

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.1'24:539.12.043:543.429.3

УСКОРЕННОЕ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ БЛИЖНЕЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ В ИНВАРНЫХ ГЦК Fe–Ni-СПЛАВАХ

© 2019 г. В. А. Шабашов^{a, *}, К. А. Козлов^a, А. Е. Заматовский^a,
К. А. Ляшков^a, В. В. Сагарадзе^a, С. Е. Данилов^a

^aИнститут физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

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

Поступила в редакцию 06.11.2018 г.

После доработки 29.01.2019 г.

Принята к публикации 04.02.2019 г.

Методом мёссбауэровской спектроскопии в бинарных сплавах инварного диапазона составов $\text{Fe}_{100-x}\text{Ni}_x$ ($x = 34.2\text{--}35.5$ ат. %) исследовано индуцированное сверхвысокой пластической деформацией атомное перераспределение в виде ускоренного упорядочения при теплом (573 К) и разупорядочения при холодном (298 К) сдвиге под высоким давлением. Проведено сопоставление результатов деформационно-индуцированного упорядочения с облучением высокоэнергетическими электронами.

Ключевые слова: Fe–Ni-сплавы, пластическая деформация, облучение, упорядочение, мёссбауэровская спектроскопия

DOI: 10.1134/S0015323019070088

ВВЕДЕНИЕ

Сверхвысокая пластическая деформация (СВПД) в сплавах и сталях приводит к наноструктурированию и аномальным фазовым превращениям [1–4]. В работах [5, 6] на примере пересыщенных бинарных ОЦК Fe–Mn и Fe–Cr сплавов в экспериментах по СВПД во вращающихся наковальнях Бриджмена (сдвиг под давлением – СД) показано, что изменение температуры пластической деформации меняет направление атомного упорядочения от разрушения порядка при холодной (80–298 К) до ускоренного ближнего упорядочения при теплой (до 573 К) деформации. Причиной ускоренного ближнего упорядочения является непрерывная генерация большого количества подвижных точечных дефектов. В сплаве $\text{Fe}_{86.8}\text{Cr}_{13.2}$ деформация СД (при 6 ГПа и 3 об. наковален) при 453 К в течение 10 мин сопровождается расслоением со степенью, близкой к расслоению после облучения высокоэнергетическими электронами 5.5 МэВ с флюенсом ($F = 2 \times 10^{18} \text{ см}^{-2}$) в той же области температур [6, 7]. Процессы термического и радиационно-ускоренного ближнего и дальнего упорядочения наблюдаются в бинарных ГЦК Fe–Ni-сплавах инварного диапазона составов (29–36 ат. % Ni) [8–10]. В связи с этим в инварных Fe–Ni-сплавах можно ожидать ускорение процессов упорядочения при теплой СВПД.

Задачей настоящей работы является анализ влияния температуры СВПД на атомное распределение в бинарных ГЦК Fe–Ni-сплавах и сопоставление с результатами облучения высокоэнергетическими электронами.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Исследованы бинарные сплавы $\text{Fe}_{65.8}\text{Ni}_{34.2}$ и $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$ ($C < 0.01$ ат. %). В сплавах этого состава при термическом отжиге (723–823 К) и облучении высокоэнергетическими (3–5 МэВ) электронами с флюенсом в пределах $F = 10^{19} \text{ см}^{-2}$ при температуре $< 573 \text{ К}$ наблюдается упорядочение [8–10].

СВПД осуществляли с использованием вращающихся наковален Бриджмена. Степень истинной деформации при СД оценивали по формуле [11]

$$\varepsilon = \varepsilon_{\text{сж}} + \ln \left(1 + \frac{\varphi^2 r^2}{d^2} \right)^{1/2}, \quad (1)$$

где $\varepsilon_{\text{сж}}$ – деформация сжатием; $\varphi = 2\pi n$ – угол поворота наковален при сдвиге (n – число оборотов); r – расстояние от центра образца до исследуемого участка; d – толщина образца после деформации. Предварительное сжатие образцов со степенью $\varepsilon_{\text{сж}}$ не приводило к заметному изменению мессбауэровских спектров. Деформировали с различными степенями $\varepsilon = 4.3\text{--}7.3$ ($n = 1\text{--}15$ об.)

со скоростью $2.4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ ($\omega = 0.3$ об./мин) в температурном интервале 80–573 К. Оценку степени деформации ϵ по формуле (1) рассматривали как среднюю – с учетом площади образца с определенным радиусом r . Сначала образцы в наковальнях Бриджмена выводили на необходимую температуру. Далее при данной температуре образцы подвергали давлению 8 ГПа и осуществляли деформационный сдвиг при вращении нижней наковальни. Время деформации СД составляло 3–50 мин. После сдвига образец отогревали (или охлаждали) в течение ~ 10 мин и разгружали. Образец после такой обработки имел форму диска толщиной 150 мкм и диаметром 7 мм. Для мессбауэровских измерений диск утоняли механически с использованием алмазной пасты, а затем электрополировали до толщины 20 мкм. В качестве анализируемого участка при мессбауэровских измерениях использовали всю площадь образца. В некоторых случаях для проверки использовали кольцеобразную область, исключаящую центральную область радиусом 1 мм, однако вид мессбауэровских спектров в том и другом случае практически не различался.

Облучение высокоэнергетическими электронами (5.5 МэВ) выполняли на линейном ускорителе с флюенсом $F = 10^{18} - 10^{19} \text{ см}^{-2}$ в интервале температур 473–573 К.

