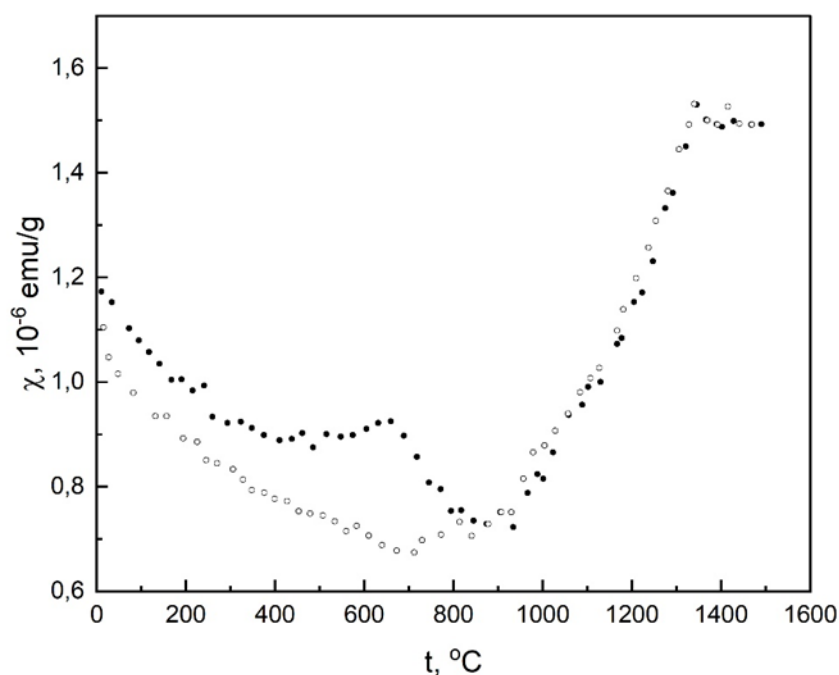




**Рис. 13.** Температурная зависимость магнитной восприимчивости сплава  $\text{Al}_{30}\text{Ni}_{15}\text{Co}_{15}\text{Cu}_{35}\text{Zr}_5$ . Темные точки – нагрев, светлые – охлаждение.

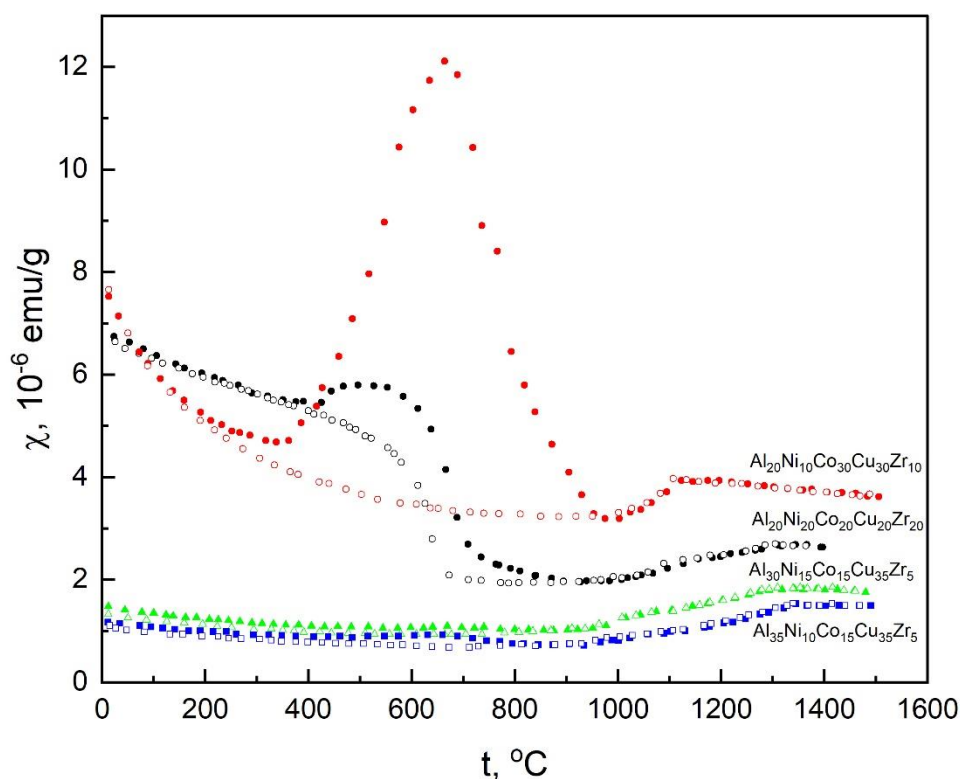
Установлено, что в кристаллическом состоянии температурная зависимость магнитной восприимчивости имеет сложный вид. В температурном интервале от комнатной температуры до 400–420 °С, значения магнитной восприимчивости монотонно уменьшаются, после чего наблюдается скачкообразный рост значений, переменнo уменьшающийся до температуры солидус. При переходе в двухфазное состояние при температуре 1000 °С в сплаве начинается резкий рост восприимчивости. В жидком состоянии температурная зависимость магнитной восприимчивости сплава имеет линейный вид. В охлаждении присутствуют расхождения, связанные с небольшими повышениями значений магнитной восприимчивости в кристаллическом состоянии.

