

КУРИХИНА Татьяна Валерьевна

**РАЗРАБОТКА И ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ
ОБРАБОТКИ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ**

Специальность 05.16.09 – Материаловедение (Машиностроение)

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук



Москва – 2013

Работа выполнена в Московском государственном техническом университете имени Н. Э. Баумана.

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Симонов Виктор Николаевич

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор
Абраимов Николай Васильевич

кандидат технических наук
Светушков Николай Николаевич

Ведущая организация: Федеральное государственное бюджетное
учреждение науки Институт металлургии и
материаловедения им. А.А. Байкова. Российской
академии наук.

Защита диссертации состоится «16» 10 2013 г. в 14 час 30 мин. на
заседании диссертационного совета Д212.141.04 в Московском
государственном техническом университете им. Н. Э. Баумана по адресу:
105005, Москва, 2-ая Бауманская ул., д. 5.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МГТУ им. Н. Э. Баумана.
Ваш отзыв на автореферат в двух экземплярах, заверенных печатью, просим
направлять по указанному адресу.

Автореферат разослан «13» 09 2013 г.

Телефон для справок: (499) 267-09-63.

Ученый секретарь
диссертационного совета
к.т.н., доцент

Handwritten signature

В.И. Сем



ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Разработка нового поколения авиационных ГТД связывается, в первую очередь, с необходимостью решения сложных проблем создания охлаждаемых рабочих лопаток на качественном новом уровне. Решение этой проблемы возможно благодаря получению лопаток из новых современных литейных высокожаропрочных сплавов, способных работать при более высоких температурах. Структурная стабильность приобретает особое значение для материалов, работающих в условиях высоких температур, когда интенсивно развиваются диффузионные процессы. Нередко приходится выбирать состав и структуру, обеспечивающие не самые высокие прочностные характеристики, но минимальный темп их снижения за счет уменьшения термодинамических и кинетических параметров. В связи с этим проблему структурной стабильности важно проанализировать с точки зрения кинетики фазовых превращений.

Расчет кинетики образования фаз является важным и приоритетным направлением, позволяющим оценить срок службы материала. Одной из основных упрочняющих фаз в никелевых жаропрочных сплавах является фаза Ni_3Al , которая дает важную информацию о стабильности структуры сплава. Кинетика фазовых превращений, зависящая от состава сплава, во многих случаях контролирует дестабилизацию сплава. Одной из актуальных проблем современной авиации является структурная стабильность материалов и ее влияние на свойства. Когда система находится в неравновесном состоянии, для перехода в более стабильное состояние должна преодолеть некий барьер - промежуточное состояние с более высокой, чем конечное состояние энергией. При переходе в новое состояние фазовый состав изменяется, в системе происходит диссипация избыточной энергии. В процессе длительной эксплуатации металл претерпевает структурные изменения, что приводит к снижению длительной прочности. Поэтому целесообразно расширение спектра ремонтно-восстановительных работ путем внедрения новых методов исследования и технологий.

В настоящее время получили развитие полумэмпирические и эмпирические методы и различные корреляции нахождения оптимального химического состава и свойств материалов, что является весьма трудоемкой задачей, требующей больших временных затрат. В связи с этим, исследования, направленные на снижение затрат на подготовительное производство и обоснованное проведение термической обработки являются актуальным направлением.

Цель работы: оптимизация режимов термической обработки жаропрочных никелевых сплавов и снижение затрат на обработку лопаток турбин ГТД при ремонте на основе разработки метода расчета кинетики образования дисперсионноупрочняющих фаз.

Для достижения поставленной цели определены следующие **задачи**.

1. Разработать неравновесные диаграммы состояния сплавов, позволяющие определить химический состав фаз и твердого раствора при термической обработке.
2. Разработать алгоритм и компьютерную программу для расчета кинетики зарождения, роста и укрупнения кристаллов фаз в сплавах.

М. Г. Г. А.
В. Э. Б. А.
Б. А. А.

3. Рассчитать и построить изотермические диаграммы распада сплавов: Ni-14Al (ат.%), ЖС6У.
4. Проверить адекватность разработанного расчетно-экспериментального метода для системы Ni- Al.
5. Установить оптимальные температурно- временные параметры образования заданной объемной доли фазы Ni_3Al , обеспечивающие требуемые прочностные свойства никелевых сплавов.
6. Проверить адекватность разработанного метода расчета кинетики образования фаз для выбора оптимальных режимов термической обработки жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС, а также режимов восстановления структуры сплавов при ремонте лопаток ГТД.

Научная новизна.

1. Разработана научно - обоснованная методика построения неравновесных диаграмм состояния распада пересыщенного твердого раствора на примере никелевого сплава Ni-14 Al (ат.%) при различных температурах старения.
2. Разработана научно - обоснованная методика расчета кинетики зарождения, роста и укрупнения кристаллов фаз в твердых растворах при термической обработке жаропрочных никелевых сплавов.

Практическая значимость работы.

1. Разработанная методика расчета кинетики образования фаз, позволяет сократить затраты на выбор оптимальных режимов термической обработки жаропрочных никелевых сплавов, а также режимы восстановления структуры при ремонте лопаток ГТД.
2. Результаты работы использованы в учебном процессе по курсу «Теория и технология термической и химико - термической обработки сплавов» и «Физическая химия».

Достоверность результатов работы обусловлена комплексным решением поставленных задач с использованием современных методов исследования. Микроструктура никелевых сплавов была изучена различными методами, такими как оптическая металлография, просвечивающая электронная микроскопия. Механические свойства никелевых сплавов определялись в соответствии с государственными и международными стандартами. Достоверность подтверждена сравнением расчетных и экспериментальных данных.

