

Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова

Химический факультет

Кафедра общей химии

На правах рукописи

Николаев Семён Владимирович

**Совместное легирование никеля рением
и переходными металлами V – VI групп**

Специальность 02.00.01 – Неорганическая химия

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата химических наук

Научный руководитель:
ведущий научный сотрудник,
доктор химических наук
Слюсаренко Евгений
Михайлович

Москва – 2014

Оглавление

Введение	4
Глава 1. Литературный обзор	8
1.1. Жаропрочные и жаростойкие материалы на основе никелевых сплавов.....	8
1.2. Полиэдрация многокомпонентных диаграмм фазовых равновесий методом графов.....	16
1.3. Диаграммы фазовых равновесий на основе никеля, рения и переходных металлов V-VI групп.....	26
1.3.1. Диаграммы состояния двухкомпонентных систем никеля, рения и переходных металлов V-VI групп.....	27
1.3.2. Диаграммы фазовых равновесий трёхкомпонентных систем никеля, рения и переходных металлов V-VI групп	29
1.3.2.1. Трёхкомпонентные системы переходных металлов V-VI групп.....	30
1.3.2.2. Трёхкомпонентные системы рения и переходных металлов V-VI групп.....	31
1.3.2.3. Трёхкомпонентные системы никеля и переходных металлов V-VI групп.....	33
1.3.2.4. Трёхкомпонентные системы никеля и рения с переходными металлами V-VI групп.....	43
1.3.3. Диаграммы фазовых равновесий четырёхкомпонентных систем никеля, рения и переходных металлов V-VI групп	49
1.4. Аналитическое описание поверхности никелевого твёрдого раствора на изотермических сечениях диаграмм фазовых равновесий многокомпонентных систем	52
1.5. Жаростойкость многокомпонентных сплавов, содержащих никель, рений, ниобий, хром и молибден.....	53
Глава 2. Методика эксперимента.....	56
2.1. Методика приготовления образцов	56
2.2. Методы исследования.....	58
2.2.1. Сканирующая электронная микроскопия (СЭМ).....	58
2.2.2. Электронно-зондовый микроанализ (ЭЗМА)	58
2.2.3. Рентгенофазовый анализ (РФА).....	58
2.2.4. Дифференциальный термический анализ (ДТА)	59
2.2.5. Измерение твёрдости	59
2.2.6. Определение устойчивости сплавов к высокотемпературному окислению на воздухе	59

Глава 3. Результаты и их обсуждение	60
3.1. Полиэдрация диаграмм фазовых равновесий четырёхкомпонентных систем никеля, рения и переходных металлов V-VI групп и пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo.....	60
3.1.1. Определение фазовых равновесий в четырёхкомпонентных системах никеля, рения и переходных металлов V-VI групп при 1375 К и представление их в виде графов	60
3.1.2. Полиэдрация диаграммы фазовых равновесий пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К.....	96
3.2. Экспериментальное определение максимальной растворимости легирующих элементов в никелевом твёрдом растворе при 1375 и 1200 К и аналитическое описание его поверхности на изотермических сечениях диаграммы фазовых равновесий пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo	102
3.3. Исследование твёрдости совместно легированных рением, ниобием, хромом и молибденом никелевых дисперсионно-упрочнённых сплавов.....	110
3.4. Исследование устойчивости к высокотемпературному окислению на воздухе совместно легированных рением, ниобием, хромом и молибденом никелевых сплавов при 1200 К.....	120
Выводы	128
Список литературы.....	129
Приложение	143

Введение

Актуальность темы исследования

Повышенный интерес к многокомпонентному легированию никеля связан с поиском новых составов жаропрочных и жаростойких сплавов на основе никелевого твёрдого раствора. Современные никелевые суперсплавы содержат до 13 легирующих компонентов и характеризуются сочетанием высоких механических характеристик с устойчивостью к воздействию окислительных сред в интервале температур 650 – 1100 °С. Такой комплекс свойств обуславливает широкое применение этих сплавов при производстве турбин энергетических установок и авиационных двигателей [1]. В настоящее время поиск новых жаропрочных и жаростойких легированных никелевых сплавов активно продолжается, и на сегодняшний день разрабатывается уже шестое поколение никелевых суперсплавов.

Физико-химический процесс, лежащий в основе технологии получения дисперсионно-твердеющих сплавов, – это распад пересыщенного легирующими элементами твёрдого раствора на основе никеля с образованием мелкодисперсных выделений упрочняющей фазы. По существу, процесс получения таких сплавов включает три этапа: 1) отливка сплавов определённого состава; 2) гомогенизация сплавов (при температурах 1357 – 1503 К; 3) дисперсионное твердение сплавов (при температуре 1033 – 1375 К). Все этапы, включая выбор исходного состава сплава, связаны со строением диаграммы фазовых равновесий, включающей все компоненты сплава. Основными легирующими элементами жаропрочных и жаростойких никелевых сплавов являются переходные металлы V – VI групп и рений. Однако отсутствие информации о строении диаграмм фазовых равновесий многокомпонентных систем затрудняет поиск оптимальных составов этих сплавов даже для основных легирующих компонентов.

В связи с этим, исследование изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий многокомпонентных систем, включающих фазовую область γ_{Ni} + упрочняющая фаза, является актуальной задачей.

Цель и задачи работы

Цель настоящей работы – установление фазовых равновесий с участием никелевого твёрдого раствора в четырёхкомпонентных системах никеля, рения и переходных металлов V-VI групп, содержащих упрочняющую фазу $\alpha-Ni_3(Nb,Ta)$, а также определение области дисперсионного твердения никелевых сплавов системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo и исследование взаимного влияния легирующих элементов на свойства упрочнённых сплавов.

Для достижения поставленной цели были сформулированы следующие задачи:

1. Определить фазовые равновесия в девяти четырёхкомпонентных системах при 1375 К: Ni-Re-V-Nb; Ni-Re-V-Ta; Ni-Re-Nb-Ta; Ni-Re-Cr-Nb; Ni-Re-Mo-Nb; Ni-Re-W-Nb; Ni-Re-Cr-Ta; Ni-Re-Mo-Ta; Ni-Re-W-Ta.
2. Осуществить полиэдрацию диаграммы фазовых равновесий пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К на основе информации о строении изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий четырёхкомпонентных систем.
3. Произвести экспериментальное определение максимальной растворимости легирующих компонентов в никелевом твёрдом растворе при 1375 и 1200 К и аналитическое описание его поверхности в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo.
4. Изучить зависимость твёрдости и устойчивости к высокотемпературному окислению на воздухе от состава совместно легированных рением, ниобием, хромом и молибденом никелевых дисперсионно-упрочнённых сплавов.

Научная новизна

В настоящей работе впервые:

- с использованием современных методов физико-химического анализа установлены фазовые равновесия при 1375 К в девяти четырёхкомпонентных системах: Ni-Re-V-Nb; Ni-Re-V-Ta; Ni-Re-Nb-Ta; Ni-Re-Cr-Nb; Ni-Re-Mo-Nb; Ni-Re-W-Nb; Ni-Re-Cr-Ta; Ni-Re-Mo-Ta; Ni-Re-W-Ta и предложен способ представления четырёхфазных и непроецирующихся трёхфазных равновесий в виде графа взаимосвязи четырёхфазных равновесий;
- с использованием метода графов, информации о строении изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий четырёхкомпонентных систем получены данные о фазовых равновесиях в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К;
- проведено экспериментальное определение максимальной растворимости легирующих компонентов в никелевом твёрдом растворе при 1375 и 1200 К и аналитическое описание кусочно-непрерывной функцией его поверхности в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К, построены графические проекции поверхности никелевого твёрдого раствора в четырёхкомпонентных системах Ni-Re-Cr-Nb, Ni-Re-Mo-Nb, Ni-Re-Cr-Mo, Ni-Nb-Cr-Mo на треугольник составов, выраженных в относительных концентрациях легирующих компонентов;
- определены закономерности изменения твёрдости дисперсионно-упрочнённых

никелевых сплавов системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo, вызванные взаимным влиянием легирующих элементов;

- построены диаграммы состав-структура-твёрдость для тройных систем Ni-Re-Nb, Ni-Re-Cr, Ni-Re-Mo, Ni-Nb-Cr, Ni-Nb-Mo, Ni-Cr-Mo;
- произведена оценка взаимного влияния элементов на устойчивость к высокотемпературному окислению на воздухе при 1200 К однофазных и дисперсионно-упрочнённых никелевых сплавов пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo.

Теоретическая и практическая значимость работы

Полученные в настоящей работе данные о фазовых равновесиях в многокомпонентных системах на основе никеля, рения и переходных металлов V-VI групп и взаимной растворимости легирующих компонентов в никелевом твёрдом растворе являются фундаментальной научной базой для моделирования и термодинамического расчёта фазовых равновесий в многокомпонентных системах.

На основе полученных данных может осуществляться научный поиск оптимальных составов перспективных жаропрочных и жаростойких сплавов, а также композиционных материалов на их основе.

Представленные в работе результаты являются частью исследований, проведённых при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 13-03-00977 «Фундаментальные основы комплексного легирования никелевых и кобальтовых суперсплавов»).

Положения, выносимые на защиту:

1. Фазовые равновесия в девяти четырёхкомпонентных системах при 1375 К: Ni-Re-V-Nb, Ni-Re-V-Ta, Ni-Re-Nb-Ta, Ni-Re-Cr-Nb, Ni-Re-Mo-Nb, Ni-Re-W-Nb, Ni-Re-Cr-Ta, Ni-Re-Mo-Ta, Ni-Re-W-Ta;
2. Полиэдрация диаграммы фазовых равновесий пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К методом графов;
3. Экспериментальное определение максимальной растворимости легирующих компонентов в никелевом твёрдом растворе при 1375 и 1200 К и аналитическое описание поверхности твёрдого раствора на основе никеля кусочно-непрерывной функцией в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К;
4. Зависимость твёрдости от состава совместно легированных рением, ниобием, хромом и молибденом никелевых дисперсионно-упрочнённых сплавов;

5. Зависимость устойчивости к высокотемпературному окислению на воздухе при 1200 К от состава совместно легированных рением, ниобием, хромом и молибденом никелевых сплавов.

Апробация результатов

Основные результаты работы были представлены на VII Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов», посвящённой 110-летию со дня рождения академика Г.В. Курдюмова (Черноголовка, 29 октября – 2 ноября 2012 года), Международном молодёжном научном форуме «Ломоносов-2012» (Москва, МГУ имени М.В.Ломоносова, 9 – 13 апреля 2012 года), Международном молодёжном научном форуме «Ломоносов-2013» (Москва, МГУ имени М.В.Ломоносова, 8 – 13 апреля 2013 года), X Международном Курнаковском совещании по физико-химическому анализу (Россия, г. Самара, 02 – 05 июля 2013 г.), XII International Conference on Crystal Chemistry of Intermetallic Compounds (Lviv, Ukraine, September 22 – 26, 2013), 4-th International conference HighMatTech (October 7 – 11, 2013, Kiev, Ukraine).

По теме диссертации опубликовано 8 печатных работ, в том числе 2 статьи в журналах из перечня, рекомендованного ВАК, и 6 тезисов докладов на международных конференциях.

Личный вклад автора

Автором самостоятельно выполнены: сбор и систематический анализ литературных данных по теме диссертационной работы, синтез и термообработка сплавов, подготовка образцов для исследования, исследования сплавов методами сканирующей электронной микроскопии, электронно-зондового микроанализа, измерение твёрдости и устойчивости сплавов к высокотемпературному окислению на воздухе, обработка экспериментальных данных, полученных вышеуказанными методами, а также методами рентгенофазового анализа и дифференциального термического анализа. Формулировка темы исследования, постановка исследовательских задач, интерпретация полученных результатов, формулирование выводов проводились совместно с научным руководителем.

Структура и объём диссертации

Диссертационная работа состоит из введения, трёх глав (литературный обзор, методика эксперимента, результаты и их обсуждение), заключения, выводов, списка литературы и приложения. Диссертация изложена на 158 страницах, включает 31 таблицу и 82 рисунка. Список литературы содержит 167 цитируемых источника.

Глава 1. Литературный обзор

В настоящем обзоре рассмотрены аспекты, касающиеся состава, структуры, свойств и получения никелевых суперсплавов, приведена характеристика метода построения многокомпонентных диаграмм фазовых равновесий с помощью графов, представлен анализ литературных данных о строении диаграмм фазовых равновесий двух-, трёх- и многокомпонентных систем никеля, рения и переходных металлов V-VI групп, приведена характеристика фаз, образующихся в этих системах, а также рассмотрены подходы к описанию поверхностей раздела фаз в многокомпонентных многофазных системах и вопросы окислительной устойчивости никелевых сплавов, содержащих рений, ниобий, хром и молибден.

1.1. Жаропрочные и жаростойкие материалы на основе никелевых сплавов

Современные жаропрочные и жаростойкие материалы на основе никелевых сплавов (никелевые суперсплавы) – многокомпонентные многофазные материалы, предназначенные для использования в диапазоне температур 650 – 1100 °С и характеризующиеся при указанных температурах высокой прочностью (жаропрочностью) и стойкостью к высокотемпературному окислению (жаростойкостью) [1 – 3].

На рисунке 1.1 проиллюстрирован процесс развития подходов к созданию жаропрочных сплавов, в том числе никелевых, начиная с 1940-х годов; в качестве критерия выбрана температура, при которой происходит разрыв при нагрузке 137 МПа в течение 1000 ч [2]. Из рисунка 1.1 видно, что первоначально использовались (деформированные) кованные сплавы, а затем с середины 1950-х годов началось использование литых сплавов, которые обладали лучшими характеристиками и были получены с использованием вакуумной индукционной технологии литья. В начале 1970-х годов были внедрены более совершенные методы литья, позволившие осуществить направленную кристаллизацию и тем самым предотвратить появление поперечных границ зерён. Далее уже в середине 1970-х годов начали производить монокристаллические жаропрочные сплавы, в которых отсутствуют границы зерён. Это позволило, в свою очередь, исключить из состава сплавов традиционно добавляемые элементы, упрочняющие границы зерён, такие, как бор и углерод, что привело к улучшению

термообработки, проводимой для уменьшения микросегрегаций и эвтектических образований [2].

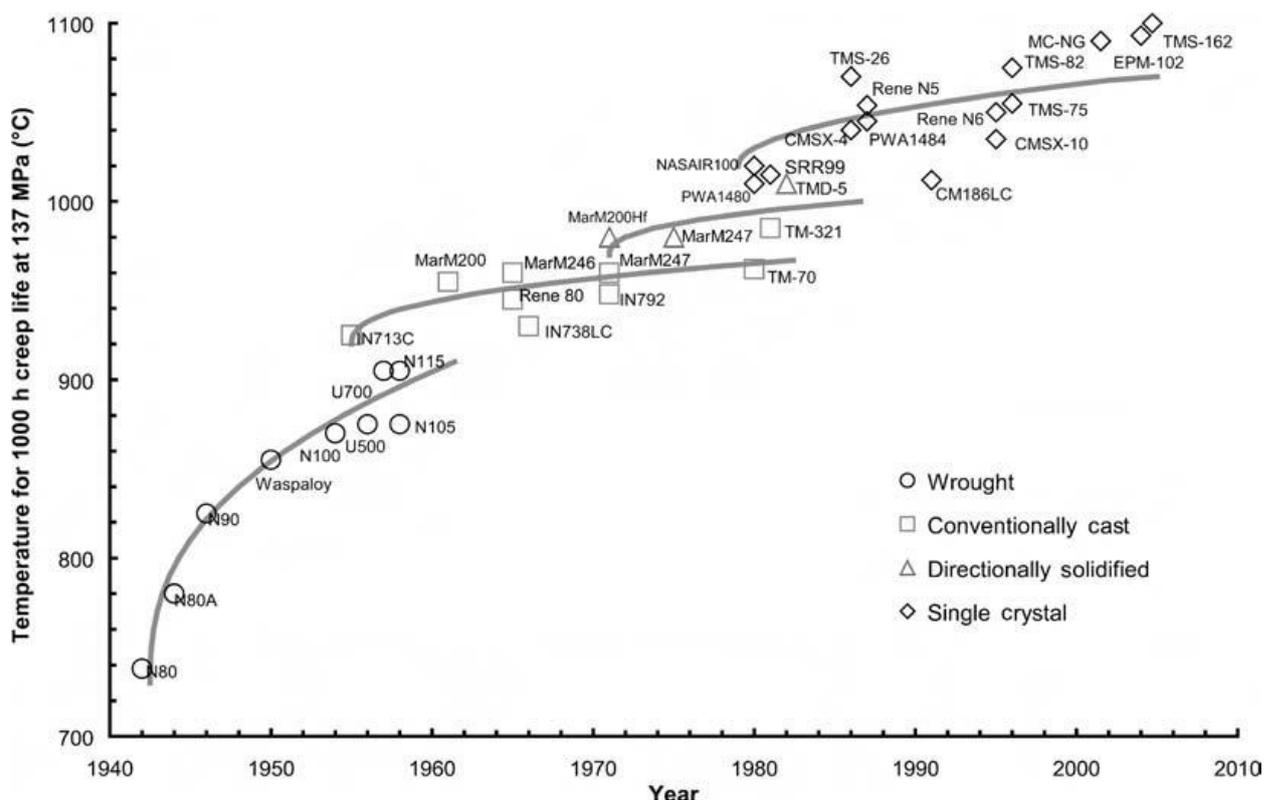


Рисунок 1.1. Эволюция подходов к созданию жаропрочных сплавов, в том числе никелевых, начиная с 1940-х годов [2].

С момента появления промышленных монокристаллических жаропрочных сплавов до настоящего времени были разработаны несколько поколений этих сплавов (рисунок 1.2) [2]. Так называемое первое поколение монокристаллических жаропрочных сплавов, таких, как PWA1480, Rene N4 и SRR99, содержит значительные количества упрочняющих элементов Al, Ti, Ta. Второе поколение сплавов, таких как PWA1484, CMSX-4 и Rene N5, характеризуется включением в их состав рения в концентрациях более 3 мас. %. У сплавов третьего поколения, таких как CMSX-10 и Rene N6, содержание рения увеличивается до 6 мас. %, снижена концентрация Cr и повышена концентрация Al, концентрации Ti и Mo – довольно низкие. В период между 1980 и 1995 годами время длительной прочности монокристаллических суперсплавов было увеличено от 250 ч при 850 °C и 500 МПа для первого поколения сплава, такого как SRR99, до 2500 ч для третьего поколения сплава, например RR3000; при более жестких условиях, например, 1050 °C и 150 МПа, время длительной прочности увеличилось в четыре раза с 250 ч до 1000 ч [2].

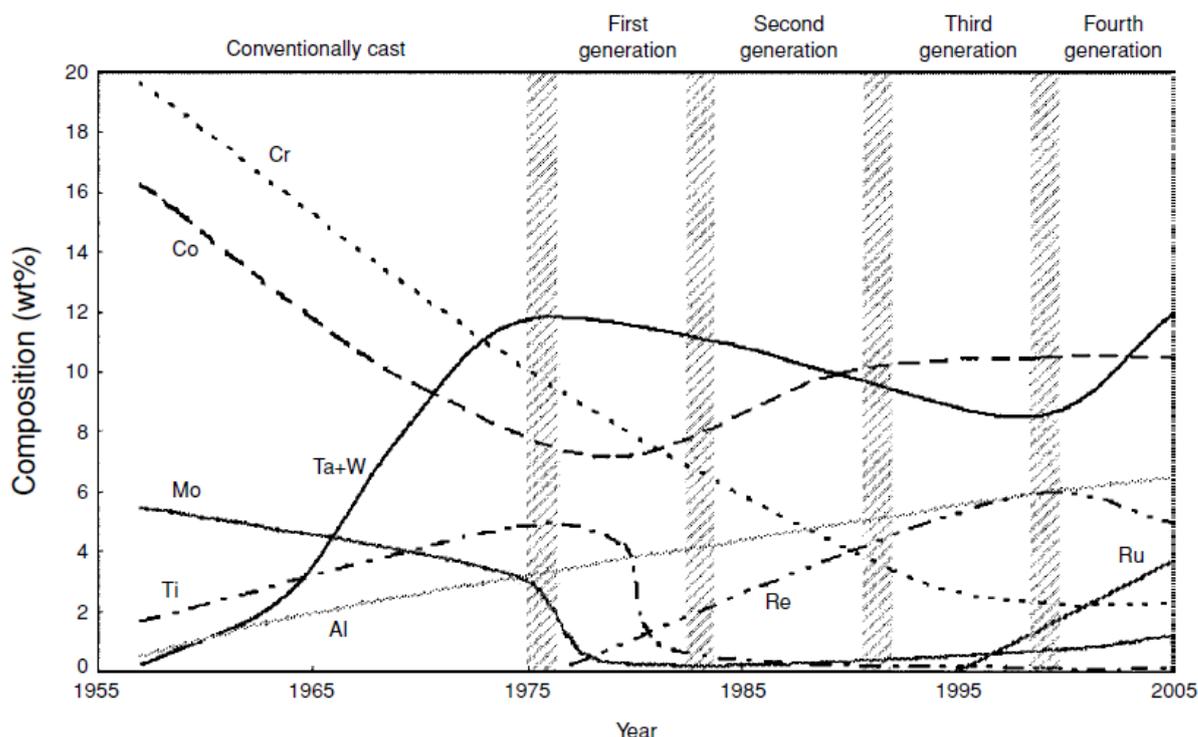


Рисунок 1.2. Эволюция состава монокристаллических суперсплавов, применяемых для изготовления лопаток турбин высокого давления [2].

В период с 2000 года появилось четвёртое поколение монокристаллических жаропрочных сплавов, таких как MC-NG, EPM-102 и TMS-162, которое характеризуется добавлением рутения на уровне 4,0 мас. % и концентрацией Re на уровне 4,5 мас. %. Улучшение характеристики сопротивления ползучести в основном связано с увеличением плотности, в том числе за счёт легирования тяжёлыми элементами, такими как Re [2].

У никелевых монокристаллических суперсплавов пятого поколения (например, TMS-196) было оптимизировано содержание легирующих компонентов и увеличено содержание Ru до 5 – 6 мас. % и Re до 6,4 мас. %, что позволило улучшить сопротивление ползучести сплавов этого поколения по сравнению с 4-ым поколением суперсплавов [4, 5, 6]. Однако монокристаллические суперсплавы как четвёртого, так и пятого поколений имеют более низкую устойчивость к окислению, чем предыдущие поколения, в связи с высоким содержанием таких элементов, как Mo, Re и Ru [6, 7, 8].

В настоящее время появились монокристаллические никелевые суперсплавы шестого поколения, к которым относится сплав TMS-238. При его разработке было снижено содержание Mo и W и была увеличена концентрация Co и Ta. Этот сплав имеет лучшие механические свойства, а также обладает более высокой окислительной стойкостью [6].

Недостатками монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов является их высокая плотность (более 9 г/см^3) из-за легирования рением и высокая стоимость, в том числе из-за использования рутения. По этой причине монокристаллические жаропрочные сплавы находят ограниченное применение и используются, в основном, в газотурбинных двигателях, когда требуются лучшие характеристики сопротивления ползучести, а также окислительной и коррозионной высокотемпературной устойчивости [2].

В настоящее время продолжается разработка новых направленно кристаллизованных литых никелевых суперсплавов, производство которых менее трудоёмко по сравнению с монокристаллическими. Так, в работе [9] сообщается о получении никелевых сплавов, содержащих в среднем 1,4 мас. % Ti, 8,2 мас. % Cr, 11,0 мас. % Co, 0 – 1,0 мас. % Ru, 3,6 мас. % Ta, 9,2 мас. % W, 1,0 мас. % Re, 5,2 мас. % Al, 1,4 мас. % Hf, которые сочетают высокие механические характеристики (сопротивление высокотемпературной ползучести и малоцикловой термической усталости) с хорошей высокотемпературной коррозионной и окислительной стойкостью, превосходят по своим характеристикам монокристаллические суперсплавы второго поколения и могут быть использованы для изготовления лопаток газовых турбин, выдерживающих температуру в $1500 \text{ }^\circ\text{C}$.

Деформируемые жаростойкие сплавы, имеющие поликристаллическую структуру, широко применяются в настоящее время. Их состав отличается от состава литых жаропрочных сплавов, как правило, более низкими концентрациями Al и Ti, заменой Ta на Nb и содержанием Cr не менее 15 мас.% [2].

В последние годы в Российской Федерации исследованием жаростойких и жаропрочных никелевых сплавов преимущественно занимался Всероссийский институт авиационных материалов (ВИАМ). За период 2007 по 2012 гг. в ВИАМе были выполнены важнейшие теоретические и экспериментальные работы, результатом которых стала разработка новых, улучшенных жаропрочных никелевых рений-рутениеосодержащих сплавов (ВЖМ6, ВЖМ8), сплавов с низкой плотностью (ВЖЛ21, ВЖМ7) и интерметаллидных сплавов (ВИН3 и др.) [10].

В состав современных никелевых суперсплавов обычно входят до 12 – 13 основных компонентов в зависимости от типа сплава (литой или деформируемый) из числа представленных в таблице 1.1.

Таблица 1.1. Основные компоненты никелевых сплавов и их функция в сплаве.

№ п/п	Компо- нент сплава	Функция	Содержание компонента, мас. %		Лите- ратура
			в литых	в деформи- руемых	
1.	Ni	Образует матрицу с ГЦК-решёткой, участвует в образовании упрочняющей интерметаллической фазы γ' и упрочняющих карбидных фаз.	Основа	Основа	[1, 2, 11]
2.	Cr	Способствует твёрдорастворному упрочнению; участвует в образовании упрочняющей карбидной фазы $Me_{26}C_6$ и боридной фазы; способствует окислительной устойчивости за счёт образования поверхностного слоя, обогащённого Cr_2O_3 ; обеспечивает стойкость к высокотемпературной коррозии при содержании хрома не ниже 12 мас. %.	2,0 – 22,5	11,5 – 29,0	[1, 2, 11, 12]
3.	Al	Участвует в образовании упрочняющей интерметаллической фазы γ' , способствует окислительной устойчивости за счёт образования поверхностного слоя, обогащённого Al_2O_3 .	0,5 – 6,2	0,03 – 4,9	[1, 2, 11]
4.	Nb	Способствуют твёрдорастворному упрочнению, участвуют в образовании	0,07 – 5,0	0,7 – 6,5	[1, 2, 11]
5.	Ta	упрочняющих интерметаллических γ' и γ'' , а также карбидных фаз.	0,94 – 12,0	0,75 – 2,7	[1, 2, 11]
6.	Mo	Способствуют твёрдорастворному упрочнению, участвуют в образовании	0,5 – 4,5	0,5 – 25,0	[1, 2, 11, 13]
7.	W	карбидных и боридных фаз.	2,0 – 12,0	0,6 – 14,0	[1, 2, 11, 13]

№ п/п	Компо- нент сплава	Функция	Содержание компонента, мас. %		Лите- ратура
			в литых	в деформи- руемых	
8.	Fe	Способствуют твёрдорастворному упрочнению, участвуют в образовании	–	0,3 – 44,8	[1, 2, 11]
9.	Co	упрочняющих интерметаллической и карбидных фаз.	3,0 – 19,1	1,5-21,0	[1, 2, 11]
10.	Re	Способствует твёрдорастворному упрочнению, замедляет укрупнение упрочняющих фаз.	2,8 – 6,4	–	[1, 2, 11, 13, 14, 15]
11.	Ru	Способствует твёрдорастворному упрочнению, препятствует образованию топологически плотноупакованных (ТСП) фаз и улучшает высокотемпературную стабильность микроструктуры.	3,0 – 6,0	–	[2, 5]
12.	V	Способствует твёрдорастворному упрочнению.	1,0	0,03 – 0,6	[2, 11]
13.	Ti	Участвует в образовании упрочняющих интерметаллической γ' и карбидных фаз.	0,2 – 5,0	0,2 – 5,0	[1, 2, 11]

К основным фазам никелевых сплавов относятся следующие [1, 2]:

1. **Твёрдый раствор на основе никеля (γ -фаза)**, представляющий собой непрерывную матрицу фазы с гранцентрированной кубической (ГЦК) решёткой, содержащей в качестве легирующих элементов значительные количества Co, Cr, Mo, W, Re, Ru [1, 2].
2. **Упрочняющая γ' -фаза**, являющаяся соединением типа A_3B , где A – атомы Ni, Co или Fe, B – атомы Al, Ti, Nb или Ta и образующаяся на основе кубической фазы Ni_3Al (структурный тип Cu_3Au), которая обеспечивает упрочнение в двухфазных сплавах $\gamma_{Ni}+Ni_3Al$ до 1000 – 1100 °С [1, 2, 11].
3. **Упрочняющая γ'' -фаза**, образующаяся в сплавах с отсутствием или низким содержанием Al и высокой концентрацией Nb и представляющая собой орторомбическую фазу Ni_3Nb (структурный тип Cu_3Ti), переходящую при температурах свыше 700 °С в фазу с объёмцентрированной тетрагональной решёткой (структурный тип $TiAl_3$) [1, 2, 11].

4. **Карбидные фазы**, образуемые углеродом в количестве 0,02 – 0,5 % и тугоплавкими элементами Ti, Hf, Ta, первоначально в форме MeC, а затем распадающиеся до низших карбидов $Me_{26}C_6$, Me_6C , и склонные к образованию скоплений по границам зёрен, богатых хромом, молибденом и вольфрамом [1, 2, 11].
5. **Боридные фазы**, образованные бором с хромом или молибденом и появляющиеся на границах зёрен [1, 2].
6. **Топологически плотноупакованные фазы** – пластинчатые выделения таких фаз (фазы Лавеса, μ - и σ -фазы), которые приводят к снижению прочности и пластичности сплава. Такие фазы образуются при значительных концентрациях Nb, Ta, Cr, Mo, W и Re [1, 2, 13].

В никелевых сплавах выделяют следующие виды упрочнения [1, 2]:

1. Твёрдорастворное упрочнение;
2. Упрочнение интерметаллидной фазой;
3. Упрочнение карбидными и боридными фазами.

Подробнее рассмотрим первые два вида упрочнения.

Твёрдорастворное упрочнение связывают как с большими атомными радиусами легирующих элементов, определяемыми по увеличению параметров кристаллической решётки, так и со снижением энергии дефектов упаковки в результате легирования, приводящее к повышению сопротивления поперечного скольжения [1]. Наибольший вклад в твёрдорастворное упрочнение дают Al, Cr, Mo, W.

Вклад γ' и γ'' фаз в упрочнение определяется характером дислокационных реакций на приложенное усилие. Компоненты сплава определённым образом распределяются в упрочняющей интерметаллической фазе, замещая друг друга. Так, в γ' фазе кобальт занимает место никеля; титан, ниобий, тантал и гафний замещают алюминий; хром, молибден и железо могут заместить и никель, и алюминий [1]. Установлено, что для повышения сопротивления ползучести следует увеличить объёмную долю частиц γ' фазы, и добавить Nb и Ta, имеющих высокое сродство к γ' фазе и низкие коэффициенты диффузии [1].

Формирование упрочняющих фаз и равномерное распределение выделений в матрице никелевого твёрдого раствора достигается серией термических обработок. Режимы термической обработки при получении деформируемых и литых никелевых суперсплавов практически не отличаются. Сплавы после выплавки подвергаются гомогенизации при температуре, находящейся в пределах 1084 – 1230 °C, с целью более равномерного выделения упрочняющих фаз в ходе дальнейшей обработки [1, 2].

Вслед за гомогенизирующим отжигом проводят серию термообработок в температурном диапазоне 760 – 1100 °С, в процессе которых происходит распад пересыщенного твёрдого раствора на основе никеля с выделением упрочняющих фаз [1, 2].

Так, например, для сплава марки U-500 был предложен следующий режим обработки [1]:

1. Первая гомогенизация – 1125 °С, 2 часа, охлаждение на воздухе;
2. Вторая гомогенизация – 1085 °С, 2 часа, охлаждение на воздухе;
3. Первое старение – 925 °С, 24 часа, охлаждение на воздухе;
4. Второе старение – 760 °С, 16 часов, охлаждение на воздухе.

В процессе первой гомогенизации происходит более равномерное распределение компонентов сплава, а также растворение образовавшейся при плавке γ' -фазы в твёрдом никелевом растворе; при охлаждении на воздухе образуются очень тонкие выделения γ' -фазы, большая часть которых снова растворяется в процессе выдержки при 1085 °С. Воздушное охлаждение от 1085 °С сопровождается появлением новых выделений γ' -фазы; поскольку они образовались при более низких температурах (нежели при воздушном охлаждении от 1130°С) эти выделения ещё тоньше и обеспечивают более интенсивное упрочнение. Оставшиеся нерастворёнными выделения γ' -фазы после первого гомогенизирующего отжига немного вырастают. Последующее старение при 925 °С вызывает рост обеих групп выделений γ' -фазы и небольшое дополнительное выделение этой фазы. Окончательное старение при 760 °С приводит лишь к небольшим изменениям в микроструктуре. По существу, такие или подобные подходы используются применительно ко всем никелевым суперсплавам [1].

* * *

Несмотря на огромное количество исследований, посвящённых никелевым суперсплавам, а также значительное продвижение в понимании связи между структурой и свойствами распространённых никелевых суперсплавов, подход к поиску состава сплавов всё ещё осуществляется на основе эмпирического анализа ранее полученных результатов с учётом диаграмм фазовых равновесий двух- и трёхкомпонентных систем. На интуитивный характер выбора композиций сплавов указывают постоянно меняющиеся решения как по качественному, так и по количественному составу сплавов (рисунок 1.2). Существующий подход не даёт общей картины, обеспечивающей направленный поиск оптимального состава сплава, поскольку он не учитывает в явном виде взаимное влияние легирующих компонентов на свойства сплавов в многокомпонентных системах.

Более эффективный поиск новых составов никелевых сплавов мог бы осуществляться на основе изотермических сечений многокомпонентных диаграмм фазовых равновесий, построенных при температурах термических обработок и эксплуатации. Набор таких сечений позволит избежать образования нежелательных фаз и, напротив, гарантировать выделение нужной фазы, а также обеспечить содержание легирующих компонентов на оптимальном уровне, отвечающему лучшим жаростойким и жаропрочным свойствам сплавов. Подобный подход позволяет оптимизировать процесс исследования и провести его в два этапа:

1. Установление фаз, находящихся в равновесии с твёрдым раствором на основе никеля;
2. Определение концентрационных условий образования фаз, находящихся в равновесии с γ фазой при температурах термической обработки сплавов и их дальнейшей эксплуатации.

В качестве упрочняющих фаз в дисперсионно-твердеющих никелевых сплавах на сегодняшний день используются γ' фаза и γ'' фаза, образующаяся в сплавах с отсутствием или низким содержанием Al и высокой концентрацией Nb. Причем γ'' фаза, в дальнейшем в данной работе называемая α фазой, исследована в меньшей степени по сравнению с γ' фазой. В связи с вышеизложенным, в настоящей работе были исследованы изотермические сечения диаграмм фазовых равновесий многокомпонентных систем с образующейся α фазой.

1.2. Полиэдрация многокомпонентных диаграмм фазовых равновесий методом графов

Построение любой диаграммы фазовых равновесий включает два этапа [16]:

1. Определение количества фаз, образующихся в системе, и схемы равновесий между ними (полиэдрация системы).
2. Определение границ фазовых областей и представление их в аналитическом виде.

Если осуществление второго этапа требует много времени и больших материальных затрат, то первый этап, по существу, являющийся качественным, может быть решён с привлечением значительно меньших ресурсов. Для подавляющего большинства пользователей фундаментальной информацией о строении диаграмм

фазовых равновесий такое решение проблемы вполне приемлемо, так как значительно сужает область поиска новых материалов со специальными свойствами, а выполнение второго этапа может быть осуществлено в оптимальной области для выбранного фрагмента многокомпонентной системы [16].

Для решения первого этапа построения многокомпонентных диаграмм фазовых равновесий (полиэдрации системы) в работах [16 – 22] предложен и апробирован метод графов, который по данным о диаграммах фазовых равновесий меньшей мерности позволяет прогнозировать строение систем с большим числом компонентов. Метод основан на двух постулатах.

Постулат 1. *Любое N -фазное равновесие между N фазами может быть выражено полным графом с N вершинами.*

Поскольку при полиэдрации главным объектом является фаза, а не концентрация компонентов, и цель полиэдрации состоит в установлении набора равновесий между фазами на изотерме, это заметно облегчает формализацию строения изотермического сечения. Каждая фаза представляет вершину графа (точку на плоскости независимо от числа компонентов), а рёбра отражают существование того или иного равновесия (рисунок 1.3).

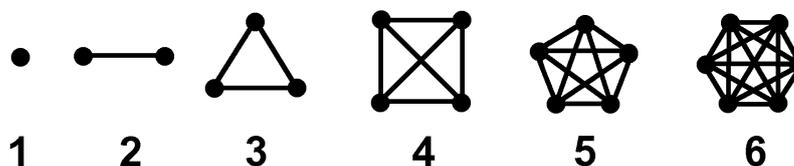


Рисунок 1.3. Представление многофазных равновесий с помощью графов [16].

Используя это предположение, оказывается возможным формализовать строение системы с любым числом компонентов путём построения графа, содержащего все фазы и все равновесия в системе.

В случае двухкомпонентной системы возможно только два вида простых изотерм: 1) однофазная изотерма (рисунок 1.4, а); 2) двухфазная изотерма (рисунок 1.4, б). Все остальные двойные изотермы состояются из этих двух (рисунок 1.4, в, г).

В результате все двойные изотермы диаграмм состояния можно представить в виде графов, причём графы состоят из двух элементов: вершины графа и ребра, соединяющего две вершины. Эти элементы соответствуют случаю неограниченной растворимости компонентов и случаю ограниченной растворимости. Диаграммы с интерметаллическими соединениями состоят из различного числа простейших изотерм, как показано на рисунке 1.4, в, г.

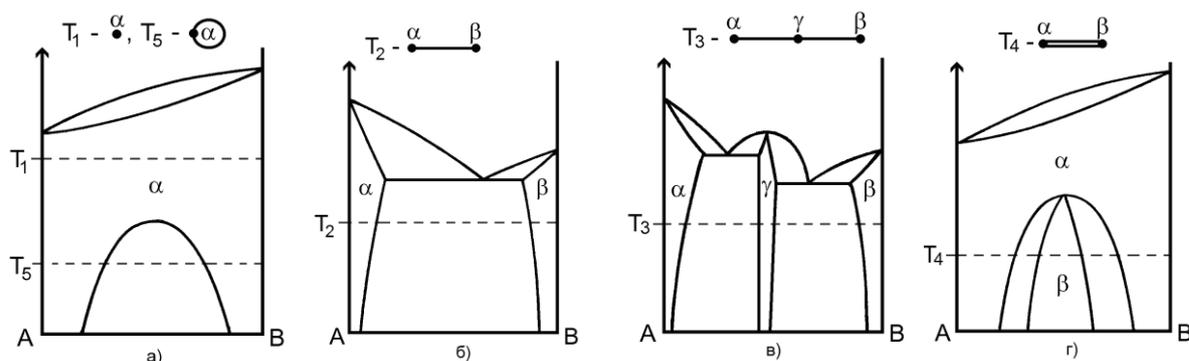


Рисунок 1.4. Представление двойных изотерм различного типа в виде графов: а) одна фаза (T_1) и её расслоение (T_5); б) две фазы (T_2); в) составная изотерма (T_3); г) упорядочение фазы (T_4) [16].

При переходе к трёхкомпонентным системам также имеется набор простых изотерм, с помощью которых можно изобразить строение любой трёхкомпонентной изотермы, содержащей любой набор фаз. Эти изотермы и соответствующие им графы изображены на рисунке 1.5. Изотерма (рисунок 1.5, г) представляет классическое трёхфазное равновесие, остальные три относятся к вырожденным случаям равновесий между фазами в трёхкомпонентных системах.

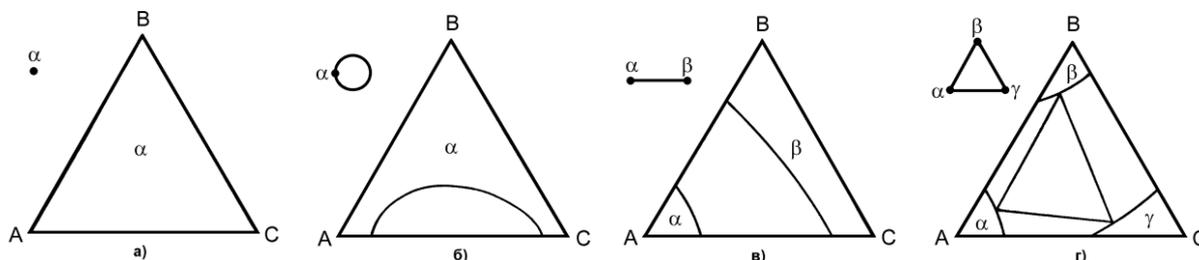


Рисунок 1.5. Простые изотермы трёхкомпонентных систем и их представление в виде графов: а) диаграмма с неограниченной растворимостью компонентов друг в друге; б) диаграмма с расслоением; в) диаграмма с вырождающимся равновесием; в) диаграмма с двухфазным равновесием; г) диаграмма с трёхфазным равновесием [16].

С помощью этих простых графов может быть представлено любое изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий трёхкомпонентной системы, если его расцезть на области, содержащие одно двух- или трёхфазное равновесие. На рисунке 1.6 представлены примеры расцезения тройных изотерм на более простые и их графы, получаемые сложением отдельных элементов.

Построение графа изотермического сечения трёхкомпонентной системы осуществляется следующим образом [16]:

1. Число фаз, присутствующих на изотерме, определяет число вершин правильного многоугольника для построения графа; причём каждой фазе соответствует одна из вершин многоугольника.

2. На правильный многоугольник наносятся все графы, соответствующие всем простым изотермам, которые получаются в результате рассечения составной изотермы.

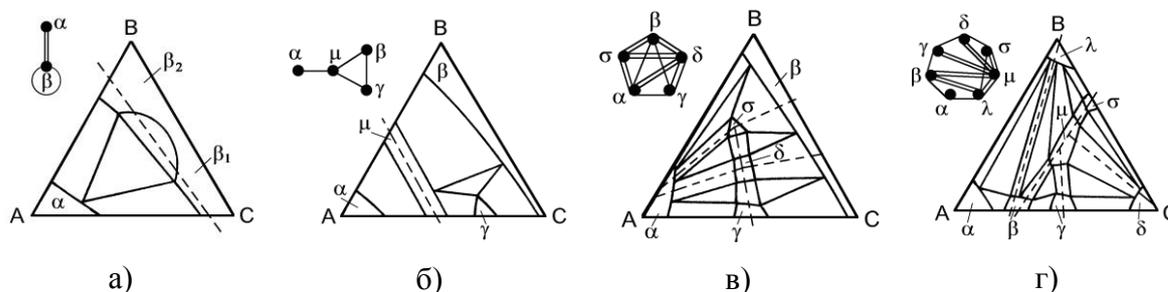


Рисунок 1.6. Рассечение тройных изотерм на более простые и их представление в виде графов: а) с вырождающимся трёхфазным равновесием; б) с двухфазным и трёхфазным равновесием; в), г) с трёхфазными равновесиями [16].

Формализация информации о строении диаграмм фазовых равновесий значительно облегчает анализ и систематизацию большого числа изотермических сечений. Кроме того, формализация такой информации позволяет делать прогноз строения n -компонентных систем по данным о строении систем с меньшим числом компонентов.

Постулат 2. *Существует единственная диаграмма фазовых равновесий, включающая все возможные компоненты, все равновесные фазы и фазовые равновесия, а все диаграммы фазовых равновесий, содержащие меньшее число компонентов, являются проекциями этой диаграммы фазовых равновесий в пространствах меньшей мерности.*

Из второго постулата следует, что по информации о строении диаграмм фазовых равновесий, содержащих меньшее число компонентов, возможно восстановить строение диаграмм фазовых равновесий с большим числом компонентов. Геометрически это означает, что по проекциям возможно восстановить строение проецируемого объекта.

Если, например, на изотерме четырёхкомпонентной системы образуется четырёхфазное равновесие, то проекции этого равновесия на тройные изотермы, входящие в эту четырёхкомпонентную систему, будут представлены четырьмя трёхфазными равновесиями (рисунок 1.7). Следовательно, зная строение изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем, можно утверждать о существовании этого четырёхфазного равновесия на изотерме четырёхкомпонентной системы. С помощью такого анализа возможно установить все четырёхфазные

равновесия, реализующиеся на изотермическом сечении диаграммы фазовых равновесий четырёхкомпонентной системы, или констатировать их отсутствие. Наиболее просто такой прогноз осуществляется с использованием предварительной формализации информации о строении тройных изотерм в виде графов. При образовании четырёхфазного равновесия сложение графов 4 трёхфазных равновесий даёт нам полный граф четырёхфазного равновесия с удвоенным числом рёбер. Это является следствием того, что двухфазное равновесие, входящее в состав четырёхфазного равновесия, проецируется на две из четырёх тройных изотерм (рисунок 1.7).

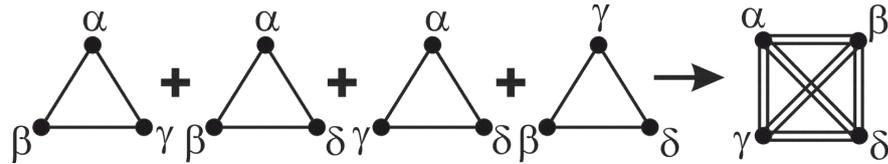


Рисунок 1.7. Формирование графа четырёхфазного равновесия в четырёхкомпонентной системе.

В большинстве случаев информации, представленной на изотермических сечениях диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем, достаточно для определения четырёхфазных равновесий в четырёхкомпонентной системе. Однако когда в системе присутствуют несколько четырёхфазных равновесий, возможны различные варианты, при которых не вся информация о четырёхфазных и трёхфазных равновесиях проецируется на тройные изотермы. Если четырёхфазные равновесия имеют общую фазу (их графы имеют общую вершину) или общее двухфазное равновесие (их графы имеют общее ребро), то потери информации не происходит, и графы, восстановленные по изотермическим сечениям диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем, позволяют однозначно определить существование четырёхфазных равновесий (рисунок 1.8).

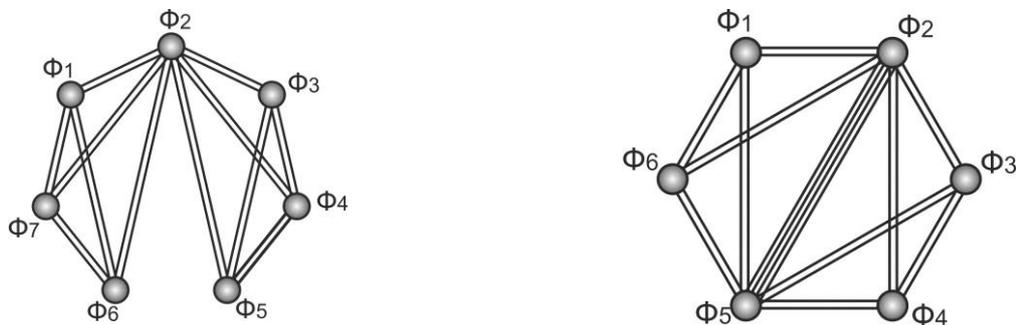


Рисунок 1.8. Графы изотермических сечений четырёхкомпонентных систем, содержащих полную информацию о четырёхфазных равновесиях: а) четырёхфазные равновесия имеют общую фазу (Φ_2); б) четырёхфазные равновесия имеют общее двухфазное равновесие ($\Phi_2+\Phi_5$).

Потеря информации о четырёхфазных равновесиях происходит, когда тетраэдры (геометрические образы четырёхфазных равновесий) соприкасаются друг с другом гранями через область общего трёхфазного равновесия (рисунок 1.9), при этом образуется единый блок четырёхфазных равновесий. На тройные изотермы проецируются только трёхфазные равновесия поверхности такого блока. Трёхфазные равновесия, которые находятся внутри блока, отсутствуют на изотермических сечениях диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем (*непроецирующиеся равновесия*).

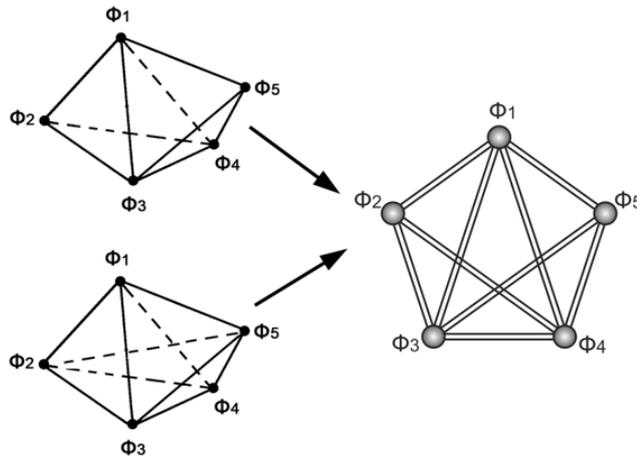


Рисунок 1.9. Потеря информации о четырёхфазных равновесиях при проецировании блока из двух и трёх четырёхфазных равновесий.

В этом случае потеря информации возможна по двум причинам:

1. В системе существует непроецирующееся трёхфазное равновесие (общая грань внутри блока четырёхфазных равновесий).
2. В системе существует непроецирующееся двухфазное равновесие (общее ребро как минимум для трёх четырёхфазных равновесий). При этом в обоих случаях суммарный граф, построенный по изотермам трёхкомпонентных систем, имеет общий вид, показанный на рисунке 1.9.

В наиболее простом (первом) случае, когда в *остаточном графе*¹ отсутствуют только непроецирующиеся трёхфазные равновесия, а двухфазные равновесия, составляющие эти трёхфазные равновесия, проецируются на тройные изотермы, разложение остаточного графа на графы четырёхфазных равновесий не представляет существенных трудностей (рисунок 1.10). Добавление непроецирующихся трёхфазных равновесий к остаточному графу, позволяет разложить его на графы четырёхфазных равновесий.

¹ Остаточный граф – граф, представляющий собой в n -компонентной системе блок из N -фазных равновесий, который нельзя разложить на отдельные подграфы N -фазных равновесий без дополнительной информации о существовании $(N-1)$ -фазных непроецирующихся равновесий.

Более сложный (второй) вариант реализуется, если неизвестными оказываются двухфазные равновесия в четырёхкомпонентной системе (рисунок 1.11).

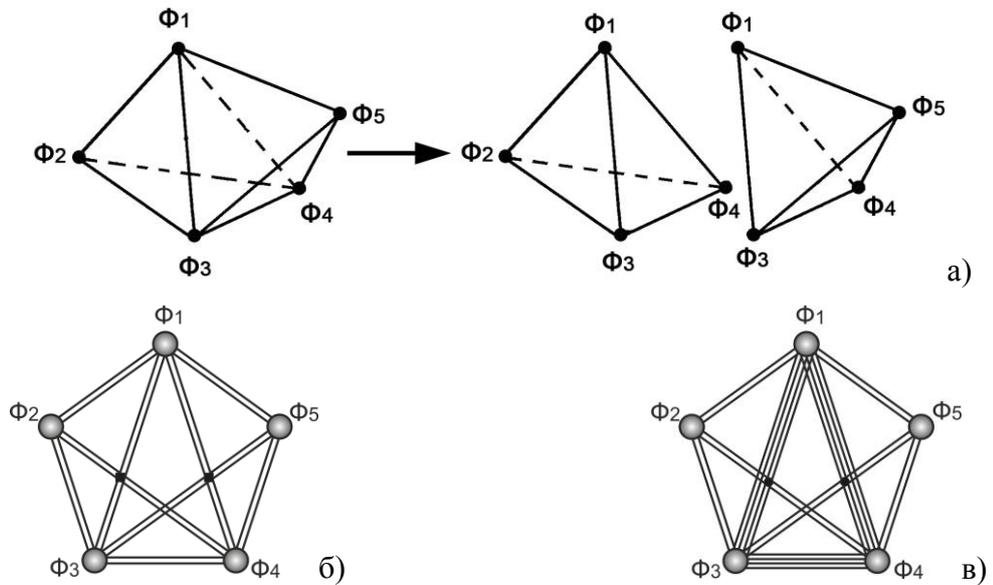


Рисунок 1.10. Проецирование блока из двух четырёхфазных равновесий и восстановление потерянной информации: а) пространственное представление блока четырёхфазных равновесий; б) суммарный граф, восстановленный по изотермическим сечениям диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем; в) граф, содержащий полную информацию о четырёхфазных равновесиях.

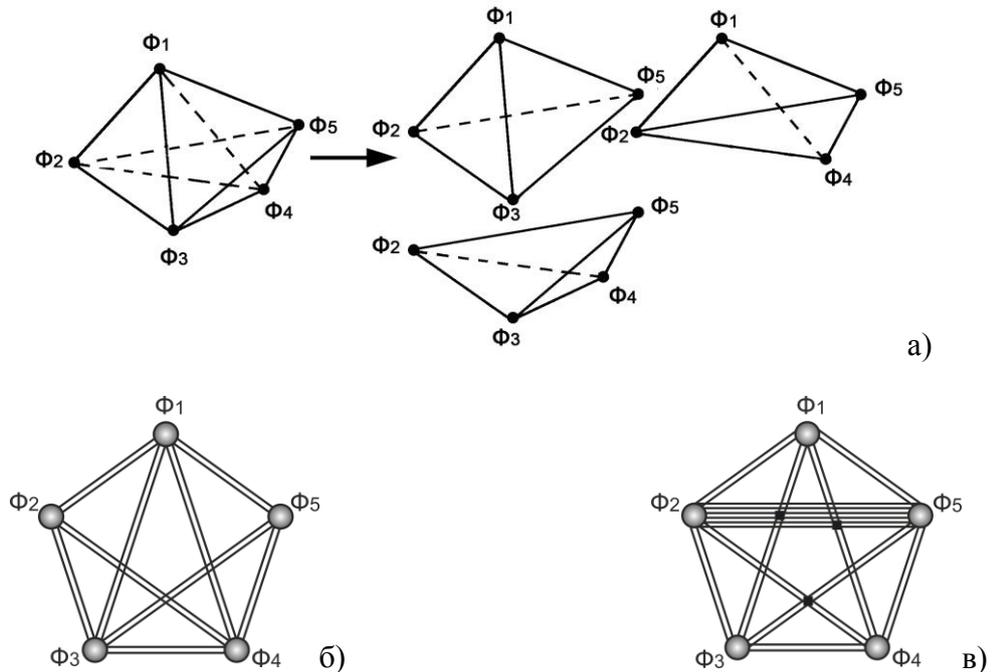


Рисунок 1.11. Проецирование блока из трёх четырёхфазных равновесий и восстановление потерянной информации: а) пространственное представление блока четырёхфазных равновесий; б) суммарный граф, восстановленный по изотермическим сечениям диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем; в) граф, содержащий полную информацию о четырёхфазных равновесиях.

Обычно такой случай встречается, если неизвестное двухфазное равновесие образовано наиболее термодинамически стабильными фазами, расположенными в четырёхкомпонентной системе на противоположных рёбрах изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий, или при наличии тройных фаз. В этом случае цепь четырёхфазных равновесий замыкается, образуя кольцо. Все четырёхфазные равновесия, составляющие это кольцо, включают в себя это общее двухфазное равновесие. Если остаточный граф не разлагается на графы четырёхфазных равновесий при добавлении непроецирующихся трёхфазных равновесий, то это однозначно указывает на существование хотя бы одного двухфазного равновесия, отсутствующего на изотермах трёхкомпонентных систем.

Таким образом, при полиэдрации изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий четырёхкомпонентных систем методом графов необходимо выполнить несколько последовательных шагов:

1. Формализация строения четырёх трёхкомпонентных изотерм в виде графов, включающих все фазы каждой трёхкомпонентной системы и все трёхфазные равновесия. Следует отметить, что для прогнозирования строения четырёхкомпонентной изотермы используются графы тройных изотерм, включающие только трёхфазные равновесия. Двухфазные равновесия из графа исключаются.

2. Определение числа фаз (числа вершин *суммарного графа*¹) в четырёхкомпонентной системе и сложение полученных на первом шаге графов тройных изотерм в суммарный граф изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий четырёхкомпонентной системы.

3. Разделение суммарного графа на подграфы *рекомбинирующих*² и *вырождающихся*³ трёхфазных равновесий, подграфы четырёхфазных равновесий и *остаточный граф*, дальнейшее разложение которого на подграфы четырёхфазных равновесий невозможно ввиду отсутствия информации о непроецирующихся равновесиях. Если в суммарном графе две вершины связаны более чем двумя рёбрами, то такой граф или построен неправильно, или может быть разложен на подграфы.

¹ Суммарный граф – граф n -компонентной системы, получаемый путём сложения графов $(N-1)$ -фазных равновесий $(n-1)$ -компонентных систем, образующих n -компонентную систему.

² Рекомбинирующие N -фазные равновесия – N -фазные ($N \geq 2$) равновесия, существующие в трёх или более n -компонентных системах и образующие в $(n+1)$ -компонентной системе (системе большей мерности) общую область N -фазного равновесия.

³ Вырождающееся равновесие – N -фазное равновесие n -компонентной системы, переходящие в $(n+1)$ -компонентной системе в $(N-1)$ -фазное равновесие.

В результате после выделения из суммарного графа подграфов рекомбинирующих трёхфазных равновесий и четырёхфазных равновесий в ряде случаев остаётся подграф, содержащий более четырёх фаз, который дальше не разлагается (остаточный граф).

4. Анализ остаточного графа, основанный на известной информации о строении графов подобных систем, с целью выбора наиболее вероятных вариантов разложения. Неразложимость остаточного графа означает, что в четырёхкомпонентной системе существует не менее двух четырёхфазных равновесий, причем эти равновесия соединены в единый блок.

5. Экспериментальное построение изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий четырёхкомпонентной системы. Если в четырёхкомпонентной системе имеется хотя бы одно непроецирующееся двухфазное равновесие, то будет существовать несколько вариантов разложения остаточного графа. В этом случае для подтверждения реализующегося варианта разложения остаточного графа необходима экспериментальная проверка. Основная цель эксперимента – проверить все возможные непроецирующиеся двухфазные равновесия или определить все непроецирующиеся трёхфазные равновесия. Пример полиэдрации четырёхкомпонентной системы Mo-Ni-Re-V при 1425 К приведен на рисунке 1.12.

Полиэдрация изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий пятикомпонентных систем осуществляется также как и для четырёхкомпонентных систем в несколько стадий:

- а) определение числа фаз, образующих четырёхфазные равновесия в пятикомпонентной системе;
- б) построение графа с числом вершин, равным числу фаз;
- в) нанесение на граф всех четырёхфазных равновесий, реализующихся в пяти четырёхкомпонентных изотермах, ограничивающих изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий пятикомпонентной системы (получение суммарного графа);
- г) теоретический анализ суммарного графа.

Следует отметить, что уже для пятикомпонентных систем визуальный анализ суммарных графов в некоторых случаях представляет серьёзные трудности, связанные с увеличением числа рёбер графа. Например, рекомбинирующее четырёхфазное равновесие содержит 12 рёбер, а пятифазное равновесие – 30 рёбер, что связано с утроением двухфазных равновесий в пятикомпонентных системах, происходящие вследствие того, что двухфазные равновесия в четырёхкомпонентных системах участвуют в образовании четырёхфазных равновесий в трёх четырёхкомпонентных системах, составляющих пятикомпонентную систему (рисунок 1.13).

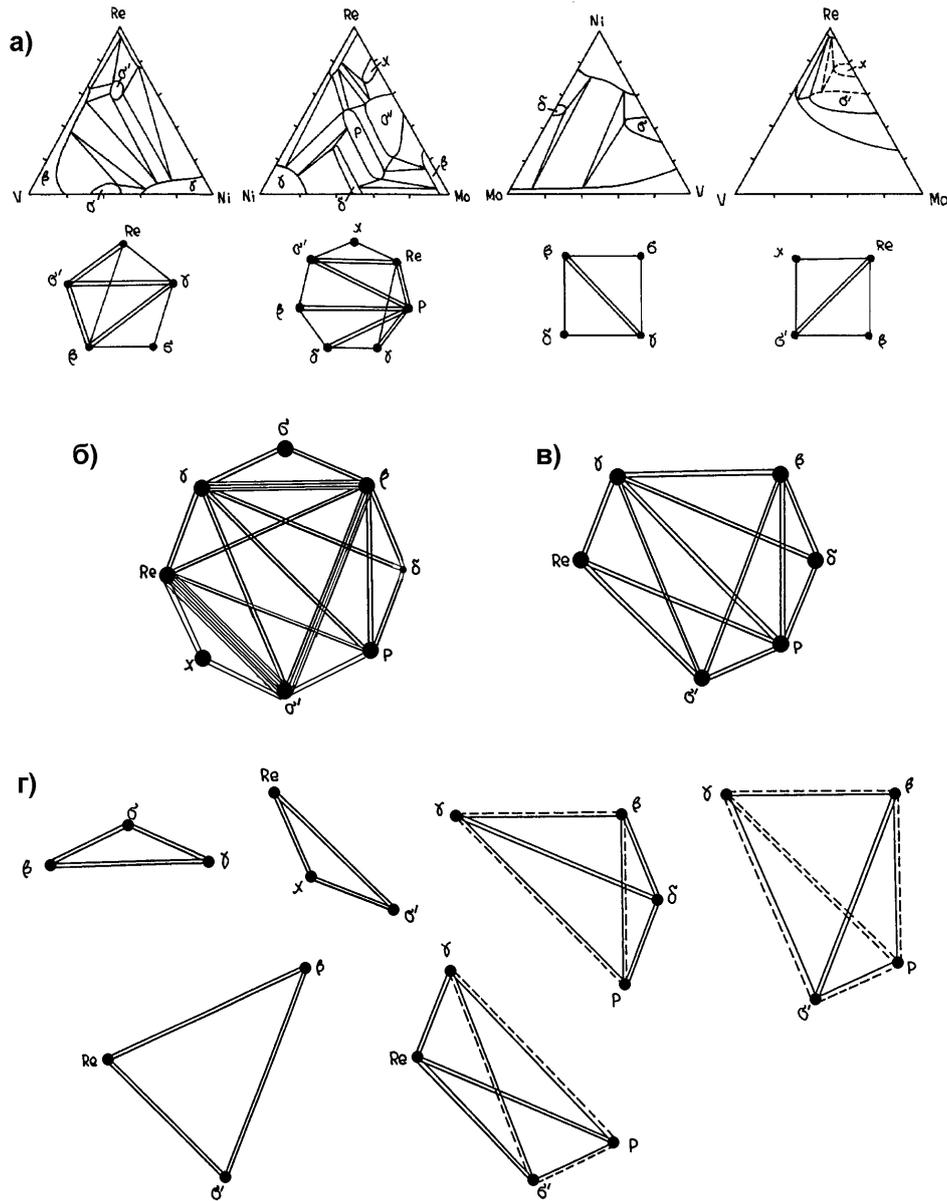


Рисунок 1.12. Полиэдрация изотермы системы Mo-Ni-Re-V при 1425 К: а) тройные изотермы и их графы; б) суммарный граф четырёхкомпонентной системы; в) остаточный граф четырёхфазных равновесий; г) рекомбинирующие трёхфазные и четырёхфазные равновесия [20].

