

УДК 548.736.398

Структурно-энергетические характеристики сплавов NiAl, имеющих отклонения от стехиометрического состава. Часть 2**А.И. Потекаев^{1,2}, А.А. Чаплыгина³, М.Д. Старостенков³, А.А. Клопотов^{2,4}, В.В. Кулагина^{2,5}*¹Национальный исследовательский Томский государственный университет (Томск, Россия)²Сибирский физико-технический институт им. акад. В.Д. Кузнецова (Томск, Россия)³Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова (Барнаул, Россия)⁴Томский государственный архитектурно-строительный университет (Томск, Россия)⁵Сибирский государственный медицинский университет (Томск, Россия)**Structural and Energy Characteristics of NiAl Alloys with Deviations from Stoichiometric Composition. Part 2***A.I. Potekaev^{1,2}, A.A. Chaplygina³, M.D. Starostenkov³, A.A. Klopotov^{2,4}, V.V. Kulagina^{2,5}*¹National Research Tomsk State University (Tomsk, Russia)²Siberian Physical-Technical Institute (Tomsk, Russia)³Polzunov Altai State Technical University (Barnaul, Russia)⁴Tomsk State University of Architecture and Building (Tomsk, Russia)⁵Siberian State Medical University (Tomsk, Russia)

Анализ атомной и фазовой структуры подтвердил различие структурно-фазовых состояний на этапах нагрева и охлаждения. На основе анализа влияния отклонения атомного состава от стехиометрического на состояния интерметаллида в процессе охлаждения установлено, что отклонение оказывается существенным фактором в области предпереходных слабоустойчивых структурно-фазовых состояний перед превращением. Поведение кривых температурных зависимостей параметра дальнего порядка при охлаждении сплавов нестехиометрических составов существенно отличаются от поведения соответствующей кривой сплава стехиометрического состава. Показано, что в случае охлаждения сплавов нестехиометрических составов для установления дальнего порядка требуется существенное переохлаждение, а появление упорядоченных фаз происходит при значительно более низких температурах. Установлено, что кривая температурной зависимости параметра дальнего порядка сплава $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$ лежит существенно ниже соответствующей кривой сплава $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$. Это свидетельствует о разных механизмах установления

The analysis of the atomic and phase structure confirmed the difference between the structural-phase states at the heating and cooling stages. Based on the analysis of the influence of the deviation of the atomic composition from the stoichiometric condition of the intermetallic compound during cooling, it is established that the deviation is a significant factor in the area of low-stability pre-transitional structural-phase states before the transformation. The behavior of the long-range parameter temperature dependence curves during the cooling of alloys of non-stoichiometric compositions differs significantly from the behavior of the corresponding alloy curve of a stoichiometric composition alloy. It is shown that in the case of cooling of alloys of non-stoichiometric compositions, a significant supercooling is required to establish a long-range order, and the appearance of ordered phases occurs at significantly lower temperatures. It is found that the temperature dependence curve of the long-range parameter of the $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$ alloy is significantly lower than the corresponding curve of the $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$ alloy. This indicates different mechanisms for establishing the long-range order of alloys with non-stoichiometric

* Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ FEMN-2020-0004.

дальнего порядка сплавов с нестехиометрическими составами. Отмечено, что отклонение состава системы от стехиометрического вызывает существенное измельчение упорядоченных и неупорядоченных областей. Данная статья является продолжением работы, опубликованной ранее в журнале Известия АлтГУ. 2020. №1 (111).

Ключевые слова: интерметаллид, NiAl, слабоустойчивые предпереходные состояния, атомный порядок, структурные дефекты.

DOI 10.14258/izvasu(2020)4-06

Введение

Развитие современной техники невозможно без использования материалов, обладающих особыми свойствами. Важная роль в новых материалах принадлежит суперсплавам на основе алюминидов никеля [1–2].

В бинарной системе Ni–Al наблюдается пять стабильных интерметаллических соединений. Примечательно, что сплавы системы Al–Ni отличаются высокая температура плавления соединения эквивалентного состава NiAl. Соединения со сверхструктурами B2 и L1₂, т.е. NiAl и Ni₃Al, являются весьма важными в создании суперсплавов [1–2]. Это вызывает интерес к структурным свойствам интерметаллических соединений на основе NiAl [3–7]. Отметим интересную работу [4] по изучению локальной атомной структуры расплавов Ni–Al. В ней показано, что определяющим фактором, влияющим на формирование ближнего порядка, оказывается сохранение интенсивностей взаимодействия компонентов и типа химической связи при плавлении интерметаллических фаз. Изменение атомной структуры расплавов приводит к изменению их термодинамических и поверхностных свойств. Показано, что увеличение содержания алюминия приводит к появлению в расплаве структурных элементов, которые при быстрой закалке образуют квазикристаллические фазы. Проявление особенностей взаимодействия атомов Al и Ni находит отражение в выявленном нами своеобразном проявлении гистерезисных явлений при охлаждении и нагреве сплавов в области эквивалентного состава.

