

# МИКРОПЕРЕСТРОЙКИ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С ОСТАТОЧНЫМ МАРТЕНСИТОМ В ПРОЦЕССЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

*О.И. Волчок, В.В. Калиновский, И.В. Ленин, А.В. Пахомов, В.И. Соколенко*  
*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,*  
*Харьков, Украина*  
*E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua*

Исследованы процессы релаксации внутренних напряжений в деформированной волочением при 77 К аустенитной стали 06X16H15M3B в результате ультразвукового воздействия (УЗВ). Методом измерения амплитудной зависимости внутреннего трения определены величины критических амплитуд деформаций, обуславливающих смену механизмов диссипации энергии в материале. Проведена оценка параметров дислокационной структуры в рамках теории Гранато-Люкке. Определен характер изменения модуля сдвига от экспозиции УЗВ. Полученные данные свидетельствуют о возможности управлять степенью сопряжения границ раздела в аустенитно-мартенситной структуре при малоинтенсивном УЗВ.

## ВВЕДЕНИЕ

Мартенситные фазы в сталях аустенитного класса образуются в результате ряда внешних воздействий (деформации, облучения, сильных магнитных полей и др.), создавая концентрационную неоднородность полей внутренних напряжений, которые локализуются на границах раздела аустенит–мартенсит. Это в значительной степени определяет проявление в материалах с такими структурами ряда негативных свойств (например, повышение склонности к коррозии, термическую неустойчивость, подавление пластичности и пр.). Из общих соображений понятно, что снизить межфазные напряжения можно в результате локальной активизации релаксационных процессов. Исследования методов снижения уровня таких напряжений имеют важное научное и прикладное значение, учитывая широкое применение аустенитных сталей в различных отраслях промышленности.

Известно, что при высокочастотном циклическом нагружении (ультразвуковом воздействии – УЗВ) наблюдается селективный характер поглощения механической энергии на границах раздела (см., например, [1]). Ранее в работах [2, 3] на основании изучения изменения в результате УЗВ электрофизических характеристик стали 06X16H15M3B с аустенитно-мартенситной структурой было высказано предположение о механизмах структурных перестроек, обеспечивающих релаксацию напряжений на границах раздела мартенсит–матрица. Для прямых экспериментальных исследований релаксационных процессов целесообразно применять метод амплитудозависимого внутреннего трения, что обеспечивает непосредственное определение характеристик дислокационной структуры [4].

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовалась сталь 06X16H15M3B, прошедшая аустенизирующий отжиг, деформированная волочением при температуре 77 К до степени

$\varepsilon = 17\%$ . Полученные проволоочные образцы имели субмелкодисперсную структуру с широким спектром дефектов кристаллического строения в неравновесном состоянии с объемным содержанием мартенсита  $\sim 10\%$ .

Последующее УЗВ (частота  $\sim 20,5$  кГц) осуществлялось с помощью магнитоэлектрического преобразователя, питаемого от генератора УЗГ-3-4; продолжительность УЗВ ( $t_{УЗВ}$ ) варьировалась от 1 с до 3 ч. Амплитуда продольных ультразвуковых колебаний ( $A$ ) определялась электродинамическим датчиком и контролировалась оптическим методом. При всех значениях  $t_{УЗВ}$  амплитуда ультразвуковых колебаний была постоянной и составляла  $\approx 3$  мкм, что обеспечило уровень циклических напряжений ниже порогового значения [5] и не приводило к усталостному разрушению образцов.

Как отмечено выше, экспериментальное изучение изменений дислокационных параметров после различных видов внешних воздействий целесообразно осуществлять методом амплитудозависимого внутреннего трения (АЗВТ). Измерения АЗВТ после различных режимов УЗВ проводили на установке типа обратного крутильного маятника при  $T = 300$  К на частоте  $f = 0,3$  Гц. Дислокационные параметры микроструктуры рассчитывались из кривых АЗВТ в рамках теории Гранато-Люкке [6].

