

05

## Влияние малоциклового усталости на акустическое двулучепреломление в аустенитной стали 12X18H10T

© В.А. Ключников, А.В. Гончар

Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова-Грехова РАН,  
603024 Нижний Новгород, Россия  
e-mail:ndt@ipmran.ru

Поступило в Редакцию 20 июня 2023 г.

В окончательной редакции 10 ноября 2023 г.

Принято к публикации 16 ноября 2023 г.

Представлены результаты исследования влияния малоциклового усталости при температурах 20 и 60°C на акустическое двойное лучепреломление аустенитной нержавеющей стали 12X18H10T. Предложена модель, представляющая акустическое двойное лучепреломление всего материала как сумму двух отдельных составляющих для мягкой матрицы аустенита и твердых включений деформационного  $\alpha'$ -мартенсита. Изменения акустического двойного лучепреломления, вызванные деформацией аустенита и мартенситным превращением при усталости, сравнивали с помощью расчетов, основанных на данных, полученных ранее для одноосного растяжения той же стали. Проанализирована кинетика изменения параметра акустического двулучепреломления в аустените с учетом и без учета влияния мартенситного превращения. Полученные результаты имеют практическое значение для разработки методов неразрушающего ультразвукового контроля состояния метастабильной аустенитной стали.

**Ключевые слова:** аустенитная нержавеющая сталь, температура испытаний, деформационное мартенситное превращение, ультразвуковой метод, акустическое двулучепреломление, вихретоковый метод.

DOI: 10.61011/JTF.2024.01.56901.152-23

### Введение

Аустенитная нержавеющая сталь широко используется при создании конструкций для ядерной, химической и иных отраслей промышленности. Известно, что пластическая деформация для большинства сталей данного класса с низкой энергией дефектов упаковки даже при комнатной температуре одновременно с накоплением поврежденности сопровождается фазовым превращением аустенита в деформационный  $\alpha'$ -мартенсит [1,2]. Интенсивность деформационного мартенситного превращения зависит от внешних факторов, таких как частота нагружения [3–5] и температура [6–8].

Разница между модулями упругости  $\alpha'$ -мартенсита и аустенита приводит к изменению модуля упругости и акустических параметров всего объема материала. Формирование  $\alpha'$ -мартенсита также влияет на вязкость и твердость стали [9–11] и приводит к изменению интенсивности накопления повреждений [12]. Предыдущие работы показали, что с ростом температуры при нагружении интенсивность превращения мартенсита деформации убывает вплоть до нуля [6,13,14]. В то же время в материале происходит накопление повреждений, что практически не изучается.

Существует множество работ, посвященных изучению изменений свойств во время нагружения аустенитных сталей методами магнитного или вихретокового контроля [15–19]. Однако при определении поврежденности интерес вызывают исследования изменения акустических [19–21] или электрических свойств [22,23].

В настоящей работе проведено исследование влияния статического растяжения и усталости на анизотропию упругих свойств стали 12X18H10T при разных температурах испытания. Для описания анизотропии упругих свойств использовался параметр акустического двулучепреломления  $B$ , который определяется как:

$$B = 2 \frac{t_x - t_y}{t_x + t_y}, \quad (1)$$

где время распространения двух сдвиговых волн, распространяющихся между двумя плоскопараллельными площадками образца и поляризованных во взаимно перпендикулярном направлении, вдоль  $t_x$  и поперек  $t_y$  оси нагружения.

На основе экспериментальных данных параметр двулучепреломления во всем материале был представлен как сумма двух составляющих для мягкой матрицы аустенита и твердых включений деформационного  $\alpha'$ -мартенсита.

### 1. Методика эксперимента

В настоящей работе исследовалась аустенитная нержавеющая сталь 12X18H10T, химический состав представлен в таблице.

Формы и размеры образцов представлены на рис. 1. На каждом образце были вырезаны плоскопараллельные площадки с обеих сторон рабочей зоны для проведения ультразвуковых и вихретоковых измерений.

Химический состав исследуемой стали 12X18H10T (%)

C	Cr	Ni	Mn	Mo	Ti	P	S	Si	Fe
0.03	17.27	9.02	0.56	0.22	0.31	0.029	0.003	0.43	Основа

Механические поэтапные испытания проводились на сервогидравлической испытательной машине BISS Nano UT-01-0025. Перед испытанием и после каждого этапа нагружения проводились ультразвуковые и вихретоковые измерения. Для измерения температуры к центру образца и нижней и верхней губкам испытательной машины крепились термодпары.