Большое внимание уделяется особенностям образования кластеров в жидком состоянии и структурным особенностям интерметаллических соединений [4–19]. Однако исследований особенностей структурно-фазовых состояний при охлаждении не много.

Цель данной работы — с помощью метода Монте-Карло исследовать влияние отклонения состава от стехиометрического на особенности предпереходных слабоустойчивых структурно-фазовых состояний интерметаллида NiAl в области структурно-фазовых превращений в процессе охлаждения.

It is noted that the deviation of the system composition from the stoichiometric one causes a significant reduction of ordered and disordered regions. This article is a continuation of the work published earlier in the journal Izvestiya AltGU. 2020. №1 (111).

Key words: intermetallic, low stable pretransition states, atomic order, structural defects.

Применяемые приближения и используемая модель

Для решения поставленной задачи исследуем гипотетические переходы порядок — беспорядок в ходе нагрева и беспорядок — порядок в ходе охлаждения. Такой подход позволит выявить закономерности сложного атомного упорядочения — разупорядочения, установления температурного интервала слабоустойчивых предпереходных состояний, выявления влияния понижения атомного порядка при повышенных температурах на структурно-фазовое состояние интерметаллида.

Подробно методика моделирования структурно-фазовых состояний на основе метода Монте-Карло в сплавах на основе интерметаллида NiAl разного стехиометрического состава приведена в первой части статьи [20].

Результаты и обсуждение

Интерметаллид стехиометрического состава NiAl. В процессе термоциклирования (нагрев — охлаждение) сплава эквивалентного состава NiAl исследовали особенности структурно-фазовых слабоустойчивых предпереходных состояний, уделяя внимание прежде всего температурному поведению средней конфигурационной энергии на атом, параметров дальнего и ближнего порядка [20].

Важную информацию несут данные модельного эксперимента о распределении положений атомов при разных температурах (рис. 1а). Проведем анализ эволюции атомной и фазовой структур в процессе нагрева и охлаждения. На рисунке 1а и 1б представлена атомная структура сплава в зависимости от температуры в процессе фазового перехода порядок — беспорядок и беспорядок — порядок соответственно.

При нагреве (рис. 1а) до температуры ~1000 К сплав упорядочен, при повышении до T=1200 К появляются первые неупорядоченные области. При дальнейшем повышении температуры до 1600 К количество и размер областей с нарушением сверхструктурного расположения атомов увеличиваются. При температуре более 1800 К сверхструктурный порядок расположения атомов существенно нарушен, а при 1900 К сплав полностью разупорядочен.

При охлаждении (рис. 16) до ~ 1800 К появляются области, упорядоченные по типу сверхструктуры B2. При $T \approx 1600$ К количество и размер областей увели-

чивается, а при температуре ниже 1300 К сплав упорядочен.