Температурная зависимость магнитной восприимчивости сплава  $\text{Al}_{35}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{15}\text{Cu}_{35}\text{Zr}_5$  показана на рисунке 14.



**Рис. 14.** Температурная зависимость магнитной восприимчивости сплава  $\text{Al}_{35}\text{Ni}_{10}\text{Co}_{15}\text{Cu}_{35}\text{Zr}_5$ . Темные точки – нагрев, светлые – охлаждение.

Установлено, что в кристаллическом состоянии температурная зависимость магнитной восприимчивости имеет сложный вид, а именно происходит скачкообразное изменение значений. В двухфазном состоянии в сплаве начинается резкий рост магнитной восприимчивости до температуры 1300 °С. В жидком состоянии сопротивление сплава имеет линейный вид зависимости. В охлаждении наблюдаются расхождения в кристаллическом состоянии.



**Рис. 15.** Сравнительный график значений магнитной восприимчивости различных составов сплава AlNiCoCuZr.

Обнаруженные аномалии могут быть объяснены тем, что при температуре 400–450 °C в сплавах происходит изменение модификации кристаллической решетки кобальта, которое приводит к началу перераспределения компонентов сплавов. По-видимому, атомы кобальта начинают диффундировать в соединения с алюминием и медью, из-за чего происходит рост этих соединений. При достижении температуры 600–650 °C их рост завершается, а дальнейший нагрев приводит к обратному процессу – перераспределению атомов кобальта в соединениях, вследствие их метастабильности.

### **3.3. Обучение школьников физике через вовлечение в научную деятельность**

Свердловская область – крупный промышленный регион России, основой экономики которого являются горнодобывающая, металлургическая и машиностроительная отрасли промышленности. Основу экономического потенциала Свердловской области составляет промышленный комплекс (39% в ВРП Свердловской области), который является одним из наиболее крупных в стране. Свердловская область относится к числу десяти основных регионов Российской Федерации, на долю которых приходится около 50% производимой в России промышленной продукции. Во многом экономический рост Свердловской области определяется именно ростом промышленного производства – около 31,7% валового регионального продукта производится на предприятиях обрабатывающей и добывающей промышленности.

Более 96% промышленного производства (без учета вида экономической деятельности «Обеспечение электрической энергией, газом и паром» и «Водоснабжение, водоотведение, организация сбора и утилизации отходов») приходится на обрабатывающий сектор, а в его основе большой удельный вес имеют профилирующие отрасли специализации, в том числе сырьевые и материалоемкие – черная и цветная металлургия, машиностроение, металлообработка и химическое производство, на долю которых приходится порядка 70% обрабатывающих производств [73]. Для обеспечения стабильного функционирования и развития промышленности в условиях растущей конкуренции на мировом рынке, принимая во внимание необходимость импортозамещения, требуется поиск технологий, которые помогут повысить эффективность производства существующей продукции и разработку новых технологий для создания изделий на их основе.

В 2023 году в промышленном секторе Свердловской области ключевой проблемой, с которой сталкивались свердловские предприятия, стала недостаток квалифицированных кадров (нехватку квалифицированных кадров отметили 76% свердловских предприятий). Чаще всего предприятия испытывают дефицит квалифицированных рабочих (61,8%), а также специалистов высшего уровня профессиональной квалификации (54,9%), среднего уровня (46,1%), а также операторов, аппаратчиков, машинистов установок и машин (46,1%), то есть нехватка квалифицированных специалистов наблюдается на всех этапах производства, начиная с технической подготовки и заканчивая эксплуатацией оборудования.

Стоит также отметить, что средний возраст высококвалифицированного инженерно-технического персонала составляет 53 года и выше.

Несмотря на то, что в Свердловской области каждый четвертый ученик 11 класса выбирает экзамен по физике, количество абитуриентов, желающих учиться в университетах региона на инженерных специальностях, а также число выпускников этих университетов, готовых работать инженерами и конструкторами на предприятиях Свердловской области, не удовлетворяет потребности работодателей и университетов региона. Основная трудность состоит в том, что учащиеся (выпускники школ, студенты младших курсов) не имеют сознательного желания получать образование по инженерным специальностям и рабочим профессиям технического направления.

