

УДК 539.213.02

ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ FeCo–V

© 2019 г. А. М. Глезер^{1,2,3,*}, Л. Ф. Мурадинова¹, С. О. Ширшиков¹, И. В. Щетинин¹,
Д. Л. Дьяконов², А. А. Томчук²

¹Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
“Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”, Москва, Россия

²Федеральное государственное унитарное предприятие “Центральный научно-исследовательский институт
черной металлургии имени И.П. Бардина”, Москва, Россия

³Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
“Тольяттинский государственный университет”, Тольятти, Россия

*E-mail: a.glezer@mail.ru

Поступила в редакцию 10.01.2019 г.

После доработки 13.05.2019 г.

Принята к публикации 27.06.2019 г.

Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии, а также методами измерения микротвердости и коэрцитивной силы исследованы особенности формирования структуры и свойств сплавов $(\text{FeCo})_{100-x}\text{V}_x$ ($x = 0; 1.5; 3.0; 4.5$ и 6.0) после кручения под высоким гидростатическим давлением в камере Бриджмена при различных температурах (77 и 295 К) и при различных значениях числа оборотов подвижной наковальни (от 0.5 до 6). В рамках модели “двухфазной смеси” установлено влияние состава, температуры и величины пластической деформации на объемную долю и средний размер деформационных фрагментов и динамически рекристаллизованных зерен.

DOI: 10.1134/S0367676519100119

ВВЕДЕНИЕ

Сплав FeCo с эквивалентным соотношением компонентов относится к классу магнитно-мягких материалов и обладает при комнатной температуре очень высоким значением намагниченности насыщения среди существующих ферромагнитных материалов [1]. Однако эффективная реализация уникальных магнитных свойств этого сплава встречает серьезные трудности из-за высокой склонности к хрупкому разрушению. Установлено, что это хрупкое разрушение обусловлено, главным образом, образованием дальнего атомного упорядочения по типу В2 [2, 3]. Для повышения пластичности сплав FeCo легируют, как правило, ванадием. Это благоприятно сказывается на пластичности, но приводит к некоторому снижению высоких магнитных характеристик [4]. Последнее обусловлено, главным образом, выделением при легировании ванадием парамагнитной γ -фазы (ГЦК), а также снижением магнитного момента матричной α -фазы FeCoV [5].

В последнее время было обнаружено, что мегапластическая деформация (МПД) способна эффективно влиять на размер зерна поликристалли-

ческих материалов на основе Fe, Ni и Cu и других металлов, а также существенно трансформировать их фазовый состав [6–8]. Сплавы на основе Fe–Co также подвергались МПД [9–12], однако исследования носили фрагментарный характер и в них мало внимания уделялось влиянию микроструктуры на механические и магнитные свойства. В данной работе мы предприняли попытку комплексного и детального исследования структуры и физико-механических свойств магнитно-мягкий сплавов FeCo–V с высокой намагниченностью насыщения, содержащих различную концентрацию ванадия (до 6%), после воздействия МПД при различных температурах. При легировании ванадием в тройных сплавах сохранялось эквивалентное соотношение атомов железа и кобальта. Основная цель исследования состояла в том, чтобы систематически изучить влияние различных режимов МПД путем кручения под высоким давлением (КВД) на характеристики формирующейся структуры, на механические свойства (микротвердость) и на магнитные свойства (намагниченность насыщения и коэрцитивная сила) сплавов FeCo–V.

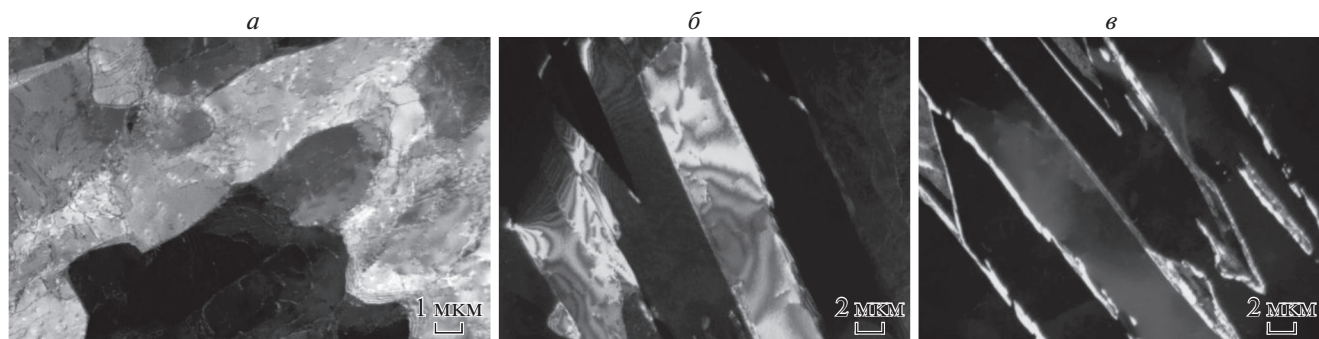


Рис. 1. Структура сплава FeCo (а) и FeCo–4.5% V (б, в) до КВД; кристаллы α-фазы (а, б) и γ-фазы; просвечивающая электронная микроскопия: светлопольный (а) и темнопольные (б, в) снимки. Размер штриха: 1 (а), 2 мкм (б, в)

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплавы $(\text{FeCo})_{100-x}\text{V}_x$ ($x = 0; 1.5; 3.0; 4.5; 6.0$) были выплавлены в вакуумной печи в виде стержней диаметром 10 мм. Далее из них были изготовлены диски толщиной 0.5 мм, которые были отожжены в атмосфере аргона при температуре 800°C в течение 50 ч с последующим охлаждением до комнатной температуры со скоростью 100 град/ч. Дискообразные образцы всех сплавов были подвергнуты пластической деформации НРТ при комнатной (295 К) и криогенной (77 К) температурах при $N = 1/2, 1, 2, 3, 4$ и 6, где N – число полных оборотов подвижной наковальни при квазигидростатическом давлении 6 ГПа и при скорости вращения подвижной наковальни 1 об./мин. Величина истинной логарифмической деформации e в процессе КВД определялась по формуле [13]:

$$e = \ln \left(1 + \left(\frac{\varphi r}{h} \right)^2 \right)^{0.5} + \ln \left(\frac{h_0}{h} \right), \quad (1)$$

где r и h – соответственно радиус и высота образца в виде диска, φ – угол поворота подвижной наковальни. Значение e в соответствии с (1) варьировалось в пределах 5–9.

Рентгеноструктурный анализ образцов до и после SPD проводился на дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием излучения $\text{Co}_{K\alpha}$ и графитового монохроматора. Дифрактограммы снимались по методу Брегга–Брентано в интервале углов 30°–125° с шагом 0.1°. Анализ дифрактограмм проводился с использованием модифицированного метода Ритвельда. В качестве структурных параметров до и после КВД определялись значения параметра кристаллической решетки α-фазы (ОЦК), объемной доли γ-фазы и величины микроискажений кристаллической решетки. Анализ производился интегрально со всей плоскости образца. Полученные рентгенограммы обрабатывались с помощью программы Rigaku PDXL (Rigaku Corp., Japan) [14], в которой учиты-

вался фактор Деба–Уэлера, поляризационный фактор Лоренца, а также кристаллографическая текстура. Точность измерений периода решетки составляла ± 0.005 нм.