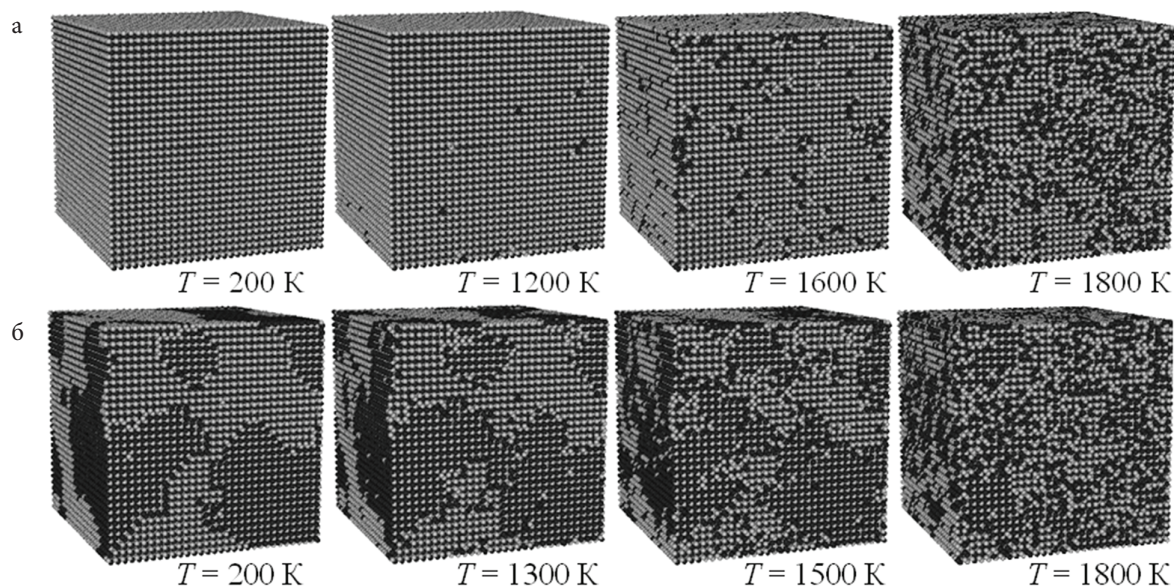


Рис. 1. Атомная структура сплава в зависимости от температуры при ступенчатом нагреве (а) и охлаждении (б)

Сравнивая атомную структуру системы в процессах нагрева (рис. 2а) и охлаждения (рис. 16), несложно увидеть различия. При нагреве упорядоченные области сохраняются до более высоких температур по сравнению с температурами появления упорядоченных областей при охлаждении.

Несомненный интерес представляют структурно-фазовые превращения. Изменение доменной (фазовой) структуры в зависимости от температуры представлено в процессе нагрева (рис. 2а) и охлаждения (рис. 2б).

В процессе нагрева до $T \approx 1000$ К сплав полностью упорядочен, при температурах в интервале от 1100 К до 1200 К в сплаве начинают появляться первые неупорядоченные области. Повышение температуры до 1500 К приводит к увеличению количества и размеров неупорядоченных областей, а при $T \approx 1600$ К неупорядоченные области уже равномерно распределены по всей системе. При дальнейшем повышении температуры до 1800 К практически весь сплав разупорядочен, а при температурах выше 1900 К в сплаве остаются только зародыши доменов.

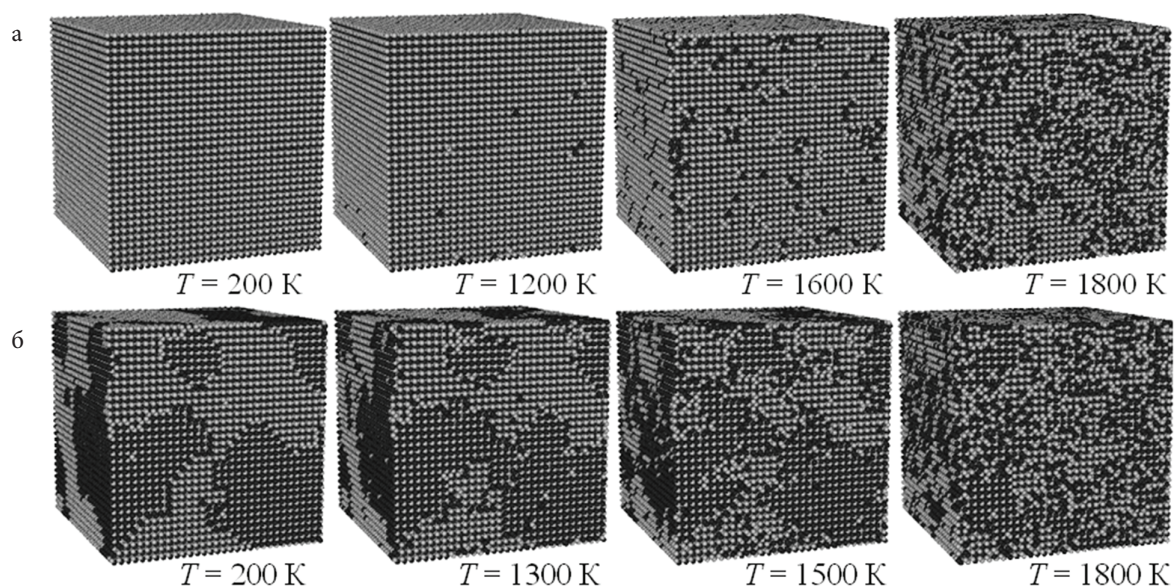


Рис. 2. Распределение атомов по упорядоченным и неупорядоченным фазам в процессе нагрева (а) и охлаждения (б)

