

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
**«БЕЛГОРОДСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАЦИОНАЛЬНЫЙ  
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**  
(НИУ «БелГУ»)

ИНСТИТУТ ИНЖЕНЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ И ЕСТЕСТВЕННЫХ НАУК  
КАФЕДРА МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ

**ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА НА ФАЗОВЫЙ  
СОСТАВ, МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
НЕЭКВИАТОМНЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ  
СИСТЕМЫ Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti**

Выпускная квалификационная работа  
обучающейся по направлению подготовки  
22.03.01 Материаловедение и технологии материалов  
очной формы обучения  
группы 07001312  
Атаманиченко Натальи Сергеевны

Научный руководитель:  
д.т.н., проф. Салищев Г.А.

БЕЛГОРОД 2017

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	3
ГЛАВА 1. Основная часть.....	4
1.1 Обзор литературы .....	4
1.2 Высокоэнтропийные сплавы.....	4
1.3 Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов.....	7
1.4 Механическое поведение при комнатной температуре .....	9
1.5 Эффекты от легирования.....	9
1.6 Эффекты охлаждения .....	10
1.7 Механические свойства при повышенных температурах .....	11
1.8 Эффекты термообработки.....	11
ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	16
ГЛАВА 2. Практическая часть.....	17
2.1. Материал исследования.....	17
2.2 Методика подготовки образцов к металлографическим исследованиям .....	17
2.3 Измерение микротвердости .....	19
2.4 Растровая Электронная Микроскопия .....	20
2.5 Определение объемной доли фаз .....	21
2.6 Методика оценки размера зерна.....	21
2.7 Методика проведения испытаний на одноосное сжатие .....	22
2.8 Техника безопасности и охрана труда.....	23
ГЛАВА 3. Результаты исследования и их обсуждение.....	24
3.1 Микроструктура сплавов системы Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti в литом состоянии .....	24
3.2 Механические свойства сплавов Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti в литом состоянии .....	31
ВЫВОДЫ.....	35
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ .....	36

## ВВЕДЕНИЕ

Традиционные металлические сплавы обычно состоят из одного основного элемента с небольшим количеством нескольких легирующих добавок для повышения их эксплуатационных характеристик. Традиционно считается, что избыточное количество легирующих элементов приводит к образованию различных интерметаллидных соединений, усложняя структуры сплавов и ухудшая свойства. Успешной попыткой в разработке новых материалов является создание так называемых высокоэнтропийных сплавов (ВЭСов), которые представляют собой комбинацию нескольких основных элементов (не менее пяти), смешанных в приблизительно равных пропорциях. Как правило, молярная доля каждого элемента, входящего в состав ВЭСа, может варьироваться от 5 до 35 ат.% в зависимости от общего числа компонентов  $N$ . Как показывают уже полученные экспериментальные результаты, ВЭСы могут обладать нетипичными для традиционных сплавов структурами и свойствами. Некоторые ВЭСы демонстрируют привлекательные для практических применений свойства: высокая прочность при комнатной и повышенной температурах, высокая ударная вязкость и вязкость разрушения при комнатной и криогенной температурах, высокая износостойкость и коррозионная стойкость, и многие другие. Но разработка ВЭСов для практических применений до сих пор остается нерешенной задачей.

## ГЛАВА 1. ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ

### 1.1 Обзор литературы

### 1.2 Высокоэнтропийные сплавы

### 1.3 Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов

### 1.4 Механическое поведение при комнатной температуре

### 1.5 Эффекты от легирования

### 1.6 Эффекты охлаждения

### 1.7 Механические свойства при повышенных температурах

### 1.8 Эффекты термообработки

### 1.1 Обзор литературы

Развитие теорий и технологий в области создания новых материалов обращает внимание на многокомпонентные металлические сплавы, т.е. содержащие более четырех-пяти элементов. Наибольший интерес к таким системам возрос в последнее десятилетие, в результате чего разработан новый класс металлических соединений - так называемых высокоэнтропийных сплавов (ВЭС)

### 1.2 Высокоэнтропийные сплавы

Высокоэнтропийные сплавы относятся к классу металлических материалов. Впервые они были представлены учеными Кантором и Ехом в 2004 году. Эти многокомпонентные сплавы содержат 5 и более металлических элементов, при этом концентрация каждого может изменяться от 5 до 35 ат.% в зависимости от количества компонентов в сплаве. На сегодняшний день особое значение уделяется исследованию высокоэнтропийных сплавов на основе переходных металлов. Высокоэнтропийные сплавы, при наличии в своем составе пяти и более компонентов, согласно теории регулярных растворов, имеют высокую энтропию смешения, которая определяется согласно уравнению Больцмана:

$$\Delta S_{\text{mix}} = R \ln n \quad (1)$$

где  $R$  – газовая постоянная,  $n$  – число химических элементов в сплаве.

Например, энтропия смешения  $\Delta S_{\text{mix}}$  для эквимольных сплавов из 3, 5, 7 и 9 элементов составляет  $1,1R$ ,  $1,61R$ ,  $1,95R$  и  $2,2R$  Дж·моль<sup>-1</sup>·К<sup>-1</sup>, соответственно. Вместо многочисленных интерметаллидов или других сложных соединений ВЭСы имеют тенденцию образовывать простые твердые растворы замещения преимущественно с кубической кристаллической структурой: ОЦК, ГЦК или ГЦК + ОЦК. Такая тенденция объясняется влиянием высокой энтропии и основана на простой зависимости:

$$\Delta G_{\text{mix}} = H_{\text{mix}} - T\Delta S_{\text{mix}} \quad (2)$$

( $G$  – энергия Гиббса,  $H$  – энтальпия,  $T$  – абсолютная температура,  $S$  – энтропия) и вторым законом термодинамики. При этом количество фаз в ВЭСах меньше разрешенного равновесного числа, что следует из правила фаз Гиббса.

Поскольку все компоненты смешаны в примерно равных пропорциях, формирование матрицы на основе какого-то одного компонента становится невозможным для ВЭС, что, очевидно, приводит к полному различию между микроструктурой и свойствами ВЭС и традиционных сплавов.

Для формирования стабильных твердых растворов в многокомпонентных сплавах кроме высокой энтропии смешения и большим количеством химических элементов эквиатомного состава в значительной степени влияет на свойства сплава и предопределяет комбинацию высокой прочности, пластичности, термостабильности, сопротивления износу и коррозии как при комнатной, так и при высокой температурах. Такие материалы можно использовать для изготовления инструмента, пресс-форм, штампов, деталей машин, механизмов, печей, покрытий и т.д. Формирование простой структуры твердых растворов облегчает выполнение структурных

исследований и способствует устранению хрупкости, присущей упорядоченным соединениям.

Высокоэнтропийные сплавы могут быть получены теми же методами, что и традиционные сплавы. Для их получения применяют литейные технологии, закалку расплава, механическое легирование, осаждение пленок и покрытий. Каждый метод обладает своими преимуществами и недостатками. Механическое легирование обеспечивает формирование стабильной микроструктуры с однородным химическим составом, по сравнению с другими способами получения этих сплавов. Увеличение однородности твердых растворов в условиях обработки при комнатной температуре является основным преимуществом механического легирования над литьем, особенно многокомпонентных сплавов с большими различиями в температурах плавления исходных компонентов. Кроме того, механическое легирование обеспечивает формирование нанокристаллической структуры, что способствует улучшению механических свойств этих сплавов.

Главная особенность высокоэнтропийных сплавов состоит в том, что в них нет основного элемента или элемента «хозяина». Все элементы композиции, взятые в равной молярной доле, являются главными. В них резко возрастает энтропия, но при этом такие системы остаются стабильными. Перед научным миром открываются завидные перспективы – возможность создания сплавов с уникальной комбинацией свойств и высокими эксплуатационными характеристиками на принципиально иной основе по сравнению с традиционно применяемыми. Из них могут быть изготовлены как объемные материалы, так и покрытия, плёнки для различных отраслей промышленности.

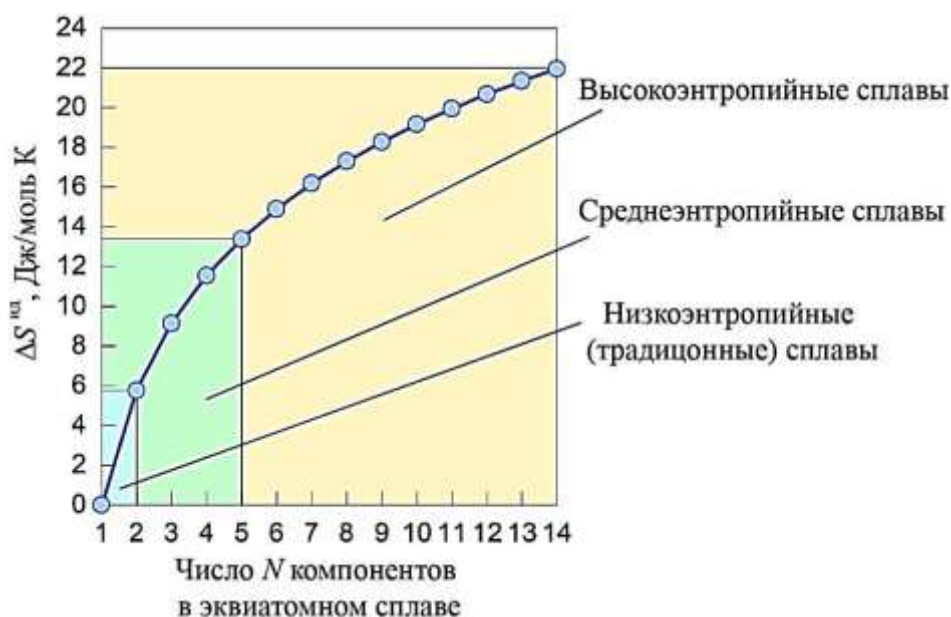


Рисунок 1– Классификация многокомпонентных сплавов в зависимости от величины идеальной энтропии смешения и числа компонентов эквиатомного сплава

### 1.3 Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов

Уже первые исследования выявили существенные различия в структуре разных высокоэнтропийных сплавов. Были обнаружены высокоэнтропийные сплавы на основе твердого раствора, смеси интерметаллидных фаз, аморфной фазы, а также сплавы с более сложной многофазной структурой.