Измерения динамического модуля сдвига образцов после различных режимов УЗВ проводили на той же установке при комнатной температуре. Деформационные дефекты приводят к уменьшению сил межатомного взаимодействия, вследствие чего модуль сдвига снижается. Таким образом, по характеру изменения модуля сдвига можно судить об эволюции структуры в процессе различных обработок. Из измерений собственной частоты колебаний рассчитывали значения модуля сдвига по формуле:

$$G = \frac{128\pi L I f^2}{d^4}, \quad (1)$$

где  $L$  – длина образца;  $d$  – диаметр образца;  $I$  – момент инерции крутильного маятника;  $f$  – частота колебаний.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Кривые АЗВТ стали 06Х16Н15МЗБ после деформации волочением и различных экспозиций последующего УЗВ приведены на рис. 1.

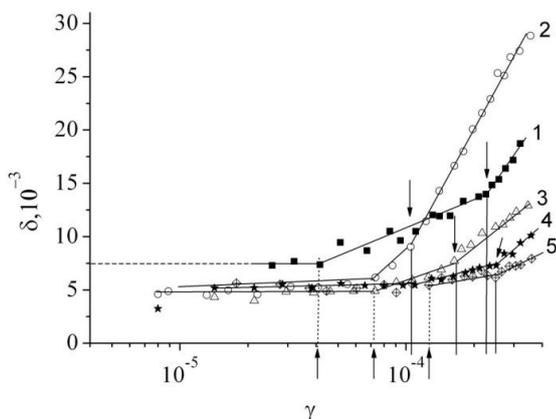


Рис. 1. Амплитудная зависимость внутреннего трения стали 06Х16Н15МЗБ:

1 – деформация волочением при 77 К; 2 –  $t_{УЗВ} = 1$  с; 3 –  $t_{УЗВ} = 10$  мин; 4 –  $t_{УЗВ} = 90$  мин; 5 –  $t_{УЗВ} = 180$  мин.

Фон внутреннего трения  $\delta_0 = 7,5 \cdot 10^{-3}$  соответствует исходному состоянию. Нижними стрелками отмечены значения первой критической амплитуды  $\gamma_{кр1}$ , верхними – второй критической амплитуды  $\gamma_{кр2}$

Из зависимостей  $\delta = f(\gamma)$  (см. рис. 1) были определены параметры АЗВТ:  $\gamma_{кр1}$  – первая критическая амплитуда, характеризующая открепление дислокаций от слабых стопоров;  $\gamma_{кр2}$  – вторая критическая амплитуда, связанная с генерацией дислокаций;  $\delta_0$  – величина фона внутреннего трения, характеризующая диссипацию энергии упругих колебаний на структурных неоднородностях. Параметры АЗВТ материала в различных структурных состояниях были использованы для расчета таких характеристик дислокационной структуры, как длины дислокационных сегментов  $L_C$ , ограниченных точечными дефектами («слабые» стопоры) и  $L_N$  – ограниченных, например, пересечением дислокаций разных систем скольжения («жесткие» стопоры), а также напряжения отрыва дислокаций от «слабых» точек закрепления  $\tau_{отр}$  и стартовые напряжения работы источников Франка-Рида  $\tau_{ст}$ .

Расчет осуществлялся в рамках теории Гранато-Люкке [5–7], согласно которой при амплитудах  $\gamma_{кр1} < \gamma < \gamma_{кр2}$  внутреннее трение описывается формулой:

$$\delta = \frac{C_1}{\gamma} \cdot \exp\left(-\frac{C_2}{\gamma}\right), \quad (2)$$

где  $\gamma$  – текущая амплитуда деформации;  $C_1$  и  $C_2$  – константы материала.

Отметим, что зависимость (2) в координатах  $\ln(\delta \cdot \gamma) - 1/\gamma$  выражается прямой, наклон которой равен значению  $C_2$ , а отрезок, отсекаемый на оси ординат, – значению  $C_1$ . Известно, что величины  $C_1$  и  $C_2$  связаны с характеристиками дислокационной структуры ( $L_C$ ,  $L_N$ ) следующим образом:

$$C_1 = \frac{ANL_N^3}{L_C^2}; \quad (3)$$

$$C_2 = \frac{k\eta a}{L_C}, \quad (4)$$

где  $A$  – постоянная, характеризующая металл;  $N$  – средняя плотность дислокаций;  $k$  – ориентационный фактор ( $k \approx 0,02$ );  $a$  – параметр решетки;  $\eta$  – параметр размерного несоответствия. Для раствора внедрения углерода в железе  $\eta = (r_C - r_{пор})/r_C \sim 0,1$  ( $r_C$  – радиус иона углерода,  $r_{пор}$  – радиус октаэдрической поры в ГЦК-решетке).