На этапе охлаждения при понижении температуры до 1800 К появляются только зародыши доменов, причем размеры антифазных доменов со сверхструктурой B2 увеличиваются при охлаждении до ~1600 К. Для более низкой температуры (~1300 К) в сплаве не остается неупорядоченных областей, кроме границ доменов. Существенно, что при дальнейшем понижении температуры изменяются формы границ, соединяются домены одного типа, которые сохраняются до ~200 К. Разность значений средней конфигурационной энергии на атом после завершения цикла нагрев — охлаждение обусловлена формированием двух антифазных доменов [20].

Сравнивая распределения фаз при нагреве (рис. 1а) и охлаждении (рис. 1б), можно заключить, что температура фазового перехода при нагреве выше, чем при охлаждении [20]. Это означает, что для реализации перехода порядок — беспорядок систему необходимо несколько перегреть относительно традиционно понимаемой температуры фазового превращения, а для реализации перехода беспорядок — порядок систему необходимо несколько переохладить относительно той же температуры. После завершения фазового перехода беспорядок — порядок в системе происходит образование двух антифазных доменов сверхструктуры B2.

При термоциклировании в ходе структурно-фазовых превращений в интерметаллиде NiAl наблюдается необратимость процессов. В результате реализации цикла нагрева и охлаждения наблюдается своеобразный гистерезис, наличие которого свидетельствует о необратимости происходящих процессов, что подразумевает различие структур-

но-фазовых состояний на этапах нагрева и охлаждения. Анализ атомной и фазовой структуры системы в процессах нагрева и охлаждения подтвердил различие структурно-фазовых состояний на этапах нагрева и охлаждения.

Температурный диапазон изменения параметров дальнего и ближнего порядка согласуется с температурным диапазоном изменения конфигурационной энергии, приведенным в первой части нашей работы [20].

Отклонения состава от стехиометрического. Приведем результаты изучения особенностей слабоустойчивых предпереходных состояний и энергетических характеристик при охлаждении интерметаллидов $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$ и $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$, близких по составу к NiAl, проводя сравнительный анализ.

Зависимости средней конфигурационной энергии от температуры в процессе гипотетического фазового перехода беспорядок — порядок приведены для трех сплавов: $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$, $\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$, $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$. Как следует из рисунка 3, кривая зависимости конфигурационной энергии $E=E(T)$ сплава $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$ лежит ниже соответствующих кривых сплавов $\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$ и $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$. Кривая сплава $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$ лежит выше соответствующих кривых сплавов $\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$ и $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$. Кривые зависимостей сплавов стехиометрического состава и обогащенного никелем близки как по положению, так и по форме. Однако кривая сплава стехиометрического состава в области высоких температур имеет больший наклон, т.е. диффузионные процессы атомного упорядочения происходят более интенсивно, порядок в сплаве появляется быстрее и при более высокой температуре.

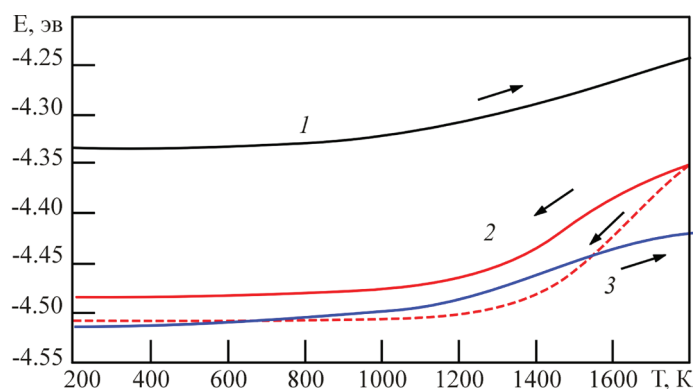


Рис. 3. Температурная зависимость средней конфигурационной энергии в процессе охлаждения интерметаллидов с различными концентрациями компонент: 1 — $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$; 2 — $\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$; 3 — $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$. Стрелками показано направление изменения температуры

На рисунке 4 представлено изменение значений параметров ближнего (рис. 4а) и дальнего (рис. 4б) порядков трех отличающихся по составу рассматриваемых интерметаллидов в процессе охлаждения.

