

Стариков Сергей Анатольевич

Деформационно-индуцированная сегрегация в аустенитных сплавах

01.04.07 – физика конденсированного состояния

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Екатеринбург – 2017

Диссертационная работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук (ИФМ УрО РАН)

Научный руководитель: Сагарадзе Виктор Владимирович, член-корреспондент РАН

Официальные оппоненты: Овчинников Владимир Владимирович
доктор физико-математических наук,
заведующий лабораторией пучковых воздействий
ФГБУН Института электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург

Козлов Александр Владимирович
доктор технических наук,
советник дирекции АО «Институт реакторных материалов»,
г. Заречный, Свердловская область.

Ведущая организация: ФГАОУ ВО «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»,
г. Екатеринбург

Защита состоится «19» мая 2017 г. в 14:00 часов на заседании диссертационного совета Д 004.003.01 на базе ИФМ УрО РАН, расположенном по адресу: 620990, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ИФМ УрО РАН и на сайте www.imp.uran.ru

Автореферат разослан « » апреля 2017 г.

Ученый секретарь

диссертационного совета,
доктор физико-математических наук

Чарикова Т. Б.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы диссертации

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) и облучение высокоэнергетическими частицами, являются одними из основных способов внешнего воздействия на металлические материалы. Во многих сплавах, подвергнутых как деформации, так и облучению, могут наблюдаться различные фазовые, структурные и концентрационные изменения. Вследствие деформационно-индуцированного образования и миграции точечных дефектов наблюдаются процессы атомного расслоения и деформационно-индуцированные сегрегации (ДИС) примесей и легирующих элементов, приводящие к изменению физико-механических свойств сплавов [1]. В частности, при облучении и холодной деформации наблюдается обеднение границ зерен (ГЗ) хромом [1], что способствует развитию межкристаллитной коррозии и коррозионного растрескивания Cr-Ni нержавеющей сталей. По этой причине изучение аномальных диффузионных превращений при интенсивной деформации является важным и актуальным направлением физики конденсированного состояния. Изучению фазовых и структурных превращений при ИПД посвящены как экспериментальные, так и теоретические работы. Однако попытки теоретического описания наблюдаемого индуцированного расслоения твердого раствора были ограничены рассмотрением бинарных сплавов и оценкой влияния на расслоение только неравновесных вакансий - без учета влияния междоузельных атомов, которые также генерируются при деформации.

Таким образом, для более полного понимания механизмов, оказывающих влияние на изменение механических и физических свойств сплавов при деформации, необходимо более детальное изучение процессов деформационно-индуцированной сегрегации легирующих элементов в сплавах на основе железа, например в Cr-Ni нержавеющей сталях.

Цель работы и задачи исследования

Целью настоящей работы являлось выяснение механизмов формирования деформационно-индуцированной сегрегации легирующих элементов при деформации на примере тройного аустенитного сплава Fe-Cr-Ni и выявление характера влияния основных параметров (температуры, состава сплава, скорости перемещения границ зерен, степени и интенсивности деформации) на сегрегационные процессы.

Для достижения поставленной цели в настоящей диссертационной работе ставились следующие задачи:

1. Экспериментально определить места локализации деформационно-индуцированной сегрегации никеля в аустенитном Fe-Cr-Ni сплаве.

2. Провести анализ термодинамических стимулов для выяснения условий формирования равновесной сегрегации на границах зерен.

3. Применить математическую модель, описывающую неравновесную радиационно-индуцированную сегрегацию, для описания неравновесной ДИС, проходящей при ИПД. Исследовать влияние основных параметров (температуры, состава сплава, степени и интенсивности деформации, скорости перемещения границ зерен) на ДИС в сплаве Fe-Cr-Ni.

4. Провести исследование особенностей образования начальной стадии ДИС.

Основные положения, выносимые на защиту

1. Локализация деформационно-индуцированной сегрегации никеля возникает вблизи стоков точечных дефектов (границ зерен кристаллов), что определено по изменению приграничного дифракционного контраста на электронно-микроскопических изображениях аустенитного сплава Fe-Cr-Ni.

2. Разработанная теоретическая модель радиационно-индуцированной сегрегации, позволяющая удовлетворительно описать экспериментальные результаты по ДИС при интенсивной деформации с учетом рождения и поглощения точечных дефектов, а также их взаимной рекомбинации для случаев покоящихся и движущихся границ зерен.

3. Воздействие основных параметров (температуры, состава сплава, степени деформации, скорости перемещения границ зерен, скорости генерации точечных дефектов) на ДИС в сплаве Fe-Cr-Ni. Сопоставление полученных данных с аналогичными зависимостями для сегрегации под облучением.

Научная новизна работы

1. При электронно-микроскопических исследованиях обнаружено изменение дифракционного контраста вблизи стоков точечных дефектов (границ зерен кристаллов), что объяснено обогащением никелем этих участков в процессе ДИС.

2. Методом молекулярной динамики показано, что атомы никеля в бинарном сплаве Fe-30Ni не имеют собственных термодинамических стимулов для сегрегации на ГЗ. Поэтому для описания сегрегационных процессов атомов никеля на границах зерен использовали теорию неравновесных сегрегаций.

3. Предложена теоретическая модель, описывающая неравновесные процессы сегрегации при интенсивной пластической деформации Fe-Cr-Ni сплавов. Показана принципиальная возможность описания экспериментальных данных с использованием теоретической модели ДИС. Обнаружено, что при повышении температуры деформации ДИС уменьшается (вплоть до полного исчезновения), что согласуется с экспериментальными данными. Выяснено, что перемещение границ зерен не приводит к подавлению приграничных сегрегационных процессов, в том числе и при температурах близких к комнатным.

4. На начальной стадии формирования сегрегаций обнаружена немонотонная временная зависимость усредненных значений приграничной концентрации никеля (при деформации и облучении) как в случае движущихся, так и покоящихся границ зерен.

Научная и практическая значимость работы

Предложена теоретическая модель ДИС в трехкомпонентном Fe-Cr-Ni сплаве при интенсивной пластической деформации, учитывающая рождение и поглощение точечных дефектов, а также их взаимную рекомбинацию. Исследованы перераспределения атомов легирующих элементов - никеля и хрома, а также образование сегрегаций при ИПД в стабильных аустенитных сплавах типа Fe-Cr-Ni. Экспериментально определена приграничная локализация деформационно-индуцированной сегрегации никеля. Выявлены особенности формирования ДИС при температурах, близких к комнатным, что важно для интерпретации процесса концентрационного расслоения Fe-Cr-Ni сплавов при холодной деформации сдвигом под давлением. В практическом плане важно то, что деформационно- и радиационно-индуцированные сегрегации на границах зерен описываются сходными закономерностями. Это помогает проводить прогнозирование радиационно-индуцированной сегрегации (РИС) в различных реакторных сталях с помощью данных по ДИС, полученных при пластической деформации.

Достоверность научных результатов

Достоверность полученных результатов обеспечивается использованием разработанного ранее и апробированного в Физико-энергетическом институте им. А.И. Лейпунского, ГНЦ РФ пакета программ RIS, предназначенного для решения сегрегационных задач в процессе облучения высокоэнергетическими частицами, а также согласием полученных в диссертации данных с результатами известных из литературы экспериментов. Выводы работы обсуждались с привлечением ведущих специалистов в исследуемой области, и были представлены на международных и российских конференциях.