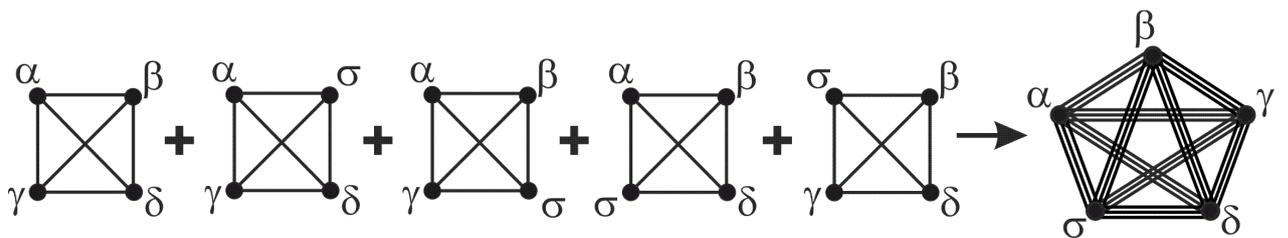


Рисунок 1.13. Формирование графа пятифазного равновесия в пятикомпонентной системе.

Поэтому в настоящем исследовании четырёхфазные равновесия четырёхкомпонентных систем, ограничивающих пятикомпонентную систему, подвергались предварительному анализу; одинаковые (рекомбинирующие) четырёхфазные равновесия, попарно исключались из рассмотрения. Оставшиеся четырёхфазные равновесия формируют остаточный граф пятифазных равновесий. Одно пятифазное равновесие образуется из пяти четырёхфазных равновесий, при этом каждая фаза пятифазного равновесия должна входить в состав четырёх из пяти четырёхфазных равновесий.

Графически пятифазное равновесие на остаточном графе представляет собой пять вершин, попарно связанных тройными линиями. В случае, когда два пятифазных равновесия имеют общее двух- или трёхфазное равновесие, рёбра графов, изображающие общее равновесие, удваиваются, и их количество становится равным шести. Если два пятифазных равновесия имеют общее четырёхфазное равновесие, то это равновесие будет непроецирующимся, и на графе такое равновесие представляет собой четыре вершины, попарно связанные между собой четырьмя рёбрами.

1.3. Диаграммы фазовых равновесий на основе никеля, рения и переходных металлов V-VI групп

Наибольший интерес, с точки зрения практического применения, представляют собой четырёх- и пятикомпонентные системы, поскольку сплавы на основе никеля включают до трёх или четырёх основных легирующих компонентов в количествах достаточных для изменения фазового состава сплава. Остальные компоненты содержатся в малых количествах, и, соответственно, легирование этими компонентами не оказывает влияния на фазовый состав сплава. Для построения изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий четырёх- и пятикомпонентных систем исходными данными является информация о строении изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий двух- и трёхкомпонентных систем.

1.3.1. Диаграммы состояния двухкомпонентных систем никеля, рения и переходных металлов V-VI групп

Двухкомпонентные системы никеля, рения и переходных металлов V-VI групп с учётом особенностей их строения можно объединить в три группы: 1) двухкомпонентные системы переходных V-VI групп (15 систем); 2) двухкомпонентные системы рения и переходных металлов V-VI групп (6 систем); 3) двухкомпонентные системы никеля с переходными металлами V-VI групп и рением (7 систем).

1) В двухкомпонентных системах, образованных переходными металлами V-VI групп, в интервале температур 1200 К – 1475 К образуют непрерывные (системы V-Nb, V-Cr, V-Mo, V-W, Nb-Ta, Nb-Mo, Nb-W, Ta-Mo, Ta-W и Mo-W) или ограниченные (системы Cr-Mo и Cr-W) ряды твёрдых растворов с ОЦК структурой. Только в трёх двухкомпонентных системах V-Ta, Nb-Cr и Ta-Cr наблюдается образование фаз Лавеса (λ) (таблица 1.2) [23 – 43].

2) В интервале температур 1200 К – 1475 К в системе Re-V интерметаллические соединения отсутствуют, в системах Re-Nb, Re-Ta, Re-Mo и Re-W образуется χ фаза, в системах рения с переходными металлами VI группы наблюдается образование фазы σ (таблица 1.2) [44 – 49].

3) В системе Ni-Re интерметаллических соединений не обнаружено. При 1375 К никель растворяет до 12,9 ат. % Re по данным [50], 11,4 ат. % Re по данным [51], а рений – до 15,6 ат. % Ni по данным [50], 6,1 ат. % Ni по данным [51], 25,0 ат. % Ni по данным [52]. При 1200 К никель растворяет до 9,5 ат. % Re по данным [51], а рений – до 3,5 ат. % Ni по данным [51] (таблица 1.2).

В системе Ni-V в интервале температур 1200 К – 1475 К существует одно интерметаллическое соединение – σ фаза [53] (таблица 1.2).

В системе Ni-Nb в интервале температур 1200 К – 1475 К существует два интерметаллических соединения – фазы μ и α [54, 55]. По данным работы [54] при 1375 К ниобий растворяет до 3,9 ат. % Ni, а никель растворяет до 4,5 ат. % Nb; фаза α содержит от 73,5 до 76,5 ат. % Ni, а фаза μ – от 45,9 до 50,0 ат. % Ni. По данным работы [54] при 1200 К ниобий растворяет до 3,2 ат. % Ni, а никель растворяет до 3,6 ат. % Nb; растворимость никеля в фазах α и μ такая же, как и при 1375 К.

В системе Ni-Ta в интервале температур 1200 К – 1475 К наблюдается образование четырёх интерметаллических соединений – фаз α , Ni_2Ta , μ и $NiTa_2$ (таблица 1.2) [56, 57].

В системе Ni-Cr в интервале температур 1200 К – 1475 К интерметаллические соединения отсутствуют. При 1375 К никель растворяет до 46,5 % ат. Cr, а хром — до 11,4 % ат. Ni. При 1200 К никель растворяет до 41,7 % ат. Cr, а хром — до 4,3 % ат. Ni [58].

В системе Ni-Mo при 1200 К – 1475 К существует одно интерметаллическое соединение – фаза δ . По данным работы [59] при 1375 К молибден растворяет до 0,6 ат. % Ni, а никель растворяет до 24,9 ат. % Mo; фаза δ содержит от 45,8 до 48,0 ат. % Ni. По данным работы [59] при 1200 К молибден растворяет до 0,3 ат. % Ni, а никель растворяет до 22,4 ат. % Mo; область гомогенности фазы δ остаётся такой же, как и при 1375 К.

В системе Ni-W при 1375 К интерметаллические соединения отсутствуют. При температурах ниже 1341 К по перитектической реакции образуются три интерметаллических соединения W_2Ni , WNi и WNi_4 [60].

* * *

Таким образом, в двухкомпонентных системах никеля, рения и переходных металлов V-VI групп во всём интервале температур 1200 К – 1475 К существуют 11 фаз, представленных в таблице 1.2.

Таблица 1.2. Фазы двухкомпонентных систем никеля, рения и переходных металлов V-VI групп, существующие во всём интервале температур 1200 К – 1475 К.

№	Система	Фаза (структурный тип)	№	Система	Фаза (структурный тип)
1.	V-Nb [23]	β (W)	15.	Cr-W [43]	β_{Cr} (W), β_W (W)
2.	V-Cr [24]	β (W)	16.	Re-V [44]	Re (Mg), β_V (W)
3.	V-Mo [25]	β (W)	17.	Re-Nb [45]	Re (Mg), χ (α -Mn), β_{Nb} (W)
4.	V-W [26]	β (W)	18.	Re-Ta [46]	Re (Mg), χ (α -Mn), β_{Ta} (W)
5.	Nb-Ta [27]	β (W)	19.	Re-Cr [47]	Re (Mg), σ ($Cr_{0,49}Fe_{0,51}$), β_{Cr} (W)
6.	Nb-Mo [28]	β (W)	20.	Re-Mo [48]	Re (Mg), χ (α -Mn), σ ($Cr_{0,49}Fe_{0,51}$), β_{Cr} (W)
7.	Nb-W [29]	β (W)	21.	Re-W [49]	Re (Mg), χ (α -Mn), σ ($Cr_{0,49}Fe_{0,51}$), β_W (W)

Окончание таблицы 1.2

№	Система	Фаза (структурный тип)	№	Система	Фаза (структурный тип)
8.	Ta-Mo [30]	β (W)	22.	Ni-Re [50 – 52]	γ (Cu), Re (Mg)
9.	Ta-W [31]	β (W)	23.	Ni-V [53]	γ (Cu), σ (Cr _{0,49} Fe _{0,51}), β_V (W)
10.	Mo-W [32]	β (W)	24.	Ni-Nb [54, 55]	γ (Cu), α (TiAl ₃), μ (W ₆ Fe ₇), β_{Nb} (W)
11.	V-Ta [33]	β_V (W), λ (MgCu ₂), β_{Ta} (W)	25.	Ni-Ta [56, 57]	γ (Cu), α (TiAl ₃), Ni ₂ Ta (MoSi ₂), μ (W ₆ Fe ₇), NiTa ₂ (CuAl ₂), β_{Ta} (W)
12.	Cr-Nb [34, 35]	β_{Cr} (W), λ (MgCu ₂), β_{Nb} (W)	26.	Ni-Cr [58]	γ (Cu), β_{Cr} (W)
13.	Ta-Cr [36 – 38]	β_{Ta} (W), λ (MgCu ₂), β_{Cr} (W)	27.	Ni-Mo [59]	γ (Cu), δ (MoNi), β_{Mo} (W)
14.	Cr-Mo [39 – 42]	β (W)	28.	Ni-W* [60]	γ (Cu), β_W (W)

* Интерметаллические соединения W₂Ni, WNi и WNi₄ не приведены в данной таблице, поскольку эти фазы не существуют во всём интервале температур 1200 – 1475 К.

1.3.2. Диаграммы фазовых равновесий трёхкомпонентных систем никеля, рения и переходных металлов V-VI групп

Диаграммы фазовых равновесий трёхкомпонентных систем никеля, рения и переходных металлов V-VI групп можно объединить в четыре группы:

- 1) трёхкомпонентные системы переходных металлов V-VI групп (20 систем);
- 2) трёхкомпонентные системы рения и переходных металлов V-VI групп (15 систем);
- 3) трёхкомпонентные системы никеля и переходных металлов V-VI групп (15 систем);
- 4) трёхкомпонентные системы никеля и рения с переходными металлами V-VI групп (6 систем).

1.3.2.1. Трёхкомпонентные системы переходных металлов V-VI групп

Фазовые равновесия, устанавливающиеся при 1375 К в трёхкомпонентных системах рения с переходными металлами V – VI групп, представлены в таблице 1.3.

Таблица 1.3. Фазовые равновесия, устанавливающиеся при 1375 К в трёхкомпонентных системах рения с переходными металлами V – VI групп.

Система	Фазы	Фазовые равновесия	Литература	Система	Фазы	Фазовые равновесия	Литература
V-Nb-Mo	β	-	[61]	V-Ta-W	λ, β	$\lambda+\beta$	[68]
V-Nb-W	β	-	[23, 26, 29]	V-Nb-Cr	λ, β	$\lambda+\beta$	[69, 70]
Nb-Ta-Mo	β	-	[62]	V-Ta-Cr	$\lambda, \beta_{V,Cr}, \beta_{Ta}$	$\lambda+\beta_{V,Cr}, \lambda+\beta_{Ta}$	[21, 24, 33, 36, 71, 72]
Nb-Ta-W	β	-	[63]	Nb-Ta-Cr	$\lambda, \beta_{Nb,Ta}, \beta_{Cr}$	$\lambda+\beta_{Nb,Ta}, \lambda+\beta_{Cr}$	[21, 27, 34, 36, 73]
V-Cr-Mo	β	-	[24, 25, 39, 64]	V-Cr-W	β	$\beta_1+\beta_2$	[21, 24, 26, 43]
V-Mo-W	β	-	[21, 25, 26, 32]	Cr-Mo-W	β	$\beta_1+\beta_2$	[74, 75]
Nb-Mo-W	β	-	[65]	Nb-Cr-Mo	λ, β	$\lambda+\beta_1+\beta_2$	[69, 76, 77]
Ta-Mo-W	β	-	[66]	Ta-Cr-Mo	λ, β	$\lambda+\beta_1+\beta_2$	[21, 30, 36, 39]
V-Nb-Ta	λ, β	$\lambda+\beta$	[67]	Nb-Cr-W	$\lambda, \beta_{Nb,W}, \beta_{Cr}$	$\lambda+\beta_{Nb,W} + \beta_{Cr}$	[78, 79]
V-Ta-Mo	λ, β	$\lambda+\beta$	[67]	Ta-Cr-W	$\lambda, \beta_{Ta,W}, \beta_{Cr}$	$\lambda+\beta_{Ta,W} + \beta_{Cr}$	[21, 31, 36, 43]

Для анализа пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К методом графов необходима информация о строении трёхкомпонентной системы Nb-Cr-Mo при 1200 К. Фазовые равновесия в данной трёхкомпонентной системе при 1200 К будут такими же как и при 1375 К, поскольку в данной системе в интервале температур 1375 К – 1200 К существуют только две фазы λ и β , а наблюдаемое расслоение ОЦК твёрдого раствора (фаза β) с понижением температуры только усиливается.

Графы трёхфазных равновесий изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем Nb-Cr-Mo, Ta-Cr-Mo, Nb-Cr-W и Ta-Cr-W при 1375 К представлены на рисунке 1.14.

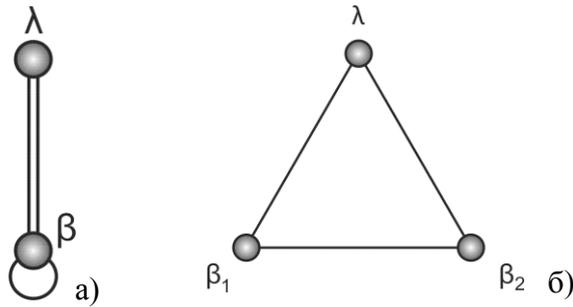


Рисунок 1.14. Графы трёхфазных равновесий изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем при 1375 К: а) Nb-Cr-Mo и Ta-Cr-Mo; б) Nb-Cr-W и Ta-Cr-W.

1.3.2.2. Трёхкомпонентные системы рения и переходных металлов V-VI групп

Фазовые равновесия, устанавливающиеся при 1375 К в трёхкомпонентных системах рения с переходными металлами V – VI групп, представлены в таблице 1.4. В трёхкомпонентных системах рения с переходными металлами V – VI групп тройных соединений не обнаружено.

Таблица 1.4. Фазовые равновесия, устанавливающиеся при 1375 К в трёхкомпонентных системах рения с переходными металлами V – VI групп.

Система	Фазы	Фазовые равновесия	Литература
Re-V-Nb	Re, β , χ	Re+ β + χ	[80]
Re-V-Ta	Re, β , χ , λ	Re+ β + χ , λ + β	[33, 44, 46, 81, 82]
Re-V-Cr	Re, β , σ	Re+ β + σ	[20]
Re-V-Mo	Re, β , σ , χ	Re+ β + σ , Re+ χ + σ	[20]
Re-V-W	Re, β , σ , χ	Re+ β + σ , Re+ χ + σ	[26, 44, 49]
Re-Nb-Ta	Re, β , σ , χ	Re+ χ , χ + β	[83]
Re-Nb-Cr	Re, β , σ , χ , λ	Re+ χ + σ , β_{Cr} + λ + σ , χ + λ + σ , χ + λ + β_{Nb}	[84]
Re-Nb-Mo	Re, β , σ , χ	χ + β + σ , Re+ χ	[85, 86]
Re-Nb-W	Re, β , σ , χ	χ + β + σ , Re+ χ	[87]
Re-Ta-Cr	Re, β , σ , χ , λ	Re+ χ + σ , χ + β_{Ta} + σ , β_{Cr} + β_{Ta} + σ , β_{Cr} + β_{Ta} + λ	[88]
Re-Ta-Mo	Re, β , σ , χ	χ + β + σ , Re+ χ	[89]
Re-Ta-W	Re, β , σ , χ	χ + β + σ , Re+ χ	[90, 91]
Re-Cr-Mo	Re, β , σ , χ	Re+ χ + σ , β + σ	[20]
Re-Cr-W	Re, β , σ , χ	Re+ χ + σ , β_{Cr} + β_{W} + σ	[43, 47, 49]
Re-Mo-W	Re, β , σ , χ	Re+ χ , χ + σ , σ + β	[92, 93]

Графы трёхфазных равновесий изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем рения и переходных металлов V-VI групп при 1375 К представлены на рисунке 1.15.

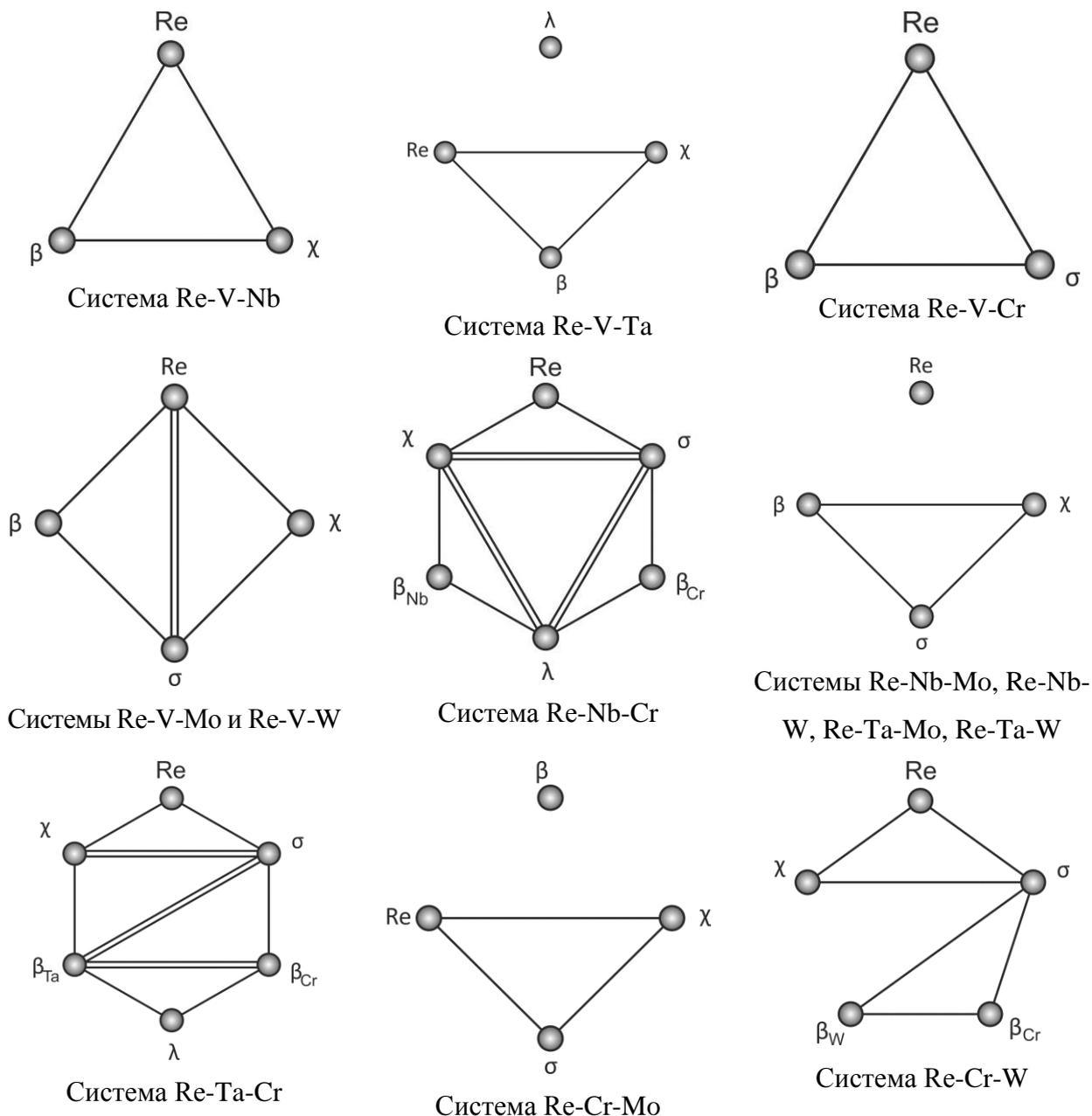


Рисунок 1.15. Графы трёхфазных равновесий изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем рения и переходных металлов V-VI групп при 1375 К.

Для полиэдрации пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К необходима также информация о фазовых равновесиях в трёхкомпонентных системах Re-Nb-Cr, Re-Nb-Mo, Re-Cr-Mo при 1200 К. Фазовые равновесия в этих трёхкомпонентных системах будут соответствовать, приведённым в таблице 1.4, поскольку тройные соединения в данных системах отсутствуют, а двойные соединения существуют на всём протяжении температурного интервала 1200 К – 1475 К (таблица 1.2).

1.3.2.3. Трёхкомпонентные системы никеля и переходных металлов V-VI групп

Система Ni-V-Nb

Диаграмма состояния системы Ni-V-Nb исследовалась комплексом методов физико-химического анализа [94 – 96]. Исследование показало, что в данной системе образуется одно тройное соединение (фаза Лавеса λ_1), кристаллизующееся конгруэнтно [94, 95]. Максимальная температура существования λ_1 фазы, приведенная в работе [96], составляет 1350 °С для состава Ni₂₄V₃₈Nb₃₈, при которой протекает реакция $\text{Ж} + \beta + \mu \Leftrightarrow \lambda_1$. На рисунке 1.16 а приведено изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-V-Nb при 1050 °С. В данной системе при 1050 °С существует пять трёхфазных равновесий [95]: 1) $\alpha(\text{Ni}_3\text{Nb}) + \gamma + \lambda_1$, 2) $\alpha(\text{Ni}_3\text{Nb}) + \mu + \lambda_1$, 3) $\lambda_1 + \sigma + \beta$, 4) $\lambda_1 + \mu + \beta$, 5) $\lambda_1 + \gamma + \sigma$.

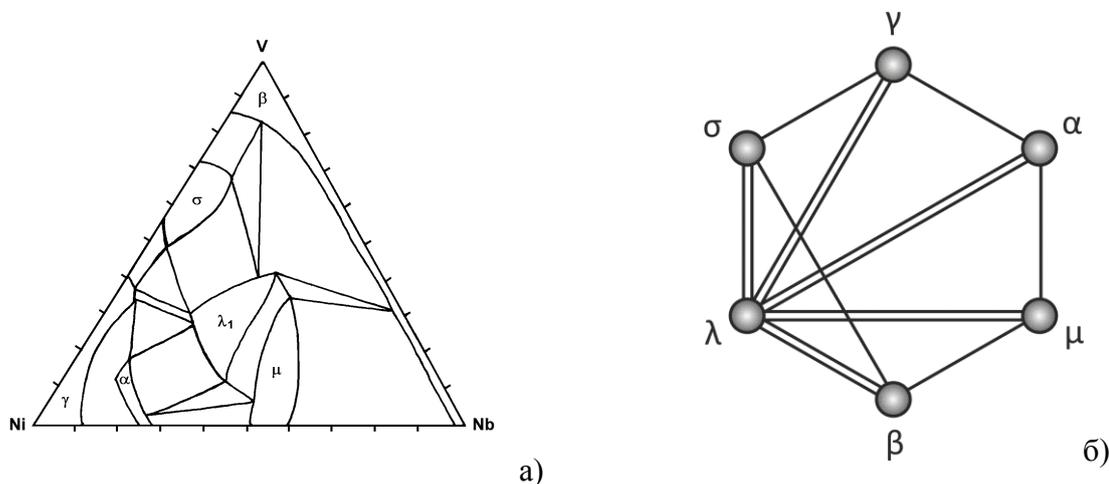


Рисунок 1.16. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-V-Nb: а) изотермическое сечение при 1050 °С [95]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 К.

В работе [95] приведена область гомогенности фазы λ_1 при 1050 °С: верхняя граница по никелю соответствует изоконцентрате 52 ат.% Ni, верхняя граница по ниобию близка к изоконцентрате 34 ат.% Nb, по изоконцентрате 33 ат. % Nb фаза простирается от 16 до 43 ат. % V, по разрезу V:Nb=1:1 – от 33 до 52 ат. % Ni. При содержании ванадия менее 80 ат. % растворимость никеля в β -твёрдом растворе не превышает 2 ат. %, при повышении концентрации ванадия (более 80 ат. %) растворимость никеля в β -твёрдом растворе повышается и достигает в двойной системе 14 ат. %. Растворимость ниобия в γ -твёрдом растворе при 60 – 80 ат. % Ni составляет около 5 ат.% и увеличивается с повышением содержания никеля до 10 ат. % в двойной системе Nb-Ni. Твёрдый раствор на основе фазы $\alpha(\text{Ni}_3\text{Nb})$ вытянут вдоль изоконцентраты 75 ат. % Ni и растворяет до 17 ат.

% ванадия. Максимальное содержание ванадия в фазе μ достигает 33 ат. %. Максимальное содержание ниобия в фазе σ составляет 12 ат. % [94, 95].

Таким образом, в системе Ni-V-Nb при 1375 К существует пять трёхфазных равновесий: 1) $\alpha(\text{Ni}_3\text{Nb}) + \gamma + \lambda$, 2) $\alpha(\text{Ni}_3\text{Nb}) + \mu + \lambda$, 3) $\lambda + \sigma + \beta$, 4) $\lambda + \mu + \beta$, 5) $\lambda + \gamma + \sigma$. Граф трёхфазных равновесий изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий системы Ni-V-Nb при 1375 К представлен на рисунке 1.16 б.

Система Ni-V-Ta

Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий данной системы было исследовано при 1425 К методами суперпозиции диффузионных зон и равновесных сплавов [16, 97]. В σ -фазе системы Ni-V растворяется до 6 ат.% тантала. В фазах Ta_2Ni , $\mu(\text{TaNi})$, TaNi_2 , $\alpha(\text{TaNi}_3)$ системы Ni-Ta растворимость ванадия составляет 15, 3, 38 и 6 ат. % соответственно. Авторами [16, 97] установлено образование тройного соединения λ_1 с максимальным содержанием никеля – 54 ат.%. На изотерме (рисунок 1.17 а) установлено существование пяти трёхфазных равновесий: 1) $\alpha(\text{TaNi}_3) + \gamma + \sigma$, 2) $\alpha(\text{TaNi}_3) + \lambda_1 + \sigma$, 3) $\alpha(\text{TaNi}_3) + \lambda_1 + \mu$, 4) $\alpha(\text{TaNi}_3) + \mu + \text{Ni}_2\text{Ta}$, 5) $\beta_{\text{Ta}} + \mu + \text{NiTa}_2$. Кроме того, авторами предполагается наличие ещё четырёх трёхфазных равновесий: 1) $\beta_{\text{V}} + \lambda_1 + \sigma$, 2) $\beta_{\text{Ta}} + \mu + \lambda_1$, 3) $\beta_{\text{V}} + \lambda_1 + \lambda_2$, 4) $\beta_{\text{Ta}} + \lambda_1 + \lambda_2$. В работах [98 – 100] показано, что фазы Лавеса могут существовать в виде политипов плотных упаковок с большой элементарной ячейкой, содержащей несколько десятков или сотен слоёв. Неупорядоченная упаковка слоёв при кристаллизации приведёт к тому, что в элементарной ячейке фазы будут чередоваться участки, соответствующие как кубической, так и гексагональной структурам. В связи с этим можно предположить, что фазы Лавеса λ_1 и λ_2 , скорее всего, образуют единую фазовую область – λ , представленную двумя структурами – кубической и гексагональной. В пользу данного предположения свидетельствует тот факт, что в системах Cr-Nb-Re [84], Cr-Ta-Re [88], Ni-Cr-Ta [125] существует единая фазовая область λ , представленная кубической и гексагональной структурами.

Таким образом, в системе Ni-V-Ta при 1375 К существует семь трёхфазных равновесий: 1) $\alpha + \gamma + \sigma$, 2) $\alpha + \lambda + \sigma$, 3) $\alpha + \lambda + \mu$, 4) $\alpha + \mu + \text{Ni}_2\text{Ta}$, 5) $\beta_{\text{Ta}} + \mu + \text{NiTa}_2$, 6) $\beta_{\text{V}} + \lambda + \sigma$, 7) $\beta_{\text{Ta}} + \mu + \lambda$. Граф трёхфазных равновесий изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий системы Ni-V-Ta при 1375 К представлен на рисунке 1.17 б.

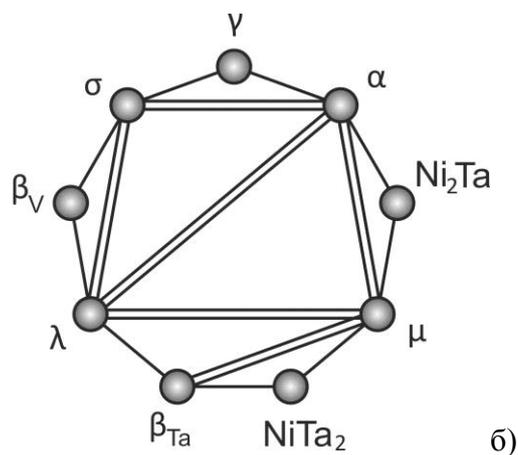
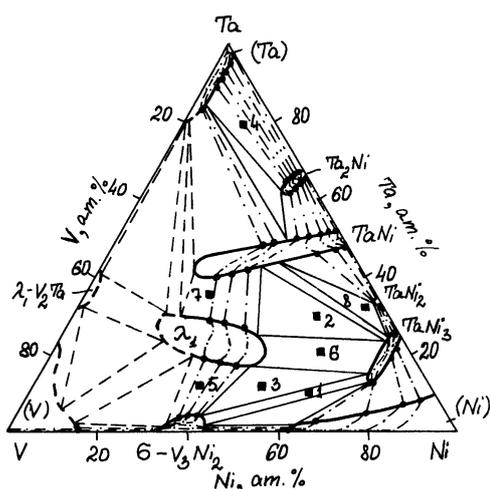


Рисунок 1.17. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-V-Ta: а) изотермическое сечение при 1425 К [97]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 К.

Система Ni-Nb-Ta

Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Nb-Ta исследовалась при 1425 К методом суперпозиции диффузионных зон [16, 97]. Фазы μ и α систем Nb-Ni и Ta-Ni образуют непрерывные ряды твёрдых растворов. В фазах Ta_2Ni и $TaNi_2$ растворяется 4 и 11 ат. % ниобия соответственно. На изотерме (рисунок 1.18 а) установлено образование двух трёхфазных равновесий: 1) $\beta + \mu + Ta_2Ni$ и 2) $\mu + \alpha + TaNi_2$. Анализ диаграмм состояния двухкомпонентных систем Ni-Nb, Ni-Ta и Nb-Ta позволяет заключить, что характер фазовых равновесий при 1375 К не изменится. Граф трёхфазных равновесий изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Nb-Ta при 1375 К представлен на рисунке 1.18 б.

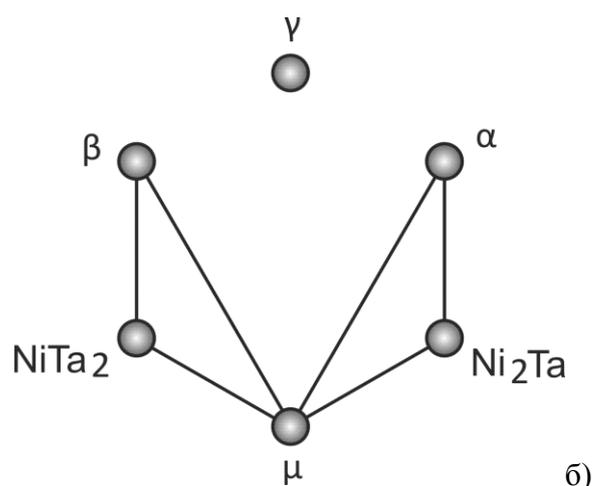
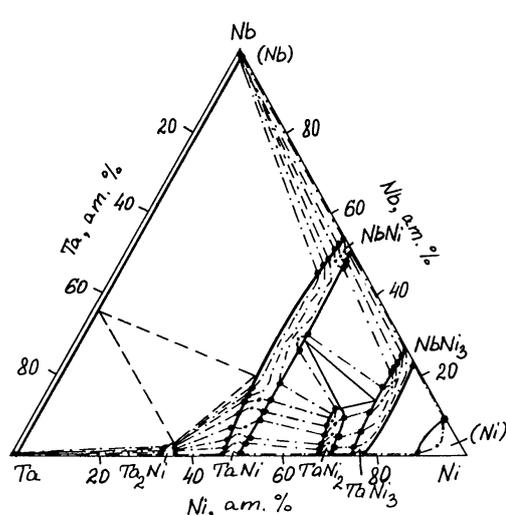


Рисунок 1.18. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Nb-Ta: а) изотермическое сечение при 1425 К [97]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 К.

Система Ni-Cr-Mo

Исследованию этой системы посвящено несколько работ [16, 101 – 106]. Помимо γ и β твёрдых растворов в системе в интервале температур 1325 – 1425 К образуется фаза δ системы Ni-Mo и две тройные фазы – P и σ [33, 107 – 110]. Фаза P системы Ni-Cr-Mo имеет собственный структурный тип $Cr_9Mo_{21}Ni_{20}$, относящийся к пространственной группе $Pnma$, № 62 [107 – 110], имеет орторомбическую решётку; элементарная ячейка фазы P содержит 56 атомов; её структура построена из полиэдров с координационными числами, равными 12, 14, 15, 16 [108, 109].

В работах [16, 101] представлено исследование изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Cr-Mo при 1425 К методами диффузионных пар, суперпозиции диффузионных зон и равновесных сплавов, в котором установлено существование пяти трёхфазных равновесий: 1) $\beta + \gamma + \sigma$, 2) $\gamma + \sigma + P$, 3) $\beta + \sigma + P$, 4) $\beta + \delta + P$, 5) $\gamma + \delta + P$ (рисунок 1.19 а). Максимальное содержание хрома в фазе δ – 12 ат.%; фаза P содержит от 13 до 26 ат. % хрома, а σ -фаза существует в интервале от 40 до 63 ат. % хрома [101].

В работах [102 – 105] на изотермическом сечении диаграммы фазовых равновесий данной системы при 1200 °С [102, 104, 105] и при 1250 °С [103, 105, 106] представлены фазовые равновесия с участием γ -твёрдого раствора, которые идентичны приведенным в работах [16, 101].

По данным работы [16], в которой строение диаграммы фазовых равновесий данной системы при 1275 К исследовалось методом диффузионных пар, характер фазовых равновесий при 1275 К (1002 °С) остаётся таким же, как при 1475 К. Максимальная растворимость хрома в δ -фазе составляет 6,2 ат. %; максимальное содержание хрома в σ -фазе – 50 ат. %, а фаза P содержит 8 – 17 ат. % хрома; твёрдый раствор на основе никеля, находящийся в равновесии с σ -фазой, содержит 32 ат.% хрома [16].

В работах [103 – 105] приводятся данные о существовании в данной системе при 1000 °С [103, 104] и при 1123 К (850 °С) [103 – 105] фазы μ , находящейся между фазами δ и P , и фазовых равновесий с участием γ -твёрдого раствора: 1) $\gamma + \delta + \mu$, 2) $\gamma + \mu + P$, 3) $\gamma + \sigma + P$. На изотермическом сечении диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Cr-Mo при 1000 °С (рисунок 1.19 б) приведены следующие фазовые равновесия: 1) $\gamma + \delta + \mu$, 2) $\gamma + \mu + P$, 3) $\gamma + \sigma + P$, 4) $\beta + \gamma + \sigma$, 5) $\beta + \delta + \mu$, 6) $\beta + \mu + P$, 7) $\beta + \sigma + P$ [105]. При 850 °С характер фазовых равновесий остаётся таким же [105]. Фаза μ не стабильна выше 1000 °С [105].

Из вышеизложенного следует, что в системе Ni-Cr-Mo при 1375 К существует пять трёхфазных равновесий: 1) $\beta + \gamma + \sigma$, 2) $\gamma + \sigma + P$, 3) $\beta + \sigma + P$, 4) $\beta + \delta + P$, 5) $\gamma + \delta + P$, а

при 1200 К – семь трёхфазных равновесий: 1) $\beta + \gamma + \sigma$, 2) $\gamma + \sigma + P$, 3) $\beta + \sigma + P$, 4) $\beta + \mu + P$, 5) $\gamma + \mu + P$, 6) $\beta + \mu + \delta$, 7) $\gamma + \mu + \delta$.

Графы трёхфазных равновесий изотермических сечений диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Cr-Mo при 1375 и 1200 К представлены на рисунке 1.19 в,г соответственно.

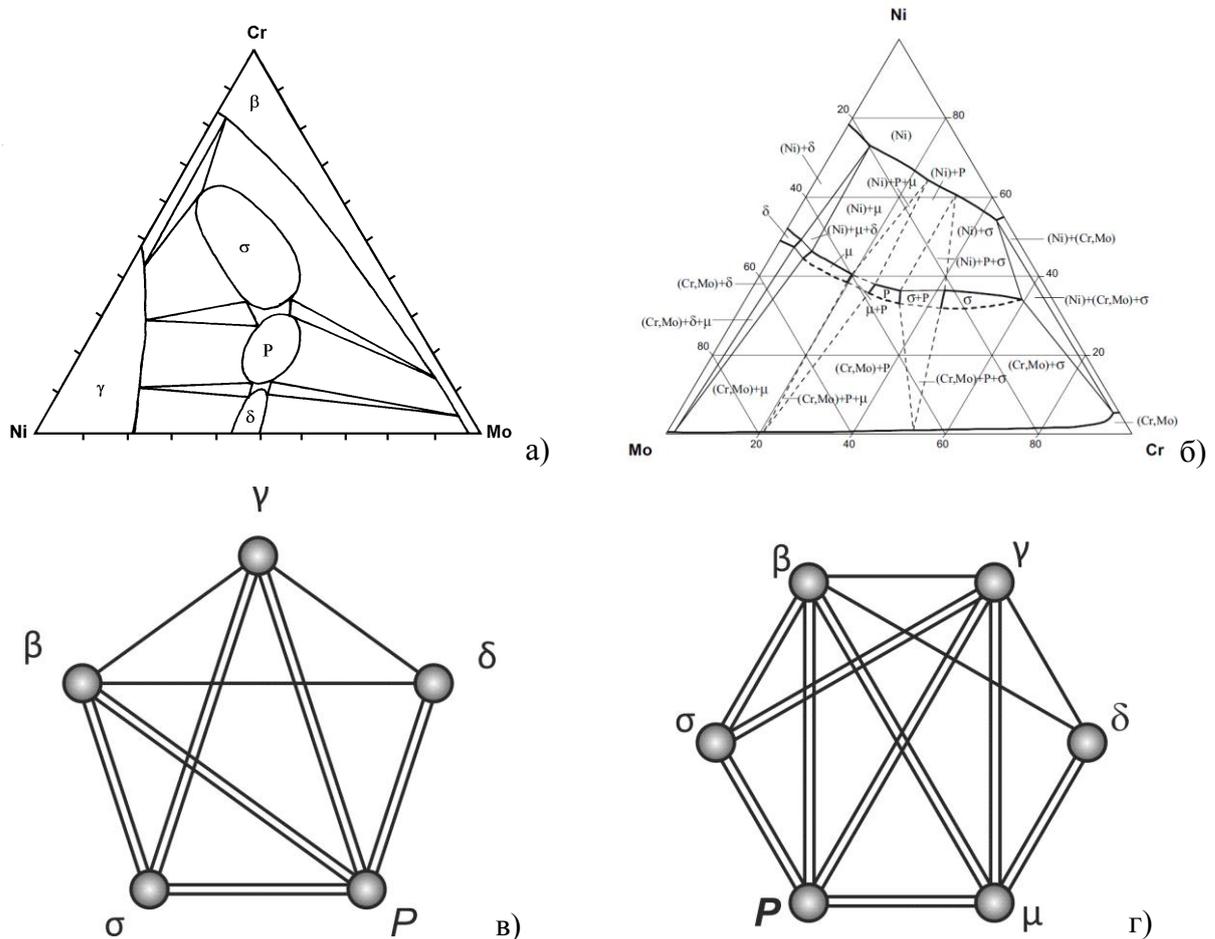


Рисунок 1.19. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Cr-Mo: а) изотермическое сечение при 1425 К [16, 97]; б) изотермическое сечение при 1000 °С [105]; в) граф трёхфазных равновесий при 1375 К; г) граф трёхфазных равновесий при 1200 К.

Система Ni-Nb-Cr

В работе [111 – 116] приведены сечения диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Cr-Nb, построенные методом равновесных сплавов. В системе Ni-Cr-Nb при 1100 °С (1373 К) установлены следующие трёхфазные равновесия: 1) $\alpha(\text{Ni}_3\text{Nb}) + \beta_{\text{Cr}} + \gamma$, 2) $\lambda_1(\text{NbCr}_2) + \beta_{\text{Cr}} + \alpha(\text{Ni}_3\text{Nb})$. Соединение NbCr_2 кристаллизуется из жидкости при 1720 ± 5 °С и в интервале $1720 - 1590$ °С существует в виде модификации с решёткой типа MgZn_2 , а в интервале температур от 1590 °С до комнатной – в виде модификации с решёткой типа MgCu_2 [114, 117]. Растворимость никеля в фазе NbCr_2 составляет 36 ат. % при 1100 °С [117].

В работе [118] приведено изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Cr-Nb при 1275 К, построенное методом диффузионных пар. В системе Ni-Cr-Nb при 1275 К установлено существование шести трёхфазных равновесий: 1) $\lambda_1 + \beta_{Cr} + \alpha$, 2) $\lambda_1 + \mu + \alpha$, 3) $\lambda_1 + \beta_{Nb} + \mu$, 4) $\alpha + \beta_{Cr} + \gamma$, 5) $\lambda_1 + \lambda_2 + \beta_{Cr}$, 6) $\lambda_1 + \lambda_2 + \beta_{Nb}$ (рисунок 1.20 а) [118]. Максимальная растворимость хрома в фазах $\alpha(Ni_3Nb)$ и $\mu(NiNb)$ при 1275 К составляет 4,8 и 9,7 ат. % соответственно [118, 119].

Из приведенных результатов исследования системы Ni-Cr-Nb [111 – 116, 118, 120], а также данных по строению диаграмм состояния двухкомпонентных систем Nb-Cr [34], Nb-Ni [54] и Ni-Cr [58] следует, что характер фазовых равновесий в температурном интервале 1147 – 590 °С не будет претерпевать изменений.

Таким образом, в системе Ni-Cr-Nb при 1375 К и при 1200 К, учитывая выше рассмотренное явление политипии фазы Лавеса [84, 88, 98 – 100, 125], реализуется четыре трёхфазных равновесия: 1) $\lambda + \beta_{Cr} + \alpha$, 2) $\lambda + \mu + \alpha$, 3) $\lambda + \beta_{Nb} + \mu$, 4) $\alpha + \beta_{Cr} + \gamma$. Граф трёхфазных равновесий изотермических сечений диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Nb-Cr при 1375 и 1200 К представлен на рисунке 1.20 б).

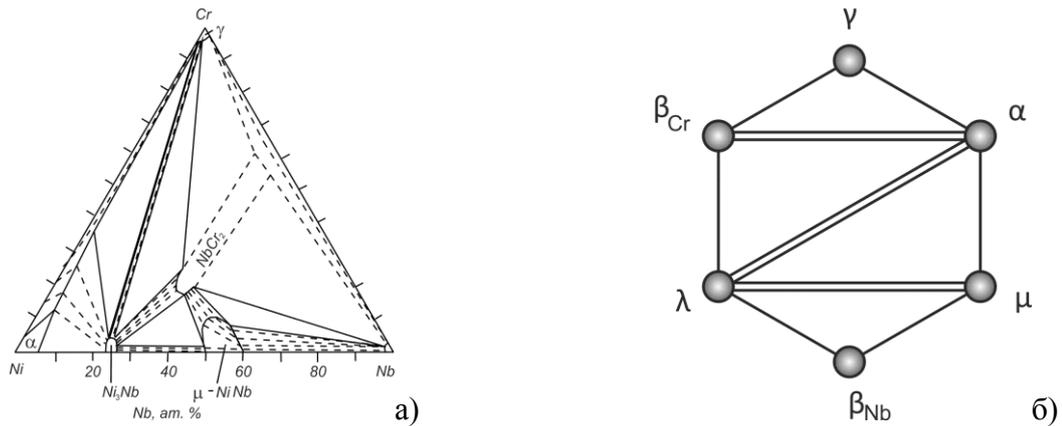


Рисунок 1.20. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Nb-Cr: а) изотермическое сечение при 1275 К [118]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 и 1200 К.

Система Ni-Nb-Mo

Сопоставляя данные, приведённые в работах [121 – 123], можно заключить, что тройных интерметаллических соединений в системе Ni-Nb-Mo в интервале температур 900 – 1200 °С не образуется.

В работе [121] методом равновесных сплавов построена граница никелевого твёрдого раствора системы Ni-Nb-Mo при 1200 °С и 900 °С; при 1200 °С установлено существование трёхфазного равновесия $\gamma + \alpha(NbNi_3) + \delta$.

Исходя из вышеизложенного, опираясь на данные по диаграммам состояния двухкомпонентных систем и учитывая небольшие области гомогенности фаз в системе Ni-

Nb-Mo, можно заключить, что в данной системе при 1375 К и при 1200 К реализуются три трёхфазных равновесия: $\alpha+\gamma+\delta$, $\alpha+\beta+\delta$ и $\alpha+\beta+\mu$. Данное заключение подтверждается результатами определения фазовых равновесий в четырёхкомпонентных системах Ni-Nb-Mo-(V,Ta,Cr,W) при 1375 К, полученными авторами работы [21] (рисунок 1.21 а). Граф трёхфазных равновесий изотермических сечений диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Nb-Mo при 1375 и 1200 К представлен на рисунке 1.21 б.

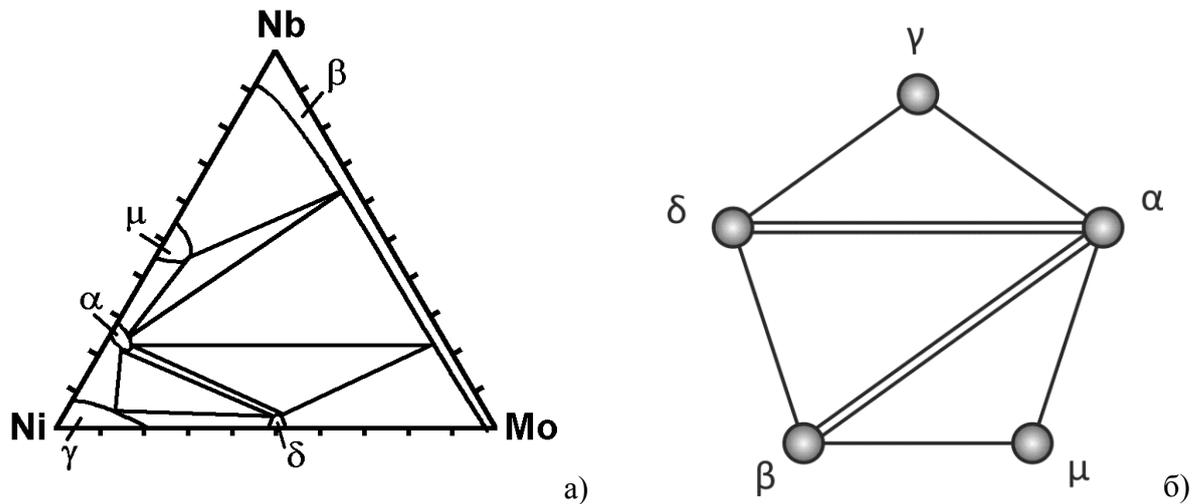


Рисунок 1.21. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Nb-Mo: а) изотермическое сечение при 1375 К [21]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 и 1200 К.

Система Ni-Nb-W

В работе [124] методом равновесных сплавов построено изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий данной системы при 1000 °С. Тройные соединения в данной системе отсутствуют. При 1000 °С было установлено существование двух трёхфазных равновесий: 1) $\alpha(\text{NbNi}_3) + \beta_{\text{Nb,W}} + \gamma$ и 2) $\alpha(\text{NbNi}_3) + \beta_{\text{Nb,W}} + \mu$ (рисунок 1.22 а). Твёрдый раствор на основе Nb и W (β -фаза) растворяет в себе при 1000 °С не более 4 ат.% Ni. Фазы α и μ растворяют 8 и 11 ат.% W соответственно. Твёрдый раствор на основе Ni (γ -фаза) растворяет до 14 ат.% Nb и W.

Основываясь на вышеизложенном и принимая во внимание строение диаграмм состояния двухкомпонентных систем, можно заключить, что при 1375 К в системе Ni-Nb-W реализуются два трёхфазных равновесия: 1) $\alpha(\text{NbNi}_3) + \beta_{\text{Nb,W}} + \gamma$ и 2) $\alpha(\text{NbNi}_3) + \beta_{\text{Nb,W}} + \mu$, что подтверждается результатами работы [21]. Граф трёхфазных равновесий изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Nb-W при 1375 К представлен на рисунке 1.22 б.

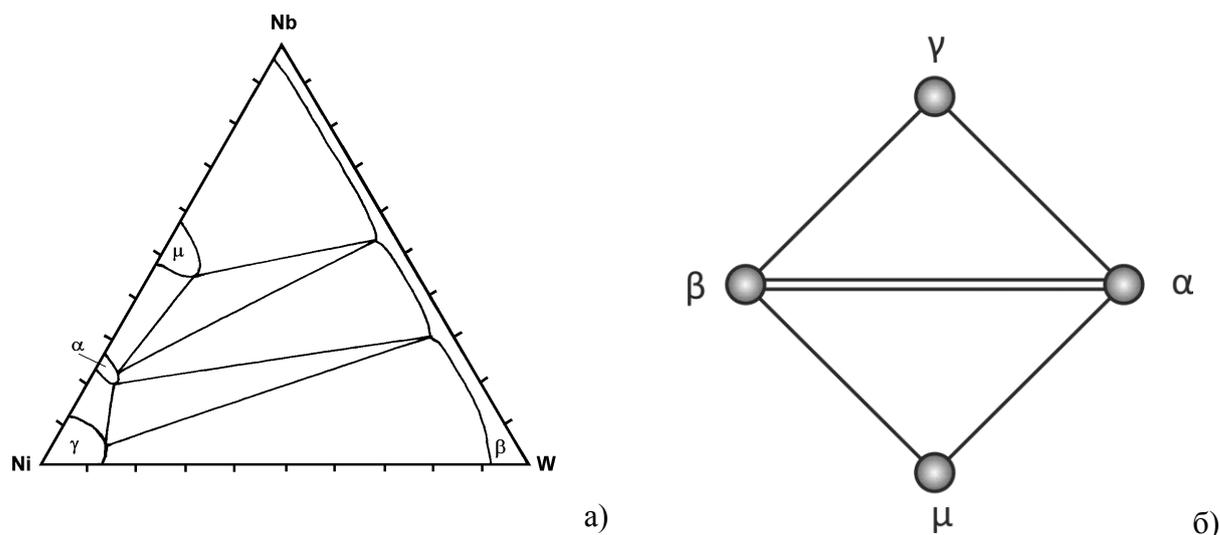


Рисунок 1.22. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Nb-W: а) изотермическое сечение при 1000 °С [124]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 К.

Система Ni-Ta-Cr

В работе [125] методом равновесных сплавов исследовано изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Ta-Cr при 1375 К (рисунок 1.23 а) и установлено существование шести трёхфазных равновесий: 1) $\gamma + \beta_{Cr} + \alpha(Ni_3Ta)$; 2) $\beta_{Cr} + \alpha(Ni_3Ta) + \lambda$; 3) $\alpha(Ni_3Ta) + \lambda + Ni_2Ta$; 4) $\lambda + Ni_2Ta + \mu$, 5) $\mu + \lambda + NiTa_2$ и б) $\lambda + NiTa_2 + \beta_{Ta}$.

Растворимость хрома в фазах $\alpha(Ni_3Ta)$, Ni_2Ta , $\mu(Ni_{6,5}Ta_{6,5})$ и $NiTa_2$ при 1375 К составляет 5, 3, 14 и 2 ат. % соответственно [125]. Кристаллическая структура фазы $\alpha(Ni_3Ta)$ относится к структурному типу $TiAl_3$. Фаза Лавеса (λ), образующаяся на основе двойного соединения $TaCr_2$, растворяет до 38 ат. % никеля. Установлено, что отражения на рентгенограмме фазы Лавеса, имеющей по данным растровой электронной микроскопии и электроннозондового микроанализа единую область гомогенности, соответствуют как кубической ($MgCu_2$, C15), так и гексагональной ($MgZn_2$, C14) структурам, что объяснено в работе [125] с позиций явления политипии. Это факт проясняет отсутствие в работе [125] ранее установленных трёхфазных равновесий с участием двух фаз Лавеса – тройной (C14) и двойной (C15). Граф трёхфазных равновесий изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Ta-Cr при 1375 К представлен на рисунке 1.23 б.

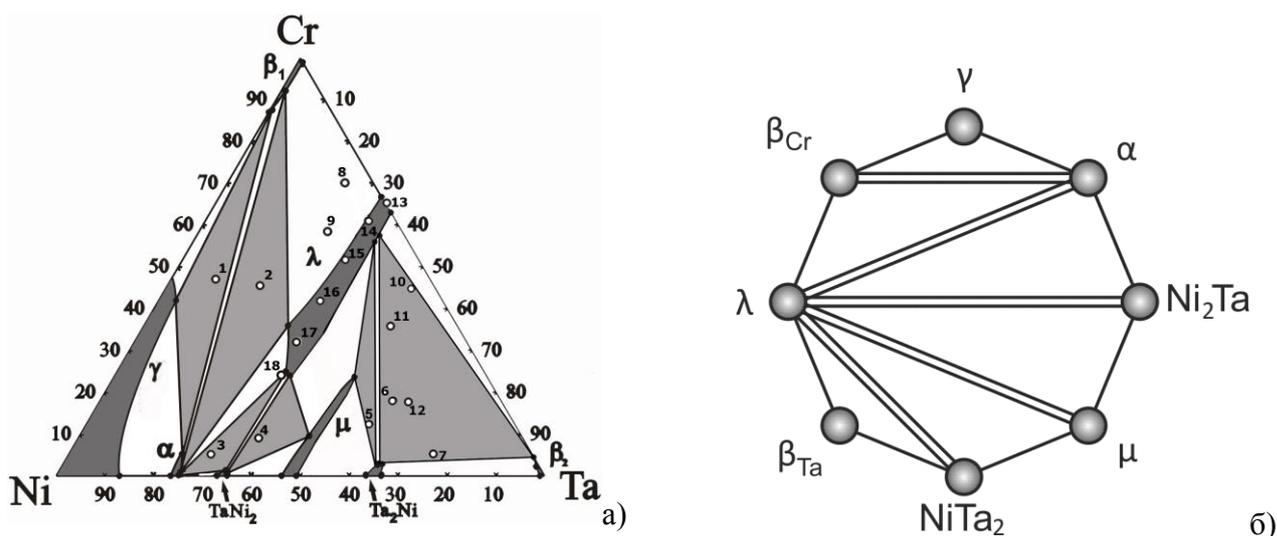


Рисунок 1.23. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Ta-Cr: а) изотермическое сечение при 1375 К [125]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 К.

Система Ni-Ta-Mo

В работе [126] расчётными методами построено изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Ta-Mo при 1373 К и показано, что при данной температуре в системе реализуются пять трёхфазных равновесий: 1) $\alpha(\text{TaNi}_3) + \gamma + \delta$, 2) $\alpha(\text{TaNi}_3) + \beta + \delta$, 3) $\alpha(\text{TaNi}_3) + \beta + \text{Ni}_2\text{Ta}$, 4) $\beta + \text{Ni}_2\text{Ta} + \mu$, 5) $\beta + \mu + \text{NiTa}_2$. Это согласуется с данными работы [127] и результатами определения фазовых равновесий в четырёхкомпонентных системах Ni-Ta-Mo-(V,Nb,Cr,W) при 1375 К, полученными авторами работы [21]. Схема и граф трёхфазных равновесий изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Ta-Mo при 1375 К представлены на рисунках 1.24 а,б соответственно.

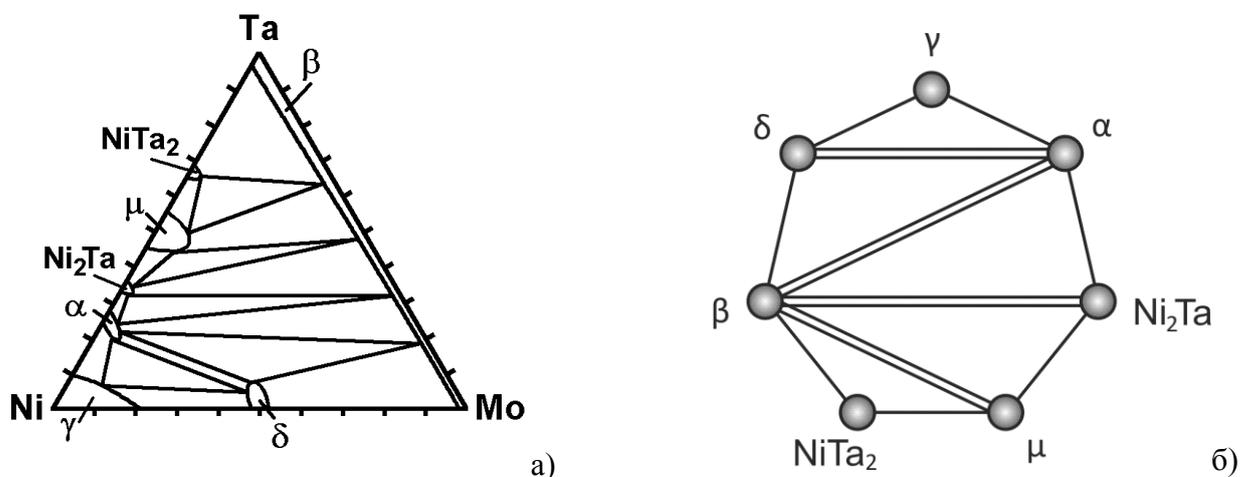


Рисунок 1.24. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Ta-Mo: а) изотермическое сечение при 1375 К [21]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 К.

Система Ni-Ta-W

Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Ta-W, построенное методом равновесных сплавов при 1173 К, приведено в работах [127, 128]. Анализируя приведённые в литературе данные по системе Ni-Ta-W [127, 128] и учитывая отсутствие фазы Ni₄W в двухкомпонентной системе Ni-W при 1375 К можно заключить, что все тройные равновесия в этой системе построены по следующему принципу: двойная фаза системы Ni-Ta находится в равновесии с соседней фазой той же системы и β-твёрдым раствором на основе тантала и вольфрама. Такое заключение находит своё подтверждение в работе [21], где представлены результаты определения фазовых равновесий в четырёхкомпонентных системах Ni-Ta-W-(V,Nb,Cr,Mo) при 1375 К. Таким образом, в данной системе при температуре 1375 К определено четыре трёхфазных равновесия: 1) α(Ni₃Ta) + β + γ, 2) α(Ni₃Ta) + β + Ni₂Ta, 3) β + μ + NiTa₂, 4) β + μ + Ni₂Ta (рисунок 1.25 а). Граф трёхфазных равновесий изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Ta-W при 1375 К представлен на рисунке 1.25 б.

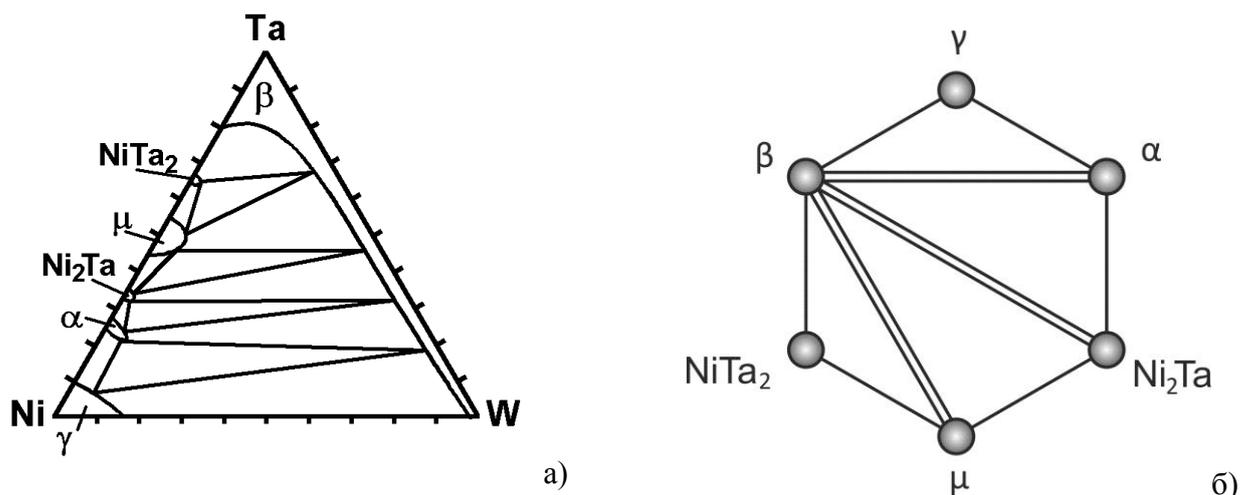


Рисунок 1.25. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Ta-W: а) схема изотермического сечения при 1375 К [21]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 К.