Апробация работы. Основные положения работы докладывались на II Международной Научно - практической конференции «Научно- техническое творчество молодежи – путь к обществу, основанному на знаниях» (г. Москва, 29июня- 2 июля 2010г.), на VI Международной конференции посвященной памяти академика Г.В. Курдюмова. (16-19 ноября 2010,Черноголовка), на третьей Всероссийской конференции молодых ученых и специалистов « Будущее машиностроения России» (г. Москва, 22-25 сентября 2010 г.), на V Всероссийской конференции молодых ученых и специалистов « Будущее машиностроения России» (г. Москва 26-29 сентября 2012г.), на отраслевой конференции «Современные технологии химико- термической обработки конструкционных

материалов» (посвящена 80- летию со дня рождения члена – корреспондента РАН, д.т.н. Шалина Р.Е.) (г. Москва, ФГУП «ВИАМ» 30 января 2013г.)

Публикации. Результаты диссертации опубликованы в 11 научных работах, шесть из которых - в изданиях по перечню ВАК РФ.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, 4 глав, общих выводов по работе, списка литературы. Работа содержит: 126 страниц машинописного текста, включая 45 рисунков, 27 таблиц и 95 наименований литературных источников.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность диссертационной работы, сформулированы цель и задачи исследования, научная новизна и практическая значимость работы.

В первой главе проведен анализ данных литературы. Отмечено, что не существует единой количественной теории фазовых превращений, позволяющей рассчитать количество метастабильных фазовых равновесий, химический состав и размеры частиц метастабильных фаз, состав пересыщенного твердого раствора. На основе анализа данных литературы сформулированы цель и задачи исследования.

В работе проанализированы основные факторы, влияющие на кинетику распада неравновесного твердого раствора, сопровождающегося образованием кластеров. К ним относятся: термодинамические, кинетические, структурные факторы, которые влияют на скорость зарождения кластеров, а также на скорость роста фазы, образующейся в пересыщенном твердом растворе. К термодинамическим факторам относятся: температура, свободная энергия сплава, химический потенциал компонентов, межфазная поверхностная энергия. К кинетическим параметрам относятся: коэффициент диффузии, энергия активации, время. К структурным параметрам, характеризующим состояние межфазных поверхностей раздела фаз относятся: размер и плотность распределения фаз, химический состав твердого раствора и образующейся фазы, типы сопряжения кристаллических решеток - когерентный, полукogerентный, некогерентный, мисфит- параметр несоответствия кристаллических решеток фаз, объемная доля и характер распределения фаз.

Наиболее фундаментальные исследования были проведены в работах С.Т. Конобеевского, который впервые применил уравнение Томсона для расчета среднего радиуса кластера, образующегося при распаде пересыщенного твердого раствора с учетом межфазной поверхностной энергии. Основоположниками уравнения для расчета объемной доли фазы в матрице сплава являются А.Н. Колмогоров, установивший связь объема вновь образующейся фазы от вероятности зарождения центров кристаллов, линейной скорости их роста во времени. И.Л. Миркин вывел уравнения для расчета времени формирования объемной доли фазы в матрице твердого раствора в зависимости от скорости зарождения центров кристаллов и скорости их роста, но не применил для конкретных сплавов.

В совместной работе А.Г. Хачатурьяна, Я.Ванга, С.С. Су была сформирована модель для исследования комбинированного воздействия упорядоченного и упругого воздействия дальнего порядка в Ni-Al сплавах на кинетику роста и укрупнения зерна. Процесс образования зародышей был смоделирован путем подстановки в уравнение стохастического поля случайных функций шума.

Анализ литературных данных приводит к выводу, что известные подходы и модели не учитывают влияния термодинамических и кинетических параметров зарождения и роста фаз. Не было разработано неравновесных диаграмм состояния, позволяющих определить последовательность метастабильных фазовых равновесий, химический состав кластеров и твердого раствора. Разработанные ранее методы оценки скорости роста фаз эмпирические и основные закономерности получены на основе микроскопических исследований.

Во второй главе приведено описание материалов и методик исследований. В работе были исследованы образцы бинарного Ni-Al сплава (7% Al по массе). Сплав подготовлен по ГОСТ 27462-87 методом трехкратного переплава в электродуговой вакуумной печи типа ДКВ -3,2 с применением геттера. Расплавление шихты проводилось в плазменной дуге на медном водоохлаждаемом поддоне, сила тока $I=100-500\text{A}$, напряжение нерасходуемого электрода $U=25-45\text{ В}$, трехкратным переплавом в вакууме. Качество полученных слитков определялось контрольным взвешиванием после плавки, а также визуальным осмотром. Масса каждого образца достигала 20 грамм, диаметр 24мм, толщина 4 мм. Был изучен процесс образования фазы в различных состояниях: литом, закаленном, отожженном и состаренном.

Фазовый состав был исследован с помощью электронного микроскопа Теспа $G^2 20\text{ Twin}$ (производства FEI company, США- Нидерланды), оснащенного системой энергодисперсионного микроанализа EDAX. По данным электронно-микроскопических исследований определены размеры и объемная доля наноразмерной фазы Ni_3Al . На основе экспериментальных данных построены кривые относительного распределения количества частиц фазы в процентах в зависимости от их размеров.

Фазовый рентгеноструктурный анализ выполнен на дифрактометре Bruker D 8 Discover. Съемка проводилась в $\text{Cu K}\alpha$ -излучении в пошаговом режиме интервал 0,05 градусов, шаг по времени 5 секунд. Интервал углов дифракции от 20 до 120 градусов. Скорость сканирования составляла 0,6 град./мин, напряжение на трубке – 40кВ, ток- 30мА. Для количественного фазового анализа использовалась программа DIFFRAC.EVA. Рентгеносъемка была осуществлена с целью определения фазового состава и изменения параметра решетки кристаллов фазы Ni_3Al .