Кроме того, в 2023 г. беспокойство вызывало и невысокое качество знаний абитуриентов по предметам естественнонаучного цикла и математике. Итоги сдачи ЕГЭ школьниками Свердловской области в том году: по физике – 54 балла, математике – 55 баллов. Данные свидетельствуют о необходимости принятия дополнительных мер по повышению качества обучения

Поэтому в октябре 2014 г. указом губернатора Свердловской области Куйвашевым Е. В. была утверждена Комплексная программа «Уральская инженерная школа» на 2015–2034 гг., направленная на повышение мотивации обучающихся к изучению предметов естественно-научного цикла и последующему выбору рабочих профессий технического профиля и инженерных специальностей.

В рамках программы «Уральская инженерная школа» возникла идея включить погружение в науку в процесс обучения физике школьников. Для этого идеально подходит научно-образовательный центр «Расплав» в институте ИМФИ УрГПУ, где созданы все необходимые условия. Такой подход поможет стимулировать интерес учащихся к образованию в технических специальностях и, вероятно, приведет к желанию более глубоко изучать физику. Для достижения этой цели предлагается ознакомить школьников с особенностями жидких металлов и методами их исследования.

Научная лаборатория НОЦ «Расплав» кафедры физики, технологии и методики обучения физике и технологии представляет собой уникальную научную платформу, доступную как для российских и зарубежных аспирантов технических вузов, так и для студентов педагогического университета, которые готовятся к карьере учителей физики.

Предварительное анкетирование обучающихся (см. Приложение 1) показало:

1. Многие обучающиеся проявляют низкий интерес к изучению точных наук, что снижает их мотивацию.
2. Некоторые обучающиеся не осознают, как важна наука для современного производства и развития общества.
3. Большинство обучающихся не имеют актуальных знаний о научном прогрессе и его применении в современной промышленности и производстве.

Предполагается решение следующих задач:

1. Пробудить в учащихся интерес к техническому образованию, инженерным дисциплинам и предметам естественно-научного цикла;
2. Определить склонности и способности учащихся к изучению предметов естественно-научного цикла;
3. Сформировать у учащихся навыки практической деятельности, необходимой для ведения исследовательских, лабораторных и конструкторских работ.

Данную методику следует реализовывать в 2 этапа:

1 этап. Ознакомление учащихся с научной деятельностью

Шаг 1. 6–7 классы – проведение занятий естественно-научного цикла на базе педагогического кванториума им. В.Г. Житомирского, а также демонстрации физических явлений, используя оборудование лабораторий. Экскурсии по Технопарку универсальных педагогических компетенций, а также в НОЦ «Расплав», где обучающиеся знакомятся с действующим научным оборудованием.

Результат – понимание отличий учебных лабораторий от научных, учебных опытов от научных экспериментов.

Шаг 2. 6–7 классы – знакомство с современными методами исследования свойств металлов.

Результат – пробуждение интереса к изучению физики, осознание необходимости повышения уровня знаний для участия в научных исследованиях.

2 этап. Занятия в научной лаборатории под руководством сотрудников лаборатории.

Шаг 3. Участие обучающихся в научных экспериментах. Результат – подготовка доклада по физике.

Шаг 4. Самостоятельная проектная деятельность.

Результат – выполнение собственного проекта в рамках деятельности лаборатории.

### 3.3.1. Реализация методики

Первый этап методики в формате учебных занятий и экскурсий был реализован в период октябрь – апрель 2024 г. с учащимися 6–7 классов школы города Екатеринбурга и поселка Верхнее Дуброво.

На диаграммах в Приложении 1 представлены оценки значимости науки учащимися до и после занятий и экскурсий. Результаты показали, что обучающиеся проявили интерес к научным исследованиям, начали осознавать роль науки для современного производства.

Анкета:

1. Укажите ваше отношение к научным открытиям, новым технологиям и науке в целом

- Испытываю большой интерес
- Испытываю умеренный интерес
- Отношусь нейтрально
- Не интересуюсь
- Я против науки и её достижений

2. Испытываете ли вы желание заниматься научной деятельностью?

- да, испытываю
- очень хотел бы
- никогда не думал об этом
- нет, меня это абсолютно не интересует

3. Как Вы думаете, есть ли потребность у человека применять теоретические знания по физике в повседневной жизни? Возможно ли это?

- Да
- Нет
- Затрудняюсь ответить

4. Какие вопросы вы чаще всего любите задавать?



- интересно, как это сделали?
- почему так происходит?
- как он (оно, она) возник?
- я не люблю задавать вопросы.