Фазовые равновесия, устанавливающиеся при 1375 К в трёхкомпонентных системах никеля с переходными металлами V – VI групп, представлены в таблице 1.5.

Таблица 1.5. Фазовые равновесия, устанавливающиеся при 1375 К в трёхкомпонентных системах никеля с переходными металлами V – VI групп.

Система	Фазы	Фазовые равновесия	Литература
Ni-V-Nb	α, β, γ, λ, μ, σ	1) α(Ni ₃ Nb) + γ + λ, 2) α(Ni ₃ Nb) + μ + λ, 3) λ + σ + β, 4) λ + μ + β, 5) λ + γ + σ	[94 – 96]

Система	Фазы	Фазовые равновесия	Литература
Ni-V-Ta	$\alpha, \beta_V, \beta_{Ta}, \gamma, \lambda, \mu, \sigma, Ni_2Ta, NiTa_2$	1) $\alpha + \gamma + \sigma$, 2) $\alpha + \lambda + \sigma$, 3) $\alpha + \lambda + \mu$, 4) $\alpha + \mu + Ni_2Ta$, 5) $\beta_{Ta} + \mu + NiTa_2$, 6) $\beta_V + \lambda + \sigma$, 7) $\beta_{Ta} + \mu + \lambda$	[16, 97 – 100]
Ni-Nb-Ta	$\alpha, \beta, \mu, Ni_2Ta, NiTa_2$	1) $\beta + \mu + Ta_2Ni$, 2) $\mu + \alpha + TaNi_2$	[16, 97]
Ni-Nb-Cr	$\alpha, \beta_{Cr}, \beta_{Nb}, \gamma, \lambda, \mu$	1) $\lambda + \beta_{Cr} + \alpha$, 2) $\lambda + \mu + \alpha$, 3) $\lambda + \beta_{Nb} + \mu$, 4) $\alpha + \beta_{Cr} + \gamma$	[111 – 116]
Ni-Nb-Mo	$\alpha, \beta, \gamma, \delta, \mu$	1) $\alpha + \beta + \mu$, 2) $\alpha + \beta + \delta$, 3) $\alpha + \gamma + \delta$	[121 – 123]
Ni-Nb-W	$\alpha, \beta, \gamma, \mu$	1) $\alpha + \beta + \gamma$ и 2) $\alpha + \beta + \mu$	[124]
Ni-Ta-Cr	$\alpha, \beta_{Cr}, \beta_{Ta}, \gamma, \lambda, \mu, Ni_2Ta, NiTa_2$	1) $\gamma + \beta_{Cr} + \alpha$; 2) $\beta_{Cr} + \alpha + \lambda$; 3) $\alpha + \lambda + Ni_2Ta$; 4) $\lambda + Ni_2Ta + \mu$; 5) $\mu + \lambda + NiTa_2$; 6) $\lambda + NiTa_2 + \beta_{Ta}$	[125]
Ni-Ta-Mo	$\alpha, \beta, \gamma, \delta, \mu, Ni_2Ta, NiTa_2$	1) $\alpha + \gamma + \delta$, 2) $\alpha + \beta + \delta$, 3) $\alpha + \beta + Ni_2Ta$, 4) $\beta + Ni_2Ta + \mu$, 5) $\beta + \mu + NiTa_2$	[122, 126, 127]
Ni-Ta-W	$\alpha, \beta, \gamma, \mu, Ni_2Ta, NiTa_2$	1) $\alpha + \beta + \gamma$, 2) $\alpha + \beta + Ni_2Ta$, 3) $\beta + \mu + NiTa_2$, 4) $\beta + \mu + Ni_2Ta$	[127, 128]
Ni-Cr-Mo	$\beta, \gamma, \delta, \sigma, P$	1) $\beta + \gamma + \sigma$, 2) $\gamma + \sigma + P$, 3) $\beta + \sigma + P$, 4) $\beta + \delta + P$, 5) $\gamma + \delta + P$	[16, 101 – 106]

1.3.2.4. Трёхкомпонентные системы никеля и рения с переходными металлами V-VI групп

Система Ni-Re-V

Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-V при 1425 К исследовали методами суперпозиции диффузионных зон и равновесных сплавов [129]. В системе образуется тройное соединение состава $V_{19-26}Ni_{13-20}Re_{57-66}$ ат. % (σ' фаза). Рентгенофазовый анализ сплавов указывает на то, что фаза относится к σ -фазам [129]. В σ -фазе системы Ni-V растворяется до 6 ат. % рения. Растворимость рения в ванадии составила 64 ат. % [129]. Ванадия в рении растворяется не более 2 ат. %. Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-V при 1425 К, представленное в

работе [129], приведено на рисунке 1.26 а. На изотерме установлено существование 4 трёхфазных равновесий [129]: 1) $\sigma' + \text{Re} + \beta$; 2) $\sigma' + \text{Re} + \gamma$; 3) $\sigma' + \beta + \gamma$; 4) $\sigma + \beta + \gamma$.

Граф трёхфазных равновесий изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-V при 1375 К представлен на рисунке 1.26 б.

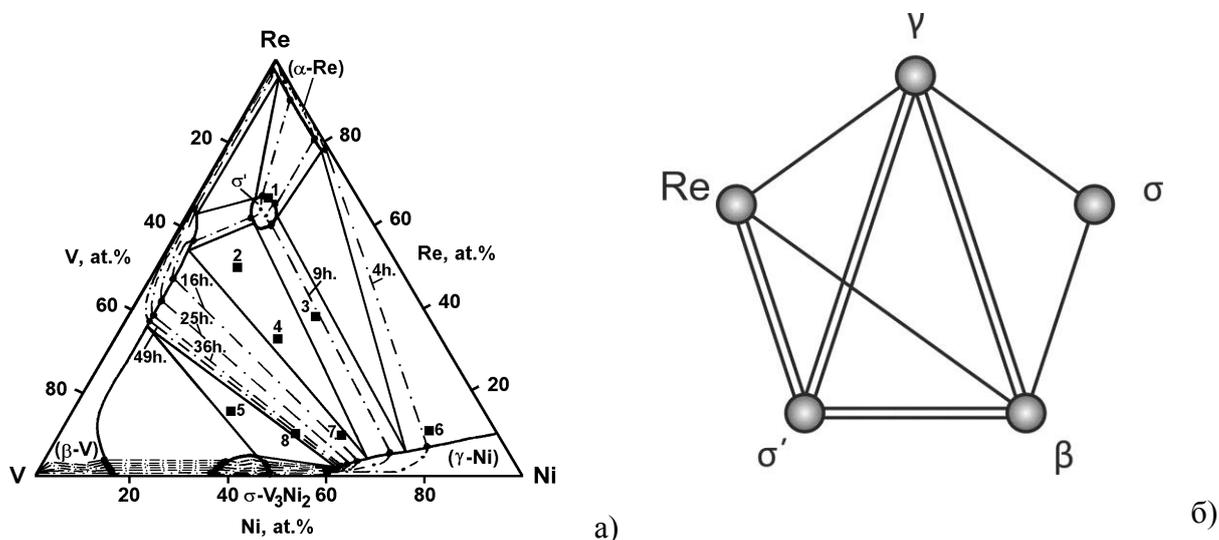


Рисунок 1.26. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Re-V: а) изотермическое сечение при 1425 К [129]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 К.

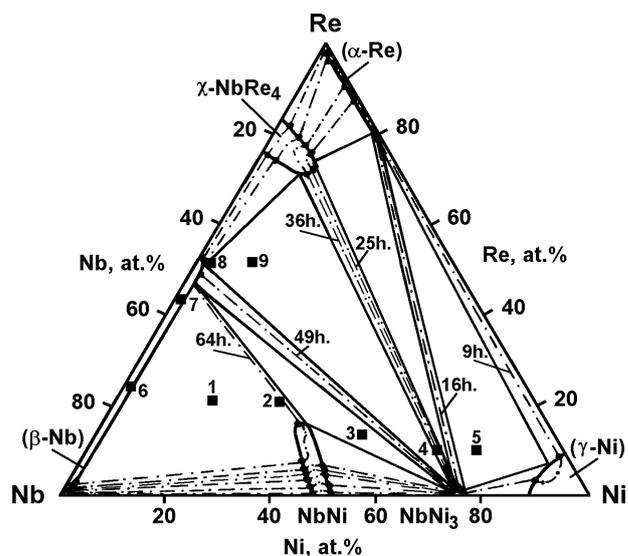
Система Ni-Re-Nb

Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-Nb при 1425 К исследовали методами суперпозиции диффузионных зон и равновесных сплавов [129]. На изотерме тройных соединений не обнаружено. В фазах $\mu(\text{NbNi})$ и $\alpha(\text{NbNi}_3)$ системы Ni-Nb растворяется 15,0 и 2,0 ат. % рения соответственно. В фазе χ максимальное содержание никеля составляет 10,0 ат. %. Растворимость ниобия в рении составляет 3 ат. %, никеля в ниобии – 1,5 ат. %. На изотерме установлено существование 4 трёхфазных равновесий:

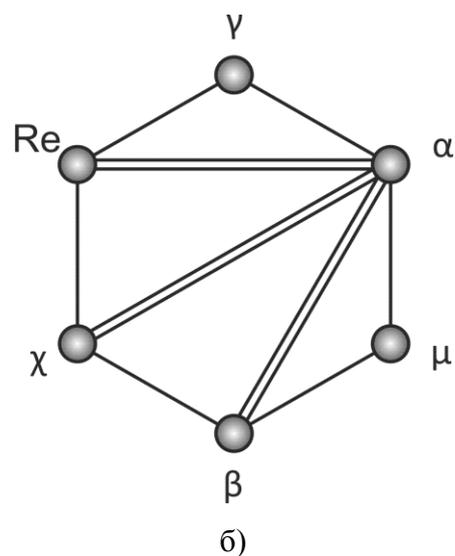
- 1) $\mu + \beta + \alpha$;
- 2) $\beta + \alpha + \chi$;
- 3) $\alpha + \chi + \text{Re}$;
- 4) $\alpha + \text{Re} + \gamma$.

Учитывая отсутствие тройных соединений и существование одних и тех же фаз в интервале температур 1200 К – 1475 К (таблица 1.2) в двухкомпонентных системах, входящих в систему Ni-Re-Nb, можно заключить, что характер фазовых равновесий в системе Ni-Re-Nb в указанном температурном интервале останется неизменным.

Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий Ni-Re-Nb при 1425 К, построенное по результатам исследований [129], приведено на рисунке 1.27 а. Граф трёхфазных равновесий изотермических сечений диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-Nb при 1375 и 1200 К представлен на рисунке 1.27 б.



a)



б)

Рисунок 1.27. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Re-Nb: а) изотермическое сечение при 1425 К [129]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 и 1200 К.

Система Ni-Re-Ta

Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-Ta при 1425 К исследовали методами суперпозиции диффузионных зон и равновесных сплавов [129]. На основании полученных данных построено изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-Ta при 1425 К (рисунок 1.28 а). В фазах системы Ni-Ta α (Ni₃Ta), Ni₂Ta, μ (NiTa) и NiTa₂ растворяется 3,0; 1,0; 15,0 и 6,0 ат. % рения соответственно. В фазе χ растворяется 6,0 ат. % никеля. Твёрдый раствор на основе тантала содержит до 50,0 ат. % рения и до 1,5 ат. % никеля. Тройных соединений на изотерме не обнаружено. Установлено существование шести трёхфазных равновесий в системе Ni-Re-Ta при 1425 К:

- | | | |
|--|-----------------------------|------------------------------------|
| 1) $\beta + \text{Ta}_2\text{Ni} + \mu;$ | 2) $\beta + \mu + \alpha;$ | 3) $\text{TaNi}_2 + \mu + \alpha;$ |
| 4) $\alpha + \text{Re} + \gamma;$ | 5) $\beta + \chi + \alpha;$ | 6) $\chi + \alpha + \text{Re}.$ |

Граф трёхфазных равновесий изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-Ta при 1375 К представлен на рисунке 1.28 б.

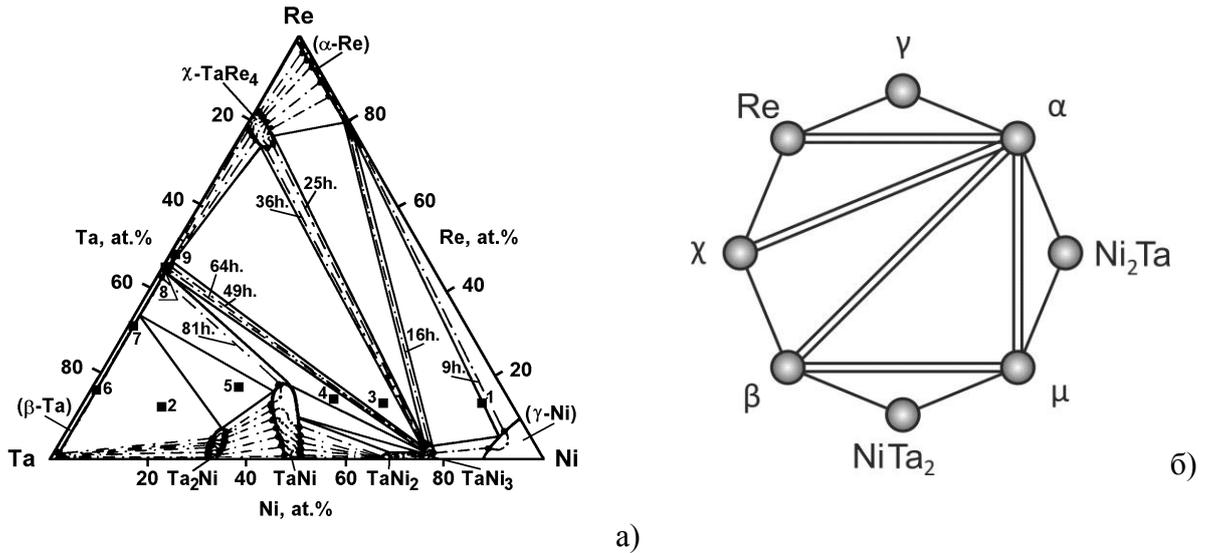


Рисунок 1.28. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Re-Ta: а) изотермическое сечение при 1425 К [129]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 К.

Система Ni-Re-Cr

Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-Cr при 1425 К исследовали методами суперпозиции диффузионных зон, диффузионных пар с многофазными составляющими и равновесных сплавов [129]. В системе Ni-Re-Cr при 1425 К существует одно интерметаллическое соединение σ , растворяющее до 20 ат.% никеля и находящееся в равновесии с твёрдыми растворами на основе никеля, хрома и рения (Рисунок 1.29 а).

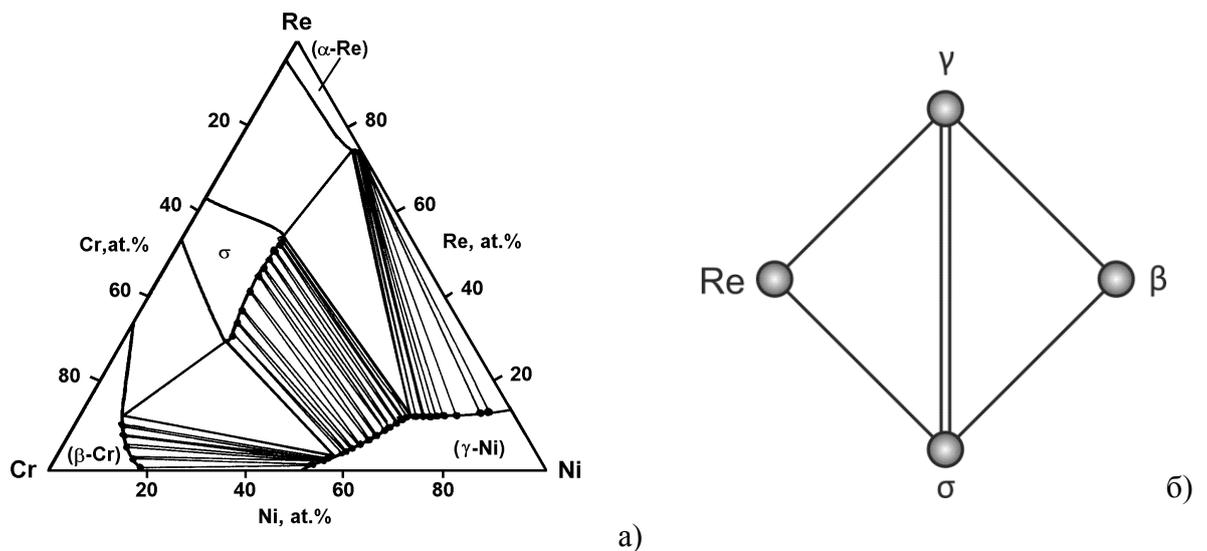


Рисунок 1.29. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Re-Cr: а) изотермическое сечение при 1425 К [129]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 и 1200 К.

В системе реализуются два трёхфазных равновесия: 1) $\beta + \sigma + \gamma$; 2) $\gamma + \sigma + \text{Re}$. Основываясь на информации о строении диаграмм состояния двухкомпонентных систем Ni-Re, Ni-Cr, Re-Cr (таблица 1.2) и отсутствии тройных соединений в системе Ni-Re-Cr, можно сделать вывод, что фазовые равновесия в данной трёхкомпонентной системе будут одинаковыми на всём протяжении температурного интервала 1200 К – 1425 К. Граф трёхфазных равновесий изотермических сечений диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-Cr при 1375 и 1200 К представлен на рисунке 1.29 б).

Система Ni-Re-Mo

Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-Mo при 1425 К исследовали методами равновесных сплавов, диффузионных пар и суперпозиции диффузионных зон [129 – 131]. По результатам исследования построено изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-Mo при 1425 К (рисунок 1.30 а). В данной системе обнаружена тройная фаза *P*, которая изоструктурна тройной *P* фазе системы Ni-Cr-Mo [108 – 110]. Если при 1375 К и 1200 К будет существовать тройная фаза *P*, то характер фазовых равновесий не изменится, и на изотерме будут существовать те же шесть трёхфазных равновесий:

- | | | |
|----------------------------------|-------------------------------|-------------------------------|
| 1) $\delta + P + \gamma$; | 2) $\gamma + P + \text{Re}$; | 3) $P + \sigma + \text{Re}$; |
| 4) $\chi + \sigma + \text{Re}$; | 5) $\sigma + P + \beta$; | 6) $P + \delta + \beta$. |

Граф трёхфазных равновесий изотермических сечений диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Re-Mo при 1375 и 1200 К представлен на рисунке 1.30 б).

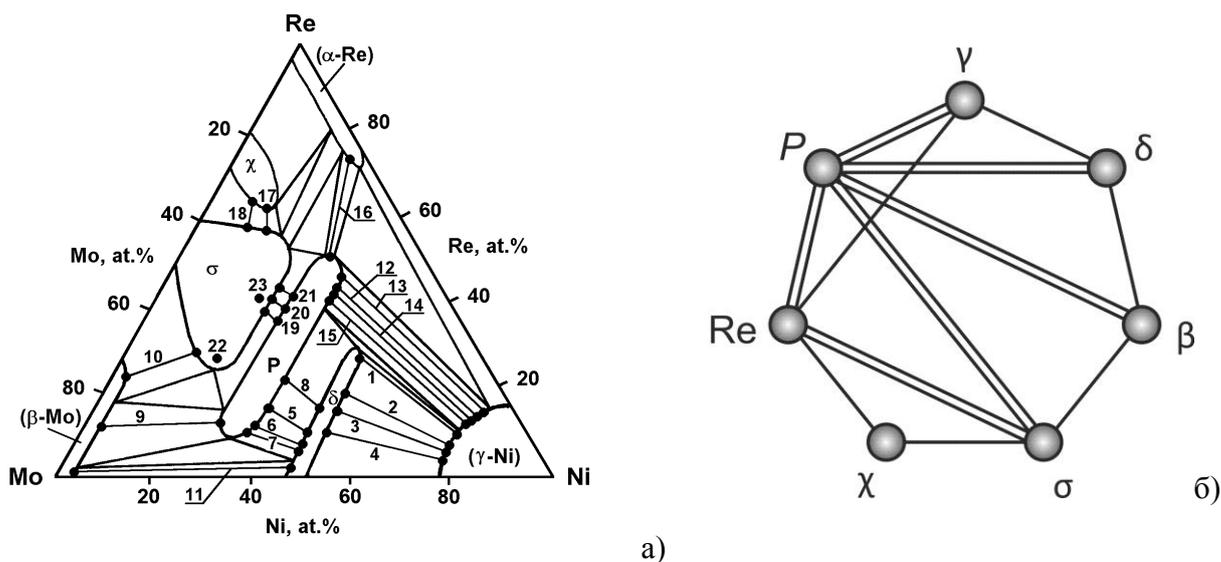


Рисунок 1.30. Диаграмма фазовых равновесий системы Ni-Re-Mo: а) изотермическое сечение при 1425 К [129]; б) граф трёхфазных равновесий при 1375 и 1200 К.

Таблица 1.6. Фазовые равновесия, устанавливающиеся при 1375 К в трёхкомпонентных системах никеля, рения с переходными металлами V – VI групп.

Система	Фазы	Фазовые равновесия	Литература
Ni-Re-V	$\beta, \gamma, \sigma, \sigma', \text{Re}$	1) $\sigma' + \text{Re} + \beta$; 2) $\sigma' + \text{Re} + \gamma$; 3) $\sigma' + \beta + \gamma$; 4) $\sigma + \beta + \gamma$.	[129]
Ni-Re-Nb	$\alpha, \beta, \gamma, \mu, \chi, \text{Re}$	1) $\mu + \beta + \alpha$; 2) $\beta + \alpha + \chi$; 3) $\alpha + \chi + \text{Re}$; 4) $\alpha + \text{Re} + \gamma$.	[129]
Ni-Re-Ta	$\alpha, \beta, \gamma, \mu, \chi, \text{TaNi}_2, \text{Ta}_2\text{Ni}, \text{Re}$	1) $\beta + \text{Ta}_2\text{Ni} + \mu$; 2) $\beta + \mu + \alpha$; 3) $\text{TaNi}_2 + \mu + \alpha$; 4) $\alpha + \text{Re} + \gamma$; 5) $\beta + \chi + \alpha$; 6) $\chi + \alpha + \text{Re}$.	[129]
Ni-Re-Cr	$\beta, \gamma, \sigma, \text{Re}$	1) $\beta + \sigma + \gamma$; 2) $\gamma + \sigma + \text{Re}$.	[129]
Ni-Re-Mo	$\beta, \gamma, \delta, \sigma, \chi, P, \text{Re}$	1) $\delta + P + \gamma$; 2) $\gamma + P + \text{Re}$; 3) $P + \sigma + \text{Re}$; 4) $\chi + \sigma + \text{Re}$; 5) $\sigma + P + \beta$; 6) $P + \delta + \beta$.	[129 – 131]
Ni-Re-W	$\beta, \gamma, \sigma, \chi, \text{Re}$	1) $\beta + \gamma + \sigma$; 2) $\gamma + \sigma + \chi$; 3) $\gamma + \chi + \text{Re}$.	[132, 133]

1.3.3. Диаграммы фазовых равновесий четырёхкомпонентных систем никеля, рения и переходных металлов V-VI групп

В состав пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo входят пять четырёхкомпонентных систем Ni-Re-Nb-Cr, Ni-Re-Nb-Mo, Ni-Re-Cr-Mo, Ni-Nb-Cr-Mo, Re-Nb-Cr-Mo. В литературе имеется информация об изотермических сечениях диаграмм фазовых равновесий двух четырёхкомпонентных систем Ni-Nb-Cr-Mo, Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К и одной четырёхкомпонентной системе Ni-Re-Cr-Mo при 1425 К.

Система Re-Nb-Cr-Mo

В четырёхкомпонентной системе Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К образуется одно четырёхфазное равновесие $\lambda + \beta + \chi + \sigma$ и одна трёхфазная область $\text{Re} + \chi + \sigma$ в результате рекомбинации соответствующих трёхфазных равновесий [134]. Анализ строения двух- и трёхкомпонентных систем показывает, что фазовый состав этих систем не изменяется в интервале температур 1200 К – 1375 К, следовательно, суммарный и остаточный граф изотермического сечения будут одинаковыми (рисунок 1.32).

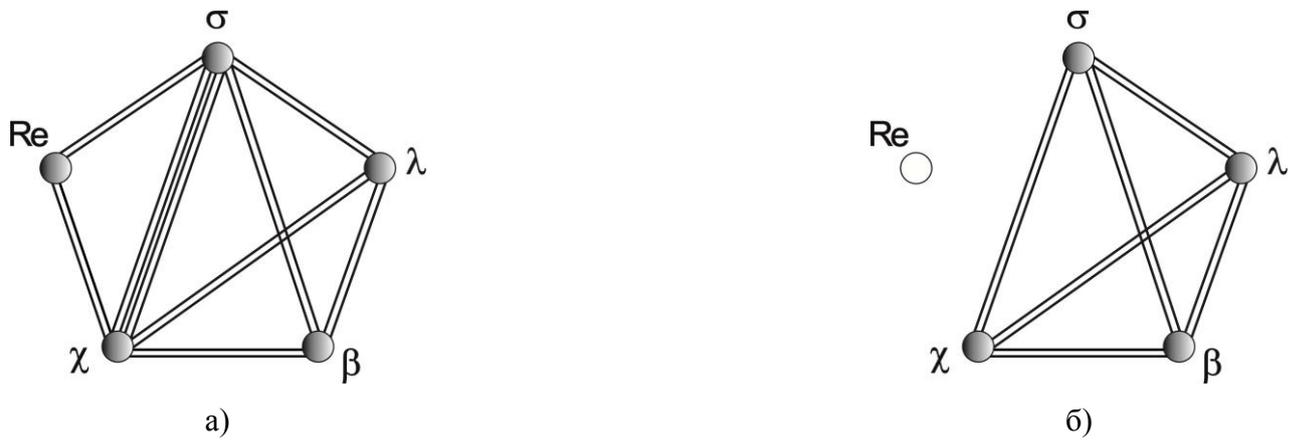


Рисунок 1.32. Графы четырёхкомпонентной системы Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К и 1375 К: а) суммарный граф, б) граф четырёхфазных равновесий [134].

Система Ni-Re-Cr-Mo

В четырёхкомпонентной системе Ni-Re-Cr-Mo при 1425 К авторами работы [20] было установлено пять рекомбинирующих трёхфазных равновесий ($\beta + \gamma + \sigma$, $\beta + \sigma + P$, $\gamma + \delta + P$, $\text{Re} + \chi + \sigma$, $\beta + \delta + P$), образующих области соответствующих трёхфазных равновесий и одно четырёхфазное равновесие $\text{Re} + \gamma + \sigma + P$. Анализ строения двух- и трёхкомпонентных систем показывает, что фазовый состав этих систем не изменяется в интервале температур 1375 К – 1425 К, следовательно, суммарный граф изотермического сечения при температуре 1425 К будет совпадать с суммарным графом этой системы при температуре 1375 К (рисунок 1.33), что, в свою очередь, доказывает существование в этом интервале температур тех же трёх- и четырёхфазных равновесий.

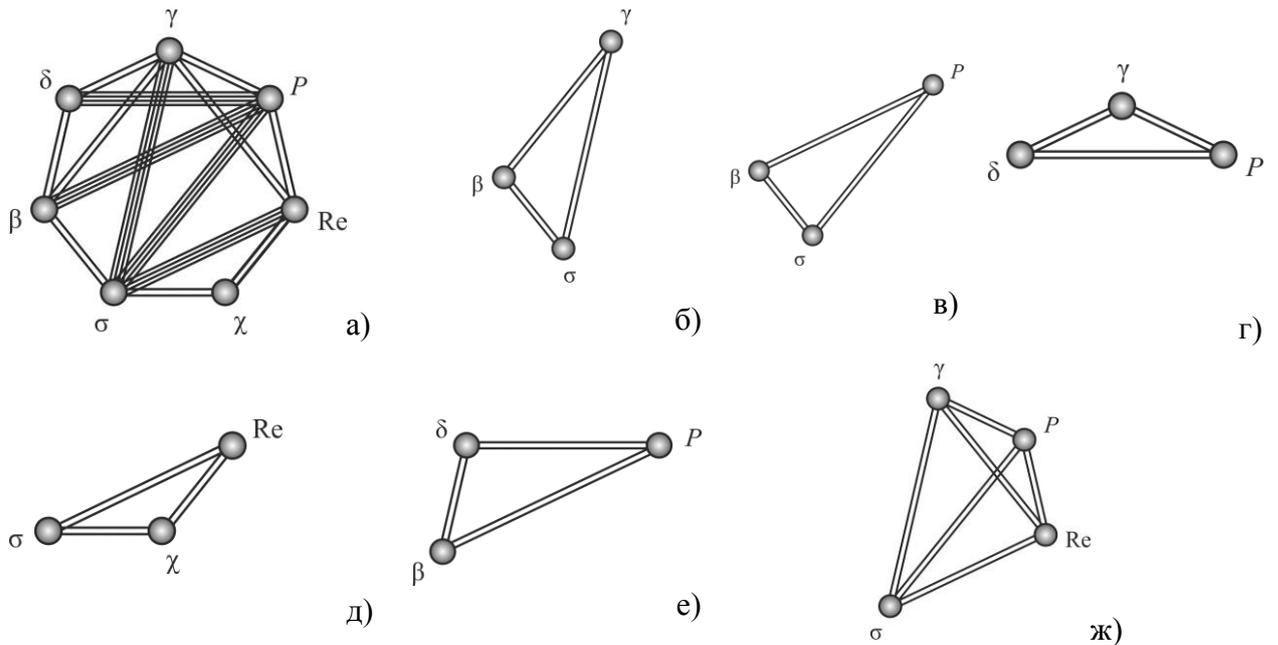


Рисунок 1.33. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Cr-Mo при 1375 К – 1425 К: а) суммарный; б) - е) рекомбинирующих равновесий; ж) остаточный граф.

Система Ni-Nb-Cr-Mo

Четырёхкомпонентная система Ni-Nb-Cr-Mo была исследована при 1375 К [21]. Суммарный граф приведён на рисунке 1.34 а. Авторы приводят две фазовые области существования фаз Лавеса, относящиеся к разным структурным типам. Однако как было показано выше [84, 88, 98 – 100, 125], фаза Лавеса представляет собой единую фазовую область, в элементарной ячейке которой будут чередоваться участки, соответствующие как кубической, так и гексагональной структурам. По всей видимости, этим объясняется, что в ряде более ранних исследований по диаграммам фазовых равновесий трёхкомпонентных систем равновесия с участием двух фаз Лавеса были показаны пунктиром (в частности в системе Ni-Nb-Cr при 1375 К). В связи с этим вместо обозначения фаз Лавеса λ_1 и λ_2 будет использовано единое обозначение – λ и суммарный граф системы Ni-Nb-Cr-Mo при 1375 К примет вид, показанный на рисунке 1.34 б. Указанное в литературе четырёхфазное равновесие $\beta_1 + \beta_2 + \lambda_1 + \lambda_2$ (рисунок 1.34. в) будет представлять собой вырождающиеся трёхфазное равновесие (рисунок 1.34. г). При этом остаточный граф четырёхкомпонентной системы Ni-Nb-Cr-Mo при 1375 К останется неизменным (рисунок 1.34 д). В данной системе было определено существование двух непроецирующихся двухфазных равновесий $\alpha + P$, $\alpha + \sigma$ и шести четырёхфазных равновесий $\alpha + \beta + \gamma + \sigma$, $\alpha + \beta + \delta + P$, $\alpha + \beta + \lambda + \mu$, $\alpha + \beta + \sigma + P$, $\alpha + \gamma + \delta + P$, $\alpha + \gamma + \sigma + P$ (рисунок 1.34 е).

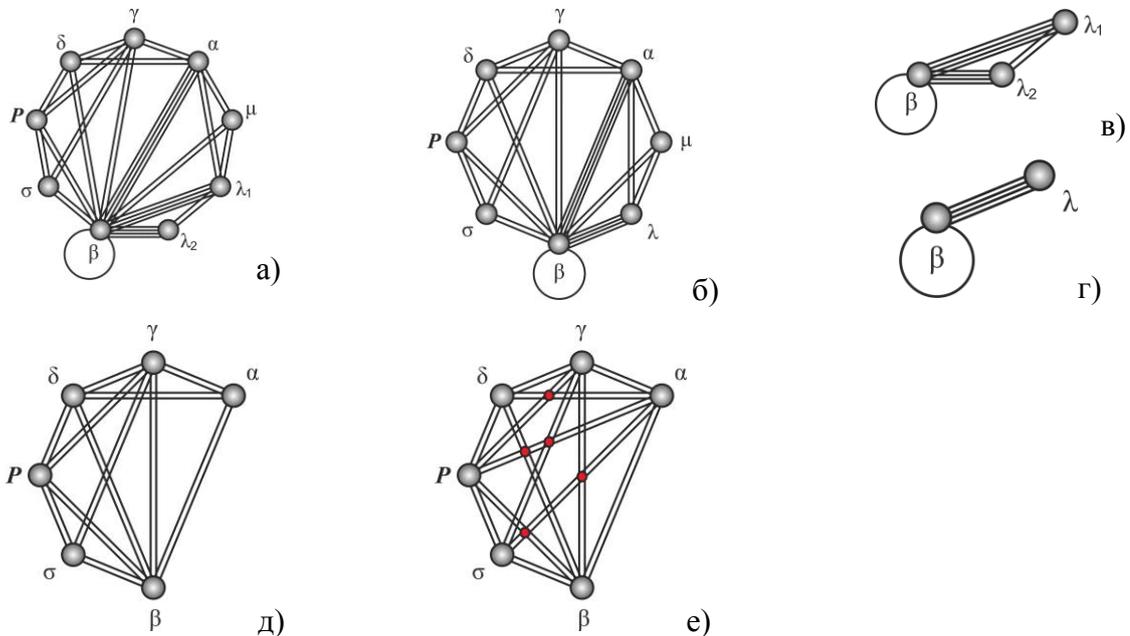


Рисунок 1.34. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Nb-Cr-Mo при 1375 К: а) суммарный граф с двумя фазами λ ; б) суммарный граф с одной фазой λ ; в) граф четырёхфазного равновесия $\beta_1 + \beta_2 + \lambda_1 + \lambda_2$; г) граф вырождающегося трёхфазного равновесия $\beta_1 + \beta_2 + \lambda$; д) остаточный граф; е) остаточный граф с отмеченными четырёхфазными равновесиями.

Из анализа литературных данных видно, что для построения изотермических сечений при 1375 К четырёхкомпонентных систем на основе никеля, рения и переходных металлов (1) Ni-Re-V-Nb, 2) Ni-Re-V-Ta, 3) Ni-Re-Nb-Ta, 4) Ni-Re-Nb-Cr, 5) Ni-Re-Nb-Mo, 6) Ni-Re-Nb-W, 7) Ni-Re-Ta-Cr, 8) Ni-Re-Ta-Mo, 9) Ni-Re-Ta-W), включающих двухфазную область $\gamma+\alpha$, имеется информация о строении изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий всех двух- и трёхкомпонентных систем. Для полиэдрации пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К и 1200 К необходима информация о строении пяти четырёхкомпонентных систем, из которых данные о строении двух четырёхкомпонентных систем Ni-Re-Nb-Cr и Ni-Re-Nb-Mo в литературе отсутствуют. Кроме того, информация о строении четырёхкомпонентных систем Ni-Re-Cr-Mo и Ni-Nb-Cr-Mo при 1200 К должна быть подвергнута дополнительному анализу, поскольку в трёхкомпонентной системе Ni-Cr-Mo при 1200 К наблюдается образование тройной фазы μ , что приводит к значительному изменению фазовых равновесий по сравнению с 1375 К.

Таким образом, первоочередной задачей для установления фазовых равновесий в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К является экспериментальное построение неизвестных четырёхкомпонентных систем.

1.4. Аналитическое описание поверхности никелевого твёрдого раствора на изотермических сечениях диаграмм фазовых равновесий многокомпонентных систем

Современные промышленные никелевые сплавы представляют собой многокомпонентные твёрдые растворы на основе никеля, упрочнённых тонкодисперсными выделениями интерметаллидных и других фаз. Для создания жаропрочных и жаростойких сплавов на основе никеля наибольший интерес представляют фазовые равновесия с участием γ -фазы и, в первую очередь, твёрдый раствор на основе никеля с максимальным содержанием легирующих компонентов – поверхность никелевого твёрдого раствора.

Для описания фазовых превращений с участием γ -фазы в многокомпонентных системах используются различные подходы, которые можно объединить в три группы: 1) подходы, основанные на термодинамическом методе; 2) полуэмпирические подходы и

3) эмпирические подходы. Применение термодинамического метода к описанию фазовых превращений в многокомпонентных системах требует значительное количество часто отсутствующих надёжных термодинамических данных, и по этой причине не рассматривается в данной работе. Среди полуэмпирических можно отметить методы прогнозирования фазовой стабильности сплавов – PHACOMP [135] и *Md*-метод [136 – 138].

Наибольшее распространение получили эмпирические методы описания фазовых превращений с участием γ -фазы, представленные в работах [139 – 145]. Однако результаты, получаемые с использованием этих методов, справедливы для определённого интервала концентраций легирующих компонентов в конкретных многокомпонентных системах при указанной температуре исследования.

В работе [146] для описания поверхности никелевого твёрдого раствора в четырёхкомпонентной системы Ni-Cr-Ti-C при 1000 °С использован подход, состоящий в построении зависимости содержания Ni в насыщенном γ -твёрдом растворе от значений $Y_i = X_i / (1 - X_{Ni})$, где X_i – мольная доля i легирующего компонента, X_{Ni} – мольная доля никеля, $\sum Y_i = 1$. Необходимо отметить, что авторы работы [146] описали поверхность одним уравнением, однако согласно принципу соответствия поверхность твёрдого раствора должна описываться несколькими уравнениями. Число таких уравнений определяется количеством различных фаз, которые находятся в равновесии с данным твёрдым раствором.

1.5. Жаростойкость многокомпонентных сплавов, содержащих никель, рений, ниобий, хром и молибден

Для разработки новых никелевых композиций важное значение имеет взаимное влияние легирующих компонентов на окислительную устойчивость сплавов на воздухе при высоких температурах.

Высокотемпературная коррозионная стойкость (жаростойкость) многокомпонентных сплавов на основе никеля в существенной степени определяется природой оксидных плёнок, формирующихся на их поверхности [147].

Из анализа диаграмм состояния двухкомпонентных систем следует, что металлы, входящие в пятикомпонентную систему Ni-Re-Nb-Cr-Mo, при 1200 К образуют с

кислородом следующие фазы: NiO [148], NbO, NbO₂, Nb₂O₅ [149], Cr₂O₃ [150], MoO₂ и жидкий раствор кислорода в молибдене, при кристаллизации которого при 810 °С образуется оксид MoO₃ [151, 152].

Образование жидкого оксида MoO₃ приводит к катастрофическому окислению, которое характеризуется чрезвычайно быстрым окислением и разрушением сплава. Для сплавов, содержащих хром, начало катастрофического окисления приблизительно совпадает с температурой, при которой оксид хрома (III) начинает растворяться в жидких оксидах молибдена [153, 154].

В системе Ni-Cr-O при 1000 °С существует одно тройное соединение NiCr₂O₄ и между конденсированными фазами устанавливаются следующие трёхфазные равновесия: $\gamma(\text{Ni}) + \text{NiO} + \text{NiCr}_2\text{O}_4$, $\gamma(\text{Ni}) + \text{NiCr}_2\text{O}_4 + \text{Cr}_2\text{O}_3$, $\gamma(\text{Ni}) + \beta(\text{Cr}) + \text{Cr}_2\text{O}_3$ [155]. При окислении никель-хромовых сплавов с содержанием хрома не более 10% на поверхности при температурах выше 700 °С образуется двухслойная окалина, состоящая из наружного плотного слоя NiO и внутреннего пористого слоя NiO с внедрёнными в него частицами шпинели (NiCr₂O₄). Под слоем окисла выделяется зона внутреннего окисления, состоящая из никелевой матрицы и частиц Cr₂O₃. При концентрации хрома более 10 % в интервале температур 850 – 1100 °С на поверхности никель-хромового сплава образуется окалина, состоящая преимущественно из Cr₂O₃ [153, 154].

В системе Ni-Mo-O при 1100 °С и общем давлении $1,01 \cdot 10^5$ Па существует одно тройное соединение NiMoO₄ и устанавливаются следующие трёхфазные равновесия:
 $\gamma(\text{Ni}) + \text{NiO} + \text{MoO}_2$, $\gamma(\text{Ni}) + \text{MoNi}_y + \text{MoO}_{2-x}$, $\beta(\text{Mo}) + \text{MoNi}_y + \text{MoO}_{2-x}$,
 $\text{NiO} + \text{MoO}_{2+x} + \text{NiMoO}_4$, $\text{NiO} + \text{NiMoO}_4 + \text{O}_2$, $\text{MoO}_{2+x} + \text{MoO}_3 + \text{NiMoO}_4$,
 $\text{MoO}_3 + \text{NiMoO}_4 + \text{O}_2$ [156].

При окислении многокомпонентных сплавов наблюдается достаточно сложная картина, включающая избирательное окисление одного из легирующих компонентов, образование двойных оксидов и многокомпонентных оксидных фаз, а также внутреннее окисление [153, 154, 157, 158]. При этом количественные соотношения между металлическими компонентами в оксидах определяются не только соотношением этих компонентов в сплаве, но и различной способностью их к взаимодействию с кислородом (различным сродством к кислороду) [157, 158]. В работе [159] указывается, что добавление хрома и рения либо улучшает защитные свойства оксидного слоя, либо оказывается индифферентным, а легирование ниобием и молибденом ухудшает его защитные свойства.

Лучшими защитными свойствами обладают сплошные плотные плёнки, которые не имеют больших внутренних напряжений, являются достаточно толстыми для торможения

процесса диффузии и характеризуются хорошим сцеплением с металлом и минимальной разницей в линейном коэффициенте теплового расширения по сравнению с металлом [160, 161].

Из анализа литературных источников следует, что процесс высокотемпературного окисления кислородом воздуха достаточно хорошо изучен для чистых металлов и некоторых двухкомпонентных систем. Однако влияние компонентов при совместном легировании никеля ниобием, молибденом, рением и хромом на устойчивость к высокотемпературному окислению сплавов на воздухе представлено, в основном, на качественном уровне и, кроме того, практически не рассмотрено влияние на этот процесс выделений упрочняющей фазы $\alpha\text{-Ni}_3\text{Nb}$.

Глава 2. Методика эксперимента

2.1. Методика приготовления образцов

В качестве исходных материалов для приготовления образцов сплавов использовали: никель, хром, молибден и вольфрам чистотой не менее 99,95 мас. %; рений, ванадий, ниобий и тантал чистотой не менее 99,80 мас. %.

Для определения фазовых равновесий в многокомпонентных системах составы исходных сплавов выбирали, опираясь на литературные данные о строении диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем и положение областей существования фаз в данных системах, таким образом, чтобы попасть в центр соответствующего равновесия, например, в случае подтверждения четырёхфазного равновесия – в центр тетраэдра, ограниченного трёхфазными равновесиями. Для этого сначала находили среднее арифметическое значение состава (по концентрации каждого элемента) каждой фазы (подтверждаемого четырёхфазного равновесия) от составов этой фазы в трёхфазных равновесиях трёхкомпонентных систем, содержащих данную фазу. Затем рассчитывали состав четырёхкомпонентного (предположительно четырёхфазного) сплава путём нахождения среднего арифметического от усреднённых концентраций элементов для каждой из четырёх фаз.

Для синтеза сплавов, содержащих Re, Ta, W, использовали лигатуру составов Ni₉₀Re₁₀, Ni₆₄Ta₃₆, Ni_{79,4}W_{20,6}. В том случае, когда мольная доля Re, Ta и W превышала мольную долю в выбранных составах лигатуры, использовали индивидуальные составы лигатур, содержащие минимально возможную мольную долю Re, Ta или W. Вся лигатура готовилась следующим образом: 1) взвешивались порошки Ni, Re, Ta, W; 2) порошки перемешивались и прессовались в таблетки; 3) таблетки, помещённые в двойные вакуумированные кварцевые ампулы, подвергали температурной обработке при температуре 1375 К в течение 250 часов в трубчатой печи электросопротивления; 4) полученные таблетки многократно переплавлялись в дуговой печи с нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере аргона.

Массу сплава и количество других легирующих элементов, а также недостающие количества никеля, рассчитывали исходя из количеств Re, Ta, W, присутствующих в лигатуре. Все компоненты, добавляемые к лигатуре, брались в виде металлических пластинок.

Сплавы синтезировали в дуговой печи с нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере аргона с многократным переплавом. Гомогенизирующий отжиг сплавов, предварительно помещённых в двойные вакуумированные кварцевые ампулы, проводили в трубчатой печи электросопротивления. Между стенками ампул помещали циркониевую стружку для поглощения кислорода.

Выбор температуры гомогенизирующего отжига обусловлен строением диаграмм фазовых равновесий двух- и трёхкомпонентных систем, а также температурным режимом, используемым при получении никелевых суперсплавов [1].

Для определения фазовых равновесий в четырёхкомпонентных системах никеля и рения с переходными металлами V-VI групп гомогенизирующий отжиг сплавов проводили при 1375 К в течение 1200 часов. Состав элементов в сплавах представлен в таблицах № 3.1 для системы Ni-Re-V-Nb, № 3.2 для системы Ni-Re-V-Ta, № 3.3 для системы Ni-Re-Nb-Cr, № 3.4 для системы Ni-Nb-Ta, № 3.5 для системы Ni-Re-Nb-Mo, № 3.6 для системы Ni-Re-Nb-W, № 3.7 для системы Ni-Re-Ta-Cr, № 3.8 для системы Ni-Re-Ta-Mo, № 3.9 для системы Ni-Re-Ta-W.

Для построения поверхностей никелевого твёрдого раствора в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo гомогенизирующий отжиг сплавов проводили при 1375 К в течение 500 часов и при 1200 К в течение 1000 часов. Состав элементов в сплавах представлен в Приложении (таблицы П.1 – П.4).

Для определения твёрдости образцов были получены никелевые сплавы, состав которых представлен в таблицах 3.16, 3.17 и 3.18. Составы сплавов выбирались на основании расчётных значений растворимостей легирующих компонентов в никелевом твёрдом растворе таким образом, чтобы приготовленные образцы представляли собой однофазные сплавы с максимальным значением легирующих элементов при температуре гомогенизирующего отжига – 1375 К. Сплавы подвергались гомогенизирующему отжигу при 1375 К в течение 48 часов и дисперсионному твердению при 1200 К в течение 24 часов. Подобный температурно-временной режим используется при термической обработке никелевых суперсплавов [1, 2].

Для определения устойчивости сплавов к высокотемпературному окислению на воздухе были получены однофазные (в области никелевого твёрдого раствора (таблица 3.20)) и двухфазные сплавы (таблица 3.21). Полученные сплавы гомогенизировали при температуре 1375 К в течение 24 часов в вакуумированной ампуле, а затем подвергли окислению на воздухе при температуре 1200 К в течение 50 часов.

Точность поддержания температуры в трубчатой печи составляла ± 5 К. Давление в ампулах при запайке измерялось и составляло не более 5×10^{-2} Па.

Для исследования сплавов методами электронно-зондового микроанализа (ЭЗМА) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) образцы помещались в металлические обоймы, заливались сплавом Вуда, затем шлифовались на шлифовальном оборудовании MECAPOL и полировались на алмазных пастах. Отполированные образцы отмывались в этиловом спирте в течение 12 часов.

Для исследования сплавов методом рентгенофазового анализа (РФА) в зависимости от фазового состава сплава образец для анализа получали либо растиранием небольших кусочков сплавов в агатовой ступке до состояния мелкодисперсного порошка, либо напильником сплавов алмазными надфилями. Для снятия механических напряжений порошки, запаянные в вакуумированные кварцевые ампулы, выдерживали при 923 К в течение 1 часа.

2.2. Методы исследования

2.2.1. Сканирующая электронная микроскопия (СЭМ)

Микроструктуру образцов исследовали методом растровой электронной микроскопии на приборе «LEO EVO 50 XVP» (Carl Zeiss) при ускоряющем напряжении 20 кВ. Изображение получали, используя детектор обратно рассеянных электронов (QBSD).

2.2.2. Электронно-зондовый микроанализ (ЭЗМА)

Количественный состав сплавов, а также концентрацию элементов в фазах сплавов исследовали методом электронно-зондового микроанализа на приборе «LEO EVO 50 XVP» (Carl Zeiss), оснащённом энергодисперсионным анализатором «Inca Energy 450» (Oxford Instruments), при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Обработка результатов проводилась на ЭВМ при помощи программного обеспечения «INCA» методом XPP, учитывающим поправки на атомный номер и эффект поглощения. Данная методика обработки результатов даёт стандартную ошибку ± 2 отн. %.

2.2.3. Рентгенофазовый анализ (РФА)

Рентгенофазовый анализ проводили методом порошка на автодифрактометре «STOE STADI P» в геометрии на пропускание (Ge-монохроматор, излучение $\text{CuK}_{\alpha 1}$, линейный PSD, интервал углов 2θ $10^\circ - 90^\circ$, шаг 0,01, время экспозиции 10 секунд на точку), а также на

дифрактометре «ДРОН-4» с использованием $\text{CuK}_{\alpha 1}$ -излучения (Ge-монокроматор, интервал углов 2θ $10^\circ - 90^\circ$, шаг 0,1, время экспозиции 10 секунд на точку).

Для идентификации фаз и расчёта параметров решётки использовали программное обеспечение STOE WinXPOW (Version 1.06 (17-Aug-1999) Copyright (C) 1999 STOE & Cie GmbH) [162] и FullProf [163].

2.2.4. Дифференциальный термический анализ (ДТА)

Дифференциальный термический анализ проводили на установке-термоанализаторе «Jupiter STA 449 F1» (Netzsch GmbH). Нагрев образцов осуществлялся в атмосфере гелия высокой чистоты ($p = 105$ Па) при постоянной скорости 20 град/мин. Точность определения температуры составляла ± 1 град.

2.2.5. Измерение твёрдости

Измерение твёрдости сплавов проводили на приборе «Buehler micromet 5103» по Виккерсу [164] при номинальном значении нагрузки 0,9807 Н. Время выдержки под нагрузкой составляло 10 с. Твёрдость каждого образца измерялась в 10 точках. Результаты измерений статистически обрабатывались с использованием t -критерия Стьюдента, $P=0,95$.

2.2.6. Определение устойчивости сплавов к высокотемпературному окислению на воздухе

Для определения устойчивости сплавов к высокотемпературному окислению на воздухе их образцы, полученные по приведённой в разделе 2.1 методике, взвешивались на аналитических весах «Adventurer Ohaus RV214» (дискретность 0,1 мг, точность $\pm 0,3$ мг). После окисления на воздухе окисленные зоны исследовались на приборе «LEO EVO 50 XVP» (Carl Zeiss), оснащённом энергодисперсионным анализатором «Inca Energy 450». После этого окисленные образцы очищались от окалины, промывались водой, осушались, промывались этиловым спиртом и помещались в эксикатор на 1 час, а затем вторично взвешивались. По результатам взвешивания образцов находили относительное изменение их массы (w) по формуле:

$$w = \frac{m_2 - m_1}{m_1} \cdot 100\%, \quad 2.1$$

где m_1 – масса исходного образца, мг; m_2 – масса образца после окисления, мг.

Глава 3. Результаты и их обсуждение

3.1. Полиэдрация диаграмм фазовых равновесий четырёхкомпонентных систем никеля, рения и переходных металлов V-VI групп и пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo

3.1.1. Определение фазовых равновесий в четырёхкомпонентных системах никеля, рения и переходных металлов V-VI групп при 1375 К и представление их в виде графов

1. Система Ni-Re-V-Nb

Изотермические сечения трёхкомпонентных систем при 1375 К и их графы представлены на рисунках 1.15, 1.16, 1.26, 1.27. Помимо трёх твёрдых растворов на основе компонентов γ_{Ni} , $\beta_{\text{Nb,V}}$ и Re в системе Ni-Re-V-Nb образуются шесть интерметаллических соединений: α , μ , λ , σ , σ' и χ .

В результате сложения графов трёхфазных равновесий тройных изотерм получается суммарный граф системы Ni-Re-V-Nb при 1375 К, содержащий девять вершин (рисунок 3.1).

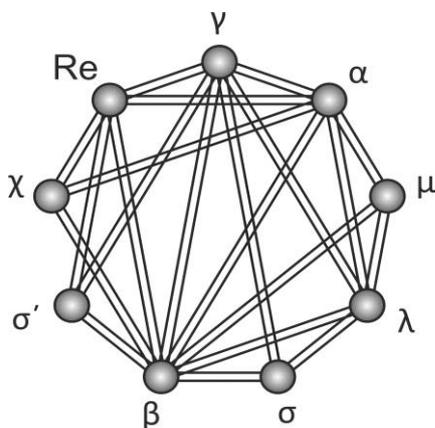


Рисунок 3.1. Суммарный граф изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий четырёхкомпонентной системы Ni-Re-V-Nb при 1375 К.

Суммарный граф изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий четырёхкомпонентной системы Ni-Re-V-Nb при 1375 К оказывается одновременно и остаточным графом.

Для экспериментального разложения остаточного графа необходима проверка пятнадцати двухфазных равновесий. Для уменьшения объёма экспериментальных исследований необходимо рассмотреть наиболее вероятные варианты разложения остаточного графа.

Для начала, предполагая, что в системе нет неизвестных двухфазных равновесий, применим к остаточному графу вышеизложенную методику разложения. На остаточном графе можно выделить шесть полных графов четырёхфазных равновесий: 1) $\alpha+\lambda+\mu+\beta$, 2) $\sigma+\lambda+\beta+\gamma$, 3) $\alpha+\beta+\gamma+\lambda$, 4) $\alpha+\beta+\gamma+\text{Re}$, 5) $\alpha+\text{Re}+\beta+\chi$, 6) $\text{Re}+\sigma'+\beta+\gamma$ (рисунок 3.2, а). Кроме этого, на суммарном графе имеются четыре фазы μ , σ , σ' и χ , которые находятся в равновесии только с тремя другими фазами системы. Эти фазы и образуют концевые равновесия в предполагаемой цепочке равновесий системы Ni-Re-V-Nb, которую можно представить также в виде графа, вершины которого представляют собой четырёхфазные равновесия, а рёбрами являются трёхфазные непроецирующиеся равновесия. Граф такого типа называется графом взаимосвязи четырёхфазных равновесий (рисунок 3.2 б).

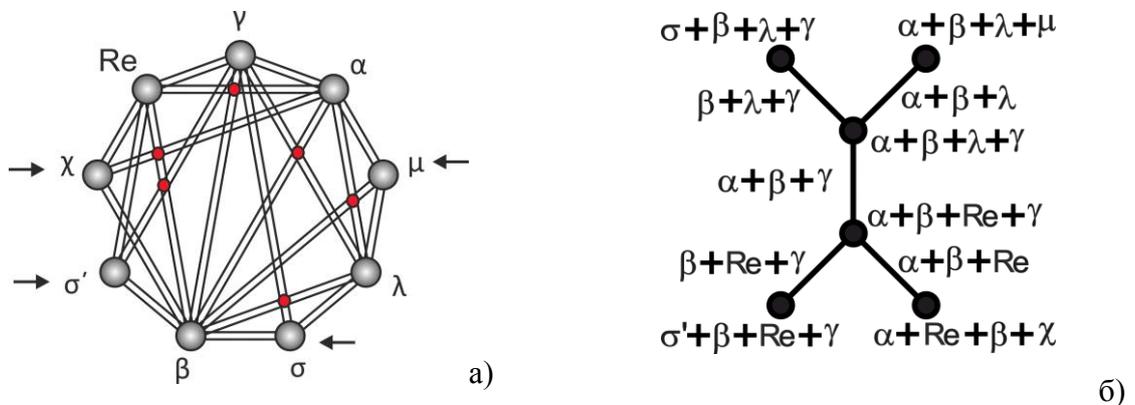


Рисунок 3.2. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-V-Nb при 1375 К: а) суммарный граф с предполагаемыми четырёхфазными равновесиями (закрашенными кружками отмечены центры графов четырёхфазных равновесий); б) граф взаимосвязи четырёхфазных равновесий в предположении отсутствия непроецирующихся двухфазных равновесий.

По существу, непроецирующееся равновесие $\alpha+\beta+\gamma$ делит четверную изотерму на две части (рисунок 3.2). В одной части расположены равновесия на основе фаз системы Ni-Nb-V, а в другой части – равновесия с участием фаз, появившихся в результате

введения рения в систему. Имеет смысл разделить суммарный граф на два подграфа по равновесию $\alpha+\beta+\gamma$ и продолжить анализ каждого подграфа в отдельности, как показано на рисунке 3.3 а,б. Ранее такое разделение применялось при исследовании изотермических сечений диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем и получило название «триангуляции». Формально, и в этих подграфах необходимо проверять существование непроецирующихся двухфазных равновесий. Однако после разделения суммарного графа на два подграфа таких равновесий остаётся всего шесть вместо пятнадцати.

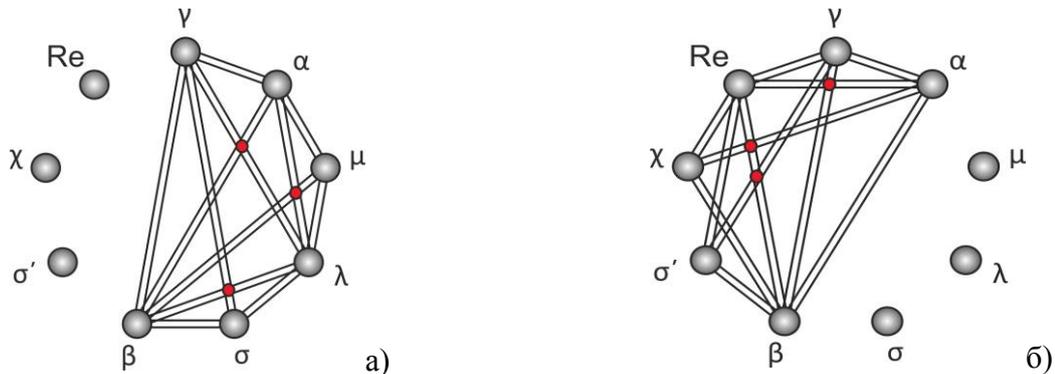


Рисунок 3.3. Подграфы системы Ni-Re-V-Nb при 1375 К: а) подграф на основе трёхфазных равновесий системы Ni-V-Nb; б) подграф на основе трёхфазных равновесий, появляющихся при введении Re в систему Ni-V-Nb.

Из литературных данных следует, что экспериментальную проверку подграфа с фазами системы Ni-V-Nb (рисунок 3.3, а) можно не проводить. Изоморфный остаточный граф уже встречался при исследовании системы Ni-Nb-V-W [21] и был экспериментально разложен на три графа четырёхфазных равновесий $\sigma+\lambda+\beta+\gamma$, $\alpha+\lambda+\beta+\gamma$ и $\alpha+\lambda+\mu+\beta$. Таким образом, неизвестные двухфазные равновесия в этом подграфе отсутствуют.

Что касается второго подграфа, то в нём необходимо проверить наличие всего трёх двухфазных равновесий $\alpha+\sigma'$ и $\sigma'+\chi$ или $\gamma+\chi$.

Для проверки указанных двухфазных равновесий были синтезированы сплавы, составы которых намечались по методике, представленной в разделе 2.1. Результаты экспериментальных исследований представлены на рисунке 3.4 и в таблице 3.1. Было установлено существование равновесий $\alpha+\sigma'$ (сплавы №№ 3, 4, 5, 6, 7) и $\sigma'+\chi$ (сплавы №№ 3, 4, 7, 12, 13). Кроме того, установлено существование трёх непроецирующихся трёхфазных равновесий $\alpha+\lambda+\beta$ (рисунок 3.4 а, б, з), $\alpha+\sigma'+\chi$ (рисунок 3.4 в, г), $\alpha+\sigma'+\beta$ (рисунок 3.4 д, е) и одного четырёхфазного равновесия $\sigma'+\alpha+\beta+\chi$ (рисунок 3.4 ж), подтверждающих вариант разложения, представленный на рисунке 3.5 б.

