

PACS numbers: 43.35.+d, 61.72.Hh, 62.20.Qp, 62.25.Fg, 62.80.+f, 81.40.Rs, 81.70.Cv

Релаксационные процессы в стали 06X16H15M3B при ультразвуковом воздействии

О. И. Волчок, А. В. Пахомов, В. И. Соколенко, Н. А. Черняк

*ННЦ «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,
ул. Академическая, 1,
61108 Харьков, Украина*

Исследованы физико-механические свойства стали 06X16H15M3B, деформированной волочением при 77 К, а также магнитные характеристики при последующем ультразвуковом воздействии ($f \cong 20$ кГц) при 300 К. Показано, что формирующееся при этом структурное состояние границ мартенситной фазы нанометрового размера определяет магнитные и электрические свойства стали и особенности протекания релаксационных процессов при ультразвуковом воздействии.

Досліджено фізико-механічні властивості сталі 6X16H15M3B, деформованої волочінням при 77 К, а також магнетні характеристики при наступному ультразвуковому впливі ($f \cong 20$ кГц) при 300 К. Показано, що сферомовий при цьому структурний стан меж мартенситної фази нанометрового розміру визначає магнетні та електричні властивості сталі і особливості перебігу релаксаційних процесів при ультразвуковому впливі.

Physical-mechanical properties of 06H16N15M3B steel deformed by drawing at 77 K and its magnetic characteristics at subsequent ultrasonic exposure ($f \cong 20$ kHz) at 300 K are studied. As shown, the structural state of boundaries of the nanosize martensite phase determines the magnetic and electrical properties of steel as well as the features of relaxation processes under ultrasound exposure.

Ключевые слова: мартенсит, ультразвуковое воздействие, низкотемпературное волочение, физико-механические свойства, коэрцитивная сила.

(Получено 11 июля 2012 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Для формирования субмелкодисперсной структуры в металлах и

сплавах используют интенсивные пластические деформации, причем, их осуществление в криогенных (77 К) условиях обеспечивает дополнительное диспергирование субструктуры до нанометровых размеров. Для сталей аустенитного класса деформирование при 77 К реализует также фазовые $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения по мартенситной кинетике. В результате образования фаз мартенсита возникает высокая неоднородность полей внутренних напряжений на границах раздела фаза–матрица, что приводит к снижению пластичности, коррозионной стойкости и пр. Ранее показано, что при ультразвуковом воздействии (УЗВ) из-за знакопеременного и динамического характера нагружения поглощение колебательной энергии происходит в локальных местах с повышенным уровнем внутренних напряжений, например на границах двойников [1, 2]. В связи с этим задачи настоящей работы предусматривали изучение протекания релаксационных процессов при УЗВ в стали аустенитного класса, предварительно деформированной при 77 К.

2. МЕТОДИКА

Сталь 06X16H15M3B ($\leq 0,06\%$ С, 15–17% Cr, 14–16% Ni, 2,5–3,5% Mo, 0,25–0,50% Nb) после гомогенизирующего отжига при 1050 К в течение 1 часа деформировалась путем волочения на специальной установке [3] в среде жидкого азота (77 К) со степенями деформации $\varepsilon = 10\text{--}80\%$. Последующие механические испытания на растяжение проводились при 300 К. Для измерения остаточного электросопротивления (R_{77}/R_{300}) использовалась потенциометрическая схема. Образование ферромагнитных включений α -фазы в объеме матрицы фиксировали с помощью методики [4] по определению намагниченности насыщения при температурах 300 и 77 К. Образцы, деформированные волочением при 77 К на $\varepsilon = 63\%$, подвергались непосредственному УЗВ ($f = 19$ кГц) при 300 К в течение 40 мин, амплитуда ультразвуковых колебаний не превышала 3 мкм, что исключало нагрев образцов из-за термоупругих потерь.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В таблице 1 представлены данные по физико-механическим свойствам стали 06X16H15M3B после различных температурных режимов деформации волочением.