Личный вклад автора

Автор принимал непосредственное участие в постановке задач настоящей работы. Автор совместно с Кузнецовым А.Р. участвовал в обработке экспериментальных данных, полученных на сплаве Fe-12Cr-30Ni при прямом разрешении решетки с помощью электронного микроскопа Philips Cm 12 (Hahn-Meitner Institut, Берлин, Германия). Автором лично выполнены все необходимые теоретические расчеты. Автор принимал непосредственное участие в обсуждении полученных экспериментальных и теоретических результатов совместно с Сагарадзе В.В., Горностыревым Ю.Н. и Кузнецовым А.Р., участвовал в написании статей и тезисов докладов.

Соответствие диссертации паспорту специальности

Содержание диссертации соответствует пункту 1. «Теоретическое и экспериментальное изучение физической природы свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических

соединений, диэлектриков и в том числе материалов световодов как в твердом, так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления» паспорта специальности 01.04.07 – физика конденсированного состояния.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения и списка цитируемой литературы, содержащего 116 наименований. Полный объем работы составляет 116 страниц, включая 40 рисунков.

Апробация работы

Результаты исследований, изложенные в диссертационной работе, докладывались лично автором диссертации, обсуждались и получили положительную оценку на следующих конференциях и семинарах: VI, VII, VIII, IX, X Международных Уральских семинарах "Радиационная физика металлов и сплавов" (Снежинск, 20-26 февраля, 2005; Снежинск, 25 февраля – 3 марта, 2007; Снежинск, 23 февраля – 1 марта, 2009; Кыштым, 20-26 февраля, 2011; Кыштым, 25 февраля – 3 марта, 2013); Научных сессиях Института физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН по итогам 2005 года (Екатеринбург, 13-16 марта, 2006) и по итогам 2012 года (Екатеринбург, 18-22 марта, 2013); XIX Уральской школе металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (Екатеринбург, 4-8 февраля, 2008); XII Международной конференция «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов» 'ДСМСМС-2011', Создание и перспективы использования нанокристаллических материалов и нанотехнологий в промышленности (Екатеринбург, 13-16 июня, 2011).

Публикации

Материалы диссертации опубликованы в 14 печатных работах, из них 4 статьи в журналах, входящих в перечень ВАК.

Диссертационная работа соответствует требованиям, установленным п.14 Положения о присуждении ученых степеней. Текст диссертации представляет собой научно-квалификационную работу, не содержит заимствованного материала без ссылки на автора и (или) источник заимствования, не содержит результатов научных работ, выполненных в соавторстве, без ссылок на соавторов.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **Введении** обоснована актуальность темы исследований, сформулированы цели и задачи работы, а также приведены результаты, выносимые на защиту.

В **первой главе** представлен литературный обзор. В нем достаточно подробно обсуждаются имеющиеся на данный момент работы, посвященные экспериментальному обнаружению

ДИС, а также теоретическому описанию процессов сегрегации, вызванных интенсивной пластической деформацией. Поскольку диффузионное изменение состава сплава при деформации вызвано миграцией точечных дефектов, возникающих при деформации, то в литературном обзоре уделено заметное внимание деформационно-индуцированной генерации точечных дефектов. Показано, что имеющиеся экспериментальные и теоретические данные допускают возможность генерации двух видов точечных дефектов при деформации: вакансий и междоузельных атомов. В диссертационной работе проводится параллель между процессами ДИС и РИС, так как они подчиняются едиными закономерностями, связанными с генерацией точечных дефектов. По этой причине в литературном обзоре уделено внимание обсуждению статей, посвященных экспериментальному и теоретическому изучению РИС.

Вторая глава посвящена экспериментальному анализу мест локализации деформационно-индуцированной сегрегации никеля в аустенитном сплаве Fe-12Cr-30Ni, который подвергался закалке от температуры 1100 °С и интенсивной холодной деформации под давлением 10 ГПа (при десяти оборотах подвижной наковальни Бриджмена, что соответствует степени истинной деформации $\varepsilon \sim 7$). Тонкую структуру деформированного сплава Fe-12Cr-30Ni исследовали в электронном микроскопе JEM-200 CX. Прямое разрешение решетки получали в электронном микроскопе Philips Cm 12. Использовали также микрондовый анализатор состава (9800 EDAX). Фольги для электронно-микроскопических исследований готовили электролитической полировкой в водном растворе ортофосфорной кислоты.

Анализ структуры зерен деформированного аустенитного сплава Fe-12Cr-30Ni показал, что в процессе сдвига под давлением произошла сильная фрагментация зерна с формированием ультрамелкозернистой и нанокристаллической структур. С помощью микрозонда в электронном микроскопе была определена концентрация никеля в центре зерен и в районе их границ. Однако размер анализируемого участка составлял ~ 10 нм (в зерне размером до 60 нм), что не позволяло точно определить концентрацию никеля в приграничной зоне толщиной 2-3 нм. Были получены усредненные значения концентрации никеля в этих областях. Общая концентрация никеля в центре зерен наноструктурированного сплава Fe-12Cr-30Ni была ниже на $\sim 0.5-1$ ат.%, чем средняя концентрация никеля в приграничной зоне толщиной 10 нм. Этот результат позволил предположить, что обогащенные никелем участки зерна в деформированном сплаве располагаются преимущественно вблизи границ зерен (стоков точечных дефектов), как и в случае образования радиационно-индуцированной сегрегации никеля.

Далее были проанализированы возможные структурные изменения вблизи стоков точечных дефектов (границ зерен) с помощью трансмиссионной электронной микроскопии высокого разрешения. В деформированном наноструктурированном аустените сплава Fe-12Cr-30Ni были обнаружены [A1, A6-A9] участки с темным дифракционным контрастом преимущественно

вблизи границ зерен (рисунок 1). Обнаруженные области аналогичны высоконикелевым микроучасткам γ -фазы с темным дифракционным контрастом в аустенитных зернах сплава Fe-32Ni, в котором расслоение по никелю осуществлялось в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения при медленном нагреве [1]. Причиной наблюдаемого темного дифракционного контраста является изменение параметра решетки в результате повышения концентрации никеля, что выводит из отражающего положения такие микрообласти на дифракционных изображениях, получаемых с помощью электронной микроскопии. Темный приграничный контраст от обогащенных никелем участков толщиной 2-3 нм (около границ зерен) хорошо виден (см. рисунок 1) при прямом разрешении решетки (плоскости $\{111\}_\gamma$). Таким образом, деформационно-индуцированная низкотемпературная сегрегация никеля локализуется преимущественно вблизи границ зерен или деформационных фрагментов, являющихся эффективными стоками точечных дефектов, как и в случае образования радиационно-индуцированной сегрегации Ni.

Третья глава посвящена теоретическому описанию процессов деформационно-индуцированной сегрегации в аустенитных сталях. Для анализа равновесных сегрегаций на границах зерен применен метод молекулярной динамики (МД) с использованием известного пакета программ XMD, разработанного в Центре компьютерного моделирования Университета Коннектикута (США). Использовали ЕАМ-потенциалы [2], хорошо апробированные для описания системы Fe-Ni. Моделирование проводилось для достаточно большого поликристалла, содержащего несколько зерен с границами наклона различного типа. В работе рассмотрена несимметричная специальная граница $\Sigma 5[001]\{710\}/\{110\}$ (ось разориентации $[001]$, угол разориентации $\theta = 53,13^\circ$).