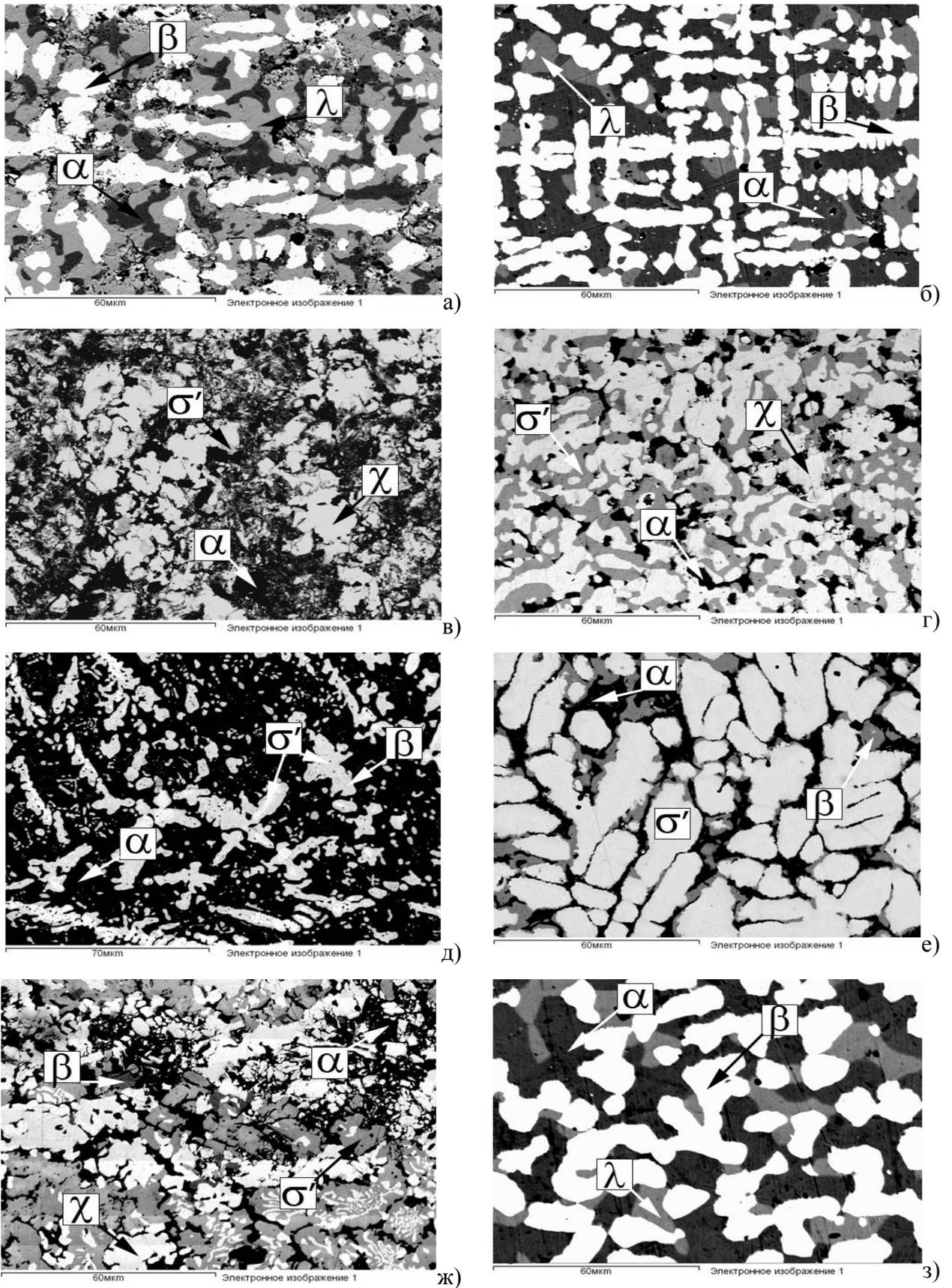


Рисунок 3.4. Микроструктура сплавов системы Ni-Re-V-Nb: а) № 1, б) № 2, в) № 3, г) № 4, д) № 5, е) № 6, ж) № 7, з) № 14.

Таблица 3.1. Концентрация элементов в сплавах и фазах, фазовый состав сплавов системы Ni-Re-V-Nb при 1375 К.

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	V	Nb			
1.	в сплаве	41,6	14,1	16,7	27,6			
	в фазах	72,5	0,2	2,0	25,3	α	TiAl ₃	
		4,8	43,3	37,0	14,9	β	W	
		47,9	7,2	12,5	32,4	λ	MgCu ₂ , MgZn ₂	
2.	в сплаве	46,5	14,8	22,8	15,9			
	в фазах	73,7	0,0	5,7	20,6	α	TiAl ₃	
		3,1	41,3	52,3	3,3	β	W	
		51,5	1,6	19,3	27,6	λ	MgCu ₂ , MgZn ₂	
3.	в сплаве	16,7	61,6	9,9	11,8			
	в фазах	73,6	1,0	11,2	14,2	α	TiAl ₃	$a = 3,684 (2),$ $c = 7,505 (3)$
		19,2	55,4	21,7	3,7	σ'	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,571 (2),$ $c = 4,956 (2)$
		8,0	71,6	8,7	11,7	χ	α -Mn	
4.	в сплаве	15,5	62,0	12,2	10,3			
	в фазах	74,6	0,0	10,4	15,0	α	TiAl ₃	
		18,0	58,2	22,5	1,3	σ'	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	
		0,0	77,1	7,1	15,8	χ	α -Mn	
5.	в сплаве	50,4	16,4	12,8	20,4			
	в фазах	71,8	0,0	3,0	25,2	α	TiAl ₃	
		5,4	52,6	38,7	3,3	β	W	
		5,4	58,7	26,0	9,9	σ'	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	
6.	в сплаве	19,9	53,1	10,5	16,5			
	в фазах	72,2	0,00	1,4	26,4	α	TiAl ₃	$a = 3,681 (2),$ $c = 7,687 (9)$
		4,8	52,7	35,7	6,8	β	W	$a = 3,069 (2)$
		6,6	67,4	9,4	16,6	σ'	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,523 (1)$ $c = 5,006 (1)$

№	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	V	Nb			
7.	в сплаве	21,8	55,8	13,5	8,9			
	в фазах	1,3	59,8	38,9	0,0	β	W	$a = 3,184$ (2)
		3,0	75,0	8,4	13,6	χ	α -Mn	$a = 9,563$ (3)
		13,7	63,2	18,5	4,6	σ'	$Cr_{0,49}Fe_{0,51}$	$a = 9,525$ (2), $c = 5,0088$ (3)
		72,3	1,9	11,4	14,4	α	$TiAl_3$	$a = 3,662$ (9)
8.	в сплаве	40,9	35,1	4,9	19,1			
	в фазах	71,0	0,7	6,1	22,2	α	$TiAl_3$	
		6,1	74,6	2,7	16,6	χ	α -Mn	
9.	в сплаве	37,4	6,3	18,4	37,9			
	в фазах	37,3	7,2	18,6	36,9	λ	$MgCu_2, MgZn_2$	
		6,3	35,5	34,6	23,6	β	W	
		28,0	1,1	14,9	56,0	μ	W_6Fe_7	
10.	в сплаве	19,4	40,1	16,0	24,5			
	в фазах	2,6	51,2	18,8	27,4	β	W	
		5,8	64,2	8,9	21,1	χ	α -Mn	
		68,4	1,3	2,7	27,6	α	$TiAl_3$	
11.	в сплаве	37,6	28,7	5,1	28,6			
	в фазах	1,6	2,7	57,9	37,8	β	W	
		7,6	64,2	4,8	23,4	χ	α -Mn	
		69,0	0,8	2,5	27,7	α	$TiAl_3$	
12.	в сплаве	20,4	58,0	15,4	6,2			
	в фазах	15,1	63,9	16,9	4,1	σ'	$Cr_{0,49}Fe_{0,51}$	
		5,6	74,1	7,9	12,4	χ	α -Mn	
13.	в сплаве	18,5	57,0	14,8	9,7			
	в фазах	19,8	55,0	21,0	4,2	σ'	$Cr_{0,49}Fe_{0,51}$	
		4,2	73,5	7,5	14,8	χ	α -Mn	
14.	в сплаве	48,6	13,5	25,8	12,1			
	в фазах	4,6	38,4	55,9	1,1	β	W	
		59,9	0,0	15,4	24,7	λ	$MgCu_2, MgZn_2$	
		74,2	0,0	10,7	15,1	α	$TiAl_3$	

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	V	Nb			
15.	в сплаве	28,3	17,9	22,6	31,2			
	в фазах	1,9	43,4	37,7	17,0	β	W	
		37,7	7,8	16,6	37,9	λ	MgCu ₂ , MgZn ₂	
		28,4	2,0	13,7	55,9	μ	W ₆ Fe ₇	
16.	в сплаве	21,2	56,0	9,1	13,7			
	в фазах	15,2	62,8	18,0	4,0	Re	Mg	
		4,4	76,3	4,5	14,8	χ	α -Mn	
		69,2	1,2	10,9	18,7	α	TiAl ₃	
17.	в сплаве	25,9	31,4	26,2	16,5			
	в фазах	4,5	49,1	39,1	7,3	β	W	
		71,0	0,0	2,1	26,9	α	TiAl ₃	
		45,8	8,5	10,2	35,5	μ	W ₆ Fe ₇	

Подграф, требующий экспериментальной проверки, разлагается на 5 четырёхфазных равновесий: $\alpha+\sigma'+\beta+\gamma$, $\sigma'+\alpha+\beta+\chi$, $\sigma'+\text{Re}+\beta+\chi$, $\alpha+\text{Re}+\sigma'+\chi$, $\sigma'+\alpha+\text{Re}+\gamma$ (рисунок 3.5 а). Таким образом, в системе существует 8 четырёхфазных равновесий, представленных на рисунке 3.5 б).

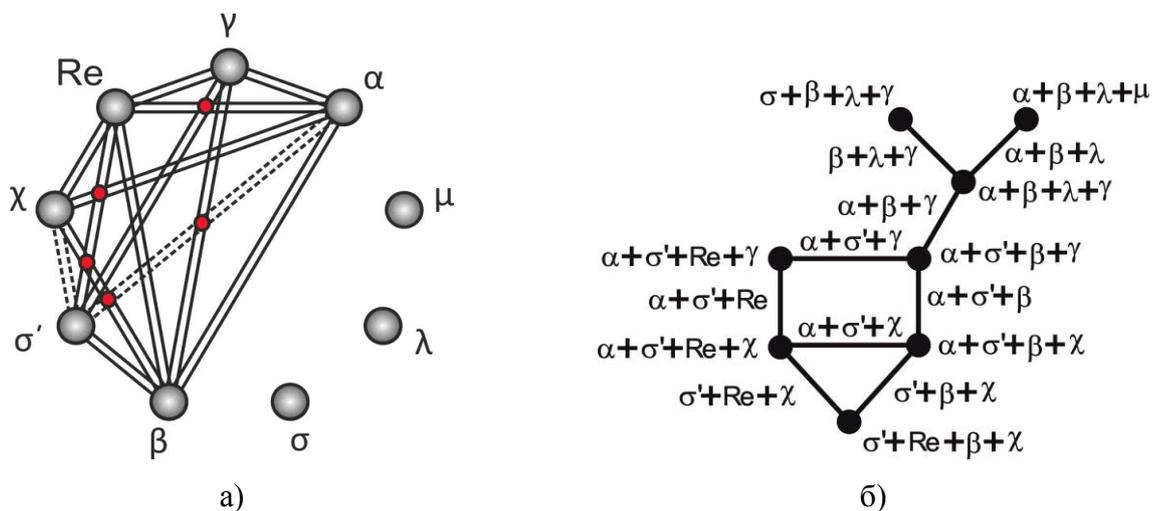


Рисунок 3.5. Графы системы Ni-Re-V-Nb при 1375 К после экспериментальной проверки: а) подграф на основе трёхфазных равновесий, появляющихся при введении рения в систему Ni-V-Nb, с установленными непроецирующимися двухфазными равновесиями; б) граф взаимосвязи четырёхфазных равновесий.

2. Система Ni-Re-V-Ta

В тройных системах, изотермы которых ограничивают четырёхкомпонентную систему Ni-Re-V-Ta при 1375 К (рисунки 1.15, 1.17, 1.26, 1.28), существуют 11 фаз: γ_{Ni} , $\beta_{Ta,V}$, Re, α , μ , χ , σ , σ' , λ , Ni_2Ta и $NiTa_2$. Следовательно, суммарный граф содержит 11 вершин (рисунок 3.6).

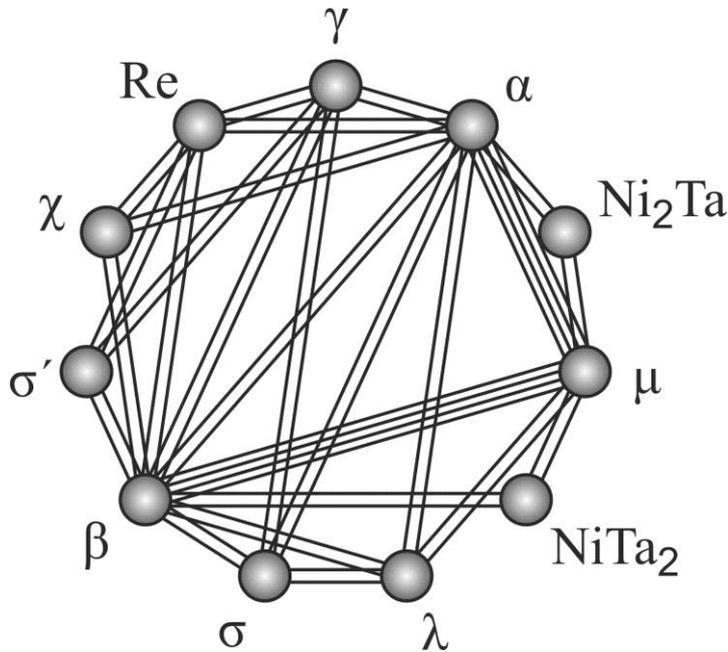


Рисунок 3.6. Суммарный граф изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий четырёхкомпонентной системы Ni-Re-V-Ta при 1375 К.

Трёхфазные равновесия $\alpha+Ni_2Ta+\mu$ и $NiTa_2+\beta+\mu$ рекомбинируют и не принимают участия в образовании четырёхфазных равновесий. При анализе остаточного графа (рисунок 3.7 а) данной системы было обнаружено сходство равновесий, устанавливающихся между фазами α , γ , Re, χ , σ' , $\beta_{Ta,V}$ данной системы (рисунок 3.7 б) и системы Ni-Re-V-Nb, рассмотренной выше (рисунок 3.3 б). Это указывает на существование таких же непроецирующихся двухфазных равновесий $\alpha+\sigma'$ и $\sigma'+\chi$ (рисунок 3.5 б, 3.7 в). В этом случае в системе Ni-Re-V-Ta при 1375 К реализуются те же четырёхфазные равновесия $\alpha+\sigma'+\beta+\gamma$, $\sigma'+Re+\beta+\chi$, $\sigma'+\alpha+\beta+\chi$, $\sigma'+\alpha+Re+\gamma$, $\alpha+Re+\sigma'+\chi$, что и в системе Ni-Re-V-Nb.

Второй подграф системы на основе фаз γ , α , μ , λ , $\beta_{Ta,V}$, σ (рисунок 3.7 г) можно формально разложить на 3 правильных графа четырёхфазных равновесий $\alpha+\lambda+\beta+\mu$, $\alpha+\beta+\lambda+\sigma$ и $\sigma+\alpha+\beta+\gamma$. Подтверждением такой полиэдрации могло бы служить наличие трёхфазных равновесий $\alpha+\beta+\lambda$ и $\sigma+\alpha+\beta$, отсутствующих на изотермических сечениях диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем. Наличие же двухфазных равновесий $\gamma+\mu$, $\gamma+\lambda$, $\sigma+\mu$ в четырёхкомпонентной системе Ni-Re-V-Ta при 1375 К предполагало бы другой набор четырёхфазных равновесий для этой системы.

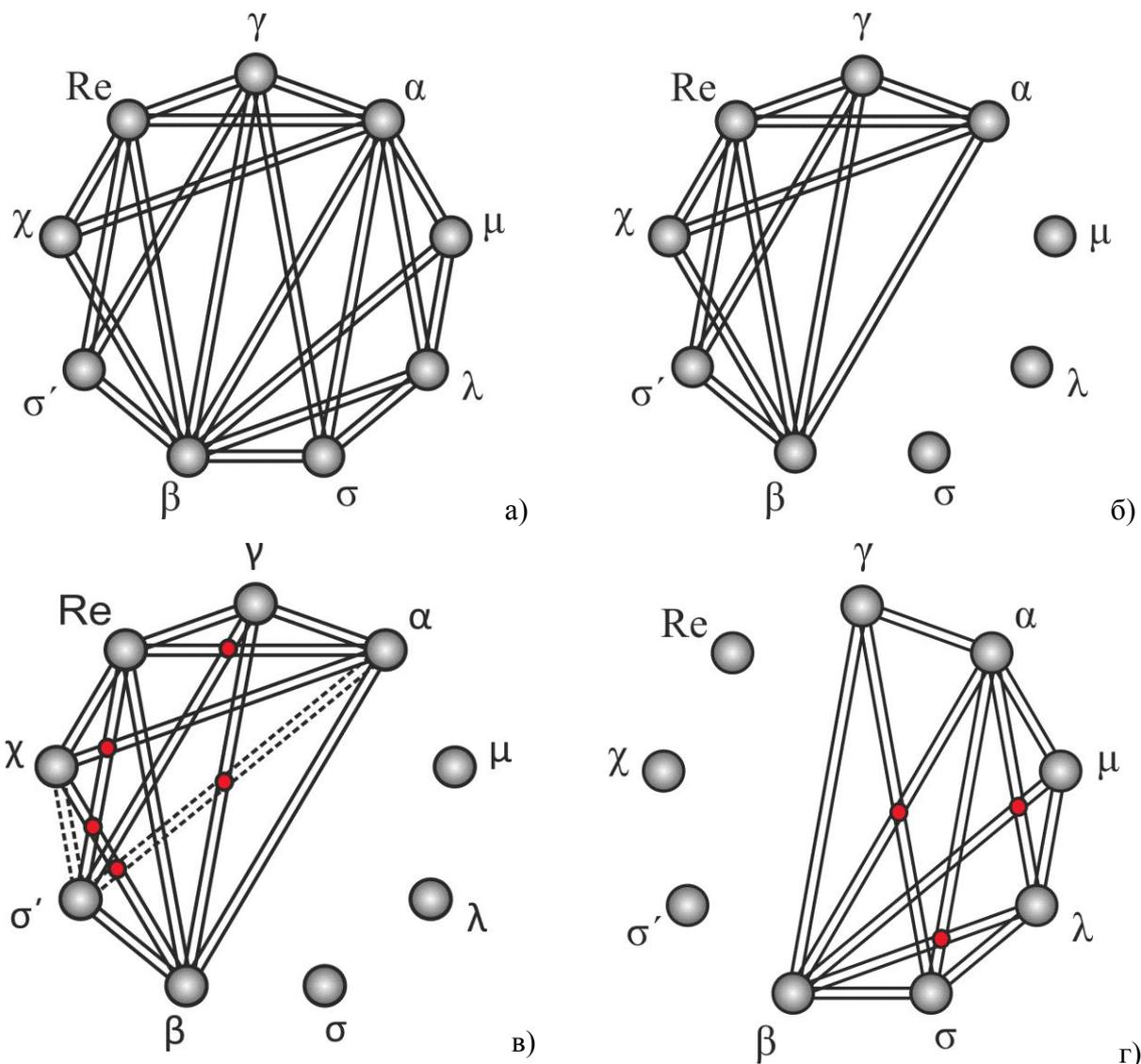


Рисунок 3.7. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-V-Ta при 1375 К: а) остаточный граф; б) подграф на основе фаз α , γ , Re, χ , σ' , $\beta_{Ta,V}$; в) подграф на основе фаз α , γ , Re, χ , σ' , $\beta_{Ta,V}$ с нанесёнными непроецирующимися двухфазными равновесиями; г) подграф на основе фаз γ , α , μ , λ , $\beta_{Ta,V}$, σ с отмеченными четырёхфазными равновесиями.

Экспериментальная проверка указала на существование непроецирующихся трёхфазных равновесий $\alpha+\beta+\lambda$ (рисунок 3.8 а, б), $\sigma+\alpha+\beta$ (рисунок 3.8 г) и непроецирующихся двухфазных равновесий $\alpha+\sigma'$ (рисунок 3.8 д, е) и $\sigma'+\chi$ (рисунок 3.8 в, д, е) (таблица 3.2). Кроме того, были определены непроецирующиеся трёхфазное равновесие $\sigma'+\text{Re}+\chi$ (рисунок 3.8 в) и два четырёхфазных равновесия $\alpha+\sigma'+\beta+\chi$ (рисунок 3.8 д), $\alpha+\sigma'+\text{Re}+\chi$ (рисунок 3.8 е). Таким образом, в системе установлено существование восьми четырёхфазных равновесий (рисунок 3.9).

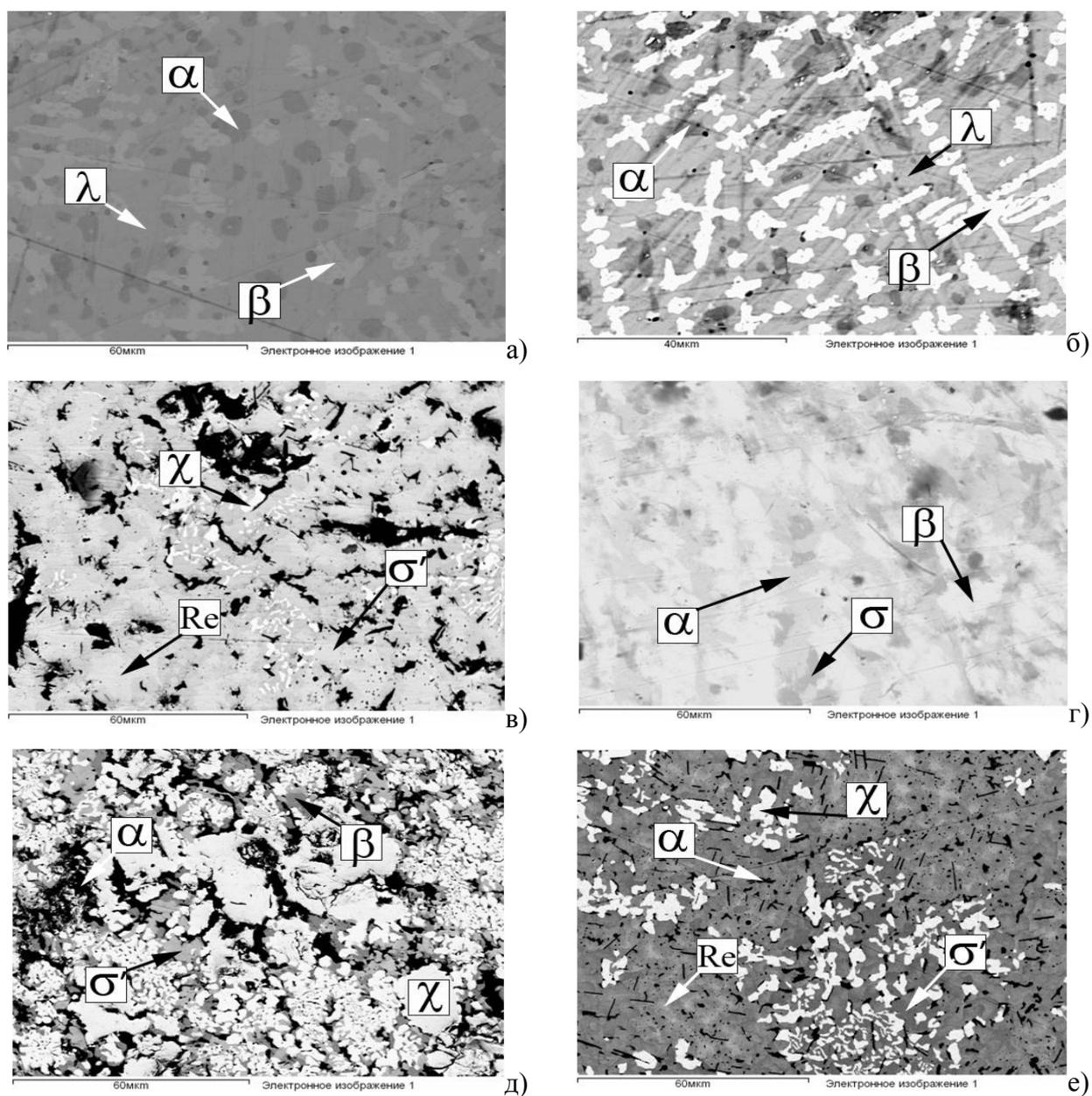


Рисунок 3.8. Микроструктура сплавов системы Ni-Re-V-Ta: а) № 1, б) № 2, в) № 3, г) № 4, д) № 5, е) № 6.

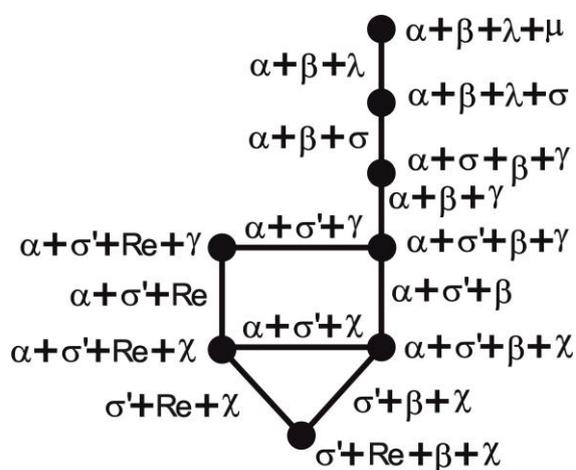


Рисунок 3.9. Граф взаимосвязи четырёхфазных равновесий четырёхкомпонентной системы Ni-Re-V-Ta при 1375 К.

Таблица 3.2. Концентрация элементов в сплавах и фазах, фазовый состав сплавов системы Ni-Re-V-Ta при 1375 К.

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	V	Ta			
1.	в сплаве	43,1	10,3	22,6	24,0			
	в фазах	71,6	0	3,4	25,0	α	TiAl ₃	$a = 3,604 (2),$ $c = 7,557 (3)$
		1,5	41,1	53,7	3,7	β	W	$a = 3,167 (2)$
		46,8	2,1	21,9	29,2	λ	MgCu ₂	$a = 6,847 (2)$
MgZn ₂	$a = 4,843 (1),$ $c = 7,879 (2)$							
2.	в сплаве	34,2	10,5	19,5	35,8			
	в фазах	72,0	0,0	1,2	26,8	α	TiAl ₃	
		5,1	40,9	11,3	42,7	β	W	
		46,6	0,3	19,8	33,3	λ	MgCu ₂ , MgZn ₂	
3.	в сплаве	22,4	58,0	17,6	2,0			
	в фазах	19,9	59,9	20,2	0,0	σ'	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	
		14,5	66,2	17,6	1,7	Re	Mg	
		3,9	80,1	6,4	9,6	χ	α -Mn	
4.	в сплаве	35,7	20,6	36,0	7,7			
	в фазах	43,0	2,9	48,9	5,2	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	
		71,7	0,0	9,6	18,7	α	TiAl ₃	
		3,0	38,2	58,8	0,0	β	W	
5.	в сплаве	18,3	55,3	18,1	8,3			
	в фазах	19,2	57,0	21,7	2,1	σ'	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	
		72,9	1,0	12,4	13,7	α	TiAl ₃	
		1,5	56,3	42,2	0,0	β	W	
		5,2	73,6	10,0	11,2	χ	α -Mn	
6.	в сплаве	18,7	61,8	17,0	2,5			
	в фазах	74,8	0,00	12,1	13,2	α	TiAl ₃	$a = 3,682 (2),$ $c = 7,512 (3)$
		15,2	68,6	14,8	1,4	Re	Mg	$a = 2,808 (3),$ $c = 4,467 (5)$
		17,8	62,2	20,0	0,0	σ'	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,307 (2),$ $c = 4,817 (1)$
		1,9	83,1	5,3	9,7	χ	α -Mn	$a = 9,568 (2)$

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	V	Ta			
7.	в сплаве	31,7	47,4	4,8	16,1			
	в фазах	73,0	0,0	6,9	20,1	α	TiAl ₃	
		3,4	59,3	37,2	0,1	β	W	
		7,9	74,2	3,5	14,4	χ	α -Mn	
8.	в сплаве	19,2	59,1	16,1	5,6			
	в фазах	72,5	0,0	6,0	21,5	α	TiAl ₃	
		0,0	59,1	40,9	0,0	β	W	
		2,4	79,0	7,3	11,3	χ	α -Mn	

3. Система Ni-Re-Nb-Ta

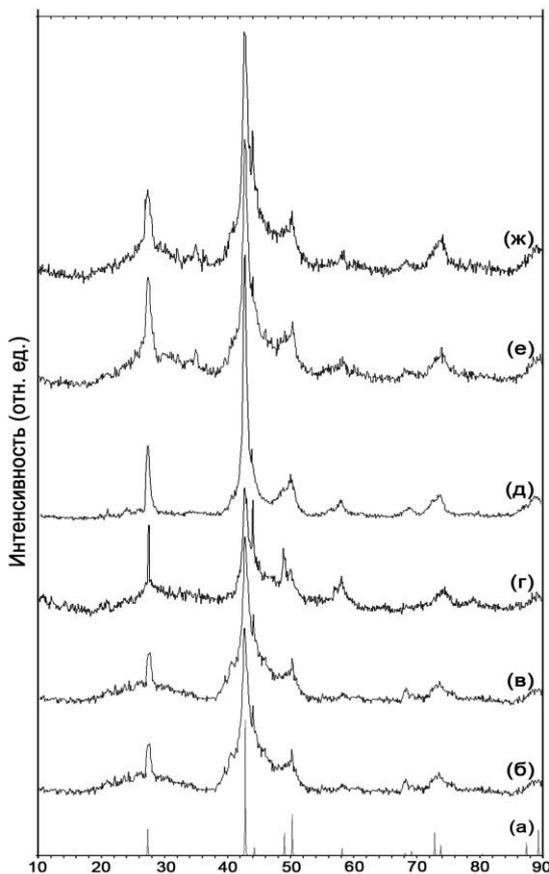


Рисунок 3. 10. Дифрактограммы сплавов (таблица 3.3): а) теоретическая TiAl₃; б) сплав № 1; в) сплав № 2; г) сплав № 3; д) сплав № 4; е) сплав № 5; ж) сплав № 6.

В трёхкомпонентной системе Ni-Nb-Ta было выплавлено шесть сплавов по изоконцентрате 75 ат. % Ni, сплавы подвергли гомогенизирующему отжигу при 1375 К в течение 1000 часов. Затем была измерена их твёрдость и рассчитаны параметры кристаллической решётки. Было показано (рисунок 3.10), что все шесть образцов являются однофазными и представляют собой α фазу (структурный тип – TiAl₃, пространственная группа $I4/m\bar{3}m$, № 139), т.е. в системе Ni-Nb-Ta при 1375 К фаза α образует непрерывный ряд твёрдых растворов. При легировании фазы α состава Ni_{75,0}Nb_{25,0} танталом твёрдость вначале падает, а затем происходит её рост. Причём, с ростом твёрдости, параметр a уменьшается с 0,3655 нм до 0,3626 нм. В двухкомпонентной системе Ni-Ta фаза α имеет максимальное значение твёрдости, а параметр a вновь возрастает до 0,3632 нм.

Таблица 3.3. Состав однофазных сплавов, содержащих фазу α , их твёрдость и параметры кристаллической решётки фазы.

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Твёрдость, HV 0,1	Параметры ячейки, нм
	Ni	Nb	Ta		
1.	75,0	25,0	0,0	439,9 (4,2)	$a = 0,3629$ (9) $c = 0,743$ (3)
2.	75,0	20,0	5,0	414,3 (2,0)	$a = 0,3655$ (4) $c = 0,7381$ (8)
3.	75,0	15,0	10,0	429,9 (3,7)	$a = 0,3637$ (2) $c = 0,7465$ (8)
4.	75,0	10,0	15,0	452,1(2,6)	$a = 0,3633$ (3) $c = 0,7424$ (7)
5.	75,0	5,0	20,0	478,0 (2,0)	$a = 0,3626$ (4) $c = 0,7413$ (9)
6.	75,0	0,0	25,0	570,6 (1,4)	$a = 0,3632$ (3) $c = 0,7407$ (6)

Суммарный граф изотермы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Nb-Ta при 1375 К, построенный по данным о строении изотерм тройных систем (рисунки 1.15, 1.18, 1.27, 1.28) и с учётом существования непрерывного ряда твёрдых растворов Ni_3Nb-Ni_3Ta , показан на рисунке 3.11. Выделение из суммарного графа рекомбинирующих трёхфазных равновесий $Re+\gamma+\alpha$, $\mu+\beta+NiTa_2$, $\alpha+\chi+\beta$, $\alpha+\mu+\beta$, $\alpha+\mu+Ni_2Ta$ и $Re+\chi+\alpha$ приводит к его полному разложению. Четырёхфазные равновесия на изотерме системы Ni-Re-Nb-Ta при 1375 К отсутствуют.

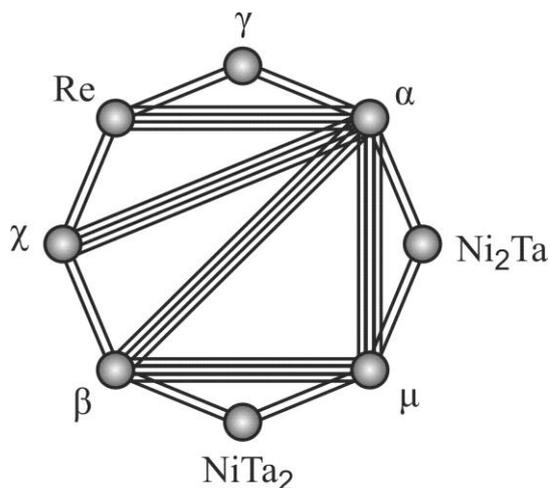


Рисунок 3.11. Суммарный граф изотермы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Nb-Ta при 1375 К.

4. Система Ni-Re-Nb-Cr

В трёхкомпонентных системах (рисунки 1.15, 1.20, 1.27, 1.29), изотермы которых ограничивают четырёхкомпонентную систему Ni-Re-Nb-Cr при 1375 К, твёрдые растворы на основе ниобия и хрома не имеют общей области гомогенности, поэтому при анализе они принимаются как две различные фазы. В результате суммарный граф, построенный по данным о строении изотерм тройных диаграмм фазовых равновесий при 1375 К, будет содержать девять вершин (рисунок 3.12 а). Суммарный граф не содержит рекомбинирующих равновесий, поэтому одновременно является остаточным графом.

Предполагая, что в четырёхкомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr при 1375 К существуют только непроецирующиеся трёхфазные равновесия, из остаточного графа удаётся выделить два графа четырёхфазных равновесий $\alpha+\mu+\beta_{\text{Nb}}+\lambda$ и $\alpha+\beta_{\text{Nb}}+\lambda+\chi$ (рисунок 3.12 б).

Оставшийся подграф содержит семь фаз (рисунок 3.12 в). В этом подграфе отсутствуют правильные графы четырёхфазных равновесий, из этого следует существование как минимум одного неизвестного двухфазного равновесия.

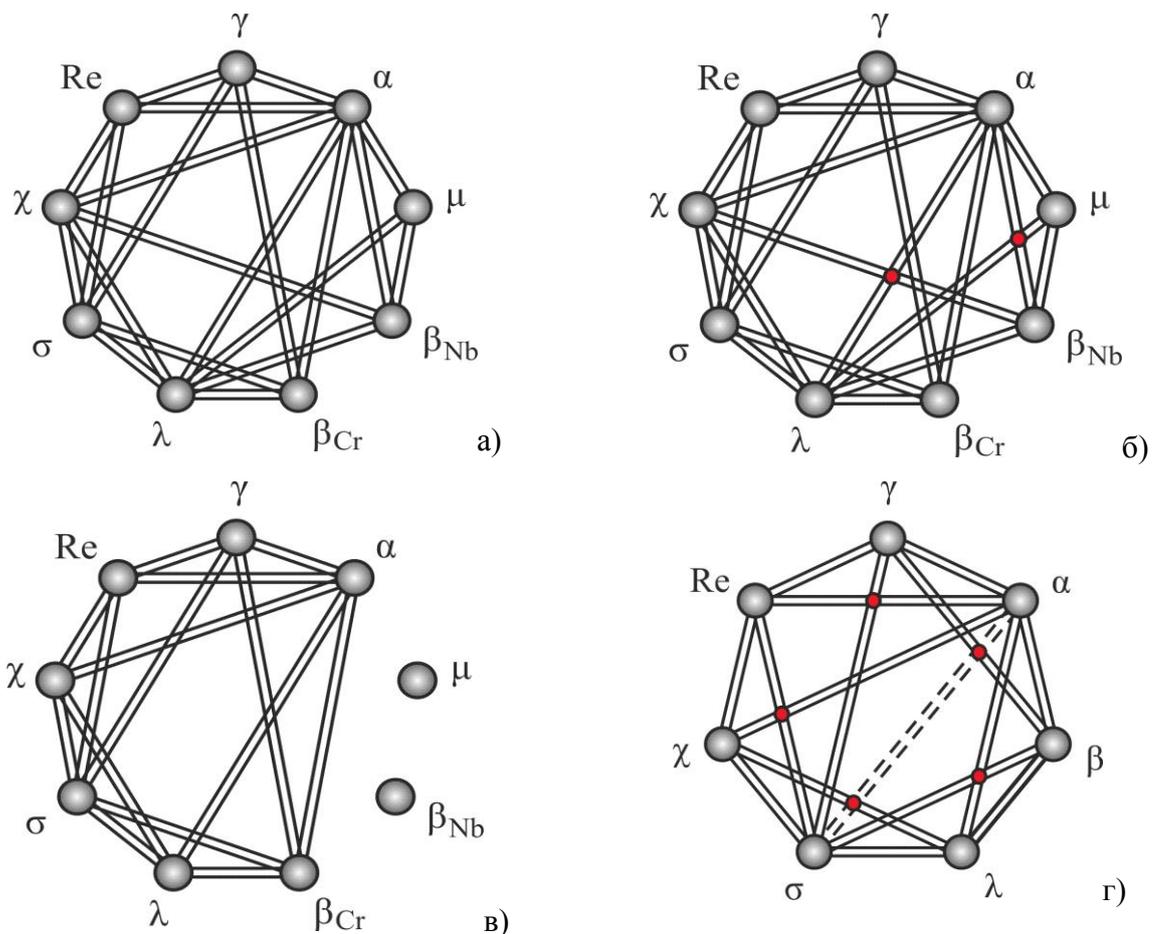


Рисунок 3.12. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr при 1375 К: а) суммарный граф; б) суммарный граф с отмеченными четырёхфазными равновесиями $\alpha+\mu+\beta_{\text{Nb}}+\lambda$ и $\alpha+\beta_{\text{Nb}}+\lambda+\chi$; в) остаточный граф; г) остаточный граф с отмеченным непроецирующимся двухфазным равновесием $\alpha+\sigma$.

Практически во всех четырёхкомпонентных системах на основе никеля и переходных металлов V-VI групп фазы α и σ находятся между собой в равновесии, если они существуют в рассматриваемых системах. Таким образом, равновесие $\alpha+\sigma$, вероятно, существует и в системе Ni-Re-Nb-Cr (рисунок 3.12 г).

При добавлении равновесия $\alpha+\sigma$ подграф (рисунок 3.12 г) полностью разлагается на пять графов четырёхфазных равновесий $\alpha+\sigma+\beta_{Cr}+\gamma$, $\alpha+\sigma+\gamma+Re$, $\alpha+\sigma+Re+\chi$, $\alpha+\sigma+\lambda+\chi$ и $\alpha+\sigma+\lambda+\beta_{Cr}$.

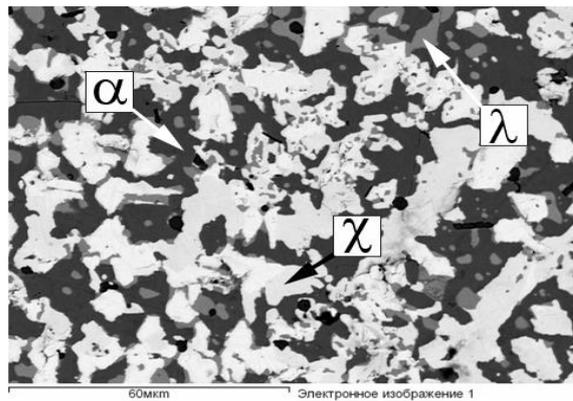
Синтезированные сплавы содержат три трёхфазных равновесия $\alpha+\lambda+\chi$, $\alpha+\sigma+\lambda$, $\alpha+\sigma+\chi$, отсутствующих на изотермических сечениях диаграмм фазовых равновесий трёхкомпонентных систем, ограничивающих систему Ni-Re-Nb-Cr, а также три четырёхфазных равновесия $\alpha+\chi+\lambda+\beta_{Nb}$, $\alpha+\sigma+\lambda+\beta_{Cr}$ и $\alpha+\sigma+Re+\gamma$ (таблица 3.4, рисунок 3.13).

Таблица 3.4. Концентрация элементов в сплавах и фазах, фазовый состав сплавов системы Ni-Re-Nb-Cr при 1375 К.

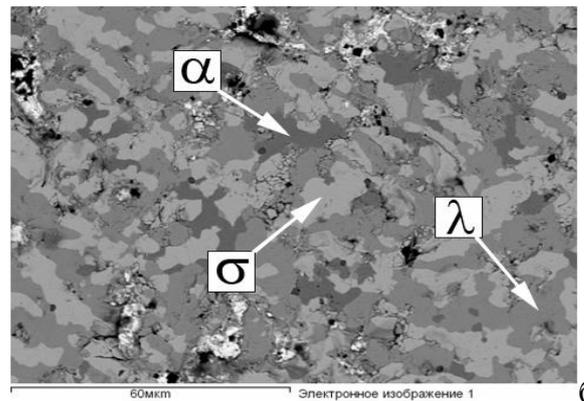
№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	Nb	Cr			
1.	в сплаве	38,3	27,1	26,9	7,7			
	в фазах	72,2	0	26,9	0,9	α	TiAl ₃	$a = 3,605$ (6) $c = 7,738$ (7)
		38,5	14,1	30,9	16,5	λ	MgCu ₂	$a = 6,955$ (2)
							MgZn ₂	$a = 4,929$ (2) $c = 7,911$ (8)
		6,5	58,3	18,4	16,8	χ	α -Mn	$a = 9,527$ (2)
2.	в сплаве	33,1	16,6	18,8	31,5			
	в фазах	17,8	27,9	4,9	49,4	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,180$ (2) $c = 4,895$ (2)
		70,8	0,0	26,3	2,9	α	TiAl ₃	$a = 3,655$ (1) $c = 7,395$ (2)
		38,2	9,8	27,5	24,5	λ	MgCu ₂	$a = 6,817$ (2)
							MgZn ₂	$a = 4,821$ (1) $c = 7,856$ (2)
3.	в сплаве	19,9	55,9	13,9	10,3			
	в фазах	15,9	56,9	0,9	26,3	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,241$ (1) $c = 4,899$ (1)
		72,1	0,9	24,7	2,3	α	TiAl ₃	$a = 3,661$ (1) $c = 7,392$ (3)
		7,0	70,4	13,4	9,2	χ	α -Mn	$a = 9,496$ (1)

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	Nb	Cr			
4.	в сплаве	32,4	29,0	34,7	3,9			
	в фазах	5,0	47,8	46,8	0,4	β_{Nb}	W	$a = 3,174$ (1)
		6,4	62,2	27,6	3,8	χ	α -Mn	$a = 9,6238$ (9)
		29,7	28,1	34,9	7,3	λ	MgCu ₂	$a = 7,005$ (2)
							MgZn ₂	$a = 4,988$ (5) $c = 7,998$ (6)
71,6	0	28,4	0	α	TiAl ₃	$a = 3,6377$ (8) $c = 7,381$ (3)		
5.	в сплаве	23,5	46,2	22,8	7,5			
	в фазах	72,7	0	25,2	2,1	α	TiAl ₃	$a = 3,643$ (8) $c = 7,43$ (3)
		34,4	11,3	28,0	26,3	λ	MgCu ₂	$a = 6,875$ (2)
							MgZn ₂	$a = 4,863$ (1) $c = 7,928$ (2)
		4,0	21,9	0,0	74,1	β_{Cr}	W	$a = 2,931$ (6)
15,1	27,6	4,7	52,6	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,232$ (3) $c = 4,902$ (3)		
6.	в сплаве	32,8	44,2	10,7	12,3			
	в фазах	73,8	1,4	23,0	1,8	α	TiAl ₃	$a = 3,634$ (2) $c = 7,378$ (5)
		21,4	57,6	0	21,0	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,456$ (3) $c = 4,912$ (2)
		73,0	7,9	6,7	12,4	γ	Cu	$a = 3,566$ (9)
		8,9	70,1	13,4	7,6	Re	Mg	$a = 2,765$ (3) $c = 4,435$ (2)
7.	в сплаве	28,2	27,6	32,6	11,6			
	в фазах	30,6	18,0	33,9	17,5	λ	MgCu ₂ , MgZn ₂	
		68,9	0	30,0	1,1	α	TiAl ₃	
		6,4	58,0	24,1	11,5	χ	α -Mn	
8.	в сплаве	35,8	17,0	11,0	36,2			
	в фазах	70,4	0,0	25,8	3,8	α	TiAl ₃	
		20,6	23,3	3,5	52,6	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	
9.	в сплаве	3,7	43,6	45,3	7,4			
	в фазах	14,2	33,4	35,7	16,7	λ	MgCu ₂ , MgZn ₂	
		1,3	49,7	46,7	2,3	β_{Nb}	W	
		1,4	59,0	35,3	4,3	χ	α -Mn	

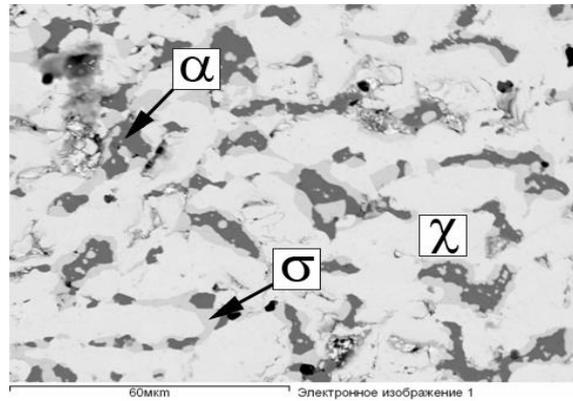
№ сплава	Концентрация элементов, ат. %				Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	Nb			
10.	в сплаве	34,0	19,0	37,0	10,0		
	в фазах	35,0	17,8	35,7	11,5	λ	$MgCu_2$, $MgZn_2$
		3,6	45,5	50,0	0,9	β_{Nb}	W
		26,8	9,0	60,1	4,1	μ	W_6Fe_7



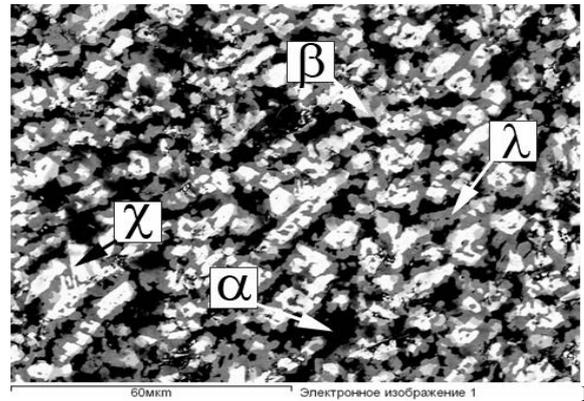
а)



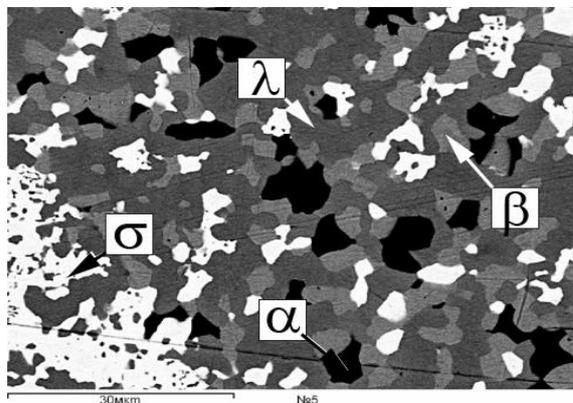
б)



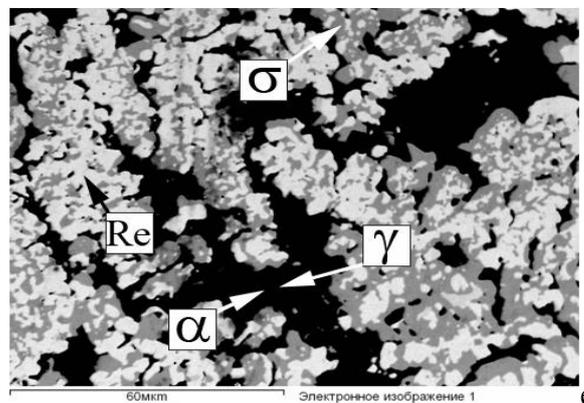
в)



г)



д)



е)

Рисунок 3.13. Микроструктура сплавов системы Ni-Re-Nb-Cr: а) № 1, б) № 2, в) № 3, г) № 4, д) № 5, е) № 6.

Экспериментальная проверка даёт однозначный ответ о существовании всех непроецирующихся трёхфазных и четырёхфазных равновесий, предсказанных с помощью метода графов. Экспериментально определено положение всех непроецирующихся трёхфазных равновесий (рисунок 3.14, таблица 3.4). Таким образом, в системе Ni-Re-Nb-Cr при 1375 К существуют семь четырёхфазных равновесий (рисунок 3.14).

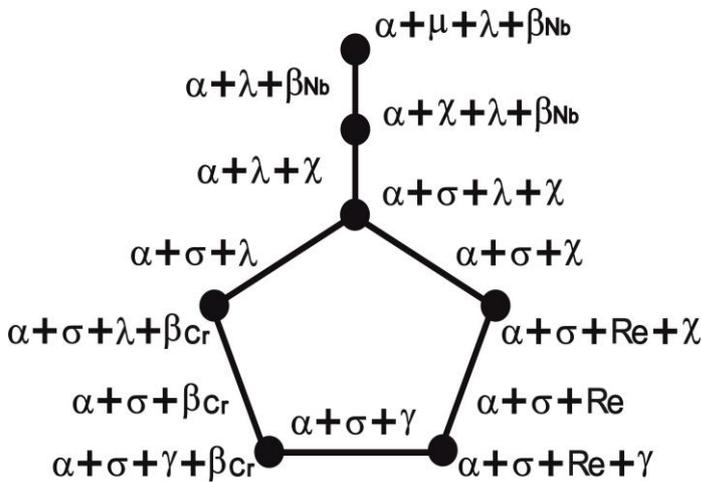


Рисунок 3.14. Граф взаимосвязи четырёхфазных равновесий четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr при 1375 К.

5. Система Ni-Re-Nb-Mo

Как было показано в литературном обзоре, для подтверждения правильности построения графа трёхфазных равновесий системы Ni-Re-Mo при 1375 К (рисунок 1.30 б) необходима информация о температурном интервале существования фазы *P*. Для определения температурного интервала существования фазы *P* был синтезирован однофазный сплав состава Ni_{29,7}Mo_{24,0}Re_{46,3} (в ат. %), который гомогенизировался при температуре 1375 К в течение 1200 часов. Концентрационный и фазовый состав сплава контролировался методом ЭЗМА, СЭМ и РФА. Дифрактограмма сплава приведена на рисунке 3.15 а. Результаты исследования сплава методом ДТА представлены на рисунке 3.15 б.

Как видно из рисунка 3.15 б на кривой нагревания только при 1403 °С (1676 К) наблюдается эндотермический эффект. Это указывает на то, что фаза *P* существует вплоть до температуры 1403 °С, что подтверждает правильность графа трёхфазных равновесий трёхкомпонентной системы Ni-Re-Mo при 1375 К, приведённого на рисунке 1.30 б.

Стоит отметить, что после выдерживания образца при температуре 1450 °С в течение 15 минут с последующим охлаждением в атмосфере гелия фиксируется структура σ фазы (рисунок 3.15 в), что свидетельствует о том, что при температурах выше 1403 °С существует именно эта фаза.

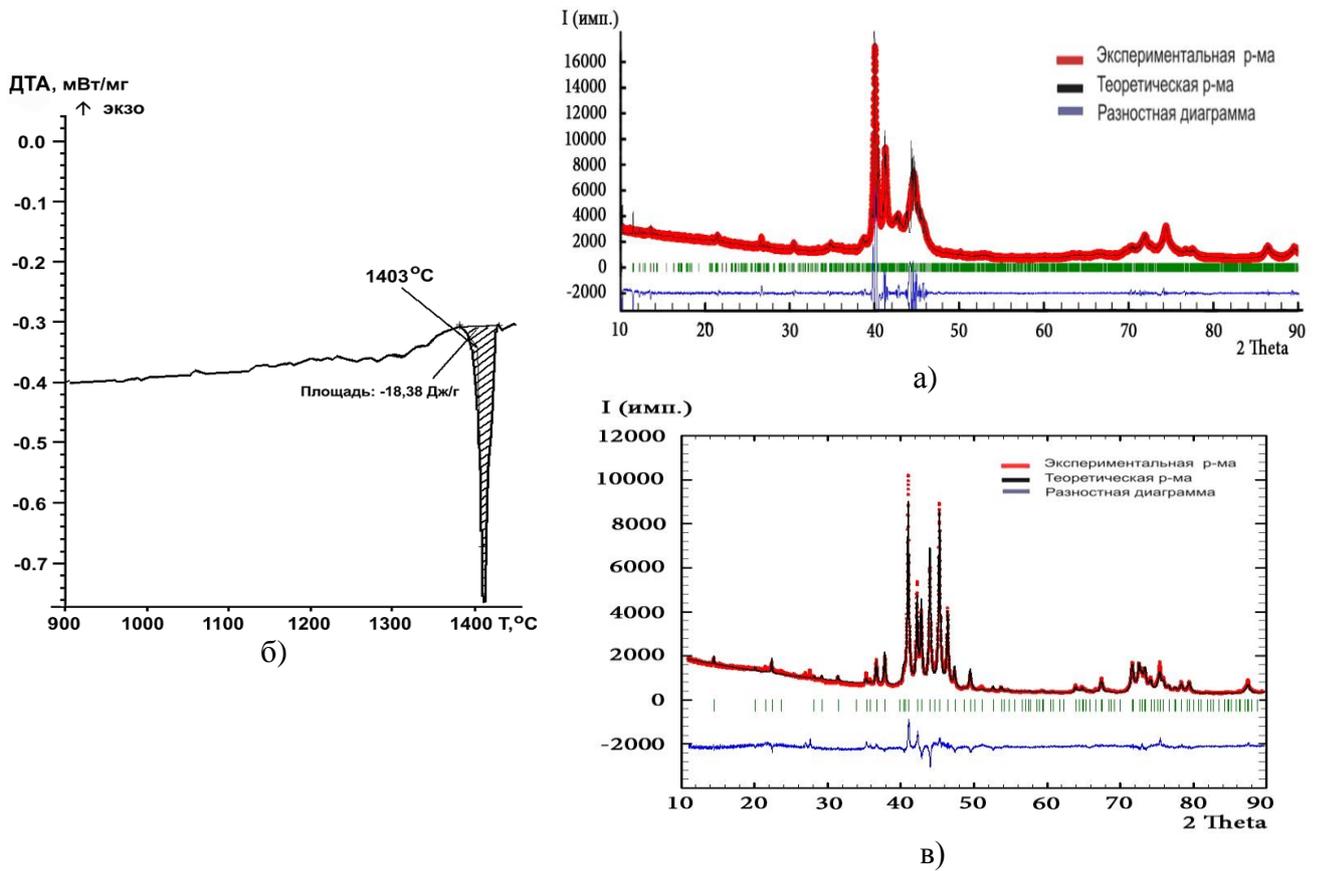


Рисунок 3.15. Исследование фазы P : а) рентгенограмма до ДТА; б) кривая ДТА однофазного образца; в) рентгенограмма после ДТА.

Суммарный граф системы Ni-Re-Nb-Mo при 1375 К, основываясь на данных о строении изотерм тройных систем (рисунки 1.15, 1.21, 1.27, 1.30), содержит девять вершин (рисунок 3.16 а). Трёхфазные равновесия $\mu+\beta+\alpha$ систем Ni-Re-Nb и Ni-Nb-Mo рекомбинируют на изотерме четверной системы с образованием единой области трёхфазного равновесия, поэтому остаточный граф содержит восемь фаз (рисунок 3.16 б). На остаточном графе отсутствуют правильные графы четырёхфазных равновесий, что свидетельствует о наличии как минимум одного непроецирующегося двухфазного равновесия.

Используя аналогию в образовании фазовых равновесий в четырёхкомпонентных системах Ni-Re-Me₁-Me₂ и Ni-Cr-Me₁-Me₂ (Me₁ и Me₂ – переходные металлы V-VI групп), в системе Ni-Re-Nb-Mo можно предположить существование двух непроецирующихся двухфазных равновесий $\alpha+\sigma$ и $\alpha+P$, существование которых было установлено в системе Ni-Cr-Nb-Mo [21]. Следовательно, проверка этих равновесий в системе Ni-Re-Nb-Mo имеет первоочередной характер.

Все непроецирующиеся равновесия, образующиеся в четырёхкомпонентной системе Ni-Re-Nb-Mo при 1375 К (рисунок 3.16), были подтверждены экспериментально (таблица 3.5, рисунок 3.17). Граф взаимосвязи четырёхфазных равновесий

четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Nb-Mo, представляет собой два кольца, образующиеся вокруг двухфазных равновесий $\alpha+\sigma$ и $\alpha+P$ (рисунок 3.16 г).

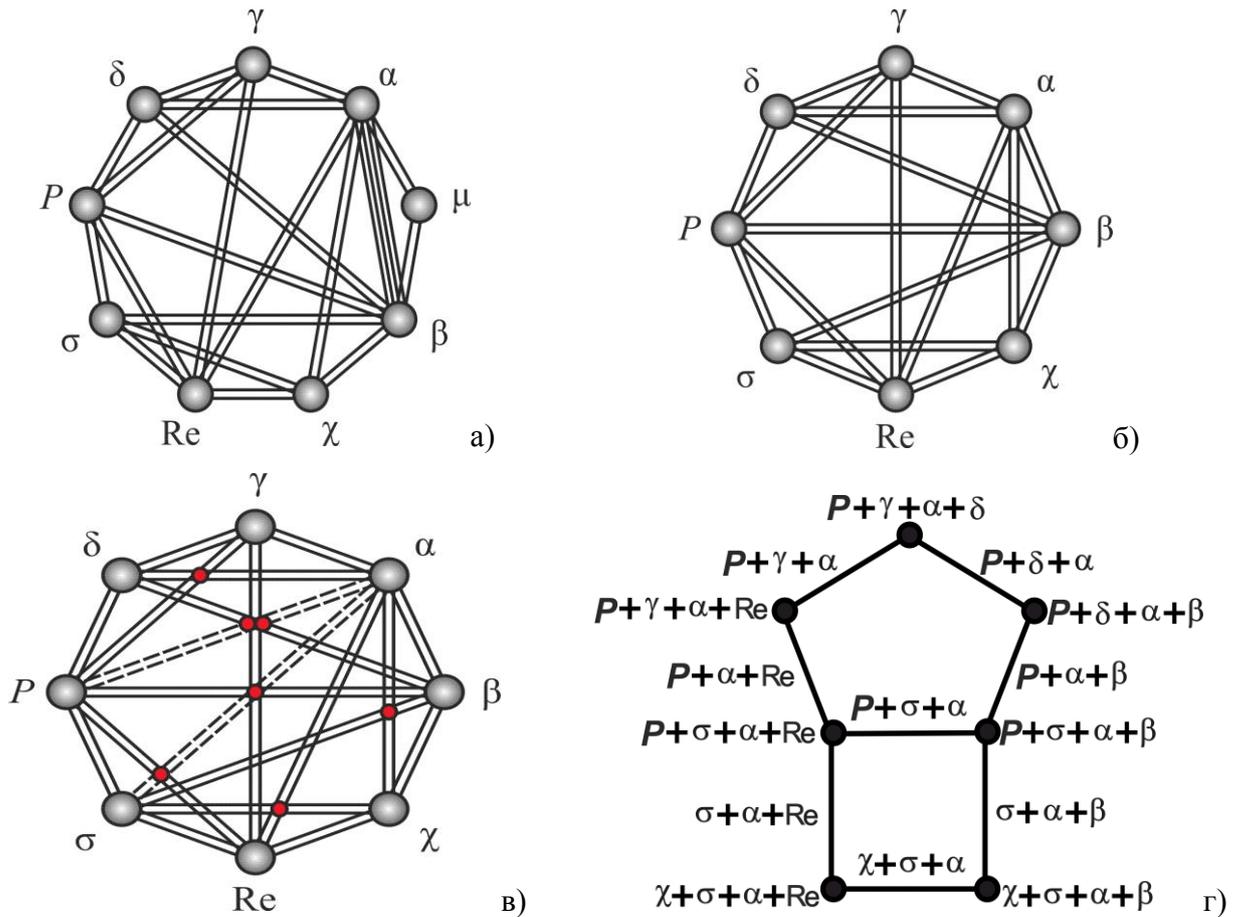


Рисунок 3.16. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Nb-Mo при 1375 К: а) суммарный граф; б) остаточный граф; в) остаточный граф с отмеченными непроецирующимися двухфазными равновесиями $\alpha+\sigma$ и $\alpha+P$; г) граф взаимосвязи четырёхфазных равновесий.