Электронно-микроскопические исследования проводились на просвечивающем электронном микроскопе JEM 1400 при ускоряющем напряжении 120 кВ с применением методики темного поля высокого разрешения.

Измерение удельной намагниченности насыщения и коэрцитивной силы осуществлялось при комнатной температуре. В экспериментах использовался вибрационный магнетометр VSM-250. Напряженность постоянного магнитного поля изменялась в пределах 80–640 кА · м⁻¹ с минимальным шагом 0.8 А · м⁻¹. Калибровка прибора была проведена по эталонному образцу чистого никеля. Для исследований отбирались практически идеально круглые образцы, лишенные трещин. Значения σ усредняли по результатам измерений четырех различных образцов для каждого режима деформации. Ошибка в измерении значения σ не превышала 3%. Измерения микротвердости HV выполняли на микротвердомере LECO M 400A при нагрузке 50 г и времени нагружения 5 с. Все исследования локальной структуры с помощью ПЭМ и микротвердости проводили в областях, примерно соответствующих половине радиуса дискообразных образцов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Просвечивающая электронная микроскопия

Структура сплавов в исходном состоянии (до КВД), полученная методом просвечивающей электронной микроскопии, представлена на рис. 1. В соответствии с литературными данными [15, 16] в сплаве FeCo и FeCo–1.5% V наблюдаются равноосные зерна α-фазы (ОЦК) со средним размером 100–150 мкм (рис. 1а). В сплавах с 3–6% V структура α-фазы представляет собой кристаллы отпущенного пакетного мартенсита, на границах

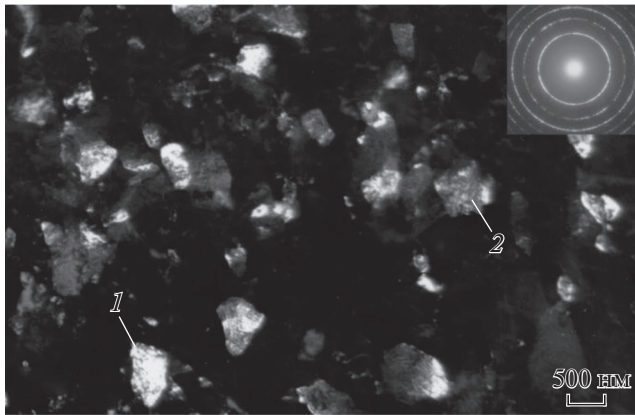


Рис. 2. Структура сплава FeCo–3.0% V после КВД ($N = 2$, 295 К); просвечивающая электронная микроскопия: темнопольный снимок в рефлекс α -фазы.

которых наблюдаются выделения избыточной γ -фазы (ГЦК) (рис. 1б, 1в). Подобная эволюция структуры обусловлена резким снижением температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения по мере повышения концентрации ванадия в изученных сплавах от 950°C в сплаве FeCo до 800°C в сплаве FeCo–6% V [16]. Кроме того, сплавы, содержащие $\geq 3\%$ V, находятся в двухфазной области ($\alpha + \gamma$), содержащей в зависимости от содержания ванадия 2–6 об. % γ -фазы [17].

При детальном электронно-микроскопическом анализе микроструктуры изученных сплавов на всех стадиях КВД при различных температурах деформации нами обнаружено, что на темнопольных изображениях четко выявляются отдельные зерна, имеющие форму почти правильных шестиугольников (зерно 1 на рис. 2). Эти зерна имеют внутри себя низкую плотность дислокаций, что, очевидно, свидетельствует о том, что они сформировались в результате динамической рекристаллизации в процессе МПД. Такого рода рекристаллизация, обозначаемая как непрерывная [18], может быть реализована как диссипативный процесс коллективной перестройки дислокационной структуры в условиях значительных градиентов механических напряжений внутри деформационных фрагментов [19]. Причем такие рекристаллизованные зерна наблюдались нами даже после КВД в условиях криогенных температур.

В то же время некоторые участки структуры на темнопольных снимках (зерно 2 на рис. 2) следует отнести к так называемым деформационным фрагментам. Они имеют неправильную форму, сильно искаженные приграничные области, обнаруживают высокую плотность дислокационных структур различной степени совершенства и заметные внутризеренные разориентировки. Это, безусловно, свидетельствует об их деформацион-

ном происхождении в результате деформационной фрагментации, характерной для МПД [20].

В работе [21] для объяснения специфики структуры, формирующейся при КВД, была предложена модель “двухфазной смеси”. Суть этой модели заключается в том, что субмикроструктурная структура материала, формирующаяся при МПД, состоит как бы из двух “фаз”: деформационных фрагментов (ДФ), образовавшихся в результате дисклинационно-дислокационных перестроек в процессе МПД, и динамически рекристаллизованных зерен (РЗ), возникших как реализация дополнительного эффективного канала релаксации упругой деформации по механизму непрерывной низкотемпературной рекристаллизации [19].

В связи с этим достаточно интересным и важным представляется вопрос о том, какими структурными параметрами могут быть охарактеризованы эти “фазы” (ДФ и РЗ) в зависимости от величины и температуры непрерывной деформации кручением в камере Бриджмена. Для установления структурных параметров ДФ и РЗ мы воспользовались методикой, предложенной в работе [22].

Каждый из двух типов структурных составляющих (ДФ и РЗ), имея различную природу своего образования, должен характеризоваться, очевидно, своей характерной функцией распределения по размерам этих структурных элементов. С этой целью на основе данных просвечивающей электронной микроскопии были получены гистограммы распределения зерен и фрагментов по их размерам, как при комнатной, так и при криогенной температуре КВД. Полученные гистограммы на самом деле являются комбинированными и состоят из двух гистограмм распределения: одно распределение для ДФ, а другое – для РЗ. На рис. 3 представлены примеры полученных гистограмм распределения “фаз” при комнатной температуре КВД.

На основании расчета относительных площадей под гауссовыми распределениями была определена относительная объемная доля деформационных фрагментов $S_{ДФ}$ и рекристаллизованных зерен $S_{РЗ}$ для каждого режима деформирования (рис. 4), а также средний размер областей, соответствующий фрагментам $D_{ДФ}$ и рекристаллизованным зернам $D_{РЗ}$ (рис. 5).

Видно, что для сплавов FeCo и FeCo–6% V при температуре КВД 295 К с увеличением N значение $S_{ДФ}$ сначала возрастает, достигая 0.4 для сплава FeCo, и 0.5 для сплава FeCo–6% V, а затем практически не меняется при $N > 1$. Значение $S_{РЗ}$ сначала снижается соответственно до 0.6 и 0.5, а затем при $N \geq 1$ остается практически постоянным. При температуре деформации 77 К для этих же сплавов с увеличением N значение $S_{ДФ}$ сначала резко возрастает до 0.9 ($N = 0.5$), далее снижа-