Для определения микротвердости сплавов по Виккерсу (ГОСТ 2999-75) был использован микротвердомер DuraScan 20 полуавтоматический прибор с точностью позиционирования 0,01 мм. Нагрузка составляла 5 кг.

С использованием численного моделирования методом конечных элементов построили 3-D модель образца и рассчитали зависимость изменения температурного поля от времени охлаждения в процессе закалки. Время зака-

лочного охлаждения образца в воде до 20°C составило 35 секунд. Расчеты выполнены в программном комплексе ANSYS.

Для проверки адекватности построенных расчетных изотермических диаграмм распада проведены дополнительные расчеты в программе JMatPro.

Третья глава посвящена разработке метода расчета кинетики фазовых превращений, протекающих в сплавах в процессе старения. Сплавы никеля с алюминием, как основы жаропрочных сплавов, подробно изучены экспериментально в структурном отношении и теоретически проанализированы. При разработке метода преследовалась цель снизить количество экспериментальных данных, требуемых для расчета. Сделать метод связующим звеном с признанными теориями С.Т.Конобеевского, А.Н. Колмогорова, И.Л.Миркина, Лившица – Слезова - Вагнера.

Изложена методика построения неравновесных диаграмм состояния для бинарных сплавов при различных температурах старения. При распаде неравновесного закаленного твердого раствора система стремится перейти в равновесное состояние путем последовательного образования на каждом энергетическом уровне новых метастабильных фаз. С целью анализа последовательности фазовых превращений разработана неравновесная диаграмма, которая позволяет определить химический состав зародышей при фазообразовании. Для построения использовали равновесную диаграмму Ni-Al, химический состав сплава Ni-14Al (ат.%), состав твердого раствора на линии переменной растворимости при заданной температуре, состав фазы Ni₃Al в атомных долях. Эти данные спроецированы на ось концентраций неравновесной диаграммы состояния. Вершина, полученной геометрической фигуры, соответствует значению избыточного химического потенциала в неравновесном твердом растворе, рассчитанного на основе уравнения Льюиса:

$$\mu_{Al}^p = \mu_{Al}^o + R \cdot T \cdot \ln a_{Al}^p \quad (1)$$

$$\mu_{изб} = \mu_{Al}^n - \mu_{Al}^p = R \cdot T \cdot \ln \frac{a_{Al}^n}{a_{Al}^p} \quad (2)$$

где a_{Al}^n , a_{Al}^p – термодинамическая активность алюминия в пересыщенном и равновесном твердом растворе соответственно. В равновесном твердом растворе $a_{Al}^p=1$.

Логарифмическая функция избыточного химического потенциала незначительно отличаются от прямой линии и, заменяя логарифмическую кривую в первом приближении прямыми линиями, получаем стороны треугольника. Погрешность не превышает 3%. Запас избыточной энергии неравновесного твердого раствора равен произведению избыточного химического потенциала атомов, на их количество, участвующих в превращениях. Величина этой энергии определяется уравнением:

$$\Delta G_{Al} = \frac{1}{2} \cdot (C'_\gamma - C_\gamma) \cdot \mu_{изб} \quad (3)$$

где C'_γ , C_γ – концентрация в мольных долях, ΔG_{Al} – парциальная избыточная свободная энергия Гиббса.

После построения неравновесной диаграммы определяется положение полюса – начальное состояние неравновесного твердого раствора таким образом, чтобы на последнем энергетическом уровне избыточный химический потенциал алюминия был равен нулю в равновесных фазах. Форма и размеры треугольника зависят от температуры старения. При увеличении температуры запас избыточной энергии уменьшается и при пересечении состава сплава с линией переменной растворимости избыточная энергия равна нулю.

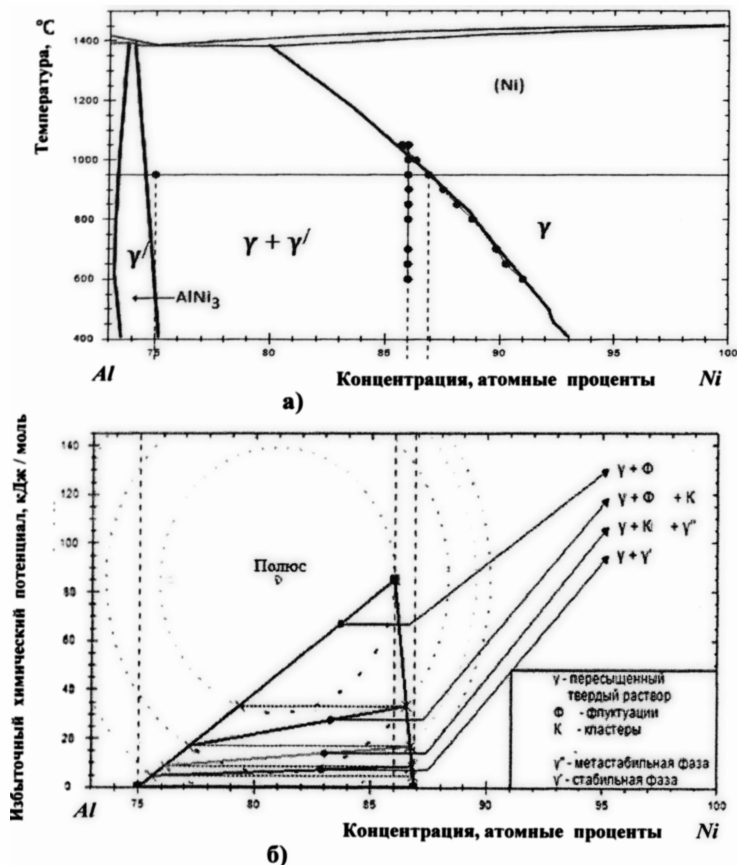


Рис.1. Метод построения неравновесной диаграммы состояния для закаленного сплава Ni-14Al (% ат.) при температуре 950°C.