В качестве метода анализа атомного перераспределения использовали трансмиссионную мессбауэровскую спектроскопию. Измерения проводили при комнатной температуре. Источником резонансного γ -излучения с энергией 14.4 кэВ служил $^{57}\text{Co}(\text{Cr})$. Распределение атомов в матрице сплавов проводили с использованием расчета распределения $p(H)$ сверхтонкого магнитного поля H на ядрах ^{57}Fe и среднего $\langle H \rangle$ [12]. В соответствии с моделью смешанного обменного взаимодействия в распределении $p(H)$ инварных Fe–Ni-сплавов более высоким магнитным полям соответствует большее количество атомов никеля в первой координационной сфере (КС) железа [13–15]. Для восстановления распределения $p(H)$ использована программа DISTRI в составе пакета программ MS Tools [16]. Кроме $p(H)$ и среднего сверхтонкого поля $\langle H \rangle$, рассчитанного как средневзвешенное на всем интервале полей от 0 до H_{max} , удобно представление $p(H)$ в виде квазибимодального распределения $p(H_l) + p(H_h)$ [9, 17]. В качестве полевой границы между $p(H_l)$ и $p(H_h)$, условно низкополевой и высокополевой распределений, выбран центр тяжести распределения $p(H)$, равный $\langle H \rangle$ спектра исходного образца. Например, для закаленного сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$ эта граница равна $\langle H \rangle = 235$ кЭ (рис. 1а). Данные расчета распределений $p(H_l)$ и $p(H_h)$ позволяют оценить эволюцию средних сверхтонких полей низкополевой $\langle H_l \rangle$ и высокополевой $\langle H_h \rangle$ компо-

нент распределения, а также их парциальных вкладов S_l и S_h после СВПД и облучения электронами. Учет магнитной текстуры при анализе спектров деформированных сплавов осуществляли с использованием модельного сплава $\text{Fe}_{55}\text{Ni}_{45}$ инварного состава, в спектре которого отсутствует вклад в области малых сверхтонких полей, обусловленных отрицательным знаком интеграла обменного взаимодействия (антиферромагнетизмом) между атомами железа [13].

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

На рис. 1а, 1б приведены мессбауэровские данные закаленного от 1323 К в воду и отожженного при 773 К, 1 ч, сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$. Сопоставление распределений $p(H)$ закаленного и отожженного образцов показывает, что отжиг приводит к смещению распределения в сторону больших полей и росту $\langle H \rangle$ от 235 до 246 кЭ. Высокополевая компонента распределения $p(H_h)$ возрастает по величине поля $\langle H_h \rangle$ и парциальному вкладу S_h в общее распределение (рис. 1б). Такое влияние термического отжига (а также дозы облучения электронами при 353–523 К [8–10]) на спектры Fe–Ni-сплавов объясняется увеличением числа атомов Ni, находящихся в окружении Fe, за счет уменьшения числа соседств Fe–Fe и Ni–Ni. Эти изменения связаны с формированием гомогенного ближнего порядка [8].

Холодная деформация СД при 298 К и увеличении ее степени ϵ от 4.3 до 6.2 и 6.6 (от 1 до 5 и 10 об.) как в случае закаленного, так и отожженного при 773 К сплава приводит к обратному, регулярному снижению среднего поля $\langle H \rangle$ за счет парциального вклада S_h высокополевой компоненты $\langle H_h \rangle$ от 71 до 63%, см. рис. 1в и 2а.

На рис. 2а представлено относительное изменение среднего сверхтонкого магнитного поля всего спектра после СД с различным числом оборотов наковален при различных температурах $\langle H \rangle / \langle H \rangle_{n=1}$, где $\langle H \rangle_{n=1}$ – поле после 1 оборота наковален. Использование отношения $\langle H \rangle / \langle H \rangle_{n=1}$ при анализе воздействия СД позволяет учесть наведенную деформацией магнитную текстуру в спектрах исследуемых сплавов. Последующая деформация с $n = 5, 10$ и 15 оборотов не меняет магнитную текстуру сплавов. Снижение $\langle H \rangle / \langle H \rangle_{n=1}$ и парциального вклада S_h высокополевой компоненты $\langle H_h \rangle$ в эксперименте по СД при 298 К означает уменьшение количества соседств атомов Ni в первой КС Fe, т.е. разрушение гомогенного ближнего порядка, сформированного в условиях предварительного стареющего отжига – зависимость 1 и 2 на рис. 2а. Увеличение температуры СД от комнатной до 473 К не приводит к видимым изменениям в распределении $p(H)$ и $\langle H \rangle / \langle H \rangle_{n=1}$, т.е.