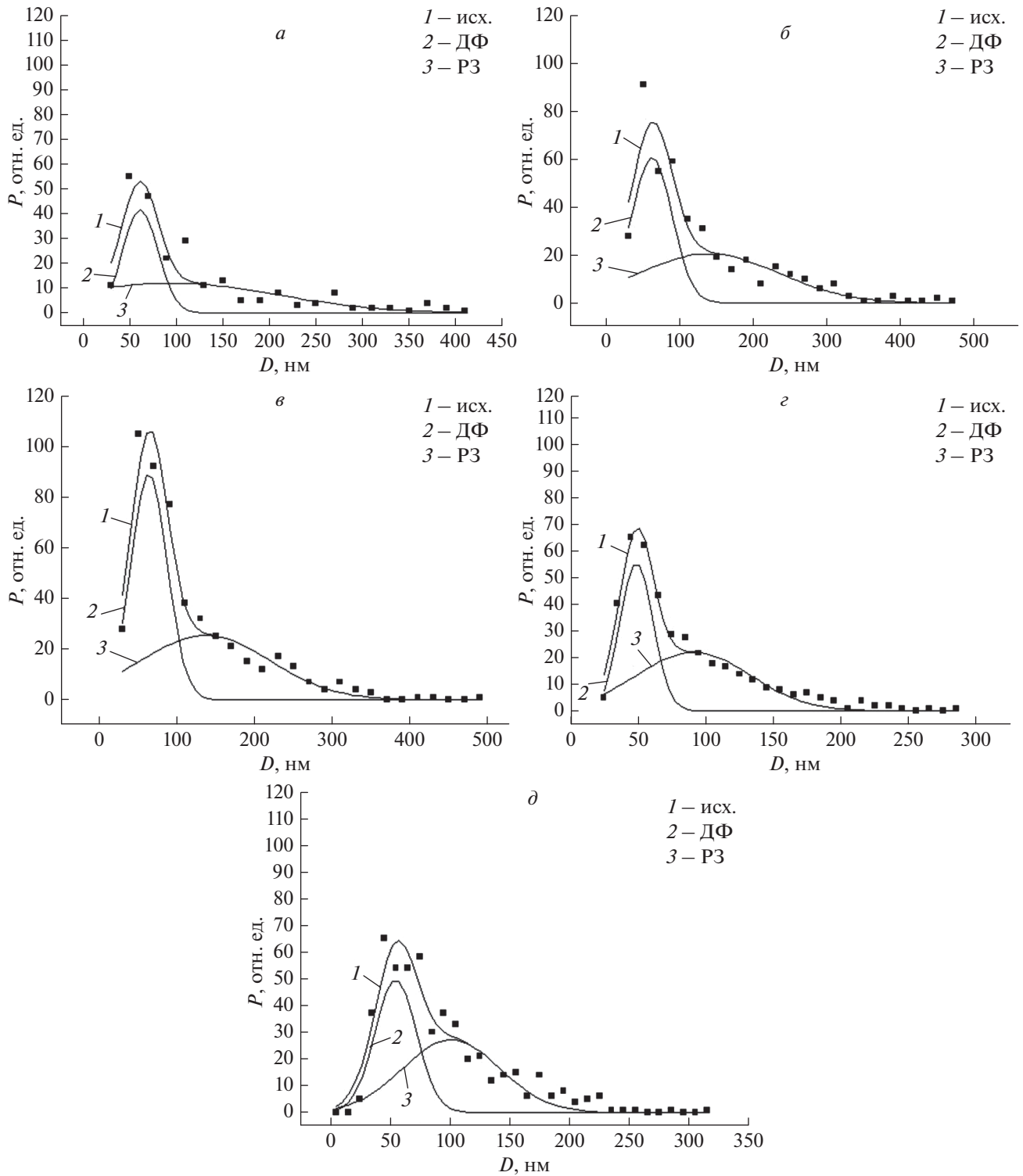


Рис. 3. Гистограммы распределения структурных элементов в бинарном сплаве FeCo после КВД при 295 К; $N = 0.5$ (а), 1 (б), 2 (в), 3 (z), 4 (д).

ется до 0.5, а затем практически не изменяется. Значение $C_{PЗ}$, наоборот, сначала снижается до 0.1, а затем возрастает до значения 0.5 и более не изменяется.

После КВД при 295 К средний размер ДФ в этих же сплавах практически не меняется с увеличением N и составляет около 60 нм. Средний размер РЗ при этом сначала возрастает до значения

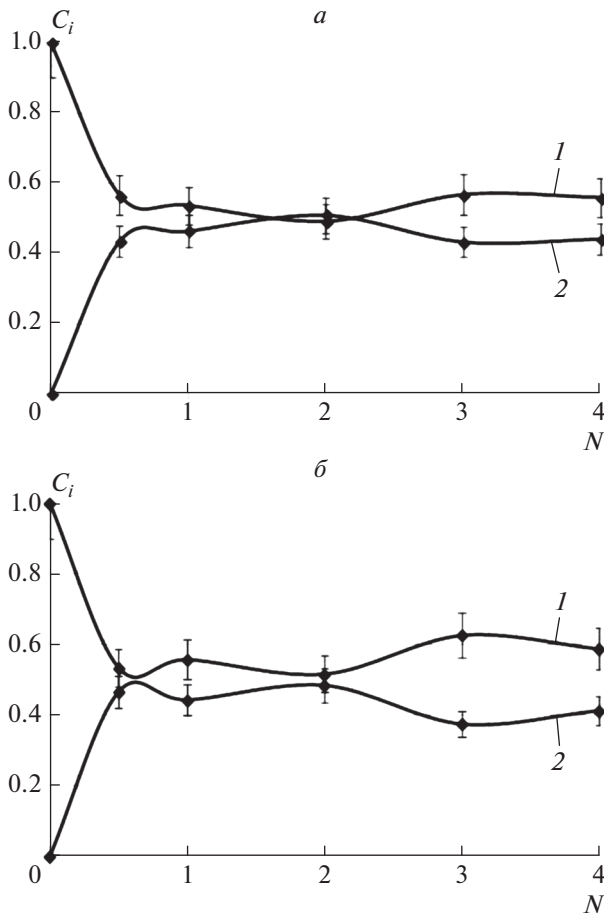


Рис. 4. Зависимость объемной доли РЗ (1) и ДФ (2) от величины деформации N при 295 К в сплавах FeCo (а) и FeCo–6.0% V (б).

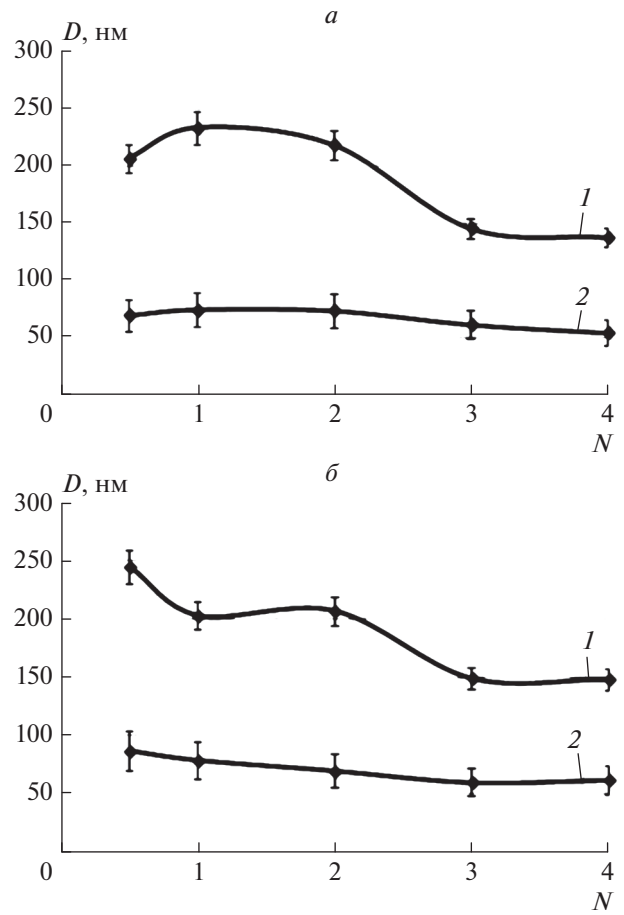


Рис. 5. Зависимость среднего размера РЗ (1) и ДФ (2) от величины деформации N при 295 К в сплавах FeCo (а) и FeCo–6.0% V (б).

