

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.1'26'24:539.89

ФЕРРИТНЫЙ РАСПАД В ИНВАРНОМ СПЛАВЕ Fe–36Ni–3Cr

© 2019 г. В. В. Сагарадзе<sup>a, b, \*</sup>, Н. В. Катаева<sup>a</sup>, В. А. Завалишин<sup>a</sup>,  
А. В. Литвинов<sup>a</sup>, М. Ф. Клюкина<sup>a</sup>

<sup>a</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

<sup>b</sup>Уральский федеральный университет имени Первого президента России Б.Н. Ельцин,  
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

\*e-mail:vsagaradze@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 19.04.2019 г.

После доработки 23.04.2019 г.

Принята к публикации 21.05.2019 г.

Обнаружено перераспределение никеля и ферритный распад аустенита с образованием до 15% кристаллов  $\alpha$ -феррита размером 10–100 нм в достаточно стабильном инварном сплаве Fe–36Ni–3Cr. Распад аустенита при нагреве в интервале температур 250–400°C интенсифицируется предварительной сильной пластической деформацией прокаткой или сдвигом под высоким давлением.

*Ключевые слова:* аустенитный сплав, феррит, магнитное превращение, деформация, сегрегация никеля, электронная микроскопия, магнитометрия

DOI: 10.1134/S0015323019100115

ВВЕДЕНИЕ

На сплавах железа с 30–36% никеля ранее был обнаружен ряд необычных свойств, объясняемых магнитными и мартенситными  $\gamma \rightarrow \alpha$ - и  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращениями. Наиболее интересным оказался инварный эффект, связанный с практическим отсутствием уменьшения линейных размеров образцов при охлаждении ниже температуры Кюри в результате положительной объемной магнитострикции. В сплавах Fe–(30–33)Ni при охлаждении до отрицательных температур был получен атермический линзовидный  $\alpha$ -мартенсит с ОЦК решеткой и плоскостью габитуса  $\{259\}_\gamma$  [1]. Осуществление прямого и обратного  $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$  превращений в процессе охлаждения и ускоренного нагрева позволило наблюдать “фазовый наклеп” аустенита с ГЦК-решеткой [2] за счет значительного повышения плотности дислокаций. При медленном нагреве со скоростями 0.2–0.4 град/мин (в интервале температур 400–530°C) наблюдалось упрочнение мартенсита в результате формирования до 24 ориентировок наноразмерного аустенита [3] в каждом мартенситном кристалле. При этом происходило одновременное обогащение дисперсной  $\gamma$ -фазы никелем и обеднение  $\alpha$ -фазы в соответствии с диаграммой равновесия Fe–Ni [4]. Наблюдаемое перераспределение никеля между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазами при медленном нагреве до разных температур в межкритическом интервале можно

зафиксировать в однофазном аустенитном состоянии при последующем  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении в условиях быстрого нагрева, что позволяет получать разный коэффициент линейного расширения аустенита (от  $2 \times 10^{-6}$  до  $10 \times 10^{-6}$  1/град) на одном и том же материале, в частности, на сплаве Fe–32Ni [2]. Следует отметить, что практически все фазовые превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$  и  $\alpha \rightarrow \gamma$  в этих железоникелевых сплавах являются мартенситными. Диффузионное перераспределение никеля между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазами обычно происходит после  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения по мартенситному или бейнитному механизмам. Большой интерес представляет попытка обнаружить диффузионный (немартенситный) распад аустенита в высоколегированных сплавах Fe–(30–36)Ni с образованием феррита в двухфазной ( $\alpha + \gamma$ )-области равновесной диаграммы Fe–Ni. Очень медленный нагрев со скоростью 0.2 град/мин закаленного на аустенит сплава Fe–32Ni в двухфазной ( $\alpha + \gamma$ )-области при температурах 200–450°C не привел к какому либо выделению  $\alpha$ -феррита [5]. Однако в работах [6, 7] было показано, что диффузионное образование ферромагнитной  $\alpha$ -фазы с ОЦК-решеткой в высоколегированном аустенитном сплаве при температурах выше 350°C может быть ускорено с помощью предварительного деформационного наноструктурирования в процессе сдвига под высоким давлением. В отмеченных работах не выяснены области

локализации ферромагнитной  $\alpha$ -фазы и возможные причины ее образования. Настоящее исследование посвящено структурному анализу ферритного распада в дестабилизированном интенсивной деформацией высоконикелевом инваре, что может заметно снизить его инварные свойства.