Статическое растяжение проводилось со скоростью деформации  $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  при температуре 20, 40 и 60°C.

Испытания на малоцикловую усталость проводились при контроле полной деформации цикла с коэффициентом асимметрии  $R_\epsilon = 0$  и постоянной скоростью деформации  $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Одноосное циклическое нагружение  $P$  направлено вдоль оси  $X(1)$  (рис. 1). Полная амплитуда деформации цикла  $\Delta\epsilon/2$  составляла 0.3 и 0.5%, температура — 20 и 60°C. Испытания останавливались при падении напряжений в цикле на 50% по сравнению с установившимся значением напряжения в соответствии с ГОСТ 25.505-85.

Для измерения времени распространения ультразвуковых волн  $t_x$  и  $t_y$  записывались амплитудно-временные диаграммы эхо-импульсов (рис. 2). Время распространения  $t_\tau$  ультразвуковой волны измерялось между первым  $t_1$  и третьим  $t_3$  сигналом. Поперечная волна возбуждалась и принималась широкополосным пьезоэлектрическим преобразователем (ПЭП) V157 Olympus с диаметром излучающей пластины 3.2 mm и центральной частотой 5 MHz. В качестве генератора электрических импульсов использовался серийно выпускаемый ультразвуковой дефектоскоп A1212 МАСТЕР. С помощью цифрового осциллографа LA-n1USB и программным обеспечением ADCLab записывались амплитудно-временные диаграммы сигналов от ПЭП на персональный компьютер. Максимальная частота дискретизации осциллографа — 1 GHz, временное разрешение 1 ns.

Мультифункциональный вихретоковый прибор МВП-2М с датчиком частотой 1 kHz был использован для проведения вихретоковых измерений. Изначально он был разработан для измерения содержания

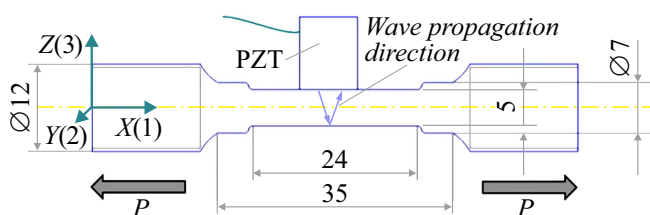


Рис. 1. Схема акустических измерений;  $X(1)$ ,  $Y(2)$  и  $Z(3)$  — оси симметрии образца.

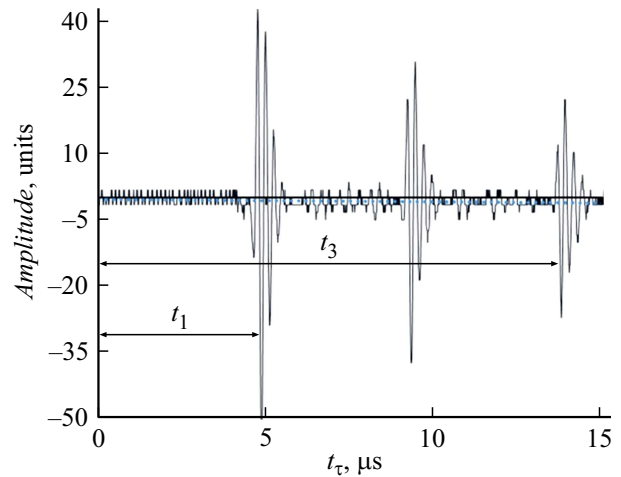


Рис. 2. Амплитудно-временная диаграмма сдвиговых волн.

