

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.1'24:543.429.3

УСЛОВИЯ НАРУШЕНИЯ КОНЦЕНТРАЦИОННОЙ ОДНОРОДНОСТИ
Fe–Ni-ИНВАРОВ

© 2021 г. В. В. Сагарадзе^{a, *}, Н. В. Катаева^a, В. А. Завалишин^a, В. А. Шабашов^a,
К. А. Козлов^a, М. Ф. Клюкина^a

^aИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620990 Россия

*e-mail: vsagaradzer@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 14.04.2021 г.

После доработки 28.05.2021 г.

Принята к публикации 10.06.2021 г.

Выявлены условия образования микроконцентрационных неоднородностей, которые могут снизить инварные характеристики Fe–Ni-сплавов. Расслоение по никелю в относительно короткий период отжига можно обеспечить в результате деформационно-индуцированной сегрегации никеля, перераспределения никеля между мартенситом и аустенитом, а также между ферритом и аустенитом.

Ключевые слова: аустенитный сплав, инвар, мартенситное превращение, феррит, деформация, сегрегация никеля, электронная микроскопия, магнитометрия

DOI: 10.31857/S0015323021100107

ВВЕДЕНИЕ

Сохранение структурной и концентрационной стабильности Fe–Ni-аустенитных инварных сплавов является важным условием получения необходимых низких значений коэффициента термического расширения (КТР) в заданном интервале температур (ниже точки Кюри аустенита). Знание влияния термического и термомеханического воздействий на внутризеренные концентрационные изменения аустенита позволяет найти оптимальные условия обработки Fe–Ni-инваров. Расслоение Fe–Ni-аустенита на малоникелевую и высоконикелевую составляющие в сплавах типа Fe–32Ni позволяет [1, 2] существенно повышать значения КТР. Чтобы осуществить перераспределение никеля между α - и γ -фазами в инварах в соответствии с равновесной диаграммой Fe–Ni требуются чрезвычайно длительные выдержки при 300–400°C [3, 4]. Расслоение по никелю за относительно короткий промежуток времени в двухфазной ($\alpha + \gamma$)-области диаграммы Fe–Ni при 300–500°C можно осуществить только в процессе отжига двухфазной аустенитно-мартенситной смеси [1, 2]. Продолжительные отжики Fe–Ni-инваров, находящихся в однофазном γ -состоянии с ГЦК-решеткой, не приводят к заметному расслоению аустенита на малоникелевую и высоконикелевую составляющие [5]. И только введение большого количества точечных дефектов в процессе облучения однофазных Fe–Ni-инваров высокоэнергетическими частицами (электронами) [6, 7] позволяет наблюдать диффузионные

процессы перераспределения никеля при пониженных температурах. Таким образом, эффективное перераспределение никеля можно осуществлять преимущественно в метастабильных инварах типа Fe–32Ni, образующих вторую фазу α -мартенсит при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении. В более легированных Fe–Ni-инварах мартенсит не образуется, и в этих сплавах трудно ожидать расслоение по никелю. Однако в последних работах [8–10] был обнаружен диффузионный распад с образованием α -феррита в сплавах типа Fe–36Ni после предварительной интенсивной деформации. Ожидаемое перераспределение никеля при образовании феррита в сплавах типа Fe–36Ni (в соответствии с диаграммой равновесия Fe–Ni) свидетельствует о возможности получения концентрационной неоднородности даже в относительно стабильных инварах. В настоящей работе рассмотрены основные условия реализации концентрационного расслоения по никелю в стабильных и метастабильных Fe–Ni-инварах. Это нужно учитывать при обработке подобных сплавов, чтобы не допустить ухудшения инварных свойств.

МАТЕРИАЛ
И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали содержащие 0.02 мас. % С инварные аустенитные сплавы Fe–32Ni, Fe–32.5Ni, Fe–36Ni. Для сравнения анализировали также высоколегированные аустенитные сплавы Fe–36Ni–3Cr Fe–13Cr–30Ni, наиболее устойчивые

по отношению к образованию мартенсита и феррита. Сплавы выплавляли в индукционной печи, гомогенизировали при 1200°C в течение 2 ч, проковывали в прутки сечением 10 × 10 мм и закаливали в воде от 1050°C. Хром вводили в сталь с целью повышения устойчивости против образования мартенсита деформации. Деформацию образцов осуществляли сдвигом под высоким давлением 8 ГПа в наковальнях Бриджмена и прокаткой. Истинную деформацию e при сдвиге под давлением (на расстоянии r от центра образца) определяли по упрощенной формуле [11]:

$$e = \ln(h_0/h) + \ln(2\pi Nr/h),$$

где N – число оборотов вращающейся наковальни Бриджмена, h_0 и h – исходная и конечная толщины образца. В работе обычно использовался образец диаметром 5 мм и толщиной ~0.3 мм, в котором при приложении давления 8 ГПа толщина уменьшалась до ~0.1 мм. Деформацию при прокатке определяли по формуле $e = \ln(S_0/S)$, где S_0 и S начальное и конечное поперечное сечение образца соответственно.

