

Ю. Л. РОДИОНОВ, Е. С. МАЧУРИН, П. Л. ГРУЗИН

**ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ
НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ АТОМОВ И МАРТЕНСИТНОЕ
ПРЕВРАЩЕНИЕ ЖЕЛЕЗНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ**

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 27 IX 1974)

Механизм и кинетика мартенситного (γ - α)-превращения в сталях и сплавах определяются распределением атомов в γ -твердом растворе. В качестве объектов исследования выбраны железоникелевые сплавы, содержащие 28–32% никеля, в которых предполагается протекание процессов упорядочения при температурах ниже 500° С (¹, ²). Чтобы добиться перераспределения атомов в сплавах при таких сравнительно низких температурах, необходимо для ускорения диффузионных процессов проводить длительные отжиги или подвергать сплавы специальным воздействиям.

Известно, что при облучении быстрыми частицами и деформации в металлах образуются точечные и линейные дефекты. Эти дефекты способствуют перераспределению атомов в сплавах при низких температурах. Можно предположить, что повышенная плотность дефектов в железоникелевых сплавах способствует формированию новых структурных состояний. В работе нами ставилась задача методом ядерного гамма-резонанса (я.г.р.) изучить влияние различных воздействий (облучение, деформация и отжиг) на распределение атомов в субмикрочастицах закаленных железоникелевых сплавов с г.ц.к.-решеткой. Изучалось также мартенситное превращение в железоникелевых сплавах, подвергнутых облучению, деформации и отжигам в аустенитном состоянии.

Исследование проводили на сплаве железо — 30,3 ат. % никеля, содержание углерода в нем не превышало 0,02%. Резонансные спектры измеряли при комнатной температуре на мессбауэровском спектрометре MS-10К. Источник излучения ⁵⁷Co в платине. Образцами служили фольги толщиной 20–30 мкм. Перед облучением и деформацией образцы подвергали закалке от 1000° в воде для получения однофазной аустенитной структуры. Облучение образцов проводили на линейном ускорителе электронов, энергия электронов 3 Мэв. Деформация осуществлялась холодной прокаткой со степенью обжатия 80%.

Спектры резонансного поглощения гамма-квантов для сплава железо — 30,3 ат. % никеля после закалки, облучения и деформации приводятся на рис. 1. Спектры закаленного сплава имеют вид одиночной уширенной линии (рис. 1, а). Уширение линии связано с магнитным полем, действующим на ядра ⁵⁷Fe. Средняя величина сверхтонкого магнитного поля $\bar{H}_{св}$ для закаленного сплава составляет 48 кэ, величина изомерного сдвига — 0,41 мм/сек (средняя величина сверхтонкого магнитного поля определялась по ширине линии резонансного поглощения гамма-квантов на половине ее высоты).

После холодной пластической деформации закаленного сплава наблюдается уменьшение сверхтонкого поля $\bar{H}_{св}$ до 30 кэ (рис. 1, б). В то же время после облучения при комнатной температуре $\bar{H}_{св}$ закаленного сплава возрастает, причем величина $\bar{H}_{св}$ тем больше, чем больше доза облучения. При дозе облучения 10¹⁹ эл/см² резонансный спектр имеет вид разрешенного магнитного расщепления со сверхтонким полем $H_{св}$ = 290 кэ; вели-

чица изомерного сдвига $\delta=0,28$ мм/сек (рис. 1, *а*). При облучении сплава при температурах выше 500° также наблюдается расщепление линий резонансного поглощения гамма-квантов. Однако в этом случае напряженность сверхтонкого магнитного поля имеет другое значение ($H_{св} \approx 240$ кэ), нежели после облучения при комнатной температуре (рис. 1, *г*). Следует отметить, что длительный отжиг закаленного сплава в течение нескольких сотен часов при температуре 550° также приводит к возрастанию $\bar{H}_{св}$ до 85 кэ (рис. 1, *д*).