около 230 нм, а затем плавно снижается до 140 нм. После КВД при 77 К значение $D_{ДФ}$ составляет 35 нм при всех значениях N . При этом значение $D_{РЗ}$ сначала резко падает до величины 80 нм ($N=2$), а затем плавно возрастает до 150 нм.

На рис. 6 показано, как влияет концентрация ванадия в сплавах после постоянного значения КВД-деформации при 295 К на относительную долю РЗ. Существенные колебания $C_{РЗ}$ наблюдаются в сплавах, содержащих 3.0–4.5% V, что связано, по-видимому, с активно протекающим в этих сплавах в процессе КВД мартенситным превращением $\gamma \rightarrow \alpha$ [23]. Видно, что легирование ванадием практически не влияет на средний размер структурных параметров. На рис. 7 представлена аналогичная зависимость средних размеров основных параметров структуры изученных сплавов (РЗ (а, б) и ДФ (в, г)) от содержания ванадия для различных значений N . Незначительные колебания также можно связать с протеканием в процессе КВД мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$.

Рентгеноструктурный анализ

На рис. 8 представлено изменение параметра кристаллической решетки α -фазы a в зависимости от величины деформации N при 295 К. Наблюдается четкая тенденция к снижению значения a по мере роста N . Безусловно основной причиной такого поведения параметра решетки является подавление дальнего порядка по типу В2 в сплавах на основе FeCo в процессе МПД [24]. Следует, однако, обратить внимание на то обстоятельство, что в сплавах без ванадия или с низким его содержанием (рис. 8а, 8б) при высоких значениях N происходит аномальное повышение значения a . Вполне возможно, что это связано с частичным восстановлением атомного упорядочения по типу В2 в процессе КВД в условиях протекания динамической рекристаллизации по аналогии с упорядоченными сплавами Fe–Al [25].

На рис. 9 представлена полученная в эксперименте зависимость a (% V) при постоянных значениях N . Можно отметить четкую тенденцию к возрастанию значения a по мере роста содержа-

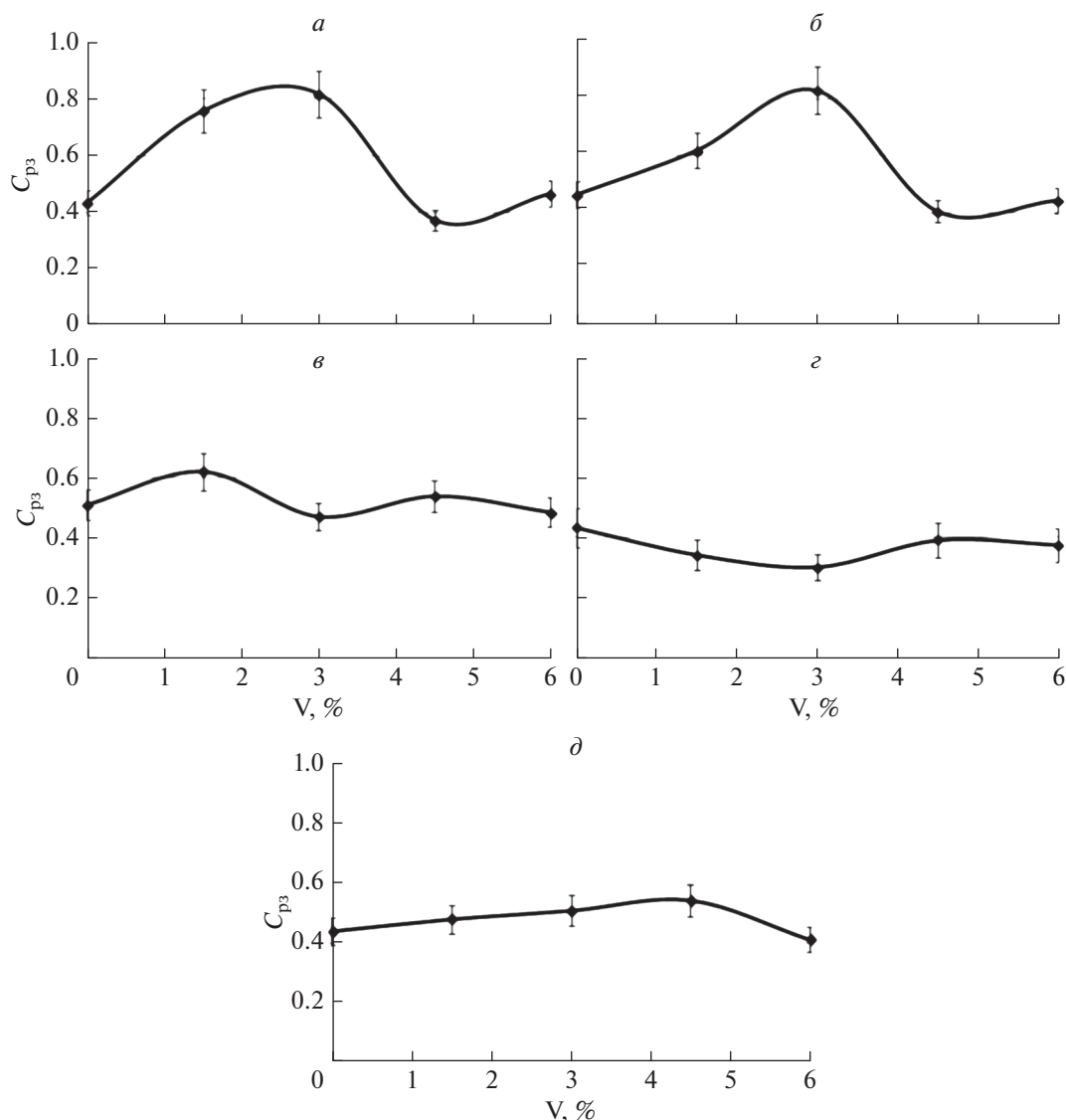


Рис. 6. Влияние концентрации ванадия на объемную долю РЗ после КВД (295 К) при различной величине деформации $N = 0.5$ (а), 1 (б), 2 (в), 3 (г), 4 (д).

ния ванадия, что совпадает с литературными данными о том, что ванадий повышает параметр решетки α -фазы [17]. Вместе с тем, в сплавах с высоким содержанием ванадия при больших $N \geq 2$ наблюдается явная аномалия, которая, скорее всего, связана с особенностями поведения точечных дефектов в условиях, когда высокая концентрация ванадия существенно затрудняет диффузионные процессы в сплавах Fe–Co [26].