Несложно видеть, что значения параметра ближнего порядка во всех сплавах отрицательны, а отрицательное значение параметра ближнего порядка свидетельствует о тенденции сплавов находиться в упорядоченных состояниях, причем наиболь-

шую склонность имеет сплав эквимолярного состава. Значения параметров ближнего порядка в сплавах, имеющих отклонение от стехиометрии, в процессе охлаждения близки между собой. Различия проявляются только при температурах ниже ~ 1300 К. После сту-

пенчатого охлаждения значение параметра в сплаве $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$ стало -0.47 , в сплаве с $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$, соответственно, -0.44 , а в сплаве эквимолярного состава параметр ближнего порядка принимает значение -0.59 .

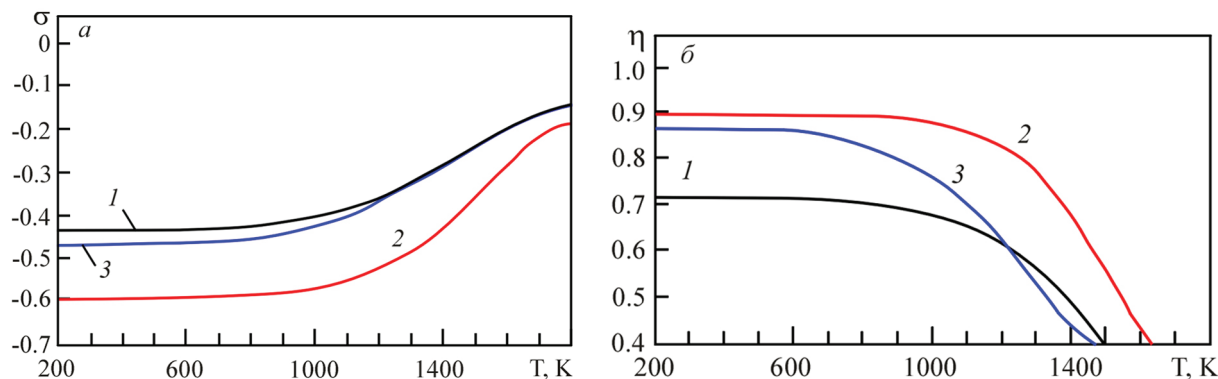


Рис. 4. Температурная зависимость параметра ближнего порядка (а) и параметра дальнего порядка (б) от концентрации компонент сплава в процессе охлаждения 1 — $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$; 2 — $\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$; 3 — $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$

Было показано [15], что в интерметаллидах понижение атомного порядка является следствием структурных преобразований, поэтому отклонение состава от стехиометрического, как можно ожидать из температурного поведения параметра ближнего порядка (рис. 4а), будет приводить к понижению интенсификации диффузионных процессов в ходе охлаждения, необходимости переохлаждения и понижению температуры структурно-фазовых превращений в интерметаллидах нестехиометрических составов.

Изменения значений параметров дальнего порядка в процессе ступенчатого охлаждения представлены на рисунке 4б. Естественно, что в сплаве эквимолярного состава дальний порядок возникает при более высоких температурах и значения параметра дальнего порядка выше во всем температурном интервале. В сплаве стехиометрического состава в результате ступенчатого охлаждения значение параметра дальнего порядка достигает ~ 0.9 . В сплавах, имеющих отклонение от стехиометрии, значения соответствующего параметра ~ 0.89 для сплава с $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$ и ~ 0.72 для $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$. В сплаве эквимолярного состава значение параметра дальнего порядка растет быстрее при охлаждении, чем в сплавах с отклонением от стехиометрического состава.

Следует обратить внимание на поведение кривых зависимостей $\eta = \eta(T)$ сплавов нестехиометрических составов в температурном интервале от ~ 1200 К до ~ 1500 К. В этом диапазоне кривая сплава $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$ лежит ниже соответствующей кривой сплава $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$. При более низких температурах кривые меняют свое взаимное расположение: кривая сплава $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$ лежит уже выше соответствующей кривой сплава $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$. Из этого можно полагать, что в температурном интер-

вале от ~ 1200 К до ~ 1500 К реализуются особые структурно-фазовые состояния. Только в этом интервале значения дальнего порядка сплава (или фазы в гетерофазной смеси) $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$ превышают соответствующие значения сплава $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$. Казалось бы, что в этом интервале возможен распад фазы эквимолярного на фазы нестехиометрических составов, сохраняя общий атомный состав системы. Однако анализ температурных зависимостей средней конфигурационной энергии рассматриваемых фаз при различных концентрациях компонент (рис. 3) в процессе охлаждения свидетельствует о том, что с точки зрения средней конфигурационной энергии это невыгодно. Конечно, в многофазной системе и в неравновесной системе это вполне возможно.