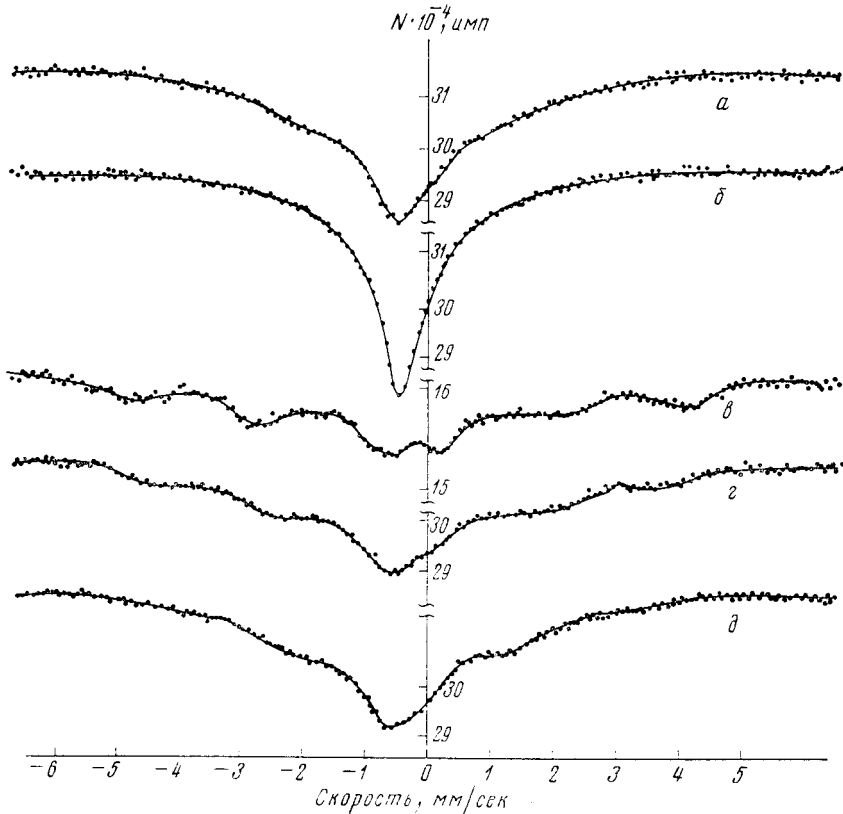


Рис. 1. Резонансные спектры поглощения гамма-квантов для сплава железо — 30,3 ат. % никеля: *а* — закалка от 1000°C в воде; *б* — закалка и деформация 80%; *в* — закалка и облучение при 20° ; *г* — закалка и облучение при 550° ; *д* — закалка и отжиг при 550° в течение 200 час.

Изучалось влияние отжига на параметры спектров я.г.р. сплава, облученного при комнатной температуре. Установлено, что при отжиге в интервале температур $250\text{--}500^\circ$ $\bar{H}_{св}$ уменьшается и возвращается к исходной (до облучения) величине.

Полученные результаты показывают, что различные виды воздействия приводят к различным изменениям параметров спектров я.г.р. и, по-видимому, к различным распределениям атомов в субмикроробъемах железоникелевых сплавов.

Для объяснения экспериментальных данных использовали зависимость величины $\bar{H}_{св}$ от концентрации никеля (³). Сопоставление полученных данных с зависимостью $\bar{H}_{св}$ от концентрации никеля позволило сделать предположение, что увеличение $\bar{H}_{св}$ при отжиге или облучении закаленных сплавов связано с возрастанием среднего числа атомов никеля, находящихся в окружении железа. По-видимому, в данном случае протекают процессы упорядочения атомов никеля и железа. Уменьшение величины

$\bar{H}_{св}$ при холодной пластической деформации можно объяснить уменьшением среднего числа атомов никеля, находящихся в окружении атомов железа, т. е. разрушением в процессе деформации упорядоченных областей, образовавшихся при закалке (4).

Можно сделать некоторые предположения о типе упорядочения в облученных и отожженных железоникелевых сплавах. Величина $H_{св}$ для облученного при комнатной температуре сплава близка к значению $H_{св}$ для сплава, упорядоченного по типу CuAu. Это согласуется с результатами работ (5, 6), в которых показано, что при облучении электронами железоникелевых сплавов, содержащих 32–50% никеля, наблюдается упорядочение по типу CuAu.

Обнаруженное нами изменение распределения атомов после облучения при температуре 550°, а также при длительном отжиге при 550°, по-видимому, не может быть связано с процессами упорядочения по типу CuAu. В работе (3) показано, что в железоникелевых сплавах максимальная температура существования

существования

не превышает 300°. Это подтверждается данными по отжигу сплавов, облученных при комнатной температуре, изложенными ранее. Установлено также, что значения $H_{св}$ для сплавов, облученных при комнатной температуре и при 550°, различаются. По-видимому, при облучении при температуре 550°, а также при длительном отжиге при 550° происходит упорядочение по типу Fe₃Ni. Это согласуется с предположениями авторов (4, 7) о возможности протекания процессов упорядочения в железоникелевых сплавах по типу Fe₃Ni.