На рис. 10 показаны результаты измерения внутренних напряжений в изученных сплавах в зависимости от величины деформации при КВД. Наблюдается резкое возрастание уровня внутренних напряжений при малых значениях N с последующим выходом на насыщение при $N \geq 1$ вне зависимости от значения параметра ϵ в исходном

состоянии. Содержание ванадия в сплавах несущественно влияет на характер измерения параметра ϵ . Более существенный рост внутренних напряжений в бинарном сплаве FeCo, очевидно, связан с более низким значением этого параметра в исходном состоянии. Последнее связано, по-видимому, с относительно высокой температурой полиморфного превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ (950°C) при охлаждении сплава в процессе предварительной термической обработки.

Измерение механических свойств

На рис. 11 представлено изменение микротвердости HV пяти изученных сплавов в зависимости от величины деформации N при 295 К.

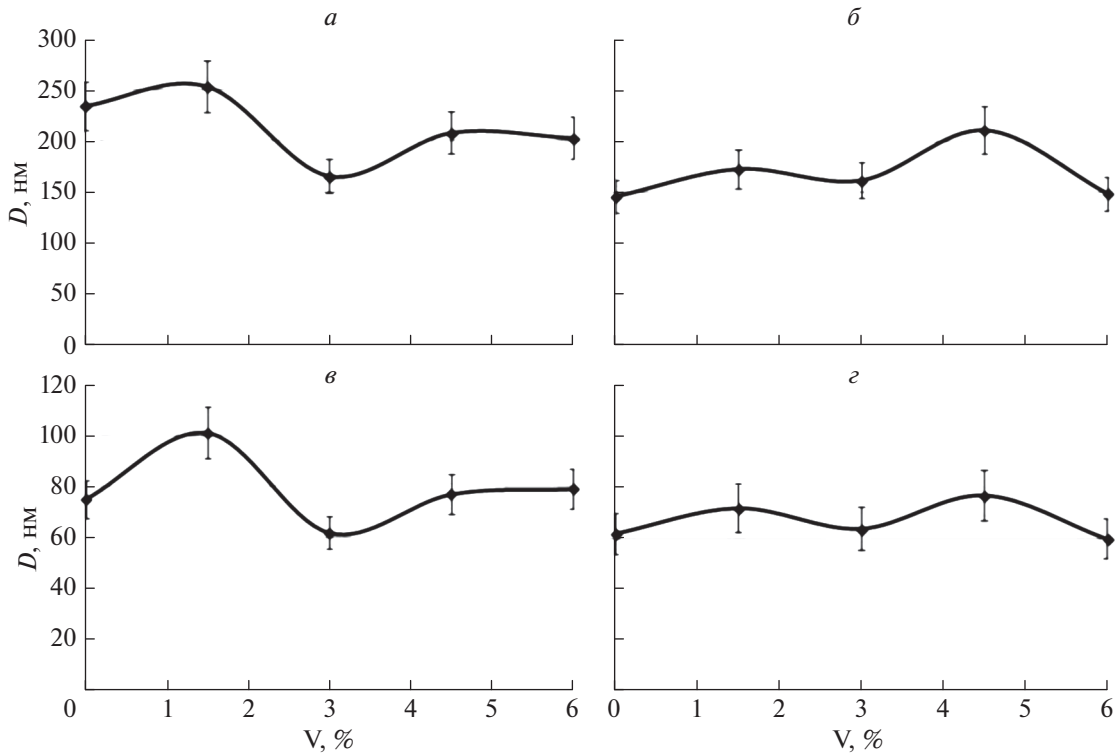


Рис. 7. Влияние концентрации ванадия на объемную долю РЗ (а, б) и ДФ (в, г) после КВД (295 К) при различной деформации $N = 1$ (а, в), 3 (б, г).

Видно, что КВД во всех сплавах заметно (почти в два раза) повышает значение HV относительно исходного значения. Характерной особенностью всех кривых $HV(N)$ является их четко выраженная двухстадийность. На первой стадии при $N < 1$ наблюдается резкое повышение HV до максимального значения, а затем на второй стадии при $N \geq 1$ микротвердость практически не изменяется. Наибольший прирост наблюдается у бинарного сплава, имеющего минимальную микротвердость в исходном состоянии. Более того, значение HV в сплаве FeCo после КВД является максимальным по сравнению со сплавами, легированными ванадием.

Измерение коэрцитивной силы

Как видно на рис. 12, изменение H_c после КВД при 295 К для всех сплавов имеет такой же характер, как и изменение HV : наблюдается четкая двухстадийность, причем переход от первой стадии ко второй происходит при тех же значениях N , а максимальный прирост H_c происходит в сплаве FeCo.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

При изучении структуры сплавов на основе FeCo при воздействии КВД нами были получены значения среднего размера ДФ и РЗ, а также объ-

емной доли этих структурных параметров (“фаз”) в зависимости от величины деформации (числа полных оборотов подвижной наковальни камеры Бриджмена) (рис. 4 и 5).

При малых значениях $N \leq 1$ для КВД при 295 К во всех изученных сплавах происходит активное образование ДФ. Структурный механизм этого процесса имеет дисклинационно-дислокационную природу и подробно описан в работе [27]. В связи с тем, что границы ДФ в соответствии с [27] содержат частичные дисклинации, их подвижность гораздо ниже границ РЗ. Это приводит к тому, что в соответствии с рис. 5 средний размер ДФ практически не изменяется по мере роста N и составляет, например, в сплаве FeCo 60 нм (КВД при 295 К) и 35 нм (КВД при 77 К). Как показано в работе [28], границы ДФ в технически чистом Ti (BT-1-0) остаются малоподвижными и в процессе нагрева после КВД.

На определенном этапе КВД ($N > 1$) в сплавах FeCo–V появляются признаки протекания процессов непрерывной динамической рекристаллизации [29]. Они, как показано в [19], являются эффективным фактором релаксации внутренних напряжений деформируемой системы в условиях МПД. В условиях постоянной накачки извне высоких значений энергии пластической деформации при МПД и, соответственно, в условиях су-