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования использовали инварный сплав железа с 36.5 мас. % Ni, 3 мас. % Cr и 0.02 мас. % C (Fe–36Ni–3Cr), выплавленный в индукционной печи. Хром вводили в сталь с целью повышения устойчивости против образования мартенсита деформации. После горячего обжатия слитка проводили гомогенизацию при 1200°C в течение 2 ч и проковку в прутки сечением 10 × 10 мм. Фрезеровкой удаляли поверхностный слой 1–1.5 мм и электроискровым методом вырезали образцы. Образцы закаливали в воде от 1050°C. Температура Кюри закаленного сплава составляла 220°C. Деформацию осуществляли при комнатной температуре как кручением образцов под высоким давлением 8 ГПа в наковальнях Бриджмена, так и прокаткой с обжатием до 99%. Истинную деформацию  $e$  образца при сдвиге под давлением (на расстоянии  $r$  от центра образца) определяли (с учетом осадки образца) по упрощенной формуле [8]

$$e = \ln(h_n/h_k) + \ln(2\pi Nr/h_k),$$

где  $N$  – число оборотов вращающейся наковальни Бриджмена,  $h_n$  и  $h_k$  – 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 и осуществления большой деформации сдвигом под давлением толщина уменьшалась до ~0.1 мм. При этом истинная деформация  $e$  на расстоянии  $r = 1.25$  мм при 8 оборотах наковальни Бриджмена составляла 7.4.

Величину деформации при прокатке определяли по формуле

$$e = \ln(S_n/S_k),$$

где  $S_n$  и  $S_k$  – начальная и конечная площадь поперечного сечения образца. В работе использовали образцы в виде пластинок с начальным поперечным сечением 9.2 × 9.4 мм<sup>2</sup>, которые прокатывали до размеров поперечного сечения, равного 0.05 × 18 мм<sup>2</sup>. При этом обжатие образца будет составлять 99%, а истинная деформация  $e$  будет равна 4.6.

Полученные образцы были подвергнуты отжигам при 370°C в течение 24 и 168 ч.

Изменение концентрации никеля в аустенитной матрице сплава при интенсивной деформации и термических обработках анализировали магнитометрическим методом (с помощью магнитных весов Фарадея [9]) по изменению температуры Кюри, которая сильно зависит от содержания никеля в Fe–Ni аустените. Измерение намагниченности осуществляли по силе втягивания образца в неоднородное магнитное поле. Неоднородное магнитное поле, направленное горизонтально, имело градиент менее 2% на 1 мм высоты и создавалось электромагнитом с профильными полюсами. Образцы для измерений, вырезанные прямо из электронно-микроскопических фольг, имели массу в пределах 0.08–0.25 мг и форму прямоугольной или треугольной пластины толщиной 30–40 мкм (при такой толщине и магнитном поле, лежащем в плоскости пластины, намагниченность насыщения достигалась во внешнем магнитном поле ~1 кЭ). Образцы со столь малой массой взвешивали на микровесах типа Sartorius. Погрешности измерения внешнего магнитного поля ~0.5%, намагниченности ~1.5%, температуры в статическом режиме ~2°, в динамическом режиме при нагреве или охлаждении со скоростью 3 град/мин и температуре ниже 250°C погрешность могла доходить до ~6°. Измерения намагниченности при температурах выше комнатной осуществляли в вакууме ~10<sup>-2</sup> Па. Концентрацию ферромагнитных фаз с ОЦК-решеткой (мартенсита и феррита) определяли магнитометрическим методом по величине намагниченности насыщения.