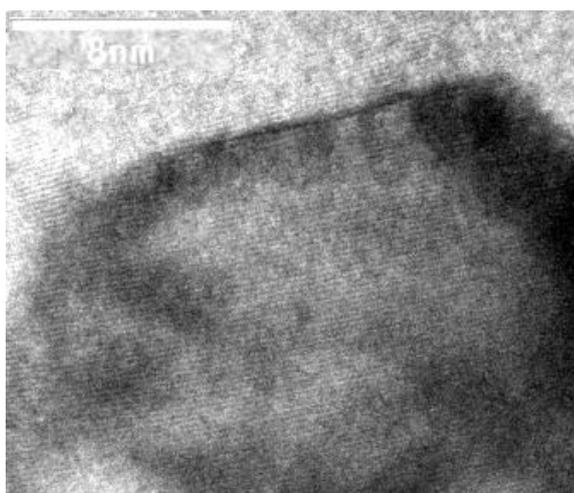


Рис. 1. Структура сплава Fe-12Cr-30Ni (с прямым разрешением решетки) после сдвига под давлением 10 ГПа ($\epsilon \sim 7$) при 293К.

С целью определения термодинамических стимулов образования сегрегаций на ГЗ проведен расчет энергии взаимодействия атомов никеля с ГЗ в ГЦК-сплаве Fe-30Ni. Поскольку в сплаве энергия легирующего элемента зависит от его локального окружения, энергия его взаимодействия с границей вычислялась путем усреднения по набору конфигураций (атом никеля замещал атом железа на заданном расстоянии от ГЗ, и считалась энергия кристаллита; такой расчет повторялся десятки раз для данного расстояния от ГЗ, а затем энергия усреднялась (как среднее арифметическое) [A5, A13].

Результаты расчетов показали [A5, A13], что атомы никеля слабо взаимодействуют с данной специальной ГЗ (энергия сегрегации не превышает 0,05 эВ), поскольку имеют близкие к атомам матрицы ионный радиус и электронную структуру. Таким образом, атомы никеля в сплаве Fe-30Ni не имеют собственных термодинамических стимулов для сегрегации на ГЗ. Это обстоятельство говорит о необходимости использовать теорию неравновесных сегрегаций для описания сегрегаций никеля на ГЗ.

Далее в третьей главе представлена математическая модель, описывающая процессы неравновесной сегрегации, проходящие при ИПД [A1, A2, A6-A9]. Представленная для описания ДИС модель включает в себя систему уравнений для диффузионных потоков деформационно-индуцированных точечных дефектов (вакансий и междоузельных атомов) и атомов сплава на стоки точечных дефектов, которыми в рассматриваемом нами случае являются ГЗ, аналогично случаю образования приграничных атомных сегрегаций в процессе облучения высокоэнергетическими частицами [3].

Моделировался трехкомпонентный сплав, компоненты которого до деформации равномерно распределялись по всему объему. Для нахождения распределений концентраций компонентов под действием деформации будем считать, как и в [3], что сегрегационные процессы, проходящие при деформации, аналогичны сегрегационным процессам, проходящим при облучении сплава. При этом образующиеся ТД стекают на границы мелких зерен, сформировавшихся преимущественно уже на сравнительно ранней стадии деформации (при деформации менее 1 оборота в наковальнях Бриджмена). В настоящей диссертационной работе принято, что при деформации генерируются два вида точечных дефектов: вакансии и междоузельные атомы. В настоящей модели ДИС считается, что при ИПД генерируется сопоставимое количество вакансий и междоузельных атомов, как это было установлено в работе [4]. Генерация же ТД, как отмечается в [5], происходит главным образом за счет движения винтовых дислокаций со ступеньками атомных размеров. Образование этих ступенек осуществляется, прежде всего, путем двойного поперечного скольжения дислокаций, в результате которого происходит также размножение дислокаций и рождение дислокационных диполей. Учтем теперь тот факт, что скорость изме-

нения плотности винтовых дислокаций $d\rho/dt$ в результате их аннигиляции при деформации зависит от температуры. Как показано в [6], зависимость $d\rho/dt$ от температуры имеет вид

$$d\rho/dt = -A_1 \exp\left[-\frac{U}{kT}\right], \quad (1)$$

где A_1 – коэффициент, зависящий в том числе от плотности дислокаций; U – энергия активации; k – постоянная Больцмана; T – температура сплава.

При выводе формулы (1) было учтено, что: 1) преимущественно аннигилируют те винтовые дислокации, которые образуют устойчивый диполь по отношению к внешнему напряжению; 2) на одной из дислокаций диполя вследствие термической флуктуации происходит рекомбинация участка дислокации, в результате чего дислокация переходит в плоскость поперечного скольжения; 3) аннигилируют те диполи, расстояние между которыми таково, что силы притяжения превышают силы трения, препятствующие встречному скольжению разноименных дислокаций.

В предлагаемой модели ДИС предполагается, что дислокации, образующиеся внутри зерен, не являются местом сегрегации, так как они перемещаются и приводят, напротив, к растворению микросегрегаций, частиц или включений в результате дрейфа атомов в поле напряжения дислокаций. Это возможно, если предположить, что растворение выделений происходит за счет увлечения атомов примеси дислокациями при перерезании ими выделений.

В уравнениях, описывающих эволюцию ТД, кроме их генерации при деформации, необходимо учесть взаимную рекомбинацию вакансий и междоузельных атомов, в результате которой оба вида точечных дефектов исчезают, а также поглощение ТД стоками, уничтожающее эти дефекты порознь. В настоящей диссертации при записи уравнений, описывающих распределение концентраций ТД при деформации, исходили из уравнений для скоростей реакций образования и исчезновения дефектов. Уравнения для описания распределений концентраций компонентов сплава и точечных дефектов (вакансий и междоузельных атомов) имеют вид

$$\partial C_\alpha / \partial t = -\vec{\nabla} \vec{j}_\alpha, \quad (2)$$

$$\partial C_n / \partial t = \vec{\nabla} \vec{j}_n + K_{gen}^n - \mu_R D_i C_i C_v - k_{ns}^2 D_n (C_n - C_{n0}), \quad (3)$$

где $n = i, v$ – индекс, обозначающий ТД (междоузельные атомы и вакансии, соответственно); \vec{j}_α – вектор потока компонента α сплава; \vec{j}_n – вектор потока ТД; K_{gen}^n – скорость генерации ТД типа n при деформации; μ_R – постоянная рекомбинации; k_{ns}^2 – эффективность стоков ТД; $D_n = C_a d_{an} + C_b d_{bn} + C_c d_{cn}$; здесь d_{an} – парциальные коэффициенты диффузии α -компоненты; C_α – концентрация α -компоненты после деформации; C_{n0} – термически равновесная концентрация ТД сорта n .

Термически равновесные концентрации ТД определяются следующим образом

$$C_{n0} = \exp(S_n^f / kT) \times \exp(-E_n^f / kT),$$

где S_n^f и E_n^f - энтропия и энергия образования, соответственно, ТД сорта n ; k - постоянная Больцмана; T - температура сплава.

Учитывая, что при деформации генерируется сопоставимое количество вакансий и междоузельных атомов, для скорости генерации ТД можно принять $K_{gen}^v = K_{gen}^i = K_{gen}$.