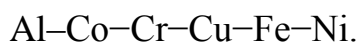
ВЭС принято классифицировать по виду их структуры.

- Различают ВЭС с ОЦК структурой (как правило, характеризуются высокой твердостью),
- ВЭС с ГЦК структурой (как правило, обладают высокими прочностью и пластичностью)
- ВЭС с ГПУ структурой.

Типичными представителями ВЭС с ОЦК структурой являются сплавы систем Mo–Nb–Ta–W, Mo–Nb–Ta–W–V. Формирование структуры ГЦК характерно для ВЭС на основе систем Co–Cr–Cu–Fe–Ni, Co–Cr–Cu–Fe–Mn–Ni. ВЭС с ГПУ структурой являются достаточно

редкими, в качестве основных элементов они содержат кобальт, титан, или цирконий.

Одно из интересных и полезных свойств ВЭС – возможность регулирования структуры сплава за счет введения микродобавок. Такие ВЭС можно получить на базе переходных систем, например системы



Структура простых высокоэнтропийных сплавов состоит из твердых растворов с хаотичным расположением атомов элементов. Предполагается, что искажения решетки из-за легирования разнородными атомами является одной из причин стабильности структур твердых растворов при высоких температурах чем интерметаллидов. К примеру, сплавы систем CoCrFeNi и CoCrFeNiMn имеют неупорядоченный твердый раствор на основе ГЦК решетки. Сплавы демонстрируют высокую пластичность при комнатной температуре ( $\approx 40\%$ ), но обладают низким пределом текучести ( $\approx 200$  МПа). Удивительно то, что пластичность и предел текучести сплавов возрастает в 2 раза при криогенных температурах. Такое поведение сплавов объясняется замедлением двойникования который подавляется с понижением температуры и включением в работу микродвойникования.

Во многих ВЭСах формируется многофазная структура. В частности, одним из широко изучаемых сплавов с такой структурой является сплав системы CoCrFeNiAlCu. Сплав интересен тем, что демонстрирует хорошую комбинацию свойств, например, таких как высокая твердость, прочность при сжатии, повышенную износостойкость и коррозионную стойкость. При этом он имеет низкую пластичность и хрупкость, что значительно ограничивает возможности его использования.

Еще одной неизученной стороной ВЭСов является влияние деформационной обработки на структуру и механические свойства сплавов. Таким образом, для получения простой или сложной многофазной структуры, обладающей оптимальными прочностными, пластическими и упругими свойствами, необходимо проведение более тщательных



исследований, направленных на изучение влияния легирования различными элементами и воздействия термомеханической обработки на структуру и механические свойства высокоэнтропийных сплавов.

#### 1.4 Механическое поведение при комнатной температуре

Для ВЭСов предел текучести при комнатной температуре может варьироваться от 300 МПа для сплавов с ГЦК-структурой, таких как  $\text{CoCrCuFeNiTi}$ , до 3000 МПа для сплавов с ОЦК-структурой, таких как система  $\text{AlCoCrFeNiTi}$ . Величины твердости по Виккерсу варьируют от 100 до 900 HV. Типы структур являются одним из доминирующих факторов для контроля механического поведения ВЭСов при комнатной температуре.

#### 1.5 Эффекты от легирования.

Как и другие сплавы, небольшие количества легирующих элементов также могут добавляться в ВЭСы для увеличения или уменьшения прочности, пластичности, твердости и т.д. Добавление одного легирующего элемента для улучшения одного свойства, может привести к непреднамеренному изменению других свойств. Например, для изучения различий влияния легирующих элементов на механические свойства сплава  $\text{AlCoCrFeNi}$  систематически изучалось влияние элементов C, Mo, Nb, Si, Ti на сплав  $\text{AlCoCrFeNi}$ . Ма и Чжан исследовали эффект легирования Nb, обнаружив, что микроструктуры и свойства сплава  $\text{AlCoCrFeNbxNi}$ , имеющего две фазы: твердую фазу с центрированием тела (ОЦК) и фазу Лавеса типа  $(\text{CoCr})\text{Nb}$ . Микроструктуры сплава варьируются от доэвтектической до гиперэвтектической и сжимающего выхода. Прочность и твердость по Виккерсу имеют приблизительно линейное увеличение с увеличением содержания Nb. Zhou et al исследовал влияние легирования Ti на  $\text{AlCoCrFeNiTi}$ , разработанный с использованием стратегии: от

эквипотенциального соотношения и высокой энтропии смешения. Система сплавов состоит в основном из твердого раствора ОЦК и имеет превосходные механические свойства при сжатии при комнатной температуре. В частности, для сплава  $\text{AlCoCrFeNiTi}_{0.5}$  предел текучести, предел прочности при растяжении и пластичность составляют 2,26 ГПа, 3,14 ГПа и 23,3%, соответственно, что превышает большинство высокопрочных сплавов, таких как сыпучие металлические стекла.

### 1.6 Эффекты охлаждения.

Высокие скорости охлаждения эффективны для уменьшения сегрегации между дендритной структурой и обеспечения большей однородности микроструктуры, может быть улучшена пластичность, а предел текучести не претерпит существенных изменений. Ванг в работе изучал влияние скорости охлаждения на микроструктуру и механическое поведение сплава  $\text{AlCoCrFeNi}$  путем подготовки образцов литых стержней различного диаметра. У образцов стержней меньшего диаметра более высокая скорость охлаждения, при использовании того же оборудования, он обнаружил, что отлитые образцы имеют одинаковую фазу твердого раствора ОЦК, в то время как более высокие скорости охлаждения приводят к более равномерным микроструктурам с уменьшенной сегрегацией между дендритной структурой. С уменьшением диаметра литья, что означает увеличение скорости охлаждения, как прочность, так и пластичность незначительно увеличиваются. Эта работа может способствовать изучению применения ВЭСов, особенно при поиске различных механических свойств сплавов с одинаковым химическим составом.

## 1.7 Механические свойства при повышенных температурах

Высокотемпературные свойства ВЭСов также широко изучались. Как и обычные сплавы, микроструктуры и механические свойства нацелены для достижения оптимальных значений. На рисунке 2 показано, что предел текучести уменьшается с увеличением температуры испытания. Видно, что сплав с низким содержанием Al обладает низким пределом текучести, но с повышением температуры он медленно уменьшается.

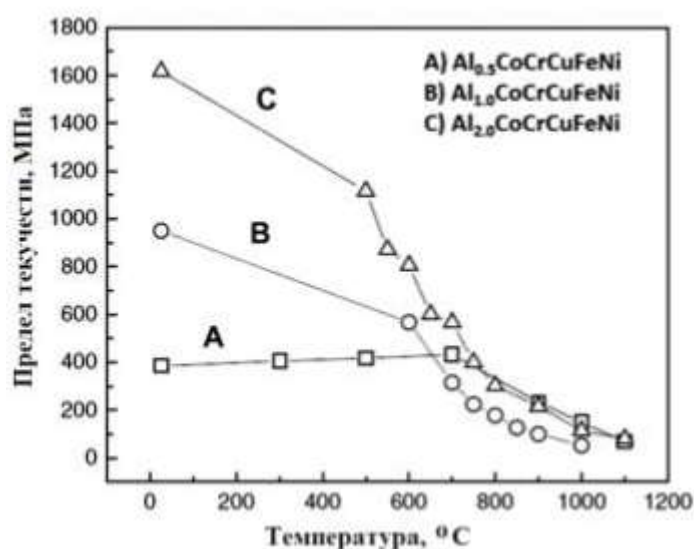


Рисунок 2 – Зависимость предела текучести от температуры сплавов:

$Al_{0,5}CoCrCuFeNi$ (A),  $Al_{1,0}CoCrCuFeNi$ (B) и  $Al_{2,0}CoCrCuFeNi$ (C)

## 1.8 Эффекты термообработки.

На рисунке 3 представлена микроструктура сплава  $AlCrCuNiFeCo$  в литом состоянии (а) и после горячейковки (б). После обширной многоступенчатойковки при 950 °C наблюдалось значительное улучшение микроструктуры отливки.

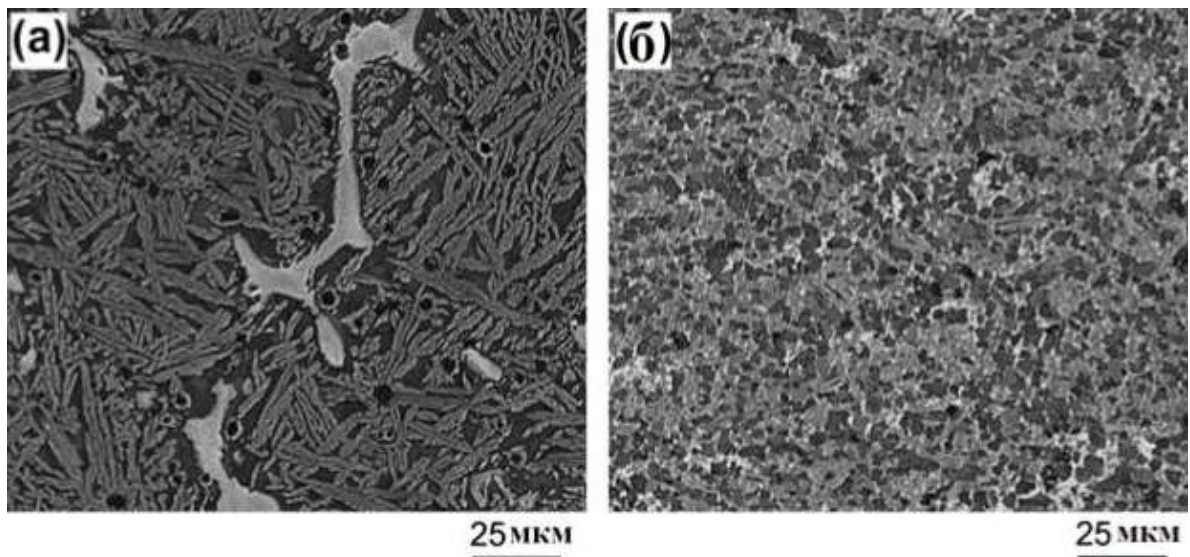


Рисунок 3 – Микроструктура сплава AlCrCuNiFeCo в литом состоянии(а) и после горячейковки(б)

Рисунок 4 демонстрирует типичные кривые деформация – напряжения сплава в литом состоянии (а) и после горячейковки (б) при различных температурах с начальной скоростью деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Послековки сплав значительно более мягкий и гораздо более пластичный, чем сплав в виде отливки.