Изменение концентрации никеля в аустенитной матрице сплава при интенсивной деформации и термических обработках фиксировали магнитометрическим методом (с помощью магнитных весов Фарадея) по изменению удельной намагниченности насыщения и температуры Кюри, которые сильно зависят от содержания никеля в Fe–Ni аустените. Образцы для измерений вырезали из электронно-микроскопических фольг. Удельную намагниченность при температурах выше комнатной определяли в вакууме ~10⁻² Па. Измерение температурной зависимости удельной намагниченности проводили одновременно (сдвиг 50 с) в двух полях 3 и 2 кЭ. Совпадение значений намагниченностей (соотношение 1 : 1) показывает, что образец находится в насыщенном ферромагнитном состоянии. При переходе в парамагнитное состояние соотношение намагниченностей становится равным соотношению напряженности полей, то есть 3 : 2. Объемную долю ферромагнитных фаз с ОЦК-решеткой (мартенсита и феррита) оценивали с помощью магнитометрии. Анализ атомного перераспределения осуществляли мёссбауэровским методом. Источником резонансного γ -излучения с энергией 14.4 кэВ служил ⁵⁷Co(Cr). Исследование микроструктуры проводили на электронном микроскопе JEM 200СХ в темном и светлом полях и режиме микродифракции.

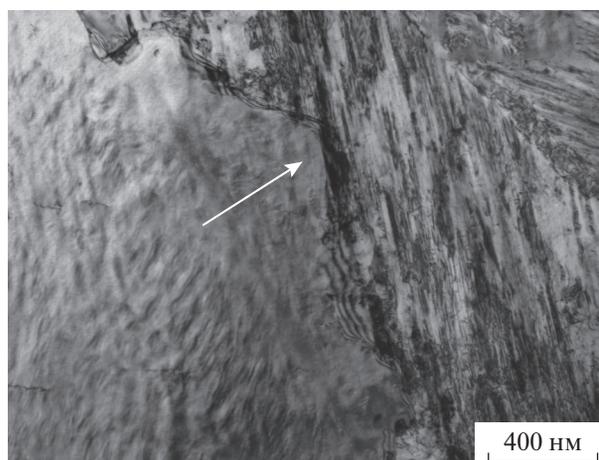


Рис. 1. Концентрационно-неоднородный глобулярный аустенит сплава Fe–32Ni (левая часть рисунка), поглощающий смесь обогащенных никелем γ -пластин и обедненного никелем остаточного α -мартенсита. Обработка: закалка от 1050°C + охлаждение в жидком азоте (превращение $\gamma \rightarrow \alpha$) + медленный нагрев со скоростью 0.3 град/мин до 490°C (частичное превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ с расслоением по Ni и образованием глобулярного аустенита). Стрелка указывает направление роста глобулярного аустенита.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

1. Перераспределение никеля при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении

Расслоение по никелю между мартенситом и аустенитом при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении в метастабильных Fe–Ni-инварах исследовалось в работах [1, 2, 12]. Так например, в сплаве Fe–32Ni с мартенситной точкой около –70°C в процессе охлаждения в жидком азоте образуется до 80% α -мартенсита. Развитие обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения с формированием дисперсных пластин γ -фазы при медленном нагреве со скоростью 0.2–0.3 град/мин в интервале 300–490°C сопровождается обогащением никелем образующейся γ -фазы и обеднением никелем исходной α -фазы в соответствии с диаграммой равновесия Fe–Ni [4]. В конце интервала $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения образуется глобулярный аустенит, который поглощает концентрационно-неоднородную смесь α - и γ -фаз, сохраняя расслоение по никелю в пределах γ -глобуля. На рис. 1 представлена структура глобулярного зерна концентрационно-неоднородного аустенита с разной травимостью в сплаве Fe–32Ni, полученная с помощью подобной обработки. Темный полосчатый дифракционный контраст внутри глобули соответствует тонкопластинчатым участкам обогащенной никелем γ -фазы, которая была поглощена растущим глобулярным аустенитом.

Концентрационные изменения в сплаве Fe–32Ni анализировали мёссбауэровским методом.