5. Назовите трех известных Вам современных ученых. Ставьте прочерк, если затрудняетесь с ответом.

6. Назовите известные Вам научные открытия (достижения), сделанные в последние 4 года. Ставьте прочерк, если затрудняетесь с ответом.

7. Какие мероприятия, реализованные на территории Свердловской области, посвященные науке и технике, Вы знаете?

8. Участвовали ли вы когда-либо в проектной деятельности, посвященной науке и технике (физике)? Если да, то в какой?

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Подводя итог выполненной работе, мы можем заключить, что задачи исследования, поставленные во введении, выполнены полностью. Его основные результаты и выводы:

1. На основе анализа и систематизации литературы, изучены особенности современных функциональных материалов - высокоэнтропийных сплавов.

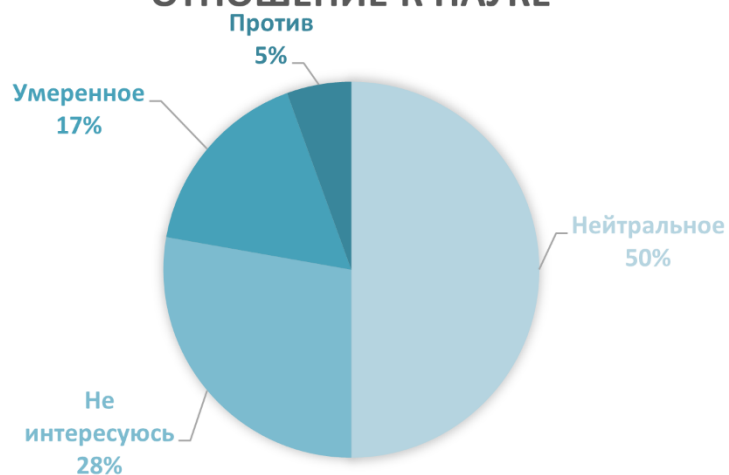
2. Изучены методы и экспериментальные установки для измерения электрического сопротивления и магнитной восприимчивости.

3. Впервые получены температурные зависимости электрического сопротивления и магнитной восприимчивости сплавов Al-Ni-Co-Cu-Zr в широком температурном интервале, включая жидкое состояние. Установлено, что исследованные сплавы характеризуются аномальным видом температурных зависимостей в режиме нагрева.

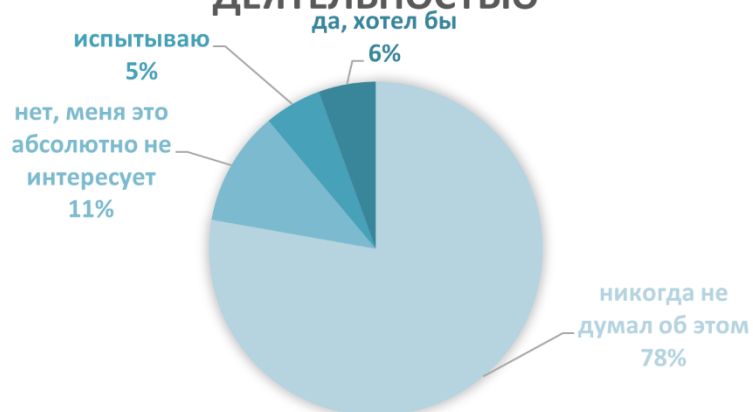
4. Проведены учебные занятия для учащихся 6–7 классов, а также экскурсии в «НОЦ» Расплав. Содержание занятий было использовано не только для закрепления тем, пройденных в ходе изучения школьного курса физики, но и для мотивации школьников к углубленному изучению предмета и профориентации на рабочие профессии технического профиля и инженерные специальности.

Таким образом, цели, поставленные в начале исследовательской работы, полностью достигнуты. Также была разработана методика вовлечения учащихся в научную деятельность и углубления их знаний по предмету «Физика», что позволяет полагать, что результаты выпускной квалификационной работы будут полезны и с дидактической точки зрения.

