

УДК 669.017.3

ТЕХНИЧЕСКАЯ ФИЗИКА

Ю. Л. РОДИОНОВ, В. Н. ЗАМБРЖИЦКИЙ

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ
АТОМОВ В СУБМИКРООБЪЕМАХ И МАРТЕНСИТНОЕ
ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВЕ Fe — 32, 4% Ni**

(Представлено академиком Г. В. Курдюмовым 25 VII 1974)

Известно (¹⁻³), что сильный предварительный наклеп аустенитных сплавов при отсутствии концентрационных изменений в твердом растворе подавляет мартенситное превращение, что выражается в понижении мартенситной точки M_n и уменьшении конечного эффекта превращения. Тормозящее воздействие наклепа обычно связывают с ограничением возможности когерентного роста мартенситных кристаллов в искаженной аустенитной матрице из-за дробления зерен и блоков аустенита. Однако многие детали процессов, приводящих к изменению характера мартенситного превращения деформируемого аустенита (ив частности, изменению мартенситной точки), еще не выяснены. Например, в работе (⁴) показано, что деформация на 75% сплава Fe — 32 Ni при 300 и 500° понижает точку M_n и уменьшает количество возникающего мартенсита при последующем охлаждении. В то же время снижение температуры деформации до 80° приводит даже к небольшому повышению M_n , хотя конечный эффект превращения остается меньше, чем в закаленном состоянии. По-видимому, неблагоприятное влияние повышенной плотности дефектов аустенита на мартенситообразование сказывается главным образом на стадии роста мартенситных кристаллов, а не на стадии зарождения. Вероятно, изменение температуры начала мартенситного превращения сплава Fe — 32% Ni под действием деформации в значительной степени обусловлено какими-то другими процессами, протекающими в определенных температурных областях.

Имеются данные (⁵), что выдержка аустенитных сплавов Fe—Ni в температурном интервале 500—600° способствует возникновению упорядоченного состояния и снижению точки M_n . Можно было предполагать, что при тепловой деформации таких сплавов также будет происходить перераспределение атомов, которое окажет определенное влияние на мартенситное превращение.

В настоящей работе ставилась задача изучить методом ядерного гамма-резонанса (я.г.р.) влияние температуры деформации сплава НЗ2 (Fe — 32,4% Ni — 0,02% C; $M_n = -85^\circ$) на изменение состояния аустенита и температуру начала мартенситного превращения. Метод я.г.р., как известно, позволяет изучать распределение атомов в субмикрочастицах сплавов — в областях размером одной или нескольких координационных сфер, а также позволяет следить за изменением фазового состава сплавов.

Мёссбауэровские спектры измерялись при комнатной температуре на я.г.р.-спектрометре типа MS-10к (ГДР). Источник излучения — ⁵⁷Со в платине. Образцы в виде фольг вырезали из деформированных заготовок и доводили электрополировкой до толщины 30—40 мкм. Деформацию осуществляли прокаткой на 75% при температурах 20, 80, 300 и 500°. Заготовки под прокатку размером 10·10·60 мм³ предварительно закачивали из

вакуума от температуры 1100° в воде. Нагрев заготовок под прокатку проводили в оловянной ванне (для температур 300 и 500°) и в горячей воде (для температуры 80°). Суммарная степень обжатия (75%) достигалась за несколько проходов. Температуру начала мартенситного превращения в деформированных образцах определяли методом я.г.р., а также магнитометрически на аннзиметре Акулова.

Резонансный спектр для закаленного аустенита сплава Н32 имеет вид, характерный для неразрешенного магнитного расщепления (рис. 1а). Для

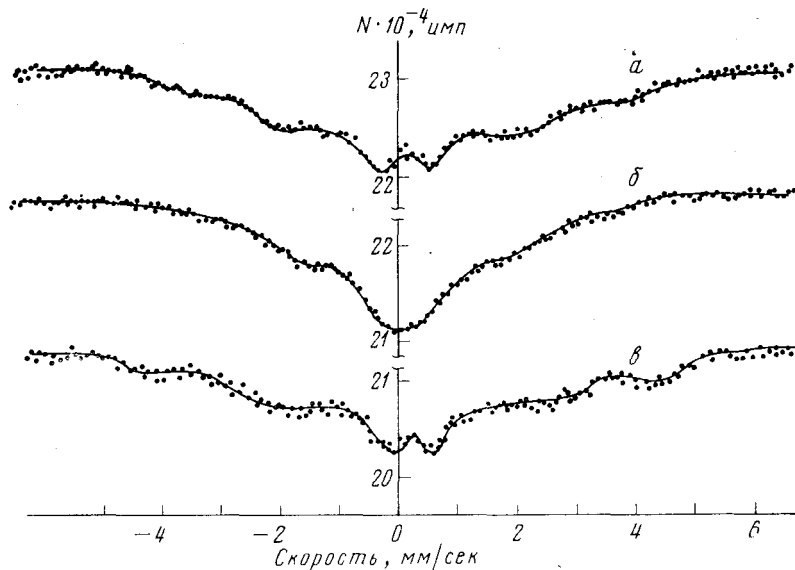


Рис. 1. Спектры я.г.р. для сплава Н32 после закалки (а), деформации при 25° (б) и 500° (в); б, в — $\psi=75\%$

нахождения средней величины сверхтонкого магнитного поля $\bar{H}_{св}$, действующего на ядра ^{57}Fe , вычисляли величину \bar{X} , определяемую из момента резонансного спектра. Для сплавов Fe—Ni, содержащих 28—32 ат. % Ni, полученная нами из \bar{X} (мм/сек) зависимость \bar{H} (кэ) от концентрации Ni ($\bar{H}=K\bar{X}$, где $K=44,2$ кэ·сек/мм) близка к зависимости \bar{H} , определенной в результате измерения ширины линии резонансного поглощения на половине ее высоты (6).