Как следует из табл. 1, эффект деформационного упрочнения после волочения при 77 К значительно выше, чем после волочения при 300 К. Так, относительный эффект упрочнения составляет по $\sigma_{0,2}$ — 420% против 220% и по σ_B — 153% против 103%. Важно отметить, что только после низкотемпературных условий деформации

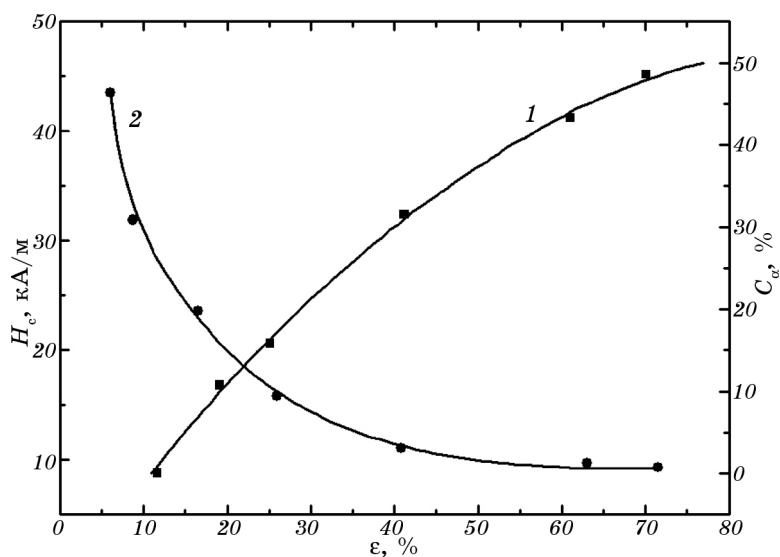
ТАБЛИЦА 1. Физико-механические свойства стали 06Х16Н15МЗБ после волочения при 77 и 300 К ($\epsilon = 63\%$).

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	R_{77}/R_{300}
Гомогенизирующий отжиг	250	650	0,75
Волочение при 300 К на 63%	800	1320	0,78
Волочение при 77 К на 63%	1300	1650	0,95

материал стал обладать ферромагнитными свойствами (рис. 1): коэрцитивная сила H_c , измеренная при 77 К, достигает значений свыше 40 кА/м (500 Э). Обращает на себя внимание, что после деформации волочением при 77 К по сравнению с деформациями при 300 К также наблюдается аномально высокое увеличение $R_{77}/R_{300}(\epsilon)$ (рис. 2). Так, максимальный рост относительного изменения электросопротивления (при $\epsilon = 80\%$) составляет для случая волочения при азотной и комнатной температурах соответственно 26% и 2,5%.

Установлено, что осуществление УЗВ в вышеописанном режиме после низкотемпературного деформирования снизило величину коэрцитивной силы: $(H_c - H_{c0})/H_{c0} \cong 10\%$, где H_c и H_{c0} — значения коэрцитивной силы после волочения при 77 К и последующего УЗВ соответственно. При этом концентрация α -фазы не изменилась.

Для выяснения причин наблюдаемого характера изменения фи-

**Рис. 1.** Зависимости относительной объемной концентрации мартенситной фазы (1) и коэрцитивной силы (2) образцов из стали 06Х16Н15МЗБ от степени деформации волочением при 77 К.