Таблица 3.5. Концентрация элементов в сплавах и фазах, фазовый состав сплавов системы Ni-Re-Nb-Mo при 1375 К

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %				Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
	Ni	Re	Nb	Mo			
1.	в сплаве	61,3	13,3	11,5	13,9		
	в фазах	76,8	5,7	6,6	10,9	γ	Cu $a = 0,366$ (2)
		74,3	1,9	14,9	8,9	α	TiAl ₃ $a = 0,359$ (1) $c = 0,759$ (2)
	30,8	40,2	1,2	27,8	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀ $a = 1,6933$ (6) $b = 0,4766$ (1) $c = 0,934$ (2)	

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	Nb	Mo			
2.	в сплаве	48,4	4,4	8,7	38,5			
	в фазах	70,8	0,0	17,2	12,0	α	TiAl ₃	$a = 0,361$ (1) $c = 0,738$ (2)
		41,3	6,4	1,6	50,7	δ	MoNi	$a = 0,880$ (2) $c = 0,9132$ (7)
		31,9	9,7	0,3	58,1	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	$a = 1,6973$ (2) $b = 0,4665$ (1) $c = 0,8871$ (1)
3.	в сплаве	39,8	33,1	13,6	13,5			
	в фазах	20,2	38,3	8,8	32,7	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 0,954$ (2) $c = 0,502$ (1)
		73,8	0,8	19,4	6,0	α	TiAl ₃	$a = 0,368$ (1) $c = 0,764$ (4)
		8,8	58,3	13,2	19,7	χ	α -Mn	$a = 0,948$ (2)
4.	в сплаве	42,7	37,2	10,9	9,2			
	в фазах	71,3	3,6	19,1	6,0	α	TiAl ₃	$a = 0,3633$ (2) $c = 0,6687$ (4)
		33,3	44,9	4,1	17,7	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	$a = 1,7021$ (4) $b = 0,4620$ (1) $c = 0,9299$ (2)
		25,9	52,0	2,5	19,6	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 0,9526$ (4) $c = 0,5156$ (2)
		17,9	73,0	2,4	6,7	Re	Mg	$a = 0,2707$ (1) $c = 0,4471$ (2)
5.	в сплаве	40,4	11,5	7,3	40,8			
	в фазах	70,3	0,0	20,2	9,5	α	TiAl ₃	$a = 0,3624$ (2) $c = 0,7401$ (5)
		2,6	8,5	49,2	39,7	β	W	$a = 0,3216$ (4)
		30,4	15,5	1,2	52,9	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	$a = 1,647$ (2) $b = 0,4814$ (4) $c = 0,907$ (1)
6.	в сплаве	35,4	20,5	27,4	16,7			
	в фазах	70,3	0,3	28,8	0,6	α	TiAl ₃	$a = 0,378$ (2) $c = 0,763$ (6)
		4,1	26,5	26,8	42,6	β	W	$a = 0,317$ (2)
		14,9	36,0	22,5	26,6	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 0,974$ (1) $c = 0,504$ (8)

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	Nb	Mo			
7.	в сплаве	34,1	43,1	6,1	16,7			
	в фазах	74,0	2,0	18,6	5,4	α	TiAl ₃	$a = 0,3638$ (5) $c = 0,7406$ (9)
		26,2	50,2	3,1	20,5	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 0,9589$ (4) $c = 0,4974$ (2)
		32,5	42,9	5,8	18,8	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	$a = 1,7247$ (6) $b = 0,4635$ (2) $c = 0,9050$ (4)
8.	в сплаве	30,2	40,0	20,1	9,7			
	в фазах	18,2	41,7	8,9	31,2	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 0,9589$ (2) $c = 0,5027$ (1)
		69,4	1,2	24,5	4,9	α	TiAl ₃	$a = 0,3620$ (5) $c = 0,7411$ (9)
		6,7	65,5	14,9	12,9	χ	α -Mn	$a = 0,9630$ (5)
9.	в сплаве	29,6	64,1	7,2	9,1			
	в фазах	20,3	75,5	0,4	3,8	Re	Mg	$a = 0,2776$ (9) $c = 0,444$ (1)
		4,9	73,2	9,3	12,6	χ	α -Mn	$a = 0,9578$ (9)
		28,0	51,5	2,2	18,3	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 0,9634$ (7) $c = 0,4988$ (4)
		71,3	2,5	20,1	6,1	α	TiAl ₃	$a = 0,3644$ (3) $c = 0,7425$ (7)
10.	в сплаве	31,1	47,6	11,1	10,2			
	в фазах	74,6	1,4	18,5	5,5	α	TiAl ₃	
		14,7	74,1	3,9	7,3	Re	Mg	
		35,0	46,7	1,8	16,5	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	
11.	в сплаве	36,0	6,2	9,0	48,8			
	в фазах	73,7	0	15,9	10,4	α	TiAl ₃	
		38,6	7,2	0,9	53,3	δ	MoNi	
		5,6	10,6	4,3	79,5	β	W	

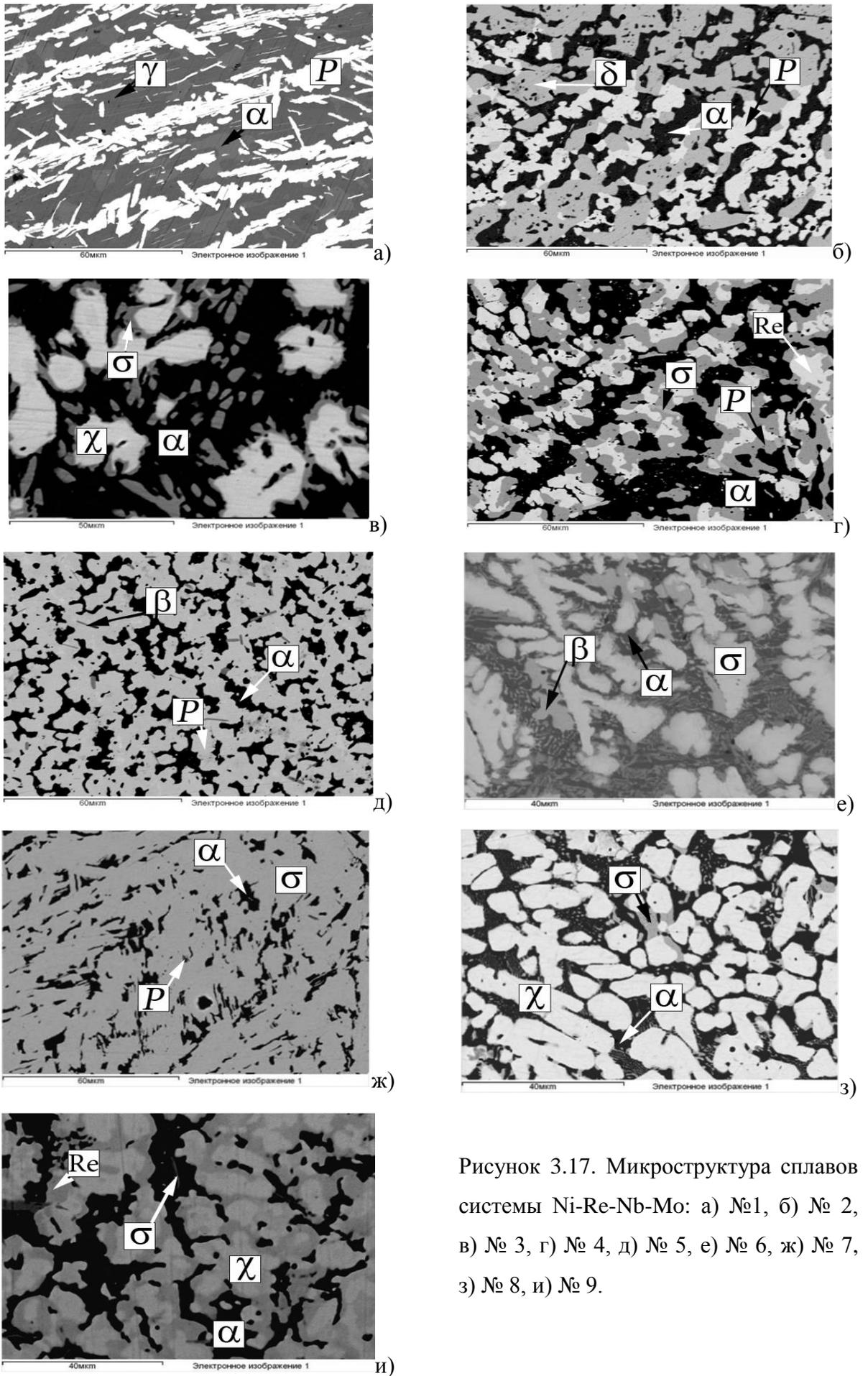


Рисунок 3.17. Микроструктура сплавов системы Ni-Re-Nb-Mo: а) №1, б) № 2, в) № 3, г) № 4, д) № 5, е) № 6, ж) № 7, з) № 8, и) № 9.

6. Система Ni-Re-Nb-W

Основываясь на данных о строении тройных изотерм (рисунки 1.15, 1.22, 1.27, 1.31), суммарный граф изотермы системы Ni-Re-Nb-W при 1375 К содержит семь фаз (рисунок 3.18 а).

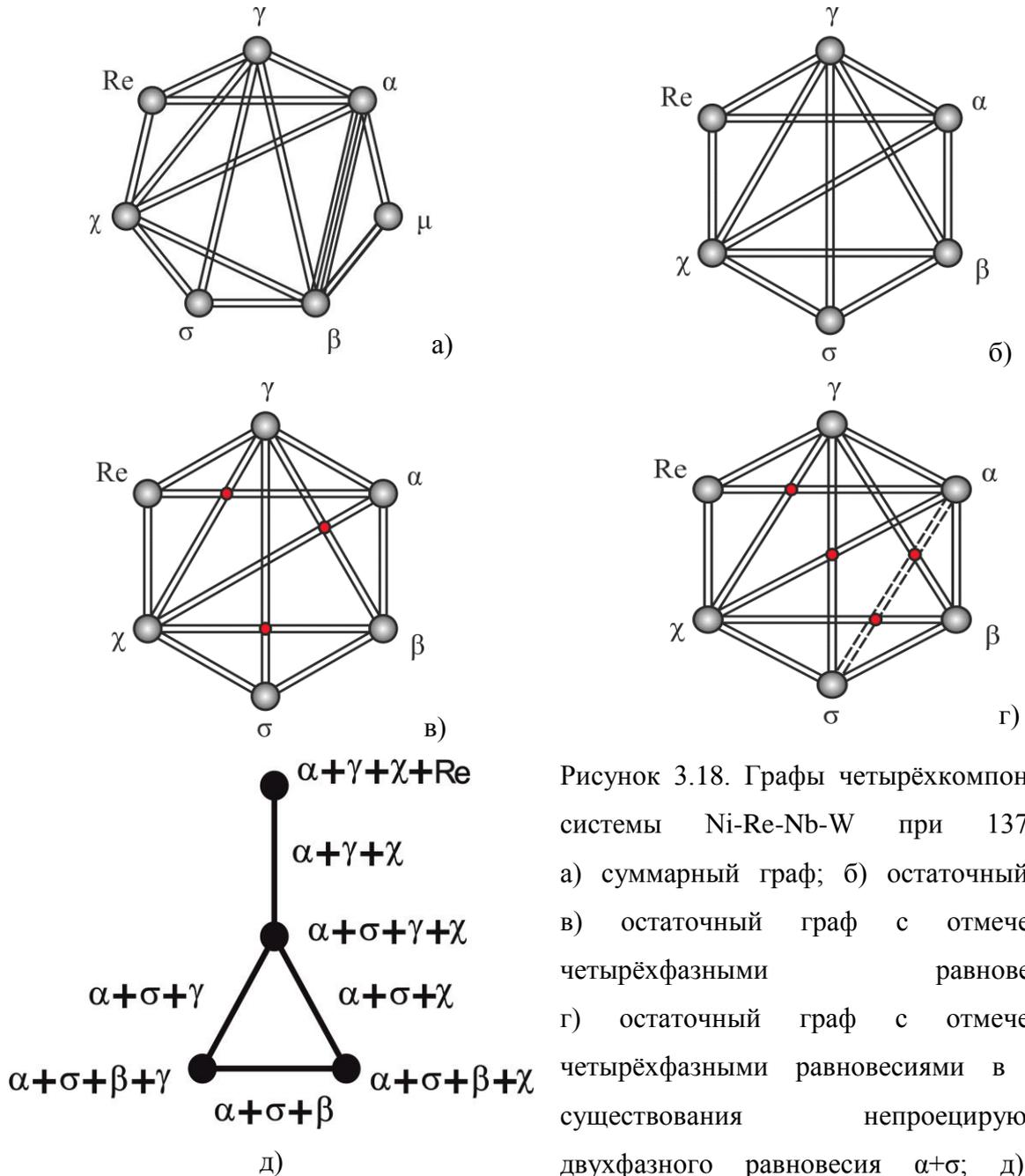


Рисунок 3.18. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Nb-W при 1375 К: а) суммарный граф; б) остаточный граф; в) остаточный граф с отмеченными четырёхфазными равновесиями; г) остаточный граф с отмеченными четырёхфазными равновесиями в случае существования непроецирующегося двухфазного равновесия $\alpha+\sigma$; д) граф взаимосвязи четырёхфазных равновесий.

Трёхфазные равновесия $\mu+\beta+\alpha$ систем Ni-Re-Nb и Ni-Nb-W рекомбинируют в четверной системе с образованием единой области трёхфазного равновесия, поэтому остаточный граф содержит шесть фаз (рисунок 3.18 б). Граф разлагается в предположении существования только непроецирующихся трёхфазных равновесий на 3 четырёхфазные равновесия $\alpha+\text{Re}+\chi+\gamma$, $\sigma+\chi+\beta+\gamma$ и $\alpha+\beta+\gamma+\chi$ (рисунок 3.18 в). Однако эти равновесия

нуждаются в экспериментальной проверке. Кроме того, необходимо проверить существование взаимоисключающих равновесий $Re+\beta$ и $\alpha+\sigma$. Наличие равновесия $\alpha+\sigma$ предопределил разложение графа системы Ni-Re-Nb-W на четыре четырёхфазных равновесия $\alpha+Re+\chi+\gamma$, $\alpha+\sigma+\chi+\gamma$, $\alpha+\sigma+\chi+\beta$ и $\alpha+\sigma+\beta+\gamma$ (рисунок 3.18 г).

Исследование сплавов № 1 и № 2 системы Ni-Re-Nb-W показало существование равновесия $\alpha+\sigma$ (таблица 3.6, рисунок 3.19). Вследствие этого в данной системе при 1375 К существуют четыре четырёхфазные равновесия, представленные на рисунке 3.18 г, 3.18 д.

Таблица 3.6. Концентрация элементов в сплавах и фазах, фазовый состав сплавов системы Ni-Re-Nb-W при 1375 К.

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	Nb	W			
1.	в сплаве	33,9	29,8	22,4	13,9			
	в фазах	71,3	0,0	27,6	1,1	α	TiAl ₃	$a = 3,387$ (2) $c = 7,404$ (6)
		9,2	54,4	16,7	19,7	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,501$ (3) $c = 4,996$ (2)
2.	в сплаве	44,8	20,0	12,9	20,3			
	в фазах	27,3	40,5	0,0	32,2	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	
		70,7	1,6	21,8	5,9	α	TiAl ₃	
3.	в сплаве	30,0	41,6	15,8	12,6			
	в фазах	8,6	64,5	10,3	16,6	χ	α -Mn	
		70,6	1,6	21,2	6,6	α	TiAl ₃	
4.	в сплаве	44,6	20,3	27,5	7,6			
	в фазах	5,5	58,1	18,7	17,7	χ	α -Mn	
		70,6	0,3	28,8	0,3	α	TiAl ₃	
5.	в сплаве	40,3	35,5	12,1	12,1			
	в фазах	8,9	64,5	9,3	17,3	χ	α -Mn	
		78,5	0,0	15,6	5,9	α	TiAl ₃	
6.	в сплаве	20,3	22,6	37,1	20,0			
	в фазах	0,0	33,7	31,4	34,9	β	W	
		70,9	0,0	29,1	0,0	α	TiAl ₃	
		42,5	14,9	40,8	1,8	μ	W ₆ Fe ₇	

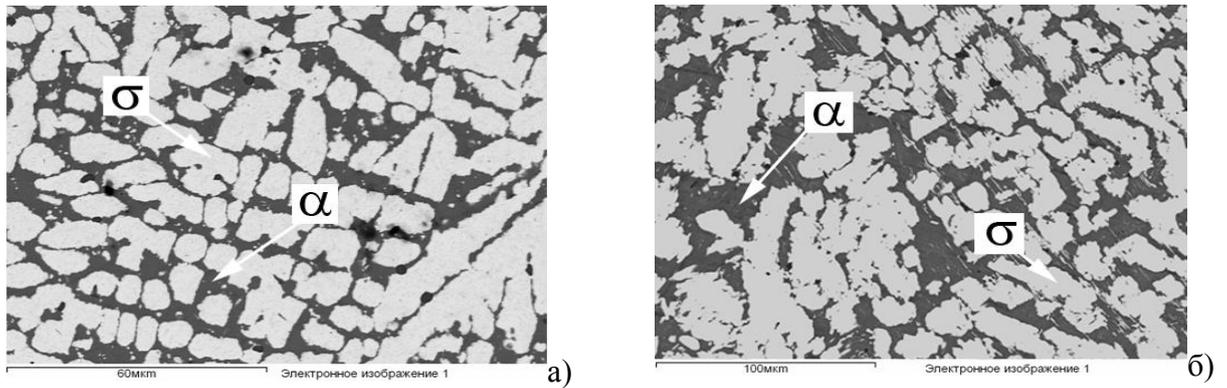


Рисунок 3.19. Микроструктура сплавов системы Ni-Re-Nb-W: а) № 1, б) № 2.

7. Система Ni-Re-Ta-Cr

В системе Ni-Re-Ta-Cr при 1375 К твёрдые растворы на основе тантала и хрома не имеют общей области гомогенности в тройных системах, поэтому при анализе они рассматриваются как две различные фазы. В результате суммарный граф, построенный по данным о строении изотерм тройных систем при 1375 К (1.15, 1.23, 1.28, 1.29), содержит 11 вершин (рисунок 3.20 а).

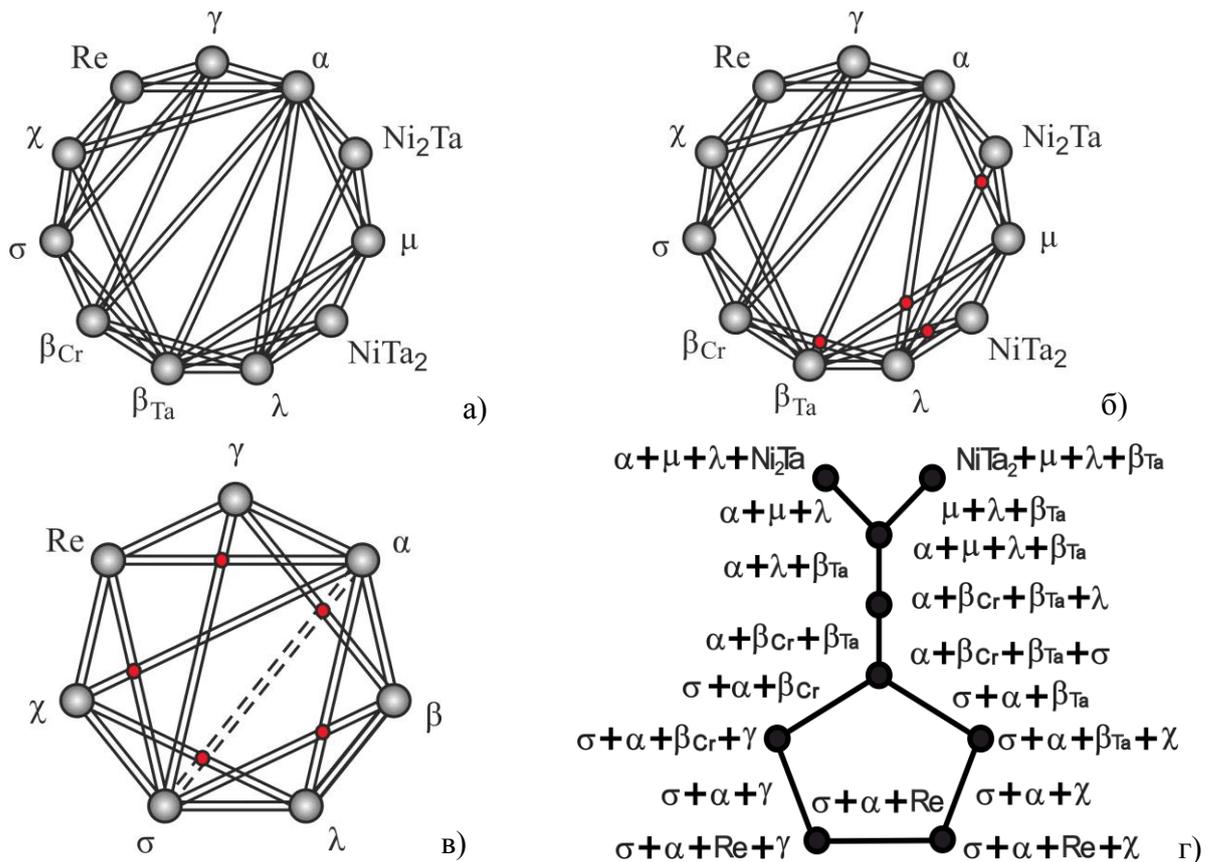


Рисунок 3.20. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Ta-Cr при 1375 К: а) суммарный граф; б) остаточный граф с отмеченными равновесиями $\alpha+\mu+\lambda+\beta_{Ta}$, $NiTa_2+\mu+\lambda+\beta_{Ta}$, $\alpha+\mu+\lambda+Ni_2Ta$, $\alpha+\beta_{Cr}+\beta_{Ta}+\lambda$; в) остаточный подграф с нанесённым непроецирующимся двухфазным равновесием $\alpha+\sigma$; г) граф взаимосвязи четырёхфазных равновесий.

Суммарный граф не содержит рекомбинирующих равновесий, поэтому одновременно является и остаточным графом. В предположении о существовании непроецирующихся трёхфазных равновесий в остаточном графе удаётся выделить цепочку четырёхфазных равновесий $\alpha+\mu+\lambda+\beta_{Ta}$, $NiTa_2+\mu+\lambda+\beta_{Ta}$, $\alpha+\mu+\lambda+Ni_2Ta$ и $\alpha+\beta_{Cr}+\beta_{Ta}+\lambda$ (рисунок 3.20 б). Доказательством существования этих равновесий является либо отсутствие непроецирующихся двухфазных равновесий с участием фаз Ni_2Ta , μ , $NiTa_2$, λ , β_{Ta} , либо экспериментальное обнаружение непроецирующихся трёхфазных равновесий $\alpha+\mu+\lambda$, $\lambda+\mu+\beta_{Ta}$, $\alpha+\lambda+\beta_{Ta}$. В оставшемся подграфе необходима проверка всех непроецирующихся двухфазных равновесий (рисунок 3.20 в).

В ходе экспериментальной проверки установлено существование непроецирующихся трёхфазных равновесий $\alpha+\mu+\lambda$, $\lambda+\mu+\beta_{Ta}$, $\alpha+\lambda+\beta_{Ta}$, а также единственного непроецирующегося двухфазного равновесия $\sigma+\alpha$ (таблица 3.7, рисунок 3.21). Существование этого равновесия позволяет разложить остаточный подграф на пять графов четырёхфазных равновесий $\alpha+\beta_{Cr}+\beta_{Ta}+\sigma$, $\sigma+\alpha+\beta_{Cr}+\gamma$, $\sigma+\alpha+\beta_{Ta}+\chi$, $\sigma+\alpha+Re+\chi$ и $\sigma+\alpha+Re+\gamma$ (рисунок 3.20 в). Таким образом, в системе Ni-Re-Ta-Cr при 1375 К существуют девять четырёхфазных равновесий (рисунок 3.20 г).

Таблица 3.7. Концентрация элементов в сплавах и фазах, фазовый состав сплавов системы Ni-Re-Ta-Cr при 1375 К

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	Ta	Cr			
1.	в сплаве	24,8	48,0	15,4	11,8			
	в фазах	75,0	0	23,7	1,3	α	TiAl ₃	$a = 3,564$ (5), $c = 7,606$ (2)
		8,2	60,3	11,6	19,9	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,187$ (2), $c = 4,843$ (3)
		6,7	67,9	16,9	8,5	χ	α -Mn	$a = 9,547$ (4)
2.	в сплаве	41,9	35,3	8,8	14,0			
	в фазах	73,4	0,0	23,1	3,5	α	TiAl ₃	$a = 3,625$ (1), $c = 7,428$ (3)
		17,1	57,3	0,0	25,6	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,332$ (1), $c = 4,851$ (1)
		4,8	77,1	6,8	11,3	Re	Mg	$a = 2,765$ (4), $c = 4,450$ (7)
		72,2	6,8	5,2	15,8	γ	Cu	$a = 3,545$ (2)

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	Ta	Cr			
3.	в сплаве	20,9	38,2	17,4	23,5			
	в фазах	7,8	51,7	17,8	22,7	σ	$\text{Cr}_{0,49}\text{Fe}_{0,51}$	$a = 9,1994 (3),$ $c = 4,797 (1)$
		72,0	0,0	27,1	0,9	α	TiAl_3	$a = 3,6393 (8),$ $c = 7,383 (2)$
		4,4	24,3	0,0	71,3	β_{Cr}	W	$a = 3,181 (1)$
4.	в сплаве	22,6	24,0	37,0	16,4			
	в фазах	73,6	0,0	26,4	0,0	α	TiAl_3	
		16,0	11,2	51,2	21,6	μ	W_6Fe_7	
		17,4	14,9	32,5	35,2	λ	$\text{MgCu}_2, \text{MgZn}_2$	
4,0		45,9	44,9	5,2	β_{Ta}	W		
5.	в сплаве	23,5	37,1	22,9	16,5			
	в фазах	7,4	48,4	15,6	28,6	σ	$\text{Cr}_{0,49}\text{Fe}_{0,51}$	
		73,1	0,0	25,3	1,6	α	TiAl_3	
		2,3	48,7	46,5	2,5	β_{Ta}	W	
6.	в сплаве	14,3	63,2	5,1	17,4			
	в фазах	0,9	0	65,2	33,9	λ	$\text{MgCu}_2, \text{MgZn}_2$	
		10,4	18,3	3,9	67,4	β_{Cr}	W	
		11,8	16,1	49,8	22,3	β_{Ta}	W	
7.	в сплаве	34,2	47,9	5,8	12,1			
	в фазах	72,4	7,1	5,5	15,0	γ	Cu	
		9,1	78,2	6,2	6,5	Re	Mg	
		16,6	57,3	0,0	26,1	σ	$\text{Cr}_{0,49}\text{Fe}_{0,51}$	
8.	в сплаве	24,3	24,4	44,3	7,0			
	в фазах	41,3	0,0	46,8	11,9	μ	W_6Fe_7	
		38,2	1,0	39,0	21,8	λ	$\text{MgCu}_2, \text{MgZn}_2$	
		3,0	43,9	48,5	4,6	β_{Ta}	W	
9.	в сплаве	21,7	35,6	10,9	31,8			
	в фазах	72,3	0,0	27,2	0,5	α	TiAl_3	
		5,1	55,6	13,3	26,0	σ	$\text{Cr}_{0,49}\text{Fe}_{0,51}$	

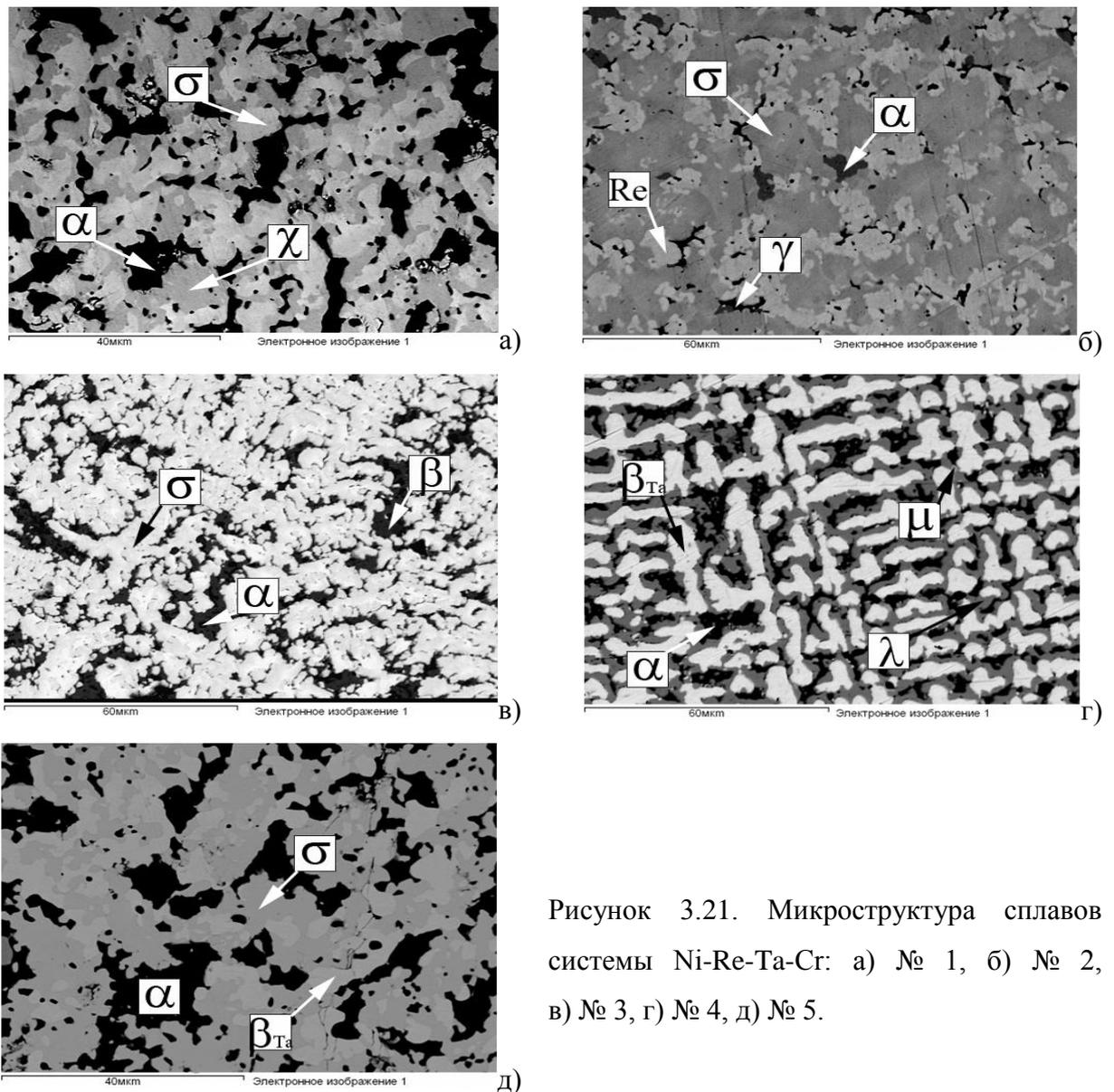


Рисунок 3.21. Микроструктура сплавов системы Ni-Re-Ta-Cr: а) № 1, б) № 2, в) № 3, г) № 4, д) № 5.

8. Система Ni-Re-Ta-Mo

Из данных о строении изотерм тройных систем (рисунки 1.15, 1.24, 1.28, 1.30) следует, что суммарный граф изотермы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Ta-Mo при 1375 К содержит 11 вершин. Суммарный граф, представленный на рисунке 3.22 а, включает подграф рекомбинирующего трёхфазного равновесия $NiTa_2+\mu+\beta$ и подграф четырёхфазного равновесия $Ni_2Ta+\alpha+\mu+\beta$ (рисунок 3.22 б).

При исключении подграфов этих равновесий из суммарного графа получим остаточный граф, который изоморфен остаточному графу системы Ni-Re-Nb-Mo и содержит такие же восемь фаз, образующих одинаковые равновесия (рисунок 3.16 б). Следовательно, в первую очередь необходимо проверять те двухфазные равновесия, которые реализуются в четырёхкомпонентной системе Ni-Re-Nb-Mo, но отсутствуют на изотермических сечениях ограняющих её трёхкомпонентных систем. Если подставить эти

равновесия ($\alpha+P$ и $\alpha+\sigma$) в остаточный граф системы Ni-Re-Ta-Mo (рисунок 3.22 в), то его можно разложить на семь графов четырёхфазных равновесий.

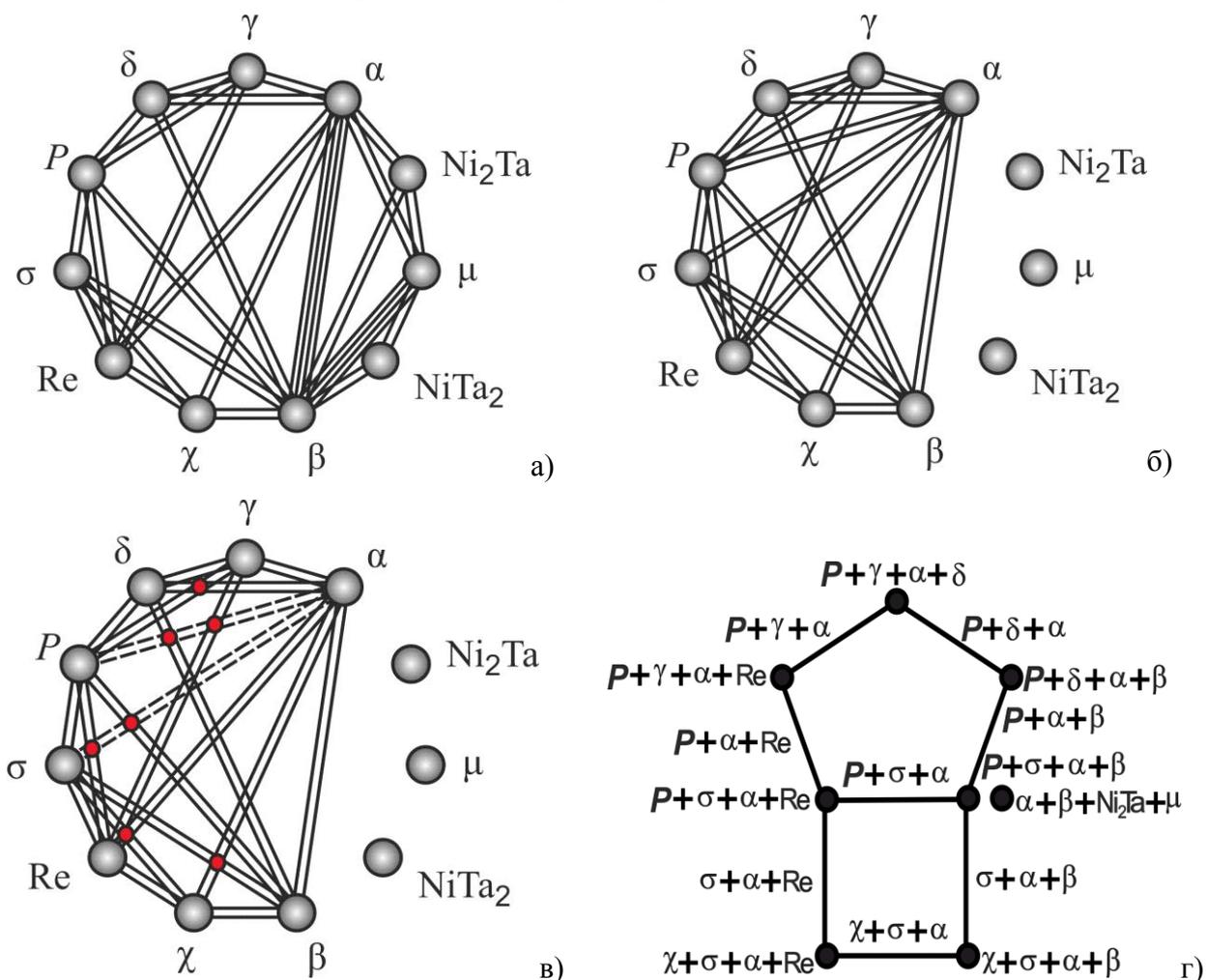


Рисунок 3.22. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Ta-Mo при 1375 К: а) суммарный граф; б) остаточный граф; в) остаточный подграф с нанесёнными непроецирующимися двухфазными равновесиями $\alpha+P$ и $\alpha+\sigma$; г) граф взаимосвязи четырёхфазных равновесий.

Экспериментальное исследование сплавов системы Ni-Re-Ta-Mo (таблица 3.8, рисунок 3.23) показало, что, как и в случае системы Ni-Re-Nb-Mo, в данной системе при 1375 К образуются такие же непроецирующиеся двухфазные равновесия $\alpha+P$ и $\alpha+\sigma$; при этом в четырёхкомпонентной системе Ni-Re-Ta-Mo существуют те же четырёхфазные равновесия, располагающихся кольцами вокруг введённых в граф двухфазных равновесий (рисунок 3.22 г). Кроме того, в этой системе установлено существование четырёхфазного равновесия $Ni_2Ta+\alpha+\mu+\beta$, не входящего в общий блок четырёхфазных равновесий (рисунок 3.22 а, г).

Таблица 3.8. Концентрация элементов в сплавах и фазах, фазовый состав сплавов системы Ni-Re-Ta-Mo при 1375 К

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	Ta	Mo			
1.	в сплаве	42,7	11,2	6,1	40,0			
	в фазах	71,0	0,4	14,7	13,9	α	TiAl ₃	$a = 3,632$ (3), $c = 7,447$ (5)
		31,9	15,8	0,5	51,8	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	$a = 17,043$ (6), $b = 4,627$ (2), $c = 9,113$ (3)
		21,3	24,3	4,0	50,4	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,173$ (3), $c = 4,853$ (2)
2.	в сплаве	50,3	4,3	6,4	39,0			
	в фазах	71,3	0,0	12,6	16,1	α	TiAl ₃	
		33,0	7,8	0,0	59,2	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	
		49,0	3,3	4,7	43,0	δ	MoNi	
3.	в сплаве	43,1	7,6	7,4	41,9			
	в фазах	72,4	0,0	15,6	12,0	α	TiAl ₃	$a = 3,636$ (4), $c = 7,534$ (1)
		31,4	12,1	0,8	55,7	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	$a = 17,286$ (5), $b = 4,594$ (2), $c = 9,132$ (4)
		5,4	12,6	4,2	77,8	β	W	$a = 3,1404$ (6)
4.	в сплаве							
	в фазах	72,9	0,0	14,4	12,7	α	TiAl ₃	$a = 3,6598$ (7), $c = 7,448$ (4)
		31,3	8,4	0,0	60,3	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	$a = 17,052$ (5), $b = 4,620$ (1), $c = 9,109$ (2)
		7,4	10,8	3,2	78,6	β	W	$a = 3,140$ (4)

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	Ta	Mo			
5.	в сплаве	55,7	24,0	10,1	10,2			
	в фазах	73,9	0,9	17,6	7,6	α	TiAl ₃	$a = 3,686 (2),$ $c = 7,555 (5)$
		35,3	45,1	0,0	19,6	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	$a = 17,056 (3),$ $b = 4,734 (2),$ $c = 9,064 (3)$
		9,9	69,9	8,4	11,8	Re	Mg	$a = 2,718 (7),$ $c = 4,427 (9)$
		78,7	6,3	7,5	7,5	γ	Cu	$a = 3,651 (4)$
6.	в сплаве	36,6	27,3	15,9	20,2			
	в фазах	71,4	1,7	21,7	5,2	α	TiAl ₃	$a = 3,643 (2),$ $c = 7,476 (9)$
		17,1	45,7	1,0	36,2	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,217 (2),$ $c = 4,800 (2)$
		5,3	0,0	94,1	0,6	β	W	$a = 3,181 (3)$
		8,0	68,4	7,7	15,9	χ	α -Mn	$a = 9,534 (5)$
7.	в сплаве	32,3	48,7	2,3	16,7			
	в фазах	74,3	1,7	17,7	6,3	α	TiAl ₃	$a = 3,633 (7),$ $c = 7,467 (1)$
		38,7	42,1	0,0	19,2	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	$a = 17,250 (5),$ $b = 4,652 (1),$ $c = 9,146 (3)$
		25,7	54,3	0,0	20,0	σ	Cr _{0,49} Fe _{0,51}	$a = 9,212 (2),$ $c = 4,861 (2)$
		25,0	70,2	0,0	4,8	Re	Mg	$a = 2,707 (2),$ $c = 4,474(3)$
8.	в сплаве	44,2	36,2	4,4	15,2			
	в фазах	35,8	45,8	0,6	17,8	P	Cr ₉ Mo ₂₁ Ni ₂₀	
		74,3	0,3	18,4	7,2	α	TiAl ₃	
9.	в сплаве	59,3	5,8	25,7	9,2			
	в фазах	10,2	64,7	9,8	15,3	χ	α -Mn	
		72,3	0,0	26,6	1,1	α	TiAl ₃	

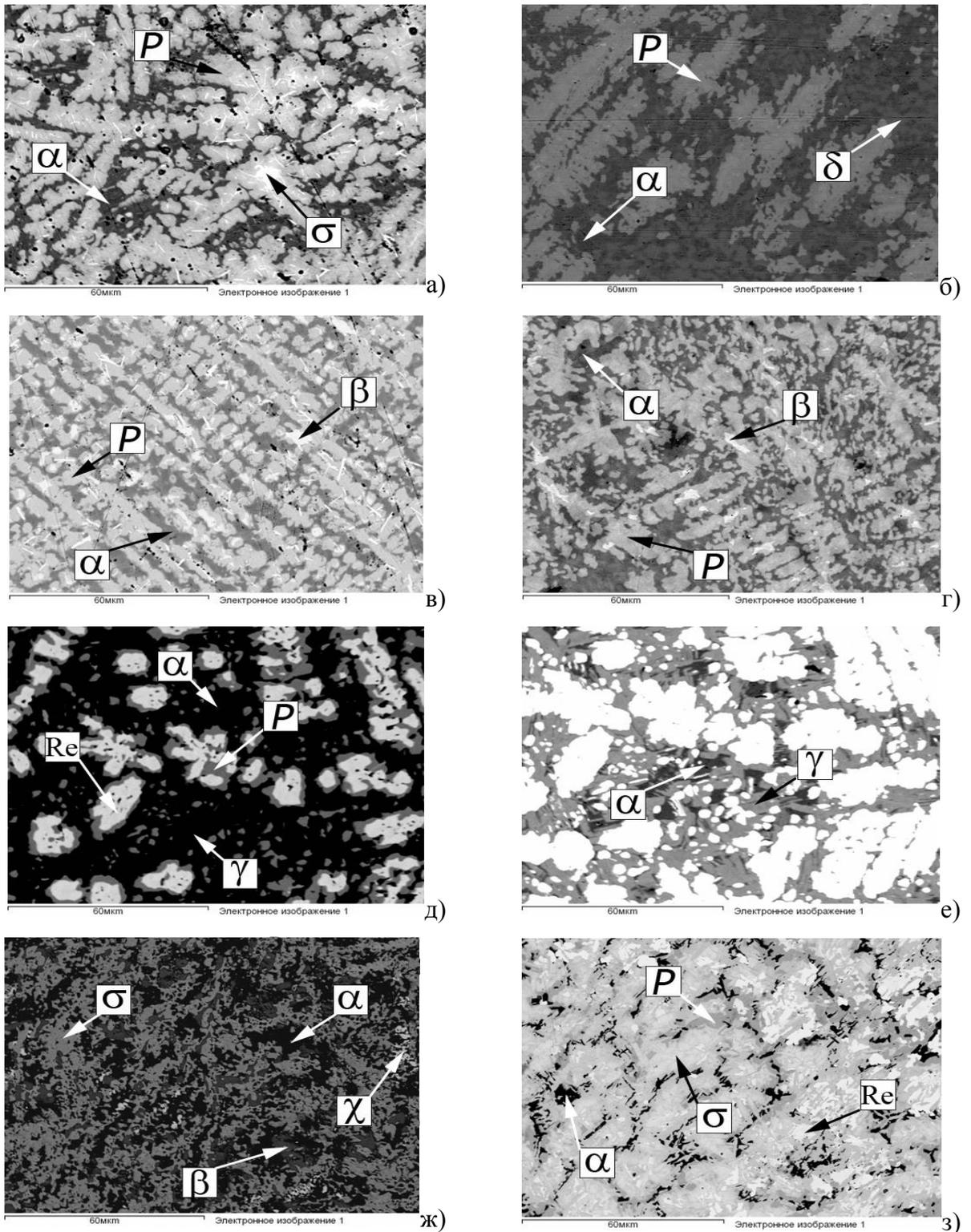


Рисунок 3.23. Микроструктура сплавов системы Ni-Re-Ta-Mo: а) № 1, б) № 2, в) № 3, г) № 4, д) № 5 (контраст 1), е) № 5 (контраст 2), ж) № 6, з) № 7.

9. Система Ni-Re-Ta-W

Из строения изотерм трёхкомпонентных систем (рисунки 1.15, 1.25, 1.28, 1.31) следует, что в системе Ni-Re-Ta-W при 1375 К существует девять фаз. Суммарный граф данной системы (рисунок 3.24 а) содержит одно трёхфазное рекомбинирующее

равновесие $NiTa_2+\mu+\beta$. Кроме этого, из суммарного графа можно выделить четырёхфазное равновесие $\alpha+\beta+\mu+Ni_2Ta$, которое не входит в общий блок четырёхфазных равновесий (рисунок 3.24 д).

Остаточный граф содержит шесть фаз (рисунок 3.24 б) и является изоморфным остаточному графу системы Ni-Re-Nb-W (рисунок 3.18 б). Как и в случае графа системы Ni-Re-Nb-W, он может представлять собой либо блок из трёх четырёхфазных равновесий $\alpha+\gamma+\chi+Re$, $\alpha+\gamma+\chi+\beta$, $\sigma+\gamma+\chi+\beta$, если непроецирующиеся двухфазные равновесия отсутствуют (рисунок 3.24 в), либо блок из 4 четырёхфазных равновесий $\alpha+\sigma+\beta+\chi$, $\alpha+\sigma+\beta+\gamma$, $\alpha+\sigma+\gamma+\chi$, $\alpha+\gamma+\chi+Re$ при существовании равновесия $\alpha+\sigma$ (рисунок 3.24 г).

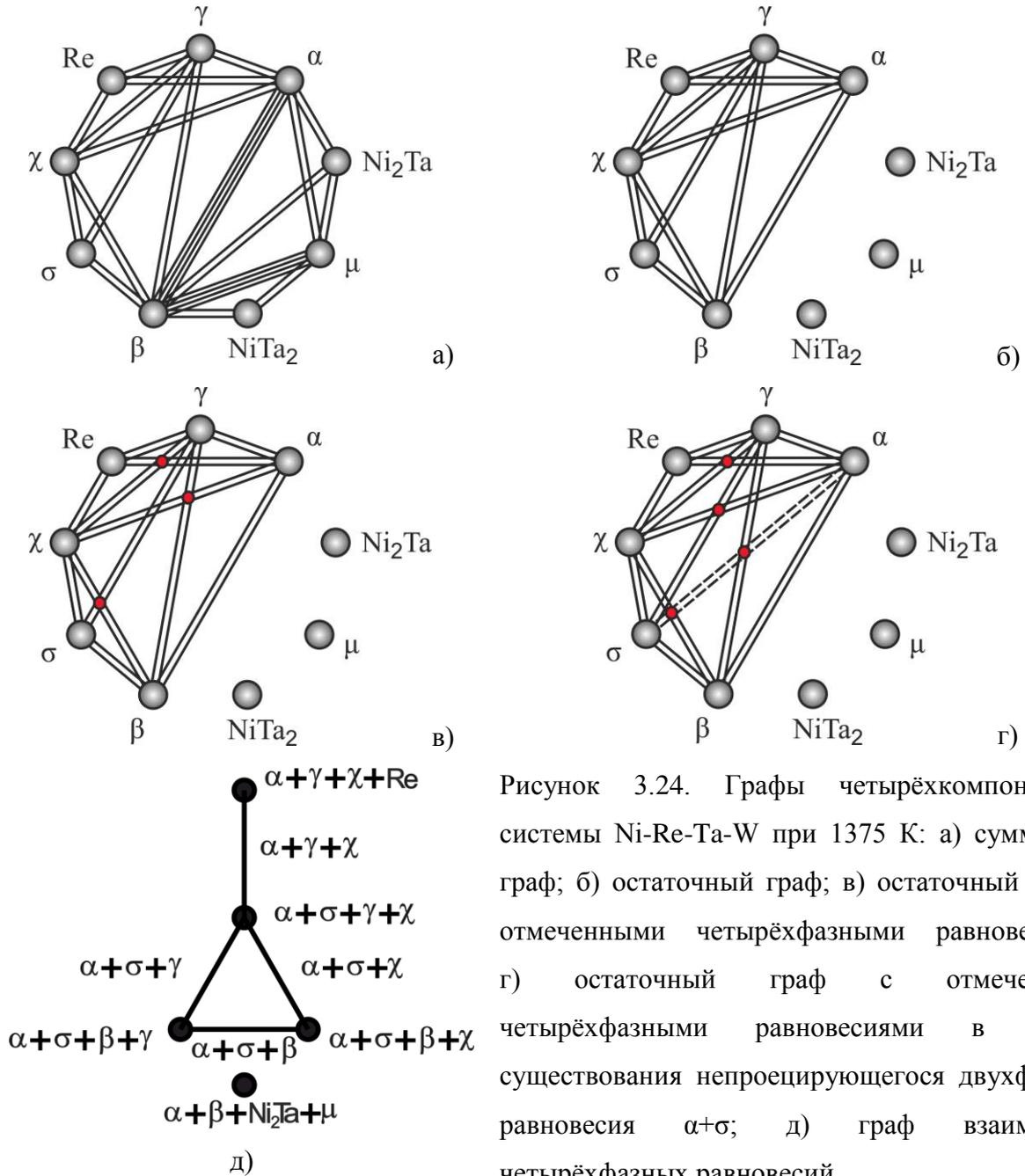


Рисунок 3.24. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Ta-W при 1375 К: а) суммарный граф; б) остаточный граф; в) остаточный граф с отмеченными четырёхфазными равновесиями; г) остаточный граф с отмеченными четырёхфазными равновесиями в случае существования непроецирующегося двухфазного равновесия $\alpha+\sigma$; д) граф взаимосвязи четырёхфазных равновесий.

Сплав № 1 системы Ni-Re-Ta-W содержит четырёхфазное равновесие $\alpha+\sigma+\gamma+\chi$ (таблица 3.9, рисунок 3.25). Существование данного четырёхфазного равновесия доказывает вариант разложения, представленный на рисунке 3.24 г. Таким образом, в системе Ni-Re-Ta-W при 1375 К реализуются пять четырёхфазных равновесий $\alpha+\beta+\mu+\text{Ni}_2\text{Ta}$, $\alpha+\sigma+\beta+\chi$, $\alpha+\sigma+\beta+\gamma$, $\alpha+\sigma+\gamma+\chi$ и $\alpha+\gamma+\chi+\text{Re}$ (рисунок 3.24 д).

Таблица 3.9. Концентрация элементов в сплавах и фазах, фазовый состав сплавов системы Ni-Re-Ta-W при 1375 К.

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	Структурный тип	Параметры ячейки, нм
		Ni	Re	Ta	W			
1.	в сплаве	44,1	35,3	7,1	13,5			
	в фазах	8,2	75,2	4,4	12,2	χ	$\alpha\text{-Mn}$	$a = 9,519 (2)$
		29,0	53,4	1,4	16,2	σ	$\text{Cr}_{0,49}\text{Fe}_{0,51}$	$a = 9,475 (8)$ $c = 5,037 (6)$
		73,0	0,0	20,2	6,8	α	TiAl_3	$a = 3,407 (1)$ $c = 7,394 (3)$
		66,7	9,0	19,1	5,2	γ	Cu	$a = 3,649 (2)$
2.	в сплаве	44,1	37,1	11,0	7,8			
	в фазах	11,8	70,3	7,3	10,6	Re	Mg	
		74,3	0,0	21,0	4,7	α	TiAl_3	
		81,0	3,7	10,3	5,0	γ	Cu	
3.	в сплаве	37,6	23,5	15,8	23,1			
	в фазах	11,1	44,8	4,4	39,7	σ	$\text{Cr}_{0,49}\text{Fe}_{0,51}$	
		71,2	0,0	26,0	2,8	α	TiAl_3	

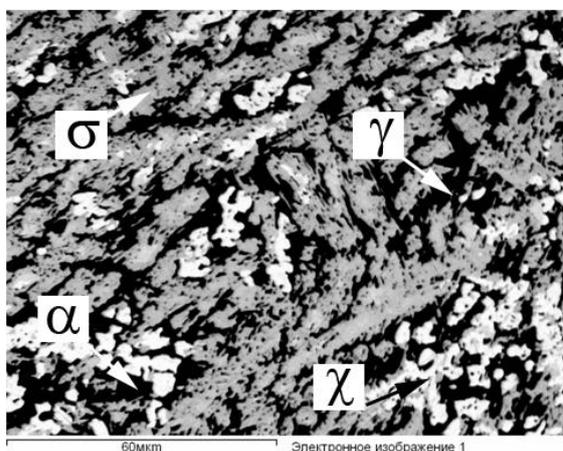


Рисунок 3.25. Микроструктура сплава № 1 системы Ni-Re-Ta-W.

Результаты исследования девяти четырёхкомпонентных систем Ni-Re-Me₁-Me₂, где Me₁, Me₂ – переходные металлы V-VI групп, представлены в таблице 3.10.

Таблица 3.10. Фазовые равновесия в четырёхкомпонентных системах никеля, рения и переходных металлов V-VI групп, содержащих фазу α -Ni₃(Nb,Ta).

№ п/п	Система	Трёхфазные равновесия непроецирующиеся	Четырёхфазные равновесия	Фазы находящиеся в равновесие с γ -фазой
1.	Ni-Re-V-Nb	$\beta+\lambda+\gamma$, $\alpha+\beta+\lambda$, $\alpha+\beta+\gamma$, $\alpha+\sigma'+\beta$, $\sigma'+\beta+\chi$, $\sigma'+\text{Re}+\chi$, $\alpha+\sigma'+\text{Re}$, $\alpha+\sigma'+\gamma$, $\alpha+\sigma'+\chi$	$\sigma+\beta+\lambda+\gamma$, $\alpha+\beta+\lambda+\mu$, $\alpha+\beta+\lambda+\gamma$, $\alpha+\sigma'+\beta+\gamma$, $\alpha+\sigma'+\beta+\chi$, $\sigma'+\text{Re}+\beta+\chi$, $\alpha+\sigma'+\text{Re}+\chi$, $\alpha+\sigma'+\text{Re}+\gamma$.	α , β , σ , σ' , λ , Re
2.	Ni-Re-V-Ta	$\alpha+\beta+\lambda$, $\alpha+\beta+\sigma$, $\alpha+\beta+\gamma$, $\alpha+\sigma'+\beta$, $\sigma'+\beta+\chi$, $\sigma'+\text{Re}+\chi$, $\alpha+\sigma'+\text{Re}$, $\alpha+\sigma'+\gamma$, $\alpha+\sigma'+\chi$	$\alpha+\beta+\lambda+\mu$, $\alpha+\beta+\lambda+\sigma$, $\alpha+\sigma+\beta+\gamma$, $\alpha+\sigma'+\beta+\gamma$, $\alpha+\sigma'+\beta+\chi$, $\sigma'+\text{Re}+\beta+\chi$, $\alpha+\sigma'+\text{Re}+\chi$, $\alpha+\sigma'+\text{Re}+\gamma$	α , β , σ , σ' , Re
3.	Ni-Re-Nb-Ta	-	Не образуются	α , Re
4.	Ni-Re-Nb-Cr	$\alpha+\lambda+\beta_{\text{Nb}}$, $\alpha+\lambda+\chi$, $\alpha+\sigma+\chi$, $\alpha+\sigma+\text{Re}$, $\alpha+\sigma+\gamma$, $\alpha+\sigma+\beta_{\text{Cr}}$, $\alpha+\sigma+\lambda$	$\alpha+\mu+\lambda+\beta_{\text{Nb}}$, $\alpha+\chi+\lambda+\beta_{\text{Nb}}$, $\alpha+\sigma+\lambda+\chi$, $\alpha+\sigma+\text{Re}+\chi$, $\alpha+\sigma+\text{Re}+\gamma$, $\alpha+\sigma+\gamma+\beta_{\text{Cr}}$, $\alpha+\sigma+\lambda+\beta_{\text{Cr}}$	α , β_{Cr} , σ , Re
5.	Ni-Re-Nb-Mo	$P+\delta+\alpha$, $P+\alpha+\beta$, $\sigma+\alpha+\beta$, $\chi+\sigma+\alpha$, $\sigma+\alpha+\text{Re}$, $P+\alpha+\text{Re}$, $P+\gamma+\alpha$, $P+\sigma+\alpha$	$P+\gamma+\alpha+\delta$, $P+\delta+\alpha+\beta$, $P+\sigma+\alpha+\beta$, $\chi+\sigma+\alpha+\beta$, $\chi+\sigma+\alpha+\text{Re}$, $P+\sigma+\alpha+\text{Re}$, $P+\gamma+\alpha+\text{Re}$	α , δ , P , Re
6.	Ni-Re-Nb-W	$\alpha+\gamma+\chi$, $\alpha+\sigma+\chi$, $\alpha+\sigma+\beta$, $\alpha+\sigma+\gamma$	$\alpha+\gamma+\chi+\text{Re}$, $\alpha+\sigma+\gamma+\chi$, $\alpha+\sigma+\beta+\chi$, $\alpha+\sigma+\beta+\gamma$	α , β , σ , Re, χ
7.	Ni-Re-Ta-Cr	$\alpha+\mu+\lambda$, $\mu+\lambda+\beta_{\text{Ta}}$, $\alpha+\lambda+\beta_{\text{Ta}}$, $\alpha+\beta_{\text{Cr}}+\beta_{\text{Ta}}$, $\sigma+\alpha+\beta_{\text{Ta}}$, $\sigma+\alpha+\chi$, $\sigma+\alpha+\text{Re}$, $\sigma+\alpha+\gamma$, $\sigma+\alpha+\beta_{\text{Cr}}$	$\alpha+\mu+\lambda+\text{Ni}_2\text{Ta}$, $\text{NiTa}_2+\mu+\lambda+\beta_{\text{Ta}}$, $\alpha+\mu+\lambda+\beta_{\text{Ta}}$, $\alpha+\beta_{\text{Cr}}+\beta_{\text{Ta}}+\lambda$, $\alpha+\beta_{\text{Cr}}+\beta_{\text{Ta}}+\sigma$, $\sigma+\alpha+\beta_{\text{Ta}}+\chi$, $\sigma+\alpha+\text{Re}+\chi$, $\sigma+\alpha+\text{Re}+\gamma$, $\sigma+\alpha+\beta_{\text{Cr}}+\gamma$	α , β_{Cr} , σ , Re

№ п/п	Система	Трёхфазные равновесия непроецирующиеся	Четырёхфазные равновесия	Фазы находящиеся в равновесии с γ -фазой
8.	Ni-Re-Ta-Mo	$P+\delta+\alpha$, $P+\alpha+\beta$, $\sigma+\alpha+\beta$, $\chi+\sigma+\alpha$, $\sigma+\alpha+Re$, $P+\alpha+Re$, $P+\gamma+\alpha$, $P+\sigma+\alpha$	$Ni_2Ta+\alpha+\mu+\beta$, $P+\gamma+\alpha+\delta$, $P+\delta+\alpha+\beta$, $P+\sigma+\alpha+\beta$, $\chi+\sigma+\alpha+\beta$, $\chi+\sigma+\alpha+Re$, $P+\sigma+\alpha+Re$, $P+\gamma+\alpha+Re$	α , δ , P , Re
9.	Ni-Re-Ta-W	$\alpha+\gamma+\chi$, $\alpha+\sigma+\chi$, $\alpha+\sigma+\beta$, $\alpha+\sigma+\gamma$	$\alpha+\beta+\mu+Ni_2Ta$, $\alpha+\gamma+\chi+Re$, $\alpha+\sigma+\gamma+\chi$, $\alpha+\sigma+\beta+\chi$, $\alpha+\sigma+\beta+\gamma$	α , β , σ , Re , χ

3.1.2. Полиэдрация диаграммы фазовых равновесий пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К

В пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К существуют шесть рекомбинирующих четырёхфазных равновесий $\alpha+\sigma+Re+\chi$; $P+\gamma+\alpha+\delta$, $P+\delta+\alpha+\beta$, $P+\sigma+\alpha+\beta$; $\alpha+\mu+\lambda+\beta$, $\alpha+\sigma+\gamma+\beta$. Оставшиеся десять четырёхфазных равновесий $Re+\sigma+\gamma+P$; $\alpha+\chi+\lambda+\beta$, $\alpha+\sigma+\lambda+\beta$, $\alpha+\sigma+Re+\gamma$, $\alpha+\sigma+\lambda+\chi$; $\chi+\sigma+\alpha+\beta$, $P+\sigma+\alpha+Re$, $P+\gamma+\alpha+Re$; $P+\sigma+\alpha+\gamma$; $\lambda+\beta+\chi+\sigma$, существующих в четырёхкомпонентных системах, ограничивающих пятикомпонентную систему Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К (таблица 3.11), образуют два пятифазных равновесия $\alpha+\sigma+\lambda+\chi+\beta$ и $P+\sigma+\alpha+Re+\gamma$. Суммарный граф пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К без рекомбинирующих равновесий приведён на рисунке 3.26.

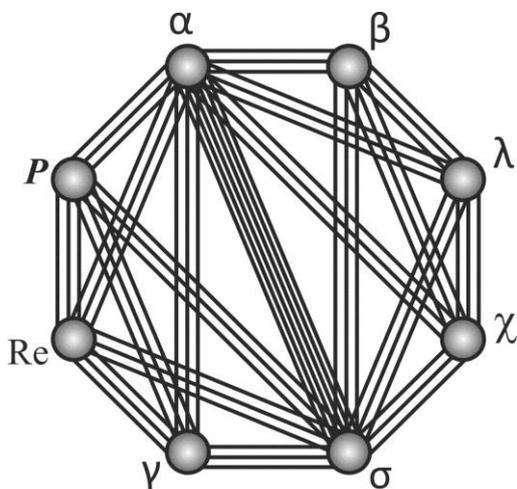


Рисунок 3.26. Суммарный граф пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К без рекомбинирующих равновесий

Таблица 3.11. Фазовые равновесия пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К.