Характерные длины  $L_C$ ,  $L_N$  и соответствующие им напряжения рассчитываются по формулам:

$$L_C = \frac{k\eta a}{C_2}; \quad (5)$$

$$L_N = \frac{b}{\gamma_{кр2}}; \quad (6)$$

$$\tau_{ф.р.} = \gamma_{кр2} \cdot G, \quad (8)$$

где  $\tau_{отр}$  – напряжение отрыва сегмента дислокации от слабых стопоров;  $\tau_{ф.р.}$  – напряжение начала генерации новых дислокаций по механизму Франка-Рида;  $G$  – модуль сдвига;  $b$  – вектор Бюргерса.

Значения измеренных ( $\gamma_{кр1}$ ,  $\gamma_{кр2}$ ,  $G$ ,  $\delta_0$ ) и расчетных ( $L_C$ ,  $L_N$ ,  $\tau_{отр}$ ,  $\tau_{ф.р.}$ ) величин приведены в таблице.

Выделим основные моменты в изменении структуры деформированной стали в результате УЗВ.

Известно, что при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращениях фон внутреннего трения резко возрастает [8]. Из рис. 1 следует, что в результате УЗВ происходит снижение фона АЗВТ (для деформированного состояния  $\delta_0 \approx 5,7 \cdot 10^{-3}$ ): сначала резкое после  $\tau_{УЗВ} = 1$  с, а затем более слабое при дальнейшем увеличении  $\tau_{УЗВ}$  – до  $\delta_0 \sim 5 \cdot 10^{-3}$ . Известно [9], что величина фона определяется плотностью дефектов кристаллического строения и уровнем внутренних напряжений. Отсюда следует, что наблюдаемое немонотонное снижение фона при УЗВ следует связать с доминированием фактора снижения внутренних напряжений вследствие генерации и перераспределения при УЗВ дефектов вакансионного типа. В пользу этого свидетельствует, в частности, корреляция характера снижения  $\delta_0$  и увеличения  $\tau_{отр}$ , что отражает уменьшение дислокационного рассеяния энергии в связи с закреплением дислокаций точечными дефектами.

Обращает на себя внимание нерегулярность положения экспериментальных точек на участке роста АЗВТ между первой и второй критическими амплитудами в материале после низкотемпературной пластической деформации (см. рис. 1, кривая 1). Такое поведение АЗВТ свидетельствует о неоднородности распределения слабых стопоров в виде точечных дефектов.

Параметры АЗВТ и структурные микроскопические параметры стали 06Х16Н15М3Б в различных структурных состояниях

| Воздействие           | Измеряемые величины |                     |           |                        | Расчетные величины |                     |                     |                     |
|-----------------------|---------------------|---------------------|-----------|------------------------|--------------------|---------------------|---------------------|---------------------|
|                       | $\gamma_{кр1}$      | $\gamma_{кр2}$      | $G$ , МПа | $\delta_0$ , $10^{-3}$ | $\tau_{отр}$ , МПа | $\tau_{ф.р.}$ , МПа | $L_C$ , см          | $L_N$ , см          |
| Деформация волочением | $4,2 \cdot 10^{-5}$ | $2,3 \cdot 10^{-4}$ | 69210     | 7,5                    | 2,9                | 15,6                | $3,4 \cdot 10^{-7}$ | $1,6 \cdot 10^{-4}$ |
| $t_{УЗВ}=1$ с         | $7,3 \cdot 10^{-5}$ | $1,1 \cdot 10^{-4}$ | 68850     | 6,2                    | 5,0                | 7,2                 | $4,0 \cdot 10^{-7}$ | $3,4 \cdot 10^{-4}$ |
| $t_{УЗВ}=10$ мин      | $7,3 \cdot 10^{-5}$ | $1,6 \cdot 10^{-4}$ | 68370     | 5,2                    | 5,0                | 10,9                | $5,2 \cdot 10^{-7}$ | $2,2 \cdot 10^{-4}$ |
| $t_{УЗВ}=90$ мин      | $1,1 \cdot 10^{-4}$ | $2,5 \cdot 10^{-4}$ | 67640     | 5,4                    | 7,4                | 16,9                | $2,2 \cdot 10^{-7}$ | $1,4 \cdot 10^{-4}$ |
| $t_{УЗВ}=180$ мин     | $1,3 \cdot 10^{-4}$ | $2,5 \cdot 10^{-4}$ | 66790     | 5,3                    | 8,5                | 16,6                | $4,1 \cdot 10^{-7}$ | $1,5 \cdot 10^{-4}$ |