В терминах парциальных коэффициентов выражения для потоков атомов и ТД (в системе координат, связанной с движущейся со скоростью u ГЗ) имеют вид

$$\vec{J}_\alpha = -(d_{\alpha v} C_v + d_{\alpha i} C_i) \vec{\nabla} C_\alpha + C_\alpha (d_{\alpha v} \vec{\nabla} C_v - d_{\alpha i} \vec{\nabla} C_i) - \bar{u} C_\alpha. \quad (4)$$

Для потоков вакансий \vec{j}_v и междоузельных атомов \vec{j}_i в той же системе координат справедливы следующие соотношения

$$\vec{j}_v = (d_{av} - d_{cv}) C_v \vec{\nabla} C_a + (d_{bv} - d_{cv}) C_v \vec{\nabla} C_b - D_v \vec{\nabla} C_v - \bar{u} C_v, \quad (5)$$

$$\vec{j}_i = (d_{ai} - d_{ci}) C_i \vec{\nabla} C_a + (d_{bi} - d_{ci}) C_i \vec{\nabla} C_b - D_i \vec{\nabla} C_i - \bar{u} C_i. \quad (6)$$

Отметим, что второе, третье и четвертое слагаемые в правой части уравнения (3) описывают рождение, взаимную рекомбинацию и захват какими-либо поглотителями ТД, соответственно. В уравнениях (5) и (6) первое и второе слагаемые описывают потоки Киркендалла вакансий и междоузлий, соответственно, возникающие в неоднородном по составу сплаве. Для упрощения (5) и (6) записаны без учета образования энергии смешанных гантелей.

Систему диффузионных (3) и (4) уравнений необходимо дополнить начальными и граничными условиями. Предполагается, что на ГЗ концентрация ТД равна термически равновесной, а в середине зерна потоки точечных дефектов равны нулю (в случае неподвижной ГЗ). Также в случае неподвижной ГЗ для компонентов сплава предполагается, что их концентрация в момент времени $t = 0$ равна начальной (до деформации), а поток через ГЗ равен нулю.

В случае движущейся ГЗ краевые условия записываются иначе за исключением условия равенства на ГЗ концентрации ТД термически равновесной. Предполагается концентрационная непрерывность компонентов и потоков компонентов сплава на ГЗ

$$C_\alpha(-0, t) = C_\alpha(+0, t),$$

$$j_\alpha(-0, t) = j_\alpha(+0, t).$$

Другим краевым условием служит условие вида:

$$C_\alpha(-R/2, t) = C_\alpha(R/2, t),$$

$$C_n(-R/2, t) = C_n(R/2, t),$$

где R - размер зерна.

Система диффузионных уравнений (2) и (3) с начальными и граничными условиями решалась методом конечных разностей и аппроксимировалась интегро-интерполяционным методом на неравномерной пространственной сетке по неявной схеме. Использовался пакет компьютерных программ RIS [7].

Четвертая глава посвящена описанию исследования влияния основных параметров (температуры, степени и интенсивности деформации, скорости перемещения ГЗ, состава сплава, скорости генерации ТД) на процессы ДИС на примере сплава Fe-Cr-Ni [A1-A3, A6-A10]. При этом были приняты следующие значения параметров, входящих в уравнения представленной выше математической модели.

Выражения для частот и парциальных коэффициентов диффузии $d_{\alpha n}$ можно привести к виду

$$d_{\alpha n} = d_{0\alpha n} \exp(-E_{m\alpha}^n / kT),$$

$$d_{0\alpha n} = ZL^2 \nu_{0\alpha n} / 6,$$

где $E_{m\alpha}^n$ - энергия миграции атомов типа α по вакансионному ($n = v$) и междоузельному механизмам ($n = i$); Z - координационное число; L - длина перескока ТД. Численные значения для $\nu_{0\alpha n}$ можно получить с помощью известной формулы $\nu_{0\alpha n} = k\theta_{D\alpha} / h$, где $\theta_{D\alpha}$ - температура Дебая для α -компоненты сплава, h - постоянная Планка.

В соответствии с экспериментальными данными [9] для энергий активации миграции точечных дефектов (вакансий и междоузельных атомов) всех трех компонент сплава использовались следующие значения: $E_{ma}^v = 1.1$ эВ, $E_{mb}^v = 1.0$ эВ, $E_{mc}^v = 1.0$ эВ, $E_{ma}^i = 0.6$ эВ, $E_{mb}^i = 0.7$ эВ, $E_{mc}^i = 0.7$ эВ, где индекс a соответствует никелевой компоненте сплава; b - хромовой компоненте; c - железу.

Для нашей задачи $Z = 12$, $L \approx 3 \times 10^{-10}$ м. С учетом данных [8] приняты следующие значения для образования энергии ТД: $E_v^f = 1.6$ эВ, $E_i^f = 4$ эВ. Для энтропий образования ТД принято: $S_v^f = 5k$ [8], $S_i^f = 0$ [8].

Для постоянной рекомбинации использовалось значение $\mu_R \sim 10^{15} \text{ см}^{-2}$.

Отметим, что экспериментальные значения энергий активации миграции вакансий и междоузельных атомов имеют довольно существенный разброс, поэтому значения для железа и хрома приняты равными. В работе получено, что результаты качественно не меняются при отклонении значений энергий для железа и хрома в ту или другую сторону, но при сохранении того факта, что энергия активации миграции вакансий никеля больше, а междоузельных атомов меньше, чем для железа и хрома.

На рисунке 2 представлены профили концентраций компонентов сплава X12H30 в случае покоящейся границы зерна после проведения деформации за время десять минут при $T = 400$ К и $K_{gen} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, что соответствует условиям эксперимента [4]. При выборе температуры сплава было учтено, что в условиях холодной деформации возможен разогрев исследуемого образца приблизительно на 100 градусов. Из рисунка 2 видно, что в окрестности границы зерна и на ней самой происходит увеличение концентрации атомов никеля по сравнению с начальным значением за счет обеднения ее атомами железа и хрома. Ширина обогащенной никелем зоны составляет несколько нанометров. В эту зону входит граница зерна и область сплава с существенно измененными концентрациями компонентов сплава по обе стороны от границы вплоть до значений концентраций, соответствующие значениям концентраций компонентов сплава до деформации. Данная зона влияет на изменение магнитных свойств изучаемого сплава.

Движение границы зерна приводит к асимметрии в распределении вещества по обе стороны от границы по сравнению с профилем концентрации, полученным для этого же сплава в случае покоящейся границы зерна. На рисунке 3 представлены профили концентраций компонентов сплава X12H30 в случае движущейся границы при $T = 400$ К, скорости генерации точечных дефектов $K_{gen} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ и времени деформации также равном 10 минут. Скорость движения границы зерна равна 0.003 нм/с и направлена на рисунке 3 слева на право. Отметим, что область обогащения никелем наблюдается главным образом позади движущейся границы. Количество просегрегированного никеля и характерные размеры обогащенной никелем зоны согласуются с экспериментальными данными [3], что позволяет объяснить наблюдаемое в [3] изменение магнитных свойств сплава X12H30 под действием ИПД.