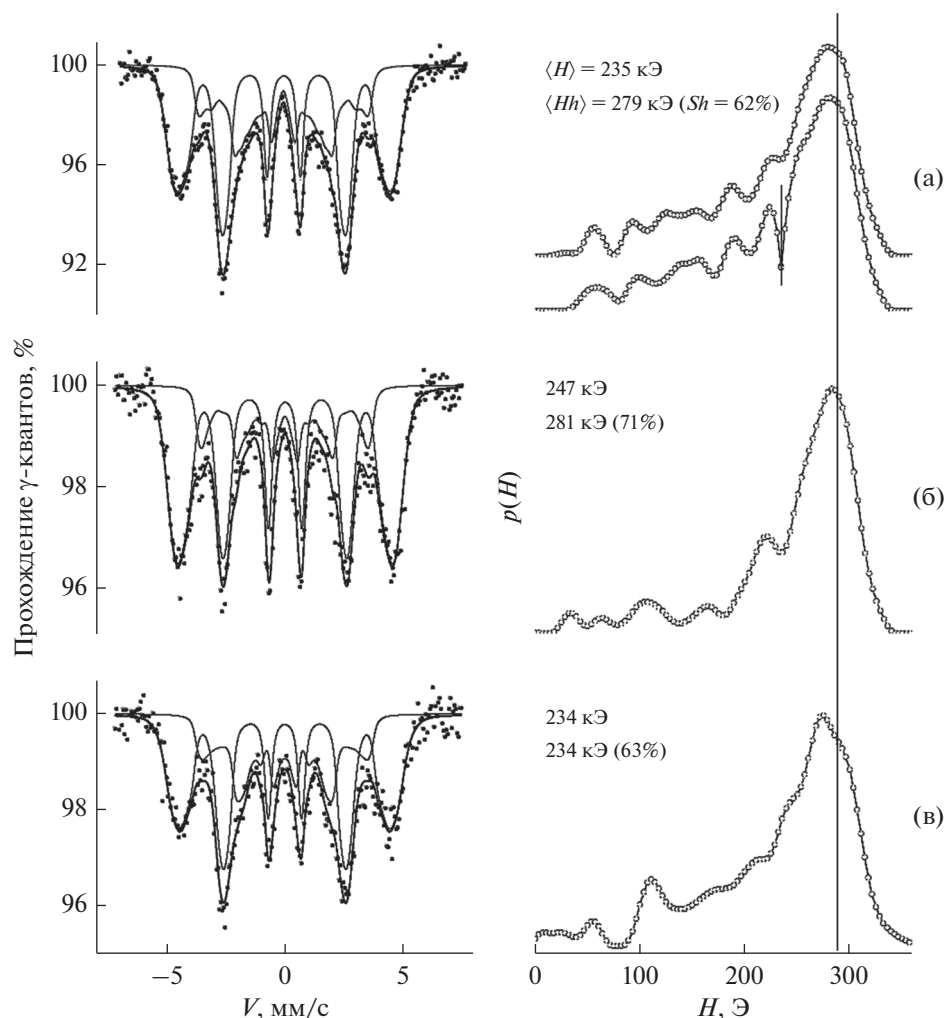


Рис. 1. Спектры, распределения $p(H)$ и средние сверхтонкие магнитные поля $\langle H \rangle$, $\langle H_h \rangle$ и парциальные вклады S_h сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$. Обработка: а — закалка; б — отжиг 773 К, 1 ч; в — СД ($n = 10$) при 298 К. Под линией распределения $p(H)$ закаленного сплава показан расчет в виде квазибимодального распределения. Вертикальная линия на $p(H)$ отвечает полю 290 кЭ.

процесс разупорядочения ослаблен или отсутствует.

Иначе выглядит результат деформационного воздействия при повышении температуры СД до 573 К, см. зависимость 3 на рис. 2а и 3.

Набор числа оборотов наковален от 1 до 15 сопровождается регулярным ростом $\langle H \rangle / \langle H \rangle_{n=1}$ преимущественно за счет увеличения значения $\langle H_h \rangle$ и его парциального вклада S_h (от 279 кЭ и 57% после $n = 1$ до 285 кЭ и 63% после $n = 15$). Таким образом, результат СД при 573 К можно характеризовать как увеличение количества соседств атомов Ni и Fe, т.е. гомогенное ближнее упорядочение. При этом в спектре и распределении сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$ появляется и растет вклад компонент с нулевым полем и с $H = 60$ кЭ, отвечающим соседствам Fe–Fe [18], см. рис. 3в, 3г. Эти изменения в

спектре характеризуют следующую за гомогенным ближним упорядочением стадию. Следующая стадия наблюдается при облучении электронами Fe–Ni инваров и связана с формированием по меньшей мере двух областей с различной магнитной структурой — парамагнитной области, представленной одиночной линией в центре спектра и отвечающей обедненной никелем части матрицы, а также ферромагнитной области с увеличенным $\langle H_h \rangle$, отвечающей обогащенной Ni части матрицы [8–10].

Мёсбауэровские результаты облучения сплава $\text{Fe}_{65.8}\text{Ni}_{34.2}$ электронами с флюенсом F до 10^{19} см^{-2} при 573 К демонстрируют регулярный рост $\langle H \rangle$ от 212 до 221 кЭ, и качественно аналогичны результатам термического отжига (см. рис. 2б, 2в и рис. 4).