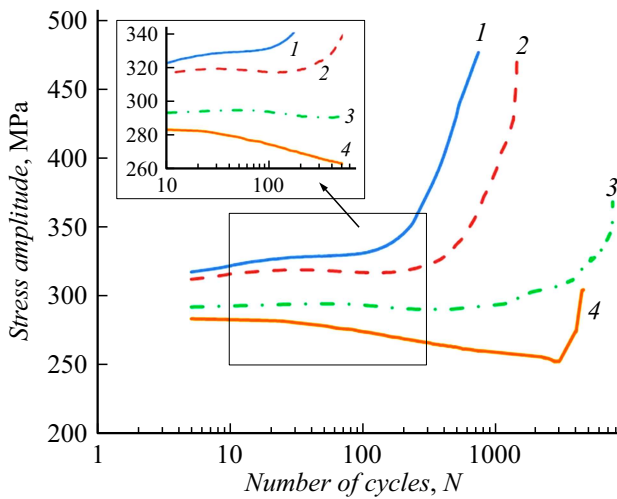
феррита в сталях аустенитного и перлитного классов. Устройство было откалибровано изготовителем. Так как магнитные свойства феррита и ферромагнитного  $\alpha'$ -мартенсита различаются незначительно [24], то полученные результаты измерения содержания  $\alpha'$ -мартенсита указывались в процентных долях феррита, аналогично [10].

## 2. Результаты исследования

### 2.1. Циклическое упрочнение и разупрочнение

При амплитуде деформации цикла 0.5% наблюдается увеличение амплитуды напряжения (циклическое упрочнение) независимо от температуры испытания (рис. 3). Циклическое упрочнение вызвано несколькими факторами: увеличение числа дефектов упаковки [25], увеличение плотности дислокаций в аустените [26], а также образованием деформационного  $\alpha'$ -мартенсита. При амплитуде деформации 0.3% после начального упрочнения наблюдается разупрочнение. Циклическое разупрочнение проявляется в том случае, когда скорость аннигиляции дислокаций превышает скорость их генерации, вызывая общее уменьшение плотности дислокаций, или когда дислокации перестраиваются в ячеистую структуру, что приводит к увеличению длины свободного пробега дислокаций [27,28]. Стоит отметить, что уменьшение амплитуды напряжения при температуре 60°C более значительно, чем при 20°C.

После определенного количества циклов, которое зависит от условий нагружения, начинается активное



**Рис. 3.** Амплитуда напряжения в процессе циклического нагружения при  $\Delta\varepsilon/2 = 0.5\%$  и  $T = 20^\circ\text{C}$  (1),  $\Delta\varepsilon/2 = 0.5\%$  и  $T = 60^\circ\text{C}$  (2),  $\Delta\varepsilon/2 = 0.3\%$  и  $T = 20^\circ\text{C}$  (3),  $\Delta\varepsilon/2 = 0.3\%$  и  $T = 60^\circ\text{C}$  (4).

образование  $\alpha'$ -мартенсита, который противодействует уменьшению плотности дислокаций аустенита [29] и приводит к вторичному упрочнению вплоть до разрушения образца.

**2.2. Результаты акустических и вихретоковых измерений при статическом растяжении**

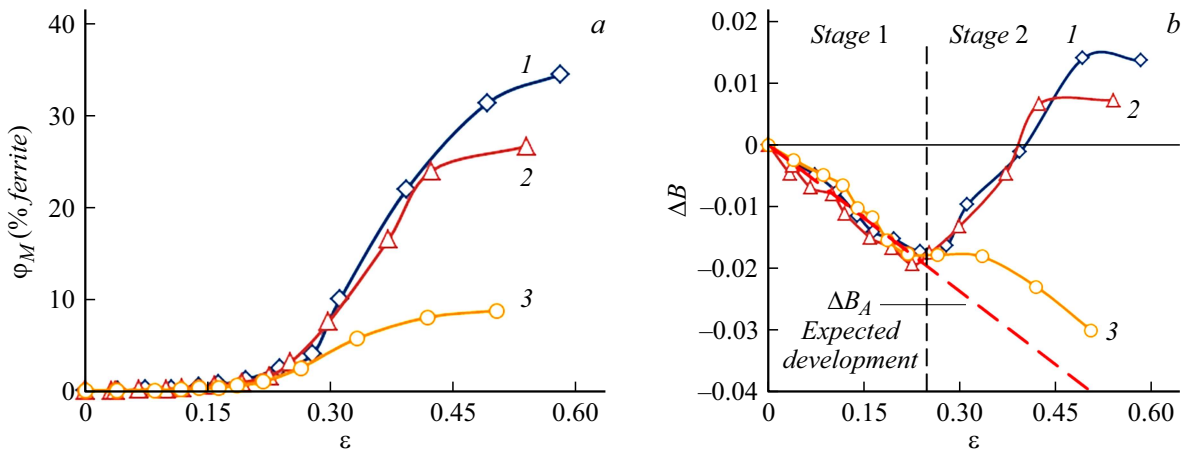
При статическом растяжении наблюдается отчетливая зависимость кинетики  $\alpha'$ -мартенсита от температуры испытания (рис. 4, a). Экспериментальные данные (рис. 4, b) согласуются с теоретическими расчетами [30]. Авторы показали, что параметр акустического двулучепреломления  $B$  уменьшается при статическом нагружении материала с ГЦК решеткой и увеличивается при деформации материала с ОЦК решеткой. Рис. 4, b