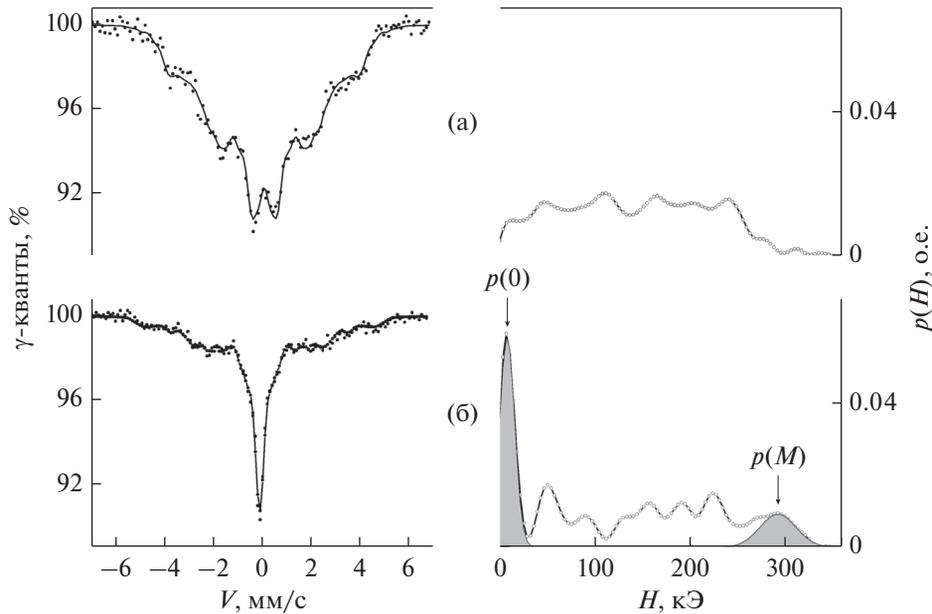


Рис. 2. Мёссбауэровские спектры и распределение магнитного поля $p(H)$ гомогенного аустенита (а) и концентрационно-неоднородного глобулярного аустенита (б) в сплаве Fe–32.5Ni. Обработка: (а) закалка от 1050°C; (б) охлаждение в жидком азоте (превращение $\gamma \rightarrow \alpha$), частичное превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ при медленном нагреве со скоростью 0.2 град/мин до 450°C с расслоением по Ni, быстрый нагрев до 600°C (завершение превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ с сохранением концентрационной неоднородности по Ni). $p(0)$ и $p(M)$ – пики распределений с полем близким к нулю и максимальным полем, соответственно.

На рис. 2 представлены мёссбауэровские спектры сплава Fe–32.5Ni в исходном гомогенном состоянии (рис. 2а) и в концентрационно-неоднородном аустенитном состоянии (рис. 2б) после расслоения по никелю в процессе $\alpha - \gamma$ -превращения при медленном нагреве до 450°C. Анализ распределения атомов в матрице сплава Fe–32.5Ni проводили на основе физической модели Fe–Ni-инвара, предложенной в работах [13–15]. Влияние ближайших атомов на сверхтонкое поле на ядре ^{57}Fe учитывали через их воздействие на проекцию магнитного момента μ_z в предположении о пропорциональности значений сверхтонкого поля и молекулярного поля. Эта модель позволяет описать мёссбауэровский спектр по распределению его $p(H)$ сверхтонкого магнитного поля на ядрах ^{57}Fe в кристалле с неколлинеарной магнитной структурой [14, 15]. Анализ распределения атомов в матрице сплавов проведен по распределению $p(H)$, исходя из представлений о связи неоднородности магнитной структуры Fe–Ni-сплавов с флуктуациями состава [13, 15, 16]. Для количественных оценок содержания Ni в ГЦК-матрице Fe–32.5Ni использовано распределение $p(H)$ и зависимость среднего поля $\langle H \rangle$ от содержания никеля в бинарных Fe–Ni-сплавах в диапазоне составов 29.5–43.5 ат. % Ni [17, 18]: $C_{\text{Ni}} = 29.6 + 0.3 \exp(\langle H \rangle / 80)$.