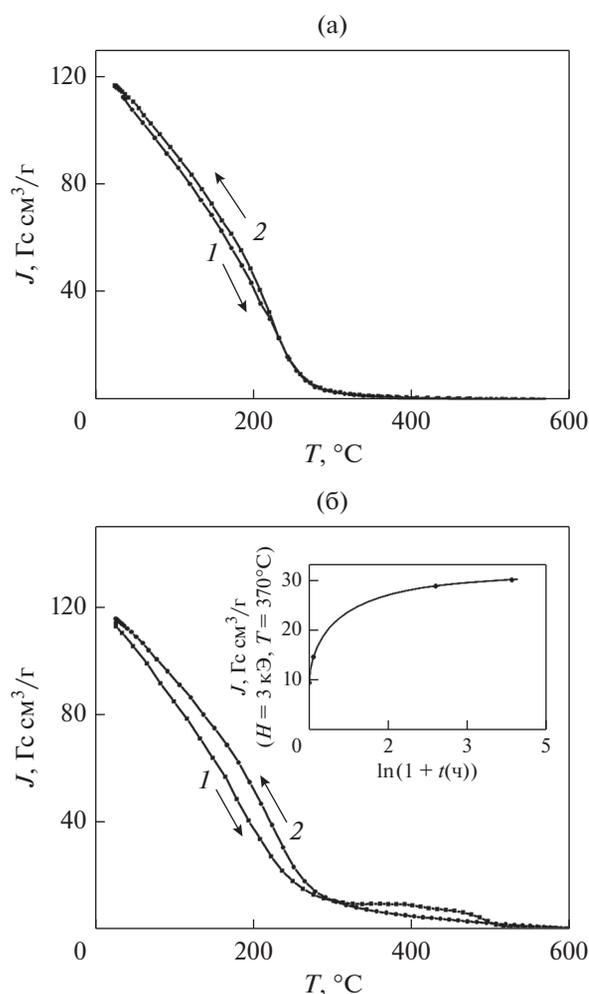
Исследование микроструктуры образцов проводили на электронном микроскопе JEM 200 СХ. Фольги для трансмиссионной электронной микроскопии готовили электролитической полировкой в растворе ортофосфорной кислоты и хромового ангидрида. Рентгенографический фазовый анализ выполняли на дифрактометре Дрон-4 с использованием медного анода. Дифрактограммы получали в интервале углов  $2\theta$  40°–80° с шагом сканирования 0.04°.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

**Магнитометрический анализ ферритного распада.** На рис. 1а представлена температурная зависимость удельной намагниченности закаленного и оттожденного при 370°C в течение 168 ч аустенитного сплава Fe–36Ni–3Cr, определенная при нагреве от 25 до 570°C и последующем охлаждении до 25°C (со скоростью 3 град/мин в магнитном поле 3 кЭ). Отжиг при температуре 370°C проводили с двумя целями. Во-первых, необходимо было уменьшить влияющие на намагниченность остаточные напряжения в образце и, во-

вторых, определить возможность образования феррита с ОЦК решеткой при длительной выдержке аустенита (до 168 ч) в высокотемпературной части двухфазной ( $\alpha + \gamma$ ) области диаграммы равновесия Fe–Ni. Практически полная обратимость кривых удельной намагниченности при нагреве и охлаждении (рис. 1а) свидетельствует об однофазном аустенитном состоянии сплава при отсутствии мартенситного или ферритного превращений. Рассмотрим возможное изменение удельной намагниченности в предварительно закаленном на аустенит сплаве Fe–36Ni–3Cr в зависимости от величины последующей деформации при комнатной температуре в процессе прокатки или кручения образца в наковальнях Бриджмена со скоростью 1 оборот в минуту под давлением 8 ГПа. Так как температура измерения магнитных свойств изменялась от 21 до 25°C, результаты измерения намагниченности были скорректированы и приведены к единой температуре 25°C. Повышение удельной намагниченности более  $\sim 110$  Гс см<sup>3</sup>/г не наблюдалось даже при восьми оборотах наковальни Бриджмена под давлением 8 ГПа ( $e \sim 7.4$ ), что свидетельствует о значительной устойчивости аустенита по отношению к образованию мартенсита деформации в сплаве Fe–36Ni–3Cr. Прокатка сплава на 99% ( $e \sim 4.6$ ) при 25°C также практически не вызвала образования  $\alpha$ -кристаллов мартенсита (удельная намагниченность деформированного прокаткой сплава сохранялась на уровне  $\sim 110$  Гс см<sup>3</sup>/г). Хотя образование мартенсита деформации наблюдалось [10] в менее стабильном сплаве Fe–36Ni в процессе холодной деформации при криогенной температуре (прокаткой с обжатием на 90%).