Отметим особенности, проявляющиеся при охлаждении сплавов нестехиометрических составов (рис. 4а). Их отклонение от эквимолярного состава составляет 5 % в том и другом случае, однако поведения кривых температурных зависимостей $\sigma = \sigma(T)$ и $\eta = \eta(T)$ проявляют особенности. Поведение кривых температурных зависимостей $\sigma = \sigma(T)$ близко (рис. 4а), но значительно отличается от поведения кривой зависимости $\sigma = \sigma(T)$ сплава стехиометрического состава. В нестехиометрических сплавах склонность к упорядочению существенно ниже по сравнению со сплавом стехиометрического состава, о чем свидетельствуют значительно меньшие по абсолютной величине значения σ сплавов $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$ и $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$.

Поведения кривых $\eta = \eta(T)$ существенно отличаются при охлаждении сплавов нестехиометрических составов от соответствующего поведения кривой сплава стехиометрического состава (рис. 4б). При охлаждении сплавов нестехиометрических со-

ставов для установления дальнего порядка требуется существенное переохлаждение, а появление упорядоченных фаз происходит при значительно более низких температурах. Более того, кривая зависимости $\eta=\eta(T)$ сплава $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$ лежит существенно ниже соответствующей кривой сплава $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$. Это, в свою очередь, подразумевает, что установление дальнего порядка в этих нестехиометрических сплавах происходит по-разному, что согласуется с имеющимися экспериментальными данными [19].

Так как было показано [14], что в интерметаллидах понижение атомного порядка является следствием структурных преобразований, то отклонение состава от стехиометрического, как можно ожидать из температурного поведения параметра дальнего порядка (рис. 4б), будет приводить к понижению интенсификации диффузионных процессов в ходе охлаждения, необходимости переохлаждения и понижению температуры структурно-фазовых превращений в интерметаллидах нестехиометрических составов.

Температурные диапазоны изменения параметров ближнего (рис. 4а) и дальнего (рис. 4б) порядка

в сплавах с отклонением состава от стехиометрического также согласуются с температурным диапазоном изменения конфигурационной энергии (рис. 3).

Выявлены особенности формирования доменной структуры упорядочивающихся сплавов, имеющих отклонения от стехиометрии, получены картины распределения атомов по упорядоченным и неупорядоченным фазам в зависимости от концентрации компонент (рис. 5).

Следует отметить, что при отклонении состава системы от стехиометрического (рис. 5) наблюдается существенное измельчение упорядоченных и неупорядоченных областей. Например, при одной и той же температуре $T \approx 1200\text{K}$ размеры упорядоченных и неупорядоченных областей в интерметаллидах состава $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$ и $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$ значительно уступают соответствующим размерам аналогичных областей в интерметаллиде состава $\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$. Можно полагать, что это связано с появлением атомов Ni или Al, отклоняющих состав от стехиометрического, которые выступают дополнительными центрами локальных структурно-фазовых превращений.