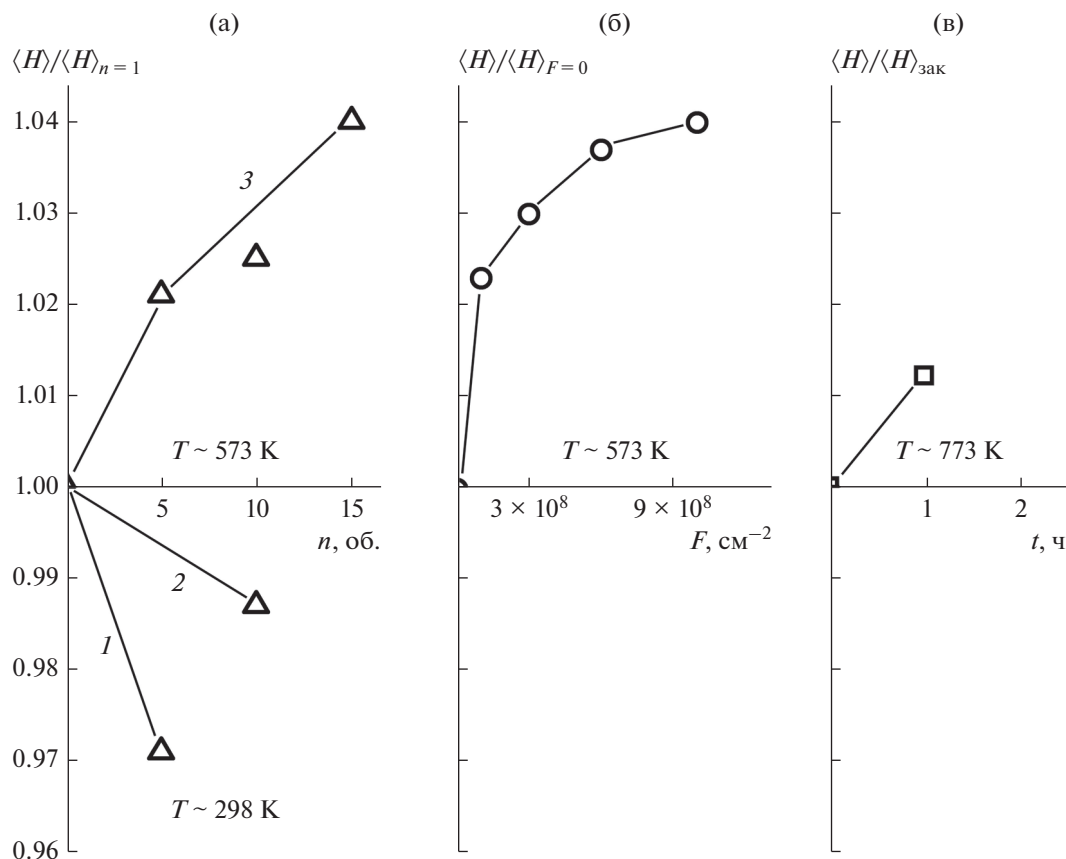


Рис. 2. Относительное сверхтонкое магнитное поле сплавов $\text{Fe}_{65.8}\text{Ni}_{34.2}$ и $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$: а – $\langle H \rangle / \langle H \rangle_{n=1}$ сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$ после: (1) СД при 298 К закаленного состояния; (2) – СД при 298 К отожженного при 773 К, 1 ч состояния; (3) СД при 573 К закаленного состояния; б – $\langle H \rangle / \langle H \rangle_{F=0}$ сплава $\text{Fe}_{65.8}\text{Ni}_{34.2}$ после облучения электронами при 573 К с флюенсом F , $\langle H \rangle_{F=0}$ – поле при $F=0$; в – $\langle H \rangle / \langle H \rangle_{\text{зак}}$ сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$ после отжига 773 К, 1 ч, $\langle H \rangle_{\text{зак}}$ – поле закаленного состояния.

На рис. 2б приведены значения относительно-го изменения среднего сверхтонкого поля $\langle H \rangle / \langle H \rangle_{F=0}$ при облучении электронами сплава $\text{Fe}_{65.8}\text{Ni}_{34.2}$, где $\langle H \rangle_{F=0}$ – поле закаленного сплава до облучения. Облучение электронами сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$ при 573 К с флюенсом $F = 5 \times 10^{18} \text{ см}^{-2}$ сопровождается изменениями в распределении $p(H)$, характерными для второй стадии упорядочения, а именно ростом $\langle H_h \rangle$ до 285 кЭ, а также появлением пика парамагнитной, обедненной никелем металлической матрицы (рис. 5а, 5б).

На более поздних этапах этой стадии упорядочения, например, после облучения при 473 К сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$, происходит увеличение поля высокополевой компоненты $\langle H_h \rangle$ до 293 кЭ и ее парциального вклада (рис. 5в, 5г).

Таким образом, изменения в спектрах и распределениях $p(H)$ сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$, обусловленные ближним упорядочением при облучении электронами, качественно аналогичны изменениям после СД при 573 К и существенно отлича-

ются от результатов СД при 298 К, сравните распределение $p(H)$ на рис. 1в и 3в, 5б.

ОБСУЖДЕНИЕ

Мёссбауэровские данные по влиянию температуры тепловой деформации СД и облучения электронами сплавов $\text{Fe}_{65.8}\text{Ni}_{34.2}$ и $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$ можно объяснить формированием гомогенного ближнего порядка и начальным этапом второй стадии упорядочения. Следует отметить, что снижение температуры облучения электронами до 353–523 К ускоряет процесс ближнего упорядочения, и при F до 10^{19} см^{-2} наблюдается смена механизма упорядочения [8]. На рис. 5 приведены мессбауэровские данные после облучения сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$ при 573 и 473 К. Очевидно, что в спектрах и распределениях $p(H)$ после облучения при температуре 473 К наблюдаются изменения, связанные со второй стадией упорядочения. Эта стадия характеризуется образованием сверхструктуры, упорядоченной по типу $L1_0$ (секстета с полем $\langle H_h \rangle \sim$