Следует отметить, что кривая удельной намагниченности (рис. 1б) деформированного сплава Fe–36Ni–3Cr (кручением на 1 оборот ( $e \sim 5.7$ ) при 8 ГПа) имеет необратимый характер при нагреве до 580°C и последующем охлаждении. В процессе нагрева в интервале температур 275–500°C выявляется аномальная намагниченность, связанная с образованием и последующим исчезновением ферромагнитного феррита. Отжиг в течение 168 ч при 370°C предварительно деформированного сплава Fe–36Ni–3Cr приводит к росту удельной намагниченности (измерения выполнены при 370°C) от 8 до 30 Гс см<sup>3</sup>/г (см. вставку к рис. 1б), связанному с развитием диффузионного процесса образования  $\alpha$ -феррита с ОЦК-решеткой, который появляется в соответствии с диаграммой равновесия Fe–Ni [4]. На рентгеновской дифрактограмме (рис. 2) отчетливо виден небольшой рефлекс  $(110)_\alpha$  около основного аустенитного пика  $(111)_\gamma$ . По рентгеновским данным количество образовавшегося  $\alpha$ -феррита с ОЦК-решеткой со-



**Рис. 1.** Температурная зависимость удельной намагниченности сплава Fe–36Ni–3Cr при нагреве (1) и последующем охлаждении (2) после закалки от 1050°C и отжига 168 ч при 370°C (а), а также после закалки и кручения на 1 оборот ( $e = 5.7$ ) под давлением 8 ГПа (б). На вставке зависимость намагниченности сплава от логарифма времени выдержки при 370°C после закалки и кручения на 4 оборота ( $e = 7.1$ ) под давлением 8 ГПа (температура измерения 370°C).

ставляет около 15%. Интенсивность ферритного распада в сплаве Fe–36Ni–3Cr зависит от степени предварительной деформации. В закаленном недеформированном сплаве образование феррита при 370°C не происходит даже за время выдержки 168 ч. С увеличением величины предварительной деформации скорость ферритного распада при этой температуре возрастает. Предварительная холодная деформация  $e \sim 4.6$  (прокатка) и  $e \sim 7.1$  (кручение на 4 оборота под давлением 8 ГПа) приводит к росту удельной намагниченности соответственно на 15 и 22 Гс см<sup>3</sup>/г в процессе 168 ч отжига при 370°C (см. рис. 3а, 3б). Это связано с

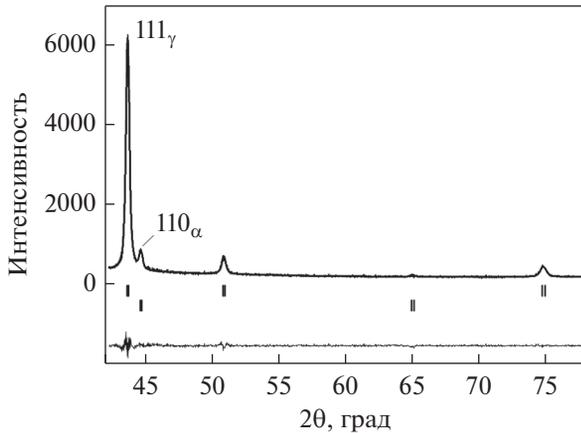


Рис. 2. Рентгенограмма сплава Fe–36Ni–3Cr, подвергнутого закалке, кручению на 4 оборота ( $e = 7.1$ ) под давлением 8 ГПа и отжигу 24 ч при 370°C.

образованием 9 и 13%-ного ферромагнитного феррита с ОЦК-решеткой (измерения проведены при 370°C – выше температуры Кюри исходного аустенита сплава Fe–36Ni–3Cr).

Возможно интенсификация ферритного распада в достаточно стабильных аустенитных сталях, как и в работе [11], связана не только с усилением диффузионных процессов при росте плотности дислокаций, но и с возможным появлением кристаллов ОЦК мартенсита, которые могут служить зародышем  $\alpha$ -феррита.