При увеличении амплитуды крутильных колебаний на кривой АЗВТ наблюдаются интервалы уменьшения декремента затухания (отмечено стрелками), что следует связать с влиянием закрепления части дислокаций, попадающих в область повышенной концентрации примесей или вакансий и их комплексов. В результате дислокации не могут оторваться от новых стопоров и не участвуют в процессе поглощения энергии крутильных колебаний. После УЗВ в течение 1 с наблюдается резкое увеличение наклона амплитудной зависимости АЗВТ (см. рис. 1, кривая 2), что свидетельствует об освобождении дислокаций от точечных дефектов (вакансии и их скопления) вследствие их ухода на стоки. Выявленный процесс противоположен процессу закрепления дислокаций вакансиями, экспериментально наблюдаемому при изучении влияния закалки на АЗВТ [10]. При увеличении времени УЗВ (см. рис. 1, кривые 2–5) наблюдается существенное подавление АЗВТ, что соответствует уменьшению количества дислокаций, участвующих в поглощении энергии крутильных колебаний и свидетельствует о закреплении дислокаций точечными дефектами. Рассмотрим зависимости напряжений отрыва дислокаций от слабых стопоров ( $\tau_{отр}$ ) и стартовые напряжения работы источников Франка-Рида ( $\tau_{ф.р.}$ ) от продолжительности УЗВ ( $t_{УЗВ}$ ) (рис. 2).

Рост  $\tau_{отр}$  с увеличением продолжительности УЗВ свидетельствует об уменьшении среднего расстояния между слабыми стопорами, что является результатом стока на дислокации точечных дефектов – насыщением атмосфер Коттрелла. Зависимость стартовых напряжений работы источников Франка-Рида имеет немонотонный характер и коррелирует с зависимостью электросопротивления от  $t_{УЗВ}$  (рис. 3, врезка). Это позволяет дать следующую качественную трактовку процессов формирования структуры при УЗВ. В первую секунду озвучивания происходит резкое уменьшение напряжений  $\tau_{ф.р.}$ , что свидетельствует об увеличении средней длины отрезков дислокаций, ограниченных жесткими стопорами. Этими стопорами могут быть как точки пересечения дислокаций разных систем скольжения, так и комплексы точечных дефектов – облака Коттрелла. Проводя сравнение с зависимостью напряжений отрыва от слабых стопоров от времени УЗВ (см. рис. 2, кривая 1), можно заключить, что в процессе

озвучивания происходит разрушение комплексов точечных дефектов, являющихся жесткими стопорами, и оседание единичных точечных дефектов на дислокациях, что приводит к уменьшению средней длины сегментов со слабыми стопорами. В связи с оттоком атомов внедрения на дислокации происходит обеднение этими атомами как аустенитной матрицы, так и мартенситной фазы. Это способствует уменьшению рассеяния электронов проводимости на этих дефектах структуры и снижению сопротивления, что наблюдается экспериментально (см. рис. 3). Качественно подобная картина наблюдалась в экспериментах с деформированным при низких температурах ниобием [10], когда при отжиге в результате ухода на стоки комплексов вакансия–атом кислорода происходила очистка материала, что отразилось в снижении остаточного электросопротивления и увеличении температуры сверхпроводящего перехода.