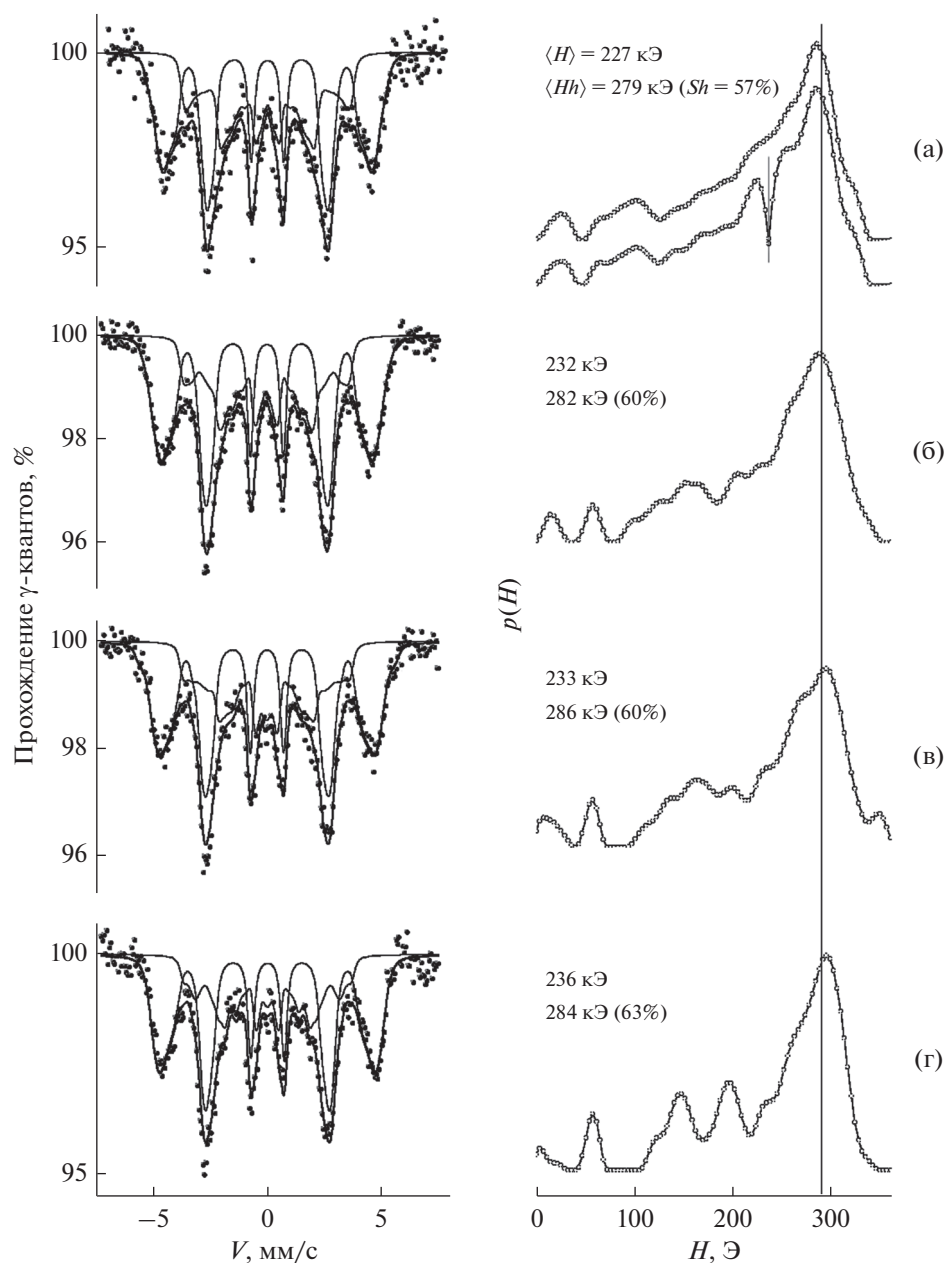


Рис. 3. Спектры, распределения $p(H)$, средние сверхтонкие магнитные поля $\langle H \rangle$, $\langle H_h \rangle$ и частичные вклады S_h сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$ после СД при 573 К: а – $n = 1$; б – $n = 5$; в – $n = 10$; г – $n = 15$. Под линией распределения $p(H)$ сплава, обработанного СД $n = 1$, показан расчет в виде квазибимодального распределения. Вертикальная линия на $p(H)$ отвечает полю 290 кЭ.

~ 285–290 кЭ), и обедненной никелем парамагнитной матрицы (в виде центральной линии) [8–10]. Выше было показано, что в спектре деформированного при 573 К сплава $\text{Fe}_{64.5}\text{Ni}_{35.5}$ увеличивается компонента с $\langle H_h \rangle$ 285–286 кЭ, а также парамагнитная компонента обедненной никелем матрицы. Таким образом, можно сделать заключение, что в условиях СД при 573 К по мере увеличения количества оборотов наковален от 1 до 5 возникает гомогенное ближнее упорядочение, а после 10

и 15 об. появляются признаки второй стадии процесса, контролируемой упорядочением по типу Fe–Ni.

Данные по формированию ближнего порядка, изменению его направления и степени в зависимости от температуры деформации объясняются теми же причинами, что и результаты ближнего упорядочения при аналогичных воздействиях в сплавах с ОЦК-кристаллической решеткой Fe–Mn и Fe–Cr. Показано [5, 6], что