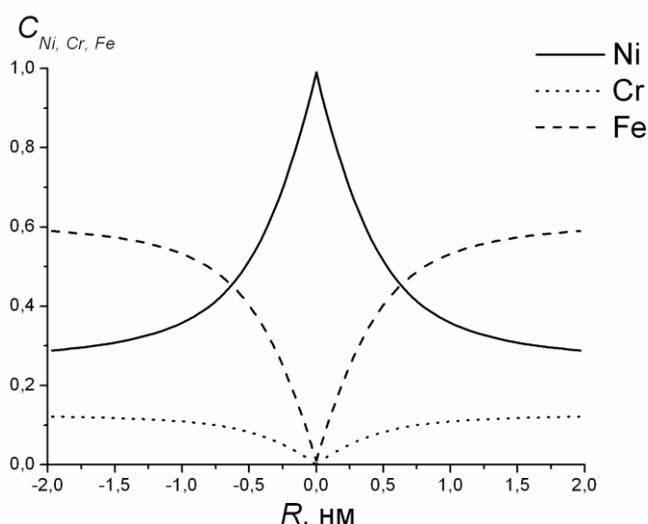


Рис. 2. Профили концентраций компонентов сплава X12H30 в случае покоящейся границы зерна при $T = 400$ К и $K_{gen} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

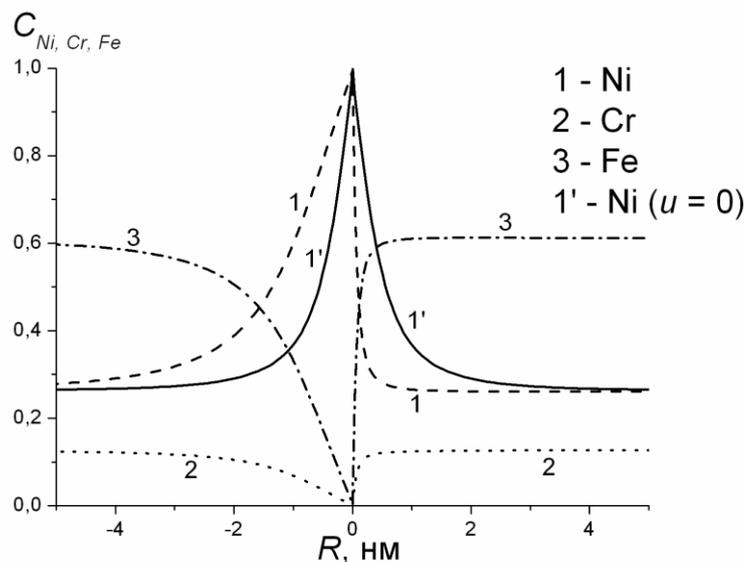


Рис. 3. Профили концентраций компонентов сплава X12H30 в случае движущейся границы зерна: 1 - для никеля (1' – для никеля при $u = 0$); 2 - для хрома; 3 - для железа.

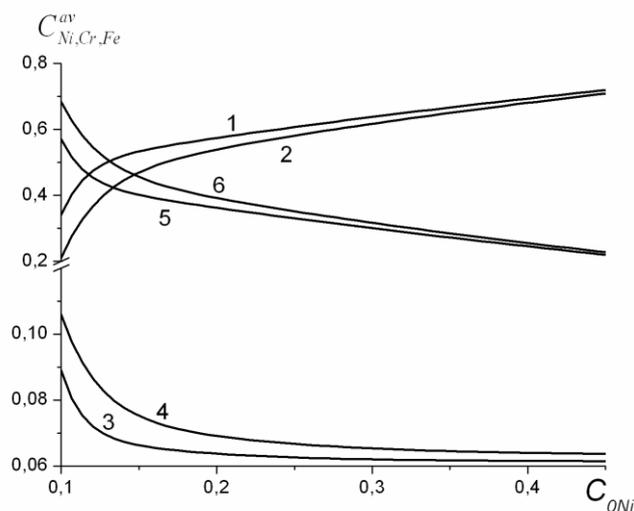


Рис. 4. Зависимость усредненных значений концентраций компонентов сплава Fe-Cr-Ni для $u = 0.003$ нм/с, $t = 600$ с от начального (до деформации) содержания никеля в сплаве при $T = 400$ К и скорости генерации точечных дефектов $K_{gen} = 10^{-4}$ с $^{-1}$: 1, 2 – для никеля; 3, 4 - для железа; 5, 6 – для хрома. Кривые 2, 4, 6 соответствуют скорости $u = 0$.

Влияние начальной (до деформации) концентрации никеля в сплаве на сегрегационные процессы представлено на рисунке 4, на котором представлена зависимость усредненных значений концентраций компонентов сплава от начального содержания никеля в сплаве (при неиз-

менной концентрации хрома до деформации, равной 12%) в обогащенной никелем (и обедненной другими элементами) зоне, полученные путем усреднения в этой зоне после полного проведения деформации. В качестве усредненного значения приближенно бралась концентрация на полувысоте пиков, которые аналогичны пикам, приведенных на рисунках 2 и 3. Иными словами, полувысота отсчитывалась от значения концентрации никеля до деформации. Из рисунка 4 видно, что увеличение начальной концентрации никеля всегда приводит к росту ДИС, независимо от того движется ГЗ или нет. Также видно некоторое возрастание сегрегации никеля для движущейся границы по сравнению с неподвижной. Следует отметить, что представленная зависимость не является линейной. При этом в интервале значений концентрации начального содержания никеля от 0.1 до 0.25 концентрации усредненных значений компонентов сплава изменяются значительно быстрее, чем на всем остальном интервале.

На рисунке 5 представлена зависимость усредненных значений концентраций компонентов сплава X12H30 от температуры деформации в случае покоящейся ГЗ. Усреднение проводилось, как и выше. Эта зависимость здесь представлена в предположении, что скорость генерации ТД как вакансий, так и междоузлий не зависит от температуры. Иными словами, предполагалось, что скорость генерации всегда принимает одно и то же значение при любой температуре и равна 10^{-4} с^{-1} . Именно такая ситуация реализуется при рассмотрении РИС [9]. Вид полученных кривых качественно совпадает с аналогичными кривыми, приведенными в [9]. Стоит также отметить, что в пределе, когда температура сплава высокая ($T = 950 \text{ К}$), концентрации компонентов стремятся к своему первоначальному значению. Учет же движения ГЗ не приводит к качественным или количественным изменениям по сравнению с аналогичной зависимостью в случае покоящейся ГЗ.

Однако, как было показано в работе [10], концентрация никеля на ГЗ на самом деле уменьшается с ростом температуры и свое первоначальное значение (как до деформации) она принимает при более низкой температуре, равной 600 К, чем это предсказывает зависимость, представленная на рисунке 5.

Для объяснения наблюдаемых в эксперименте [10] особенностей ДИС в сплаве Fe-Cr-Ni на основании формулы (1) было предложено следующее выражение для скорости генерации ТД (вакансий и междоузлий) при деформации в зависимости от температуры

$$K_{gen} = K_0 - K_1 \exp\left[-\frac{U}{kT}\right], \quad (7)$$

где K_0 – скорость генерации ТД при низких температурах, зависящая от скорости деформации. Отметим, что, хотя коэффициент K_1 зависит от плотности дислокаций, в данной работе для упрощения он считался постоянным. При этом при больших температурах $T > 600 \text{ К}$ и при $K_1 > K_0$

из-за предположения о постоянстве коэффициента K_1 получаются отрицательные значения K_{gen} . В этом случае для $T > 600$ К мы принимаем $K_{gen} = 0$.

Выбор значений параметров в выражении (7) в виде: $K_0 = 1.47 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, $K_1 = 3.38 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, $U = 0.04$ эВ позволяет удовлетворительно описать эксперимент [10].

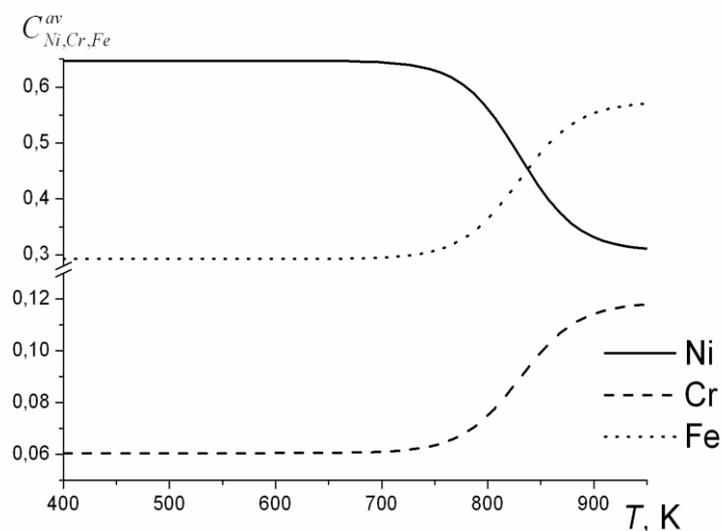


Рис. 5. Зависимость усредненных значений концентраций компонентов сплава X12H30 в случае покоящейся ГЗ от температуры деформации в предположении постоянства скорости генерации точечных дефектов, равной 10^{-4} с^{-1} .