Пятифазные равновесия пятикомпо- нентной системы	Четырёхкомпонентные системы				
	Ni-Re-Cr-Mo [20]	Ni-Re-Cr-Nb	Ni-Re-Nb-Mo	Ni-Nb-Cr-Mo [21]	Re-Nb-Cr-Mo [134]
$P+\sigma+\alpha+Re+\gamma$	$Re+\sigma+\gamma+P$	$\alpha+\sigma+Re+\gamma$	$P+\sigma+\alpha+Re$ $P+\gamma+\alpha+Re$	$P+\sigma+\alpha+\gamma$	
$\alpha+\sigma+\lambda+\chi+\beta$		$\alpha+\sigma+\lambda+\chi$ $\alpha+\chi+\lambda+\beta_{Nb}$ $\alpha+\sigma+\lambda+\beta_{Cr}$	$\chi+\sigma+\alpha+\beta$		$\lambda+\beta+\chi+\sigma$
Рекомбини- рующие четырёх- фазные равновесия		$\alpha+\mu+\lambda+\beta_{Nb}$		$\alpha+\mu+\lambda+\beta$	
		$\chi+\sigma+\alpha+Re$	$\chi+\sigma+\alpha+Re$		
			$P+\gamma+\alpha+\delta$	$P+\gamma+\alpha+\delta$	
			$P+\delta+\alpha+\beta$	$P+\delta+\alpha+\beta$	
			$P+\sigma+\alpha+\beta$	$P+\sigma+\alpha+\beta$	
		$\alpha+\sigma+\gamma+\beta_{Cr}$		$\alpha+\sigma+\gamma+\beta$	

Переходя к анализу фазовых равновесий в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К, следует отметить, что имеющиеся в литературе данные о строении изотермических сечений четырёхкомпонентных систем Ni-Re-Cr-Mo и Ni-Nb-Cr-Mo требуют дополнительного анализа, поскольку в трёхкомпонентной системе Ni-Cr-Mo, входящей в их состав, при температуре ниже 1273 К существует тройное соединение – фаза μ .

1. Полиэдрация системы Ni-Nb-Cr-Mo при 1200 К

Изменения в четырёхфазных равновесиях в четырёхкомпонентной системе Ni-Nb-Cr-Mo при 1200 К по сравнению с 1375 К, связано, прежде всего, с образованием тройной фазы μ системы Ni-Cr-Mo, которую обозначим как μ' . Поскольку фазы P и μ' существуют лишь в одной из четырёх трёхкомпонентных систем, входящих в состав четырёхкомпонентной системы Ni-Nb-Cr-Mo, и фаза μ' частично занимает место фазы P , отсекая её от фазы δ , можно сделать вывод о том, что фаза μ' будет образовывать те же двухфазные равновесия, что фаза P со стороны фазы δ . В связи с этим в четырёхкомпонентной системе Ni-Nb-Cr-Mo при 1200 К четырёхфазные равновесия $P+\gamma+\alpha+\delta$ и $P+\delta+\alpha+\beta$, содержащие двухфазное равновесие $P+\delta$, существовать не будут, а вместо них будут существовать новые 4 четырёхфазные равновесия $P+\alpha+\mu'+\beta$, $\alpha+\mu'+\beta+\delta$, $P+\alpha+\mu'+\gamma$, $\alpha+\mu'+\delta+\gamma$ с участием фазы μ' (рисунок 3.27).

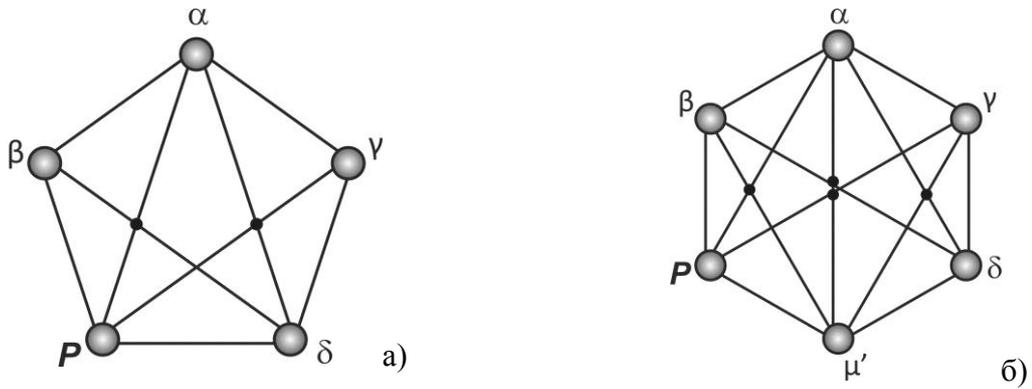


Рисунок 3.27. Схема изменения четырёхфазных равновесий в системе Ni-Nb-Cr-Mo при переходе от 1375 К к 1200 К: а) четырёхфазные равновесия с участием двухфазного равновесия $P+\delta$; б) четырёхфазные равновесия с участием тройной фазы μ' .

При построении суммарного графа четырёхкомпонентной системы Ni-Nb-Cr-Mo при 1200 К будем рассматривать двойную фазу μ , существующую в трёхкомпонентной системе Ni-Nb-Mo и тройную фазу μ' , установленную в системе Ni-Cr-Mo, как две различные фазы, поскольку не ясно, образуют ли они общую область гомогенности в четырёхкомпонентной системе. Таким образом, суммарный граф будет содержать 9 вершин (рисунок 3.28 а).

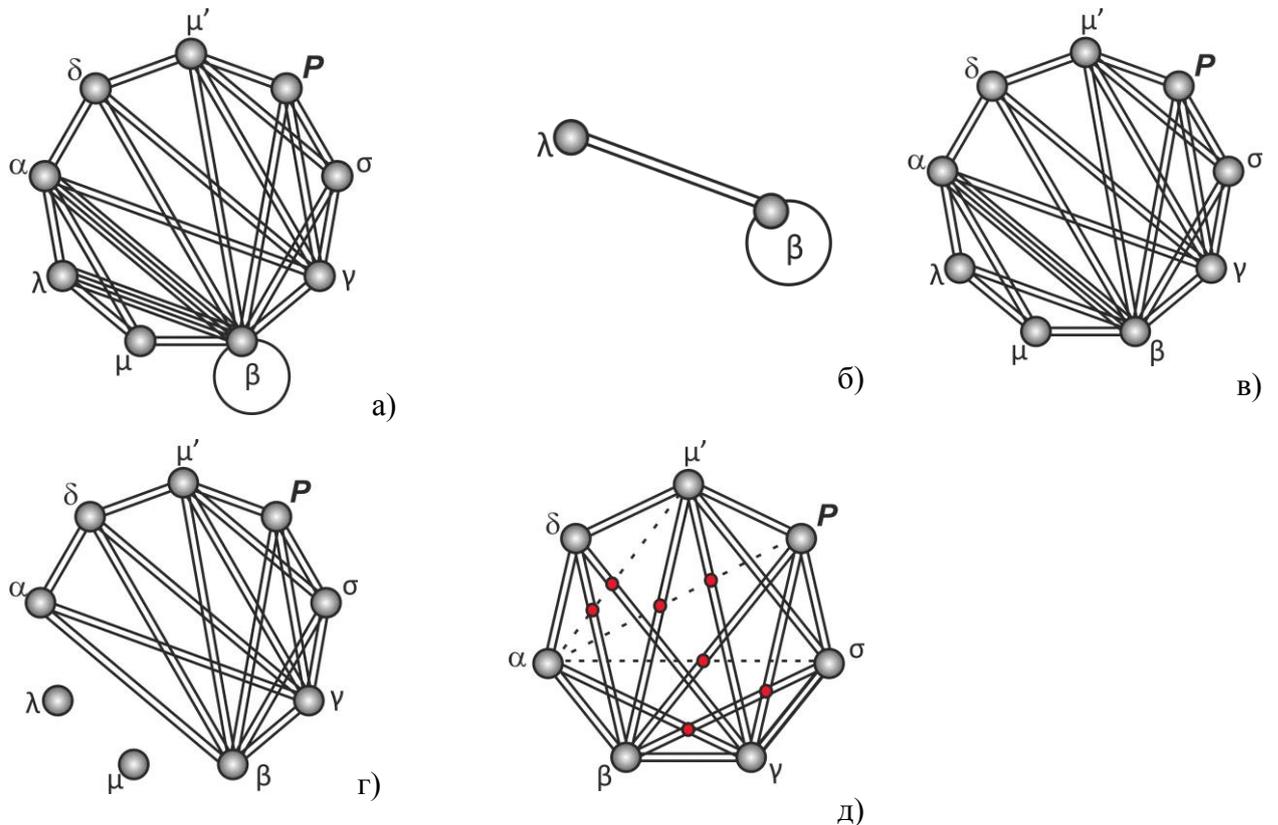


Рисунок 3.28. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Nb-Cr-Mo при 1200 К: а) суммарный граф, б) граф вырождающегося равновесия $\lambda+\beta_1+\beta_2$, в) суммарный граф без вырождающегося равновесия, г) остаточный граф, д) остаточный граф с отмеченными четырёхфазными равновесиями.

Из суммарного графа исключим граф вырождающегося трёхфазного равновесия $\lambda+\beta_1+\beta_2$ (рисунок 3.28 б) и граф четырёхфазного равновесия $\alpha+\mu+\lambda+\beta$ (рисунок 3.28 в), в результате получим остаточный граф (рисунок 3.28 г). Нанесём на остаточный граф непроецирующиеся двухфазные равновесия $P+\alpha$ и $\sigma+\alpha$, установленные в данной четырёхкомпонентной системе при 1375 К, а также непроецирующееся двухфазное равновесие $\alpha+\mu'$, существование которого следует из пространственного расположения фазы μ' . В результате остаточный граф раскладывается на 7 четырёхфазных равновесий $\alpha+\beta+\sigma+\gamma$, $P+\sigma+\alpha+\beta$, $P+\sigma+\alpha+\gamma$, $P+\alpha+\mu'+\beta$, $\alpha+\mu'+\beta+\delta$, $P+\alpha+\mu'+\gamma$, $\alpha+\mu'+\delta+\gamma$ (рисунок 3.28 д).

2. Полиэдрация системы Ni-Re-Cr-Mo при 1200 К

Из строения изотерм двух- и трёхкомпонентных систем следует, что в системе Ni-Re-Cr-Mo при 1200 К существует восемь фаз. Суммарный граф данной системы (рисунок 3.29 а) содержит три трёхфазные рекомбинирующие равновесия $Re+\sigma+\chi$, $\beta+\sigma+\gamma$, $P+\beta+\sigma$. Кроме этого, из суммарного графа можно выделить четырёхфазное равновесие $Re+P+\sigma+\gamma$, которое не входит в общий блок четырёхфазных равновесий (рисунок 3.29 б). Полученный остаточный граф содержит 2 четырёхфазные равновесия $P+\gamma+\mu'+\delta$ и $P+\beta+\mu'+\delta$ (рисунок 3.29 в).

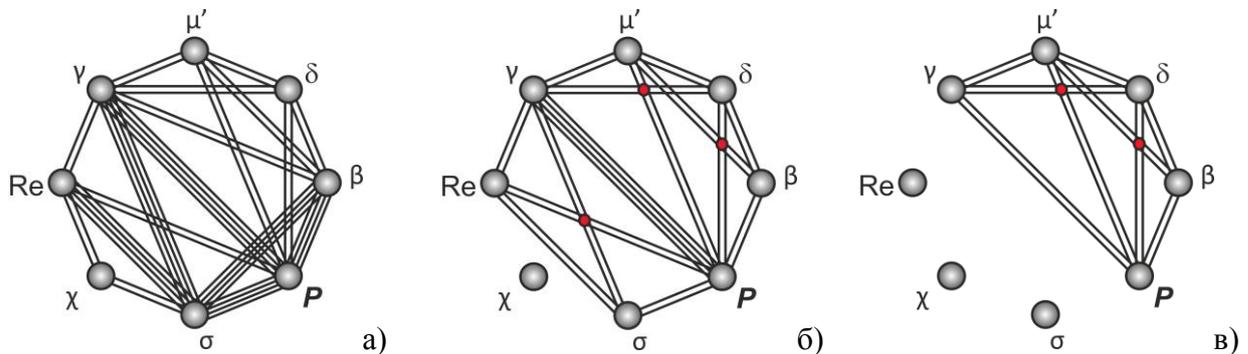


Рисунок 3.29. Графы четырёхкомпонентной системы Ni-Re-Cr-Mo при 1200 К: а) суммарный граф; б) суммарный граф без рекомбинирующих равновесий; в) остаточный граф.

Таким образом, рассмотрены все четырёхкомпонентные системы при 1200 К, ограничивающие пятикомпонентную систему Ni-Re-Nb-Cr-Mo.

В пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К существуют четыре рекомбинирующих четырёхфазных равновесия $\alpha+\mu+\lambda+\beta$, $\chi+\sigma+\alpha+Re$, $P+\sigma+\alpha+\beta$ и $\alpha+\sigma+\gamma+\beta$ (таблица 3.12). Оставшиеся четырёхфазные равновесия, существующие при 1200 К в четырёхкомпонентных системах, ограничивающих пятикомпонентную систему Ni-Re-Nb-Cr-Mo, образуют подграф суммарного графа (без рекомбинирующих равновесий)

пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К (рисунок 3.30 а). Выделим из этого графа полные графы пятифазных равновесий $\alpha+\sigma+\lambda+\chi+\beta$ и $P+\sigma+\alpha+\text{Re}+\gamma$. Получим остаточный граф, представленный на рисунке 3.30 б. На этом графе четыре фазы P, μ', δ, α связаны между собой четырьмя рёбрами, это означает, что эти фазы образуют непроецирующееся четырёхфазное равновесие $P+\mu'+\delta+\alpha$, входящее в состав двух пятифазных равновесий $P+\gamma+\mu'+\delta+\alpha$ и $P+\beta+\mu'+\delta+\alpha$.

Таблица 3.12. Фазовые равновесия пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К.

Пятифазные равновесия пятикомпонентной системы	Четырёхкомпонентные системы				
	Ni-Re-Cr-Mo	Ni-Re-Cr-Nb	Ni-Re-Mo-Nb	Ni-Cr-Mo-Nb	Re-Cr-Mo-Nb [134]
$P+\sigma+\alpha+\text{Re}+\gamma$	$\text{Re}+\sigma+\gamma+P$	$\alpha+\sigma+\text{Re}+\gamma$	$P+\sigma+\alpha+\text{Re}$ $P+\gamma+\alpha+\text{Re}$	$P+\sigma+\alpha+\gamma$	
$\alpha+\sigma+\lambda+\chi+\beta$		$\alpha+\sigma+\lambda+\chi$ $\alpha+\chi+\lambda+\beta_{\text{Nb}}$ $\alpha+\sigma+\lambda+\beta_{\text{Cr}}$	$\chi+\sigma+\alpha+\beta$		$\lambda+\beta+\chi+\sigma$
$P+\gamma+\mu'+\delta+\alpha$	$P+\gamma+\mu'+\delta$		$P+\gamma+\alpha+\delta$	$\alpha+\mu'+\delta+\gamma$ $P+\alpha+\mu'+\gamma$	
$P+\beta+\mu'+\delta+\alpha$	$P+\beta+\mu'+\delta$		$P+\delta+\alpha+\beta$	$\alpha+\mu'+\beta+\delta$ $P+\alpha+\mu'+\beta$	
Рекомбинирующие четырёхфазные равновесия		$\alpha+\mu+\lambda+\beta_{\text{Nb}}$		$\alpha+\mu+\lambda+\beta$	
		$\chi+\sigma+\alpha+\text{Re}$	$\chi+\sigma+\alpha+\text{Re}$		
			$P+\sigma+\alpha+\beta$	$P+\sigma+\alpha+\beta$	
		$\alpha+\sigma+\gamma+\beta_{\text{Cr}}$		$\alpha+\sigma+\gamma+\beta$	
Непроецирующееся четырёхфазное равновесие	$P+\mu'+\delta+\alpha$				

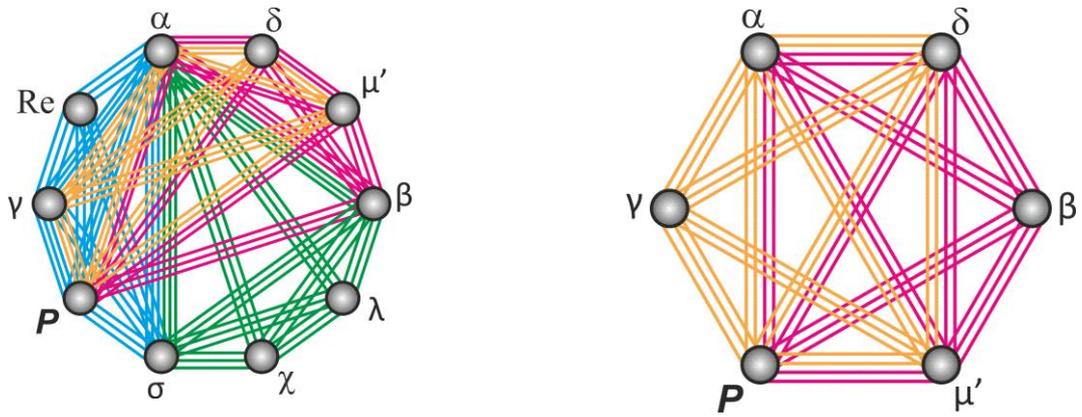


Рисунок 3.30. Графы пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К: а) суммарный граф без рекомбинирующих равновесий; б) остаточный граф.

Из проведённого анализа (таблицы 3.11, 3.12 и рисунки 3.26, 3.30) следует, что в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 и 1375 К γ -твёрдый раствор на основе никеля находится в равновесии с фазами α , β , δ , σ , P и твёрдым раствором на основе рения, а при 1200 К ещё и с тройной фазой μ' . Определение фаз, находящихся в равновесии с γ -фазой, значительно сужает область поиска новых жаропрочных и жаростойких материалов, а также позволяет перейти к определению взаимной растворимости компонентов в никелевом твёрдом растворе и условий формирования фаз, улучшающих эксплуатационные свойства материалов. С этой целью в разделе 3.2 представлено описание поверхности никелевого твёрдого раствора в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К. Эта система отражает качественный состав современных деформируемых жаростойких сплавов, широко применяемых в настоящее время [2]. Исследование сплавов указанной системы позволит оценить взаимное влияние компонентов на свойства никелевых сплавов, легированных рением (способствует твёрдорастворному упрочнению, замедляет укрупнение фазы α) и переходными металлами V-VI групп, учитывая аналогию ниобия и тантала (способствуют твёрдорастворному упрочнению, участвуют в образовании упрочняющих интерметаллической фазы α и карбидных фаз), а также молибдена и вольфрама (способствуют твёрдорастворному упрочнению).

3.2. Экспериментальное определение максимальной растворимости легирующих элементов в никелевом твёрдом растворе при 1375 и 1200 К и аналитическое описание его поверхности на изотермических сечениях диаграммы фазовых равновесий пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo

В данной работе описание поверхности никелевого твёрдого раствора в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К осуществлено согласно принципу соответствия с использованием метода [146], состоящего в построении зависимости содержания Ni в насыщенном γ -твёрдом растворе от значений $Z_i = X_i / (1 - X_{Ni})$, где X_i – мольная доля i легирующего компонента, X_{Ni} – мольная доля никеля, причём $\sum Z_i = 1$. Такая форма зависимости позволяет переходить к системам с большей мерностью, опираясь на информацию о растворимостях в системах с меньшей мерностью. Это позволяет значительно снизить объём экспериментальной работы при исследовании взаимной растворимости компонентов в многокомпонентных системах.

Для описания поверхности насыщенного никелевого твёрдого раствора для каждой фазовой границы $\gamma/(\gamma+\Phi)$ пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo в данной работе использована наиболее простая с математической точки зрения и обеспечивающая тем не менее достаточную точность функция, которая имеет вид:

$$X_{Ni} = Z_{Re} * A_{Re} + Z_{Nb} * A_{Nb} + Z_{Cr} * A_{Cr} + Z_{Mo} * A_{Mo} + Z_{Re} * Z_{Nb} * A_{ReNb} + Z_{Re} * Z_{Cr} * A_{ReCr} + Z_{Re} * Z_{Mo} * A_{ReMo} + Z_{Nb} * Z_{Cr} * A_{NbCr} + Z_{Nb} * Z_{Mo} * A_{NbMo} + Z_{Cr} * Z_{Mo} * A_{CrMo}, \quad (3.1)$$

где X_{Ni} – мольная доля никеля, Z_{Me} – относительная концентрация металла (причем $Z_{Re} + Z_{Nb} + Z_{Cr} + Z_{Mo} = 1$), A_{Me} – растворимость Ni в никелевом твёрдом растворе в двухкомпонентной системе Ni-Me, A_{Me1Me2} – эмпирические коэффициенты.

Формула 3.1 описывает поверхность (или линию), соответствующую границе $\gamma/(\gamma+\Phi)$. Так, в трёхкомпонентной системе, содержащей две фазы, находящиеся в равновесии с никелевым твёрдым раствором, задаются две линии (для каждой из фазовых границ), которые будут пересекаться между собой (рисунок 3.31 а).

Точка пересечения этих линий, получаемая в результате решения системы двух уравнений, делит каждую из них на два участка: действительный и виртуальный. Действительный участок каждой линии представляет собой собственно реально существующую границу (поверхность) $\gamma/(\gamma+\Phi)$ и характеризуется более высоким содержанием никеля по сравнению с виртуальным участком. Виртуальный участок каждой линии представляет собой гипотетическую фазовую границу никелевого твёрдого

раствора с двухфазной областью, содержащей отсутствующую в данной двухкомпонентной системе фазу (такие фазы на рисунке 3.31, а обозначены пунктиром).

Коэффициенты A_{Me_1/Φ_1} действительного участка линии фазовой границы $\gamma/(\gamma+\Phi_1)$ определяли по результатам исследования двухкомпонентной системы Ni-Me₁, содержащей фазу Φ_1 . Коэффициенты A_{Me_2/Φ_1} виртуального участка линии фазовой границы $\gamma/(\gamma+\Phi_1)$ подбирались на основе обработки экспериментальных данных по растворимости легирующих компонентов в никелевом твёрдом растворе в трёхкомпонентной системе Ni-Me₁-Me₂, предполагая существование гипотетической фазы Φ_1 в двухкомпонентной системе Ni-Me₂. Аналогичным образом были получены коэффициенты A_{Me_1/Φ_2} и A_{Me_2/Φ_2} для линии фазовой границы $\gamma/(\gamma+\Phi_2)$. Проекция границы никелевого твёрдого раствора в трёхкомпонентной системе Ni-Me₁-Me₂ на сторону треугольника составов Me₁-Me₂ представлена на рисунке 3.31 б.

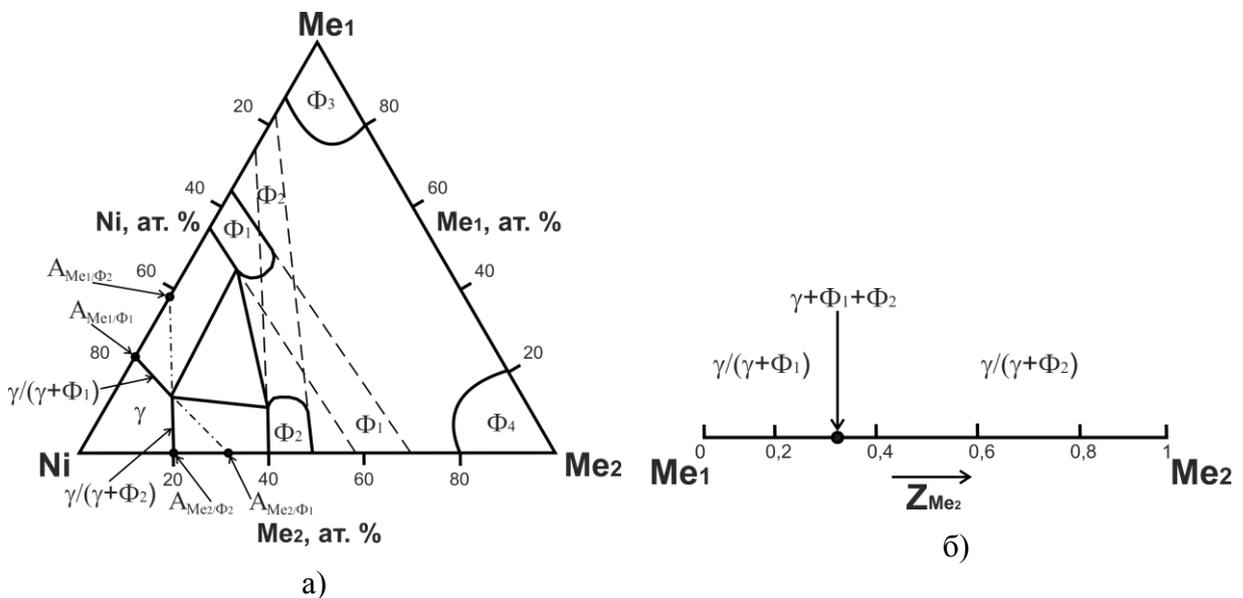


Рисунок 3.31. Представление границы твёрдого раствора на основе никеля в трёхкомпонентной системе Ni-Me₁-Me₂: а) схема изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий трёхкомпонентной системы (пунктирной линией обозначены виртуальные участки линии границы $\gamma/(\gamma+\Phi)$ и гипотетические фазы); б) проекция границы никелевого твёрдого раствора на сторону треугольника составов Me₁-Me₂, выраженных в относительных концентрациях Z_{Me_2} .

Коэффициенты $A_{Me_1Me_2}$ подбирались на основе обработки экспериментальных данных по растворимости легирующих компонентов в никелевом твёрдом растворе в трёхкомпонентной системе Ni-Me₁-Me₂. Коэффициенты $A_{Me_1Me_2}$ для фаз, не находящихся в равновесии с никелевым твёрдым раствором в трёхкомпонентной системе Ni-Me₁-Me₂, но образующих такое равновесие в четырёхкомпонентной системе Ni-Me₁-Me₂-Me₃,

подбирались по результатам исследования четырёхкомпонентных систем. Подбор всех коэффициентов осуществлялся методом наименьших квадратов с помощью программного обеспечения Solver Libreoffice Calc.

При получении коэффициентов A_{Me} ($A_{Me1/\Phi1}$, $A_{Me2/\Phi1}$, $A_{Me1/\Phi2}$, $A_{Me2/\Phi2}$) и A_{Me1Me2} учитывалось, чтобы линии аппроксимации, полученные по уравнению 3.1, проходили следующим образом: линия аппроксимации растворимости легирующих элементов в никелевом твёрдом растворе на границе с двухфазной областью $\gamma/(\gamma+\Phi)$ на действительном участке проходила выше, чем линии аппроксимации растворимости легирующих элементов в никелевом твёрдом растворе для других фаз, существующих в этой системе.

Фаза α в трёхкомпонентной системе Ni-Nb-Cr существует только со стороны Ni-Nb. На стороне никель-хром фаза с такой структурой, существовать не может в принципе, на что указывает незначительная растворимость хрома в фазе Ni_3Nb .

Исходя из вышеизложенного в трёхкомпонентной системе Ni-Nb-Cr функция, описывающая поверхность никелевого твёрдого раствора на границе $\gamma/(\gamma+\alpha)$, должна задавать линию, не пересекающую сторону Ni-Cr, следовательно, уравнение 3.1 уже не будет удовлетворять этому условию. Поэтому в настоящей работе предложено использовать зависимость концентрации ниобия от концентрации хрома. Для этого был использован многочлен, имеющий вид функции

$$X_{Nb} = B + D_{Me} * X_{Me} + F_{Me} X_{Me}^2, \quad (3.2)$$

где X_{Nb} – мольная доля Nb; B – растворимость Nb в никелевом твёрдом растворе в двухкомпонентной системе Ni-Nb; D_{Me} , F_{Me} – эмпирические коэффициенты; X_{Me} – мольная доля металла; Me – Mo, Cr, или Re.

Поскольку в предлагаемом подходе описания поверхности никелевого твёрдого раствора каждая фазовая граница $\gamma/(\gamma+\Phi)$ должна описываться уравнением одного вида, то для всех трёхкомпонентных систем Ni-Nb- Me_1 (рисунок 3.32 а), входящих в состав указанной пятикомпонентной системы, функция, описывающая фазовую границу $\gamma/(\gamma+\alpha)$, будет иметь тот же вид, что для системы Ni-Nb-Cr. Проекция границы никелевого твёрдого раствора в трёхкомпонентной системе Ni- Me_1 -Nb на сторону треугольника составов Me_1 -Nb представлена на рисунке 3.32 б.

В пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo уравнение зависимости концентрации ниобия от концентрации легирующих компонентов имеет вид:

$$X_{Nb} = B + D_{Re} * X_{Re} + F_{Re} * X_{Re}^2 + D_{Cr} * X_{Cr} + F_{Cr} * X_{Cr}^2 + D_{Mo} * X_{Mo} + F_{Mo} * X_{Mo}^2 + F_{ReCr} * X_{Re} * X_{Cr} + F_{ReMo} * X_{Re} * X_{Mo} + F_{CrMo} * X_{Cr} * X_{Mo}. \quad (3.3)$$

Для перехода к зависимости X_{Ni} от Z_i используем подстановку $X_{Nb} = (100 - X_{Ni}) * Z_{Nb}$, $X_{Re} = (100 - X_{Ni}) * Z_{Re}$, $X_{Cr} = (100 - X_{Ni}) * Z_{Cr}$ и $X_{Mo} = (100 - X_{Ni}) * Z_{Mo}$ и, учитывая, что $Z_{Re} + Z_{Nb} + Z_{Cr} + Z_{Mo} = 1$, получим уравнение функции $X_{Ni}(Z_i)$, заданную в неявном виде:

$$(100 - X_{Ni})^2 * (F_{Re} * Z_{Re}^2 + F_{Cr} * Z_{Cr}^2 + F_{Mo} * Z_{Mo}^2 + F_{ReMo} * Z_{Re} * Z_{Mo} + F_{ReCr} * Z_{Re} * Z_{Cr} + F_{MoCr} * Z_{Mo} * Z_{Cr}) + (100 - X_{Ni}) * (-Z_{Nb} + D_{Re} * Z_{Re} + D_{Cr} * Z_{Cr} + D_{Mo} * Z_{Mo}) + B = 0. \quad (3.4)$$

Отсюда

$$X_{Ni1} = 100 - [-(-Z_{Nb} + D_{Re} * Z_{Re} + D_{Cr} * Z_{Cr} + D_{Mo} * Z_{Mo}) + \{ (-Z_{Nb} + D_{Re} * Z_{Re} + D_{Cr} * Z_{Cr} + D_{Mo} * Z_{Mo})^2 - 4 * (F_{Re} * Z_{Re}^2 + F_{Cr} * Z_{Cr}^2 + F_{Mo} * Z_{Mo}^2 + F_{ReMo} * Z_{Re} * Z_{Mo} + F_{ReCr} * Z_{Re} * Z_{Cr} + F_{MoCr} * Z_{Mo} * Z_{Cr}) * B \}^{1/2}] / [2 * (F_{Re} * Z_{Re}^2 + F_{Cr} * Z_{Cr}^2 + F_{Mo} * Z_{Mo}^2 + F_{ReMo} * Z_{Re} * Z_{Mo} + F_{ReCr} * Z_{Re} * Z_{Cr} + F_{MoCr} * Z_{Mo} * Z_{Cr})] \quad (3.5)$$

и

$$X_{Ni2} = 100 - [-(-Z_{Nb} + D_{Re} * Z_{Re} + D_{Cr} * Z_{Cr} + D_{Mo} * Z_{Mo}) - \{ (-Z_{Nb} + D_{Re} * Z_{Re} + D_{Cr} * Z_{Cr} + D_{Mo} * Z_{Mo})^2 - 4 * (F_{Re} * Z_{Re}^2 + F_{Cr} * Z_{Cr}^2 + F_{Mo} * Z_{Mo}^2 + F_{ReMo} * Z_{Re} * Z_{Mo} + F_{ReCr} * Z_{Re} * Z_{Cr} + F_{MoCr} * Z_{Mo} * Z_{Cr}) * B \}^{1/2}] / [2 * (F_{Re} * Z_{Re}^2 + F_{Cr} * Z_{Cr}^2 + F_{Mo} * Z_{Mo}^2 + F_{ReMo} * Z_{Re} * Z_{Mo} + F_{ReCr} * Z_{Re} * Z_{Cr} + F_{MoCr} * Z_{Mo} * Z_{Cr})]. \quad (3.6)$$

Таким образом, получаем 2 решения уравнения – 2 значения концентрации никеля, одно из которых не соответствует действительности, его исключение не представляет никаких трудностей.

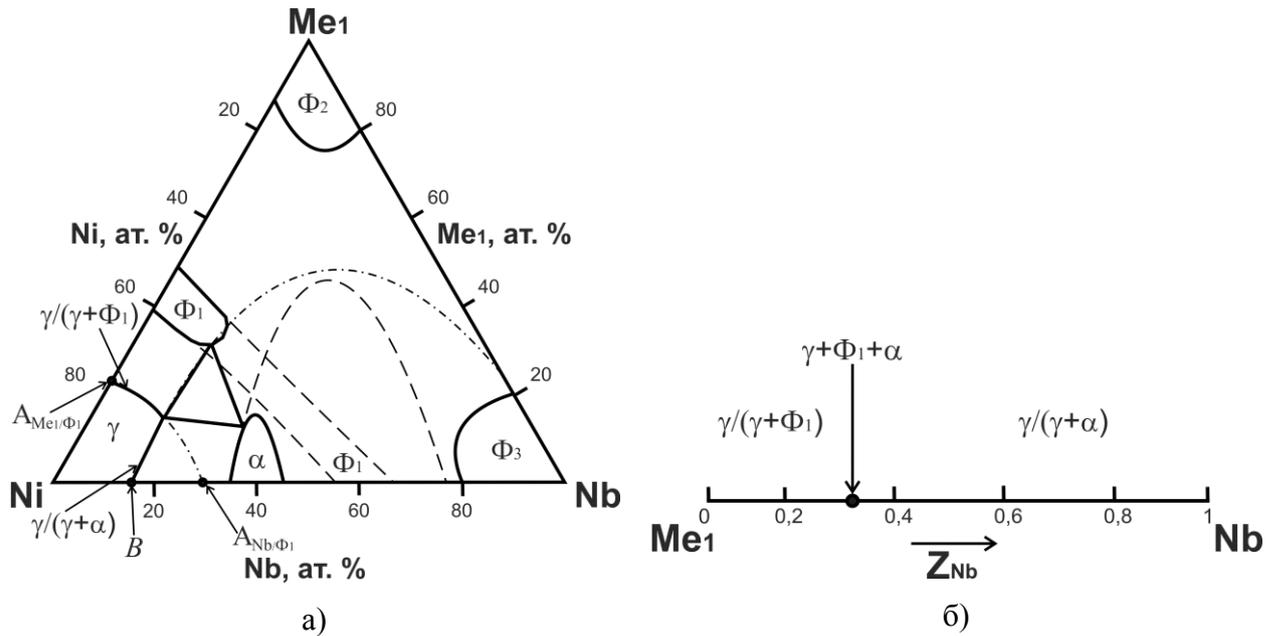


Рисунок 3.32. Представление границы твёрдого раствора на основе никеля в трёхкомпонентной системе Ni-Me₁-Nb: а) схема изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий трёхкомпонентной системы (пунктирной линией обозначены виртуальные участки линии границы $\gamma/(\gamma+\Phi)$ и гипотетические фазы); б) проекция границы никелевого твёрдого раствора на сторону треугольника составов Me₁-Nb, выраженных в относительных концентрациях Z_{Nb} .

Коэффициенты уравнения 3.3 для фазовой границе $\gamma/(\gamma+\alpha)$ подбирались аналогичным образом на основании результатов исследования двухкомпонентной системы Ni-Nb (коэффициент B), трёхкомпонентных систем Ni-Nb-Cr, Ni-Nb-Mo, Ni-Nb-Re (коэффициенты D_{Me} , F_{Me}) и четырёхкомпонентных систем Ni-Re-Nb-Cr, Ni-Re-Nb-Mo, Ni-Nb-Cr-Mo (коэффициент F_{Me1Me2}).

Для четырёхкомпонентных систем поверхность твёрдого раствора на основе никеля, может быть графически представлена в виде проекции на треугольник Me_1 – Me_2 – Me_3 , в вершинах которого находятся легирующие элементы (рисунок 3.33).

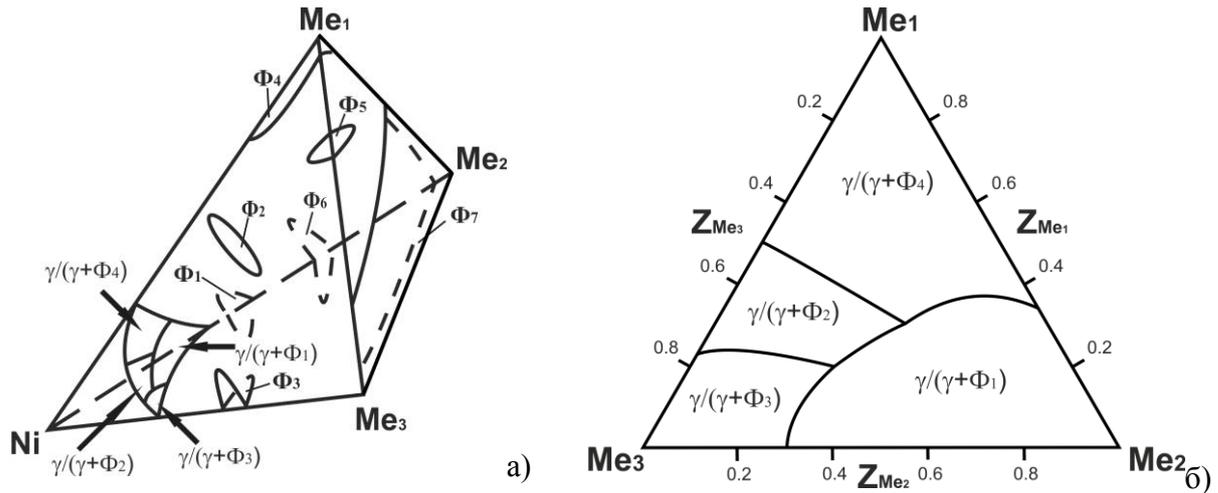


Рисунок 3.33. Представление поверхности твёрдого раствора на основе никеля в четырёхкомпонентной системе: а) схема изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий четырёхкомпонентной системы; б) проекция поверхности никелевого твёрдого раствора на плоскость треугольника составов, выраженных в относительных концентрациях Z_i .

Области на этих рисунках являются проекциями участков поверхности растворимости легирующих элементов в γ -твёрдом растворе, находящемся в равновесии с соответствующей фазой, линии – проекции моновариантных трёхфазных равновесий с участием γ -фазы, а точки – проекции вершин невариантных четырёхфазных равновесий с участием γ -фазы.

Поверхность никелевого раствора, соприкасающаяся с каждой из двухфазных областей, описывается уравнением (возможно, неявным) зависимости концентрация никеля на поверхности (X_{Ni}) от значений Z_i остальных (легирующих) компонентов сплава. Совместное решение двух уравнений задаёт линию соприкосновения никелевого раствора с трёхфазной областью, а совместное решение трёх уравнений – точку соприкосновения никелевого раствора с четырёхфазной областью.

Для описания поверхности никелевого твёрдого раствора в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К были синтезированы сплавы по методике, представленной в разделе 2.1. Составы сплавов приведены в Приложении (Таблицы П.1 – П.4). С помощью ЭЗМА определена растворимость легирующих компонентов в никелевом твёрдом растворе двух-, трёх- и четырёхкомпонентных систем для каждой из двухфазных областей $\gamma+\Phi$.

По результатам проведённых исследований были получены все эмпирические коэффициенты уравнений 3.1 и 3.4, описывающих поверхность никелевого твёрдого раствора на границе с каждой из фаз, находящейся с ним в равновесии (таблицы 3.13 – 3.15).

На рисунке 3.34 приведены графики характеризующее точность описания, по оси абсцисс отложены экспериментальные значения концентрации никеля в насыщенном твёрдом растворе, по оси ординат – рассчитанные значения концентрации никеля для тех же составов легирующих компонентов, красная линия отражает равенство экспериментальных и рассчитанных значений концентрации никеля.

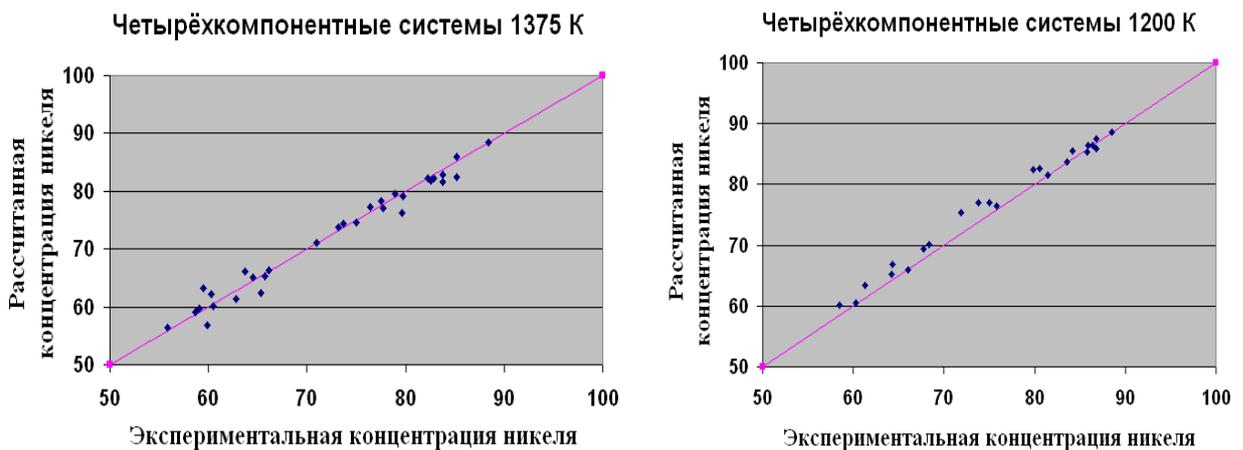


Рисунок 3.34. Точность описания поверхности никелевого твёрдого раствора на границе с фазой α в четырёхкомпонентных системах: а) при 1375 К; б) при 1200 К.

Прибегая к численному совместному решению двух уравнений, описывающих поверхность никелевого твёрдого раствора, получали описание границы γ -твёрдого раствора с двумя фазами. На основании полученных решений были построены проекции поверхностей никелевого твёрдого раствора в четырёхкомпонентных системах Ni-Re-Nb-Mo, Ni-Re-Cr-Mo, Ni-Nb-Cr-Mo, Ni-Re-Nb-Cr при 1375 и 1200 К в относительных концентрациях (рисунок 3.35). Используя полученные коэффициенты для уравнений 3.1 и 3.4 (таблицы 3.13 – 3.15), можно также построить поверхность никелевого твёрдого раствора для пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К, которая будет представлять собой тетраэдр (рисунки 3.36, 3.37).

Таблица 3.13. Коэффициенты уравнения 3.1, описывающего поверхность никелевого твёрдого раствора в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К.

Область	Коэффициенты									
	A_{Re}	A_{Nb}	A_{Cr}	A_{Mo}	A_{ReNb}	A_{ReCr}	A_{ReMo}	A_{NbCr}	A_{NbMo}	A_{CrMo}
$\gamma/(\gamma+Re)$	85,320	83,674	51,900	51,594	-8,662	14,806	20,540	14,144	32,818	0,000
$\gamma/(\gamma+\beta)$	74,179	47,620	51,900	74,650	-443,734	34,150	-20,000	104,294	18,000	0,000
$\gamma/(\gamma+\delta)$	67,335	65,951	49,119	74,780	0,000	50,000	-5,867	36,324	0,166	7,969
$\gamma/(\gamma+\sigma)$	43,725	65,623	50,431	9,173	39,672	91,538	157,320	51,831	-92,443	100,393
$\gamma/(\gamma+P)$	3,277	80,000	40,985	61,045	109,227	110,904	165,776	45,861	-3,448	59,667

Таблица 3.14. Коэффициенты уравнения 3.1, описывающего поверхность никелевого твёрдого раствора в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К.

Область	Коэффициенты									
	A_{Re}	A_{Nb}	A_{Cr}	A_{Mo}	A_{ReNb}	A_{ReCr}	A_{ReMo}	A_{NbCr}	A_{NbMo}	A_{CrMo}
$\gamma/(\gamma+Re)$	85,635	79,298	57,148	48,834	7,675	42,909	49,011	-81,873	-14,084	11,873
$\gamma/(\gamma+\beta)$	-26,313	88,463	58,138	-160,000	100,000	158,661	-2000,000	-72,077	270,018	260,799
$\gamma/(\gamma+\delta)$	-64,808	22,820	27,348	74,880	-865,315	100,000	179,692	27,697	64,001	60,282
$\gamma/(\gamma+\sigma)$	38,971	59,125	55,989	-62,505	109,712	114,334	300,000	-30,000	75,000	183,210
$\gamma/(\gamma+P)$	13,109	80,000	56,436	69,147	78,840	87,358	133,344	-55,000	-23,281	16,869
$\gamma/(\gamma+\mu')$	-	70,000	52,071	72,090	-	-	-	0,000	-19,640	27,386

Таблица 3.15. Коэффициенты уравнения 3.4, описывающего поверхность никелевого твёрдого раствора для фазовой поверхности $\gamma/(\gamma+\alpha)$ в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К.

Температура, К	Коэффициент	Значение	Коэффициент	Значение
1375	B	11,590	F_{Cr}	0,001
	D_{Re}	0,468	F_{Mo}	0,030
	D_{Cr}	-0,277	F_{ReCr}	-0,005
	D_{Mo}	-0,622	F_{ReMo}	-0,023
	F_{Re}	-0,080	F_{CrMo}	0,001
1200	B	11,540	F_{Cr}	0,007
	D_{Re}	-0,732	F_{Mo}	0,047
	D_{Cr}	-0,501	F_{ReCr}	-0,006
	D_{Mo}	-1,006	F_{ReMo}	0,014
	F_{Re}	0,076	F_{CrMo}	0,053

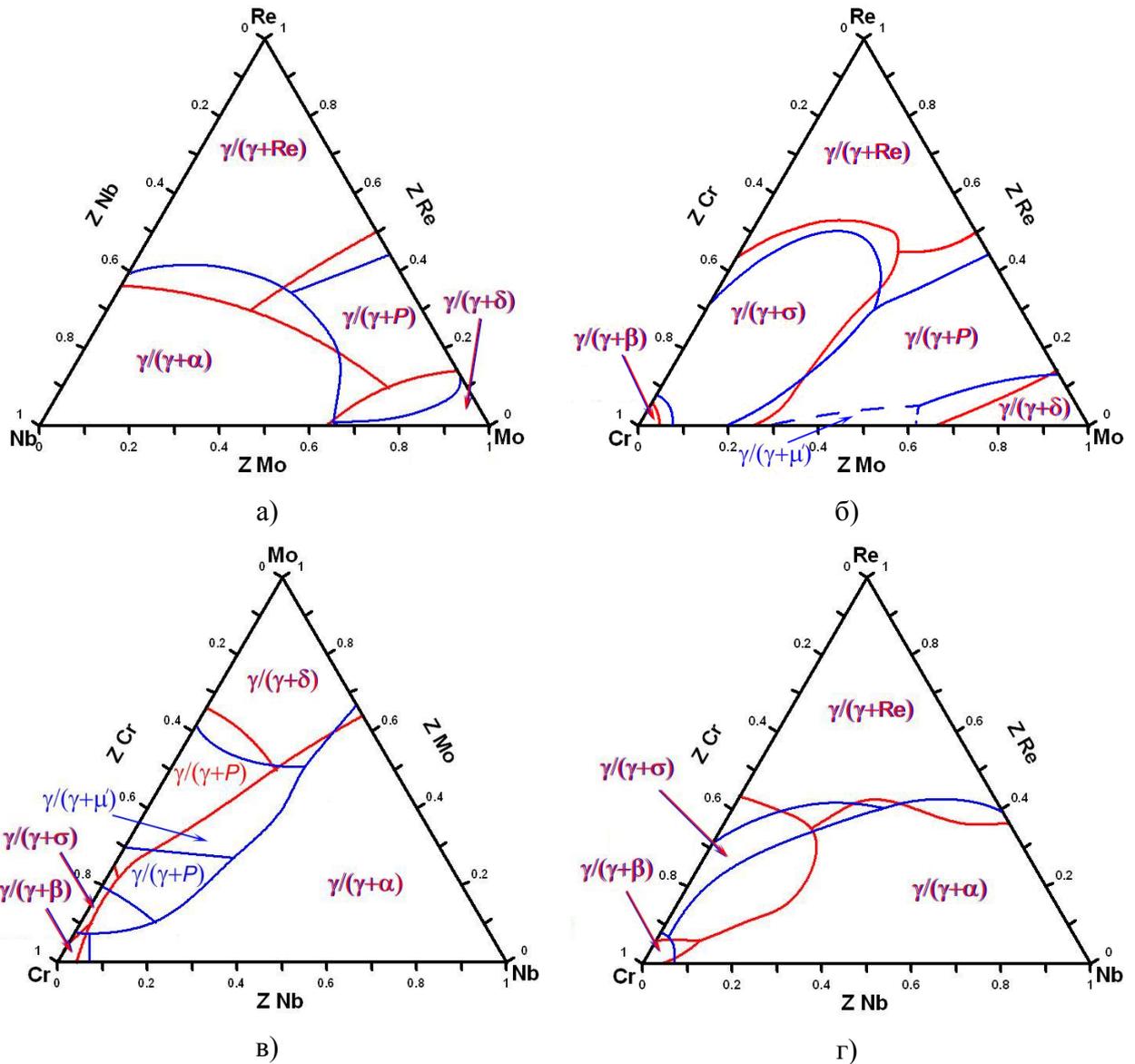


Рисунок 3.35. Проекция поверхностей никелевого твёрдого раствора в четырёхкомпонентных системах, ограничивающих пятикомпонентную систему Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К (показаны красными линиями) и при 1200 К (показаны синими линиями), в относительных концентрациях: а) система Ni-Re-Nb-Mo; б) система Ni-Re-Cr-Mo; в) система Ni-Nb-Cr-Mo; г) система Ni-Re-Nb-Cr.

Используя уравнение для соответствующей области при 1375 К, можно определить максимальную концентрацию легирующих элементов при этой температуре для заданных значений Z_i . Полученные в работе проекции поверхностей никелевого твёрдого раствора в четырёхкомпонентных системах при 1200 К позволяют точно определить фазу, образующуюся в результате дисперсионного твердения никелевого твёрдого раствора.

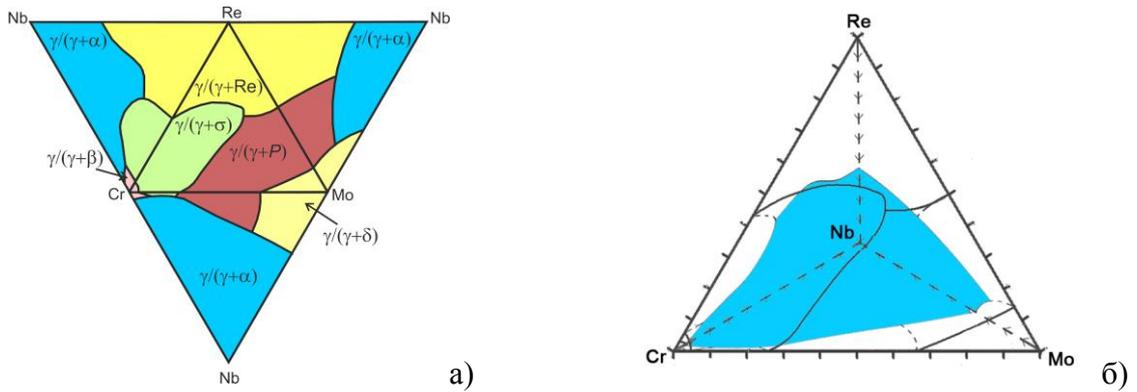


Рисунок 3.36. Графическое представление проекции поверхности никелевого твёрдого раствора в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К: а) развёртка тетраэдра; б) тетраэдр с выделенной границей $\gamma/(\gamma+\alpha)$.

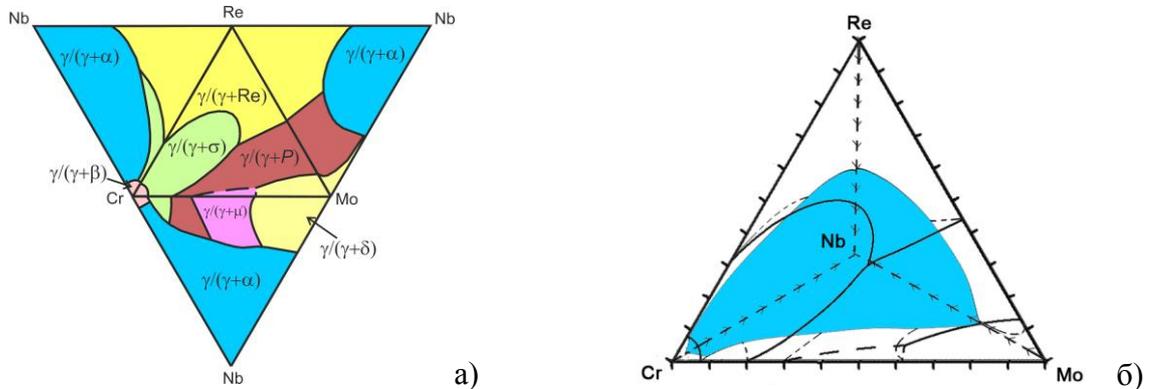


Рисунок 3.37. Графическое представление проекции поверхности никелевого твёрдого раствора в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К: а) развёртка тетраэдра; б) тетраэдр с выделенной границей $\gamma/(\gamma+\alpha)$.

Для проверки адекватности данного подхода был осуществлен эксперимент, представленный в разделе 3.3.

3.3. Исследование твёрдости совместно легированных рением, ниобием, хромом и молибденом никелевых дисперсионно-упрочнённых сплавов

Величина твёрдости связана с одной из основных механических характеристик, определяющих эксплуатационные свойства материалов, – пределом текучести – величиной, характеризующей напряжение, необходимое для появления заметной

пластической деформации (необратимой деформации). Наиболее простым способом определения предела текучести является его расчёт из измеренной твёрдости образца:

$$\sigma = H/3, \quad (3.8)$$

где σ – предел текучести, H – твёрдость [165].

Все полученные для измерения твёрдости двух-, трёх-, четырёх- и пятикомпонентные сплавы, составы которых были намечены исходя из результатов аналитического описания поверхности γ -твёрдого никелевого раствора, оказались однофазными после отжига при 1375 К и двухфазными после отжига при 1200 К (таблицы 3.16, 3.17, 3.18), что свидетельствует о корректном описании поверхности никелевого твёрдого раствора при 1375 и 1200 К в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo.

Таблица 3.16. Концентрация элементов в сплавах и значение твёрдости для двухкомпонентных и трёхкомпонентных систем.

№ сплава	Концентрация элементов					Фазовый состав при 1200 К	Твёрдость, HV 0,1	
	X_i , ат. %			Z_i			1375 К	1200 К
	Ni	Nb		Nb				
1.	91,1	8,9		1	0	$\gamma+\alpha$	213,8 (1,3)	454,3 (1,2)
	Ni	Cr		Cr				
2.	56,9	43,1		1	0	$\gamma+\beta$	180,7 (1,7)	352,4 (3,1)
	Ni	Re		Re				
3.	82,9	17,1		1	0	$\gamma+Re$	170,8 (2,7)	377 (2,2)
	Ni	Mo		Mo				
4.	75,0	25,0		1	0	$\gamma+\delta$	250,2 (10,9)	507,4 (0,9)
	Ni	Nb	Mo	Nb	Mo			
5.	86,3	7,1	6,6	0,52	0,48	$\gamma+\alpha$	223,5 (1,4)	455,8 (1,7)
6.	80,6	6,4	13,0	0,33	0,67	$\gamma+\alpha$	321,5 (1,9)	503,7 (21,)
7.	73,6	8,4	18,0	0,32	0,68	$\gamma+\alpha$	409,7 (2,2)	614,9 (2,2)
8.	88,6	9,1	2,3	0,80	0,20	$\gamma+\alpha$	225,2 (1,8)	467,6 (2,1)
9.	73,8	3,6	22,6	0,14	0,86	$\gamma+\delta$	289 (2,1)	583,9 (1,8)
10.	74,4	4,4	21,2	0,17	0,83	$\gamma+\delta$	322,9 (2,2)	624,1 (1,6)
	Ni	Cr	Mo	Cr	Mo			
11.	71,9	4,2	23,9	0,15	0,85	$\gamma+\delta$	224,2 (1,4)	459,3 (1,8)
12.	70,5	8,2	21,3	0,28	0,72	$\gamma+\delta$	239,5 (1,5)	427,4 (1,6)
13.	61,3	26,2	12,5	0,68	0,32	$\gamma+\mu$	205,1 (1,5)	414,3 (2,0)

№ сплава	Концентрация элементов					Фазовый состав при 1200 К	Твёрдость, HV 0,1	
	X _i , ат. %			Z _i			1375 К	1200 К
	Ni	Cr	Mo	Cr	Mo			
14.	69,5	11,4	19,1	0,37	0,63	γ+δ	245,6 (2,1)	418,8 (8,3)
15.	67,0	19,5	13,5	0,59	0,41	γ+μ	199,9 (1,6)	398,3 (7,7)
16.	62,8	16,2	20,9	0,44	0,56	γ+μ	267,4 (2,1)	491,3 (1,9)
17.	64,0	22,6	13,4	0,63	0,37	γ+μ	204,8 (1,6)	389,6 (3,5)
18.	58,4	28,2	13,4	0,68	0,32	γ+μ	207 (1,2)	401,7 (8,5)
19.	58,3	31,6	10,1	0,76	0,24	γ+P	232,3 (2,6)	403,2 (13,9)
20.	55,8	33,8	10,4	0,76	0,24	γ+P	226,3 (1,6)	400,6 (12,6)
21.	58,0	35,2	6,8	0,84	0,16	γ+σ	197,5 (1,6)	360,7 (12,9)
22.	55,2	41,0	3,8	0,92	0,08	γ+σ	195,8 (2,0)	329,2 (10,6)
23.	56,6	40,3	3,1	0,93	0,07	γ+β	180,9 (1,9)	353,3 (29,9)
	Ni	Cr	Re	Cr	Re			
24.	66,7	17,3	16,0	0,52	0,48	γ+Re	216,6 (8,0)	387,7 (13,4)
25.	78,8	4,6	16,6	0,22	0,78	γ+Re	215,3 (17,8)	363,9 (6,4)
26.	73,6	8,3	18,1	0,31	0,69	γ+Re	234,2 (2,3)	370,4 (19,4)
27.	60,5	36,9	2,6	0,93	0,07	γ+β	163,3 (2,3)	352,3 (2,6)
	Ni	Cr	Re	Cr	Re			
28.	60,8	33,9	5,3	0,86	0,14	γ+σ	205,4 (1,5)	383 (7,8)
29.	51,1	46,1	2,8	0,94	0,06	γ+β	203,9 (4,4)	301,5 (14,3)
30.	58,4	29,3	12,3	0,70	0,30	γ+σ	254 (1,9)	346,3 (2,2)
31.	82,6	9,2	8,2	0,53	0,47	γ+Re	202,3 (1,7)	379,8 (2,6)
32.	54,2	40,4	5,4	0,88	0,12	γ+σ	186 (1,9)	353 (15,1)
	Ni	Nb	Re	Nb	Re			
33.	87,3	10,2	2,5	0,80	0,20	γ+α	207,8 (0,7)	335,9 (9,5)
34.	85,0	8,1	6,9	0,54	0,46	γ+Re	208,3 (2,7)	332,5 (1,7)
35.	88,1	8,5	3,4	0,71	0,29	γ+α	229,4 (2,2)	426,1 (1,7)
36.	83,8	10,4	5,8	0,64	0,36	γ+α	202 (1,1)	450,2 (4,2)
37.	84,4	7,0	8,6	0,45	0,55	γ+Re	223,6 (1,2)	380,1 (1,6)
	Ni	Cr	Nb	Cr	Nb			
38.	59,8	37,2	3,0	0,93	0,07	γ+α	208,8 (3,2)	390,8 (15,6)
39.	65,8	28,6	5,6	0,84	0,16	γ+α	209,5 (1,4)	404 (2,2)

№ сплава	Концентрация элементов					Фазовый состав при 1200 К	Твёрдость, HV 0,1	
	X_i , ат. %			Z_i			1375 К	1200 К
	Ni	Cr	Nb	Cr	Nb			
40.	84,1	3,7	12,2	0,23	0,77	$\gamma+\alpha$	258,4 (10,7)	410,2 (1,8)
41.	70,2	21,4	8,4	0,72	0,28	$\gamma+\alpha$	262,9 (1,6)	354,6 (2,2)
42.	78,8	10,7	10,5	0,50	0,50	$\gamma+\alpha$	278,4 (2,0)	385,5 (2,1)
	Ni	Mo	Re	Mo	Re			
43.	73,2	11,8	15,0	0,44	0,56	$\gamma+\text{Re}$	263,9 (2,5)	450 (2,0)
44.	73,6	24,4	2,0	0,92	0,08	$\gamma+\delta$	235,7 (2,1)	476,3 (6,0)
45.	76,5	20,5	3,0	0,87	0,13	$\gamma+\delta$	246,4 (1,9)	419,9 (18,0)
46.	77,0	17,4	5,6	0,76	0,24	$\gamma+P$	207,3 (1,4)	413,5 (10,5)
47.	76,3	15,5	8,2	0,65	0,35	$\gamma+P$	249,8 (1,1)	394 (12,4)
48.	77,1	14,4	8,5	0,63	0,37	$\gamma+P$	233,3 (2,0)	443,2 (3,9)
49.	77,9	9,4	12,7	0,43	0,57	$\gamma+\text{Re}$	260,5 (3,8)	474,6 (2,1)
50.	76,9	7,1	16,0	0,31	0,69	$\gamma+\text{Re}$	245,6 (1,9)	414,1 (9,5)
51.	81,7	3,0	15,3	0,16	0,84	$\gamma+\text{Re}$	205,5 (1,2)	405,2 (2,2)

Таблица 3.17. Концентрация элементов в сплавах и значение твёрдости для γ_{Ni} -твёрдого раствора при 1375 К и двухфазной области $\gamma+\alpha$ при 1200 К сплавов четырёхкомпонентных системы, входящих в состав системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo

№ сплава	Концентрация элементов							Твёрдость, HV 0,1	
	X_i , ат. %				Z_i			1375 К	1200 К
	Ni	Nb	Cr	Mo	Nb	Cr	Mo		
1.	72,3	11,1	5,5	11,1	0,40	0,20	0,40	407,3 (1,1)	443,5 (1,1)
2.	79,8	7,1	7,1	6,0	0,35	0,35	0,30	226,0 (1,3)	284,7 (6,6)
3.	77,8	6,7	12,2	3,3	0,30	0,55	0,15	215,0 (1,5)	277,5 (1,4)
4.	74,7	6,3	17,7	1,3	0,25	0,70	0,05	194,4 (1,7)	275,5 (1,6)
	Ni	Re	Nb	Cr	Re	Nb	Cr		
5.	81,4	5,6	11,1	1,9	0,30	0,60	0,10	227,5 (0,7)	269,4 (1,7)
6.	76,2	7,0	9,5	8,3	0,28	0,38	0,33	266,0 (1,9)	292,0 (1,3)
7.	71,4	6,6	6,6	18,4	0,21	0,21	0,58	285,2 (1,9)	336,0 (1,1)
8.	68,3	3,2	6,3	22,2	0,10	0,20	0,70	268,3 (1,2)	307,6 (1,2)

№ сплава	Концентрация элементов							Твёрдость, HV 0,1	
	X_i , ат. %				Z_i			1375 К	1200 К
	Ni	Re	Nb	Mo	Re	Nb	Mo		
9.	82,3	5,3	10,6	1,8	0,30	0,60	0,10	229,8 (1,2)	272,0 (8,1)
10.	80,7	5,8	8,7	4,8	0,30	0,45	0,25	232,6 (1,0)	287,8 (1,3)
11.	78,3	5,4	7,6	8,7	0,25	0,35	0,40	220,3 (1,3)	348,5 (12,3)
12.	75,5	2,5	8,6	13,4	0,10	0,35	0,55	409,1 (0,9)	421,6 (2,0)

Таблица 3.18. Концентрация элементов в сплавах и значение твёрдости для γ_{Ni} -твёрдого раствора при 1375 К и двухфазной области $\gamma+\alpha$ при 1200 К сплавов пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Твёрдость, HV 0,1	
	Ni	Re	Nb	Cr	Mo	при 1375 К	при 1200 К
1.	81,0	1,9	8,5	1,9	6,7	242,9 (1,2)	320,2 (1,0)
2.	72,4	2,7	6,9	16,6	1,4	226,2 (1,3)	308,5 (12,1)
3.	80,6	5,8	9,7	1,9	1,9	245,5 (1,2)	286,2 (1,7)
4.	76,5	4,7	7,0	5,9	5,9	227,5 (25,9)	306,8 (28,8)

Для трёхкомпонентных систем Ni-Nb-Mo, Ni-Cr-Mo, Ni-Cr-Re, Ni-Nb-Re, Ni-Cr-Nb, Ni-Re-Mo зависимость твёрдости от состава для однофазных никелевых сплавов (отожжены при 1375 К), и для двухфазных никелевых сплавов с одинаковой выделяющейся фазой, которые получены в результате отжига при 1200 К, описывались уравнением вида:

$$H = A * Z_i^2 + B * Z_i + C, \quad (3.7)$$

где H – твёрдость, HV 0,1; Z_i – относительная концентрация i -компонента; A , B , C – коэффициенты уравнения, представленные в таблице 3.19.