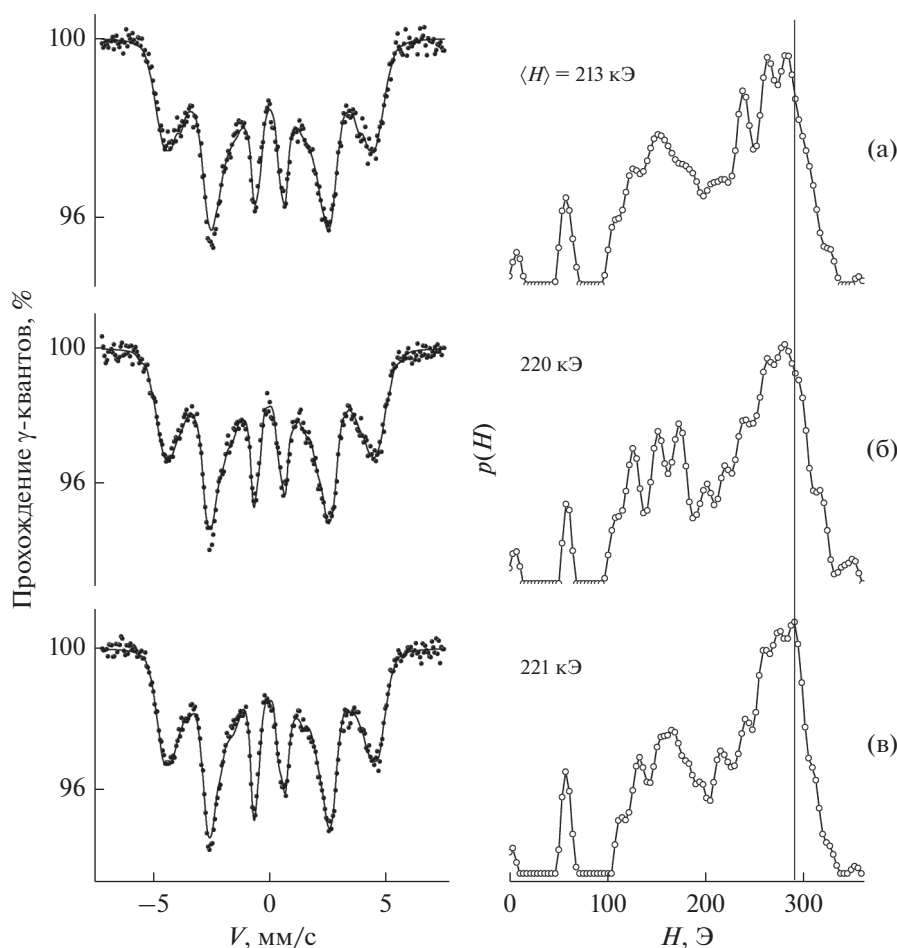


Рис. 4. Спектры, распределения $p(H)$ и средние сверхтонкие магнитные поля $\langle H \rangle$ сплава $\text{Fe}_{65.8}\text{Ni}_{34.2}$ после облучения электронами при 573 К. Обработка: а – закалка; б – $F = 6 \times 10^{18} \text{ см}^{-2}$; в – $F = 10^{19} \text{ см}^{-2}$. Вертикальная линия на $p(H)$ отвечает полю 290 кЭ.

СВПД может сопровождаться атомным перераспределением, которое проявляется в виде разупорядочения и конкурирующего с ним процесса упорядочения по типу расслоения. Причина наблюдаемых фазовых переходов состоит в том, что движущиеся дислокации, с одной стороны, разрушают атомный порядок, и этот процесс слабо зависит от температуры, с другой, генерирует подвижные точечные дефекты, миграция которых ускоряет процесс формирования порядка. В общем случае направление фазовых переходов при СВПД определяется соотношением между процессами разрушения и установления порядка. Движущей силой ближнего упорядочения являются термодинамические свойства сплава – понижение энергии Гиббса при попадании атомов никеля в окружение железа. Снижение количества атомов Ni в первой КС Fe, т.е. эффективной концентрации Ni после холодной деформации закаленного и предварительно отожженного Fe–Ni-сплава, означает разупорядочение. Для зака-

ленного состояния это означает, что закалкой не удастся полностью разупорядочить сплав.

Разрушение ближнего порядка, как и механизм сплавления при холодной деформации, объясняется генерацией и перемещением обладающих повышенной подвижностью междоузельных атомов в поле напряжений движущихся дислокаций [2, 12, 19, 20]. Кроме того, в этой области температур при СВПД может происходить динамическая рекристаллизация с активным изменением состава на развитых движущихся границах зерен [21, 22]. Конкурирующий с разупорядочением процесс динамического упорядочения объясняется высокой концентрацией деформационных вакансий. Например, в работах [23, 24] показано, что концентрация вакансий в меди при СД увеличивается на 17 порядков. Упорядочение в условиях СД при 573 К проходит в течение 10–50 мин и оказывается более эффективным по сравнению с термическим воздействием при 573–773 К в течение нескольких часов и близка к степени упорядочения в