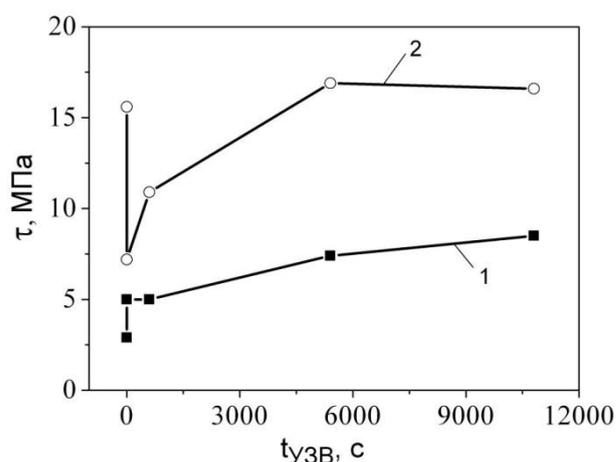


Рис. 2. Зависимости напряжений отрыва дислокаций от слабых стопоров (1) и начала работы источников Франка-Рида (2) стали 06Х16Н15М3Б, деформированной волочением при 77 К, от продолжительности УЗВ

УЗВ с  $t_{УЗВ} > 1$  с приводит к увеличению стартовых напряжений работы источника Франка-Рида, что свидетельствует об эффективном закреплении дислокаций жесткими стопорами типа вакансионных комплексов, образующихся за счет генерации вакансий при УЗВ. Как отмечалось выше, о закреплении дислокаций свидетельствует также подавление АЗВТ (см. рис. 1, кривые 3–5).

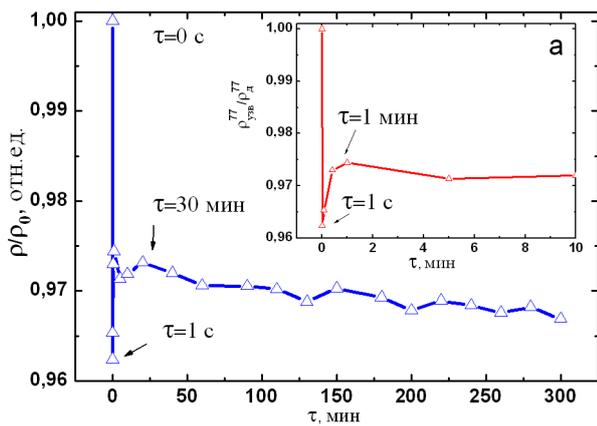


Рис. 3. Зависимость электросопротивления стали 06X16N15M3B, деформированной волочением при 77 К, от времени последующего УЗВ; а – в увеличенном масштабе по времени [3]

Рассмотрим влияние УЗВ на зависимость модуля сдвига деформированной стали 06X16N15M3B от времени последующего УЗВ (рис. 4). Видно, что по мере роста  $t_{\text{УЗВ}}$  наблюдается постоянное снижение модуля, свидетельствующее о реализации при УЗВ постоянного роста общего количества дефектов, причем наиболее интенсивно в первую секунду озвучивания. Известно, что модуль сдвига не зависит от распределения дефектов в материале [11]. Наблюдаемый рост АЗВТ (см. рис. 1, кривая 2), падения электросопротивления и стартовых напряжений начала работы источников Франка-Рида (рис. 2, 3) после УЗВ с  $t_{\text{УЗВ}} = 1$  с свидетельствуют об увеличении числа дислокаций, свободных от вакансий и их комплексов, вследствие перераспределения вакансий.

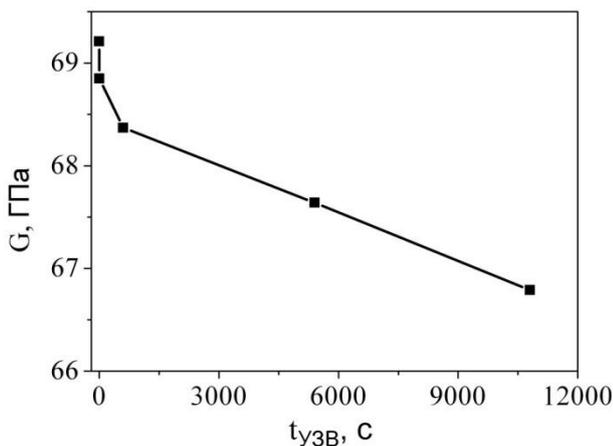


Рис. 4. Зависимость модуля сдвига стали 06X16N15M3B, деформированной волочением при 77 К, от экспозиции УЗВ