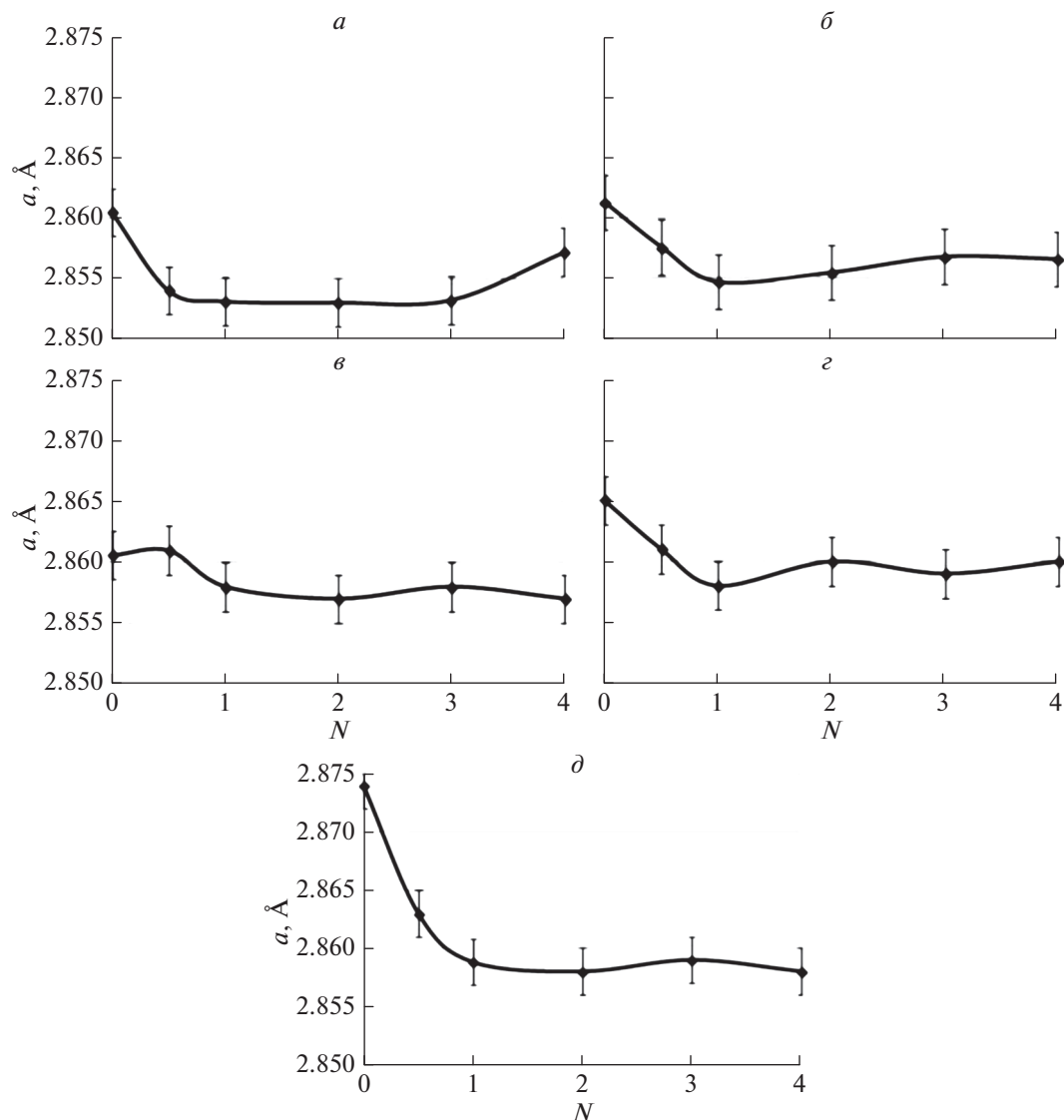


Рис. 8. Изменение параметра кристаллической решетки α -фазы при увеличении деформации N после КВД (295 К) в сплаве FeCo (а), FeCo–1.5% V (б), FeCo–3.0% V (в), FeCo–4.5% V (г), FeCo–6.0% V (д).

существования открытой системы подобный эффективный канал релаксации упругой энергии системы обеспечивает отсутствие роста уровня внутренних напряжений при $N > 1$ (стадия насыщения на рис. 10). Структурный механизм формирования РЗ при консервативной перестройке ДФ в процессе МПД недавно был убедительно продемонстрирован методом компьютерного моделирования [30].

Максимальная объемная доля РЗ в изученных сплавах составляет 0.40–0.45 (КВД при 295 К) и 0.30–0.35 (КВД при 77 К) вне зависимости от содержания ванадия в сплавах. Поскольку ванадий существенно понижает диффузионную подвижность атомов в сплавах Fe–Co [26], это, по суще-

ству, подтверждает тот факт, что диффузионные процессы оказывают слабое влияние на формирование РЗ в процессе МПД. Как следует из графиков на рис. 10, процесс накопления внутренних искажений в сплавах с высокой концентрацией ванадия заметно ниже, чем в сплаве FeCo и в сплавах с низким содержанием ванадия. По всей видимости, это связано с протеканием в сплавах с 3.0–6.0% V мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения [23], которое является дополнительным каналом релаксации упругих искажений, формирующихся при КВД.

Полученные нами результаты качественно подтверждают концепцию “двухфазной смеси” (ДФ + РЗ), предложенную в работе [21]. Более то-

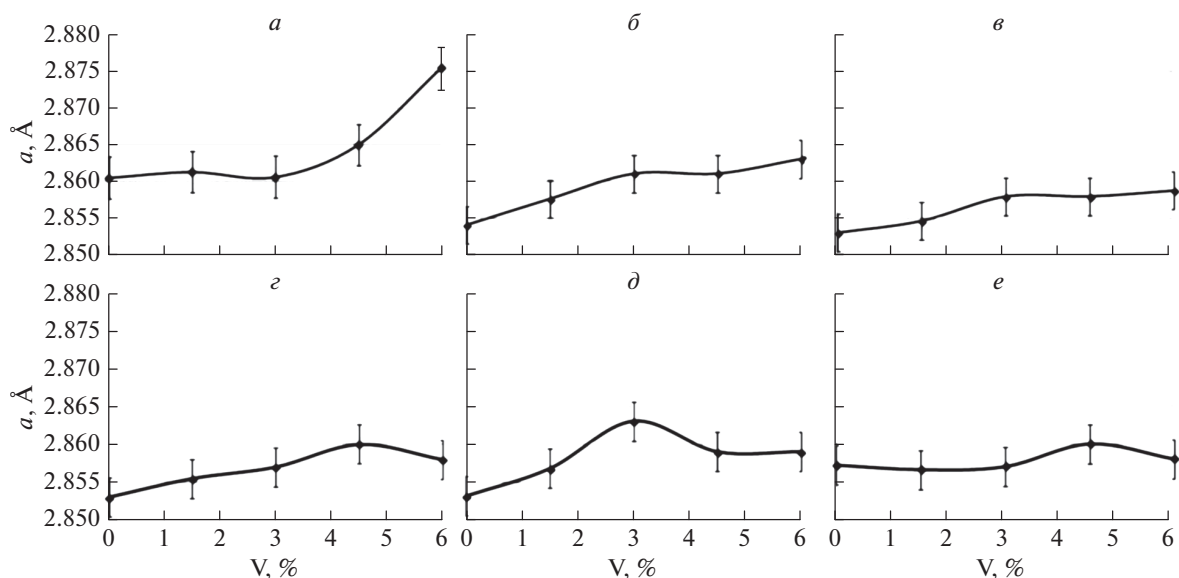


Рис. 9. Изменение параметра кристаллической решетки α -фазы при увеличении концентрации ванадия в сплавах до и после КВД (295 К); $N=0$ (а), 0.5 (б), 1 (в), 2 (г), 3 (д), 4 (е).