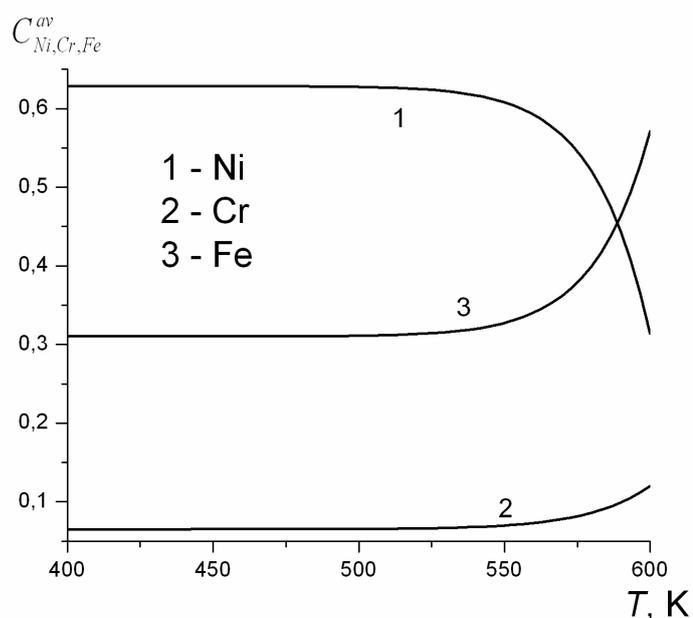


Рис. 6. Зависимости усредненных значений концентраций компонентов сплава Fe-Cr-Ni от температуры деформации, вычисленные по формуле (7).

Данные расчета приведены на рисунке 6, где представлены зависимости усредненных значений концентраций компонентов сплава Fe-Cr-Ni от температуры деформации. Видно, что расчеты, проведенные на основании формулы (7) качественно согласуются с экспериментом [10], и сегрегация никеля на границу при температурах в районе 600 К и более высоких не наблюдается.

На рисунке 7 приведена зависимость приведенных усредненных значений концентрации никеля $\frac{\Delta C^{av}}{\Delta C_{max}^{av}} = \frac{C_{Ni}^{av} - C_{a0}}{C_{Ni\ max}^{av} - C_{a0}}$ (здесь $C_{Ni\ max}^{av}$ - максимально возможное усредненное значение концентрации никеля в обогащенной им зоне) от скорости генерации ТД в предположении постоянства суммарной концентрации сгенерированных ТД без учета их ухода на ГЗ, равная 0.06 (такой суммарной концентрации достаточно для того, чтобы проявился характер зависимости). Исследуемый сплав - X12H30. Из рисунка 7 можно заметить, что увеличение скорости генерации ТД, начиная с некоторого его значения, приводит к уменьшению концентрации никеля на ГЗ (т.е. зависимость имеет максимум), качественно повторяя аналогичную зависимость в случае РИС [11]. Характерный вид зависимости на рисунке 7 можно объяснить, приняв во внимание известный из исследований РИС факт, что в процессе увеличения скорости генерации ТД при фиксированной температуре увеличивается и скорость рекомбинации ТД [11]. Последнее заметно замедляет процесс сегрегации (в нашем случае - никеля) на ГЗ.

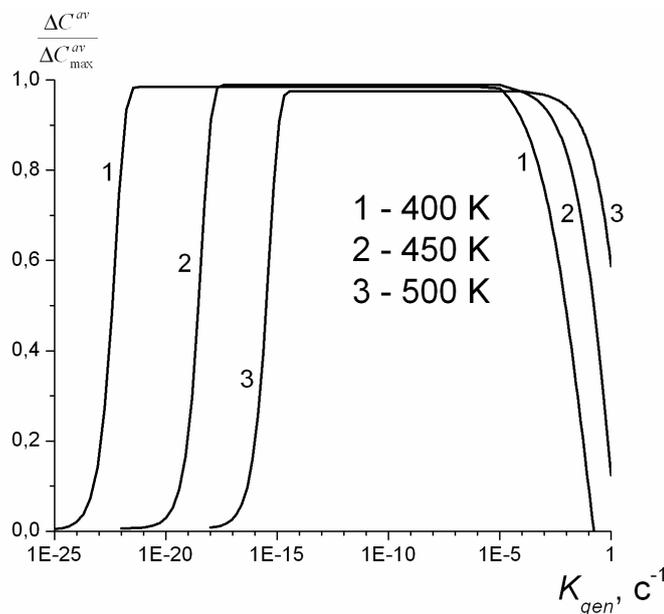


Рис. 7. Зависимость приведенных усредненных значений концентрации никеля $\frac{\Delta C^{av}}{\Delta C_{max}^{av}}$ от скорости генерации точечных дефектов при разных температурах деформации в предположении постоянной суммарной концентрации сгенерированных ТД, которая равна 0.06.

В заключительной **пятой главе** представлены результаты численного моделирования кинетики формирования сегрегаций на ГЗ при интенсивной пластической деформации и в случае радиационного воздействия для сплава X12H30 [A4, A11-A14]. Результаты расчетов кинетики формирования сегрегаций на ГЗ в случае радиационного воздействия представлены на рисунке 8. Скорость генерации точечных дефектов K_{gen} принималась равной 10^{-4} сна/с (такая величина обычно реализуется в экспериментах по облучению). Кривая 2 на рисунке 8 аналогична кривой, полученной ранее в работе [12]. Видно, что при радиационном воздействии при определенных условиях наблюдаются немонотонные временные зависимости усредненных значений концентрации никеля C_{Ni}^{av} . При этом максимальное значение C_{Ni}^{av} достигается за времена $\sim 6 \cdot 10^2$ с, в то время как для выхода на стационарное значение требуется около $4 \cdot 10^3$ с. Увеличение температуры (кривая 3 на рисунке 8) или уменьшение скорости ГЗ (кривая 1) приводит к тому, что стадия так называемой "быстрой" РИС [12], когда сегрегация достигает максимума во времени с последующим ее снижением, становится менее выраженной и исчезает.

В то же время, как показывают расчеты, подвижность ГЗ не является необходимым условием немонотонного поведения $C_{Ni}^{av}(t)$, так как оно может наблюдаться и в случае неподвижной ГЗ при увеличении скорости генерации точечных дефектов (рисунок 9) и уменьшении температуры.