### ОТНОШЕНИЕ К НАУКЕ

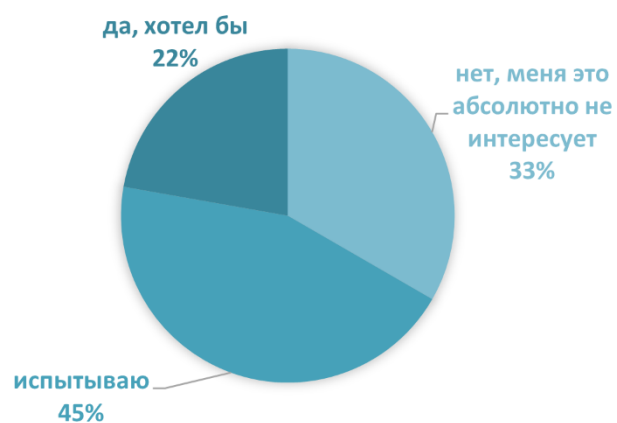


### ЖЕЛАНИЕ ЗАНИМАТЬСЯ НАУЧНОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТЬЮ





### ЖЕЛАНИЕ ЗАНИМАТЬСЯ НАУЧНОЙ ДЕЯТЕЛЬНОСТЬЮ





## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Y.F. Ye, Q. Wang, J. Lu, C.T. Liu, Y. Yang, High-entropy alloy: challenges and prospects // *Mater. Today* 19 (6) (2016) 349–362.
2. Y. Xin, S. Li, Y. Qian, W. Zhu, H. Yuan, P. Jiang, R. Guo, L. Wang, High-entropy alloys as a platform for catalysis: progress, challenges, and opportunities // *ACS Catal.* 10 (19) (2020) 11280–11306.
3. M.C. Gao, J.-W. Yeh, P.K. Liaw, Y. Zhang, *High-Entropy Alloys* // Springer International Publishing, 2016, p. 516.
4. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin Ts.-Sh., Shun T.-Ts., Tsau Ch.- H., Chang Sh.-Y. Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principle Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes // *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6 №8, 299-303.
5. Wang Y.P., Li B.Sh., Heng Zh.F. Solid Solution or Intermetallics in a High- Entropy Alloy // *Advanced Engineering Materials*, 2009, 11 № 8, 641-644.
6. Singh S., Wanderka N., Murty B.S., Glatzel U., Banhart J., Decomposition in multi-component AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy // *Acta Materialia*, 2011, 59, 182- 190.
7. N.D. Stepanov, N. Yu Yurchenko, V.S. Sokolovsky, M.A. Tikhonovsky, G. A. Salishchev, An AlNbTiVZr0.5 high-entropy alloy combining high specific strength and good ductility // *Mater. Lett.* 161 (2015) 136–139.
8. B.X. Cao, C. Wang, T. Yang, C.T. Liu, Cocktail effects in understanding the stability and properties of face-centered-cubic high-entropy alloys at ambient and cryogenic temperatures // *Scripta Mater.* 187 (2020) 250–255.
9. Richard Gawel, Łukasz Rogal , Grzegorz Smoła , Zbigniew Grzesik, High-temperature oxidation and diffusion studies on selected Al–Cr–Fe–Ni high-

entropy alloys for potential application in thermal barrier coatings // Intermetallics, Volume 169, 2024, 108273.

10. Elaf A. Anber , David Beaudry , Charlie Brandenburg , Sebastian Lech , Lavina Backman , Daniel L. Foley , Emily L. Wang , Michael Joseph Waters, Oxidation resistance of Al-containing refractory high-entropy alloys // Scripta Materialia, Volume 244, 15 April 2024, 115997.

11. Hirotada Hashimoto, Shigehito Isobeb, Naoyuki Hashimoto, Hiroshi Oka, Synthesis of Li-Mg-Al-Ti based lightweight high entropy alloys by mechanical alloying and investigation of conditions for solid solution formation // Journal of Alloys and Metallurgical Systems, Volume 4, 2023, 100037.

12. Shen Wang, Jing Li, Da Li // Journal of Materials Research and Technology, Volume 25, 2023, Pages 5483-5493

13. B.G.F. Eggert , E.K. Delczeg-Czirjak , B.C. Hauback , C. Frommen, Magnetic transitions in V-Fe-Co-Ni-Cu-based high entropy alloys, Author links open overlay panel // Materials Today Physics, Volume 35, June 2023, 101116

14. Bruno G.F. Eggert, Erna K. Delczeg-Czirjak, Fernando Maccari, Susmit Kumar, Oliver Gutfleisch, Helmer Fjellvåg, Bjørn C. Hauback, Christoph Frommen, Exploring V-Fe-Co-Ni-Al and V-Fe-Co-Ni-Cu high entropy alloys for magnetocaloric applications // Journal of Alloys and Compounds, Volume 921, 15 November 2022, 166040

15. Волькенштейн, М. В., Энтропия и информации / М. В. Волькенштейн. - М.: Наука, 1986. – 192 с

16. Шульце, Г. Металлофизика / Г. Шульце под ред. Я. С. Усманский. - М. Мир, 1971.

17. Громаков Н.С., Бойчук В.А., Овчинников В.В. Основные закономерности химических процессов: Учебное пособие, Казань: КГАСУ, 2005.- 62 с.