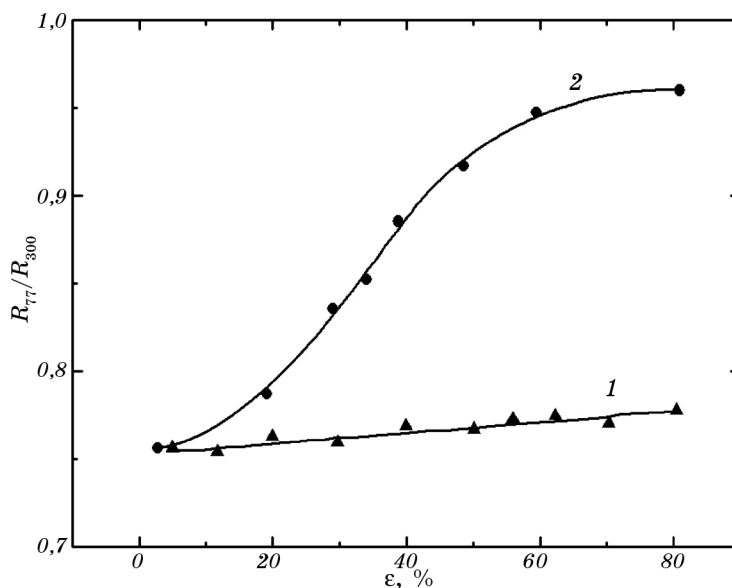


Рис. 2. Зависимость электросопротивления стали 06X16N15M3B от степени предварительной деформации волочением (1 — температура волочения 300 К, 2 — температура волочения 77 К).

зико-механических свойств стали 06X16N15M3B проводили сопоставление и анализ зависимостей H_c и объёмной концентрации мартенситной фазы (C_α) от степени деформации волочением (рис. 1). Известно, что процесс зарождения α -фазы игольчатой морфологии в окружении аустенитной матрицы сопровождается резким увеличением средних неоднородностей внутренних напряжений, что обуславливает магнитную жесткость сталей мартенситного класса [5]. Важной особенностью низкотемпературного мартенситного превращения является наблюдаемое в настоящей работе достижение аномально больших значений H_c . Это может быть обусловлено образованием при деформировании слабо взаимодействующих и изолированных конгломератов частиц игольчатой морфологии, процесс перемагничивания которых осуществляется преимущественно путем вращения вектора спонтанной намагниченности. Из сопоставления полученного значения H_c с зависимостью H_c от среднего размера порошков Fe при 77 К [6] и принимая во внимание анизотропию формы этих частиц, следует, что основной причиной, определяющей столь высокие коэрцитивные свойства материала после деформации в низкотемпературных условиях, является нанометровый масштаб элементов мартенсита.

Для качественного понимания хода кривых $R_{77}/R_{300}(\epsilon)$ и $H_c(\epsilon)$ необходимо принять во внимание следующее: места стыков доменов

друг с другом в случае нарушения условий непрерывности нормальной составляющей намагниченности являются центрами локальных магнитных полей рассеивания [7]. Представляется, что эффективное взаимодействие электронов проводимости с данными центрами вносит доминирующий вклад в величину электросопротивления. В условиях низкотемпературной деформации мартенситное превращение с ростом степени деформации протекает путем гетерогенного зарождения сочленений-перемычек между областями α -фазы по автотокаталитическому механизму. Сопутствующее этому формирование конфигурации магнитных центров и увеличение их плотности с ростом ϵ отражается в виде спада $H_c(\epsilon)$ и роста $R_{77}/R_{300}(\epsilon)$ (рис. 1, 2).

Приведенные данные и их анализ свидетельствуют о реализации в стали 06X16H15M3B при волочении в жидком азоте условий возникновения гетерофазной системы со структурными элементами α -фазы нанометрового масштаба. Можно полагать, что протекание релаксационных процессов при УЗВ в наноструктурированном материале будет обладать определенной спецификой. Наблюдаемое после УЗВ снижение H_c является следствием уменьшения остаточных напряжений в объеме α -фазы, т.е. при УЗВ реализуется механическая активация преимущественно на границах раздела фаза-матрица. Как следует из уравнения $E = \frac{\pi}{8} \frac{2-\nu}{1-\nu} \mu \gamma^2 \frac{c}{r}$ (где μ — мо-