Нами изучалось также мартенситное превращение в железоникелевых сплавах, подвергнутых облучению, деформации и отжигу в аустенитном состоянии. При охлаждении до температуры жидкого азота закаленных, деформированных, облученных сплавов, а также сплавов, предварительно отожженных при 550°, происходило образование мартенсита. Однако условия протекания мартенситного превращения в этих сплавах различные. В закаленных и деформированных сплавах мартенситное превращение протекает при распределении атомов, близком к статистическому. В то же время в сплавах, облученных электронами и отожженных при 550°, мартенситное превращение протекает при наличии ближнего порядка в гамма-твердом растворе.

Появление мартенсита регистрировалось методом я.г.р., а также рентгеновским методом. Из анализа экспериментальных результатов, полученных при определении температуры начала мартенситного превращения M_n (табл. 1), можно сделать вывод, что M_n зависит от распределения атомов в аустените железоникелевых сплавов. При установлении ближнего порядка атомов железа и никеля, например в результате облучения электронами или отжига при 550°, температура начала мартенситного превращения понижается. Наибольшее уменьшение M_n наблюдается после облучения при 550°. В то же время M_n возрастает после деформации закаленных сплавов. Как указывалось, деформация аустенита железоникелевых сплавов вызывает разрушение областей ближнего порядка, образовавшихся при закалке. Полученные данные позволяют уточнить представления о механизме стабилизации аустенита железоникелевых сплавов. По-видимому, термическая стабилизация аустенита, а также стабилизация при облучении электронами обусловлена процессами перераспределения атомов и установления ближнего порядка атомов железа и никеля. Наши данные показывают, что наибольший эффект стабилизации аустенита наблюдается при облучении при 550° или при отжиге при

Т а б л и ц а 1

	а	б	в	г	д
$M_n, ^\circ\text{C}$	-60	-50	-85	-160	-90
$\bar{H}_{св}, \text{кэ}$	48	30	—	—	85
$H_{св}, \text{кэ}$	—	—	290	240	—

П р и м е ч а н и е. Условия обработки сплавов а — д такие же, как на рис. 1

550°, когда, как предполагается, происходит установление ближнего порядка по типу Fe₃Ni.

Представляло интерес изучить морфологию мартенсита, образующегося на разных стадиях мартенситного превращения. В работе (2) сделан вывод, что мартенсит, в первую очередь, зарождается на разупорядоченных областях. В то же время области с ближним порядком атомов железа и никеля являются более устойчивыми к мартенситному превращению.

Изучалась микроструктура сплава железо — 30,3 ат. % никеля, отожженного при 500° в течение 100 час. и затем обработанного холодом до различных температур. Одновременно проводилось определение резонансных спектров поглощения гамма-квантов. Сопоставление данных, полученных методом я.г.р., с исследованиями микроструктуры, а также с результатами работы (8) позволило высказать предположение, что морфология мартенсита в определенной степени зависит от распределения атомов в субмикрорегионах исходного аустенита.

Методом я.г.р. установлено, что мартенситное превращение начинается на разупорядоченных областях. В этом случае получается структура, типичная для изотермического мартенсита. Мартенсит, образовавшийся на упорядоченных областях (охлаждение до более низких температур), имеет вид, типичный для атермического мартенсита.

Таким образом, при протекании процессов упорядочения в железоникелевых сплавах происходит смена типа мартенситного превращения. По-видимому, наличие упорядоченных областей препятствует протеканию процессов релаксации напряжений при мартенситном превращении вследствие уменьшения подвижности дислокаций. В этих условиях более выгодным становится превращение по атермической кинетике с образованием двойников.

Центральный научно-исследовательский
институт черной металлургии
им. И. П. Бардина
Москва

Поступило
12 VIII 1974

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ В. М. Гаманьков, И. М. Пузей и др., Изв. АН СССР, сер. физ., т. 36, № 7 (1972).
² П. Л. Грузин, Ю. Л. Родионов и др., Сб.: Металлофизика, 1974, стр. 54. ³ G. K. Wertheim, V. Jaccarino et al., Phys. Rev. Letters, v. 12, 42 (1964). ⁴ А. З. Меньшиков, В. Е. Архинов и др., Физ. мет. и металловед, т. 34, 309 (1972). ⁵ Y. Gross, J. Paulwe, J. Phys., v. 31, 459 (1970). ⁶ A. Chamberod, L. Billard, H. Recheuberg, Solid. State Commun., v. 10, 483 (1972). ⁷ G. Hauch, H. Warlemont, Acta Metallurgica, v. 21, 4, 401 (1973). ⁸ И. Я. Георгиева, О. П. Максимова, Физ. мет. и металловед, т. 32, 364 (1971).