18. Новиков И. И., Золоторевский В.С., Портной В.К., Белов Н. А., Ливанов Д.В., Медведев С.В., Аксенов А.А., Евсеев Ю.В. Металловедение.

Учебник. В 2 томах Т.И. Колл. авторов / Под общей редакцией В.С. Золоторевского – М.: Издательский Дом МИСиС, 2009. – 496с.

19. Готтштайн Г. Физико-химические основы материаловедения – М.: Бином, Лаборатория знаний, 2009, 400 с.

20. P. Cui, Y. Ma, L. Zhang, M. Zhang, J. Fan, W. Dong, *et al.*, Effect of Ti on microstructures and mechanical properties of high entropy alloys based on CoFeMnNi system // Mater Sci Eng, A, 737 (2018).

21. J.-K. Xiao, H. Tan, J. Chen, A. Martini, C. Zhang, Effect of carbon content on microstructure, hardness and wear resistance of CoCrFeMnNiC<sub>x</sub> high-entropy alloys // J Alloys Compd, 847 (2020), Article 156533.

22. A. Tabrizikahou, M. Kuczma, M. Łasecka-Plura, E. Noroozinejad Farsangi, M. Noori, P. Gardoni, S. Li, Application and modelling of Shape-Memory Alloys for structural vibration control: state-of-the-art review Constr. // Build. Mater., 342 (2022), Article 127975

23. Franz Müller, Bronislava Gorr, Hans-Jürgen Christ, Hans Chen, Alexander Kauffman, Stephan Laube, Martin Heilmaier, Formation of complex intermetallic phases in novel refractory high-entropy alloys NbMoCrTiAl and TaMoCrTiAl: Thermodynamic assessment and experimental validation // Journal of Alloys and Compounds, Volume 842, 25 November 2020, 155726

24. W.H. Liu , Z.P. Lu , J.Y. He, J.H. Luan , Z.J. Wang , B. Liu , Yong Liu, M.W. Chen , C.T. Liu, Ductile CoCrFeNiMox high entropy alloys strengthened by hard intermetallic phases // Acta Materialia, Volume 116, 1 September 2016, Pages 332-342.

25. Zhang Y., Zhou Y.J., Lin J.P., Chen G.L., Liaw P.K. Solid-Solution Phase Formation Rules for Multi-component Alloys // Advanced Engineering Materials, 2008, 10 №6, 534-538.

26. Yang X., Zhang Y. Prediction of high-entropy stabilized solid-solution in multicomponent alloys // Materials Chemistry and Physics, 2012,132, 233-238.



27. Hume-Rothery W. The Structure of Metals and Alloys. 1st ed. Institute of Metals, London, UK, 1936.
28. Swalin R.A. Thermodynamics of solids, 2nd edn. Eds.: E. Burke, B. Chalmers, J.A. Krumhansl, Wiley, NY, 1991, 21.
29. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S. High-Entropy Alloys // Butterworth-Heinemann (Elsevier), 2014, 218.
30. Yeh, J. W. Alloy design strategies and future trends in high-entropy alloys // JOM, 2013. – V. 65.
31. Miracle, D.B. Miller J. D. Senkov O. N., Woodward C., Uchic M. D., Tiley J. Exploration and development of high entropy alloys for structural applications // Entropy, 2013, 16.
32. Kilmametov A., Kulagin R., Mazilkin A., Seils S., Boll T., Heilmaier M., Hahn H. High-pressure torsion driven mechanical alloying of CoCrFeMnNi high entropy alloy // Scripta Mater. 2019. V. 158. P. 29–33.
33. Liu K., Nene S.S., Frank M., Sinha S., Mishra R.S. Extremely high fatigue resistance in an ultrafine grained high entropy alloy // Appl. Mater. Today. 2019. V. 15. P. 525–530.
34. Yao H., Tan Z., He D., Zhou Z., Zhou Z., Xue Y., Cui L., Chen L., Wang G., Yang Y. High strength and ductility AlCrFeNiV high entropy alloy with hierarchically heterogeneous microstructure prepared by selective laser melting // J. Alloys Compd. 2020. V. 813. Art. 152196. P. 1–8.
35. Yang X., Zhou Y., Xi S., Chen Z., Wei P., He C., Li T., Gao Y., Wu H. Additively manufactured fine grained Ni<sub>6</sub>Cr<sub>4</sub>WFe<sub>9</sub>Ti high entropy alloys with high strength and ductility // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 767. Art. 138394. P. 1–7.
36. Yang X., Zhou Y., Xi S., Chen Z., Wei P., He C., Li T., Gao Y., Wu H. Grain-anisotropied high-strength Ni<sub>6</sub>Cr<sub>4</sub>WFe<sub>9</sub>Ti high entropy alloys with outstanding tensile ductility // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 767. Art. 138382. P. 1–8.

37. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. High-Entropy Alloys. Second edition. Amsterdam: Elsevier, 2019. 374 p.
38. Zhang Y. High-Entropy Materials. A brief introduction. Singapore: Springer Nature, 2019. 159 p.
39. Niu P.D., Li R.D., Yuan T.C., Zhu S.Y., Chen C., Wang M.B., Huang L. Microstructures and properties of an equimolar AlCoCrFeNi high entropy alloy printed by selective laser melting // *Intermetallics*. 2019. V. 104. p. 24–32.
40. Трофименко Н.Н., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н. Проблемы создания и перспективы использования жаропрочных высокоэнтروпийных сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2(51). С. 3–8
41. Yao H.W., Qiao J.W., Hawk J.A., Zhou H.F., Chen M.W., Gao M.C. Mechanical properties of refractory highentropy alloys: Experiments and modeling // *J. Alloys Compnd*. 2017. V. 696. P. 1139–1150.
42. Zhang L., Xiang Y., Han J., Srolovitz D.J. The effect of randomness on the strength of high-entropy alloys // *Acta Mater*. 2019. V. 166. P. 424–434.
43. Zhao R.-F., Ren B., Zhang G.-P., Liu Z.-X., Cai B., Zhang J.-J. CoCrxCuFeMnNi high-entropy alloy powders with superior soft magnetic properties // *J. Magn. Magn. Mater*. 2019. V. 491. Art. 165574. P. 1–8.
44. Tian F., Zhao H., Wang Y., Chen N. Investigating effect of ordering onmagnetic-elastic property of FeNiCoCr medium-entropy alloy // *Scripta Mater*. 2019. V. 166. P. 164–167
45. Zuo T., Gao M.C., Ouyang L., Yang X., Cheng Y., Feng R., Chen S., Liaw P.K., Hawk J.A., Zhang Y. Tailoring magnetic behavior of CoFeMnNiX (X 1/4 Al, Cr, Ga, and Sn) high entropy alloys by metal doping // *Acta Mater*. 2017. V. 130. P. 10–18.
46. C.Y. Cheng, J.W. Yeh, High-entropy BNbTaTiZr thin film with excellent thermalstability of amorphous structure and its electrical properties // *Mater. Lett*. 185 (2016) 456–459.

47. Chenyu Wang, Xiaona Li, Zhumin Li, Qing Wang, Yuehong Zheng, Yue Ma, Linxia Bi, Yuanyuan Zhang, Xihui Yuan, Xin Zhang, Chuang Dong, Peter K. Liaw, The resistivity–temperature behavior of AlxCoCrFeNi high-entropy alloy films // *Thin Solid Films*, Volume 700, 2020
48. O.N. Senkov, G.B. Wilks, J.M. Scott, D.B. Miracle, Mechanical properties of Nb<sub>25</sub>Mo<sub>25</sub>Ta<sub>25</sub>W<sub>25</sub> and V<sub>20</sub>Nb<sub>20</sub>Mo<sub>20</sub>Ta<sub>20</sub>W<sub>20</sub> refractory high entropy alloys // *Intermetallics* 19 (2011) 698–706.
49. A. A. Hasan, Jiaqi Wang, S. Shin, D. Gilbert, P. Liaw, N. Tang, W. Liyanage, L. Santodonato, L. Debeer-Schmitt, N. Butch, Effects of aluminum content on thermoelectric performance of AlxCoCrFeNi high-entropy alloys // *Journal of Alloys and Compounds* 883(5876), 2021/
50. Jiro Kitagawa, Magnetic properties, electrical resistivity, and hardness of high-entropy alloys FeCoNiPd and FeCoNiPt // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* Volume 563, 1 December 2022, 170024.
51. Yu, P. F. et al. The high-entropy alloys with high hardness and soft magnetic property prepared by mechanical alloying and high-pressure sintering // *Intermetallics* 70, 82–87. (2016).
52. Kamarad, Effect of high pressure on magnetic properties of CrMnFeCoNi high entropy alloy // *J. Magn. Magn. Mater.* (2019).
53. Schneeweiss, Magnetic properties of the CrMnFeCoNi high-entropy alloy // *Phys. Rev. B.* 96, 1–14. 014437 (2017).
54. Kao, Y. F. et al. Electrical, magnetic, and Hall properties of AlxCoCrFeNi high-entropy alloys // *J. Alloys Compd.* 509, 1607–1614. (2011).
55. Jin K., Tailoring the physical properties of Ni-based single-phase equiatomic alloys by modifying the chemical complexity // *Sci. Rep.* 6, 1–10. (2016).
56. Погребняк А.Д., Багдасарян А.А., Якущенко И.В., Береснев В.М. Структура и свойства высокоэнтروпийных сплавов и нитридных покрытий на их основе // *Успехи химии*. 2014. Т. 83. № 11. Р. 1027–1061.