- а - фрагмент равновесной диаграммы состояния Ni-Al;
б - неравновесная диаграмма состояния.

Температура является основным внешним параметром, ускоряющим процессы распада. С повышением температуры старения диффузия атомов в

пересыщенном твердом растворе увеличивается и быстрее протекают процессы перехода из неравновесного состояния к равновесию. К внутренним переменным относятся: химический состав фаз в сплаве и избыточный химический потенциал. Границы неравновесных фазовых состояний сопрягаются линиями локальных равновесий, указанных на рисунке 16 пунктирными линиями. При наличии градиента концентраций возникает химический потенциал, приводящий к образованию фаз в соответствии с правилом ступеней Оствальда. Переменный наклон границ фазовых состояний по координате химического потенциала пропорционален градиенту движущей силы фазового превращения (рисунк 16). Поскольку равенство потенциалов устанавливается только на линиях метастабильного и стабильного равновесия, правило фаз Гиббса справедливо на горизонтальных, пунктирных линиях, в других областях правило фаз не приемлемо. В сплаве выполняется закон сохранения массы, то предоставляется возможность применить правило концентраций и правило отрезков для расчета химического состава и массового количества образующейся фазы соответственно. Из неравновесной диаграммы следует, что наибольшую скорость превращения следует ожидать на ранних стадиях распада. В дальнейшем градиент снижается и обращается в нуль при достижении равновесного состояния. Знание химического состава фаз на каждом метастабильном уровне дает возможность рассчитать кинетику зарождения кластеров и последующих фаз на разных этапах старения и построить изотермические диаграммы распада.

В работе определены радиусы кластеров в начальный период распада пересыщенного твердого раствора сплава Ni-14Al (ат. %). Радиус кластера рассчитан по уравнению С.Т. Конобеевского - У.Томсона :

$$r = \frac{2 \cdot M \cdot \sigma}{R \cdot T \cdot \ln \cdot \frac{C_r}{C_\infty} \cdot \rho} \quad (4)$$

где M – молекулярный вес фазы, σ - коэффициент поверхностного натяжения, C_r - растворимость кристаллов r , C_∞ - растворимость кристалла бесконечно большого радиуса, ρ - плотность фазы.

При уменьшении степени пересыщения твердого раствора алюминием радиусы кластеров увеличиваются, расчетные данные представлены в таблице 1.

Таблица 1.

Размеры кластеров, образующиеся в инкубационный период диффузионного распада сплава Ni-14Al (ат.%).

Температура t , °С	Радиус кластера r , нм.	Температура t , °С	Радиус кластера r , нм.
600	0,4	800	0,8
650	0,49	850	0,89
700	0,5	900	1,16
750	0,62	950	1,7

Разработан алгоритм и компьютерная программа «Termodin», позволяющая рассчитать кинетику зарождения и роста фаз, время формирования объемной доли фазы в матрице сплава. Построены изотермические диаграммы распада (рис.2а.). Время образования заданной объемной доли фазы Ni_3Al в матрице сплава $Ni-14 Al$ (ат.%) рассчитали по уравнению Колмогорова - Миркина:

$$\tau = 0,988 \cdot \sqrt[4]{\frac{\ln(1-V)}{c^3 \cdot n}} \quad (5)$$

где V - объемная доля фазы; c - линейная скорость роста зародышей фазы; n - скорость зарождения.

Адекватность полученных расчетных данных проверено в программе JMatPro (рис.2.б.). Погрешность результатов расчета не превышает 12%.

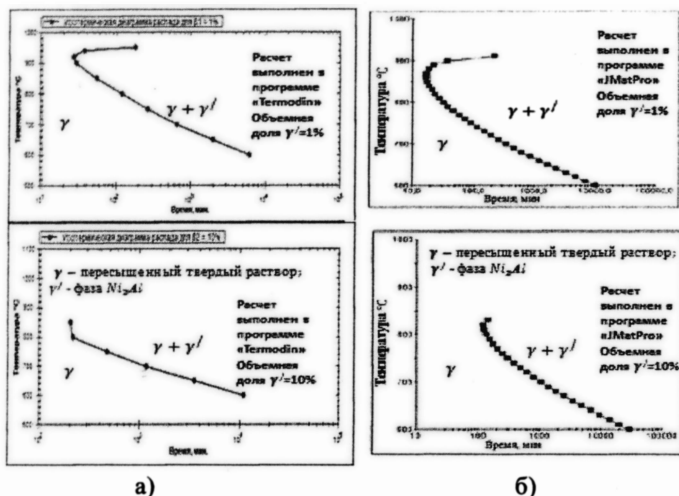


Рис. 2. Расчетные изотермические диаграммы распада сплава $Ni-14Al$ (ат. %) а- расчетные изотермические диаграммы распада, построенные в программе «Termodin» для объемной доли Ni_3Al 1% и 10% в матрице сплава. б- изотермические диаграммы, построенные в программе «JMatPro» для объемной доли Ni_3Al 1% и 10% в матрице сплава.

Для доказательства расчетов размеров кластеров, образующихся в инкубационный период распада твердого раствора (табл.1) проведены экспериментальные исследования. Установлено, что в образце в процессе закалки от температуры $1200^{\circ}C$ с последующим охлаждением в воде образуются кластеры - компактные обособленные группы атомов Al в матрице сплава, размер которых достигает 3-5 нм и объемная доля составляет 10%. В процессе старения при температуре $950^{\circ}C$ в течение 1 часа фаза Ni_3Al растет и достигает размеров 35 нм.

Фотографии, полученные просвечивающей электронной микроскопией, сплава Ni-14 Al (ат.%) в закаленном и состаренном состоянии, представлены на рисунке 3а и 3б соответственно.