Спектр закаленного аустенитного сплава Fe–32.5Ni и распределение $p(H)$ имеют вид, характер-

ный для релаксационной структуры Fe–Ni-инваров (рис. 2а). Секстету отвечает распределение $p(H)$ с несколькими пиками. Считается, что пикам распределения в области больших магнитных полей отвечают участки структуры аустенита с более высокой концентрацией никеля. В части спектра присутствует компонента с нулевым или близким к нулю полем, которая соответствует областям структуры инвара с малым (≤ 29 ат. %) содержанием никеля. Проведенная термообработка кардинально изменяет спектр (см. рис. 2б). Наряду с пиками $p(H)$, соответствующими исходному закаленному аустениту (около 50% интегральной интенсивности), появляется дополнительная компонента $p(M)$ (~20%) с увеличенным сверхтонким магнитным полем (290–300 кЭ) и компонента $p(0)$ (~30%) с нулевым полем. На основе спектров и $p(H)$ модельных сплавов [17] можно утверждать, что полученный после термообработки спектр содержит три области структуры с различным содержанием никеля. В приближении суперпозиционного интегрального спектра он состоит из подспектра, близкого к исходному с $C(\text{Ni}) \sim 32$ ат. % (интенсивность ~50%), и дополнительных подспектров: с увеличенным содержанием никеля с $C(\text{Ni}) \sim 40$ ат. % (интенсивность ~20%), а также с концентрацией никеля $C(\text{Ni}) \leq 29$ ат. % (интенсивность ~30%). В такой модели спектра сохраняется материальный баланс по никелю: $0.5 \times 32 +$

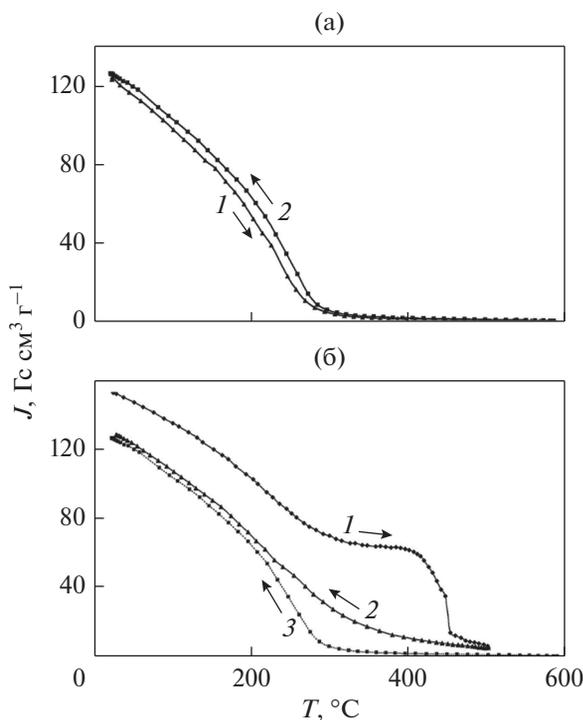


Рис. 3. Температурные зависимости удельной намагниченности (в поле 2 кЭ) сплава Fe–36Ni при нагреве (кривые 1) и последующем охлаждении (кривые 2 и 3) со скоростью 3 град/мин после закалки от 1050°C и отжига в течение 168 ч при 370°C (а), а также после закалки и кручения при –196°C на 3 оборота ($e = 6.5$) под давлением 8 ГПа (б). Кривая 3 – удельная намагниченность гомогенного закаленного сплава Fe–36Ni.

$0.2 \times 40 + 0.3 \times 29 = 32.7$ ат. %, что соответствует общему содержанию никеля в матрице аустенита.

Использование медленного нагрева до разных температур при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении (например до 430, 470, 490°C) приводит к различному перераспределению никеля в соответствии с диаграм-

мой Fe–Ni [3, 4]. Последующий быстрый нагрев образцов от этих температур до 600°C фиксирует разную концентрационную неоднородность в однофазном аустенитном состоянии и позволяет кардинально изменять коэффициент термического расширения сплава Fe–32Ni от 2.5×10^{-6} до 10.5×10^{-6} град⁻¹ [1, 2].

Более легированные инварные сплавы, например, Fe–36Ni, не образуют α -мартенсит в процессе охлаждения до отрицательных температур и не распадаются на феррит и аустенит после закалки и нагрева в двухфазную ($\alpha + \gamma$)-область диаграммы Fe–Ni. На рис. 3а представлены кривые удельной намагниченности сплава Fe–36Ni, полученные при нагреве до 590°C и охлаждении до 25°C. Кривые при нагреве и охлаждении практически совпадают, что свидетельствует о сохранении аустенитной структуры и об отсутствии каких-либо фазовых превращений первого рода. Стабильность аустенитной структуры в сплаве Fe–36Ni сохраняется в процессе охлаждения до отрицательных температур и деформации при 25°C. Однако интенсивная деформация сдвигом в процессе кручения образца на 3 оборота под давлением 8 ГПа при низкой температуре –196°C увеличивает удельную намагниченность до $150 \text{ Гс см}^3 \text{ Г}^{-1}$, что связано с образованием около 30% дисперсного ферромагнитного α -мартенсита. Кристаллы мартенсита хорошо видны на темнопольном изображении в рефлексе $(200)_\alpha$ на рис. 4а. Нагрев деформированного сплава со скоростью 3 град/мин вызывает развитие обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в интервале температур 350–500°C (см. рис. 3б, кривая 1). При этом на месте мартенсита появляются сначала обогащенные никелем дисперсные кристаллы γ -фазы и обедненная α -фаза, а затем концентрационно-неоднородный глобулярный аустенит [1, 2]. Концентрационная неоднородность такой структуры характеризуется аномальным