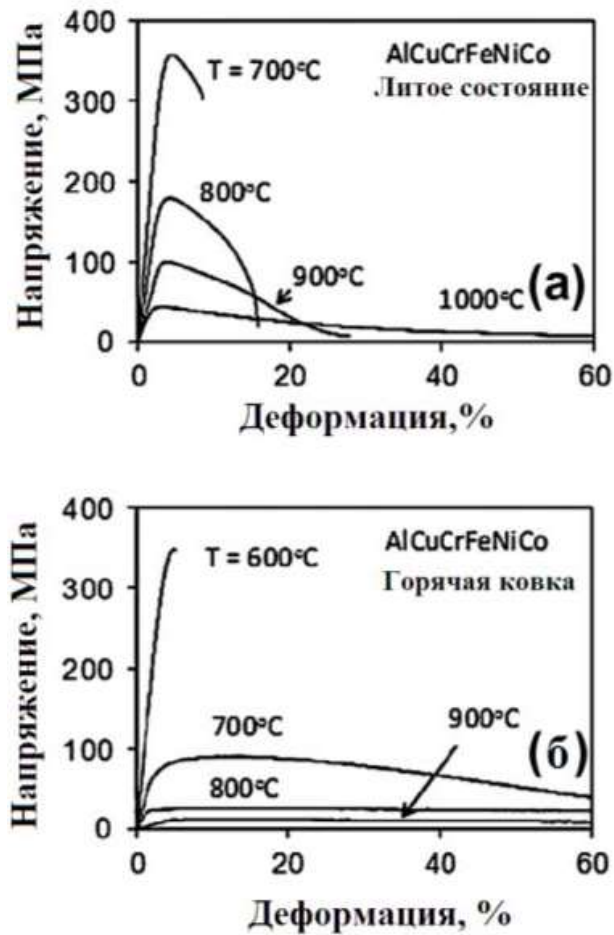


Рисунок 4 – Кривые деформация - напряжение при растяжении сплава AlCoCrCuFeNi в литом состоянии(а) и после горячей ковки(б) при различных температурах

На рисунке 5 представлена фотография образцов при растяжении при 1000°C: недеформированный образец, образец в литом состоянии (пластичность при растяжении,  $\epsilon = 77\%$ ) и кованный образец ( $\epsilon = 864\%$ ) при скорости деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Кованный образец демонстрирует большую устойчивость к образованию шейки и исключительно высокое удлинение.

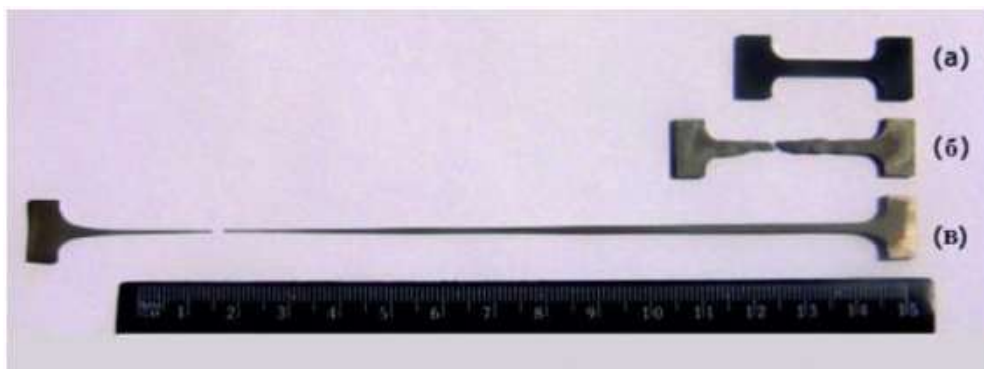


Рисунок 5 – Фотография образцов на растяжение AlCoCrCuFeNi после деформации при 1000 ° С: ненагруженный образец (а); литое состояние (б); и кованный образец (с)

На рисунке 6 представлены соответствующие СЭМ-изображения поверхностей разрыва образцов после деформации при комнатной температуре: (а и б) в литом состоянии и (с и d) после горячейковки. При небольшом увеличении, образец в литом состоянии, имеет грубогранный вид (рисунок 6,а), тогда как кованный образец имеет мелкозернистую структуру (рисунок 6,в). Это связано с гораздо меньшим размером частиц в ковном состоянии, чем в литом.

Изображения с высоким увеличением подтверждают хрупкость, квази-расщепление, трещины в литом состоянии, с такими характерными чертами как, плоские грани, угловые границы в виде ступеней, ручьевого узор (рисунок 6,б). В то же время изображения с большим увеличением ковного образца подтверждает смешанный тип хрупкого и вязкого разрушения (рисунок 6,г). Разлом хрупкого типа разрушения характеризуется наличием плоских граней с характерными рельефными отметками внутри больших углублений, в то время как разрыв вязкого типа отражается в многочисленных углублениях разного диаметра, окружающих плоские грани. Вполне вероятно, что при деформации ковного образца на границах частиц ОЦК и ГЦК образуются трещины путем хрупкого разрушения, а затем раскрытие трещины в пустотах происходит за счет пластической деформации ближайших более пластичных областей.

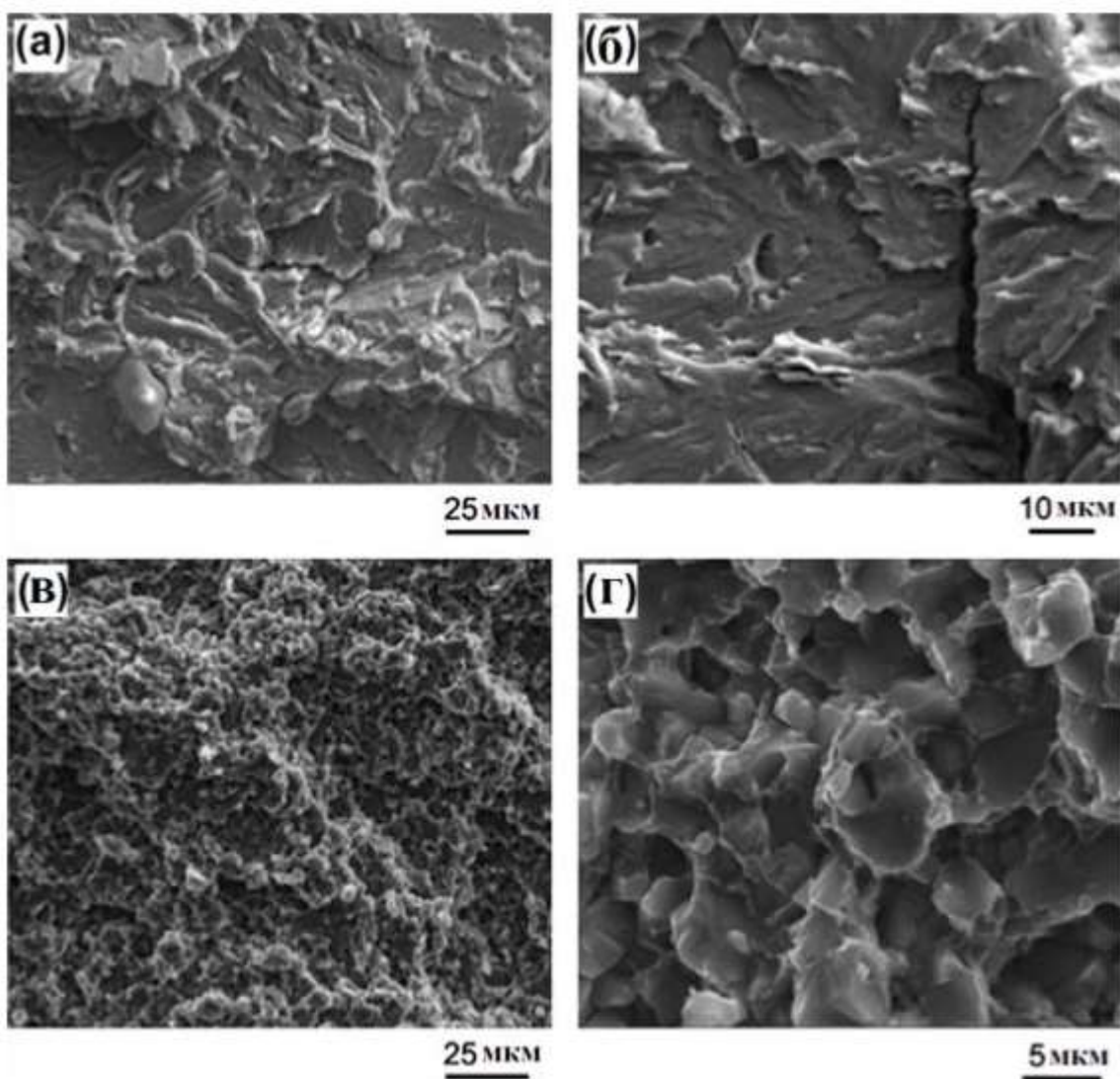


Рисунок 6 – СЭМ - изображения AlCoCrCuFeNi поверхностей излома образцов после деформации на растяжение при комнатной температуре: в литом состоянии(а и б) и после горячейковки(в и г)

## ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Обзор литературы показал, что в настоящее время все более популярными становятся сплавы с высокой энтропией смешения. ВЭСы являются новым классом материалов, именно поэтому являются малоизученными. В качестве материала для исследования был выбран сплав системы Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti.