Рассмотрим температурные кривые удельной намагниченности сплава Fe–36Ni–3Cr, содержащего ферромагнитную  $\alpha$ -фазу, полученную в результате превращения аустенита в феррит при отжиге. На рис. 3а, 3б (кривые 1) представлены зависимости удельной намагниченности сплава Fe–36Ni–3Cr при нагреве от 25 до 590°C со скоростью 3 град/мин после различной холодной деформации и 168 ч отжига при 370°C. Здесь же представлено поведение удельной намагниченности аустенита сплава при охлаждении от 590°C (кривые 2 на рис. 3а, 3б) после полного превращения феррита в аустенит в процессе нагрева до 590°C. Следует отметить, что образование ферромагнитной  $\alpha$ -фазы с ОЦК решеткой происходит при температурах намного выше температуры начала мартенситного превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$  в сплаве Fe–36Ni–3Cr. Поэтому образующаяся  $\alpha$ -фаза является ферритом и формируется диффузионным путем в двухфазной ( $\alpha + \gamma$ )-области диаграммы равновесия Fe–Ni [4]. В соответствии с диаграммой равновесия, сформировавшаяся  $\alpha$ -фаза (феррит) должна быть обеднена никелем, а окружающий ее аустенит им обогащен. В районе 370–400°C ранее [2] были обнаружены диффузионные процессы перераспределения никеля между  $\alpha$ - и

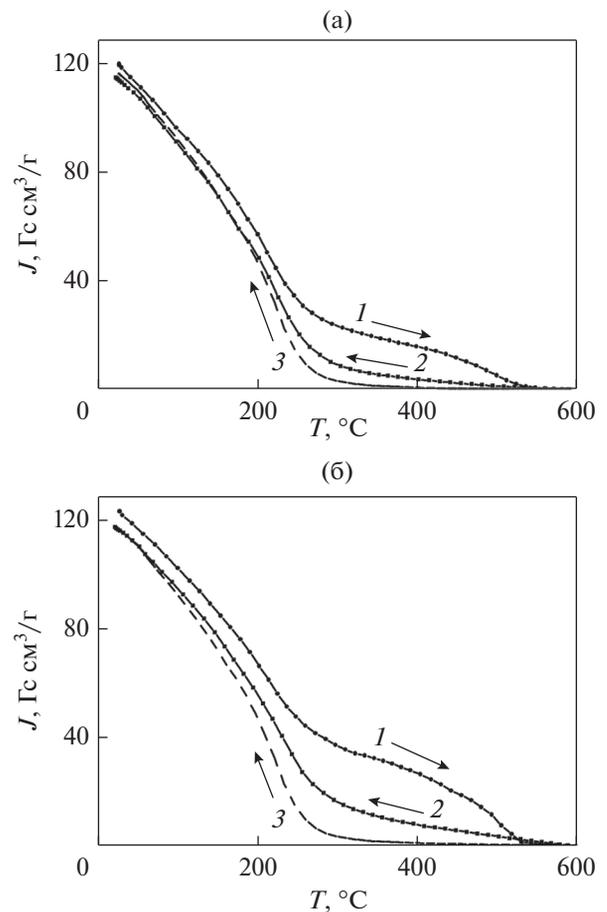
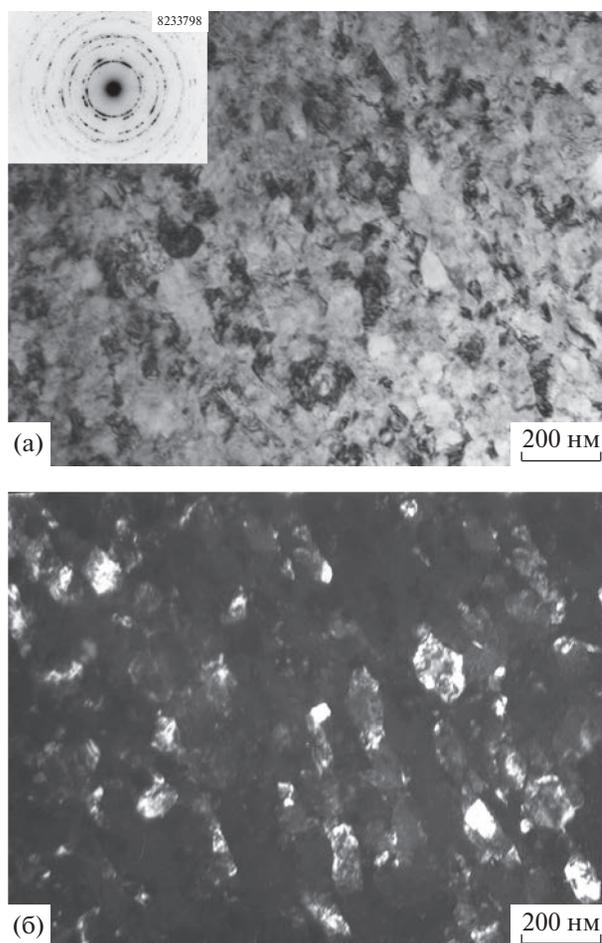