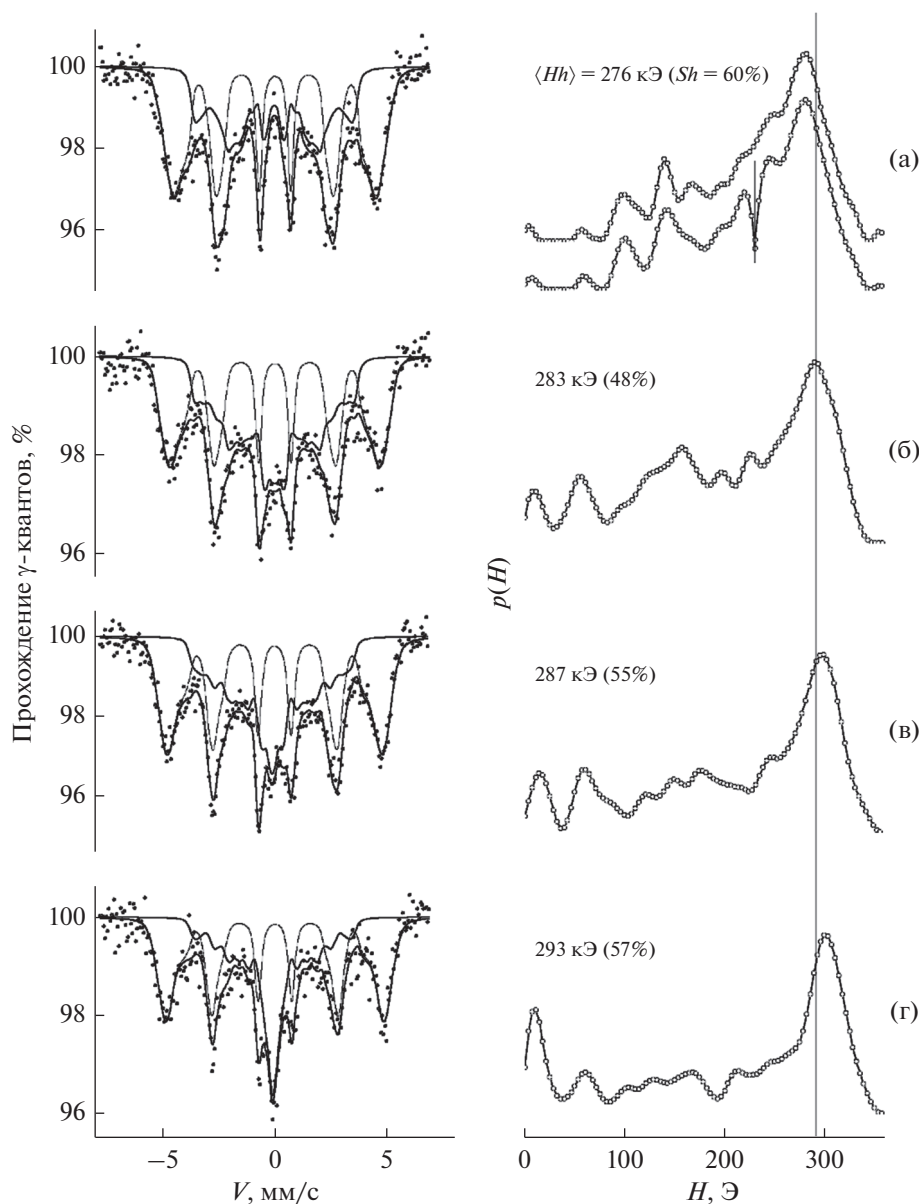


Рис. 5. Спектры, распределения $p(H)$ и средние сверхтонкие магнитные поля $\langle H_h \rangle$ и парциальные вклады S_h сплава Fe_{64.5}Ni_{35.5} после облучения электронами. Обработка: а – закалка; б – $F = 5 \times 10^{18} \text{ см}^{-2}$ при 573 К; в – $F = 10^{18} \text{ см}^{-2}$ при 473 К; г – $F = 2 \times 10^{18} \text{ см}^{-2}$ при 473 К. Под линией распределения $p(H)$ закаленного сплава показан расчет в виде квазибимодального распределения. Вертикальная линия на $p(H)$ отвечает полю 290 кЭ.

области температур 573 К при облучении электронами с флюенсом $F \sim 5 \times 10^{18} \text{ см}^{-2}$, см. рис. 3в, 3г и 5б. Ускорение упорядочения при СД, как и в случае радиационного воздействия, объясняется непрерывной генерацией подвижных точечных дефектов в процессе воздействия.

Превалирующий механизм, определяющий эффективность упорядочения в области температур деформаций выше комнатной, может быть связан со значением мгновенной концентрации вакансий [5, 6]. Большая концентрация вакансий

при понижении температуры приводит к росту вероятности образования небольших подвижных вакансионных комплексов. С увеличением сложности дефекта существенно уменьшается его диффузионная эффективность при ближнем упорядочении. В частности, вероятной причиной снижения эффективности ближнего упорядочения в Fe–Ni-сплаве при снижении температуры СД от 573 до 473 К является снижение подвижности индуцированных СВПД вакансионных комплексов. Интересно отметить, что снижение эф-

фективности индуцированного СД ближнего упорядочения при 473 К по сравнению с 573 К происходит, несмотря на более высокий термодинамический потенциал упорядочения, что следует из экспериментов по облучению электронами, см. рис. 5 и [8]. Таким образом, можно заключить, что в условиях СД при 473 и 573 К основным фактором, влияющим на температурную зависимость и кинетику процессов ближнего упорядочения, является высокая концентрация и подвижность вакансий. Можно предположить также, что повышение температуры СД от 473 до 573 К увеличивает скорость движения границ в процессе динамической рекристаллизации и, как следствие, понижает выравнивающее концентрационные неоднородности действие границ зерен.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом мессбауэровской спектроскопии исследовано влияние сверхвысокой пластической деформации и облучения высокоэнергетическими электронами бинарных сплавов инварных составов $\text{Fe}_{100-x}\text{Ni}_x$ ($x = 34.2\text{--}35.5$ ат. %).

После СД в наковальнях Бриджмена при 298 К исходных закаленного и отожженного сплавов наблюдается снижение степени гомогенного ближнего порядка вследствие его разрушения движущимися дислокациями. Увеличение температуры СД от комнатной до 473 К ослабляет процесс разупорядочения, а при 573 К, напротив, наблюдается ускорение гомогенного ближнего упорядочения. Этот процесс характеризуется ростом количества соседств атомов Fe и Ni, и появлением стадии, аналогичной радиационно-ускоренному упорядочению. Кинетика упорядочения определяется конкуренцией процессов дислокационного разрушения порядка и ускоренного точечными дефектами упорядочения.