Целью данной работы являлось проверить, как влияет содержание Al и Ti на фазовый состав, структуру и механические свойства сплавов системы Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti

Задачи:

1. Изучить влияние легирования Al и Ti на фазовый состав и структуру сплавов на основе системы Cr-Fe-Ni-Mn с уменьшенным содержанием дорогостоящих легирующих элементов;
2. Оценить влияние Al и Ti на механическое поведение и свойства сплавов на основе системы Cr-Fe-Ni-Mn с уменьшенным содержанием дорогостоящих легирующих элементов;



## ГЛАВА 2. Материал и методики исследования

### 2.1. Материал исследования

### 2.2 Методика подготовки образцов к металлографическим исследованиям

### 2.3 Измерение микротвердости

### 2.4 Растровая Электронная Микроскопия

### 2.5 Определение объемной доли фаз

### 2.6 Методика оценки размера зерна

### 2.7 Методика проведения испытаний на одноосное сжатие

### 2.8 Техника безопасности и охрана труда

### 2.1. Материал исследования

В качестве материала для исследования были выбраны сплавы системы Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti:

$\text{Fe}_{38}\text{Mn}_{26}\text{Cr}_{19}\text{Ni}_{15}\text{Al}_2$ ,	$\text{Fe}_{37}\text{Mn}_{25}\text{Cr}_{18}\text{Ni}_{14}\text{Al}_6$ ,	
$\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_{10}$ ,	$\text{Fe}_{34}\text{Mn}_{23}\text{Cr}_{16}\text{Ni}_{13}\text{Al}_{14}$ ,	$\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{25}\text{Cr}_{18}\text{Ni}_{14}\text{Al}_4\text{Ti}_2$ ,
$\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$		

### 2.2 Методика подготовки образцов к металлографическим исследованиям

Предпосылкой для всех металлографических исследований является изготовление шлифов, которые могут быть использованы для микроскопического исследования с помощью светового и электронного микроскопов, для определения микротвердости, а также количественного измерения структурных составляющих и электронно-зондового микроанализа. Правильное изготовление шлифов имеет чрезвычайно важное значение, поскольку от этого зависит правильность толкования микроструктур.

Подготовка поверхности образцов осуществлялась путем шлифовки и последующей полировки. Шлифование осуществляется на плоском основании или на вращающемся круге, на поверхность которого либо

наклеена абразивная бумага, либо закреплена зажимным кольцом. Для получения качественной поверхности микрошлифа, при шлифовании необходимо последовательно переходить от одной наждачной бумаги к другой и т.д. с постепенным уменьшением зернистости. При переходе на более мелкозернистую шкурку необходимо изменять направление обработки поверхности на  $90^\circ$ . Это облегчает определение конца шлифовки на данной шкурке. Совершенно недопустим переход от грубых шкурок к самым тонким, т.к. грубые штрихи от предыдущей обработки забиваются порошком мелкого абразива и металлической пылью, что создает ложное впечатление хорошей шлифовки. Для равномерности износа бумаги и исключения односторонней обработки образец при шлифовке следует медленно передвигать между центром и периферией вращающегося диска.

После шлифования поверхности образца следует полировка, которая должна устранить риски, оставшиеся от воздействия абразивных частиц. Полировку металлографических шлифов проводят для устранения имеющихся после неровностей поверхности без деформирования металла. Полировка шлифа может осуществляться механическим, электролитическим или химическим способами. Механическую полировку производят на специальном полировальном станке, диск которого обтянут фетром, сукном или бархатом, или вручную. Сплавы, в структуре которых имеются легко выкрашивающиеся включения, рекомендуется полировать на тканях, лишенных ворса, например, на фетре. Полировальный диск смачивают полировальной жидкостью, состоящей из воды, в которой во взвешенном состоянии находятся очень мелкодисперсные частицы полировального порошка: окись хрома, окись алюминия, окись железа или другие соединения. Возможно использование суспензий из полировального порошка и органических жидкостей (спирта, керосина, глицерина).

Полировка образцов проводилась с использованием полировочных дисков, DP- суспензий размером абразивных частиц 3 мкм и коллоидно-кремниевой суспензии OP-S с размером абразивных частиц 0.04 мкм. Таким

способом была приготовлена поверхность всех образцов для измерения микротвердости, металлографических исследований на сканирующем электронном микроскопе.

В ряде случаев, когда механическая полировка не дает удовлетворительных результатов (очень мягкие металлы и сплавы) или ее нельзя применить из-за упрочнения поверхности слоя шлифа, применяют электролитическую или химическую полировку.

Отполированный образец, прежде всего, нужно изучить под микроскопом в нетравленном состоянии. Изучение нетравленного шлифа позволяет определить наличие дефектов (пор, трещин, и т.п.) и неметаллических включений. Поверхность отполированного образца нужно промыть, обезжирить и высушить. Для обезжиривания применяют спирт этиловый ( $C_2H_5OH$ ), спирт метиловый ( $CH_3OH$ ), эфир этиловый ( $C_4H_{10}O$ ), ацетон ( $C_3H_6O$ ). Образцы промывают в отдельных случаях теми же жидкостями, что и обезжиривают, но чаще всего водой (водопроводной или дистиллированной). После промывки образец высушивают фильтровальной бумагой или подогретым сухим воздухом.

Большинство способов выявления микроструктуры сводится к выявлению границ между фазами, к получению рельефа на поверхности зерен и окрашиванию фаз или структурных составляющих. При этом удается выявить качественное различие фаз, двойниковые образования, блочную структуру и ориентировку зерна относительно плоскости шлифа и взаимную ориентировку зерен.

### 2.3 Измерение микротвердости

Для оценки свойств небольших объёмов или даже отдельных структурных составляющих зёрен был развит метод определения твёрдости вдавливанием индентора при малых нагрузках, так называемый метод микротвёрдости.

Микротвердость по Виккерсу измеряли с помощью полуавтоматического твердомера Wolpert 402MVD в соответствии с ГОСТ 9450-76 с использованием алмазной пирамиды с углом у основания  $136^\circ$ , с нагрузкой 300 грамм и временем выдержки 15 с.

#### 2.4 Растровая электронная микроскопия

Микроструктура образцов изучалась с помощью сканирующего электронного микроскопа. Съёмка образцов проводилась в режиме обратно отраженных электронов с использованием сканирующего электронного микроскопа Quanta 600 и Quanta 200 оснащенных приставками для энергодисперсионного анализа фирмы EDAX. Ускоряющее напряжение при съёмке составляло 20 кэВ. Изучение проводили в двух режимах: в режиме вторичных электронов (SE, secondary electrons) и в режиме обратнорассеянных электронов (BSE, backscattered electrons).

Режим вторичных электронов с низкой энергией являлся основным, при котором электроны возбуждаются на глубине нескольких нанометров от поверхности. Далее электроны фиксируются детектором и результирующий сигнал переводился в двумерное изображение, которое сохранялось как цифровое. Яркость сигнала зависела от количества вторичных электронов, достигнувших детектора. Если пучок сканировал образец перпендикулярно поверхности, то активированная область является однородной относительно оси пучка и определенное количество электронов «покидает» образец. При увеличении угла падения пучка расстояние «вылета» с одной стороны пучка будет уменьшаться и большее количество вторичных электронов будет эмитировано. Таким образом, ступенчатые поверхности и края изломов образцов визуализируются «ярче», чем плоские поверхности шлифов, что приводит к более четким изображениям. Подготовка поверхности образцов осуществлялась по методике, описанной в пункте 2.2.

## 2.5 Определение объемной доли фаз

Объемная доля пор и структурных составляющих определялась согласно ГОСТ Р ИСО 9042-2011 ручным методом с использованием точечной измерительной сетки. Метод заключается в наложении точечной сетки на данное количество полей исследуемой поверхности, подсчете числа точек сетки, находящихся в структурной составляющей, и последующем вычислении ее объемной доли. Объемная доля вычислялась по формуле:

$$V_v = \bar{P}_p = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n P_p(i) \quad (3)$$

где  $n$  – количество исследованных полей;  $\bar{P}_p$  – среднее арифметическое значение  $P_p(i)$ ;

$P_p(i) = \frac{P_i}{P_T}$  – доля точек сетки, находящихся в рассматриваемой структурной составляющей на  $i$ -м поле;  $P_i$  – подсчет точек на  $i$ -м поле;  $P_T$  – полное число точек сетки. Общее количество точек составило  $\geq 4000$  точек. Подсчет проводился на 5 полях зрения

## 2.6 Методика оценки размера зерна

Величину среднего размера зерен/частиц  $d$  определяли согласно ГОСТ 21073.3-75 по методу подсчета пересечений границ зерен. Таким образом, можно определить текущую плотность дислокаций на изображении, полученном при помощи РЭМ. Величина среднего условного размера зерна  $\bar{L}$ , вычисленная по формуле (4), принималась за величину среднего размера зерна  $d$ .

$$\bar{L} = L/N \quad (4)$$

где  $\bar{L}$  – средний условный размер зерна;  $L$  – длина секущих линий;  $n$  – количество пересечений секущей и границ зерен. Расчет проводился на 5 полях зрения, минимальное количество измеренных зерен составило  $\approx 1000$ .

## 2.7 Методика проведения испытаний на одноосное сжатие

Испытание на сжатие заключается в деформировании образца в условиях однородного и одноосного напряженного состояния до разрушения или достижения определенного значения деформации. Для испытаний на сжатие используются, как правило, короткие образцы, применение высоких невозможно, так как такие образцы будут изгибаться. Образцы изготавливаются с соблюдением жестких допусков на перпендикулярность его оси к торцам. Торцы образца тщательно шлифуются.

Испытание на сжатие имеет характерные особенности:

- образцы из пластичных материалов не разрушаются, испытывая большую деформацию, чем при разрыве в условиях растяжения;
- результаты испытаний образцов на сжатие существенно зависят от отношения высоты образца к его диаметру;
- на предел прочности и характеристики пластичности заметно влияют силы трения на опорных торцах образца.