Повышенная плотность вакансий стимулирует диффузионные процессы при УЗВ, в результате чего могут образовываться гантельные конфигурации в виде внедренных атомов углерода («металлургическая» примесь) и собственных межузельных атомов, которые обладают более низкой энергией по сравнению с одиночными дефектами. Отметим, что гантельные конфигурации обнаружены во всех основных кристаллических

структурах [12], а приложение сдвиговых напряжений приводит в движение около двух десятков атомов вокруг ядра гантели. В результате в спектре колебаний появляются моды с частотами, значительно более низкими, чем дебаевская частота [13, 14]. Появление мягких мод в фоновом спектре и является причиной уменьшения модуля сдвига (относительное уменьшение модуля сдвига для  $t_{\text{УЗВ}} = 3$  ч составляет 3,5%).

Можно полагать, что рассмотренные механизмы структурных перестроек при УЗВ аустенитной стали с мартенситными фазами окажут влияние на сопряженность границ раздела мартенситная фаза–аустенитная матрица. Известно, что кристаллическая решетка мартенсита является объемно центрированной тетрагональной (ОЦТ), причем тетрагональность  $c/a$  линейно увеличивается с ростом содержания углерода (пересыщением):  $c/a = 1 + 0,046 p$ , где  $p$  – массовое содержание углерода [15]. Поскольку УЗВ способствует диффузии атомов углерода на дислокации и, следовательно, обеднению аустенитной матрицы и мартенситных выделений углеродом, то в процессе УЗВ тетрагональность будет уменьшаться и, как следствие, повышаться степень когерентности межфазных границ. Кроме того, следует обратить внимание на возможный при УЗВ вакансионный механизм обеднения атомами внедрения октаэдрических междоузлий мартенситной фазы и аустенитной матрицы [16]. Вакансии и их комплексы, образующиеся при УЗВ, являются ловушками с глубокими потенциальными ямами для атомов углерода. При локализации части атомов углерода на таких ловушках также происходит уменьшение тетрагональности  $c/a$  решетки мартенситной фазы и, следовательно, повышение степени когерентности границ раздела фаз. Важно подчеркнуть, что поскольку при радиационных воздействиях в материале формируются выделения, имеющие когерентные границы или границы с малой степенью некогерентности [17], то УЗВ можно рассматривать как один из технологических приемов управления сопряжением решеток матрицы и фаз в материале и, соответственно, повышающих его радиационную стойкость. Рассматривая обусловленные УЗВ с допороговыми амплитудами процессы эволюции дислокационной структуры аустенитно-мартенситной стали, полученной при деформации в условиях низких температур (77 К), нужно отметить, что для таких субмелкодисперсных структур характерна высокая неоднородность полей внутренних напряжений, обусловленных неравновесностью структуры и наличием границ раздела. Как показал эксперимент, изменение полей внутренних напряжений зависит от времени УЗВ и связано с эволюцией дефектной структуры. Из результатов изучения динамики дислокаций в ультразвуковом поле [18] следует, что дислокации при УЗВ могут разблокироваться и начать совершать колебательные движения. Поскольку на дислокации также действуют поля упругих напряжений, то при малых  $t_{\text{УЗВ}}$  дислокации начнут движение к положению равновесия, снимая тем

самым внутренними напряжениями. Формируются «разрыхленные» границы зерен, для которых характерно наличие дислокаций одного знака. Эти процессы уменьшают дальнедействующие поля напряжений, в результате чего наблюдаются не только периодическое колебательное, но и поступательное движения дислокаций, приводящие к перераспределению напряжений в объеме кристаллов.