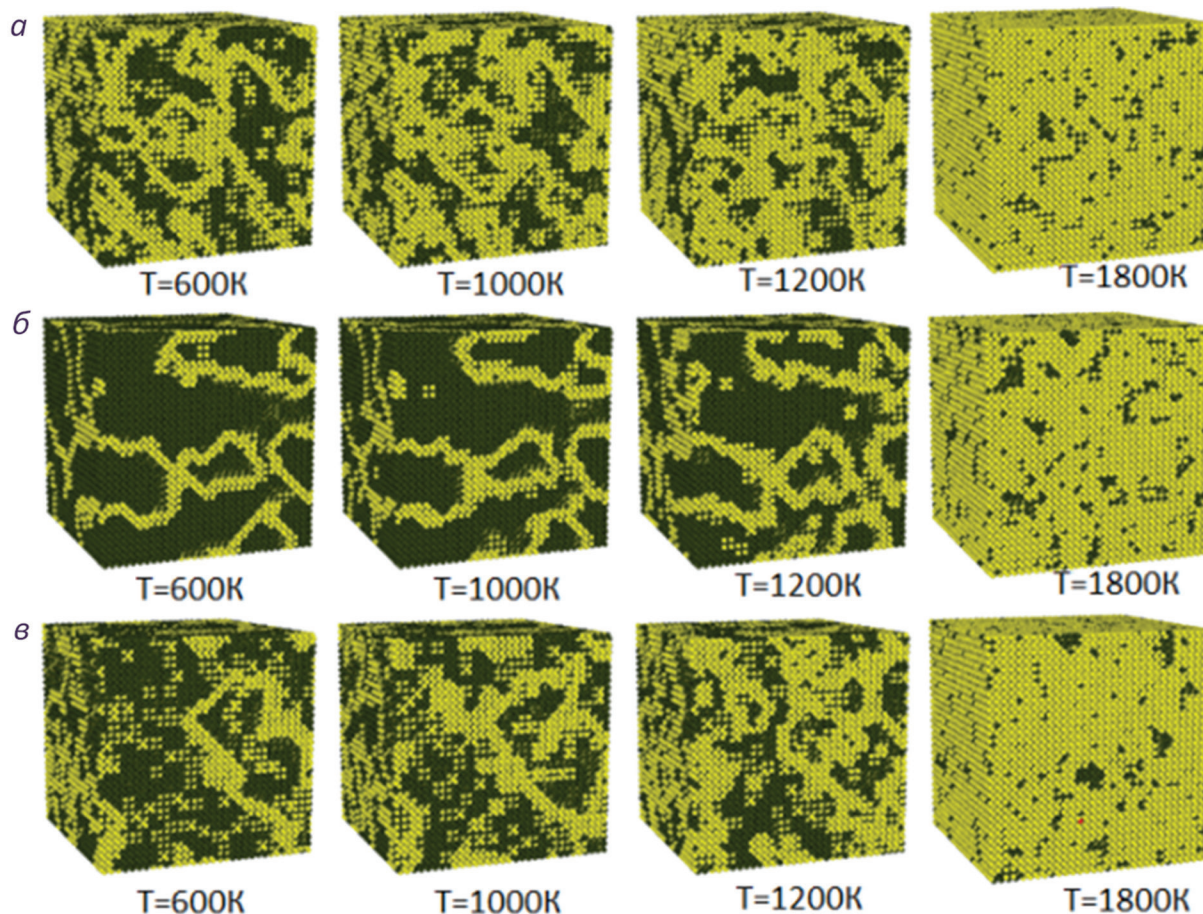


Рис. 5. Картина распределения атомов по упорядоченным и неупорядоченным фазам в интерметаллидах системы Ni-Al в процессе охлаждения: а — $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$; б — $\text{Ni}_{50}\text{Al}_{50}$; в — $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$

Заключение

Моделирование термоциклирования интерметаллида NiAl выявило своеобразный гистерезис, наличие которого свидетельствует о разных механизмах изменений структурно-фазовых состояний на этапах нагрева и охлаждения. Анализ атомной и фазовой структур в процессах нагрева и охлаждения подтвердил различие структурно-фазовых состояний. Сравнивая распределения фаз при нагреве и охлаждении, можно заключить, что температура фазового перехода при нагреве выше, чем при охлаждении.

Анализ влияния отклонения атомного состава от стехиометрического на состояния интерметаллида NiAl в процессе охлаждения показал, что отклонение оказывается существенным фактором в области предпереходных слабоустойчивых структурно-фазовых состояний перед превращением. Тенденции к появлению атомного порядка у интерметаллидов нестехиометрического состава существенно меньше по сравнению с интерметаллидом стехиометрического состава.

В интерметаллидах понижение атомного порядка является следствием структурных преобразований,

поэтому отклонение состава от стехиометрического, как можно ожидать, будет приводить к понижению интенсификации диффузионных процессов в ходе охлаждения, необходимости переохлаждения и понижению температуры структурно-фазовых превращений в интерметаллидах нестехиометрических составов.

В нестехиометрических сплавах склонность к упорядочению существенно ниже по сравнению со сплавом стехиометрического состава.

При охлаждении сплавов нестехиометрических составов для установления дальнего порядка требуется существенное переохлаждение, а появление упорядоченных фаз происходит при значительно более низких температурах. Более того, установление дальнего порядка в этих нестехиометрических сплавах $\text{Ni}_{45}\text{Al}_{55}$ и $\text{Ni}_{55}\text{Al}_{45}$ происходит по-разному.

Следует отметить, что при отклонении состава системы от стехиометрического наблюдается существенное измельчение упорядоченных и неупорядоченных областей.