При испытании на сжатие образец стандартной формы и размеров исследуемого материала помещается в испытательную машину и подвергается непрерывному плавному деформированию до заданного значения деформации или до разрушения. В процессе нагружения образца сжимающими силами, его высота уменьшается, а диаметр увеличивается, причем по высоте образца его диаметр увеличивается неравномерно. Это приводит к существенному изменению формы - образец становится бочкообразным. Бочкообразность образца при сжатии возникает из-за трения между контактирующими поверхностями образца и нажимных плит. Для

уменьшения бочкообразности образца стремятся уменьшить силы трения путем введения смазки в зону контакта.

В процессе испытания на сжатие регистрируется зависимость между сжимающей силой  $F$  и укорочением расчетной высоты  $h_0$  образца в виде диаграммы сжатия. Диаграмма сжатия образца позволяет оценить поведение материала образца в упругой и упруго-пластической стадиях деформирования и определить характеристики механических свойств материала.

Механические испытания на сжатие образцов сплавов системы Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti проводили согласно ГОСТ 8817-82 «Металлы. Метод испытания на осадку». Для испытания были использованы образцы размером  $5 \times 3 \times 3$  мм<sup>3</sup>. Деформацию осуществляли по схеме одноосного сжатия с помощью универсальной гидравлической испытательной машины для статических испытаний Instron 300LX и скорости деформации  $10^{-4} \text{ с}^{-1}$

## 2.8 Техника безопасности и охрана труда

Охрана труда и техника безопасности представляет собой целый комплекс мероприятий, которые разработаны и направлены на обеспечение безопасности здоровья работников на рабочих местах в рабочее время при выполнении своих обязанностей, при работе с оборудованием. Работать в лаборатории необходимо в халате, защищая одежду и кожу от попадания и разъедания реактивами. Рабочее место следует поддерживать в чистоте, не загромождать его посудой и побочными вещами. Студентам запрещается работать в лаборатории без присутствия преподавателя или лаборанта, а также в неустановленное время без разрешения преподавателя. При неисправности в работе электроприбора (например, подсветка в микроскопе) необходимо обратиться к преподавателю. Чинить самостоятельно приборы запрещается.

## ГЛАВА 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

### 3.1 Микроструктура сплавов системы Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti в литом состоянии

Исследования методом рентгенофазового анализа показали, что сплавы системы Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti состоят из ОЦК и ГЦК-фаз (рисунок 7). При этом, увеличение содержания алюминия приводит к изменению фазового состава. Так, сплав  $Fe_{38}Mn_{26}Cr_{19}Ni_{15}Al_2$  состоит преимущественно из фазы с ГЦК решеткой, и интенсивность пиков от ОЦК фазы относительно мала. С ростом содержания алюминия наблюдается рост интенсивности пиков от ОЦК решетки. Так, сплав  $Fe_{35}Mn_{24}Cr_{17}Ni_{14}Al_{10}$  не содержит ГЦК фазы. При этом, в нем наблюдается две ОЦК фазы с несколько различающимися периодами решеток (Таблица 1). При этом в сплавах с алюминием и титаном ГЦК фаза сохраняется: сплав  $Fe_{35}Mn_{25}Cr_{18}Ni_{14}Al_4Ti_2$  состоит из двух фаз (ГЦК и ОЦК), а сплав  $Fe_{35}Mn_{24}Cr_{17}Ni_{14}Al_5Ti_5$  – из 3х (ГЦК и 2 ОЦК).

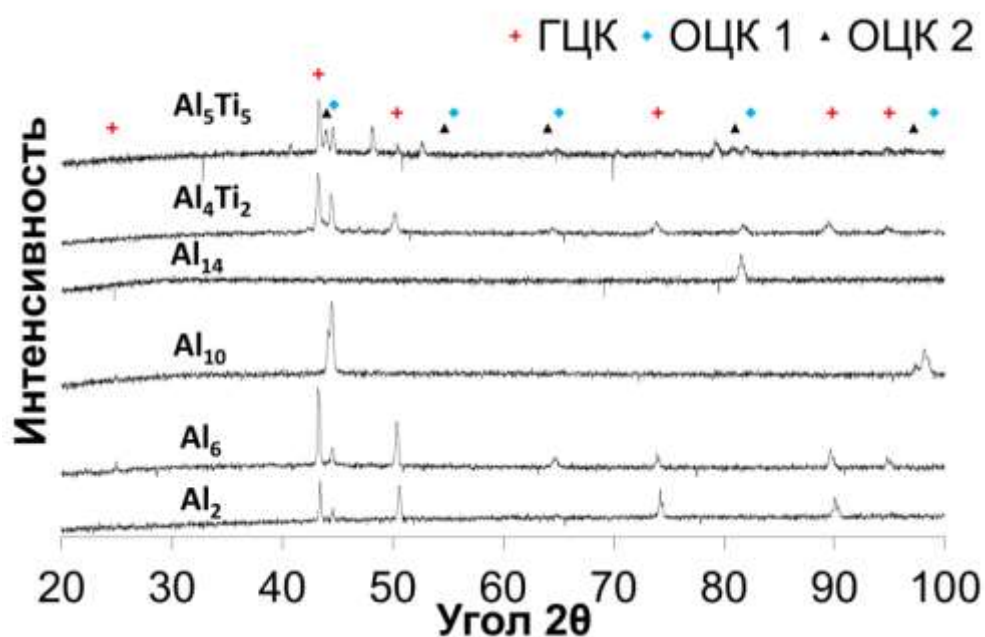


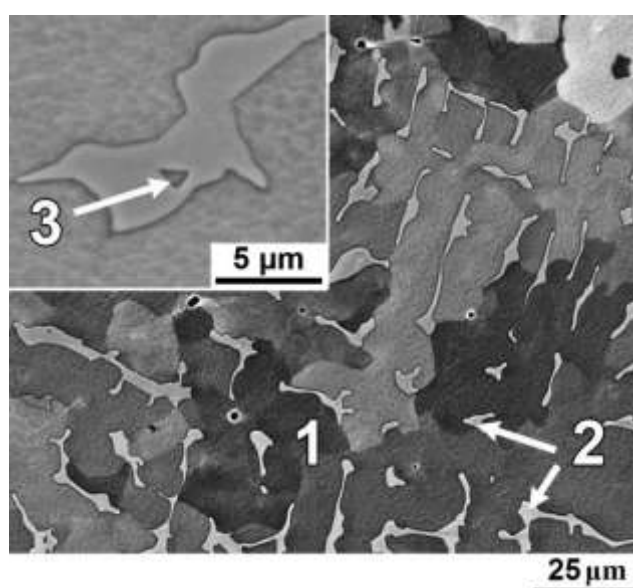
Рисунок 7 – Рентгенограмма сплавов системы Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti



Таблица 1

Сплав	ГЦК, нм	ОЦК, нм	ОЦК, нм
$\text{Fe}_{38}\text{Mn}_{26}\text{Cr}_{19}\text{Ni}_{15}\text{Al}_2$	3.612	2.884	
$\text{Fe}_{37}\text{Mn}_{25}\text{Cr}_{18}\text{Ni}_{14}\text{Al}_6$	3.622	2.869	
$\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_{10}$	-	2.883	
$\text{Fe}_{34}\text{Mn}_{23}\text{Cr}_{16}\text{Ni}_{13}\text{Al}_{14}$	-	2.889	
$\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{25}\text{Cr}_{18}\text{Ni}_{14}\text{Al}_4\text{Ti}_2$	3.629	2.883	
$\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$	3.611	2.880	2.908

На рисунке 8 показана микроструктура сплава  $\text{Fe}_{38}\text{Mn}_{26}\text{Cr}_{19}\text{Ni}_{15}\text{Al}_2$  в литом состоянии. Под цифрой 1, мы наблюдаем матрицу с номинальным химическим составом, под цифрой 2 выделившаяся ОЦК фаза, а под цифрой 3 мы видим выделившиеся частицы, которые имеют идентичный химический состав ОЦК фазе. Химический состав представлен в таблице 2. На основании результатов структурных исследований установлено формирование двухфазного ГЦК- и ОЦК- твердого раствора с периодом кристаллической решетки близкому к значению ГЦК -3,612 нм, и ОЦК - 2,884 нм. Микротвердость данного сплава при измерении составила  $165 \pm 5$  НВ. Объемная доля темной фазы составила 88%, светлой фазы 12%

Рисунок 8 – Микроструктура сплава  $\text{Fe}_{38}\text{Mn}_{26}\text{Cr}_{19}\text{Ni}_{15}\text{Al}_2$  в литом состоянии

Химический состав сплава в литом состоянии: представлен в таблице 2.

Таблица 2

Элементы ат. %		Fe	Mn	Cr	Ni	Al	Ti
Составляющие		$Fe_{38}Mn_{26}Cr_{19}Ni_{15}Al_2$					
№	Обозначение						
1	Матрица	39.1	24.0	18.7	15.7	2.5	-
2	ОЦК фаза	40.5	20.2	28.7	8.2	2.5	-
3	Частицы	40.2	23.3	20.0	13.9	2.5	-
Общий состав		38.1	24.3	20.1	15.1	2.5	-

На рисунке 9, мы можем наблюдать увеличение содержание алюминия в сплаве  $Fe_{37}Mn_{25}Cr_{18}Ni_{14}Al_6$  ( 1 матрица, 2,3 ОЦК фазы и черные частицы, 4 крупные частицы) а также можно заметить выделение черных частиц, которые имеют идентичный химический состав что и сигма фаза, однако химический состав выделившихся крупных частиц обнаружить не удалось. химический состав представлен в таблице 3. На основании результатов структурных исследований установлено формирование двухфазного ГЦК- и ОЦК- твердого раствора с периодом кристаллической решетки близкому к значению ГЦК -3,622 нм, и ОЦК - 2,869 нм. При исследовании образца, микротвердость составила  $226 \pm 6$  HV. Объемная доля частиц составила 5%, темной фазы 74%, и светлой фазы 21% соответственно. Средний размер частиц составляет 133 нм.