Проведенный выше анализ показывает, что в неравновесных гетерогенных системах, к которым относится аустенитная сталь после низкотемпературного деформирования, под действием УЗВ могут происходить нелинейные процессы эволюции структуры, приводящие к одному из более низких, возможно, метастабильных энергетических состояний. Реализация того или иного конечного структурного состояния, т.е. эволюция системы, зависит в первую очередь от исходного (до УЗВ) состояния системы и характера действия внешних полей – температуры и режимов УЗВ. Можно полагать, что в нашем случае (наличие границ раздела, допороговые амплитуды УЗВ) реализуются три необходимых условия самоорганизации диссипативной структуры:

- 1) система открытая – внешнее УЗВ;
- 2) система неравновесная – деформация волочением при 77 К создает широкий спектр неравновесных дефектов;
- 3) система нелинейная – наличие взаимовлияющих процессов при УЗВ.

Особенностью таких дислокационных структур является то, что они могут не отвечать условиям термодинамического равновесия. Это означает, что возникшие структуры остаются в метастабильном состоянии после устранения вызвавшей их причины, например, УЗВ. Большие времена релаксации связаны с наличием некоторых факторов, действующих на дислокации при низких и умеренных температурах ( $T \leq 0,3T_{\text{melt}}$ ,  $T_{\text{melt}}$  – температура плавления) и ограничивающих их подвижность:

- сил трения решетки (барьеры Пайерлса);
- примесных атомов (атмосферы Коттрелла);
- дислокаций «леса»;
- межфазных границ раздела.

Таким образом, варьируя время УЗВ, можно влиять на дислокационные структуры как на границах раздела, так и в матрице, что будет определять степень сопряжения границ раздела и обеспечивать достижение необходимого комплекса физико-механических свойств, в частности, уровня дефектообразования при последующих радиационных воздействиях.

## ВЫВОДЫ

1. Исследованы микроструктурные изменения в результате малоинтенсивного УЗВ в аустенитной стали 06X16H15M3B с остаточным деформационным мартенситом.
2. Обнаружена немонотонная зависимость амплитудозависимого внутреннего трения и стартовых напряжений начала работы источников

Франка-Рида от экспозиции УЗВ, что связано с двухстадийностью эволюции дефектной структуры. Установлено, что первая стадия определяется релаксационными процессами, а вторая – эволюцией системы дефектов вакансионного типа.

3. Установлено оптимальное время УЗВ, при котором достигается наибольшая равновесность структурно-напряженного состояния.

4. Показано монотонное уменьшение модуля сдвига с ростом времени УЗВ и предложен механизм, объясняющий этот эффект.

5. Малоинтенсивное УЗВ, влияя на дислокационные структуры как на границах раздела, так и в матрице, дает возможность управлять степенью сопряжения границ раздела в аустенитно-мартенситной структуре.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. V.I. Sokolenko, Ya.D. Starodubov, G.N. Malik, M.A. Tikhonovskij, M.M. Oleksienko. Effects of ultrasonic irradiation on superconducting and mechanical properties of the Nb<sub>3</sub>Sn – based composite // *Cryogenics*. 1992, v. 32, ICMC Suppl, p. 637-340.
2. О.И. Волчок, А.В. Пахомов, В.И. Соколенко, Н.А. Черняк. Релаксационные процессы в стали 06X16H15M3B при ультразвуковом воздействии // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2013, т. 35, №2, с. 259-264.
3. В.И. Соколенко, А.В. Пахомов, О.И. Волчок, Н.А. Черняк, В.С. Оковит, В.В. Калиновский. Процессы микропластичности при высокочастотном механическом нагружении аустенитной стали с остаточным мартенситом // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»(105)*. 2015, №2(96), с. 154-157.
4. М.А. Кришталл, С.А. Головин. *Внутреннее трение и структура металлов*. М.: «Металлургия», 1976, 376 с.
5. Н.В. Кулемин. *Ультразвук и диффузия в металлах*. М.: «Металлургия», 1978, 180 с.
6. А. Гранато, К. Люкке. Дислокационная теория поглощения // *Ультразвуковые методы исследования дислокаций*. М.: «Изд-во Иностран. лит.» 1963, с. 25-57.
7. М.А. Кришталл, С.А. Головин, С.И. Архангельский. Оценка характеристик дислокационной структуры при измерении амплитудной зависимости внутреннего трения // *Внутреннее трение в металлах и сплавах*. М.: «Наука», 1966, с. 101-108.
8. П.Л. Грузин, Е.С. Мачурин, А.А. Васильев, В.Ю. Фомичев. *Механизмы релаксационных явлений в твердых телах*. Каунас, 1974, с. 149-152.
9. А. Новик, Б. Берри. *Релаксационные явления в кристаллах*. М.: «Атомиздат», 1975, 472 с.
10. И.Ф. Борисова, В.И. Соколенко, Я.Д. Стародубов. Влияние процессов возврата на температуру сверхпроводящего перехода деформированного при 20 К ниобия // *ФНТ*. 1992, т. 18, №8, с. 844-846.
11. А.А. Самигуллина, Ю.В. Царенко, В.В. Рубаник, В.А. Попов, В.Н. Даниленко, Р.Р. Мулюков. Влияние ультразвуковой обработки на структуру и механические свойства ультрамелкозернистого