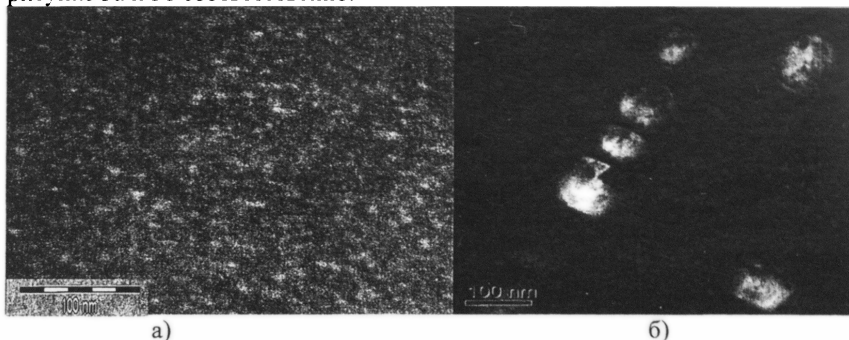


Рис.3. Структура сплава Ni-14Al (ат.%) после термической обработки.

а - после закалки в воде, от температуры нагрева 1200°C.

б- после старения при температуре 950°C в течение 1 часа.

Структура сплава нестабильна при воздействии высоких температур и фаза Ni_3Al склонна к укрупнению в результате растворения более мелких и росте более крупных выделений. Рассчитан средний радиус кристаллов фазы Ni_3Al при температурах старения: 750°C, 800 °C, 850°C , 900°C с по уравнению Лифшица - Слезова:

$$r_{cp}^3 = r_0^3 + B \cdot \tau \quad (6)$$

Расчетные данные представлены на рисунке 4. Скорость укрупнения кристаллов фазы Ni_3Al увеличивается с ростом температуры и межфазной поверхностной энергии σ . Коэффициент диффузии с повышением температуры возрастает по экспоненте, и поэтому укрупнение ускоряется с ростом температуры изотермической выдержки.

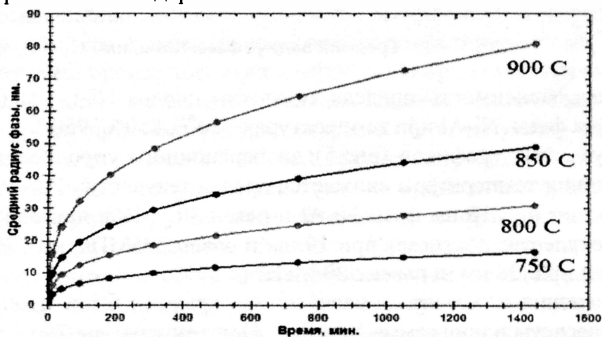


Рис.4. Расчетная зависимость роста среднего радиуса кристаллов Ni_3Al фазы при увеличении времени изотермической выдержки по программе « Termodin».

Величина среднего радиуса частиц фазы Ni_3Al , формирующихся в течение $\tau=1440$ мин при изотермической выдержке 750°C равна 16,57 нм, при

850°C - 49 нм, при 900°C - 80,77 нм. Проведенные расчеты позволяют определить структурное состояние с целью получения заданных механических свойств при термической обработке сплава. Дисперсионное упрочнение достигается за счет образования частиц фазы Ni_3Al и рассчитано по уравнению Орована:

$$\sigma_{\text{д.у.}} = 0,84 \cdot M \cdot \left(\frac{1,2 \cdot G \cdot b}{2 \cdot \pi \cdot L} \right) \cdot \ln \frac{r}{b} \quad (7)$$

где M - ориентационный фактор, определяющий связь предела текучести материала с критическим напряжением сдвига; b - вектор Бюргерса; G - модуль сдвига; L - среднее расстояние между частицами второй фазы, имеющих размер r . В сплаве действуют одновременно несколько механизмов упрочнения: σ_o - сопротивление решетки металла движению свободных дислокаций, $\sigma_{\text{т.р.}}$ - твердорастворное упрочнение легирующими элементами, $\sigma_{\text{д.у.}}$ - дисперсное упрочнение, вызванное образованием дисперсных частиц фазы Ni_3Al . На рисунке 5 приведены данные расчета предела текучести сплава Ni-14 Al (ат.%), с учетом σ_o , $\sigma_{\text{т.р.}}$, $\sigma_{\text{д.у.}}$.

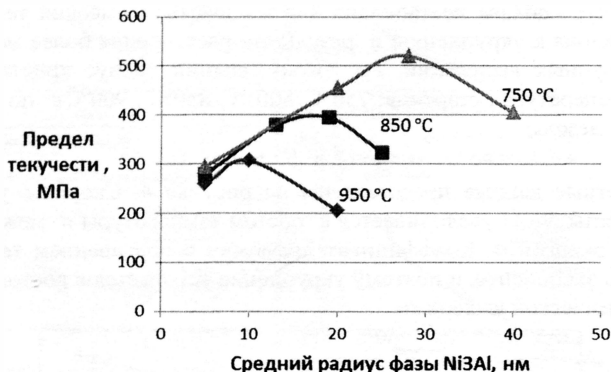


Рис.5. Расчетная зависимость предела текучести сплава Ni-14 Al (ат.%) от среднего радиуса фазы Ni_3Al при температурах 750°C, 850°C, 950°C.

Из полученных графиков (рис.5) дисперсионного упрочнения следует, что при увеличении температуры снижается предел текучести. При 950°C максимум $\sigma_{\text{т}}$ достигает при 10 нм фазы Ni_3Al и равен 307 МПа, при 850°C максимум предела текучести достигает при 19 нм и равен 395 МПа, при 750°C максимум достигает при 28 нм и равен 520 МПа.