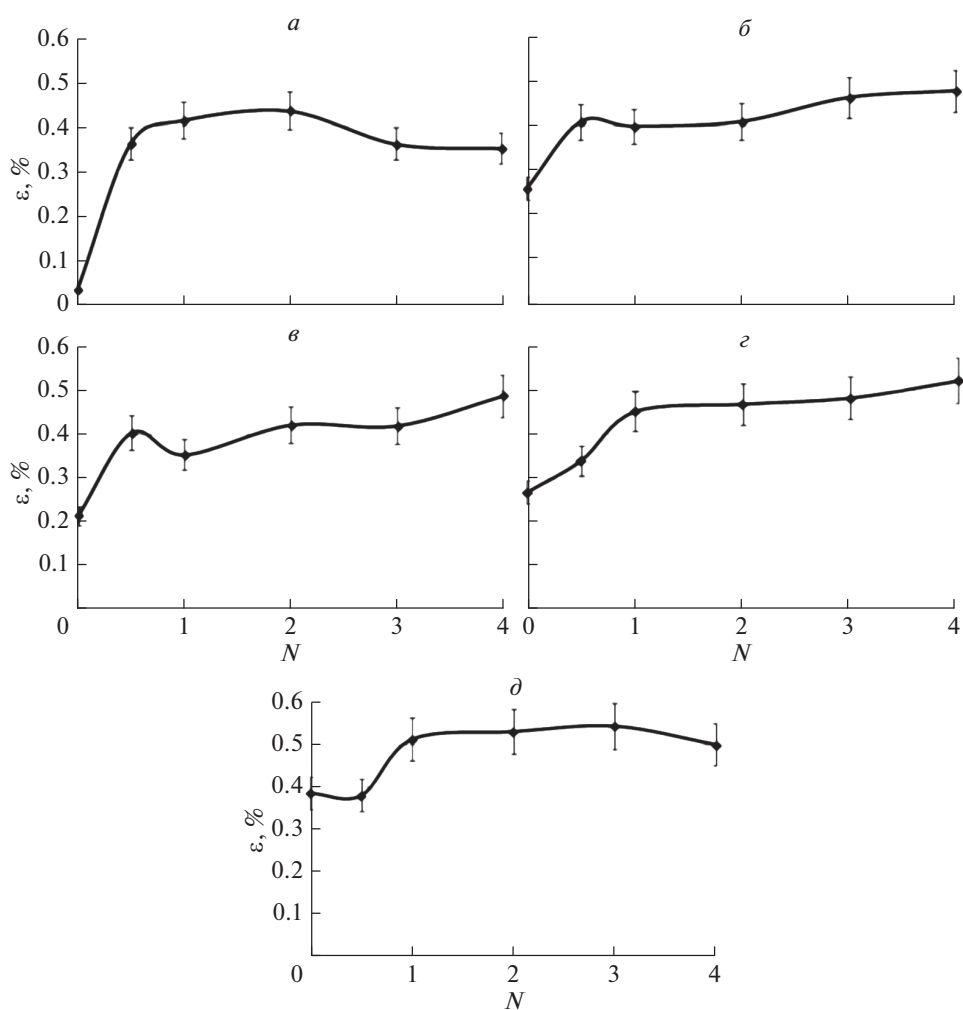


Рис. 10. Изменение внутренних микронапряжений решетки α -фазы при увеличении деформации N после КВД (295 К) в сплаве FeCo (а), FeCo–1.5% V (б), FeCo–3.0% V (в), FeCo–4.5% V (г), FeCo–6.0% V (д).

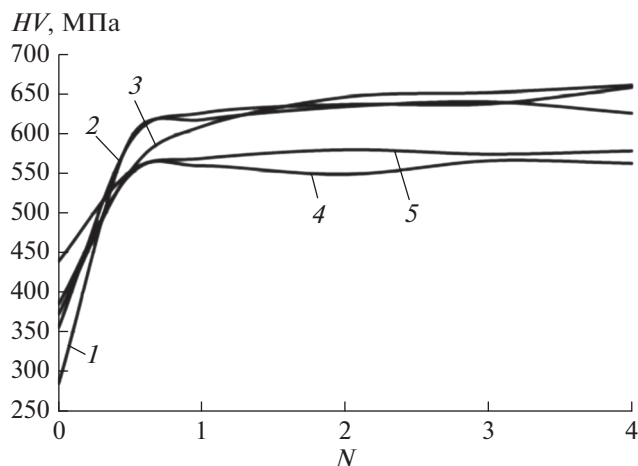


Рис. 11. Изменение микротвердости при увеличении деформации N после КВД (295 К) в сплаве FeCo (1), FeCo–1.5% V (2), FeCo–3.0% V (3), FeCo–4.5% V (4), FeCo–6.0% V (5).

го, имеется полная качественная аналогия между нашими результатами, описывающими эволюцию ДФ и РЗ в зависимости от N (рис. 2–7), и результатами, полученными ранее при изучении КВД-деформации в железе [31], титане [32] и в сплаве FeNi [33].

Сравнение кривых на рис. 10–12 однозначно указывает на то, что именно уровень внутренних искажений определяет, главным образом, уровень микротвердости и коэрцитивной силы. В свою очередь, уровень внутренних напряжений зависит от объемной доли ДФ и, по-видимому, от степени протекания обусловленного КВД мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения (TRIP – эффект). В этом смысле большое значение для характеристики структуры и структурно зависимых свойств приобретает параметр $K = C_{ДФ}/C_{РЗ}$, который зависит от состава сплава и температуры МПД.

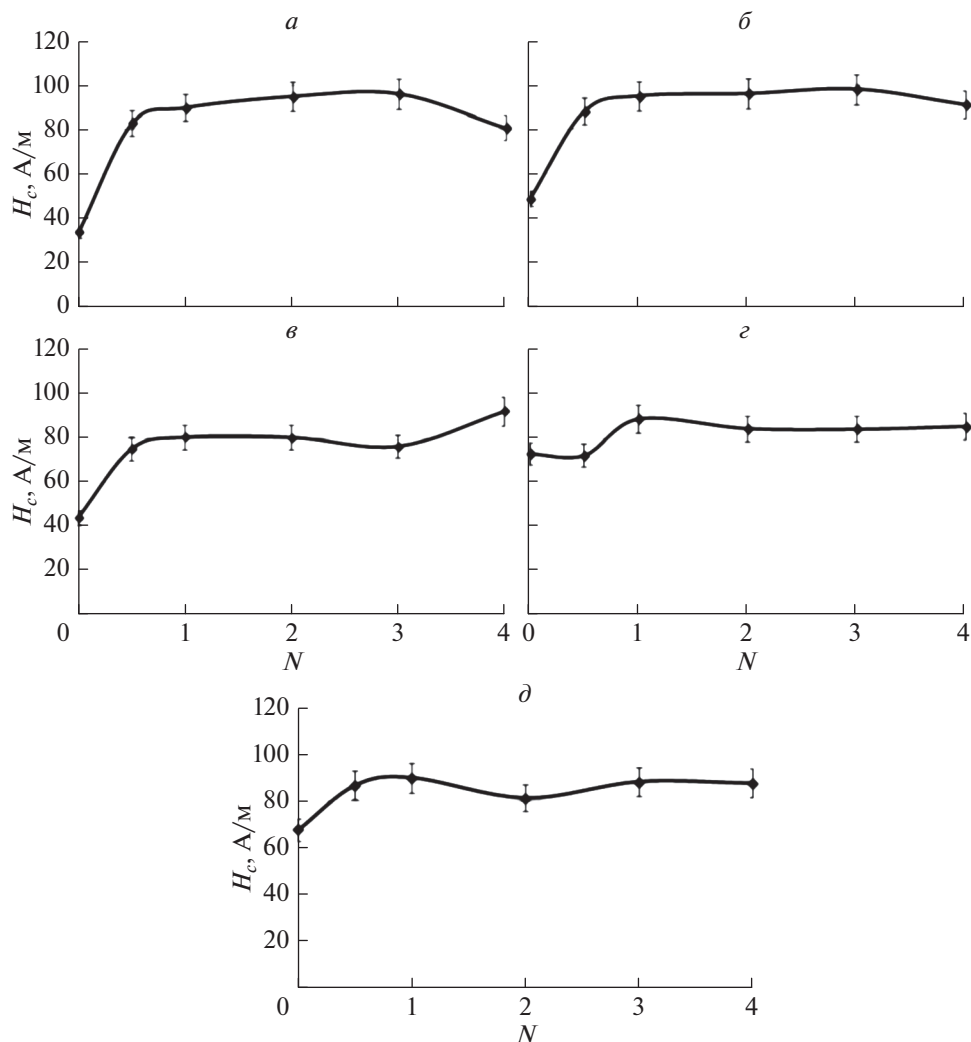


Рис. 12. Изменение коэрцитивной силы при увеличении деформации N после КВД (295 К) в сплаве FeCo (а), FeCo–1.5% V (б), FeCo–3.0% V (в), FeCo–4.5% V (г), FeCo–6.0% V (д).