никеля, полученного равноканальным угловым прессованием // *Письма о материалах*. 2012, т. 2, с. 214-217.

12. K.H. Robrok. *Mechanical Relaxation of Interstitial in Irradiated Metals*. Springer, Berlin, 1990, 106 p.

13. A.V. Granato. Self-interstitials as basic structural units of liquids and glasses // *J. Phys. Chem. Solids*. 1994, v. 55, p. 931.

14. Р.А. Кончаков, В.А. Хоник. Влияние вакансий и межузельных атомов в гангельной конфигурации на модуль сдвига и колебательную плотность состояний меди // *Физика твердого тела*. 2014, т. 56, в. 7, с. 1316.

15. А.П. Гуляев. *Металловедение*. М.: «Металлургия», 1986, 544 с.

16. А.С. Бакай, Н.П. Лазарев. Влияние звука на диффузию атомов примеси внедрения в твердом теле // *ФТТ*. 1986, т. 28, в. 8, с. 2455-2457.

17. В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов. *Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов*. Киев: «Наукова думка», 2006, 375 с.

18. Н.А. Тяпунина, Е.К. Наими, Г.М. Зиненкова. *Действие ультразвука на кристаллы с дефектами*. М.: Изд-во Московского университета, 1999, с. 238.

*Статья поступила в редакцию 15.03.2018 г.*

## **МІКРОПЕРЕБУДОВИ СТРУКТУРИ АУСТЕНИТНОЇ СТАЛІ ІЗ ЗАЛИШКОВИМ МАРТЕНСИТОМ У ПРОЦЕСІ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВПЛИВУ**

*О.Й. Волчок, В.В. Калиновський, І.В. Лепін, А.В. Пахомов, В.І. Соколенко*

Досліджено процеси релаксації внутрішніх напружень у деформованій волочінням при 77 К аустенітній сталі 06X16N15M3B у результаті ультразвукового впливу (УЗВ). Методом вимірювання амплітудної залежності внутрішнього тертя визначені величини критичних амплітуд деформацій, що обумовлюють зміну механізмів дисипації енергії в матеріалі. Проведено оцінку параметрів дислокаційної структури в рамках теорії Гранато-Люкке. Визначено характер зміни модуля зсуву від експозиції УЗВ. Отримані дані свідчать про можливість управляти ступенем сполучення границь розділу в аустенітно-мартенситній структурі при малоінтенсивному УЗВ.

## **MICRORESTRUCTURING OF AUSTENITIC STEEL WITH RESIDUAL MARTENSITE DURING ULTRASONIC EXPOSURE**

*O.I. Volchok, V.V. Kalinovsky, I.V. Lepin, A.V. Pakhomov, V.I. Sokolenko*

Internal stress relaxation processes occurring due to ultrasonic exposure (USE) have been investigated in the austenitic steel 06Kh16N15M3B strained by drawing at 77 K. The technique for measuring the amplitude dependence of internal friction was used to determine the critical strain amplitudes responsible for the change of the mechanisms of energy dissipation in the material. The dislocation structure parameters were estimated in the frame of the Granato-Lücke theory. The behavior of the shear modulus of elasticity was investigated as a function of the ultrasonic exposure. The obtained data point to the possibility of controlling the degree of interface matching in the austenite-martensite structure at low-intensity ultrasonic exposure.