Для сравнения полученных расчетных величин были проведены дополнительные расчеты в программе JMatPro. При температуре 750°C максимум предела текучести сплава Ni-14 Al (ат.%) достигает при среднем радиусе фазы Ni_3Al 29 нм и равен 520 МПа, а при температуре 850°C $r=22$ нм, $\sigma_{\text{т}}=411$ МПа.

Разработанный алгоритм расчета может быть использован для оптимизации режимов термической обработки сплавов с целью образования заданного размера фазы в матрице, обеспечивающей максимальную степень упрочнения.

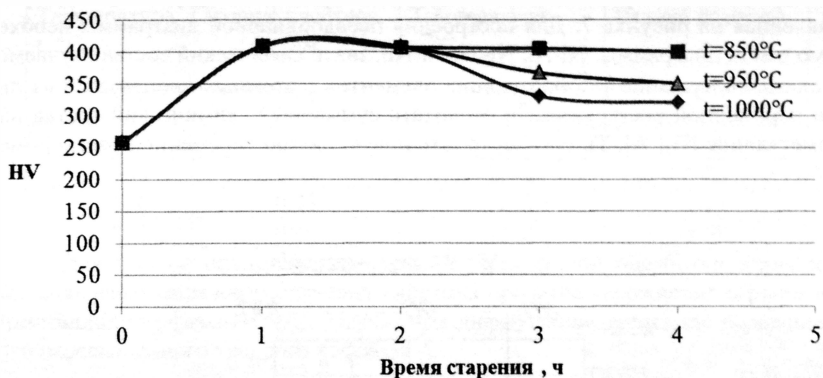


Рис. 6. Экспериментальная зависимость твердости сплава Ni-14Al (ат.%) от времени старения при температурах 850°C, 950°C, 1000°C

Экспериментально измерена микротвердость по Виккерсу (ГОСТ 2999-75) сплава Ni-14Al (ат.%). Из приведенного графика на рис.6 видно, что при температурах 850°C, 950 °C и 1000°C твердость увеличивается в течение одного часа и достигает ~ 408, далее при 1000 °C в течение 4 часов HV ~330.

В четвертой главе изложена методика расчета кинетики образования дисперсионноупрочняющих фаз при распаде пересыщенных твердых растворов, на базе которого разработана компьютерная программа «Termodin».

Исходными данными для расчетов в программе являются: плотность и молярная масса фазы, энергия активации диффузии, межфазная поверхностная энергия, предэкспоненциальный множитель коэффициента диффузии, химический состав кластера и пересыщенного твердого раствора.

Программа производит вычисления в четыре этапа. Первый этап – расчет радиуса кластера на основе уравнения Конобеевского- Томсона, коэффициента диффузии при температурах старения. Второй этап – расчет времени зарождения числа кластеров в 1 нм^3 за 1 секунду, линейной скорости роста кристаллов. Третий этап предусматривает расчет промежутка времени, в течение которого формируется определенная объемная доля фазы в матрице сплава на основе уравнения Колмогорова- Миркина. На основе расчетных данных программа строит изотермические диаграммы начальных стадий распада и стадий с заданной объемной долей фазы. Графически программа иллюстрирует кривые распада объема испытывавшего превращение в матрице в зависимости от времени. Четвертый этап – расчет времени укрупнения частиц фазы при длительных изотермических выдержках на основе уравнения Лифшица - Слезова.

В работе с целью определения температурно- временного интервала образования интерметаллида $\text{Ni}_3(\text{Al, Ti, Nb})$ с заданной объемной долей в мат-

рице были проведены компьютерные эксперименты на примере сплава ЖС6У. Химический состав: 5,6% Al; 9,9% Co; 2,4% Ti; 10,2% W; 1,3% Mo; 8,6% Cr; 0,9% Nb; 0,18% C. Для определения химического состава в твердом растворе и кластере была построена псевдобинарная диаграмма Ni- $\Sigma(Al, Ti, Nb)$, представленная на рисунке 7. Для построения псевдобинарной диаграммы необходимо иметь диаграммы: Ni-Al, Ni-Ti, Ni-Nb, знать химический состав изучаемого сплава, содержание γ' образующих элементов в атомных процентах и от линии переменной растворимости отсчитать суммарный химический состав интерметаллида $Ni_3(Al, Ti, Nb)$ построить новую линию переменной растворимости.

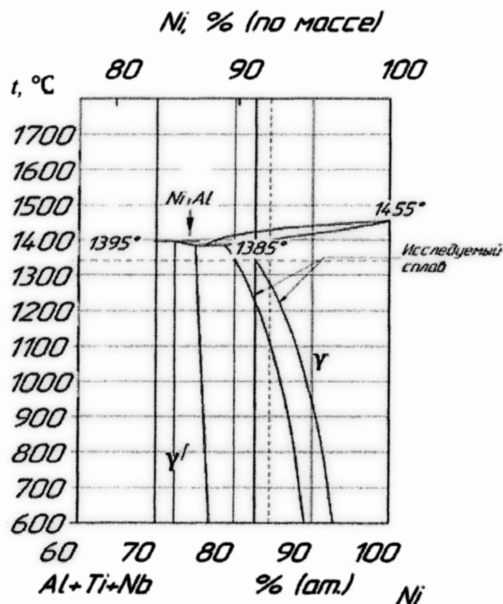


Рис.7 Схематическое изображение участка псевдобинарной диаграммы Ni- $\Sigma(Al, Ti, Nb)$, (ат.%)

В процессе распада пересыщенного твердого раствора на начальной стадии образуются кластеры, равновесные зародыши фазы интерметаллида, рассчитанные по уравнению С.Т. Конобеевского - У.Томсона. При увеличении температуры в соответствии с псевдобинарной диаграммой степень пересыщения уменьшается, а радиус кластера увеличивается.

Таблица 2.