ВЫВОДЫ

1. Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии, а также методами измерения микротвердости и коэрцитивной силы исследованы особенности формирования структуры и свойств пяти сплавов $(\text{FeCo})_{100-x}\text{V}_x$ ($x = 0; 1.5; 3.0; 4.5$ и 6.0) после кручения под высоким гидростатическим давлением (КВД) в камере Бриджмена при различных температурах (77 и 295 К) и при различных значениях числа оборотов подвижной наковальни (от 0.5 до 6).

2. Показано формирование в процессе КВД двух структурных составляющих: деформационных фрагментов и динамически рекристаллизованных зерен в соответствии с моделью “двухфазной смеси”. Установлено, что объемная доля ДФ при возрастании величины КВД сначала возрастает до значения 0.4–0.6 при $N = 1$, а затем выходит на насыщение и не меняется при последующем возрастании N . Установлено также, что средний размер ДФ вне зависимости от содержания ванадия в сплаве и величины деформации составляет 60 нм (КВД при 295 К) и 35 нм (КВД при 77 К). Средний размер РЗ составляет 140–230 нм и плавно снижается по мере роста величины деформации.

3. Установлено, что степень возрастания уровня внутренних микроискажений в ходе КВД тем выше, чем ниже содержание ванадия в изученных сплавах. Высказано предположение, что это связано с протеканием мартенситного превращения в сплавах, содержащих 3–6% V.

4. Показано, что уровень внутренних напряжений в изученных сплавах под действием КВД определяется объемной долей ДФ, сформировавшихся в процессе деформационного воздействия. В свою очередь, значение коэрцитивной силы и микротвердости определяется уровнем внутренних напряжений и степени протекания релаксационных процессов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 18-02-00398) и в рамках государственного задания Минобрнауки России № 2017/113 (2017). Эксперименты по деформации образцов в камере Бриджмена проведены при финансовой поддержке РНФ (проект № 19-72-20066).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Sourmail T.* // Progr. Mater. Sci. 2005. V. 50. P. 816.
2. *Nabi B., Helbert A.L., Brisset F. et al.* // Mater. Sci. Engin. A. 2013. V. 578. P. 215.
3. *Turk C., Leitner H., Kellezj G. et al.* // Mater. Sci. Engin. A. 2016. V. 662. P. 511.
4. *Hasani S., Shamanian M., Shafyei A. et al.* // Mater. Sci. Engin. B. 2014. V. 190. P. 96.
5. *Hasani S., Shafyei A., Shamanian M. et al.* // Acta Metal. Sin. 2015. V. 28. P. 1055.
6. *Glezer A.M., Sundeev R.V.* // Mater. Lett. 2015. V. 139. P. 455.
7. *Shabashov V., Sagaradze V., Kozlov K., Ustyugov Y.* // Metals. 2018. V. 8. P. 995.
8. *Straumal B.B., Pontikis V., Kilmametov A.R. et al.* // Acta Mater. 2017. V. 122. P. 60.
9. *Susan D.F., Jozaghi T., Karaman I., Rodelas J.M.* // J. Mater. Res. 2018. V. 33. P. 2168.
10. *Poudyal N., Rong C., Zhang Y. et al.* // J. Alloys Compaunds. 2012. V. 521. P. 55.
11. *Wu L., Chen J., Du Z., Wang J.* // Trans. Nonfer. Met. Soc. China. 2010. V. 20. P. 602.
12. *Scheriau S., Rumpf K., Kleber S., Pippan R.* // Mater. Sci. Forum. 2008. V. 584–586. P. 923.
13. *Zhilyev A.P., Langdon T.G.* // Prog. Mater. Sci. 2008. V. 53. P. 893.
14. Rigaku PDXL 2, Rigaku 2012. V. 28–1. P. 29.
15. *Clagg D.W., Bucklet R.A.* // Met. Sci. 1973. № 3. P. 48.
16. *Глезер А.М., Шуринов Т., Яскевич М.И. и др.* Структура и механические свойства легированных сплавов на основе Fe-Co. Новокузнецк: НПК, 2009. 132 с.
17. *Persiano A.I.C., Rawlings R.D.* // Phys. Stat. Sol. A. 1987. V. 103. P. 547.
18. *Sakai T., Miura H., Goloborodko A., Sitdikov O.* // Acta Mater. 2009. V. 57. P. 153.
19. *Глезер А.М.* // УФН. 2012. Т. 182. № 5. С. 559; *Глезер А.М.* // Phys. Usp. 2012. V. 55. № 5. P. 522.
20. *Bridgman P.W.* Studies in large plastic flow and fracture. New York: McGraw-Hill, 1952. 362 p.
21. *Glezer A.M., Tomchuk A.A., Sundeev R.V., Gorshenkov M.V.* // Mater. Lett. 2015. V. 161. P. 360.
22. *Глезер А.М., Варюхин В.Н., Томчук А.А., Малеева Н.А.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2014. Т. 78. № 10. С. 1273; *Глезер А.М., Варюхин В.Н., Томчук А.А., Малеева Н.А.* // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2014. V. 78. № 10. P. 1022.
23. *Glezer A.M., Louzguine-Luzgin D.V., Muradimova L.F. et al.* // Mater. Sci. Engin. A. 2019. (in press).
24. *Loureiro J.M., Batista A.C., Khomchenko V.A. et al.* // Powder Diffract. 2011. V. 26. № 3. P. 267.
25. *Glezer A.M., Timshin I.A., Shchetinin I.V. et al.* // J. Alloys Compaunds. 2018. V. 744. P. 791.
26. *Глазырина М.И., Глезер А.М., Молотилов Б.В.* // ФММ. 1983. Т. 86. № 4. С. 733.
27. *Рыбин В.В.* Большие пластические деформации и разрушение металлов, М.: Металлургия, 1986. 224 с.
28. *Glezer A.M., Tomchuk A.A., Betekhtin V.I., Dunsue B.* // Tech. Phys. Lett. 2017. V. 43. № 4. P. 395.
29. *Humphreys F.J., Hatherly M.* Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Amsterdam: Elsevier, 2004. 574 p.
30. *Nazarov A.A.* // Lett. Mater. 2018. V. 8. № 3. P. 372.
31. *Glezer A.M., Tomchuk A.A., Rassadina T.V.* // Russ. Metallurgy. Metall. 2015. № 4. P. 295.
32. *Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Глезер А.М. и др.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2018. Т. 82. № 9. С. 1226; *Shurygina N.A., Chereetaeva A.O., Glezer A.M. et al.* // Bull. Russ. Acad. Sci. Phys. 2018. V. 82. № 9. P. 1113.
33. *Глезер А.М., Ростовцев П.Н., Томчук А.А., Шетинин А.В.* // Изв. РАН. Сер. физ. 2016. Т. 80. № 8. С. 1118.