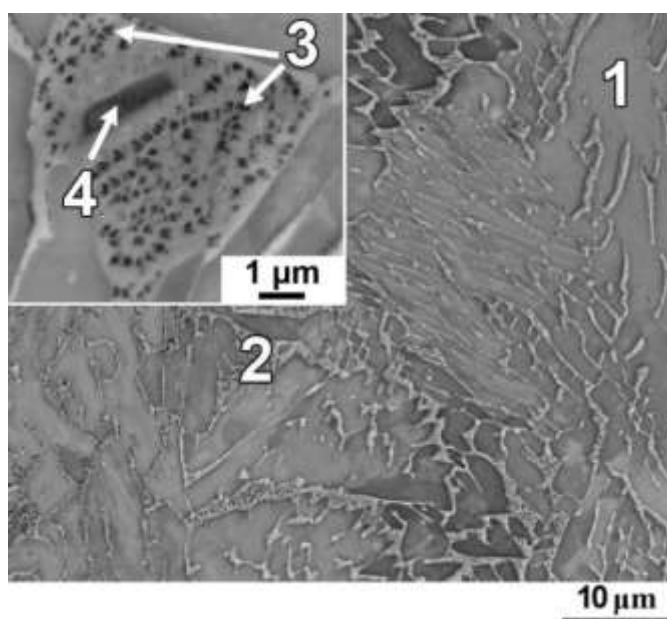


Рисунок 9 – Микроструктура сплава  $Fe_{37}Mn_{25}Cr_{18}Ni_{14}Al_6$  в литом состоянии

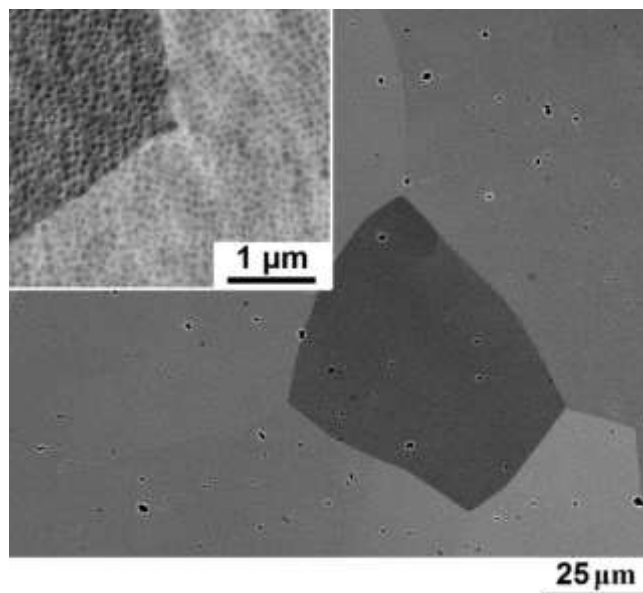
Химический состав сплава в литом состоянии представлен в таблице 3.

Таблица 3

Элементы ат.%		Fe	Mn	Cr	Ni	Al	Ti
Составляющие		$Fe_{37}Mn_{25}Cr_{18}Ni_{14}Al_6$					
№	Обозначение						
1	Матрица	37.6	24.3	16.4	15.7	6.0	-
2, 3	ОЦК фаза и черные частицы	36.8	23.5	19.1	13.9	6.8	-
4	Крупные частицы	-	-	-	-	-	-
Общий состав		37.7	23.2	19.0	13.6	6.5	-

На рисунке 10 мы видим крупнозернистую структуру сплава  $Fe_{35}Mn_{24}Ni_{14}Cr_{17}Al_{10}$ , внутри тела зерен которых образуются мелкодисперсные частицы. Из анализа рисунка 10, следует, что в сплаве произошло образование крупнозернистой структуры, внутри тела зерен которых образуются мелкодисперсные частицы размером менее  $1 \mu m$ . Можно также заметить зернограничный контраст, как более светлый, сплошной вдоль границ зерен, так и более темный. На основании результатов структурных исследований установлено формирование однофазного ОЦК-твердого

раствора с периодом кристаллической решетки близкому к значению 2.883 нм. Объемная доля светлой фазы и частиц составила 50/50%. Средний размер зерна, 164 мкм, Средний размер частиц, 160 нм. Микротвердость составила  $417 \pm 7$  HV. При исследовании литого сплава, методом СЭМ, используя ЭДС, был определен химический состав приведенный в таблице 4.



Рисунке 10 – Микроструктура сплава  $Fe_{35}Mn_{24}Ni_{14}Cr_{17}Al_{10}$  в литом состоянии

Химический состав сплава в литом состоянии представлен в таблице 4.

Таблица 4

Элементы ат.%		Fe	Mn	Cr	Ni	Al	Ti	
Составляющие		$Fe_{35}Mn_{24}Cr_{17}Ni_{14}Al_{10}$						
№	Обозначение							
Общий состав		36.5	21.0	18.3	14.3	10.0	-	

На рисунке 11 мы снова видим крупнозернистую структуру сплава  $Fe_{34}Mn_{23}Cr_{16}Ni_{13}Al_{14}$ , внутри тела зерен которых образуются мелкодисперсные частицы, при большей концентрации алюминия частицы стали крупнее и размер зерен больше. Объемная доля светлой фазы составила 54%, а частиц 46%. Средний размер зерна, 199 мкм. Средний размер частиц, 197 нм. На основании результатов структурных исследований установлено

формирование однофазного ОЦК-твердого раствора с периодом кристаллической решетки близкому к значению 2.889нм.

Микротвердость сплава  $421 \pm 5$  HV

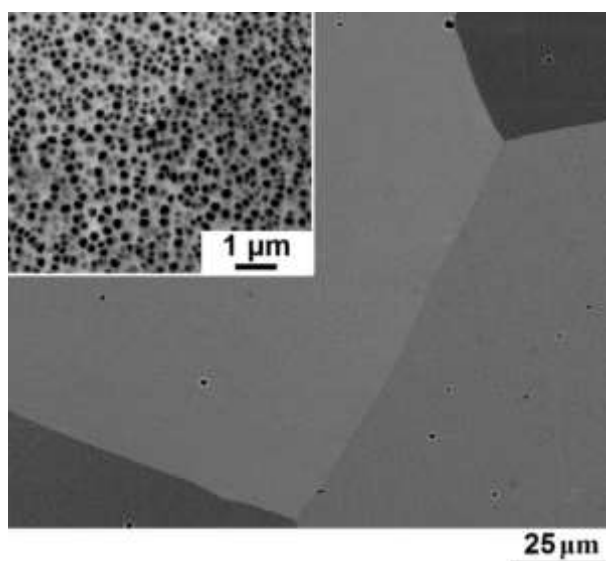


Рисунок 11 – Микроструктура сплава  $Fe_{34}Mn_{23}Cr_{16}Ni_{13}Al_{14}$  в литом состоянии

Химический состав сплава в литом состоянии представлен в таблице 5.

Таблица 5

Элементы ат.%		Fe	Mn	Cr	Ni	Al	Ti
Составляющие		$Fe_{34}Mn_{23}Cr_{16}Ni_{13}Al_{14}$					
№	Обозначение						
Общий состав		34.6	21.3	16.7	12.9	14.7	-

На данном рисунке 12 мы наблюдаем микроструктуру сплава  $Fe_{37}Mn_{25}Cr_{18}Ni_{14}Al_4Ti_2$  с добавлением к нему титана, ( 1 матрица, 2,3 ОЦК фаза и черные частицы, 4 крупные частицы). в ходе обработки данных выявили что объемные доли фаз составили: темная фаза составила 57%, светлая 32%, а частицы 11%. Средний размер зерна, 34 мкм. Средний размер частиц, 128 нм. Период ГЦК решетки составил 3,629 нм , а ОЦК 2,883 нм. Микротвердость  $294 \pm 28$  HV

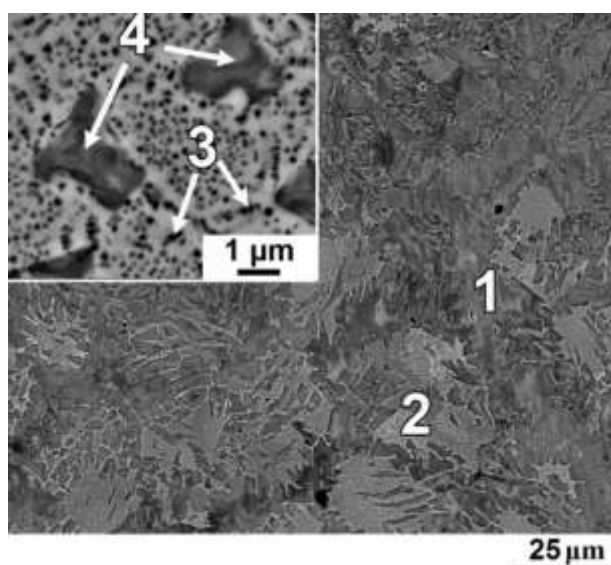


Рисунок 12 – Микроструктура сплава  $Fe_{37}Mn_{25}Cr_{18}Ni_{14}Al_4Ti_2$  в литом состоянии

Химический состав сплава в литом состоянии представлен в таблице 6.