Размеры кластеров, образующиеся в инкубационный период диффузионного распада сплава ЖС6У.

Температура $t, ^\circ\text{C}$	Радиус кластера $r, \text{нм.}$	Температура $t, ^\circ\text{C}$	Радиус кластера $r, \text{нм.}$
750	0.24	1000	0.56
800	0.28	1050	0.66
850	0.34	1100	0.81
900	0.43	1150	1.07
950	0.49	1200	1.58

Для выбора оптимальных режимов термической обработки жаропрочных никелевых сплавов рассчитана кинетика процесса зарождения и роста ин-терметаллидной фазы Ni_3 (Al, Ti, Nb) при диффузионном распаде неравновесного пересыщенного твердого раствора.

Таблица 3.

Кинетика процессов зарождения и роста Ni_3 (Al, Ti, Nb) фазы средним размером 400 нм в γ твердом растворе

Темпера- тура старения $^\circ\text{C}$	Время зарожде- ния $\tau_{\text{зар}}, \text{с}$	Время роста $\tau_r, \text{с}$	Скорость зарожде- ния $n, 1/\text{м}^3\cdot\text{с}$	Линейная скорость роста $s, \text{м/с}$	Промежуток времени, в те- чение которого образуется объемная доля γ' фазы, мин		
					$V_1=1\%$	$V_2=10\%$	$V_3=56\%$
750	$7.6 \cdot 10^{-4}$	516.51	$2.87 \cdot 10^{10}$	$1.07 \cdot 10^{-11}$	2137	3845	6425
800	$2.2 \cdot 10^{-4}$	109.63	$5.9 \cdot 10^{10}$	$2.74 \cdot 10^{-11}$	881	1586	2650
850	$8.08 \cdot 10^{-5}$	26.71	$9.33 \cdot 10^{10}$	$6.73 \cdot 10^{-11}$	401	722	1206
900	$3.5 \cdot 10^{-5}$	7.341	$1.08 \cdot 10^{11}$	$1.61 \cdot 10^{-10}$	200	361	603
950	$1.35 \cdot 10^{-5}$	2.242	$1.99 \cdot 10^{11}$	$3.27 \cdot 10^{-10}$	101	182	304
1000	$5.94 \cdot 10^{-6}$	0.751	$3.00 \cdot 10^{11}$	$6.48 \cdot 10^{-10}$	54	98	164
1050	$3.01 \cdot 10^{-6}$	0.273	$3.61 \cdot 10^{11}$	$1.26 \cdot 10^{-9}$	31	56	95
1100	$1.78 \cdot 10^{-6}$	0.107	$3.28 \cdot 10^{11}$	$2.49 \cdot 10^{-9}$	19	35	58
1150	$1.28 \cdot 10^{-6}$	0.044	$2.01 \cdot 10^{11}$	$5.05 \cdot 10^{-9}$	12	23	39
1200	$1.24 \cdot 10^{-6}$	0.019	$6.44 \cdot 10^{10}$	$1.12 \cdot 10^{-8}$	9	17	28

Полученные данные позволяют выбирать оптимальные температурно-временные интервалы формирования заданной объемной доли γ' фазы в матрице жаропрочных никелевых сплавов. Оптимальному структурному состоянию сплава соответствует равномерное распределение в матрице частиц γ' фазы размером 200-400 нм и отсутствие избыточных фаз. Из данных литературы известно, что термовакуумная обработка (ТВО) направленная на продление эксплуатационного ресурса жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС6У после заданного срока службы состоит из нагрева до 1210°C в течение 1 часа и охлаждения со средней скоростью $60 \dots 80^\circ\text{C}/\text{мин}$ в интервале $1210 \dots 1000^\circ\text{C}$. В процессе старения при температуре 950°C в течение 2 часов происходит выде-

ление вторичных частиц γ'' в твердом растворе и упрочнение сплава. Объемная доля интерметаллида была определена в соответствии с псевдобинарной диаграммой, представленной на рисунке 7 при 950°C составляет 57%. Современные жаропрочные никелевые сплавы содержат до 60% упрочняющей γ' фазы. При увеличении объемной доли усиливается неоднородность распределения γ' фазы возникает глубокая разнотермичность.

На основе результатов расчета кинетики фазовых превращений рассчитаны и построены изотермические диаграммы распада с объемной долей 1%, 10%, 56%, представленные на рисунке 8.

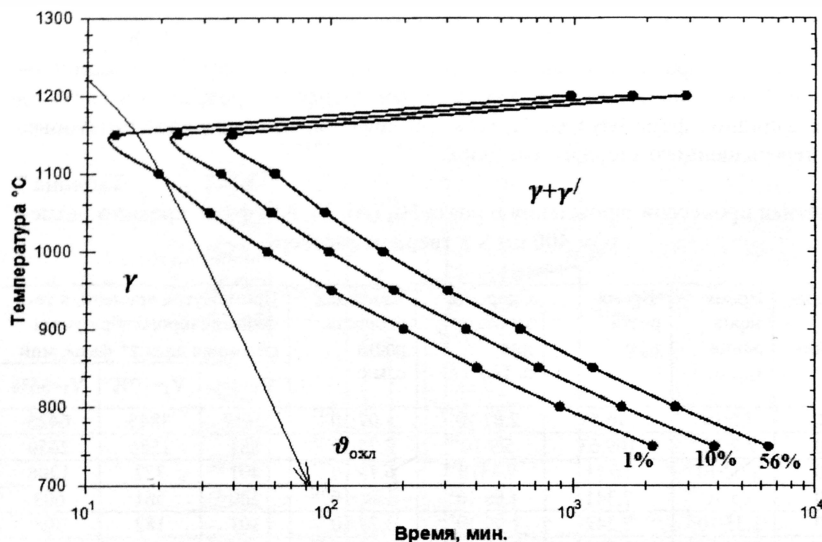


Рис.8. Изотермические диаграммы распада неравновесного твердого раствора с образованием объемной доли γ' фазы 1%, 10%, 56% в матрице сплава ЖС 6У.