Рис. 3. Температурная зависимость удельной намагниченности сплава Fe–36Ni–3Cr при нагреве (1) и последующем охлаждении (2) со скоростью 3 град/мин после ферритного распада в процессе отжига 168 ч при 370°C в предварительно деформированном состоянии прокаткой ( $e \sim 4.6$ ) (а) и кручением на 4 оборота ( $e \sim 7.1$ ) под давлением 8 ГПа (б). Пунктирные кривые (3) отражают температурную зависимость удельной намагниченности сплава в закаленном недеформированном состоянии.

$\gamma$ -фазами в подобных Fe–Ni-сплавах, что привело, в частности, к формированию малоникелевого буферного слоя вокруг кристаллов  $\alpha$ -мартенсита и изменило механизм  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Следует отметить, что при нагреве со скоростью 3 град./мин в сильно деформированном сплаве Fe–36Ni–3Cr должно происходить не только превращение феррита в аустенит в интервале температур 400–550°C но и перераспределение никеля между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазами (в соответствии с диаграммой равновесия Fe–Ni [4]) с образованием малоникелевого феррита и высоконикелевого аустенита с повышенными температурами Кюри. Полученная концентрационная неоднородность, как показано в работах [2, 12], наследуется аусте-

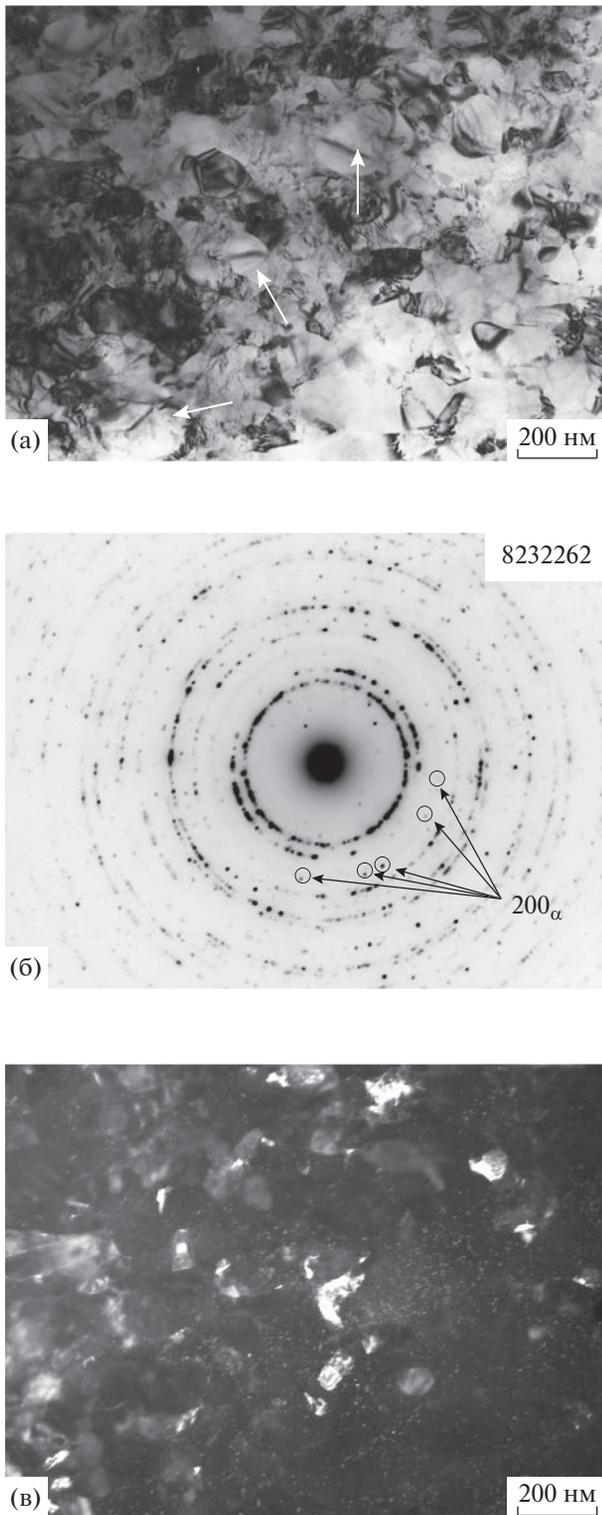
нитом в процессе полного завершения  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при нагреве до 550–600°C. Сопоставление температурных зависимостей удельной намагниченности аустенита (при охлаждении от 550°C), полученных на закаленном сплаве и предварительно деформированном и отожженном на феррит сплаве (ср. кривые 2 и 3 на рис. 3а, 3б), свидетельствует о наличии во втором случае обогащенных никелем участков с существенно более высокими значениями температуры Кюри (до 450°C). Образование деформационно-индуцированных сегрегаций по никелю с повышенной температурой Кюри ранее было обнаружено на стабильных (по отношению к мартенситному и ферритному превращениям) аустенитных сплавах типа Fe–12Cr–30Ni [2]. Подобные атомные сегрегации наблюдаются и при радиационно-индуцированной генерации точечных дефектов [13]. Их появление объясняется разной скоростью миграции образующихся при деформации вакансий и междоузельных атомов на стоки (границы зерен, субзерен, дислокаций и др.). Наблюдаемый ферритный распад интенсифицирует процесс расслоения сплава Fe–36Ni–3Cr по никелю.