Основным фактором, влияющим на температурную зависимость деформационно-индуцированного ближнего упорядочения, является концентрация и подвижность вакансий, а также, предположительно, скорость движения границ динамической рекристаллизации. Ускоренное тепловой деформацией упорядочение аналогично радиационно-ускоренному упорядочению и объясняется непрерывной генерацией неравновесных подвижных точечных дефектов в процессе воздействия.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме “Структура”, № АААА-А18-118020190116-6 (проект № 18-10-2-39) и при частичной поддержке РФФИ (грант № 18-03-00216).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Estrin Y., Vinogradov A.* Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // *Acta Mater.* 2013. № 61. P. 782–817.
2. *Сагарадзе В.В., Шабашов В.А.* Аномальные диффузионные фазовые превращения в сталях при интенсивной холодной деформации // *ФММ.* 2011. Т. 112. № 2. С. 155–174.
3. *Глезер А.М., Поздняков В.А.* Механизмы релаксации и различные пути эволюции дефектной структуры при больших пластических деформациях // *ДАН.* 2004. Т. 398. № 6. С. 756–758.
4. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
5. *Shabashov V.A., Kozlov K.A., Sagaradze V.V., Nikolaev A.L., Semyonkin V.A., Voronin V.I.* Short-range order clustering in BCC Fe–Mn alloys induced by severe plastic deformation // *Phil. Mag.* 2018. V. 98. P. 560–576.
6. *Козлов К.А., Шабашов В.А., Заматовский А.Е., Сагарадзе В.В., Ляшков К.А.* Атомное упорядочение в низкоконцентрированном Fe–Cr-сплаве при большой пластической деформации // *ФММ.* 2018. Т. 119. № 11. С. 1153–1159.
7. *Филлипова Н.П., Шабашов В.А., Николаев А.Л.* Исследование радиационно-ускоренного ближнего упорядочения в бинарных сплавах Fe–Cr методом ЯГР // *ФММ.* 2000. Т. 90. № 2. С. 57–64.
8. *Родионов Ю.Л., Исфандияров Г.Г., Сарсенбин О.С.* Упорядочение железо-никелевых сплавов // *ФММ.* 1979. Т. 48. № 5. С. 979–985.
9. *Алиев С.С., Грузин П.Л., Меньшиков А.З., Могутнов Б.М., Родионов Ю.Л., Шапошников Н.Г.* Низкотемпературные фазовые превращения в железоникелевых сплавах при облучении электронами // *Металлофизика.* 1985. Т. 7. № 5. С. 80–86.
10. *Chamberod A., Laugier J., Penisson J.M.* Electron irradiation effects on iron-nickel invar alloys // *J. Magn. Magn. Mater.* 1979. V. 10. P. 139–144.
11. *Теплов В.А., Пилюгин В.П., Кузнецов Р.И., Тупица Д.И., Шабашов В.А., Гундырев В.М.* Фазовый ОЦК → ГЦК переход, вызываемый деформацией под давлением сплава железо–никель // *ФММ.* 1987. Т. 64. № 1. С. 93–100.
12. *Шабашов В.А., Сагарадзе В.В., Заматовский А.Е., Козлов К.А., Катаева Н.В.* Радиационно-индуцированное атомное перераспределение в стареющих Fe–Ni-сплавах при нейтронном облучении // *ФММ.* 2017. Т. 118. № 9. С. 891–901.
13. *Сидоров С.К., Дорошенко А.В.* О магнитной структуре сплавов Ni–Fe, имеющих гранецентрированную кубическую решетку // *ФММ.* 1965. Т. 19. № 5. С. 786–788.
14. *Меньшиков А.З., Юрчиков Е.Е.* Эффект Мессбауэра в ГЦК железо-никелевых сплавах // *ЖЭТФ.* 1971. Т. 63. № 1. С. 190–198.
15. *Меньшиков А.З., Юрчиков Е.Е.* Температура Кюри железо-никелевых сплавов с ГЦК структурой // *Изв. АН СССР, Серия физическая.* 1972. Т. 36. № 7. С. 1463–1467.

16. *Русаков В.С.* Мессбауэровская спектроскопия локально-неоднородных систем. Алматы. Изд-во ИЯФ НЯЦ. 2000. 431 с.
17. *Шабашов В.А., Заматовский А.Е., Ляшков К.А., Козлов К.А., Сагарадзе В.В.* Влияние температуры мегапластической деформации на перераспределение углерода в Fe–Ni–C-аустените // Изв. РАН: Серия физическая. 2017. Т. 81. № 7. С. 914–917.
18. *Rechenberg H., Billard L., Chamberod A., Natta M.* Champs hyperfine et modele semi-microscopique non-local de l'invar // J. Phys. Chem. Solids. 1973. V. 34. № 7. P. 1251–1265.
19. *Шабашов В.А., Сагарадзе В.В., Литвинов А.В., Заматовский А.Е.* Релаксация структуры Fe–Ni сплавов при индуцированном мегапластической деформацией механическом сплавлении // ФММ. 2015. Т. 116. № 9. С. 918–927.
20. *Kuznetsov A.R., Sagaradze V.V.* On the possible mechanism of low-temperature strain-induced dissolution of intermetallic phases in FCC Fe–Ni–Ti alloys // Phys. Met. Metall. 2002. V. 93. № 5. P. 13–16.
21. *Sakai T., Belyakov A., Kaibyshev R., Miura H., Jonas J.J.* Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions // Prog. Mat. Sci. 2014. V. 60. P. 130–207.
22. *Huang K., Logé R.E.* A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials // Mat. and Design. 2016. V. 111. P. 548–574.
23. *Gubicza J., Dobatkin S.V., Khosravi E.* Reduction of vacancy concentration during storage of severely deformed Cu // Materials Science and Engineering A 2010. V. 527. P. 6102–6104.
24. *Cizek J., Janeczek M., Srba O., Kuzel R., Barnovska Z., Prochazka I., Dobatkin S.* Evolution of defects in copper deformed by high-pressure torsion // Acta Mater. 2011. V. 59. Issue 6. P. 2322–2329.