Таблица 6

Элементы ат.%		Fe	Mn	Cr	Ni	Al	Ti
Составляющие		$Fe_{37}Mn_{25}Cr_{18}Ni_{14}Al_4Ti_2$					
№	Обозначение						
1	Матрица	34.9	25.5	15.4	17.3	4.9	2.1
2, 3	ОЦК фаза и черные частицы	35.9	23.8	19.0	13.7	5.2	2.4
4	Крупные частицы	36.4	25.1	16.0	15.5	5.0	2.2
Общий состав		36.2	23.8	18.8	13.8	5.2	2.2

На рисунке 13 мы наблюдаем структуру сплава с большей концентрацией титана (и алюминия)  $Fe_{35}Mn_{24}Cr_{17}Ni_{14}Al_5Ti_5$ . Объемные доли фаз составили: темная фаза составила 51%, светлая 30%, а частицы 19%. Средний размер зерна, 34 мкм. Средний размер частиц, 184 нм. Период ГЦК решетки составил 3,611 нм, а ОЦК 2,880 нм. Микротвердость  $369 \pm 25$  HV

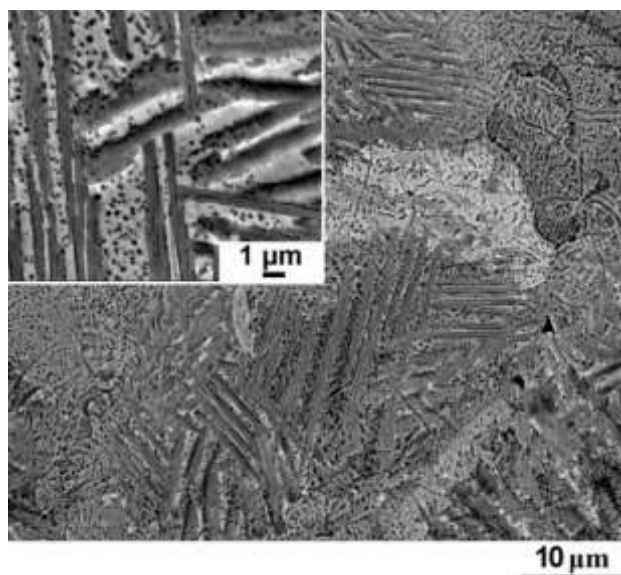


Рисунок 13 – Микроструктура сплава  $\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$  в литом состоянии

Химический состав сплава в литом состоянии представлен в таблице 7.

Таблица 7

Элементы ат.%		Fe	Mn	Cr	Ni	Al	Ti
Составляющие		$\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$					
№	Обозначение						
Общий состав		35.8	21.4	17.7	14.1	5.6	5.4

### 3.2 Механические свойства сплавов Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti в литом состоянии

На рисунке 14 показаны кривые напряжение-деформация полученные в ходе испытаний на сжатие при  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  для изучаемых сплавов в литом состоянии. Значения предела текучести,  $\sigma_{0.2}$ , предела прочности,  $\sigma_B$ , полученные в результате испытаний приведены в таблице 8. Из данного графика видно что сплавы становятся более прочными и повышение предела текучести с увеличением содержания алюминия. Так у сплава  $\text{Fe}_{38}\text{Mn}_{26}\text{Cr}_{19}\text{Ni}_{15}\text{Al}_2$ , предел текучести ( $\sigma_{0.2}$ ) составил 360 Мпа, а

максимальный предел текучести - 990 МПа показал сплав  $\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_{10}$ . Однако в сплаве  $\text{Fe}_{34}\text{Mn}_{23}\text{Cr}_{16}\text{Ni}_{13}\text{Al}_{14}$  предел текучести снижается до 940 МПа. Все сплавы, не содержащие титан, были испытаны на сжатие до 50% деформации без разрушения. При добавлении к сплавам титана наблюдалось снижение пластичности. Так, сплав  $\text{Fe}_{37}\text{Mn}_{25}\text{Cr}_{18}\text{Ni}_{14}\text{Al}_4\text{Ti}_2$  разрушился при 37% высотной деформации. Предел текучести составил 660 МПа. Однако сплав  $\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$  разрушился в упругой области, поэтому предел текучести установить не удалось.

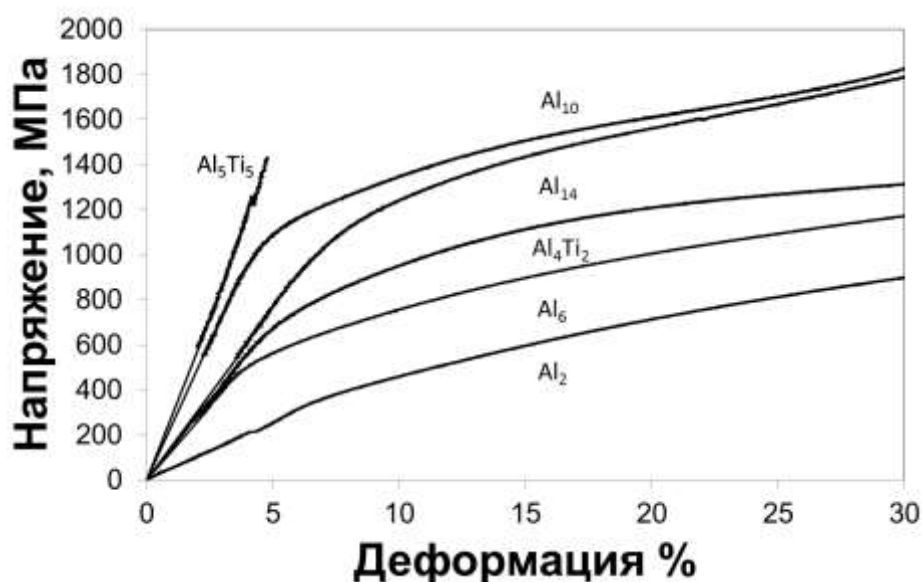


Рисунок 14 – Кривая деформации от напряжения сплавов системы Al-Cr-Fe-Ni-Mn-Ti в ходе испытаний на сжатие

Таблица 8

Сплавы	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\epsilon$ , %
$\text{Fe}_{38}\text{Mn}_{26}\text{Cr}_{19}\text{Ni}_{15}\text{Al}_2$	360	-	>50
$\text{Fe}_{37}\text{Mn}_{25}\text{Cr}_{18}\text{Ni}_{14}\text{Al}_6$	500	-	>50
$\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_{10}$	990	-	>50
$\text{Fe}_{34}\text{Mn}_{23}\text{Cr}_{16}\text{Ni}_{13}\text{Al}_{14}$	940	-	>50
$\text{Fe}_{37}\text{Mn}_{25}\text{Cr}_{18}\text{Ni}_{14}\text{Al}_4\text{Ti}_2$	660	-	37
$\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$	-	1426	0



Дополнительно для сплава  $\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_{10}$  были проведены механические испытания на сжатие при повышенных температурах. На рисунке 15 показаны типичные кривые напряжение-деформация. Значения предела текучести,  $\sigma_{0.2}$  полученные в результате испытаний приведены в таблице 9.

При комнатной температуре сплав  $\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_{10}$  демонстрирует относительно высокий предел текучести 990 МПа. Повышение температуры испытания приводит к снижению предела текучести. При этом, изменение прочности происходит немонотонно – повышение температуры испытаний до  $400^\circ\text{C}$  приводит лишь к некоторому снижению предела текучести до 940 МПа, тогда как дальнейшее увеличение температуры до  $600^\circ\text{C}$  резко снижает предел текучести до 360 МПа. Дальнейшее повышение температуры испытаний приводит к еще большему снижению прочности. При всех испытанных температурах сплав показывает высокую пластичность при сжатии и может быть уменьшен до 50%.

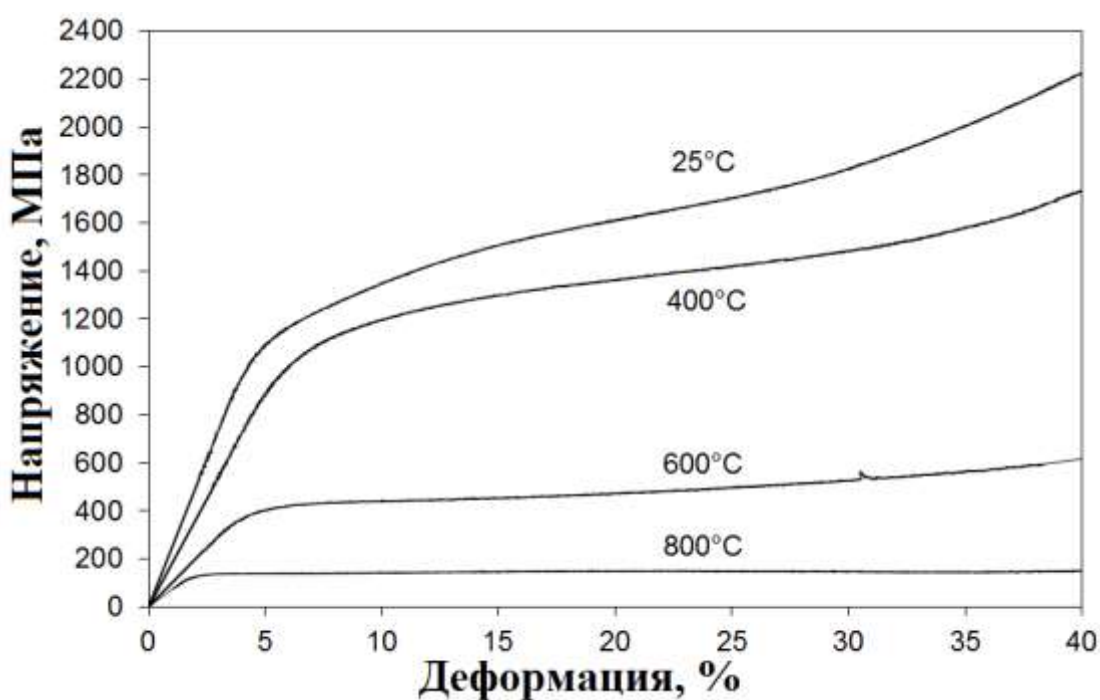


Рисунок 15 – Кривые напряжение деформация литого сплава  $\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{24}\text{Cr}_{17}\text{Ni}_{14}\text{Al}_{10}$  при температурах  $25^\circ\text{C}$ ,  $600^\circ\text{C}$  и  $800^\circ\text{C}$ .