Полученные графические представления проекций поверхности никелевого твёрдого раствора в разделе 3.2 могут быть использованы в качестве системы координат (ось абсцисс в случае трёхкомпонентных систем) для построения диаграмм состав-структура-свойство, позволяющих оценить изменение свойств сплавов в зависимости от состава и структуры сплава. В настоящей работе такие диаграммы построены для трёхкомпонентных систем Ni-Nb-Mo, Ni-Cr-Mo, Ni-Cr-Re, Ni-Nb-Re, Ni-Cr-Nb, Ni-Re-Mo, где свойство (ось ординат) представлено значениями твёрдости (рисунок 3.38).

Таблица 3.19. Коэффициенты уравнения 3.7, описывающего зависимость твёрдости от состава в трёхкомпонентных системах Ni-Nb-Mo, Ni-Cr-Mo, Ni-Cr-Re, Ni-Nb-Re, Ni-Cr-Nb, Ni-Re-Mo.

Система	Температура, К	Фазовая область	Коэффициенты уравнения			Коэффициент корреляции
			A	B	C	
Ni-Nb-Mo	1375	γ	-133,81	50,91	281,69	0,712
	1200	$\gamma+\alpha$	750,77	-1191,6	667,29	0,905
		$\gamma+\delta$	3863,6	16,3	507,43	1
Ni-Cr-Mo	1375	γ	-73,60	10,71	243,6	0,785
	1200	$\gamma+\delta$	437,89	-404,7	507,91	0,999
		$\gamma+\mu$	3189,5	-3907,8	1590,8	0,990
		$\gamma+\sigma$	0	-404,18	699,28	1
		$\gamma+\beta$	0	-11,85	364,28	1
Ni-Cr-Re	1375	γ	-213,67	215,13	174,23	0,739
	1200	$\gamma+Re$	193,58	-87,44	376,48	0,910
		$\gamma+\sigma$	-10455	16622	-6173,5	1
		$\gamma+\beta$	82606	-159630	77377	1
Ni-Nb-Re	1375	γ	-84,01	121,62	172,6	0,834
	1200	$\gamma+\alpha$	3231,1	-5335	2555,5	0,915
		$\gamma+Re$	-967,59	440,66	377,04	1
Ni-Cr-Nb	1375	γ	-321,28	286,86	212,7	0,968
	1200	$\gamma+\alpha$	210,2	-261,15	456,53	0,908
Ni-Re-Mo	1375	γ	-168,52	217,43	180,55	0,743
	1200	$\gamma+\delta$	-4993,2	10022	-4521,7	1
		$\gamma+P$	17138	-23940	8719	1
		$\gamma+Re$	279,34	65,99	378,99	0,943

Полученные диаграммы состав-структура-твёрдость, позволяют оценить изменение прочностных свойств сплавов в зависимости от выделяющейся фазы, а значит, могут быть использованы для направленного получения дисперсионно-твердеющих материалов.

По результатам исследования трёхкомпонентных систем Ni-Nb-Mo, Ni-Cr-Mo, Ni-Cr-Re, Ni-Nb-Re, Ni-Cr-Nb, Ni-Mo-Re наибольшее значение твёрдости ($624,1 \pm 1,6$) наблюдалось в двухфазной области $\gamma+\delta$ системы Ni-Nb-Mo после дисперсионного твердения при 1200 К у образца состава 74,4 ат. % Ni, 4,4 ат. % Nb и 21,2 ат. % Mo (сплав № 10, таблица 3.16).

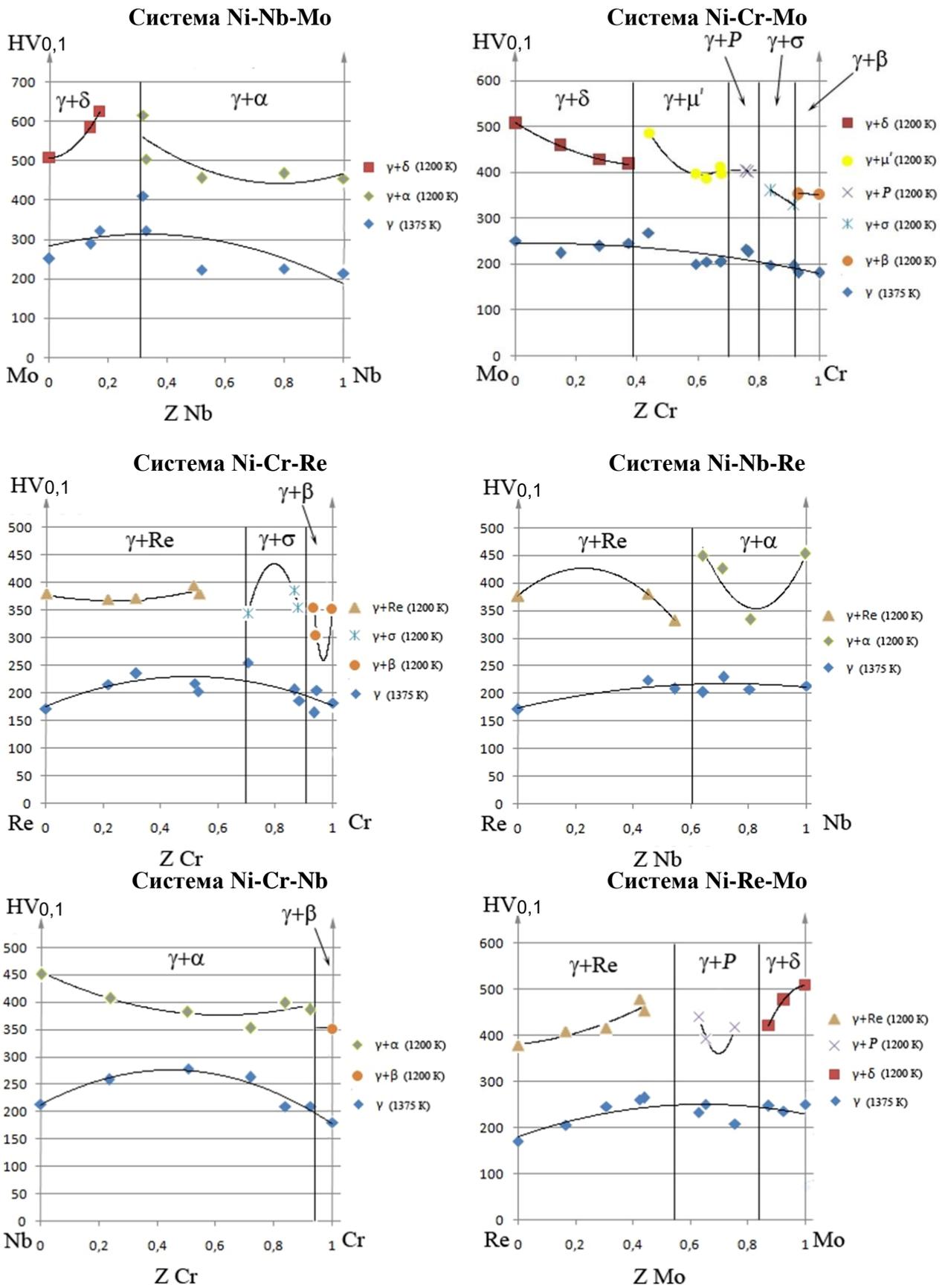


Рисунок 3.38. Диаграммы состав-структура-твёрдость для трёхкомпонентных систем Ni-Nb-Mo, Ni-Cr-Mo, Ni-Cr-Re, Ni-Nb-Re, Ni-Cr-Nb, Ni-Re-Mo при 1375 и 1200 К (линии, описывающие твёрдость в каждой из фазовых областей, получены по уравнению 3.7).

Твёрдость образцов с выделяющимся в результате отжига твёрдым раствором на основе рения в никелевой матрице трёхкомпонентных систем мало зависит от легирования третьим компонентом (системы Ni-Cr-Re и Ni-Nb-Re) и увеличивается только в системе Ni-Re-Mo при повышении концентрации молибдена.

Приведенные в таблице 3.16 данные показывают, что для образцов с выделяющейся α фазой наибольшие значения твёрдости наблюдаются в системе Ni-Nb-Mo ($614,9 \pm 2,2$ HV 0,1, сплав № 7 состава 73,6 ат. % Ni, 8,4 ат. % Nb и 18,0 ат. % Mo, таблица 3.16). Определено, что увеличение концентрации хрома снижает твёрдость (в системе Ni-Cr-Mo) или практически не влияет (системы Ni-Cr-Re и Ni-Cr-Nb) на твёрдость.

В четырёхкомпонентных системах Ni-Re-Nb-Cr, Ni-Re-Nb-Mo, Ni-Nb-Cr-Mo, а также в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo исследовались только области с выделяющейся α фазой, так как сплавы, упрочнённые хрупкими фазами (δ , σ , μ , P), даже если и имеют более высокие значения предела текучести, разрушаются до его достижения [1, 2].

Микроструктуры четырёхкомпонентных №№ 1, 2, 3, 4, 6, 8, 12 (таблица 3.17) и пятикомпонентных №№ 1, 2 (таблица 3.18) сплавов приведены на рисунке 3.39. Составы сплавов № 1 – 12 (таблица 3.17), нанесённые на проекции поверхностей никелевого твёрдого раствора в четырёхкомпонентных системах Ni-Re-Nb-Mo, Ni-Nb-Cr-Mo, Ni-Re-Nb-Cr при 1375 и 1200 К, представлены на рисунке 3.40.

Для оценки применимости подхода, заключающегося в построении поверхности никелевого твёрдого раствора для границы $\gamma/(\gamma+\alpha)$ в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К (раздел 3.2), к выбору составов сплавов, термообработка которых в реальных производственных условиях проводится в более короткий временной интервал (24 – 48 часов), на рисунке 3.41 приведено сопоставление экспериментальных значений концентрации никеля в никелевом твёрдом растворе в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К с его расчётными значениями, полученными по уравнению 3.4.

Как видно из таблиц 3.17 и 3.18, наибольшее значение твёрдости в двухфазной области $\gamma+\alpha$ четырёхкомпонентных систем Ni-Re-Nb-Cr, Ni-Re-Nb-Mo, Ni-Nb-Cr-Mo и пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo ($443,5 \pm 1,1$ HV 0,1) наблюдалось после отжига при 1200 К в образце состава 72,3 ат. Ni %, 11,1 ат. % Nb, 5,5 ат. % Cr, 11,1 ат. % Mo (сплав № 1, таблица 3.17). Однако это значение оказалось ниже по сравнению со значением, полученным для сплава трёхкомпонентной системы Ni-Nb-Mo. Тенденция снижения твёрдости в двухфазной области $\gamma+\alpha$ четырёхкомпонентных систем Ni-Re-Nb-

Cr, Ni-Re-Nb-Mo, Ni-Nb-Cr-Mo и пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo по сравнению с образующими их трёхкомпонентными системами наблюдается практически для всех составов. В указанных четырёхкомпонентных системах твёрдость изменяется в зависимости от качественного и количественного состава сплавов в интервале от $269,4 \pm 1,7$ до $443,5 \pm 1,1$ HV 0,1, а в пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo значения твёрдости изменяются в более узком интервале значений от $286,2 \pm 1,7$ до $320,2 \pm 1,0$ HV 0,1.

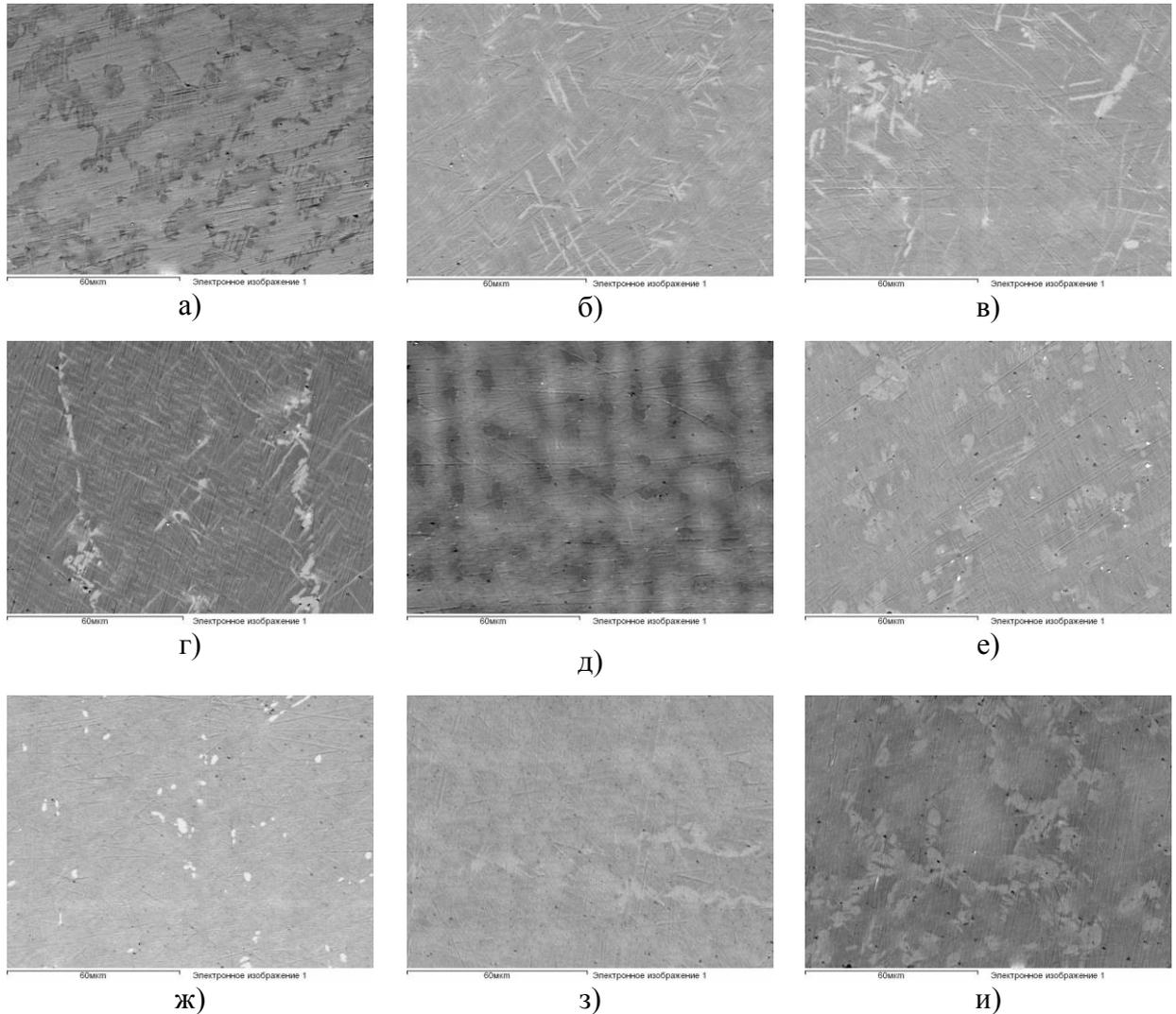


Рисунок 3.39. Микроструктура сплавов после отжига дисперсионного твердения при 1200 К в течение 24 часов: а) № 1 (таблица 3.17); б) № 2 (таблица 3.17); в) № 3 (таблица 3.17); г) № 4 (таблица 3.17); д) № 6 (таблица 3.17); е) № 8 (таблица 3.17); ж) № 12 (таблица 3.17); з) № 1 (таблица 3.18); и) № 2 (таблица 3.18).

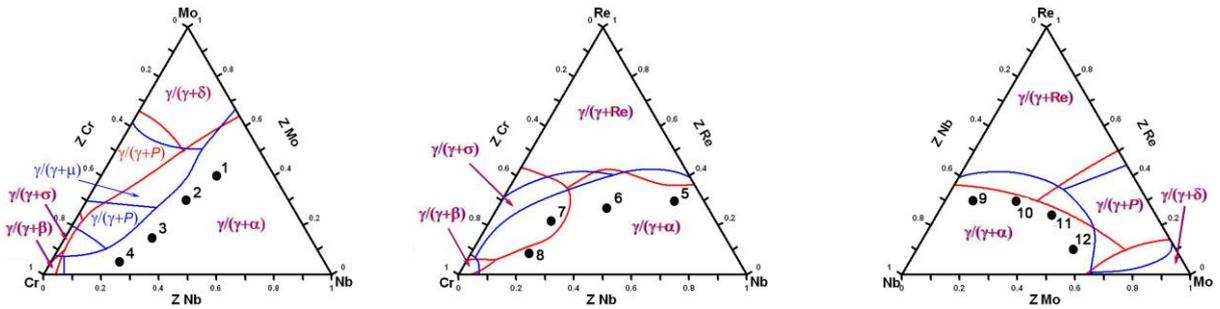


Рисунок 3.40. Проекция поверхностей никелевого твёрдого раствора в четырёхкомпонентных системах Ni-Re-Nb-Mo, Ni-Nb-Cr-Mo, Ni-Re-Nb-Cr с нанесёнными составами четырёхкомпонентных сплавов № 1 – 12, лежащими при 1200 К на границе $\gamma/(\gamma+\alpha)$.

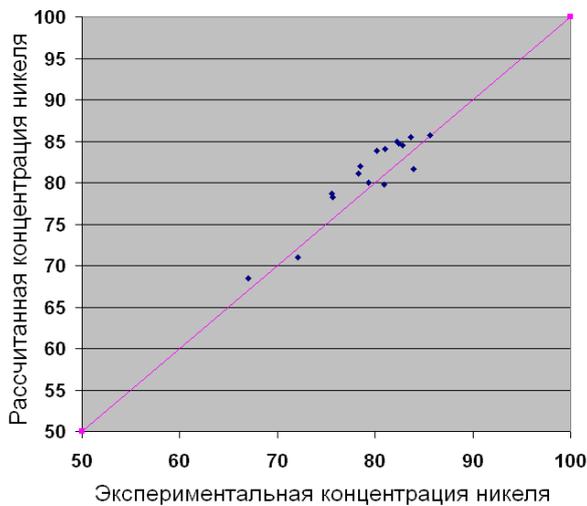


Рисунок 3.41. Сопоставление экспериментальных значений концентрации никеля в никелевом твёрдом растворе для сплавов с выделяющейся фазой α пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К с его расчётными значениями, полученными по уравнению 3.4.

Известно, что наилучшие прочностные свойства соответствуют определённой стадии дисперсионного твердения, когда выделяется такое число мельчайших частиц второй фазы, которое создаёт наибольшее торможение пластической деформации [166]. На рисунке 3.39 видно, что не во всех случаях удалось обеспечить выделение мелких частиц фазы α при выбранном режиме термообработки. Максимальное значение твёрдости может быть достигнуто подбором режима термообработки для сплава с определённым составом. Так, для сплава ХН68ВКТЮ, за счёт подбора режимов термообработки удалось улучшить значение твёрдости с 360 до 460 – 480 Н/мм² (HV) [167].

3.4. Исследование устойчивости к высокотемпературному окислению на воздухе совместно легированных рением, ниобием, хромом и молибденом никелевых сплавов при 1200 К

Для оценки устойчивости к высокотемпературному окислению на воздухе синтезированы сплавы, исходный состав которых представлен в таблице 3.20. Вследствие различной растворимости легирующих компонентов в никеле составы сплавов пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo были равномерно распределены по пятимерной плоскости, которая при исключении никеля представляет собой тетраэдр, при этом структура сплавов должна быть однофазной и содержание легирующих компонентов должно быть близко к максимальному при 1200 К. Результаты определения относительного изменения массы образцов сплавов при высокотемпературном окислении на воздухе при 1200 К и толщины окисленного слоя образцов однофазных сплавов (фаза γ) приведены в таблице 3.20.

Таблица 3.20. Состав однофазных сплавов (фаза γ) и изменение массы в процессе высокотемпературного окисления образцов этих сплавов на воздухе при 1200 К, а также толщина окисленного слоя этих образцов.

№	Системы	Концентрация элементов в сплаве, ат.%					w, %	Толщина окисленного слоя, мкм
		Ni	Re	Nb	Mo	Cr		
1.	Ni	100,0	0	0	0	0	0,4783	–
2.	Ni-Nb	90,0	0	10	0	0	2,5740	202,4
3.	Ni-Mo	80,0	0	0	20,0	0	-11,1130	24,9
4.	Ni-Cr	60,0	0	0	0	40,0	-0,0549	141,7
5.	Ni-Re	90,0	10,0	0	0	0	0,0000	140,5
6.	Ni-Mo-Cr	75,0	0	0	15,0	10,0	-16,4089	–
7.		70,0	0	0	10,0	20,0	-31,3047	–
8.		65,0	0	0	5,0	30,0	-11,3986	64,2
9.	Ni-Nb-Mo	87,5	0	7,5	5,0	0	-0,8205	107,1
10.		85,0	0	5,0	10,0	0	-3,8747	–
11.		82,5	0	2,5	15,0	0	-9,0448	–
12.	Ni-Re-Nb	90,0	2,5	7,5	0	0	0,9384	137,5
13.		90,0	5,0	5,0	0	0	0,5920	47,6
14.		90,0	7,5	2,5	0	0	0,2375	71,5

№	Системы	Концентрация элементов в сплаве, ат.%					w, %	Толщина окисленного слоя, мкм
		Ni	Re	Nb	Mo	Cr		
15.	Ni-Re-Cr	82,5	7,5	0	0	10,0	0,2592	38,7
16.		75,0	5,0	0	0	20,0	0,1128	21,6
17.		67,5	2,5	0	0	30,0	0,1829	64,0
18.	Ni-Nb-Cr	82,5	0	7,5	0	10,0	-0,5441	42,9
19.		75,0	0	5,0	0	20,0	0,0897	53,7
20.		67,5	0	2,5	0	30,0	-1,5539	–
21.	Ni-Re-Mo	87,5	7,5	0	5,0	0	0,6233	–
22.		85,0	5,0	0	10,0	0	-3,5392	31,7
23.		82,5	2,5	0	15,0	0	-3,6028	–
24.	Ni-Re-Nb-Mo	86,7	3,3	3,3	6,7	0	0,6785	15,6
25.		88,3	6,7	1,7	3,3	0	0,0698	176,6
26.		93,3	1,7	1,7	3,3	0	0,6268	36,4
27.		88,3	1,7	6,7	3,3	0	0,9270	236,1
28.	Ni-Re-Nb-Cr	80,0	3,3	3,3	0	13,4	-0,2913	41,0
29.		70,0	1,7	1,7	0	26,6	0,1623	22,6
30.		84,9	1,7	6,7	0	6,7	1,6992	56,1
31.		84,9	6,7	1,7	0	6,7	0,2490	61,3
32.	Ni-Re-Mo-Cr	76,7	3,3	0	6,7	13,3	-8,9356	27,0
33.		68,3	1,7	0	3,3	26,7	-11,5342	–
34.		78,3	1,7	0	13,3	6,7	-41,4389	25,3
35.		83,3	6,7	0	3,3	6,7	-4,5312	17,7
36.	Ni-Nb-Mo-Cr	76,7	0	3,3	6,7	13,3	-3,8189	71,4
37.		68,3	0	1,7	3,3	26,7	-2,1564	15,3
38.		78,3	0	1,7	13,3	6,7	-12,1382	–
39.		83,3	0	6,7	3,3	6,7	-1,3761	–
40.	Ni-Re-Nb-Cr-Mo	77,4	1,3	1,3	15,0	5,0	-5,4491	60,2
41.		83,7	1,4	7,6	2,3	5,0	0,9279	–
42.		83,7	7,5	1,3	2,5	5,0	-0,3654	51,9
43.		65,0	1,4	1,3	2,3	30,0	1,2396	21,8
44.		80,0	2,5	2,5	5,0	10,0	0,6078	109,9

Данные, приведённые в таблице 3.20, показывают, что содержание молибдена от 2,5 до 20,0 ат. % приводит к уменьшению массы образцов сплавов (до 41,5 % от массы образца) всех исследуемых систем, которое происходило вследствие отслаивания окисленных слоёв. Наибольшая потеря массы наблюдалась при окислении сплавов № 7 (Ni70,0Mo10,0Cr20,0) и № 34 (Ni78,3Re1,7Mo13,3Cr6,7), что, по-видимому, связано с образованием фазы Mo_4O_{11} (рисунок 3.42).

Это указывает на то, что процесс высокотемпературного окисления на воздухе сплавов с содержанием молибдена более 2,5 ат.% имеет характер катастрофического окисления, причем присутствие хрома усиливает, а рения при концентрациях 6,7 – 7,5 ат.% подавляет этот процесс. Среди двухкомпонентных сплавов на основе никеля самая значительная потеря массы образца была обнаружена у сплава Ni80,0Mo20,0. Из-за уменьшения растворимости молибдена в никеле в присутствии кислорода, наблюдается выделение фазы δ (рисунок 3.43) и образование оксида NiO (структурный тип NaCl, $a = 4,1746(2)$ нм), что согласуется со строением диаграммы фазовых равновесий системы Ni-Mo-O [153].

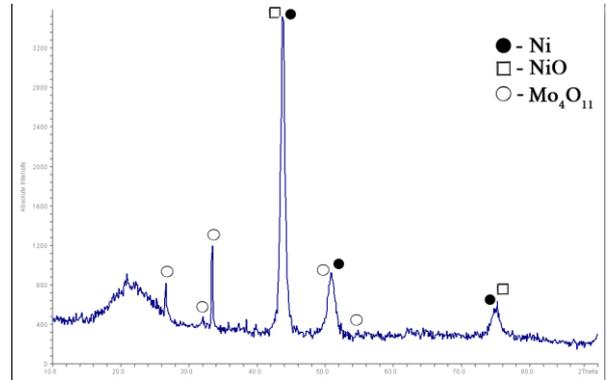


Рисунок 3.42. Рентгенограмма окисленного сплава № 7 (таблица 3.20).

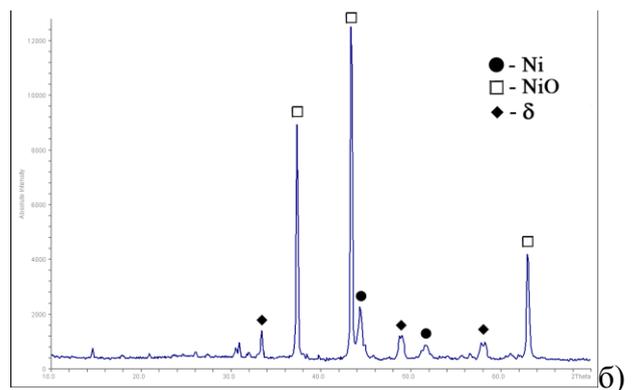
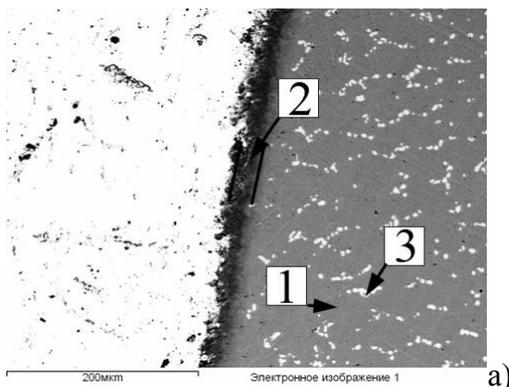


Рисунок 3.43. Окисленный сплав № 3 (таблица 3.20): а) микроструктура (1 – сплав; 2 – окисленный слой; 3 – δ фаза); б) рентгенограмма.

Чистый никель даёт увеличение массы, а при окислении сплава Ni60,0Cr40,0 наблюдается небольшая потеря массы образца (рисунок 3.44). Исследование окисленного слоя данного сплава указало на существование в нём NiO (структурный тип NaCl, $a = 4,1717(8)$ нм) и NiCr_2O_4 (структурный тип NiCr_2O_4 , $a = 8,343(2)$ нм). В самом сплаве

наблюдается внутреннее окисление. Полученные результаты соответствуют приведённым в литературном обзоре для окисления сплавов двухкомпонентной системы Ni-Cr с содержанием хрома ниже 10 % и температуре 700 °С, однако реализация подобного случая в данном эксперименте, проводимого при 1200 К (927 °С), связана, по-видимому, с малым временем отжига. Легирование хромом двух- и трёхкомпонентных систем, содержащих никель и молибден, не только не предотвращает потерю массы образца, но и способствует этому. В трёхкомпонентных системах Ni-Nb-Cr и Ni-Re-Cr оптимальное содержание хрома, повышающее окислительную устойчивость, находится на уровне 20 ат.% (сплав № 16, № 19, таблица 3.20).

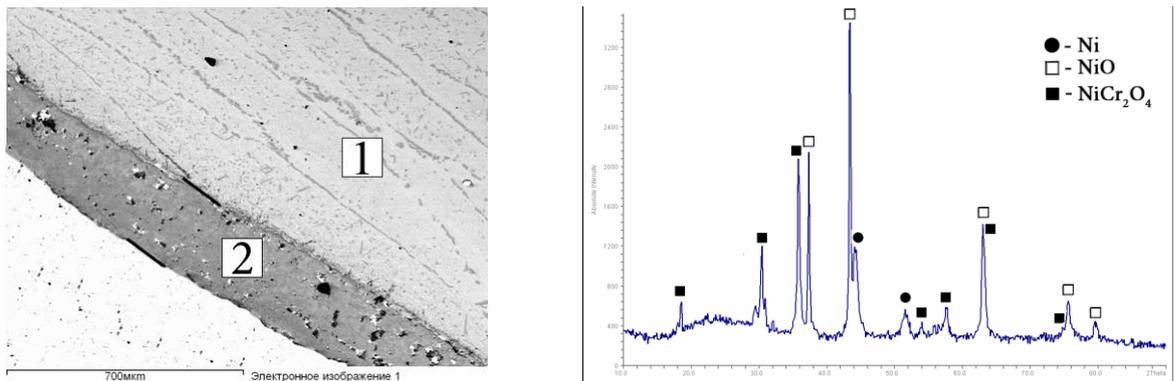


Рисунок 3.44. Окисленный сплав № 3 (таблица 3.20): а) микроструктура (1 – сплав; 2 – окисленный слой); б) рентгенограмма окисленного слоя.

В сплавах, в которых при отсутствии хрома концентрация ниобия превышает концентрацию молибдена и рения, на поверхности происходит образование толстого окисленного слоя (сплавы №№ 2, 9, 12, 27). В сплавах №№ 9, 12 в окисленной зоне образуются оксиды NiO и Nb₂O₅ (рисунок 3.45). Рентгенограмма окисленной зоны сплава № 9 приведена на рисунке 3.46.

При окислении сплавов, содержащих ниобий, в большинстве систем, где отсутствовал молибден или его концентрация была менее 2,5 ат.%, наблюдалось увеличение массы образца: заметные значения получены при исследовании сплавов № 2 (Ni90,0Nb10,0), № 30 (Ni84,9Re1,7Nb6,7Cr6,7) и № 43 (Ni65,0Re1,4Nb1,3Mo2,3Cr30,0).

При окислении сплава № 5 состава Ni90,0Re10,0 изменение массы образца практически отсутствовало, что связано с образованием плотной двуслойной окисленной зоны (рисунок 3.47 а). При окислении легированных рением (до 10 ат. %) никелевых сплавов трёхкомпонентных систем Ni-Re-Nb и Ni-Re-Mo, увеличение мольной доли рения способствовала меньшему изменению массы образцов, следовательно, лучшей окислительной устойчивости сплавов.

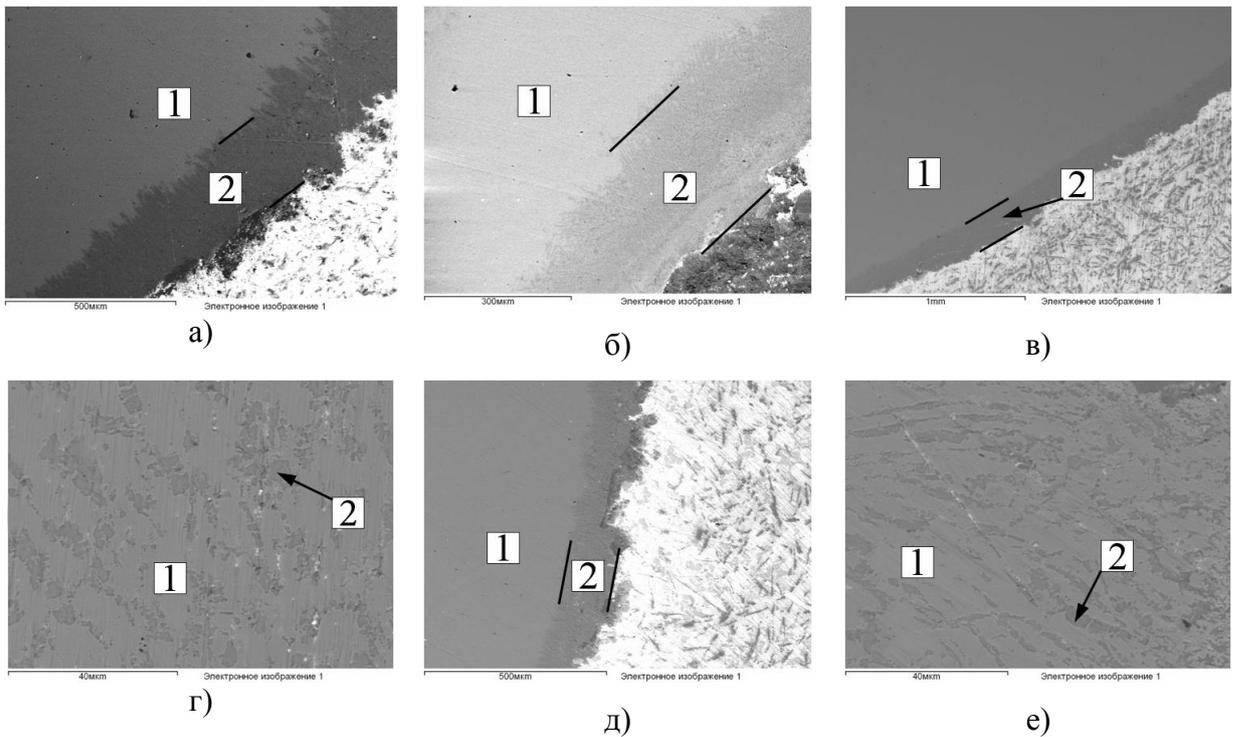


Рисунок 3.45. Микроструктуры окисленных сплавов: а) сплав № 2 (1 – сплав, 2 – окисленный слой), б) сплав № 27 (1 – сплав, 2 – окисленный слой), в) сплав № 9 (1 – сплав, 2 – окисленный слой); г) окисленный слой сплава № 9 (1 – твёрдый раствор молибдена в никеле, 2 – оксидная фаза), д) сплав № 12 (1 – сплав, 2 – окисленный слой); е) окисленный слой сплава № 12 (1 – твёрдый раствор рения в никеле, 2 – оксидная фаза).

Исследование методом ЭЗМА и РФА сплава № 25 состава $\text{Ni}88,3\text{Re}6,7\text{Nb}1,7\text{Mo}3,3$ (рисунок 3.47 б) показало, что окисленная зона, как и в сплаве № 5, состоит из двух слоёв: внешнего (слой № 1), состоящего из NiO и не содержащего рений, и внутреннего (слой № 2), обогащённого рением. Двуслойные окисленные зоны образуются в сплавах, в которых отсутствует хром, а концентрация рения превышает содержание как ниобия, так и молибдена. Толщина окисленного слоя в этих сплавах значительно превышает таковую для сплавов, содержащих хром.

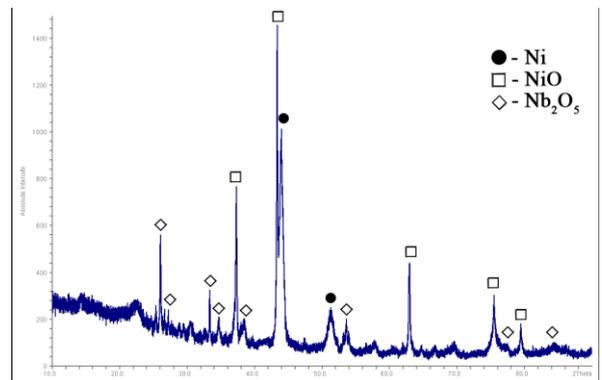


Рисунок 3.46. Рентгенограмма окисленного слоя сплава № 9 (таблица 3.20).

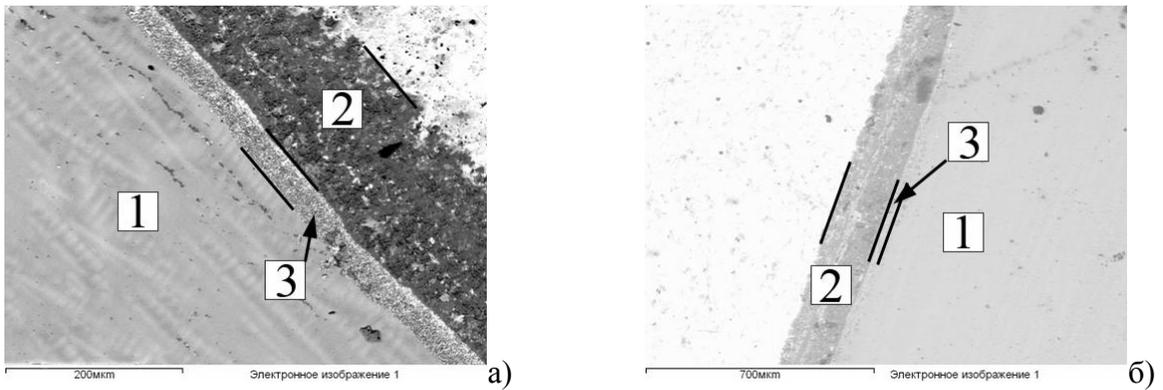


Рисунок 3.47. Микроструктуры окисленных сплавов: а) сплав № 5 (1 – сплав, 2 – слой NiO, 3 – окисленный слой, обогащённый рением); б) сплав № 25 (1 – сплав, 2 – слой NiO, 3 – окисленный слой, обогащённый рением).

Определение закономерностей высокотемпературного окисления на воздухе совместно легированных рением, ниобием, хромом и молибденом однофазных никелевых сплавов от состава играют важную роль, поскольку именно никелевая матрица составляет основу дисперсионно-упрочнённых сплавов.

Для оценки влияния выделений упрочняющей фазы α на устойчивость к высокотемпературному окислению на воздухе двухфазные ($\alpha+\gamma$) дисперсионно-упрочнённые сплавы, полученные ранее для измерения твёрдости (таблицы 3.17, 3.18), были подвергнуты окислению по методике, аналогичной той, что применялась для исследования однофазных образцов. Результаты исследования этих сплавов представлены в таблице 3.21 и на рисунке 3.48.

Таблица 3.21. Концентрация элементов в сплавах, изменение массы в процессе окисления и толщина окисленного слоя двухфазных образцов ($\gamma+\alpha$).

№	Системы	Концентрация элементов в сплаве, ат.%					w, %	Толщина окисленного слоя, мкм
		Ni	Re	Nb	Mo	Cr		
1.	Ni-Nb-Mo-Cr	72,3	0	11,1	11,1	5,5	-1,0139	240,8
2.		79,8	0	7,1	6	7,1	-0,9643	80,9
3.		77,8	0	6,7	3,3	12,2	0,1488	92,2
4.		74,7	0	6,3	1,3	17,7	0,2600	28,8
5.	Ni-Re-Nb-Cr	81,4	5,6	11,1	0	1,9	-1,5009	146,7
6.		76,2	7	9,5	0	8,3	0,8183	4,7
7.		71,4	6,6	6,6	0	18,4	-0,6863	-
8.		68,3	3,2	6,3	0	22,2	-0,0710	123,0

№	Системы	Концентрация элементов в сплаве, ат.%					w, %	Толщина окисленного слоя, мкм
		Ni	Re	Nb	Mo	Cr		
9.	Ni-Re-Nb-Mo	82,3	5,3	10,6	1,8	0	0,3131	400,3
10.		80,7	5,8	8,7	4,8	0	-0,2302	143,3
11.		78,3	5,4	7,6	8,7	0	0,5073	52,0
12.		75,5	2,5	8,6	13,4	0	-0,9078	149,7
13.	Ni-Re-Nb-Cr-Mo	81,0	1,9	8,5	6,7	1,9	1,5862	11,5
14.		72,4	2,7	6,9	1,4	16,6	-1,4265	83,7
15.		80,6	5,8	9,7	1,9	1,9	-0,7424	113,6
16.		76,5	4,7	7,0	5,9	5,9	0,8651	-

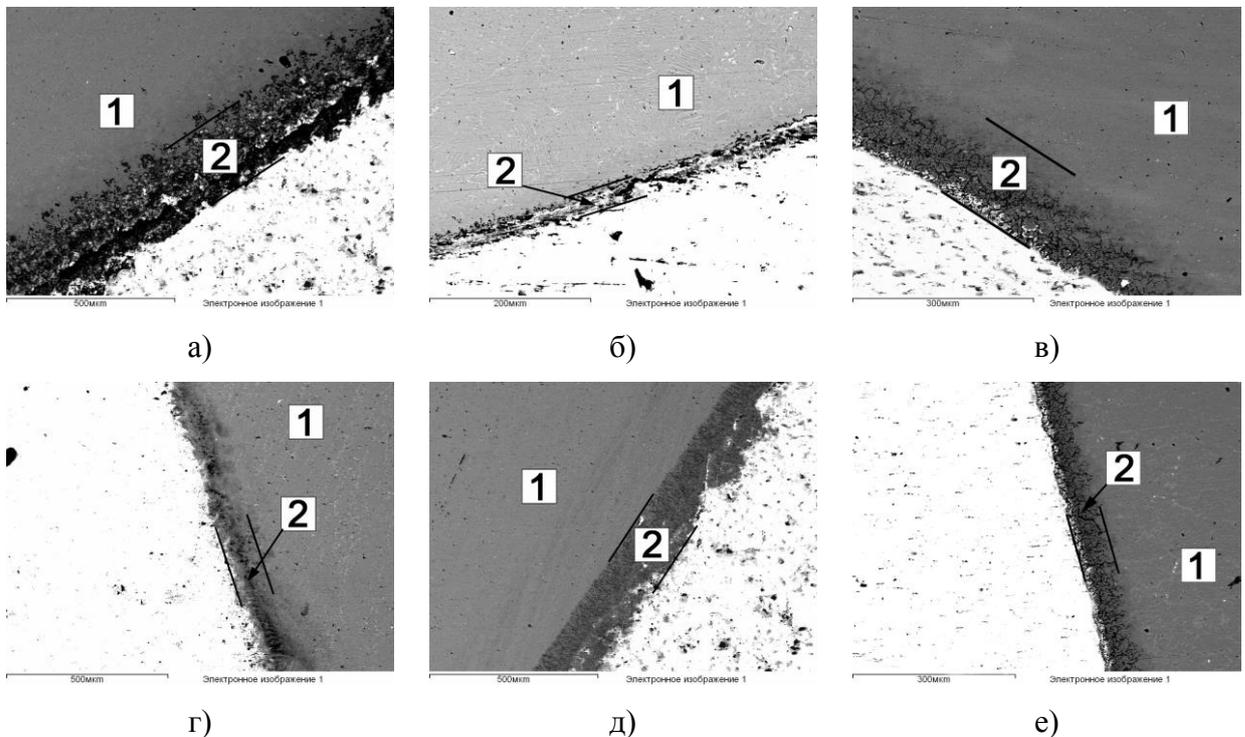


Рисунок 3.48. Микроструктуры окисленных сплавов (таблица 3.21): а) сплав № 1; б) сплав № 4; в) сплав № 5; г) сплав № 8; д) сплав № 12; е) сплав № 14.

Среди дисперсионно-упрочнённых сплавов наибольшей устойчивостью к высокотемпературному окислению на воздухе обладает сплав № 8 (таблица 3.21), так как при сравнительно небольшой толщине окисленного слоя (123,0 мкм) относительная убыль массы невелика и составляет 0,0710 %. Следует отметить, что двухфазный сплав № 8 (таблица 3.21) является наиболее близким к значениям концентраций легирующих

компонентов однофазных никелевых сплавов, отвечающих наибольшей устойчивости к высокотемпературному окислению на воздухе при 1200 К.

Таким образом, выделение фазы α практически не влияет на устойчивость к высокотемпературному окислению на воздухе при 1200 К по сравнению с однофазными образцами, концентрации легирующих компонентов которых находятся в тех же пределах. Следует отметить, что в упрочнённых фазой α сплавах содержание молибдена не оказывает столь сильного влияния на снижение устойчивости к высокотемпературному окислению на воздухе по сравнению с однофазными сплавами, о чём свидетельствует небольшое относительное изменение массы образца при окислении, находящееся в пределах $\pm 1,5\%$.

Выводы

1. Комплексом методов физико-химического анализа с использованием метода графов установлены фазовые равновесия в девяти четырёхкомпонентных системах никеля, рения и переходных металлов V – VI групп при 1375 К, содержащих упрочняющую фазу α -Ni₃(Nb,Ta): Ni-Re-V-Nb; Ni-Re-V-Ta; Ni-Re-Nb-Ta; Ni-Re-Cr-Nb; Ni-Re-Mo-Nb; Ni-Re-W-Nb; Ni-Re-Cr-Ta; Ni-Re-Mo-Ta; Ni-Re-W-Ta.
2. С использованием метода графов осуществлена полиэдрация изотермических сечений диаграммы фазовых равновесий пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 и 1200 К. Установлено, что при 1375 К никелевый твёрдый раствор (γ_{Ni}) в этой системе находится в равновесии с фазами α , β , δ , σ , P , Re и образует пятифазное равновесие $P+\sigma+\alpha+Re+\gamma$, а при 1200 К γ_{Ni} образует ещё одно пятифазное равновесие $P+\gamma+\mu'+\delta+\alpha$ с появляющейся в системе тройной фазой μ' .
3. Экспериментально установлена максимальная растворимость легирующих компонентов в твёрдом растворе на основе никеля в пятикомпонентной системе Ni-Re-Mo-Nb-Cr при 1375 и 1200 К, и предложен способ интерполяции полученных результатов кусочно-непрерывной функцией, удовлетворяющий принципу соответствия.
4. Проекция поверхности никелевого твёрдого раствора, описанная кусочно-непрерывной функцией, использована в системе координат для построения диаграмм состав-структура-свойство дисперсионно-упрочнённых сплавов. Построены диаграммы состав-структура-твёрдость для трёхкомпонентных систем Ni-Nb-Mo, Ni-Cr-Mo, Ni-Cr-Re, Ni-Nb-Re, Ni-Cr-Nb, Ni-Mo-Re. Установлено, что при использованном режиме термообработки максимальной твёрдостью обладают сплавы из двухфазных областей $\gamma+\delta$ ($624,1 \pm 1,6$ HV 0,1) и $\gamma+\alpha$ ($614,9 \pm 2,2$ HV 0,1) трёхкомпонентной системы Ni-Nb-Mo.
5. Определены значения твёрдости дисперсионно-упрочнённых сплавов с выделяющейся α -фазой в четырёхкомпонентных системах Ni-Re-Nb-Cr, Ni-Re-Nb-Mo, Ni-Nb-Cr-Mo и пятикомпонентной системе Ni-Re-Nb-Cr-Mo. Установлено, что для сплавов, упрочнённых α -фазой, при выбранном режиме термообработки значения твёрдости сплавов четырёхкомпонентных и пятикомпонентной систем ниже по сравнению со сплавами трёхкомпонентных систем.
6. Установлено, что процесс высокотемпературного окисления на воздухе при 1200 К однофазных никелевых сплавов пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo с ростом концентрации молибдена приводит к потере массы образцов до 41,5 %, причём присутствие хрома усиливает, а рения подавляет этот процесс. В никелевых сплавах, упрочнённых α -фазой, содержание молибдена не оказывает столь сильного влияния на их устойчивость к высокотемпературному окислению на воздухе.

Список литературы

1. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / под ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С., Хагеля У.К.: пер. с англ. В 2-х книгах. Кн.1 / Под ред. Шалина Р.Е. – М.: Металлургия, 1995. – 384 С.
2. Reed R.C. The Superalloys. Fundamentals and Applications. – Cambridge: Cambridge University Press, 2006. – 372 p.
3. Heat-Resistant materials: ASM Speciality Handbook./ Ed. J.R. Davis – ASM International, 1997. – 591 p.
4. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T., Zhang J. X., Osawa M., Harada H., Aoki Y. and Arai M. Development of Next-Generation Ni-Base Single Crystal Superalloys // Superalloys 2004, (IMS, 2004). – С. 35 – 43.
5. Sato A., Harada H., Yeh A.C., Kawagishi K., Kobayashi T., Koizumi Y., Yokokawa T. and Zhang J.X. A 5th Generation SC Superalloy with Balanced High Temperature Properties and Processability. // Superalloys 2008, (TMS, 2008). – С. 131 – 138.
6. Kawagishi K., Yeh A., Yokokawa T., Kobayashi T., Koizumi Y., and Harada H. Development of an Oxidation-resistant High-strength Sixth-generation Single-crystal Superalloy // Superalloys 2012: Proceedings of the 12th International Symposium on Superalloys / Edited by E.S. Huron, R.C. Reed, M.C. Hardy, M.J. Mills, R.E. Montero, P.D. Portella, J. Telesman. – New Jersey, Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2012. – С. 189 – 195.
7. Walston S., Cetel A., MacKay R., O'Hara K., Duhl D. and Dreshfield R. Joint Development of a Fourth Generation Single Crystal Superalloy // Superalloys 2004, (TMS, 2004). – С. 15 – 24.
8. Kawagishi K., Sato A., Kobayashi T. and Harada H. Effect of Alloying Elements on the Oxidation Resistance of 4th Generation Ni-base Single-crystal Superalloys // J. Japan Inst. Metals, 69 (2005). – С. 249 – 252.
9. Yoshinari A., Tamura O., Murata Y., and Morinaga M. Development of Ni Based DS Superalloy with Excellent Oxidation Resistance and LCF Properties for Powergeneration Gas Turbines // Superalloys 2012: Proceedings of the 12th International Symposium on Superalloys / Edited by E.S. Huron, R.C. Reed, M.C. Hardy, M.J. Mills, R.E. Montero, P.D. Portella, J. Telesman. – New Jersey, Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2012. – С. 255 – 263.
10. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения. // Сб. «80 лет. Авиационные материалы и

- технологии» (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). – М.: ВИАМ, 2012. – 29 с.
11. Mechanical Engineers' Handbook: Materials and Mechanical Design /Edited by Myer Kutz. – Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2006. – 1342 с.
 12. Reed R., Mover are J., Sato A., Karlsson F., and Hasselqvist M. A New Single Crystal Superalloy for Power Generation Applications // Superalloys 2012: Proceedings of the 12th International Symposium on Superalloys / Edited by E.S. Huron, R.C. Reed, M.C. Hardy, M.J. Mills, R.E. Montero, P.D. Portella, J. Telesman. – New Jersey, Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2012. – С. 197 – 204.
 13. Hammerschmidt T., Seiser B., Cak M., Drautz R., Pettifor D.G. Structural stability of topologically close-packed phases: Understanding experimental trends in terms of the electronic structure // Superalloys 2012: Proceedings of the 12th International Symposium on Superalloys / Edited by E.S. Huron, R.C. Reed, M.C. Hardy, M.J. Mills, R.E. Montero, P.D. Portella, J. Telesman. – New Jersey, Hoboken: John Wiley & Sons, Inc., 2012. – С. 135 – 142.
 14. Тылкина М.А., Савицкий Е.М. Современное состояние и перспективы работ по сплавам рения // В кн.: Рений в новой технике, ч. 2. – М.: Наука, 1970. – С. 5 – 21.
 15. Савицкий Е.М., Тылкина М.А., Арская Е.П. Сплавы никеля с рением. // В сб. «Сплавы цветных металлов». – М.: Наука, 1972. – С. 220 – 229.
 16. Слюсаренко Е.М. Прогнозирование взаимодействия химических элементов в многокомпонентных системах: дис. ... на д-ра хим. наук: 02.00.01/Слюсаренко Евгений Михайлович. – М., 1998. – 360 с.
 17. Слюсаренко Е.М. Взаимодействие фаз в многокомпонентных системах и его описание с помощью графов // Тезисы докладов Пятой Всесоюзной конференции по кристаллохимии интерметаллических соединений (Львов, 17 – 19 октября 1989 г.). – Львов: ЛГУ, 1989. – С. 94.
 18. Kerimov E.Yu., Balykova Yu.V., Slyusarenko E.M. Polyhedration of multi-component systems of nickel with transition metals (V-VIIB subgroups) using the graph method // Chemistry of Metals and Alloys. – 2008. – V.1, № 3 – 4. – С. 244 – 249.
 19. Slyusarenko E.M., Sofin M.V., Kerimov E.Yu. Analysis of the phase equilibria in multicomponent systems using graphs./ Mendeleev Communications. – 1999. – № 2. – С. 56 – 59.
 20. Slyusarenko E.M., Borisov V.A., Sofin M.V., Kerimov E.Yu., Chastukhin A.E. Determination of phase equilibria in the Ni-V-Cr-Mo-Re system at 1425 K using the graph method. // J. of Alloys and Compounds. – 1999.– 284. – С. 171 – 189.

21. Sofin, M.V., Kerimov, E.Yu., Chastukhin, A.E., Bazhanova, N.A., Balykova, Yu.V., Slyusarenko E.M. Determination of phase equilibria in the Ni-V-Nb-Ta-Cr-Mo-W system at 1375 K using the graph method. // *J. of Alloys and Compounds*. – 2001. – 321. – С. 102 – 131.
22. Керимов Э.Ю., Балыкова Ю. В., Слюсаренко Е.М. Метод определения фазовых равновесий в многокомпонентных системах с помощью графов // XVIII Менделеевский съезд по общей и прикладной химии: Тезисы докладов: В 5 т.; т. 2 (Москва, 23 – 28 сентября 2007 г.). – М.: Граница, 2007. – С. 298.
23. Smith J.F., Carlson O.N. Nb-V (Niobium-Vanadium) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 2779 – 2782.
24. Smith J.F. Cr-V (Chromium-Vanadium) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 2. – С. 1351 – 1352.
25. Smith J.F. Mo-V (Molybdenum-Vanadium) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 2682 – 2684.
26. Nagender Naidu S.V., Sriramamurthy A.M., Vijayakumar M., Rama Rao P. V-W (Vanadium-Tungsten) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 3523 – 3524.
27. Krishnan R., Garg S.P., Krishnamurthy N. Nb-Ta (Niobium-Tantalum) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 2772 – 2773.
28. Brewer L., Lamoreaux R.H. Mo-Nb (Molybdenum-Niobium) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 2631 – 2634.
29. Nagender Naidu, S.V., Sriramamurthy A.M., Rama Rao, P. Nb-W (Niobium-Tungsten) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 2782 – 2783.
30. Krishnan R., Garg S.P., Krishnamurthy N. Mo-Ta (Molybdenum-Tantalum) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 2671 – 2672.
31. Krishnan R., Garg S.P., Krishnamurthy N. Ta-W (Tantalum-Tungsten) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 3438 – 3439.

32. Nagender Naidu S.V., Sriramamurthy A.M., Rama Rao P. Mo-W (Molybdenum-Tungsten) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – C. 2682 – 2686.
33. Smith J.F., Carlson O.N. Ta-V (Tantalum-Vanadium) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – C. 3434 – 3438.
34. Venkatraman M., Neumann J.P. Cr-Nb (Chromium-Niobium) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 2. – C. 1298 – 1299.
35. Molokanov V.V., Chernov D.B., Budberg P.B. Calculations of the Phase Diagrams for the Vanadium-Chromium, Vanadium-Niobium, and Chromium-Niobium Systems in Terms of the Regular Solution Approximation // Russian Journal of Physical Chemistry, translated from Zhurnal Fizicheskoi Khimii (1977) 51. – C. 1181 – 1183.
36. Venkatraman M., Neumann J.P. Cr-Ta (Chromium-Tantalum) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 2. – C. 1338 – 1340.
37. Kocherzhinskii Y.A., Pet'kov V.V., Shishkin E.A. Phase equilibria and crystal structures of the intermediate phases in the system Ta-Cr // Metallofizika (Akademiya Nauk Ukrainskoi SSR, Institut Metallofiziki). 1973. 46. – C. 75 – 80.
38. Гусева Л.Н., Мариенгоф Л.Б. Рентгенографическое исследование сплавов системы хром-тантал. // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. 1965. 1. № 6. – С. 880 – 884.
39. Venkatraman M., Neumann J.P. Cr-Mo (Chromium-Molybdenum) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 2. – C. 1293 – 1294.
40. Jacob K.T., Venkatanna, Kumar B. Thermodynamic Properties of Cr-Mo Solid Alloys. // Zeitschrift für Metallkunde (1986) 77. – C. 207 – 211.
41. Frisk K., Gustafson P. An assessment of the Cr-Mo-W system. // Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry (1988) 12. – C. 247 – 254.
42. Kubaschewski O., Chart T.G. Calculation of Metallurgical Equilibrium Diagrams from Thermochemical Data. // Journal of the Institute of Metals (1964/65) 93. – C. 329 – 338.
43. Nagender Naidu S.V., Sriramamurthy A.M., Rama Rao P. Cr-W (Chromium-Tungsten) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 2. – C. 1353 – 1354.