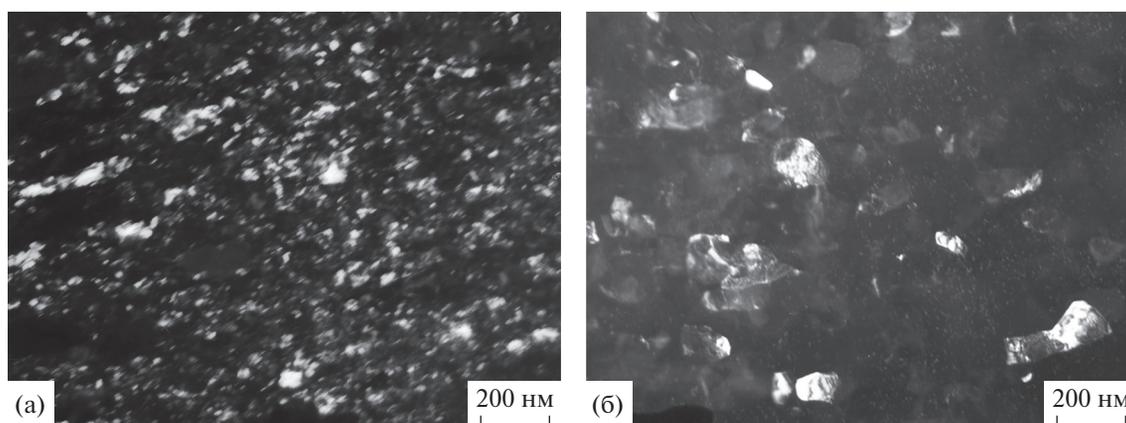


Рис. 4. Темнопольные изображения (в рефлексе $(002)_\alpha$) мартенсита (а) и феррита (б) в сплавах Fe–36Ni (а) и Fe–36Ni–3Cr (б). Обработка: (а) кручение (3 оборота, $e = 6.5$) под давлением 8 ГПа при –196°C, (б) кручение (4 оборота, $e = 6.8$) под давлением 8 ГПа при 25°C; отжиг 24 ч при 370°C.

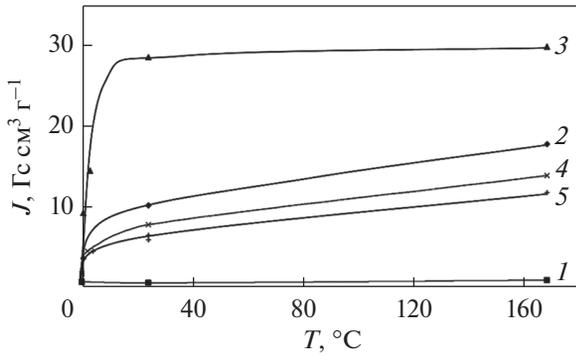


Рис. 5. Зависимости удельной намагниченности от времени выдержки сплавов Fe–36Ni–3Cr при 370°C (1–3) и Fe–36Ni при 340 (4) и 320°C (5). Предварительная обработка: 1 – закалка от 1100°C; 2 – прокатка, $e = 4.6$; 3 – кручение на 4 оборота, под давлением 8 ГПа ($e = 6.8$); 4, 5 – прокатка ($e = 4.0$). Измерения выполнены при температуре 370°C в магнитном поле 3 кЭ.

расположением кривой удельной намагниченности сплава Fe–36Ni, полученной при охлаждении от 500°C (рис. 3б, кривая 2). Кривая 2 на рис. 3б располагается существенно выше, чем кривая 3 (рис. 3б) удельной намагниченности концентрационно-однородного недеформированного сплава с температурой Кюри ниже 300°C. В деформированном и превращенном в аустенит сплаве Fe–36Ni имеются участки обогащенной никелем γ -фазы с температурой Кюри выше 350–400°C. Таким образом, в достаточно легированном инварном сплаве Fe–36Ni можно обеспечить расслоение по никелю при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении, если получить исходную мартенситную структуру в процессе интенсивной деформации при криогенных температурах.