**Структурные изменения при образовании  $\alpha$ -феррита.** Определение мест локализации ферромагнитной  $\alpha$ -фазы при ферритном распаде в структурно-стабильном инварном сплаве Fe–36Ni–3Cr выполняли методом трансмиссионной электронной микроскопии. На рис. 4а, 4б представлено светлопольное и темнопольное (в аустенитном рефлексе) изображения структуры стали, деформированной сдвигом при кручении на 4 оборота в наковальнях Бриджмена ( $e \sim 7.1$ ) при 8 ГПа. Среди участков полосовой структуры видны различно ориентированные кристаллиты аустенита размером 30–100 нм. О большом количестве различно ориентированных аустенитных зерен и фрагментов свидетельствует кольцевая электронограмма (см. вставку к рис. 4а). На рис. 5а представлено распределение зерен ультрамелкозернистого аустенита и феррита в сплаве Fe–36Ni–3Cr после кручения на 4 оборота ( $e \sim 7.1$ ) и отжига при 370°C в течение 24 ч. Электронограмма (рис. 5б) свидетельствует о наличии небольшого количества ОЦК-фазы, среди преобладающих аустенитных рефлексов присутствуют отдельные ферритные рефлексы. Темнопольное изображение ОЦК-фазы в рефлексах  $(200)_\alpha$  дано на рис. 5в. Видно, что зерна этой фазы имеют несколько меньшие размеры (10–100 нм), чем основная аустенитная фаза, и они обладают более округлой формой, что говорит о диффузионном характере перемещения границ образующегося феррита. Следует отметить, что исходная полосовая структура деформированного аустенита после такого отжига не просматривается, отдельные аустенит-



**Рис. 4.** Светлопольное (а) и темнопольное (б) изображения (в аустенитном рефлексе) структуры сплава Fe–36Ni–3Cr после закалки от 1050°C, 20 мин, и сдвига на 4 оборота ( $e \sim 7.1$ ) под давлением 8 ГПа. На вставке электронограмма деформированного сплава.

ные зерна увеличиваются в размерах до 200 нм (среди аустенитных кристаллитов наблюдаются бездислокационные рекристаллизованные зерна с двойниками отжига (отмечены стрелками на рис. 5а)). Увеличение выдержки от 24 до 168 ч при 370°C не приводит к заметному увеличению количества феррита. Этот факт свидетельствует о том, что диффузионное превращение  $\gamma \rightarrow \alpha$  с образованием до ~15% феррита при 370°C завершилось преимущественно за время, меньшее 24 ч. Как следует из анализа температурных зависимостей удельной намагниченности предварительно деформированных образцов сплава Fe–36Ni–3Cr, нагрев до 550–600°C в аустенитную область сохраняет полученную концентрационную неоднородность по никелю и еще не вызывает гомогенизацию аустенита, что может служить причиной снижения инварных свойств сплава.