дуль сдвига, ν — коэффициент Пуассона, c — полутолщина, r — радиус кривизны мартенситного кристалла, γ — размер сдвига при превращении) [8], низкотемпературные условия деформирования также усиливают уровень некогерентности границ фаз и приводят к дополнительному повышению уровня внутренних напряжений. В связи с этим эффективность УЗВ, как метода релаксации напряжений, будет определяться процессами, уменьшающими степень некогерентности границ α -фазы. Как известно [9, 10], при УЗВ на деформированный металл повышается вероятность взаимодействия дислокаций и в приграничных областях мартенсита могут образовываться малоподвижные дислокационные конфигурации, затрудняющие перемещение границ, т.е. увеличение концентрации фазы из-за увеличения ее размеров не происходит. Кроме того, образующийся при УЗВ приток вакансий [11] может дополнительно активировать и без того повышенную адсорбционную способность некогерентных границ мартенсита по отношению к точечным дефектам. Это приводит к перераспределению примесей (например, углерода) из объема на границы мартенсита и вызывает локальное «легирование» приграничной области, что обычно также упрочняет мартенситную фазу, и свидетельствует о том, что падение H_c после УЗВ связано не с увеличением размеров самой фазы, а с изменением степени некогерентности ее границ. Поскольку при УЗВ возможно повышение ло-

кальной температуры на границах раздела из-за селективности поглощения колебательной энергии, то дополнительным «каналом» релаксации напряжений при УЗВ могут являться дислокационные реакции на границах фаза–матрица, образующие эмиссионные дислокации. Следует отметить, что УЗВ также оказывает влияние на структуру β -матрицы за счет возможных процессов разблокировки дислокационных скоплений и перераспределения дислокаций [12].

4. ВЫВОДЫ

1. Показано, что при деформации волочением в низкотемпературных условиях ($T = 77$ К) в стали 06Х16Н15МЗБ формируется субмелкодисперсная гетерофазная структура, содержащая структурные элементы α -фазы нанометрового масштаба и обладающая высоким сопротивлением пластической деформации и высококоэрцитивными свойствами.

2. Установлено, что при ультразвуковом воздействии на аустенитную сталь 06Х16Н15МЗБ в наноструктурном состоянии реализуются релаксационные процессы снятия внутренних напряжений преимущественно на границах раздела мартенситная фаза–матрица.

3. Анализ возможных микроскопических механизмов релаксации внутренних напряжений при ультразвуковом воздействии позволяет рассматривать этот метод как аналог локальной тепловой активации.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. И. А. Гиндин, О. И. Волчок, И. М. Неклюдов, *ФТТ*, **17**, № 3: 655 (1975).
2. В. К. Аксенов, И. Ф. Борисова, О. И. Волчок, А. Л. Донде, *УФЖ*, **34**, № 9: 1415 (1989).
3. О. И. Волчок, Л. И. Дмитренко, В. А. Емлянинов, Н. А. Яес, *Вопросы атомной науки и техники. Сер. Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники*, **13**, № 5: 159 (2003).
4. Б. Г. Лазарев, Л. С. Лазарева, Н. А. Черняк и др., *Вопросы атомной науки и техники. Сер. Общая ядерная физика*, **2**, № 6: 31 (1986).
5. С. В. Вонсовский, Я. С. Шур, *Ферромагнетизм* (Москва: ОГИЗ: 1948).
6. F. E. Luborsky and C. R. Morelak, *J. Appl. Phys.*, **28**: 167 (1957).
7. Ch. Kittel, *Rev. Mod. Phys.*, **21**: 541 (1949).
8. G. V. Olson and M. Cohen, *Scr. Metall.*, **9**: 1247 (1975).
9. А. Ф. Кулемин, *Ультразвук и диффузия в металлах* (Москва: Металлургия: 1978).
10. И. М. Неклюдов, В. И. Соколенко, В. М. Нетесов, *Успехи физики металлов*, **9**, № 2: 171 (2008).
11. В. Ф. Белостоцкий, И. Г. Полоцкий, *ФММ*, **35**, № 3: 660 (1973).
12. О. И. Волчок, И. А. Гиндин, И. М. Неклюдов, Л. А. Корниенко, *Проблемы прочности*, № 4: 122 (1982).