2. Перераспределение никеля с участием ферритного превращения

Большой интерес представляет получение концентрационной неоднородности по никелю в устойчивых к мартенситному превращению Fe–Ni инварах, например, в дополнительно легированном хромом сплавом Fe–36Ni–3Cr. Обнаруженное ранее [8–10] диффузионное образование α -фазы (феррита) интервале температур 330–370°C в сильно деформированном аустенитном сплаве Fe–36Ni–3Cr позволяет ожидать перераспределения никеля между α - и γ -фазами. В соответствии с Fe–Ni диаграммой равновесия [4] феррит должен содержать существенно меньше никеля, чем аустенит. Интенсивная деформация аустенитных сплавов Fe–36Ni–3Cr и Fe–36Ni прокаткой или сдвигом под высоким давлением при комнатной температуре не приводит к образованию α -мартенсита, но в значительной степени ускоряет диффузионные процессы, обеспечивающие ферритный рас-

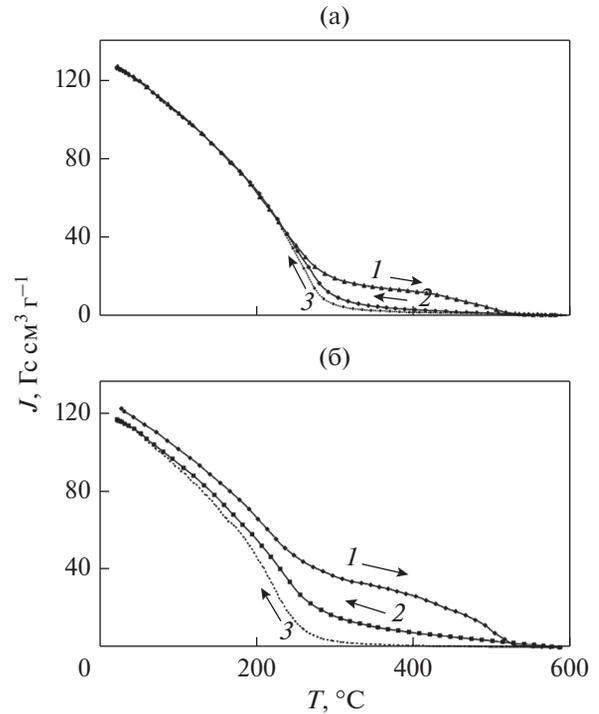


Рис. 6. Температурные зависимости удельной намагниченности сплавов Fe–36Ni (а) и Fe–36Ni–3Cr (б) при нагреве (1) и последующем охлаждении (2) со скоростью 3 град/мин после ферритного распада в процессе отжига в течение 168 ч при 340°C (а) и 370°C (б) в предварительно деформированном состоянии: прокаткой ($e = 4.6$) (а) и кручением на 4 оборота ($e = 6.8$) под давлением 8 ГПа (б). Пунктирные кривые (3) отражают температурную зависимость удельной намагниченности сплавов (при охлаждении) в закаленном гомогенном состоянии.

пад. На рис. 5 представлены кривые роста удельной намагниченности в зависимости от времени выдержки (до 168 ч) при температурах 320–370°C в деформированных сплавах Fe–36Ni и Fe–36Ni–3Cr, который связан образованием ферромагнитного феррита с ОЦК-решеткой. Темнопольное изображение ферритных кристаллов в сплаве Fe–36Ni–3Cr представлено на рис. 4б. Максимальная объемная доля феррита в подобных сплавах достигает 15% [10]. На рис. 6а, 6б показаны температурные зависимости удельной намагниченности предварительно деформированных и отожженных при температурах, соответствующих области ферритного распада сплавов Fe–36Ni (рис. 6а) и Fe–36Ni–3Cr (рис. 6б), полученные при нагреве (кривые 1) и охлаждении (кривые 2) со скоростью 3 град/мин. В обоих сплавах наблюдается обратное превращение феррита в аустенит в процессе нагрева в области температур 300–550°C, что фиксируется по перегибу на кривых (1) (рис. 6а, 6б). Кривые удельной намагниченности (2) превращенных сплавов в аустенитном состоянии, полученные в процессе охлаждения, распо-

лагаются заметно выше, чем такие же кривые (3), относящиеся к закаленным недеформированным аустенитным сплавам Fe–36Ni и Fe–36Ni–3Cr в гомогенном состоянии (рис. 6а, 6б). Все это свидетельствует о наличии концентрационной неоднородности превращенного аустенита в обоих сплавах, в которых имеются обогащенные никелем участки с более высокой температурой Кюри, чем в гомогенных недеформированных материалах. Концентрационная неоднородность является следствием наследования аустенитом концентрации никеля из малоникелевого феррита и высоконикелевой γ -составляющей в процессе $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Расслоение по никелю происходит в соответствии с диаграммой равновесия не только в феррите при его образовании, но и в процессе обратного превращения $\alpha \rightarrow \gamma$ при более высоких температурах.