Расчет изотермических диаграмм распада никелевых жаропрочных сплавов позволяет разрабатывать оптимальные режимы термической обработки, такие как гомогенизация, старение и изотермическая закалка, позволяющие получить заданные размеры частиц упрочняющей γ' фазы, отвечающие оптимальным прочностным свойствам материалов.

В результате сокращается количество операций, сокращается время на проведение термической обработки. Затраты на обработку и восстановление структуры никелевых жаропрочных сплавов при ремонте снижены в 2 раза, по сравнению с традиционной цеховой обработкой. Целесообразность применения разработанного метода расчета кинетики образования дисперсионно упрочняющих фаз является экономически обоснованным научно-исследовательским направлением.

Общие выводы и результаты работы:

1. Разработан метод построения неравновесных диаграмм состояния сплавов в координатах: избыточный химический потенциал [кДж/моль], химический состав [атомные доли]. Неравновесные диаграммы позволяют определить: количество неравновесных фазовых состояний; химический состав, массовое соотношение фаз в метастабильных равновесиях; градиенты химического потенциала на границах метастабильных фазовых переходах.
2. Рассчитаны и построены изотермические диаграммы распада неравновесного сплава Ni-14Al (ат.%) как на стадии инкубационного распада, так и для более поздних стадий распада с объемной долей Ni_3Al фазы 1%, 10%. Для сравнения полученных результатов проведены дополнительные расчеты в программе JMatPro.
3. Экспериментально доказано, на основе электронной микроскопии и анализа темнопольных изображений, что кластеры размером 3-5 нм образуются в сплаве Ni-14 Al (ат.%) в период закалочного охлаждения в воде, объемная доля составляет 10%.
4. Рассчитаны размеры кластеров, образующихся на начальных стадиях распада пересыщенного твердого раствора сплава Ni- 14 Al (ат.%) и сплава ЖС 6У при температурах изотермической выдержки. При увеличении температуры степень пересыщения уменьшается, а размеры кластеров увеличиваются.
5. Установлена зависимость укрупнения фазы Ni_3Al в течение 24 часов изотермической выдержки при температурах: 750°C радиус кристаллов фазы достигает 21 нм, при 800°C -30 нм, при 850°C- 48нм, при 900°C- 78 нм.
6. Установлены оптимальные температурно - временные параметры образования заданного размера фазы Ni_3Al , обеспечивающей повышенные прочностные свойства никелевых сплавов.
7. Доказана эффективность применения разработанного метода расчета путем снижения затрат на отработку оптимальных температурно- временных режимов и восстановление структуры никелевых жаропрочных сплавов лопаток ГТД при ремонте.

Основное содержание работы отражено в следующих работах:

1. Симонов В.Н, Курихина Т.В. Прогнозирование фазовых превращений в неравновесных структурах // Технология машиностроения. 2010. №9. С. 5-7.
2. Симонов В.Н, Курихина Т.В. Модель расчета эволюции фазовых превращений в неравновесном состоянии // Фазовые превращения и прочность кристаллов. VI Международная конференция посвященная памяти академика Г.В. Курдюмова. Черноголовка, 2010. С. 179-180.
3. Курихина Т.В. Эволюционно-фазовые превращения в стареющих сплавах// Будущее машиностроения России: Сб. трудов. Всерос. конф. молодых ученых и специалистов. Москва, 2010. С. 120-121.

4. Курихина Т.В, Симонов В.Н. Графоаналитический метод определения ведущей фазы в стареющих сплавах // Сб. трудов. II Международная научно- практическая конференция научно- технического творчество молодежи- путь к обществу, основанному на знаниях. Москва, 2010. С. 447-448.
5. Курихина Т.В, Симонов В.Н. Расчет фазовых превращений в стареющих сплавах Ni- Al // Наука и образование: электронное – научно техническое издание Москва. 2011. № 11, <http://technomag.edu.ru/doc/270715.html>.
6. Курихина Т.В, Симонов В.Н. Исследование образования фазы Ni_3Al методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) // Материаловедение. 2012. № 8. С. 14-16.
7. Курихина Т.В. Математическая модель кинетики фазовых превращений в никелевых сплавах // Будущее машиностроения России: Сб. трудов. Всерос. конф. молодых ученых и специалистов. Москва, 2012. С. 90-91.
8. Курихина Т.В, Симонов В.Н, Герасимов С.А. Расчет влияния предварительной термической обработки перед азотированием на размер зародышей нитрида железа // Наука и образование: электронное – научно техническое издание Москва. 2012. № 11, <http://technomag.edu.ru/doc/496755.html> .
9. Курихина Т.В, Симонов В.Н, Сергиевский Е.А. Обсуждение результатов термодинамической неустойчивости структуры материалов// Наука и образование: электронное – научно техническое издание Москва. 2013. № 1, <http://technomag.edu.ru/doc/530839.html>.
10. Курихина Т.В, Симонов В.Н. Расчетный метод анализа последовательности фазовых превращений при распаде пересыщенных твердых растворов // Современные технологии химико - термической обработки конструкционных материалов: Отраслевая конференция, посвящается 80- летию со дня рождения члена- корреспондента РАН, д.т.н. Шалина Р.Е. Москва.2013.
11. Курихина Т.В, Симонов В.Н. Анализ кинетики фазовых превращений в неравновесных твердых растворах систем: Fe-2Cr (ат.%), Fe-4Cr (ат.%), Fe-24Cr(ат.%) // Наука и образование: электронное – научно техническое издание Москва, 2013. № 5 , <http://technomag.edu.ru/doc/566894.html>.