44. Smith J.F. The Re-V (Rhenium-Vanadium) system // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 3216 – 3218.
45. Massalski T.B. Nb-Re (Niobium-Rhenium) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 2756 – 2757.
46. Brophy J.H., Schwarzkopf P., Wulff J. The Tantalum-Rhenium System // Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers. – 1960 – Vol. 218. – С. 910 – 914.
47. Савицкий Е.М., Тылкина М.А., Поварова К.Б. Фазовая диаграмма системы хром-рений // Ж. неорганической химии. – 1959. – Т. 4, № 8. – С. 873 – 874.
48. Савицкий Е.М., Тылкина М.А., Поварова К.Б. Фазовая диаграмма системы рений-молибден // Ж. неорганической химии. – 1959. – Т. 4, № 2. – С. 424 – 434.
49. Williams R.K., Wiffen E.W., Bentley J., Stiegler J.O. Irradiation Induced Precipitation in Tungsten Based, W-Re Alloys // Metallurgical Transactions, Section A: Physical Metallurgy and Materials Science. – 1983. – Vol. 14. – С. 655 – 666.
50. Никель-рений. // Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник (Под общ. ред. Н.П. Лякишева). В 3 т.: Т. 3. Кн. I. – М.: Машиностроение, 2001. – С. 629.
51. Okamoto H. Ni-Re (Nickel-Rhenium) // Journal of Phase Equilibria and Diffusion, Vol. 33, No. 4, 2012. – С. 346.
52. Saito S., Kurokawa K., Hayashi S., Takashima T., and Narita T. Tie-lined compositions of the γ and σ phases in a ternary Re-Cr-Ni system at 1423 K // Nippon Kinzoku Gakkaishi, 2007, 71(8). – С. 608 – 614.
53. Smith J.F., Carlson O.N., Nash P.G. Ni-V (Nickel-Vanadium) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 2880 – 2882.
54. Nash P., Nash A. Nb-Ni (Niobium-Nickel) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – Vol. 3. – С. 2746 – 2747.
55. Kaufmann A., Hoffmann N.J., Lipson H. Intensity anomalies in the X-ray diffraction pattern of Ni₃Nb and their relationship to those for martensite // Scripta Metallurgica. – 1969. – 3. – С. 715 – 720.

56. Nash A., Nash P. Ni-Ta (Nickel-Tantalum) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990. – 3. – С. 2865 – 2868.
57. Ruhl R.C., Giessen B.C., Cohen M., Grant N.J. Metastable hexagonal close-packed phases in Ni-rich Ni-Nb and Ni-Ta alloys // J. Less-Common Metals. 1967. 13. – С. 611 – 618.
58. Nash P. Cr-Ni (Chromium-Nickel) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990, 2. – С. 1298 – 1302.
59. Singleton M.F., Nash P. Mo-Ni (Molybdenum-Nickel). // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990, 3. – С. 2635 – 2637.
60. Nagender Naidu S.V., Sriramamurthy A.M., Rama Rao P. Ni-W (Nickel-Tungsten) // Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio. – 1990, 3. – С. 2882 – 2883.
61. Барон В.В., Иванова К.Н., Савицкий Е.М. Диаграммы состояния и некоторые свойства сплавов системы ниобий-молибден-ванадий. // Изв. АН СССР. Отд. техн. н. Metallургия и топлива. – 1960. – № 4. – С. 143 – 149.
62. Пряхина Л.И., Полякова Р.С., Громова В.Г., Мясникова К.П., Ожимкова О.В. Исследование сплавов системы молибден-ниобий-тантал. // В сб. «Металловедение цветных металлов и сплавов». – М.: Наука, 1972. – С. 27 – 31.
63. Пряхина Л.И., Полякова Р.С., Громова В.Г., Мясникова К.П., Ожимкова О.В. Исследование сплавов системы W-Nb-Ta. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1971. – № 6. – С. 175 – 178.
64. Борисов В.А., Слюсаренко Е.М., Дунаев С.Ф., Бабкин А.П. Фазовые равновесия в системе Cr-Mo-Ni-V при 1425 К // Вестник Моск. ун-та. Химия. – 1995. – Т. 36, № 6. – С. 564 – 569.
65. Савицкий Е.М., Барон В.В., Иванова К.Н. Диаграммы плавкости и некоторые свойства сплавов системы ниобий-молибден-вольфрам. // Изв. АН СССР. Отд. техн. н. Metallургия и топливо. – 1962. – № 2. – С. 119 – 125.
66. Пряхина Л.И., Полякова Р.С., Громова В.Г., Мясникова К.П., Ожимкова О.В. Исследование сплавов системы W-Mo-Ta. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1971. – № 2. – С. 180 – 182.
67. Нефедов А.П., Соколовская Е.М., Григорьев А.Т., Соколова И.Г. О диаграммах состояния тройных систем V-Ta-Nb и V-Ta-Mo. // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. – 1965. – Т.1, №5. – С. 715 – 720.

68. Гузей Л.С., Соколовская Е.М., Соколова И.Г., Высоцкая Г.В., Ронами Г.Н., Кузнецова С.М. Исследование превращений в твёрдом состоянии в системе тантал-ванадий-вольфрам. // Вестн. Моск. ун-та. Химия. – 1968, № 3. – С. 62 – 65.
69. Yoshida M. Takasugi T. Phase relation and microstructure of Nb-Cr-V and Nb-Cr-Mo alloy systems // Materials Science and Engineering. – 1997. – A224. – С. 69 – 76.
70. Chu F., Thoma D.J., Kotula P.G., Gerstl S., Mitchell T.E., Anderson I.M., Bentley, J. Phase stability and defect structure of the C15 Laves phase Nb(Cr,V)₂ // Acta Mater. – 1998. – 46, № 5. – С. 1759 – 1769.
71. Федоров Д.В., Мешков Л.Л. Взаимодействие хрома с танталом и ванадием. // Вестн. МГУ. Химия. – 1984. – Т.25, № 6. – С. 579 – 583.
72. Балыкова Ю.В., Керимов Э.Ю., Леонов А.В., Слюсаренко Е.М. Структура сплавов в ряду непрерывных твёрдых растворов между фазами Лавеса TaCr₂ и TaV₂ при 1375 К // X Международное Курнаковское совещание по физико-химическому анализу: сборник трудов в 2 томах. Том 1. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – С. 235 – 239.
73. Федоров Д.В., Муравьева Г.П., Мешков Л.Л. Изотермическое сечение тройной системы хром-ниобий-тантал при 1000 °С // Вестн. Моск. ун-та. Химия. – 1984. – Т. 25, № 3. – С. 269 – 271.
74. Kaufman L., Nesor H. Calculation of superalloy phase diagrams: part IV // Met. Trans. – 1975. – A6, № 11. – С. 2123 – 2131.
75. Frisk K., Gustafson P. An assessment of the Cr-Mo-W system. // CALPHAD. – 1988. – 12, № 3. – С. 247 – 254.
76. Прокошкин Д.А., Захарова М.И. Изотермическое сечение при 1200 °С диаграммы состояния ниобий-молибден-хром. // В сб. «Исследования по жаропрочным сплавам». – М.: АН СССР, 1962. – Т.8. – С. 70 – 74.
77. Свечников В.Н., Гобзенко Г.Ф. Диаграммы фазовых равновесий систем хром-ниобий-молибден. // В сб. «Фазовые превращения в металлах и сплавах». – Киев: Наукова думка, 1965. – С. 147 – 158.
78. Прокофьев Д.И. Фазовая диаграмма ниобиевого угла системы Nb-W-Cr. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1975. – № 1. – С. 206 – 210.
79. English J.J. Binary and Ternary Phase Diagrams of Niobium, Molybdenum and Tungsten // Available as NTIS Document AD. – 1961. – 257. – С. 739.
80. Смольянинова Э.А., Стрибук Е.К., Тявловский В.И. Диаграммы фазовых равновесий тройных систем рения с ванадием, ниобием и молибденом // Изв. АН СССР. Металлы. – 1987. – 3. – С. 207 – 209.

81. Николаев С.В., Аржников Д.Н., Балыкова Ю.В., Керимов Э.Ю., Калмыков К.Б., Слюсаренко Е.М. Фазовые равновесия в тройной системе Ta-V-Re при 1375 К // IX Международное Курнаковское совещание по физико-химическому анализу: Тезисы докладов (Пермь, 5 – 9 июля 2010 г.). – Пермь: Пермский гос. ун-т, 2010. – С. 229.
82. English J.J. Tantalum-Rhenium-Vanadium System, Binary and Ternary Phase Diagrams of Cr, Mo, Ta, and W // DMIC Rep. – 1961. –152. – С. 177 – 178.
83. Тылкина М.А., Савицкий Е.М., Алюшин В.Е. Диаграмма состояния Ta-Nb-Re. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1973. – № 4. – С. 225 – 229.
84. Балыкова Ю.В., Николаев С.В., Керимов Э.Ю., Слюсаренко Е.М. Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Cr-Nb-Re при 1375 К // Вестн. Моск. ун-та. Сер. 2, Химия. – 2012. – № 6. – С. 380 – 385.
85. Николаев С.В., Шаипов Р.Х. Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий трёхкомпонентной системы Mo-Nb-Re при 1375 К // Менделеев-2012. Неорганическая химия. Шестая Всероссийская конференция молодых учёных, аспирантов и студентов с международным участием. Тезисы докладов. – СПб.: Издательство Соло, 2012. – С. 275.
86. Цагараева Э.А., Соколовская Е.М., Раевская М.В., Соколова И.Г., Кабанов, С.В. Изотермическое сечение системы молибден-рений-ниобий при 1700 °С // Вестн. Моск. ун-та. Сер. 2, Химия. – 1985. – Т. 26, № 4. – С. 424 – 425.
87. Савицкий Е.М., Тылкина М.А., Жданова Л.Л. Тройные фазовые диаграммы систем W-Re-(Ru, Ir, Nb) // В сб. «Исследование и применение сплавов рения». – М.: Наука, 1975. – С. 42 – 47.
88. Балыкова Ю.В., Николаев С.В., Керимов Э.Ю., Слюсаренко Е.М. Изотермическое сечение диаграммы фазовых равновесий системы Cr-Ta-Re при 1375 К // Вестник Моск. ун-та. Химия. – 2013. – № 4. – С. 227 – 233.
89. Трегубов И.А., Евсеева Л.Н., Иванов О.С. Исследование диаграммы состояния Re-Ta-Mo. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1977. – № 2. – С. 213 – 218.
90. Brophy J.H., Kamdar M.H., Wulff J. The Ta-W-Re system // Trans. Metall. Soc. – 1961. – AIME 221. – С. 1137 – 1140.
91. Трегубов И.А., Евсеева Л.Н., Иванов О.С., Марчукова И.Д. Изучение диаграммы состояния W-Ta-Re методом диффузионных слоев. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1973. – № 1. – С. 199 – 204.
92. Тылкина М.А., Поварова К.Б., Савицкий Е.М. Тройные твёрдые растворы в системе вольфрам-молибден-рений // Ж. Неорган. химии, 1960. – Т. 5, № 11. – С. 2458 – 2461.

93. Савицкий Е.М., Тылкина М.А., Хамидов О.Х. Диаграмма состояния систем Re-W-Mo(Nb,Ta) и свойства некоторых сплавов. // Изв. АН ТаджССР. Отд. физ.-матем. и геол.-хим.н. – 1968. – № 4 (30). – С. 41 – 46.
94. Прима С.Б., Третьяченко Л.А. Исследование взаимодействия компонентов в системах V-Ni-M^{V,VI} // Сб. Стабил. и метастабил. фаз. равновесия в мет. системах. – М.: Наука, 1985. – С. 19 – 24.
95. Еременко В.Н., Прима С.Б., Третьяченко Л.А., Верховодов П.А. Изотермический разрез системы V-Nb-Ni при 1050 °С. // Порош. металлургия (Киев). – 1986. – №12. – С. 39 – 44.
96. Еременко В.Н., Прима С.Б., Третьяченко Л.А. Политермические разрезы диаграммы состояния системы V-Nb-Ni. / Порош. металлургия (Киев). – 1991. – № 6. – С. 49 – 54.
97. Аметов И.В. Взаимодействие в слоистых системах на основе никеля и тугоплавких металлов: автореф. дис. ... канд. хим. наук: 02.00.01/ Аметов Игорь Викторович. – М.: 1990. – 23 с.
98. Komura Y. Polytypism in alloys // Phase Transitions. 1989. Vol. 16/17. С. 495 – 507.
99. Kumar K.S., Hazzledine P.M. Polytypic transformations in Laves phases // Intermetallics 2004. 12. – С. 763 – 770.
100. Stein F., Palm M., Sauthoff G. Structure and stability of Laves phases. Part I. Critical assessment of factors controlling Laves phase stability // Intermetallics. 2004. 12. – С. 713 – 720.
101. Kodentzov A.A., Dunaev S.F., Slusarenko E.M. Diffusion paths and phase equilibria in the Mo-Ni-Cr system at 1425 K // J. Less-Common Metals. – 1987, 141, № 2. – С. 225 – 234.
102. Потемкин А.Я. Исследование фазового состава и ТКС никелевых сплавов системы Ni-Cr-Mo // Металловед. и обраб. цв. сплавов: К 90-летию со дня рожд. акад. А.А.Бочвара / РАН. Ин-т металлургии. – М., 1992. – С. 61 – 65.
103. Raghavan M., Mueller R.R., Vaughn G.A., Floreen S. Determination of isothermal sections of nickel rich portion of Ni-Cr-Mo system by analytical electron microscopy // Met.Trans. 1984. A15. №1 – 6. – С. 783 – 792.
104. Gozlan E., Bamberger M., Dirnfeld S.F., Prinz B., Klodt J. Topologically close-packed precipitations and phase diagrams of Ni-Mo-Cr and Ni-Mo-Fe with constant additions of chromium // Mater. Sci. and Eng. A. – 1991, 141, №1. – С. 85 – 95.
105. Hans Leo Lukas Chromium – Molybdenum – Nickel // Landolt-Börnstein New Series IV/11E3. Springer. 2010. – С. 170 – 181.

106. Ayer R. Determination of phase diagrams by AEM // Mater. Probl. Solv. Transmiss. Electron Microsc.: Symp., Boston, Mass., Des. 2-4, 1985. – Pittsburgh (Pa). – 1986. – С. 193 – 199.
107. Борисов В.А., Слюсаренко Е.М., Дунаев С.Ф., Бабкин А.П. Фазовые равновесия в системе Cr-Mo-Ni-V при 1425 К // Вестн. Моск. ун-та. Сер. 2, Химия. 1995, Т. 36, № 6. – С. 564 – 569.
108. Немец Я. Структура и свойства интерметаллических фаз, образуемых переходными металлами. // В кн. Физико-химия твёрдого тела/ Под ред. Б. Сталинского. – М.: Химия, 1972. – С. 7 – 11.
109. Das D.K. Intermediate phases in Mo-Fe-Co, Mo-Fe-Ni and Mo-Ni-Co ternary system. // J.Inst.Metals.,1952, 4. – С. 1071.
110. Brink C., Shoemaker D.P. A variation on the sigma-phase structure: the structure of the P phase, Mo-Ni-Cr. // Acta Crystallographica (1, 1948 - 23, 1967). – 1955, 8. – С. 734 – 735.
111. Свечников В.Н., Пан В.М. Исследование тройной системы хром-никель-ниобий // Исследования по жаропрочным сплавам. Т. 6. – М.: Изд-во АН СССР. 1960. – С. 240 – 250.
112. Свечников В.Н., Пан В.М. Про фази системи хром-нікель-ніобій. // Доповіді АН УССР. 1960. № 5. – С. 634 – 637.
113. Свечніков В.Н., Пан В.М. Діаграма станів Cr-Ni-Nb. // Доповіді АН УССР. 1961. № 10. – С. 1290 – 1295.
114. Свечников В.Н., Пан В.М. Диаграмма состояния хром-ниобий и хром-ниобий-никель. // Исследования по жаропрочным сплавам. Т. 8. – М.: Изд-во АН СССР. 1962. – С. 47 – 56.
115. Свечников В.Н., Пан В.М. Диаграмма фазовых равновесий системы Cr-Ni-Ni₃Nb-NbCr₂. // Сб. научн. работ Ин-та металлофиз. АН УССР, 1962, № 15. – С. 156 – 163.
116. Kadoya Yoshikuni e.a. Фазовые равновесия в системе Ni-Cr-Nb. // J. Iron and Steel Inst. Jap. 1982, 68, № 12. – С. 1356.
117. Пан В.М. Полиморфное превращение в интерметаллиде NbCr₂. // Физ. металлов и металловедение, 1961, 12, № 3. – С. 455 – 457.
118. Коденцов А.А., Дунаев С.Ф., Слюсаренко Е.М., Соколовская Е.М. Исследование твёрдофазного взаимодействия в системе Ni-Cr-Nb. // Вестн. Моск. ун-та. Сер. 2. Химия, 1986, Т. 27, № 3. – С. 275 – 278.
119. Свешникова Г.А., Борздыка А.М. Растворимость ниобия в никельхромовом твёрдом растворе // Изв. АН СССР. Металлы. 1966. № 6. С. 137 – 141.

120. Yong Du, Shuhong Liu, Y.A. Chang, Ying Yang A thermodynamic modeling of the Cr–Nb–Ni system // *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry* 29 (2005). – С. 140 – 148.
121. Минц Р.С., Торопов В.М., Бондаренко Ю.А. Изучение совместной растворимости ниобия и молибдена в никеле. // М.: Ин-т металлургии АН СССР, 1969. – 10 с.
122. Virkar Anil V., Raman Aravamudhan. Alloy chemistry of σ (β -U)-related phases. II. The characteristics of δ and other σ -related phases in some Mo-NiX systems. // *Z. Metallkunde*, 1969, 60, № 7. – С. 594 – 600.
123. Kaufman L., Nesor H. Calculation of superalloy phase diagrams. Part I. // *Met. Trans.*, 1974, 5, № 7. – С. 1617 – 1621.
124. Тиханкин Г.А., Мешков Л.Л., Соколовская Е.М. Физико-химическое исследование сплавов системы никель-ниобий-вольфрам // *Вестн. Моск. ун-та. Сер. Химия*. 1976. 17. № 1. – С. 113 – 117.
125. Николаев С. В., Балыкова Ю. В., Керимов Э. Ю., Слюсаренко Е. М. Фазовые равновесия в трёхкомпонентной системе никель-хром-тантал при 1375 К // *Вестник МГУ. Серия 2. Химия*. – 2013. – Т.54, № 1. – С. 29 – 35.
126. Zhou S.H., Wang Y., Chen L.-Q., Liu Z.-K., Napolitano R.E. Solution-based thermodynamic modeling of the Ni-Ta and Ni-Mo-Ta systems using first-principle calculations // *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 33 (2009). – С. 631 – 641.
127. Asrar N., Meshkov L.L., Sokolovskaya E.M. Phase equilibria in ternary alloys based on iron-group metals and containing refractory metals (Mo, W, Nb, Ta). // *J. Less-Common Metals*, 1988, 144, №1. – С. 41 – 52.
128. Асрар Н., Нестеренко С.Н., Мешков Л.Л. и др. Диаграмма состояния системы никель-тантал-вольфрам при 900 °С // *Вестник МГУ. Сер. Химия*. 1988. 29. №1. – С. 101.
129. Slyusarenko E.M., Peristy A.V., Kerimov E.Yu., Sofin M.V., Skorbov D.Yu. Ternary systems of nickel and rhenium with transition metals // *J. Alloys and Compounds*. 1998. 264. № 1 – 2. – С. 180 – 189.
130. Kodentsov A.A., Dunaev S.F., Slyusarenko E.M., Sokolovskaya E.M., Priimak A.N. Phase equilibria in the rhenium-molybdenum-nickel system // *Vestnik Moskovskogo Universiteta. Ser. 2. Khimiya*. 1987. 28. – С. 153 – 158.
131. Borisov V.A., Yaschenko A.I., Slyusarenko E.M., Dunaev S.F. An investigation of solidphase interactions in the Ni-Mo-Re system at 1425 K // *Moscow University Chemistry Bulletin*. 1992. 47. – С. 76 – 79.

132. Красноярова О.М., Грибанов А.В., Гузей Л.С. Построение фазовой диаграммы системы Ni-W-Re // Исслед. и применение сплавов тугоплав. мет. – М., 1983. – С. 23 – 25.
133. Красноярова О.М., Грибанов А.В., Гузей Л.С. Изотермическое сечение диаграммы состояния системы никель-вольфрам-рений при 1200 °С // Вестн. Моск. ун-та. Сер. Химия. 1982. 23. № 4. – С. 405 – 406.
134. Балыкова Ю.В., Керимов Э.Ю., Николаев С.В., Слюсаренко Е.М. Определение фазовых равновесий в системе Re-V-Nb-Ta-Cr-Mo-W при 1375 К с использованием метода графов // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Естественные науки. 2013. – С. 1 – 23.
135. Симс Ч., Хагел В. Жаропрочные сплавы. – М.: Металлургия. 1976. – 568 с.
136. Yukawa N., Morinaga M., Ezaki H., Murata Y. Alloy design of superalloys by the *d*-electrons concept. // High Temperature Alloys for Gas Turbines and other applications / Proc. Conf. Liege. 1986. – С. 935.
137. Matsugi K., Yokoyama R., Murata Y. et al. High-temperature properties of single crystal superalloys optimized by an election theory. // High Temperature Materials for Power Engineering. / Proc. Conf. Liege. 1990. Pt. II. – С. 1251.
138. Matsugi K., Murata Y., Morinaga M., Yukawa N. Realistic advancement for nickel-based single crystal superalloys by the *d*-electrons concept // Superalloys 1992 / Ed. Antolovich S.D. et al. Pennsylvania: Publ. Miner., Met., Mater. Soc. 1992. – С. 307.
139. Watanabe R., Kuno T. Alloy design of nickel-base precipitation hardened superalloys // Tetsu to Hagane. 1975. V. 61. – С. 2274.
140. Harada H., Yamazaki M., Koizumi Y. et al. Alloy design for nickel-base superalloy // Proc. Intern. Conf. of High Temperature Alloys for Gas Turbine. Liege. 1981. – С. 721.
141. Ohno T., Watanabe R., Tanaka K. Development of a nickel-base single crystal superalloy containing molybdenum by an alloy designing method. // J. Iron and Steel Inst. Jap. 1988. V. 74. №11. – С. 133.
142. Harada H., Yamagata T., Nakazawa S. et al. Design of high specific-strength nickel-base single crystal superalloys // High Temperature Materials for Power Engineering / Proc. Conf. Liege. 1990. Pt. II. – С. 1319.
143. Svetlov I.L., Golovko B.A., Epishin A.I., Abalakin N.P. Diffusional mechanisms of γ' -phase particles coalescence in single crystals of nickel-base superalloys. // Scripta met. mater. 1992. V. 26. – С. 1353.
144. Морозова Г.И. Закономерность формирования химического состава γ'/γ -матриц многокомпонентных никелевых сплавов // ДАН СССР. 1991. Т. 320. № 6. – С. 1413.

145. Петрушин Н.В., Чабина Е.Б., Дьячкова Л.А. Фазовая стабильность монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов Ni-Al-Cr-W-Ta-Mo. // *Металлы*, 1996, № 3. – С. 104 – 112.
146. Соколовская Е.М., Гузей Л.С., Чемлева Т.А., Курбатова Е.И. Новый способ планирования эксперимента для построения фазовых поверхностей в многокомпонентных системах. // *Доклады Академии наук СССР*, 1976, Т. 228, № 3. – С. 623 – 625.
147. Конструкционные материалы: Справочник / Б.Н. Арзамасов, В.А. Брострем, Н.А. Буше и др.; Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. — М.: Машиностроение, 1990. — 688 с.
148. Neumann J.P. Zhong T. Chang Y.A. Ni-O (Nickel-Oxygen) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio (1990) 3. – С. 2831 – 2833.
149. Massalski T.B. Nb-O (Niobium-Oxygen) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio (1990) 3. – С. 2748 – 2749.
150. Massalski T.B. Cr-O (Chromium-Oxygen) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio (1990) 2. – С. 1304 – 1305.
151. Brewer L., Lamoreaux R.H. Mo-O (Molybdenum-Oxygen) // *Binary Alloy Phase Diagrams, Second Edition*, Ed. T.B. Massalski, ASM International, Materials Park, Ohio (1990) 3. – С. 2639 – 2641.
152. Белоусов В.В., Климашин А.А. Высокотемпературное окисление меди. // *Успехи химии* 82 (3) (2013). – С. 273 – 288.
153. Кофстад П. Высокотемпературное окисление металлов/ Пер. с англ. Петелиной Г.С. и Троянова С.И., Под ред. д-ра техн. наук О.П. Колчина. – М.: Мир, 1969. – 392 с.
154. Birks N., Meier G.H. and Pettit F.S. *Introduction to the high-temperature oxidation of metals*. – New York: Cambridge University Press, 2006. – 338 с.
155. Тюрин А.Г. Структура окисленного слоя на хромо-никелевых сплавах. // *Вопросы производства и обработки стали*. – Челябинск, 1985. – С. 103 – 107.
156. Jacob K.T., Kale G.M., Iyengar G.N.K. Phase equilibria and thermodynamic properties in the system Ni-Mo-O. // *J. Mater. Sci.* 1987. 22. № 12. – С. 4274 – 4280.
157. *Окисление металлов: справочник* / под ред. Бенара. – М.: Металлургия, 1964. – 448 с.
158. Лайнер В.И. *Защитные покрытия металлов*. – М.: Металлургия, 1974. – 560 с.

159. Sato A., Moverare J.J., Hasselqvist M., and Reed R.C. On The Oxidation Resistance of Nickel-Based Superalloys // *Advanced Materials Research* Vol. 278 (2011). – С. 174 – 179.
160. Жук Н.П. Курс теории коррозии и защиты металлов: Учебное пособие для вузов. – М.: ООО ТИД «Альянс», 2006. – 472 с.
161. Семенова И.В., Флорианович Г.М., Хорошилов А.В. Коррозия и защита от коррозии / Под ред. И.В. Семеновой. – М.: Физматлит, 2002. – 336 с.
162. STOE WINXPOW (Version 1.06). 1999, Stoe & Cie GmbH: Darmstadt, Germany.
163. Rodriguez-Carvajal J. Fullprof: A program for Rietveld refinement and pattern matching analysis / in abstracts of the Satellite Meeting on Powder Diffraction of the XV Congress of the IUCr. Toulouse. France. – 1990. – С. 127.
164. ГОСТ Р ИСО 6507-1 2007 Металлы и сплавы. Измерение твердости по Виккерсу. Часть 1. Метод измерения. – М.: Стандартинформ, 2008. – 16 с.
165. Эшби М., Джонс Д. Конструкционные материалы. Полный курс. /Под ред. Баженова С.Л. – Долгопрудный: Издательский Дом «Интеллект», 2010. – 672 с.
166. Строение и свойства авиационных материалов: Учебник для вузов/Белов А.Ф., Бенедиктова Г. П., Висков А. С. и др. /Под ред. акад. Белова А. Ф., докт. техн. наук, проф. Николенко В.В. – М.: Металлургия, 1989. – 368 с.
167. Еремин А.И., Люшинский А.В. Патент РФ № RU 2151816 Способ двухступенчатого дисперсионного твердения аустенитных сплавов на основе никеля. (Приоритет от 25.11.1998). – М., 2000.

Приложение

Таблица П.1. Концентрация элементов в сплавах, концентрация элементов в фазах сплавов и фазовый состав сплавов трёхкомпонентных систем, входящих в состав пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %				Фазовый состав сплавов	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %				Фазовый состав сплавов
		Ni	Re					Ni	Nb		
1.	в сплаве	59,9	40,1			2.	в сплаве	78,0	22,0		
	в фазах	85,3	14,7		γ		в фазах	88,4	11,6		γ
		28,1	71,9		Re			74,8	25,2		α
3.		Ni	Mo			4.		Cr	Ni		
	в сплаве	56,1	43,9				в сплаве	64,6	35,4		
	в фазах	74,8	25,2		α		в фазах	48,1	51,9		γ
		47,6	52,4		δ		83,4	16,7		β	
5.		Ni	Mo	Re		6.		Ni	Mo	Re	
	в сплаве	33,0	11,1	55,9			в сплаве	45,8	20,5	33,7	
	в фазах	73,8	11,8	14,4	γ		в фазах	73,3	14,3	12,4	γ
		36,7	19,3	44,0	<i>P</i>			37,6	23,0	39,4	<i>P</i>
		26,0	5,9	68,1	Re						
7.	в сплаве	51,0	22,4	26,6		8.	в сплаве	53,9	33,4	12,7	
	в фазах	74,5	15,5	10,0	γ		в фазах	73,8	22,1	4,1	γ
		37,8	26,8	35,4	<i>P</i>			42,1	40,5	17,4	<i>P</i>
9.	в сплаве	34,8	5,8	59,4		10.	в сплаве	47,5	33,6	18,9	
	в фазах	74,4	12,3	13,3	γ		в фазах	77,2	18,9	3,9	γ
		27,5	5,6	66,9	Re			39,9	37,9	22,2	<i>P</i>
11.	в сплаве	47,0	29,0	24,0		12.	в сплаве	44,6	32,1	23,3	
	в фазах	75,3	18,6	6,1	γ		в фазах	75,7	9,0	5,3	γ
		39,7	31,7	28,6	<i>P</i>			40,7	34,0	25,3	<i>P</i>
13.	в сплаве	49,2	39,0	11,8		14.	в сплаве	55,2	38,5	6,3	
	в фазах	73,4	23,7	2,9	γ		в фазах	74,0	24,3	1,7	γ
		42,5	43,4	14,1	δ			44,0	47,3	8,7	δ

Продолжение таблицы П.1.

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов		
	Ni	Mo	Re			Ni	Mo	Re			
15.	в сплаве	53,1	32,0	14,9							
	в фазах	75,7	21,4	2,9	γ	16.	в сплаве	51,7	30,1	18,2	
		41,2	38,9	19,9	P		в фазах	74,6	20,5	4,9	γ
								38,9	36,7	24,4	P
17.	в сплаве	53,6	26,1	20,3		18.	в сплаве	36,9	0,0	63,1	
	в фазах	76,1	19,3	4,6	γ		в фазах	82,6	2,9	14,5	γ
		40,6	32,7	26,7	P			22,8	0,0	77,2	Re
19.	в сплаве	46,2	5,8	48,0				Cr	Ni	Re	
	в фазах	76,3	10,7	13,0	γ	20.	в сплаве	4,2	24,9	70,9	
		29,8	0,0	70,2	Re		в фазах	15,7	70,7	13,6	γ
		Cr	Ni	Re				4,2	21,3	74,5	Re
21.	в сплаве	10,5	31,9	57,6		22.	в сплаве	35,0	36,7	28,3	
	в фазах	17,4	69,9	12,7	γ		в фазах	30,6	62,5	6,9	γ
		22,0	20,8	57,2	σ			37,6	19,5	42,9	σ
		6,2	22,4	71,4	Re						
23.	в сплаве	67,0	17,2	15,8		24.	в сплаве	75,9	16,3	7,8	
	в фазах	43,5	53,8	2,7	γ		в фазах	47,4	51,3	1,3	γ
		74,4	7,3	18,3	β			82,0	9,0	9,0	β
25.	в сплаве	61,1	29,7	9,2		26.	в сплаве	50,0	25,3	24,7	
	в фазах	40,7	57,3	2,0	γ		в фазах	36,5	60,7	2,8	γ
		77,0	6,2	16,8	β			53,0	18,5	28,5	σ
27.	в сплаве	33,9	30,0	36,1		28.	в сплаве	31,9	41,9	26,2	
	в фазах	30,7	64,7	4,6	γ		в фазах	29,3	64,4	6,3	γ
		37,8	18,2	44,0	σ			30,2	15,3	54,5	σ
29.	в сплаве	37,1	33,3	29,6		30.	в сплаве	34,4	60,4	5,2	
	в фазах	30,7	65,1	4,2	γ		в фазах	36,5	59,5	4,0	γ
		39,5	17,5	43,0	σ			48,1	21,7	30,2	σ

Продолжение таблицы П.1.

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов		
	Cr	Ni	Re			Ni	Nb	Re			
31.	в сплаве	33,4	55,6	11,0							
	в фазах	31,7	64,2	4,1	γ	32.	в сплаве	66,7	5,7	27,6	
		41,4	21,2	37,4	σ		в фазах	82,6	7,0	10,4	γ
								27,5	0,6	71,9	Re
		Ni	Nb	Re		34.	в сплаве	58,0	20,2	21,8	
33.	в сплаве	82,8	13,7	3,5			в фазах	82,3	11,0	6,7	γ
	в фазах	84,0	12,2	3,8	γ			73,3	24,6	2,1	α
		74,1	24,5	1,4	α			22,3	0,7	77,0	Re
35.	в сплаве	63,7	18,5	17,8				Cr	Ni	Nb	
	в фазах	85,2	9,8	5,0	γ	36.	в сплаве	12,0	74,5	13,5	
		74,2	24,5	1,3	α		в фазах	15,6	76,4	8,0	γ
		25,1	4,1	70,8	Re			4,2	72,0	23,8	α
		Cr	Ni	Nb		38.	в сплаве	76,9	20,0	3,1	
37.	в сплаве	29,8	60,4	9,8			в фазах	43,0	52,6	4,4	γ
	в фазах	36,7	59,5	3,8	γ			87,1	12,7	0,2	β
		5,8	69,3	24,9	α	40.	в сплаве	34,9	50,4	14,7	
39.	в сплаве	4,3	73,2	22,5			в фазах	39,4	57,3	3,3	γ
	в фазах	15,0	77,7	7,3	γ			1,7	0,00	98,3	β
		2,9	72,8	24,3	α	42.	в сплаве	65,2	31,7	3,1	
41.	в сплаве	54,1	45,4	0,5			в фазах	42,4	55,8	1,8	γ
	в фазах	41,9	56,9	1,2	γ			94,6	5,4	0,0	β
		94,0	6,0	0,0	β			6,5	67,9	25,6	α
43.	в сплаве	45,7	43,8	10,5		44.	в сплаве	21,6	65,9	12,5	
	в фазах	38,9	58,7	2,4	γ		в фазах	31,7	65,3	3,0	γ
		94,5	5,5	0,0	β			6,6	69,5	23,9	α
		4,1	70,1	25,8	α	46.	в сплаве	4,4	76,2	19,4	
45.	в сплаве	13,7	69,2	17,1			в фазах	7,1	83,8	9,1	γ
	в фазах	30,3	65,7	4,0	γ			0,7	74,5	24,8	α
		4,2	70,4	25,4	α						

Окончание таблицы П.1.

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов		
	Cr	Ni	Mo			Cr	Ni	Mo			
65.	в сплаве	47,0	41,0	12,0							
	в фазах	39,4	55,5	5,1	γ						
		50,7	34,1	15,2	σ						
67.	в сплаве	42,1	54,2	3,7		68.	в сплаве	56,7	33,7	9,6	
	в фазах	40	56,4	3,6	γ		в фазах	41,3	55,1	3,6	γ
		56,6	33,8	9,6	σ			57,8	32,5	9,7	σ
69.	в сплаве	43,4	42,1	14,5		70.	в сплаве	38,4	39,6	22,0	
	в фазах	36,8	56,4	6,8	γ		в фазах	32,3	59,6	8,1	γ
		44,5	35,6	19,9	σ			42,8	33,2	24,0	σ

Таблица П.2. Концентрация элементов в сплавах, концентрация элементов в фазах сплавов и фазовый состав сплавов трёхкомпонентных систем, входящих в состав пятикомпонентной системы Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов
	Ni	Re				Ni	Nb		
1.	в сплаве	48,2	51,8		2.	в сплаве	80,2	19,8	
	в фазах	85,6	14,4	γ		в фазах	88,5	11,5	γ
		25,9	74,1	Re			74,7	25,3	α
		Ni	Mo				Cr	Ni	
3.	в сплаве	54,9	45,1		4.	в сплаве	62,4	37,6	
	в фазах	74,9	25,1	γ		в фазах	41,9	58,1	γ
		47,4	52,6	δ			95,8	4,2	β

Продолжение таблицы П.2.

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов	
	Ni	Mo	Re			Ni	Mo	Re		
5.	в сплаве	30,7	9,6	59,7						
	в фазах	78,2	11,6	10,2	γ	6.	в сплаве	43,2	22,6	34,2
		34,9	19,7	45,4	P		в фазах	76,7	12,0	11,3
		23,4	5,6	71,0	Re			37,1	23,0	39,9
7.	в сплаве	49,5	23,4	27,1		8.	в сплаве	54,2	33,8	12,0
	в фазах	78,2	14,5	7,3	γ		в фазах	76,9	19,8	3,3
		37,5	28,0	34,5	P			47,7	49,0	3,3
								41,4	41,4	17,2
9.	в сплаве	37,0	7,8	55,2		10.	в сплаве	50,3	35,1	14,6
	в фазах	86,5	12,3	1,2	γ		в фазах	77,2	19,9	2,9
		19,8	0,0	80,2	Re			41,8	37,2	21,0
11.	в сплаве	54,2	26,7	19,1		12.	в сплаве	44,9	34,2	20,9
	в фазах	78,6	17,8	3,6	γ		в фазах	78,0	17,8	4,2
		39,4	31,6	29,0	P			38,5	35,5	26,0
13.	в сплаве	51,7	31,5	16,8		14.	в сплаве	56,4	27,8	15,8
	в фазах	77,2	20,4	2,4	γ		в фазах	78,6	18,0	3,4
		37,9	40,0	22,1	P			40,0	36,3	23,7
15.	в сплаве	50,3	27,8	21,9				Cr	Ni	Re
	в фазах	76,3	19,1	4,6	γ	16.	в сплаве	12,8	24,9	62,3
		43,6	30,1	26,3	P		в фазах	18,9	74,4	6,7
								21,5	19,6	58,9
		Cr	Ni	Re				5,4	18,4	76,2
17.	в сплаве	38,8	31,6	29,6		18.	в сплаве	64,8	21,4	13,8
	в фазах	32,0	64,2	3,8	γ		в фазах	36,1	61,8	2,1
		41,7	19,2	39,1	σ			77,7	4,1	18,2
19.	в сплаве	73,8	19,2	7,0		20.	в сплаве	40,4	35,8	23,8
	в фазах	40,9	58,7	0,4	γ		в фазах	32,5	64,3	3,2
		82,7	8,6	8,7	β			39,2	21,8	39,0
										σ

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов		
	Cr	Ni	Re			Cr	Ni	Re			
21.	в сплаве	32,0	40,9	27,1							
	в фазах	28,3	67,1	4,6	γ						
		34,9	18,2	46,9	σ						
23.	в сплаве	39,2	55,0	5,8		22.	в сплаве	30,3	35,5	34,2	
	в фазах	34,1	63,0	2,9	γ		в фазах	24,9	69,3	5,8	γ
		46,8	22,7	30,5	σ			23,2	16,9	59,9	σ
		Ni	Nb	Re				Ni	Nb	Re	
25.	в сплаве	69,1	6,6	24,3		26.	в сплаве	83,9	12,4	3,7	
	в фазах	83,5	6,9	9,6	γ		в фазах	86,4	9,9	3,7	γ
		26,2	0,0	73,8	Re			75,9	21,8	2,3	α
27.	в сплаве	62,2	19,7	18,1				Cr	Ni	Nb	
	в фазах	83,6	10,0	6,4	γ	28.	в сплаве	22,6	67,6	9,8	
		76,8	18,5	4,7	α		в фазах	31,3	66,0	2,7	γ
		27,9	0,0	72,1	Re			3,3	71,4	25,3	α
		Cr	Ni	Nb							
29.	в сплаве	4,3	74,4	21,3		30.	в сплаве	63,4	36,0	0,6	
	в фазах	11,9	81,5	6,6	γ		в фазах	42,1	55,5	2,4	γ
		2,3	72,7	25,0	α			94,8	5,2	0,0	β
31.	в сплаве	64,9	31,7	3,4		32.	в сплаве	43,3	47,6	9,1	
	в фазах	38,8	58,5	2,7	γ		в фазах	37,1	60,3	2,6	γ
		94,9	5,1	0,0	β			93,6	6,4	0,0	β
		5,8	69,5	24,7	α			4,8	71,0	24,2	α
33.	в сплаве	21,4	65,3	13,3		34.	в сплаве	12,7	71,5	15,8	
	в фазах	32,7	64,3	3,0	γ		в фазах	29,1	67,7	3,2	γ
		5,5	70,1	24,4	α			5,0	71,0	24,0	α
35.	в сплаве	4,1	76,3	19,6				Ni	Nb	Mo	
	в фазах	6,1	84,2	9,7	γ	36.	в сплаве	76,7	17,1	6,2	
		1,7	73,5	24,8	α		в фазах	86,8	8,2	5,0	γ
								74,2	20,6	5,2	α

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %			Фазовый состав сплавов	
	Cr	Ni	Mo			Cr	Ni	Mo		
53.	в сплаве	11,0	51,0	38,0	54.	в сплаве	15,8	43,6	40,6	
	в фазах	14,0	69,0	17,0		γ	в фазах	19,4	66,0	14,6
		11,3	40,7	48,0	μ		14,6	40,6	44,8	μ
55.	в сплаве	19,4	45,8	34,8						
	в фазах	22,4	65,9	11,7	γ					
		18,4	36,9	44,7	μ					

Таблица П.3. Концентрация элементов в сплавах, концентрация элементов в фазах сплавов и фазовый состав сплавов четырёхкомпонентных систем, ограничивающих пятикомпонентную систему Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1375 К

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав
	Cr	Ni	Mo	Re	Cr			Ni	Mo	Re			
1.	в сплаве	5,5	32,3	9,4	52,8		2.	в сплаве	13,0	23,8	12,9	50,3	
	в фазах	8,2	72,7	6,8	12,3	γ		в фазах	9,4	74,1	5,9	10,6	γ
		8,2	25,6	15,7	50,5	σ			0,0	24,5	2,4	73,1	Re
		0,0	23,4	1,8	74,8	Re			8,7	21,2	16,4	53,7	σ
3.	в сплаве	8,2	33,1	3,0	55,7		4.	в сплаве	7,5	31,2	8,0	53,3	
	в фазах	11,4	72,3	3,9	12,4	γ		в фазах	9,6	71,9	6,7	11,8	γ
		16,5	21,2	8,8	53,5	σ			11,0	19,5	14,5	55,0	σ
		6,9	22,1	0,0	71,0	Re			2,8	19,9	6,6	70,7	Re
5.	в сплаве	8,4	48,3	9,5	33,8		6.	в сплаве	13,0	36,0	27,3	23,7	
	в фазах	8,3	74,4	6,1	11,2	γ		в фазах	11,6	72,2	12,1	4,1	γ
		8,1	24,2	14,2	53,5	σ			12,4	22,4	30,4	34,8	σ
		2,4	25,1	4,5	68,0	Re			13,4	33,4	29,4	23,8	P

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав
		Cr	Ni	Mo	Re				Cr	Ni	Mo	Re	
7.	в сплаве	35,9	41,7	11,9	10,5		8.	в сплаве	31,5	37,9	7,2	23,4	
	в фазах	31,1	61,2	6,7	1,0	γ		в фазах	29,3	66,1	2,1	2,5	γ
		37,9	24,8	19,6	17,7	σ			36,4	21,2	8,5	33,9	σ
9.	в сплаве	3,7	33,3	13,8	49,2		10.	в сплаве	3,7	53,1	5,9	37,3	
	в фазах	4,2	72,3	10,2	13,3	γ		в фазах	5,1	75,4	6,0	13,5	γ
		0,0	26,3	5,4	68,3	Re			0,0	25,0	0,0	75,0	Re
		2,1	36,5	16,6	44,8	P			0,0	37,8	6,3	55,9	P
11.	в сплаве	18,3	41,5	34,7	5,5		12.	в сплаве	16,8	39,8	32,1	11,3	
	в фазах	21,1	64,9	13,4	0,6	γ		в фазах	18,0	66,3	13,6	2,1	γ
		18,0	34,6	40,7	6,7	P			16,9	34,4	35,3	13,4	P
13.	в сплаве	14,3	36,1	32,0	17,6		14.	в сплаве	14,8	49,4	28,9	6,9	
	в фазах	14,8	68,6	13,7	2,9	γ		в фазах	18,2	67,7	14,1	0,0	γ
		14,2	32,3	33,2	20,3	P			16,7	35,1	37,9	10,3	P
15.	в сплаве	44,1	48,4	5,0	2,5		16.	в сплаве	53,5	28,8	3,7	14,0	
	в фазах	41,3	56,6	1,7	0,4	γ		в фазах	41,1	58,3	0,0	0,6	γ
		53,7	30,8	9,0	6,5	β			55,4	24,8	4,1	15,7	β
17.	в сплаве	53,4	32,8	7,0	6,8		18.	в сплаве	7,3	47,8	29,5	15,4	
	в фазах	40,5	56,9	2,6	0,0	γ		в фазах	6,3	73,8	16,1	3,8	γ
		79,3	4,5	3,7	12,5	β			7,2	37,7	33,1	22,0	δ
		Cr	Ni	Nb	Re				Cr	Ni	Nb	Re	
19.	в сплаве	2,2	38,2	9,9	49,7		20.	в сплаве	41,7	44,4	5,9	8,0	
	в фазах	10,8	73,7	6,2	9,3	γ		в фазах	35,2	59,9	2,5	2,4	γ
		1,7	73,6	22,0	2,7	α			4,9	72,0	23,1	0,0	α
		0,0	15,4	0,0	84,6	Re			76,1	4,2	0,0	19,7	β
									55,7	20,9	0,0	23,4	σ
21.	в сплаве	40,4	42,4	3,8	13,4		22.	в сплаве	13,2	64,5	19,2	3,1	
	в фазах	33,9	60,5	3,5	2,1	γ		в фазах	29,4	62,8	3,9	3,9	γ
		3,2	71,2	25,6	0,0	α			4,0	69,9	26,1	0,0	α
		51,2	20,3	0,8	27,7	σ			40,2	26,1	2,3	31,4	σ

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав
		Cr	Ni	Nb	Re				Cr	Ni	Nb	Re	
23.	в сплаве	10,6	70,0	18,7	0,7		24.	в сплаве	7,8	28,2	6,5	57,5	
	в фазах	19,5	71,0	7,0	2,5	γ		в фазах	11,8	73,2	6,7	8,3	γ
		7,2	70,5	21,1	1,2	α			2,8	15,0	0,0	82,2	Re
									22,6	17,3	0,0	60,1	σ
25.	в сплаве	39,9	48,0	7,6	4,5				3,5	73,3	20,5	2,7	α
	в фазах	37,1	59,1	3,0	0,8	γ	26.	в сплаве	5,9	55,5	5,4	33,2	
		4,6	71,3	24,1	0,0	α		в фазах	7,2	75,2	8,0	9,6	γ
		78,7	5,9	0,9	14,5	β			1,5	24,9	0,0	73,6	Re
27.	в сплаве	10,9	52,0	3,2	33,9		28.	в сплаве	37,7	51,1	2,4	8,8	
	в фазах	11,6	74,2	7,4	6,8	γ		в фазах	34,4	60,3	3,3	2,0	γ
		0,0	20,4	0,0	79,6	Re			50,0	22,4	0,0	27,6	σ
		24,9	16,7	0,0	58,4	σ							
29.	в сплаве	42,0	35,4	0,4	22,2		30.	в сплаве	31,5	37,5	4,5	26,5	
	в фазах	33,8	60,2	2,8	3,2	γ		в фазах	22,6	66,8	6,2	4,4	γ
		47,1	17,2	0,0	35,7	σ			37,7	17,1	3,6	41,6	σ
		Ni	Nb	Mo	Re				Ni	Nb	Mo	Re	
35.	в сплаве	49,0	8,5	9,2	33,3		36.	в сплаве	43,4	9,7	11,0	35,9	
	в фазах	77,5	6,7	8,4	7,4	γ		в фазах	79,7	6,1	6,6	7,6	γ
		74,3	16,9	6,4	2,4	α			74,5	16,5	5,8	3,2	α
		20,5	1,9	6,2	71,4	Re			21,4	0,0	9,1	69,5	Re
		38,0	0,0	18,1	43,9	P			35,0	0,0	17,7	47,3	P
37.	в сплаве	47,3	10,1	5,7	36,9		38.	в сплаве	72,3	10,8	12,2	4,7	
	в фазах	78,9	6,4	6,3	8,4	γ		в фазах	75,0	6,2	12,4	6,4	γ
		73,5	17,9	5,7	2,9	α			71,5	15,0	10,5	3,0	α
		24,9	0,0	6,1	69,0	Re			36,3	0,0	24,3	39,4	P
39.	в сплаве	42,6	3,0	13,3	41,1		40.	в сплаве	50,7	0,0	2,4	46,9	
	в фазах	78,0	7,5	7,5	7,0	γ		в фазах	79,2	5,2	5,3	10,3	γ
		41,2	0,0	16,8	42,0	P			25,6	0,0	0,0	74,4	Re
		19,6	0,0	9,9	70,5	Re							

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав
		Ni	Nb	Mo	Re				Ni	Nb	Mo	Re	
41.	в сплаве	54,6	2,0	22,7	20,7		42.	в сплаве	56,2	8,2	19,5	16,1	
	в фазах	78,7	4,9	12,1	4,3	γ		в фазах	75,4	12,4	10,5	1,7	γ
		41,3	0,0	28,3	30,4	P			39,3	0,0	26,3	34,4	P
43.	в сплаве	54,2	1,0	38,5	6,3		44.	в сплаве	58,5	0,7	37,4	3,4	
	в фазах	72,4	9,9	17,7	0,0	γ		в фазах	73,9	6,3	19,8	0,0	γ
		42,4	0,0	47,8	9,8	δ			46,2	0,0	48,4	5,4	δ
45.	в сплаве	53,2	3,4	33,8	9,6				Cr	Ni	Nb	Mo	
	в фазах	73,5	9,6	16,9	0,0	γ	46.	в сплаве	65,8	32,4	0,3	1,5	
		42,4	0,0	44,0	13,6	δ		в фазах	40,3	57,4	1,6	0,7	γ
		Cr	Ni	Nb	Mo				91,6	5,9	0,0	2,5	β
47.	в сплаве	6,2	76,7	15,3	1,8		48.	в сплаве	36,2	52,5	6,2	5,1	
	в фазах	11,8	79,6	5,2	3,4	γ		в фазах	34,6	60,3	2,3	2,8	γ
		5,0	76,2	17,5	1,3	α			50,3	36,9	0,7	12,1	σ
49.	в сплаве	13,2	62,9	12,6	11,3				5,0	72,3	22,7	0,0	α
	в фазах	23,7	63,7	3,2	9,4	γ	50.	в сплаве	19,2	65,1	11,1	4,6	
		5,3	68,0	21,0	5,7	α		в фазах	26,9	64,5	2,5	6,1	γ
		21,4	36,8	3,7	38,1	P			4,6	72,2	23,2	0,0	α
51.	в сплаве	22,9	45,6	6,5	25,0		52.	в сплаве	34,8	50,7	2,4	12,1	
	в фазах	25,7	66,1	2,9	5,3	γ		в фазах	32,2	58,8	2,8	6,2	γ
		4,0	72,8	20,2	3,0	α			44,5	35,6	0,0	19,9	σ
		27,6	39,8	1,0	31,6	P	54.	в сплаве	9,4	52,3	1,4	36,9	
53.	в сплаве	12,4	51,4	0,4	35,8			в фазах	4,9	68,3	9,4	17,4	γ
	в фазах	12,7	68,3	3,8	15,2	γ			10,1	43,3	0,0	46,6	δ
		11,6	43,7	0,0	44,7	δ	56.	в сплаве	7,3	55,7	1,5	35,5	
55.	в сплаве	3,8	58,9	5,4	31,9			в фазах	7,2	71,1	2,5	19,2	γ
	в фазах	0,0	75,7	11,3	13,0	γ			7,1	46,3	0,0	46,6	δ
		6,3	47,3	0,0	46,4	δ	57.	в сплаве	6,7	51,3	0,7	41,3	
								в фазах	8,4	69,0	2,1	20,5	γ
									6,2	42,1	0,0	51,7	δ

Таблица П.4. Концентрация элементов в сплавах, концентрация элементов в фазах сплавов и фазовый состав сплавов четырёхкомпонентных систем, ограничивающих пятикомпонентную систему Ni-Re-Nb-Cr-Mo при 1200 К

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав
		Cr	Ni	Mo	Re				Cr	Ni	Mo	Re	
1.	в сплаве	13,5	31,5	29,3	25,7		2.	в сплаве	62,0	29,7	4,0	4,3	
	в фазах	13,3	71,7	12,5	2,5	γ		в фазах	40,9	54,3	4,0	0,8	γ
		9,3	20,1	30,9	39,7	σ			83,2	5,8	4,5	6,5	β
		12,2	33,0	30,6	24,2	P			55,0	27,1	12,5	5,4	σ
3.	в сплаве	15,1	37,7	34,9	12,3		4.	в сплаве	35,8	42,6	11,4	10,2	
	в фазах	17,7	68,1	12,9	1,3	γ		в фазах	31,2	61,8	5,1	1,9	γ
		17,3	35,3	35,5	11,9	P			40,9	33,6	19,3	6,2	σ
		13,9	20,4	40,3	25,4	σ			34,5	22,3	16,7	26,5	P
5.	в сплаве	14,1	38,9	29,7	17,3		6.	в сплаве	51,1	30,5	4,0	14,4	
	в фазах	15,1	72,2	11,0	1,7	γ		в фазах	41,5	53,5	1,3	3,7	γ
		11,8	24,6	36,6	27,0	σ			51,5	14,4	2,7	31,4	σ
		14,9	35,8	32,9	16,4	P			77,4	6,8	1,0	14,8	β
7.	в сплаве	6,1	55,4	8,9	29,6		8.	в сплаве	3,3	31,8	8,3	56,6	
	в фазах	8,8	75,1	8,4	7,7	γ		в фазах	9,7	77,3	6,8	6,2	γ
		10,0	31,2	12,9	45,9	P			5,0	33,1	16,2	45,7	P
		2,4	31,0	7,4	59,2	Re			1,7	16,9	4,3	77,1	Re
9.	в сплаве	0,0	37,5	10,6	51,9		10.	в сплаве	4,1	56,8	6,3	32,8	
	в фазах	7,2	73,3	10,0	9,5	γ		в фазах	6,2	79,6	5,5	8,7	γ
		2,5	33,5	12,6	51,4	P			0,0	30,3	0,0	69,7	Re
		0,0	16,7	8,5	74,8	Re							
11.	в сплаве	15,9	47,1	29,0	8,0		12.	в сплаве	18,2	39,7	35,7	6,4	
	в фазах	17,1	65,6	15,9	1,4	γ		в фазах	21,5	66,9	11,6	0,0	γ
		13,7	25,6	41,0	19,7	P			19,7	34,0	41,0	5,3	μ
		14,5	32,4	40,5	12,6	μ							

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав
		Cr	Ni	Nb	Re				Cr	Ni	Nb	Re	
13.	в сплаве	29,7	38,8	9,7	21,8		14.	в сплаве	0,0	32,9	4,7	62,4	
	в фазах	28,0	68,3	2,2	1,5	γ		в фазах	10,1	71,9	7,7	10,3	γ
		13,7	67,8	16,8	1,7	α			1,7	12,7	0,0	85,6	Re
		44,8	23,9	1,2	30,1	σ			4,3	71,7	18,8	5,2	α
15.	в сплаве	41,1	42,0	0,0	16,9		16.	в сплаве	3,4	61,1	8,7	26,8	
	в фазах	32,3	64,2	0,9	2,6	γ		в фазах	9,0	74,0	1,7	15,3	γ
		17,2	66,1	15,6	1,1	α			0,0	28,6	0,0	71,4	Re
		42,1	24,1	0,0	33,8	σ							
17.	в сплаве	8,2	36,4	9,4	46,0		18.	в сплаве	9,2	39,6	3,6	47,6	
	в фазах	5,8	69,7	17,0	7,5	γ		в фазах	8,3	71,7	12,1	7,9	γ
		3,2	18,7	0,0	78,1	Re			0,0	22,6	0,0	77,4	Re
		22,3	21,1	1,4	55,2	σ							
		Ni	Nb	Mo	Re				Ni	Nb	Mo	Re	
19.	в сплаве	47,8	7,3	10,5	34,4		20.	в сплаве	82,6	9,8	5,2	2,4	
	в фазах	80,5	7,5	5,1	6,9	γ		в фазах	85,9	7,4	4,1	2,6	γ
		74,4	14,0	9,4	2,2	α			76,5	20,4	2,5	0,6	α
		36,2	0,0	13,5	50,3	P	22.	в сплаве	55,0	8,9	18,9	17,2	
		27,1	0,0	0,0	72,9	Re		в фазах	73,8	6,2	13,7	6,3	γ
21.	в сплаве	45,1	5,1	9,7	40,1				26,0	0,0	30,5	43,5	P
	в фазах	75,0	7,5	8,1	9,4	γ			72,5	12,0	12,2	3,3	α
		25,6	0,0	9,7	64,7	Re	24.	в сплаве	44,3	0,0	12,5	43,2	
		69,4	16,7	4,5	9,4	α		в фазах	75,2	5,3	11,3	8,2	γ
23.	в сплаве	76,0	10,4	8,7	4,9				46,2	0,0	19,0	34,8	P
	в фазах	79,8	6,3	8,3	5,6	γ			27,8	0,0	8,0	64,2	Re
		73,6	13,3	10,4	2,7	α	26.	в сплаве	57,4	0,0	36,7	5,9	
		43,0	2,5	1,5	53,0	Re		в фазах	71,1	2,9	24,5	1,5	γ
25.	в сплаве	54,1	11,5	4,0	30,4				32,5	0,0	53,2	14,3	P
	в фазах	78,3	18,6	0,0	3,1	γ			48,3	0,0	44,8	6,9	δ
		22,7	2,0	0,0	75,3	Re							

№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав	№ сплава	Концентрация элементов, ат. %					Фазовый состав
		Ni	Nb	Mo	Re				Cr	Ni	Nb	Mo	
27.	в сплаве	53,8	0,0	23,7	22,5		28.	в сплаве	60,4	36,5	2,5	0,6	
	в фазах	73,6	7,2	16,2	3,0	γ		в фазах	39,2	60,8	0,0	0,0	γ
		39,7	0,0	25,0	35,3	P			88,8	6,7	0,8	3,7	β
		Cr	Ni	Nb	Mo				8,3	69,0	22,7	0,0	α
29.	в сплаве	6,5	74,1	14,3	5,1		30.	в сплаве	4,7	57,2	6,6	31,5	
	в фазах	13,5	75,8	5,9	4,8	γ		в фазах	1,6	72,6	7,2	18,6	γ
		5,4	73,6	17,0	4,0	α			6,4	46,9	4,4	42,3	δ
31.	в сплаве	20,7	44,6	4,6	30,1		32.	в сплаве	15,8	63,3	11,6	9,3	
	в фазах	17,1	65,5	6,5	10,9	γ		в фазах	15,3	67,5	9,8	7,4	γ
		24,4	38,2	1,4	36,0	P			19,1	50,9	10,3	19,7	μ
33.	в сплаве	12,1	50,4	0,4	37,1								
	в фазах	10,0	69,3	4,1	16,6	γ							
		13,5	41,0	0,0	45,5	μ							

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. Николаев С.В., Керимов Э.Ю., Слюсаренко Е.М. Фазовые равновесия в четырехкомпонентной системе Ni-Nb-Mo-Re при 1375 К // *Материаловедение*. – 2013. – № 7. – С. 03 – 10.
2. Николаев С.В., Керимов Э.Ю., Слюсаренко Е.М. Фазовые равновесия в четырехкомпонентных системах Ni-Re-W-V, Ni-Re-W-Nb, Ni-Re-W-Ta, Ni-Re-W-Cr и Ni-Re-W-Mo при 1375 К // *Вестник МГУ. Серия 2. Химия*. – 2013. – Т. 54, № 4. – С. 234 – 241.
3. Николаев С.В., Керимов Э.Ю., Слюсаренко Е.М. Построение изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий четырехкомпонентной системы никель-рений-ниобий-молибден при 1375 К с использованием метода графов // *Фазовые превращения и прочность кристаллов: Сборник тезисов VII Международной конференции, посвященной 110-летию со дня рождения академика Г.В. Курдюмова (29 октября – 2 ноября 2012 года)*. – Черногоровка, 2012. – С. 142.
4. Николаев С.В., Шаипов Р.Х. Полиэдрация изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий четырехкомпонентной системы Mo-Nb-Ni-Re при 1375 К. // *Материалы Международного молодежного научного форума «ЛОМОНОСОВ-2012»: Материалы XIX Молодежной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Ломоносов» (Москва, МГУ имени М.В.Ломоносова, 9 – 13 апреля 2012 года). Секция химия. / Отв. ред. А.И. Андреев, А.В. Андриянов, Е.А. Антипов, М.В. Чистякова. [Электронный ресурс]. – М.: МАКС Пресс, 2012. – С. 290.*
5. Николаев С.В. Фазовые равновесия в восьмикомпонентной системе Ni-Re-V-Nb-Ta-Cr-Mo-W при 1375 К // *Материалы Международного молодежного научного форума «ЛОМОНОСОВ-2013» (Москва, МГУ имени М.В.Ломоносова, 8 – 13 апреля 2013 года). Секция химия. Подсекция неорганическая химия, аспиранты и молодые учёные / Отв. ред. А.И. Андреев, А.В. Андриянов, Е.А. Антипов, К.К. Андреев, М.В. Чистякова. [Электронный ресурс]. – М.: МАКС Пресс, 2013. – С. 32.*
6. Николаев С.В., Керимов Э.Ю., Кузнецов В.Н., Слюсаренко Е.М. Комплексное легирование никеля рением и переходными металлами V-VI групп // *X Международное Курнаковское совещание по физико-химическому анализу: сборник трудов в 2 томах. Том 2*. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – С. 32 – 36.
7. Nikolaev S.V., Kerimov E.Yu., Slyusarenko E.M. Polyhedration of the phase diagram of the eight-component system Ni-Re-V-Nb-Ta-Cr-Mo-W at 1375 K // *Collected abstracts of the XII International Conference on Crystal Chemistry of Intermetallic Compounds (Lviv, Ukraine, September 22 – 26, 2013)*. – Lviv: Ivan Franko National University of Lviv, 2013. – С. 71.
8. Kerimov E.Yu., Nikolaev S.V., Kuznetsov V.N., Slyusarenko E.M. Multicomponent phase diagrams as basis for complex alloying nickel-based superalloys // *4-th International conference HighMatTech: Proceedings of the conference (October 7 – 11, 2013, Kiev, Ukraine)*. – Kiev, 2013. – С. 84.