Следует отметить, что образование небольшого количества феррита и его обратное превращение в концентрационно-неоднородный аустенит может происходить непосредственно при нагреве деформированных сплавов со скоростью 3 град/мин без предварительной длительной обработки, обеспечивающей образование феррита. С увеличением степени предварительной деформации интенсифицируется расслоение по никелю. Гомогенизация концентрационно-неоднородного аустенита подобных инварных сплавов происходит в результате рекристаллизационного отжига при 800°C [1].

3. Перераспределение никеля в аустенитном состоянии

Вызывает значительный интерес возможность реализации расслоения по никелю в стабильных аустенитных инварах, в которых не образуется ни α -мартенсит, ни феррит. В соответствии с диаграммой равновесия Fe–Ni это возможно осуществить в сплавах типа Fe–36Ni в двухфазной ($\alpha + \gamma$)-области при температурах 200–500°C. Однако, по всей вероятности, такой процесс имеет место только при очень длительных выдержках или при резком увеличении количества точечных дефектов в условиях облучения сплавов высокоэнергетическими частицами [1, 6]. Аналогичное повышение концентрации точечных дефектов можно обеспечить при интенсивной холодной деформации, что вызывает образование деформационно-индуцированной сегрегации легирующих элементов, в частности никеля [19]. В качестве устойчивого против мартенситного и ферритного превращений был выбран высоколегированный аустенитный сплав Fe–13Cr–30Ni. В этом сплаве холодная деформация сдвигом под давлением 8 ГПа ($e = 7.3$) приводит к росту удельной намагниченности от 1 до 6 Гс см³ г⁻¹ при 25°C (рис. 7), что связано с образованием высоконикелевых

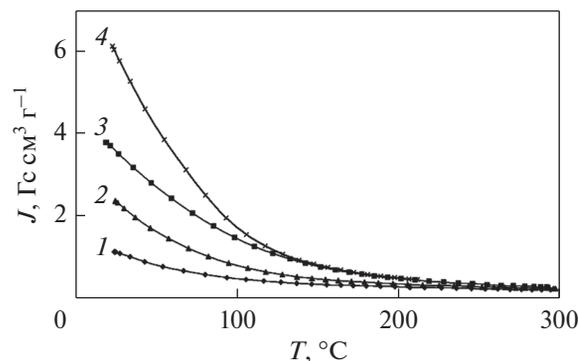


Рис. 7. Температурные зависимости удельной намагниченности аустенитного сплава Fe–13Cr–30Ni (в поле $H = 3$ кЭ) в исходном закаленном состоянии (1), после холодной ($T = 25^\circ\text{C}$) деформации прокаткой на 92.5%, $e = 2.6$ (2), 98%, $e = 3.9$ (3) и кручением на 5 оборотов ($e = 7.3$) под давлением 8 ГПа (4).

участков с повышенной температурой Кюри. Наблюдаемый эффект объясняется, как и в случае формирования радиационно-индуцированных сегрегаций [20–22], миграцией точечных дефектов деформационного происхождения на стоки (границы зерен, субзерен и др.) с обогащением или обеднением стоков элементами с разным атомным радиусом.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выявлены условия реализации процесса расслоения по никелю с формированием микроконцентрационных неоднородностей, которые могут привести к росту коэффициента термического расширения в Fe–Ni-инварах, т.е. снизить их инварные характеристики. В метастабильных инварах с 32–36 мас. % Ni расслоение по никелю между мартенситом охлаждения (деформации) и аустенитом наблюдается при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении в процессе медленного нагрева. Концентрационная неоднородность по никелю наследуется образующимся глобулярным аустенитом на завершающей стадии $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Подобная ситуация имеет место в сильно деформированных сплавах Fe–36Ni и Fe–36Ni–3Cr при образовании феррита и перераспределении никеля между ферритом и аустенитом. В более стабильных аустенитных сплавах, не образующих вторых фаз, расслоение по никелю имеет место в результате формирования деформационно-индуцированных атомных сегрегаций на стоках точечных дефектов. Расслоение по никелю может не только ухудшать свойства инваров, но и обеспечивать получение сплавов с заданными повышенными значениями КТР.