Библиографический список

1. Li H., Qiao M., Zhou C.G. Formation and cyclic oxidation resistance of Hf-Co-modified aluminide coatings on nickel base superalloys // *Materials Chemistry and Physics*. 2014. Vol. 143.
2. Sun F., Mao S.C., Zhang J.X. Identification of the partitioning characteristics of refractory elements in σ and γ phases of Ni-based single crystal superalloys based on first principles // *Materials Chemistry and Physics*. 2014. Vol. 147.
3. Козлов Э.В., Клопотов А.А., Тайлашев А.С., Солонина Н.О. Система Ni-Al. Кристаллогеометрические особенности // *Известия РАН. Сер. Физ.* 2006. Т. 70, №7.
4. Kazimirov V.P., Roik A.S., Samsonnikov A.V. et al. Pattern of the Atom Ordering in a Melt and Surface Properties of Systems with Intermetallic Compounds // *Journal of Superhard Materials*. 2009. Vol. 31. No. 4.
5. Мурин А.В., Шабанова И.Н. Моделирование локальной кластерной структуры двухкомпонентной системы AlNi в жидком и переохлажденном состоянии // *Химическая физика и мезоскопия*. 2016. Т. 18.
6. Nguyen-Trong D., Nguyen-Tri P. Factors affecting the structure, phase transition and crystallization process of AlNi nanoparticles // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 812.
7. Roik O.S., Kazimirov V.R., Sokolskii V.E., Galushko S.M. Formation of the short-range order in Al-based liquid alloys // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2013. Vol. 364.
8. Guo Y.-F., Wang Y.-S., Wu W.-P., Zhao D.-L. Atomistic simulation of martensitic phase transformation at the crack tip in B2 NiAl // *Acta Materialia*. 2007. Vol. 55.
9. Kazanc S., Tatar C. Investigation of the effect of pressure on some physical parameters and thermoelastic phase transformation of NiAl alloy // *International Journal of Solids and Structures*. 2008. Vol. 45.
10. Zhang F., Chang Y.A., Du Y., Chen S.-L., Oates W.A. Application of the cluster-site approximation (CSA) model to the f.c.c. phase in the Ni-Al system // *Acta Materials*. 2003. Vol. 51.
11. Ozgen S., Adiguzel O. Investigation of the thermoelastic phase transformation in a NiAl alloy by molecular dynamics simulation // *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. 2004. Vol. 65.
12. Чаплыгин П.А., Потекаев А.И., Чаплыгина А.А., Старостенков М.Д., Клопотов А.А., Кулагина В.В., Гринкевич Л.С. Структурно-фазовые превращения ОЦК-сплава при термоциклировании // *Известия вузов. Физика*. 2015. Т. 58. № 4.
13. Потекаев А.И., Глезер А.М., Кулагина В.В., Старостенков М.Д., Клопотов А.А. Структура и свойства интерметаллидов в предпереходных слабоустойчивых состояниях. Томск, 2019.
14. Потекаев А.И., Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А., Старостенков М.Д., Кулагина В.В., Клопотов А.А. Структурно-фазовые слабоустойчивые состояния ОЦК-интерметаллидов с комплексами АФГ // *Известия вузов. Физика*. 2017. Т. 60, № 10.

15. Tacikowski M., Stoma J., Wozniak M., Wierzchon T. Structure of the Al-Ni intermetallic layers produced on nickel alloy by duplex treatment // *Intermetallics*. 2006. Vol. 14.
16. Brillo J., Bychkov A., Egry I., Hennet L., Mathiak G., Pozdnyakova I., Price D.L., Thiaudiere D., Zangh D. Local structure in liquid binary Al-Cu and Al-Ni alloys // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2006. Vol. 352.
17. Song Y., Guo Z.X., Yang R., Li D. First principles study of site substitution of ternary elements in NiAl // *Acta mater*. 2001. Vol. 49.
18. Menushenkov V.P., Gorshenkov M.V., Savchenko E.S., Zhukov D.G. Single-Phase Region on the Microstructure and Magnetic Properties of AlNi Alloys // *Metallurgical and materials transactions A*. 2015. Vol. 46A.
19. Косицын С.В., Косицына И.И. Фазовые и структурные превращения в сплавах на основе моноалюминиды никеля // *Успехи физ. мет.* 2008. Т. 9.
20. Потеекаев А.И., Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А., Старостенков М.Д., Кулагина В.В., Клопотов А.А., Гринкевич Л.С., Марченко Е.С. Структурно-энергетические характеристики сплавов NiAl, имеющих отклонения от стехиометрического состава. Общие положения. Ч. 1 // *Известия Алт. гос. ун-та*. 2020. № 1 (111).