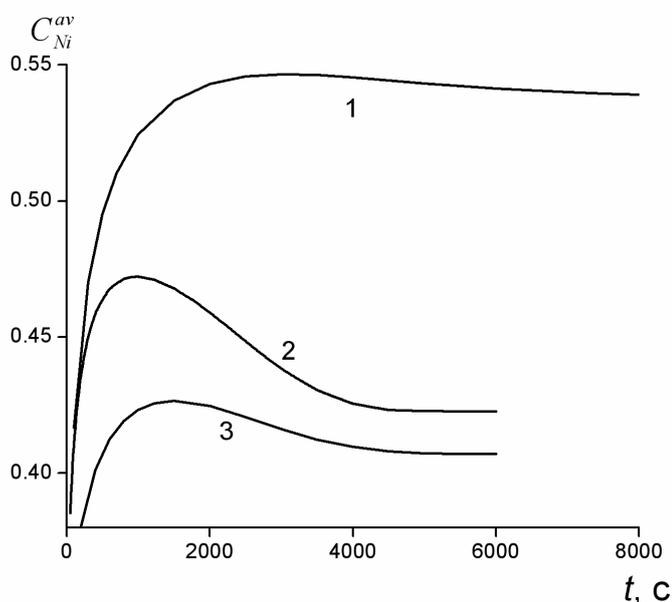


Рис. 8. Зависимость усредненных значений концентрации никеля от времени облучения для сплава X12H30 при $K_{gen} = 10^{-4}$ сна/с для движущейся ГЗ: 1 – $u = 100$ нм/сна, $T = 820$ К; 2 – $u = 250$ нм/сна, $T = 820$ К; 3 – $u = 250$ нм/сна, $T = 850$ К.

На рисунке 9 показаны зависимости усредненных значений концентрации никеля от времени деформации в случае покоящейся ГЗ при скорости генерации точечных дефектов $K_{gen} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ и температуре деформации 400 К, что соответствует экспериментальным условиям, реализуемым при сдвиге под давлением [3]. Из рисунка 9 видно, что концентрация C_{Ni}^{av} монотонно возрастают со временем деформации, достигая стационарного значения примерно за 10 минут. Символами на рисунке 9 показаны усредненные значения концентрации никеля, полученные из эксперимента [3], соответствующие разным временам деформации. Видно, что при выбранных значениях параметров расчетные кривые удовлетворительно согласуются с экспериментом. Монотонный характер кинетики ДИС сохраняется и при переходе к движущейся ГЗ (скорость движения принималась равной 0.0030 нм/с). В то же время, увеличение скорости генерации ТД до значения 10^{-2} с^{-1} (такая величина K_{gen} реализуется, например, при холодной прокатке) приводит к немонотонной зависимости $C_{Ni}^{av}(t)$ (кривая 2); при этом максимальное значение C_{Ni}^{av} достигается за короткие времена $\sim 10^2 \text{ с}$. Таким образом, режим "быстрой" ДИС может быть реализован при достаточно большой скорости деформации и невысоких температурах.

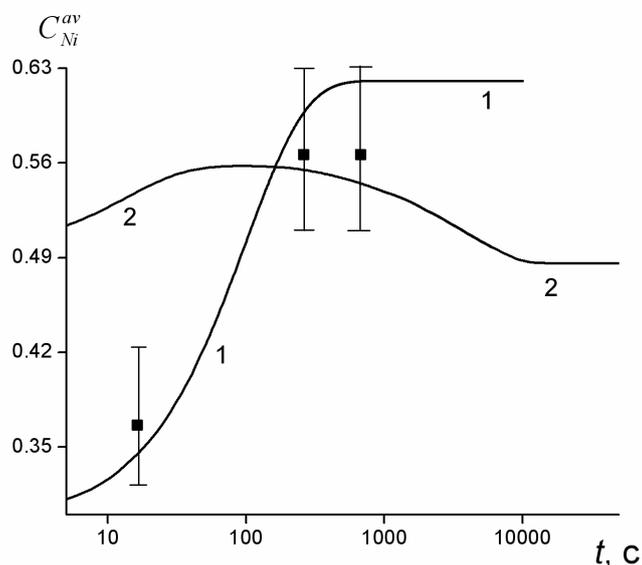


Рис. 9. Зависимости усредненных значений концентрации никеля от времени деформации: 1 - $K_{gen} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, $T = 400 \text{ К}$, $u = 0$; экспериментальные значения по данным [3] (■); 2 - $K_{gen} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, $T = 400 \text{ К}$, $u = 0.003 \text{ нм/с}$.

Приведенные результаты показывают, что немонотонные временные зависимости концентрации никеля, обогащающего ГЗ, могут наблюдаться не только при облучении, но и в услови-

ях интенсивной деформации. Причина немонотонного поведения обусловлена наличием двух временных масштабов в кинетике формирования сегрегаций. Сначала, за время τ_1 стационарное состояние достигается локально (вблизи ГЗ), а затем, при больших временах τ_2 – на масштабе всего зерна. При $t < \tau_2$ в областях близких к ГЗ, градиенты концентраций точечных дефектов много больше, чем вдали от ГЗ. Поэтому атомы никеля, находящиеся вблизи ГЗ, будут стекать на нее быстрее, чем перемещаются из объема зерна к ГЗ. В результате концентрация никеля на ГЗ при $t \sim \tau_1$ будет превосходить стационарное значение, достигаемое при $t > \tau_2$.

Таким образом, немонотонность релаксационных кривых, является общей особенностью формирования сегрегаций в неоднородной системе, которую интенсивное внешнее воздействие переводит в сильно неравновесное состояние. При этом достижению стационарного значения предшествует стадия "быстрого" формирования сегрегаций (режим "быстрой" РИС или ДИС). Снижение интенсивности воздействия или повышение температуры приводит к исчезновению стадии "быстрого" формирования сегрегаций и монотонному изменению.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Определена локализация деформационно-индуцированной сегрегации никеля вблизи стоков точечных дефектов (границ кристаллитов) по изменению приграничного дифракционного контраста на электронно-микроскопических изображениях аустенитного сплава Fe-Cr-Ni.

2. Моделирование методом молекулярной динамики показало, что атомы никеля в аустенитном сплаве Fe-30Ni не имеют собственных термодинамических стимулов для сегрегации на границах зерен. Поэтому для описания сегрегаций никеля по границам зерен использовали теорию неравновесных сегрегаций.

3. Сделано обобщение теоретической модели радиационно-индуцированной сегрегации для описания неравновесной деформационно-индуцированной сегрегации на границы зерен в трехкомпонентном сплаве Fe-Cr-Ni при интенсивной пластической деформации с учетом рождения и поглощения точечных дефектов, а также их взаимной рекомбинации для случаев покоящейся и движущейся границы зерна.

4. Показана принципиальная возможность описания экспериментальных данных по ДИС при интенсивной деформации с использованием разработанной теоретической модели ДИС. Выявлены основные механизмы ДИС на примере тройного сплава Fe-Cr-Ni и проанализировано влияние основных параметров на ДИС. Показано, что движение ГЗ не приводит к подавлению приграничных сегрегационных процессов, в том числе и при сравнительно низких температурах (близких к комнатным). При повышении температуры деформации ДИС существенно уменьшается (вплоть до полного ее исчезновения), что согласуется с экспериментальными дан-

ными. Построенные зависимости усредненных значений концентрации никеля от скорости генерации ТД при деформации имеют максимум в области средних скоростей генерации. Предложен механизм, объясняющий характер данных зависимостей.

5. Показано, что на начальной стадии развития сегрегации временные зависимости усредненных значений приграничной концентрации никеля являются немонотонными при деформационном и радиационном воздействиях как в случае движущейся, так и покоящейся границы зерна. Для объяснения немонотонных временных зависимостей использовано понятие о «быстрых» сегрегациях на начальных стадиях облучения или деформации.

СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ АВТОРА ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи в журналах, входящих в перечень ВАК:

A1. Исследование деформационно-индуцированной сегрегации в сплаве Fe-Cr-Ni / А. Р. Кузнецов, С. А. Стариков, В. В. Сагарадзе, И. А. Степанов, В. А. Печенкин, М. Гирзиг // Физика металлов и металловедение. — 2004. — Т. 98. № 3. — С. 65–71.

A2. Модель деформационно-индуцированной сегрегации на движущейся границе зерна в сплаве Fe-Cr-Ni / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе, В. А. Печенкин, И. А. Степанов // Физика металлов и металловедение. — 2006. — Т. 102. № 2. — С. 147–151.

A3. Влияние температуры и скорости генерации точечных дефектов на процессы деформационно-индуцированной сегрегации в сплаве Fe-Cr-Ni / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе, В. А. Печенкин, И. А. Степанов // Физика металлов и металловедение. — 2010. — Т. 109. № 4. — С. 407–414.

A4. Кинетика развития деформационно- и радиационно-стимулированной сегрегации в сплаве Fe-Cr-Ni / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе, Ю. Н. Горностырев, В. А. Печенкин, И. А. Степанов // Физика металлов и металловедение. — 2012. — Т. 113. № 3. — С. 255–260.

Статья в электронном журнале и тезисы конференций:

A5. Deformation-Induced Segregation in Austenitic Alloys / S. A. Starikov, A. R. Kuznetsov, Yu. N. Gornostyrev, V. V. Sagaradze // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. - 2016. - Iss. 6. - P. 48-62.

A6. Исследование деформационно-индуцированной сегрегации в сплаве Fe-Cr-Ni / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе, И. А. Степанов, В. А. Печенкин, М. Гирзиг // VI Международный Уральский семинар "Радиационная физика металлов и сплавов", Снежинск, 20–26 февраля, 2005. С. 67.

А7. Обнаружение и теоретическое описание деформационно-индуцированных сегрегаций в реакторных сплавах Fe-Cr-Ni / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, А. И. Дерягин, В. А. Завалишин, В. В. Сагарадзе // Научная сессия Института физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН по итогам 2005 года, Екатеринбург, 13–16 марта, 2006. С. 40.

А8. Деформационно-индуцированные сегрегации в реакторных сплавах Fe-Cr-Ni / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе, В. А. Печенкин, И. А. Степанов // VII Международный Уральский семинар "Радиационная физика металлов и сплавов", Снежинск, 25 февраля–3 марта, 2007. С. 41.

А9. Радиационно- и деформационно-индуцированные сегрегации в реакторных сплавах / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе, В. А. Печенкин, И. А. Степанов // XIX Уральская школа металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов», Екатеринбург, 4–8 февраля, 2008. С. 208.

А10. Исследование деформационно-индуцированной сегрегации в сплаве Fe-Cr-Ni / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе, В. А. Печенкин, И. А. Степанов // VIII Международный Уральский семинар "Радиационная физика металлов и сплавов", Снежинск, 23 февраля–1 марта, 2009. С. 25.

А11. Кинетика развития деформационно- и радиационно-стимулированной сегрегации в сплаве Fe-Cr-Ni / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе, Ю. Н. Горностырев, В. А. Печенкин, И. А. Степанов // IX Международный Уральский семинар "Радиационная физика металлов и сплавов", Кыштым, 20–26 февраля, 2011. С. 19.

А12. Кинетика образования зернограничных сегрегаций в условиях сильной деформации и под облучением в сплаве Fe-Cr-Ni / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе, Ю. Н. Горностырев, В. А. Печенкин, И. А. Степанов // XII Международная конференция "Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов", Екатеринбург, 13–16 июня, 2011. С. 134.

А13. МД моделирование зернограничных сегрегаций в сплаве Fe-Ni / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, Ю. Н. Горностырев, Л. Е. Карькина, В. В. Сагарадзе // X Международный Уральский семинар «Радиационная физика металлов и сплавов», Снежинск, 25 февраля–3 марта, 2013. С. 26.

А14. Образование зернограничных сегрегаций в сплаве Fe-Cr-Ni при сильной деформации и под облучением / С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов, В. В. Сагарадзе, Ю. Н. Горностырев // Научная сессия Института физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН по итогам 2012 года: Тезисы докладов, 18-22 марта, 2013 г. Екатеринбург, 2013. С. 48.

СПИСОК ЦИТИРОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сагарадзе, В. В. Упрочнение и свойства аустенитных сталей / В. В. Сагарадзе, А. И. Уваров - Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. — 720 с.
2. Meyer, R. Martensite-austenite transition and phonon dispersion curves of Fe_{1-x}Ni_x studied by molecular-dynamics simulations / R. Meyer, P. Entel // Physical review B. – 1998. – Vol. 57, Iss. 3. – P. 5140–5143.
3. Низкотемпературное механо-индуцированное атомное расслоение в хромоникелевых сталях / А. И. Дерягин, В. А. Завалишин, В. В. Сагарадзе, А. Р. Кузнецов // Физика металлов и металловедение. — 2000. — Т. 89. № 6. — С. 82–93.
4. Старенченко, В. А. Генерация и накопление точечных дефектов в сплавах со сверхструктурой L₁2 при пластической деформации / В. А. Старенченко, О. Д. Пантюхова, Ю. В. Соловьева // Физика металлов и металловедение. — 2004. — Т. 97. № 6. — С. 9–15.
5. Смирнов, Б. И. Генерация вакансий и изменение плотности щелочно-галогидных кристаллов при пластической деформации / Б. И. Смирнов // Физика твердого тела. — 1991. — Т. 33. № 9. — С. 2513–2526.
6. Колупаева, С. Н. Неустойчивая пластическая деформация кристаллов / С. Н. Колупаева, В. А. Старенченко, Л. Е. Попов. — Томск: Из-во Томского университета, 1994. — 300 с.
7. Pechenkin, V. A. Modeling the radiation-induced segregation of undersized solutes near grain boundaries / V. A. Pechenkin, I. A. Stepanov // Material science forum. — 1999. — V. 294-296. — P. 771–774.
8. Степанов, И. А. Кинетика радиационно-индуцированной сегрегации на границах зерен в сплавах Fe-Cr-Ni / И. А. Степанов, В. А. Печенкин // Металлы. — 2003. — № 6. — С. 84–90.
9. Данилов, С. Е. Радиационные дефекты в аустенитных нержавеющей сталях / С. Е. Данилов, В. Л. Арбузов, Б. Н. Гощицкий // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». — 2002. — № 3. — С. 31–35.
10. Влияние состава и температуры на перераспределение легирующих элементов в процессе холодной деформации Fe-Cr-Ni сплавов / А. И. Дерягин, В. А. Завалишин, В. В. Сагарадзе, А. Р. Кузнецов, В. А. Ивченко, Н. Ф. Вильданова, Б. М. Эфрос // Физика металлов и металловедение. — 2008. — Т. 106. № 3. — С. 301–311.
11. Wiedersich, H. A Theory of radiation-induced segregation in concentrated alloys / H. Wiedersich, P.R. Okamoto, N.Q. Lam // Journal of nuclear materials. — 1979. — V. 83. — P. 98–108.
12. Степанов, И. А. Моделирование радиационно – индуцированной сегрегации на границах зерен в Fe-Cr-Ni сплавах / И. А. Степанов, В. А. Печёнкин // Труды седьмой Российской

конференции по реакторному материаловедению. Димитровград. НИИАР. — 2004. — Т. 3. Ч. 3.
— С. 212–230.

Отпечатано на Ризографе ИФМ УрО РАН. тир. 100 экз., зак. № 12
объем 1 печ. л., формат 60×84 1/16
620990, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18