Величина $\bar{H}_{св}$ в железо-никелевых сплавах с г.ц.к.-решеткой в основном определяется распределением атомов в первой координационной сфере (7). Использование зависимости $\bar{H}_{св}$ от содержания Ni дает возможность судить об изменении параметра ближнего порядка α_1 для первой координационной сферы при различных обработках железо-никелевых сплавов.

Деформация сплава Н32 при повышенных температурах приводит к увеличению среднего сверхтонкого магнитного поля $\bar{H}_{св}$, действующего на ядра ^{57}Fe , по сравнению с $\bar{H}_{св}$ для сплава, деформированного при комнатной температуре (рис. 1б). На рис. 2 приведены данные, показывающие изменение параметра ближнего порядка в аустените α_1 в зависимости от температуры наклепа. Величина α_1 для сплава Н32, деформированного при комнатной температуре, принята равной нулю. Повышение температуры деформации приводит к увеличению степени ближнего порядка атомов железа и никеля, т. е. увеличению доли атомов никеля, находящихся в окружении атомов железа. Можно предположить, что перераспределению атомов в субмикрообъемах, приводящему к установлению ближнего порядка атомов железа и никеля, способствует избыточная концентрация вакансий, возникающих в результате теплового наклепа сплава Н32.

Охлаждение деформированных образцов вызывает в них мартенситное превращение, однако условия его протекания в образцах, деформированных при различных температурах, различны. Если деформация осуществлялась при сравнительно низких температурах, мартенситное превращение протекает при распределении атомов, близком к статистическому. В случае деформации при повышенных температурах превращение происходит при наличии ближнего порядка в аустените. Измерения температуры начала мартенситного превращения показали, что повышение температуры деформации сплава Н32 приводит к снижению точки M_n . Как указывалось выше, теплый наклеп способствует установлению в этом сплаве

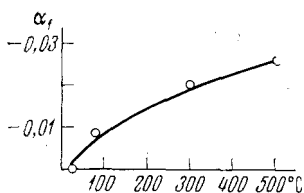


Рис. 2

Рис. 2. Изменение параметра ближнего порядка α_1 от температуры деформации сплава Н32

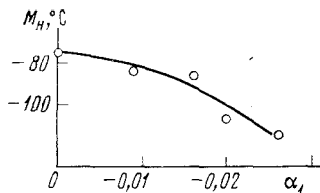


Рис. 3

Рис. 3. Зависимость температуры начала мартенситного превращения M_n в сплаве Н32 от степени ближнего порядка в аустените

ближнего порядка атомов железа и никеля. Можно предполагать, что ответственным за понижение точки M_n исследуемого сплава при увеличении температуры деформации является перераспределение атомов в субмикробъемах и возникновение ближнего порядка в деформированном аустените. На рис. 3 показано изменение температуры начала мартенситного превращения M_n в деформированном сплаве Н32 в зависимости от изменения степени ближнего порядка. Видно, что M_n монотонно уменьшается с повышением степени ближнего порядка атомов железа и никеля. Такое влияние упорядочения на M_n , по-видимому, обусловлено тем, что при упорядочении уменьшается свободная энергия сплава. Вследствие этого для реализации мартенситного превращения требуется большее переохлаждение.

Полученные результаты позволяют также объяснить повышение мартенситной точки M_n сплава Н32 после деформации при комнатной температуре и при 80° по сравнению с закаленным состоянием. Области ближнего порядка, имеющиеся в закаленном сплаве Н32 (⁵, ⁸), разрушаются при низкотемпературной деформации, поэтому M_n возрастает. В то же время после деформации при температурах, превышающих 300° , параметр ближнего порядка больше, чем для закаленного сплава, что и вызывает, по-видимому, понижение M_n по сравнению с закаленным состоянием.

Институт металловедения и физики металлов
Центрального научно-исследовательского
института черной металлургии им. И. П. Бардина
Москва

Поступило
18 VII 1974

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- ¹ Г. В. Курдюмов, О. П. Максимова, Т. В. Тагунова, ДАН, т. 73, № 2, 307 (1950).
- ² О. П. Максимова, А. И. Никонорова, ДАН, т. 81, № 2, 183 (1951).
- ³ И. Я. Георгиева, Г. В. Курдюмов и др., Физ. мет. и металловед., т. 23, 6, 1070 (1967).
- ⁴ О. П. Максимова, В. Н. Замбржицкий и др., В сб. Проблемы металловедения и физики металлов, М., № 2, 1973, стр. 32.
- ⁵ П. Л. Грузин, Ю. Л. Родионов и др., В сб.: Металлофизика, Киев, № 51, 1974, стр. 54.
- ⁶ С. Е. Jonson, M. S. Ridout, T. E. Granshaw, Proc. Phys. Soc., v. 81, 1079 (1963).
- ⁷ А. Heilmann, W. Zinn, Zs. Metallkunde, В. 58, 113 (1967).
- ⁸ А. З. Меньшиков, А. Е. Архипов и др., Физ. мет. и металловед., т. 34, 309 (1972).