Таблица 9 Механические свойства сплава  $Fe_{35}Mn_{24}Cr_{17}Ni_{14}Al_{10}$  полученные в ходе осадки

Таблица 9

Температура, °С	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\epsilon$ , %
25	990	-	>50
400	940	-	>50
600	360	-	>50
800	125	-	>50

## ВЫВОДЫ

По выполненной работе можно сделать следующие выводы:

1) Изменение содержания алюминия и титана в сплавах приводит к изменению их фазового состава. С ростом содержания алюминия в сплавах без титана наблюдается рост интенсивности пиков от ОЦК решетки. Так, сплав  $Fe_{38}Mn_{26}Cr_{19}Ni_{15}Al_2$  состоит преимущественно из ГЦК фазы, тогда как в сплавах  $Fe_{35}Mn_{24}Cr_{17}Ni_{14}Al_{10}$  и  $Fe_{34}Mn_{23}Cr_{16}Ni_{13}Al_{14}$  структура состоит из 2 ОЦК фаз. В сплавах с алюминием и титаном наблюдается сложная фазовая структура: сплав  $Fe_{35}Mn_{25}Cr_{18}Ni_{14}Al_4Ti_2$  состоит из двух фаз (ГЦК и ОЦК), а сплав  $Fe_{35}Mn_{24}Cr_{17}Ni_{14}Al_5Ti_5$  – из 3х (ГЦК и 2 ОЦК).

2) В ходе проведения испытаний на сжатие было установлено, что с повышением содержания алюминия наблюдается повышение предела текучести сплавов. Так у сплава  $Fe_{38}Mn_{26}Cr_{19}Ni_{15}Al_2$ , предел текучести составил 360 Мпа, а максимальный предел текучести 990 МПа показал сплав  $Fe_{35}Mn_{24}Cr_{17}Ni_{14}Al_{10}$ . Однако в сплаве  $Fe_{34}Mn_{23}Cr_{16}Ni_{13}Al_{14}$  наблюдается некоторое снижение предела текучести с 990 Мпа до 940 МПа. Вероятно, упрочнение сплав обусловлено увеличением доли ОЦК фазы. Сплав без титана показали высокую пластичность при сжатии, тогда как добавление титана негативно сказалось на пластичности. Так, сплав  $Fe_{35}Mn_{24}Cr_{17}Ni_{14}Al_5Ti_5$  разрушается в упругой области. Вероятно, это обусловлено сложным фазовым составом сплавов.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Y. Zhang, T.T. Zuo, Z. Tang, M.C. Gao, K.A. Dahmen, P.K. Liaw, Z.P. Lu, Microstructures and Properties of High-entropy Alloys, *Prog. Mater. Sci.* 61 (2014) 1-93.
2. N.D. Stepanov, D.G. Shaysultanov, M.A. Tikhonovsky, G.A. Salishchev, Tensile properties of the Cr–Fe–Ni–Mn non-equiatomic multicomponent alloys with different Cr contents, *Mater. Design* 87 (2015) 60-65.
3. 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) 698-704.
4. O.V. Sobol, A.D. Pogrebnyak, V.M. Beresnev. *Phys. Met. Metallogr.*, 112, 188 (2011) [*Физика металлов и металловедение*, 112,199 (2011)]
5. O.N. Senkov, J.M. Scott, S.V. Senkova, F. Meisenkothen, D.B. Miracle, C.F. Woodward, Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy, *J. Mater. Sci.* 47 (2012) 1062-1074.
6. O.N. Senkov, J.M. Scott, S.V. Senkova, D.B. Miracle, C.F. Woodward, Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy, *J. Alloy. Compd.* 509 (20) (2011) 6043-6048.
7. O.N. Senkov, S.V. Senkova, C. Woodward, D.B. Miracle, Mechanical properties of low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr-Nb-Ti-V-Zr system, *Mater. Sci. Eng. A* 565 (2013) 51-62.
8. O.N. Senkov, S.V. Senkova, C. Woodward, D.B. Miracle, Low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr-Nb-Ti-V-Zr system: microstructure and phase analysis, *Acta Mater.* 61 (2013) 1545-1557.
9. O.N. Senkov, C. Woodward, D.B. Miracle, Microstructure and properties of aluminum-containing refractory high-entropy alloys, *JOM* 66 (2014) 2030-2042.
10. O.N. Senkov, S.V. Senkova, C. Woodward, Effect of aluminum on the microstructure and properties of two refractory high-entropy alloys, *Acta Mater.* 68

(2014) 214-228.

11. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка сплавов (в 2-х томах). М.: Металлургия, 1968. 1172 с.

12. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1972. 480 с.

13. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 230 с.

14. Фридляндер И.И. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. М.: Металлургия, 1979. 208 с.

15. Глезер А.М., Молотилев Б.В. Упорядочение и деформация сплавов железа. М.: Металлургия, 1984. 168 с.

16. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана: Структура и свойства. М.: Наука, 1992. 168 с.

17. Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998. 368 с.

18. Каблов Е.Н., Голубовский Е.Р. Жаропрочность никелевых сплавов. М.: Машиностроение, 1998.

19. Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 7.

20. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni<sub>3</sub>Al и TiAl: микроструктура и деформационное поведение. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 360 с.

21. Пушин В.Г., Прокошкин С.Д., Валиев Р.З. и др. Сплавы никелида титана с памятью формы. Часть 1. Структура, фазовые превращения и свойства. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 438 с.

22. Pushin V.G. // Phys. Met. Metallography. 2000. Vol. 90. Suppl. 1. P. S68–S95.

23. Pushin V.G., Brailovski V., Khmelevskaya I.Y. // Phys. Met. Metallography. 2004. Vol. 97. Suppl. 1. P. S3–S55.

24. Yeh J.W., Chen S.K., Zin S.J. et al. // Adv. Eng. Mater. 2004. Vol. 6.

P. 299–303.

25. Yeh J.W., Chen Y.L., Lin S.J., Chen S.K. // *Mat. Sci. Forum.* 2007. Vol. 560. P. 1–9

26. Tong C.J., Chen Y.L., Chen S.K. // *Met. Mater. Trans. A.* 2005. Vol. 36. P. 881–893.

27. Tung C.C., Yeh J.W., Shun T.T. // *Mater. Lett.* 2007. Vol. 61. P. 1–5.

28. Singh S., Wanderka N., Murty B.S., Glatzel U., Banhart J. // *Acta Mater.* 2011. Vol. 59. P. 182–190.

29. Wang X.F., Zhang Y., Qiao Y., Chen G.L. // *Intermetallics.* 2007. Vol. 15. P. 357–362.

30. Кондратьев В.В., Пушин В.Г. // *ФММ.* 1985. Т. 60. № 4. С. 629–650.

31. Пушин В.Г., Павлова С.П., Юрченко Л.И. // *ФММ.* 1989. Т. 67. № 1. С. 164–174.

32. Пушин В.Г., Юрченко Л.И., Соколова А.Ю., Иванова Л.Ю. // *ФММ.* 1994. Т. 78. № 6. С. 104–113.

33. Пушин В.Г., Волкова С.Б., Матвеева Н.М. // *ФММ.* 1997. Т. 83. № 3. С. 68–77, 78–85.

34. Матвеева Н.М., Пушин В.Г., Шеляков А.В. и др. // *ФММ.* 1997. Т. 83. № 6. С. 82–92.

35. Pushin V.G., Kourov N.I., Kuntsevich T.E. et al. // *Phys. Met. Metallogr.* 2002. Vol. 94. Suppl. 1. P. S107–S118.

36. Пушин А.В., Попов А.А., Пушин В.Г. // *ФММ.* 2012. Т. 113. № 3. С. 299–311.

37. Ивченко М.В., Пушин В.Г., Wanderka N. Высокоэнтропийные эквиатомные сплавы AlCrFeCoNiCu. - Екатеринбург: журнал техническая физика с. 57-69 (2012).

38. Поревняк А. Д., Багдасарян А.А., Якущенко И. В., Береснев В.М. Структура и свойства высокоэнтропийных сплавов и нитридных покрытий на их основе. – № 93 с.1027-1067 (2014).

39. O.N. Senkov, S.V. Senkova, C. Woodward, D.B. Miracle, Low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr-Nb-Ti-V-Zr system: microstructure and phase analysis, *Acta Mater.* 61 (2013) 1545-1557.
40. Y. Zhang, T.T. Zuo, Tang, M.C. Gao, K.A. Dahmen, P.K. Liaw, et al., Microstructures and properties of high-entropy alloys, *Prog. Mater. Sci.* 61 (2014) 1-93.
41. F. Woodward, Microstructure and elevated temperature properties of a refractory TaNbHfZrTi alloy, *J. Mater. Sci.* 47 (2012) 1062-1074.
42. Cantor B, Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. – *A. Mater Sci Eng.*, v. 375 pp. 213-218 (2004)
43. Фирстов С.А., Роголь Т.Г., Крапивка Н.А., Пономарев С.С., Ковыляев В.В., Рудык Н.Д., Карпец М.В., Мысливченко А.Н. Влияние скорости кристаллизации на структуру, фазовый состав и твердость высокоэнтропийного сплава AlTiVCrNbMo «Деформация и разрушение материалов» - М.: Наука, 2013, - 96 с.
44. O.N. Senkov, J.M. Scott, S.V. Senkova, D.B. Miracle, C.F. Woodward, Microstructure and room temperature properties of a high-entropy TaNbHfZrTi alloy, *J. Alloy. Compd.* 509 (20) (2011) 6043-6048.
45. Senkov O.N., Scott J.M., Senkov S.V., Miracle D.B. and Woodward C.F. Microstructure and room temperature properties of a high entropy TaNbHfZrTi alloy. - *J. of Alloys and Compounds*, v. 509, pp. 43-48. (2011).
46. Stepanov N., Tikhonovsky M., Yurchenko N., Zybakin D., Klimova M., Zherebtsov S., Efimov A., Salishchev G. Effect of cryo-deformation on structure and properties of CoCrFeNiMn high-entropy alloy – *A. Mater Sci Eng* pp. 8-17. (2015).
47. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды Ni<sub>3</sub>Al и TiAl: микроструктура и деформационное поведение.- Екатеринбург: УрО РАН, 2002,- 360 с.