57. Braic V., Balaceanu M., Braic M., Vladescu A., Panseri S., Russo A. Characterization of multi-principal-element (TiZrNbHfTa)N and (TiZrNbHfTa)C coatings for biomedical applications // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2012, vol. 10, pp. 197–205.
58. Wong K.-K., Hsu H.-C., Wu S.-C., Ho W.-F. Structure and properties of Ti-rich Ti–Zr–Nb–Mo medium-entropy alloys // *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 868, article 159137.
59. Braic V., Balaceanu M., Braic M., Vladescu A., Panseri S., Russo A. Characterization of multi-principal-element (TiZrNbHfTa)N and (TiZrNbHfTa)C coatings for biomedical applications // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2012, vol. 10, pp. 197–205.
60. Hu, S., Li, T., Su, Z., and Liu, D. (2022). Research on suitable strength, elastic modulus and abrasion resistance of Ti–Zr–Nb medium entropy alloys (MEAs) for implant adaptation // *Intermetallics* 140, 107401.
61. Liang H., Qiao D., Miao J., Cao Z., Jiang H., Wang T. Anomalous microstructure and tribological evaluation of AlCrFeNiW<sub>0.2</sub>Ti<sub>0.5</sub> high-entropy alloy coating manufactured by laser cladding in seawater // *Journal of Materials Science and Technology*. 2021, vol. 85, pp. 224–234.
62. Dada M., Popoola P., Mathe N., Pityana S., Adeosun S., Aramide O. The comparative study of the microstructural and corrosion behaviour of laser-deposited high entropy alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021, vol. 866, article 158777.
63. Adomako N.K., Shin G., Park N., Park K., Kim J.H. Laser dissimilar welding of CoCrFeMnNi-high entropy alloy and duplex stainless steel // *Journal of Materials Science and Technology*. 2021, vol. 85, pp. 95–105.
64. Marik S., Varghese M., Sajilesh K.P., Singh D., Singh R.P. Superconductivity in equimolar Nb–Re–Hf–Zr–Ti high entropy alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2018, vol. 769, pp. 1059–1063.

65. Marik S., Motla K., Varghese M., Sajilesh K.P., Singh D., Breard Y., Boullay P., Singh R.P. Superconductivity in a new hexagonal high entropy alloy // *Physical Review Materials*. 2019, vol. 3, no. 6, article 060602.
66. Sogabe R., Goto Y., Mizuguchi Y. Superconductivity in  $\text{EO}_{0.5}\text{F}_{0.5}\text{BiS}_2$  with high-entropy-alloy-type blocking layers // *Applied Physics Express*. 2018, vol. 11, article 053102.
67. Rogachev A.S. Structure, stability and properties of high-entropy alloys // *Physics of Metals and Metallography*. 2020, vol. 121, no. 8, pp. 733–764.
68. Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Konovalov S.V., Osintsev K.A., Vorob'ev S.V. Generation of increased mechanical properties of Cantor high-entropy alloy // *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 8, pp. 599–605.
69. В. Е. Зиновьев. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах: справочное издание / В. Е. Зиновьев. - М.: Металлургия, 1989. - 384 с.
70. Л.В. Говорухин. Удельное электросопротивление сплавов железа и никеля с хромом при высоких температурах // дисс. к.ф.-м.н. Свердловск, 1985, УПИ, 196.
71. Чичерников В.И. Магнитные измерения. Издательство Московского университета. -1969.-388 С.
72. Глазов В.М., Вобст М., Тимошенко В.И. Методы исследования свойств жидких металлов и полупроводников. М: Металлургия, 1989. С. 384.
73. Министерство иностранных дел российской федерации: офиц. сайт: [URL:https://www.mid.ru/ru/foreign\\_policy/economic\\_diplomacy/vnesneekonomicieskie-svazi-sub-ektov-rossijskoj-federacii/1943329/](https://www.mid.ru/ru/foreign_policy/economic_diplomacy/vnesneekonomicieskie-svazi-sub-ektov-rossijskoj-federacii/1943329/) (дата обращения: 12.04.2024)
74. Кандазали, Л. С., Попель, П. С., Сидоров, В. Е., Сон, Л. Д., Научно-образовательный центр в процессе подготовки учителей физики, / Педагогическое образование в России. — 2014. — № 11. — С. 103–106.