**Рис. 5.** Светлопольное изображение структуры сплава Fe–36Ni–3Cr (а), электронограмма (б) и темное поле (в) в ферритном рефлексе типа  $(200)_\alpha$ . Обработка: закалка от 1050°C (выдержка 20 мин), кручение на 4 оборота под давлением 8 ГПа и дополнительный отжиг при 370°C в течение 24 ч.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Магнитометрическим, рентгенографическим и электронно-микроскопическим методами обнаружен ферритный распад с образованием до 15%  $\alpha$ -фазы (в предварительно деформированном аустенитном сплаве Fe–36Ni–3Cr с ГЦК-решеткой) в процессе изотермической выдержки при 370°C, а также при нагреве со скоростью 3 град/мин в интервале температур 250–400°C. Кристаллиты образующегося феррита имеют размеры от 10 до 100 нм. При этом наблюдается перераспределение никеля между  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фазами с образованием малоникелевого феррита и высоконикелевого аустенита с повышенными температурами Кюри. Концентрационная неоднородность по никелю сохраняется в аустените после завершения  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при нагреве до 550–600°C.

Работа выполнена в рамках государственного задания (тема “Структура”, № АААА-А18-118020190116-6) и Комплексной программы УрО РАН (проект № 18-10-2-39). Электронно-микроскопические исследования проведены в ОЭМ ЦКП ИФМ УрО РАН. Авторы выражают признательность В.И. Воронину и В.П. Пилиугину за помощь в проведении исследования.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Изотов В.И., Хандаров П.А.* Классификация мартенситных структур в сплавах железа // ФММ. 1972. Т. 35. Вып. 2. С. 332–338.
2. *Сагарадзе В.В., Уваров А.И.* Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург. РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
3. *Sagaradze V.V., Danilchenko V.E., L'Heritier P., Shabashov V.A.* The structure and properties of Fe–Ni alloys with a nanocrystalline austenite formed under different conditions of  $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$  transformations // Mater. Sci. Eng. A. 2002. V. 337. P. 146–159.
4. *Вол А.Е.* Строение и свойства двойных металлических систем. Т. 2. М.: Физматгиз, 1962. 982 с.
5. *Сагарадзе В.В., Шабашов В.А.* Причины активного низкотемпературного перераспределения никеля в железоникелевых сплавах // ФММ. 1984. Т. 57. № 6. С. 1166–1171.
6. *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.
7. *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.
8. *Degtyarev M.V., Chashchukhina T.I., Voronova L.M., Patselov A.M., Pilyugin V.P.* Influence of the relaxation

- processes on the structure formation in pure metals and alloys under high-pressure deformation // *Acta Mater.* 2007. V. 55. P. 6039–6050.
9. *Дерягин А.И., Завалишин В.А., Сагарадзе В.В., Кузнецов А.Р.* Низкотемпературное механоиндуцированное атомное расслоение в хромоникелевых сталях // *ФММ.* 2000. Т. 89. № 6. С. 82–93.
  10. *Jian-Jun Zheng, Chang-Sheng Li, Shuai He, Ban Sai, Yan-lei Song.* Microstructural and tensile behavior of Fe–36Ni alloy after cryorolling and subsequent annealing // *Mater. Sci. Eng. A.* 2016. V. 670. P. 275–279.
  11. *Дерягин А.И., Завалишин В.А., Земцова Н.Д., Кулеев В.Г., Коломеец Н.П., Ригмант М.Б., Сагарадзе В.В.* Влияние внешнего воздействия на магнитные свойства и структуру аустенитной стали 45Г17Ю3. II. Влияние после деформационного отжига // *ФММ.* 1994. Т. 77. № 6. С. 128–136.
  12. *Сагарадзе В.В., Катаева Н.В., Клюкина М.Ф., Завалишин В.А., Козлов К.А., Макаров В.В., Шабашов В.А.* Визуализация концентрационных микронеоднородностей в сплавах на Fe–Ni основе // *ФММ.* 2018. Т. 119. № 12. С. 1278–1282.
  13. *Okamoto P.R., Rehn L.E.* Radiation induced segregation in binary and ternary alloys // *J. Nucl. Mat.* 1979. V. 83. P. 2–23.