Работа выполнена в рамках государственного задания (тема “Структура”, № АААА-А18-118020190116-6). Электронно-микроскопические

исследования проведены в ОЭМ ЦКП ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
2. Сагарадзе В.В., Шабашов В.А., Юрчиков Е.Ю., Кабанова И.Г. Регулирование коэффициента линейного расширения железо-никелевых инваров с ГЦК-решеткой // ФММ. 1981. Т. 52. Вып. 6. С. 1320–1323.
3. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. Т. 2. М.: Физматгиз, 1962. С. 782–820.
4. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. Т. 2. М.: ГНТИ черной и цветной металлургии, 1962. С. 722–729.
5. Сагарадзе В.В., Шабашов В.А. Причины активного низкотемпературного перераспределения никеля в железоникелевых сплавах // ФММ. 1984. Т. 57. № 6. С. 1166–1171.
6. Chamberod A., Laugier J., Penisson J.M. Electron irradiation effect on iron-nickel invar alloys // J. Magn. Mater. 1979. V. 10. № 2–3. P. 139–144.
7. Алиев С.С., Грузин П.Л., Меньшиков А.З., Могутнов Б.М., Радионов Ю.Л., Шапошников Н.Г. Низкотемпературные фазовые превращения в железоникелевых сплавах при облучении электронами // Металлофизика. 1985. Т. 7. № 5. С. 80–86.
8. Мулюков Р.Р., Шарипов И.З., Букреева К.А., Биткулов И.Х. Кинетика изменения намагниченности насыщения при отжигах инварного сплава Fe–36Ni, подвергнутого интенсивной пластической деформации // ФММ. 2010. Т. 109. № 4. С. 253–256.
9. Мулюков Р.Р., Биткулов И.Х., Шарипов И.З. Влияние деформационного наноструктурирования и последующих отжигов на эволюцию фазового состава инвара Fe–36Ni // Письма о материалах. 2014. Т. 4. № 1. С. 11–14.
10. Сагарадзе В.В., Катаева Н.В., Завалишин В.А., Литвинов А.В., Ключкина М.Ф. Ферритный распад в инварном сплаве Fe–36Ni–3Cr // ФММ. 2019. Т. 120. № 10. С. 1043–1049.
11. Сидоров С.К., Дорошенко А.В. О магнитной структуре сплавов Ni–Fe, имеющих гранцентрированную кубическую решетку // ФММ. 1965. Т. 19. № 5. С. 786–788.
12. Меньшиков А.З., Юрчиков Е.Е. Эффект Мессбауэра в ГЦК железо-никелевых сплавах // ЖЭТФ. 1971. Т. 63. № 1. С. 190–198.
13. Меньшиков А.З., Юрчиков Е.Е. Температура Кюри железо-никелевых сплавов с ГЦК структурой // Изв. АН СССР. Сер. физическая. 1972. Т. 36. № 7. С. 1463–1467.
14. Ролов Б.Н. Размытые фазовые переходы. Рига: Зинатне, 1972. 311 с.
15. Шабашов В.А., Сагарадзе В.В., Морозов С.В., Волков Г.А. Мессбауэровское исследование кинетики деформационного растворения интерметаллидов в аустените Fe–Ni–Ti // Металлофизика. 1990. Т. 12. № 4. С. 107–114.
16. Sagardze V.V., Shabashov V.A., Kataeva N.V., Kozlov K.A., Kuznetsov A.R., Litvinov A.V. Anomalous diffusion processes “dissolution-precipitation” of γ -phase Ni₃Al in Fe–Ni–Al alloy during low-temperature deformation // Mater. Letters. 2016. V. 172. P. 207–210.
17. Sagardze V.V., Kataeva N.V., Zavalishin V.A., Kozlov K.A., Makarov V.V., Kuznetsov A.R., Rogozhkin S.V., Ustyugov Yu.M. Formation of low-temperature deformation-induced segregations of nickel in Fe–Ni-based austenitic alloys // Philosophical Magazine. 2020. V. 100. P. 1868–1879.
18. Okamoto P.R., Rehn L.E. Radiation induced segregation in binary and ternary alloys // J. Nucl. Mater. 1979. V. 83. P. 2–23.
19. Toyama T., Nozawa Y., Van Renterghem W., Matsukawa Y., Hatakeyama M., Nagai Y., Al Mazouzi A., Van Dyck S. Grain boundary segregation in neutron-irradiated 304 stainless steel studied by atom probe tomography // J. Nucl. Mater. 2012. V. 425. № 1–3. P. 71–75.
20. Watanabe S., Sakaguchi N., Hashimoto N. Radiation-induced segregation accompanied by grain boundary migration in austenitic stainless steel // J. Nucl. Mater. 1996. V. 232. P. 113–118.