показывает, что на стадии 1 в материале преобладает аустенит с ГЦК решеткой (параметр  $B$  уменьшается). На 2 стадии начинается интенсивное мартенситное превращение (рис. 4, b), которое влияет на кинетику изменения параметра  $B$ . Полученные зависимости отражают совокупный эффект накопления повреждений, изменения текстуры в аустените с ГЦК решеткой и образование  $\alpha'$ -мартенсита деформации с ОЦК решеткой при различных температурах статического нагружения нержавеющей стали 12X18H10T.

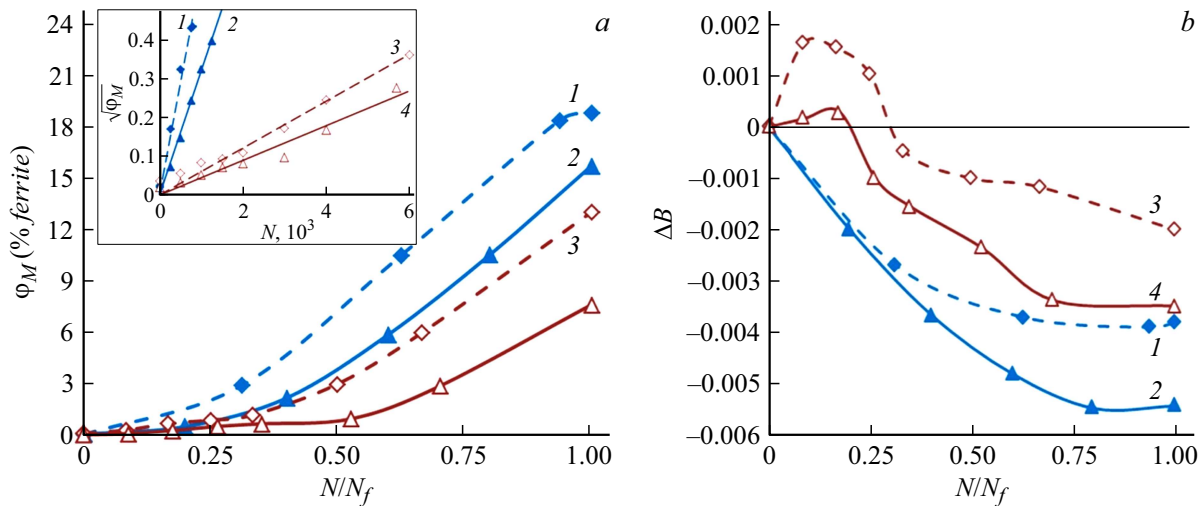
**2.3. Результаты акустических и вихретоковых измерений при усталости**

Во всех режимах нагружения наблюдается интенсивное увеличение объемной доли  $\varphi_M$  деформационного  $\alpha'$ -мартенсита после относительного числа циклов нагружения  $N/N_f = 0.2$  ( $N_f$  — число циклов до образования макроскопической трещины) (рис. 5, a). На рис. 3 и 5, a видно, что упрочнение материала при циклическом нагружении очень хорошо соответствует кинетике мартенситного превращения. Фактически циклическое упрочнение аустенитной стали происходит за счет мартенситного превращения [32]. Ожидаемо, что объемная доля деформационного  $\alpha'$ -мартенсита  $\varphi_M$  для обеих амплитуд деформации после испытаний при температуре  $60^\circ\text{C}$  меньше, чем при  $20^\circ\text{C}$ . Отметим, что зависимость  $\sqrt{\varphi_M}$  от количества циклов  $N$  можно аппроксимировать линейной функцией, причем угол наклона отражает величину амплитуды деформации цикла и температуры нагружения (вставка на рис. 5, a).

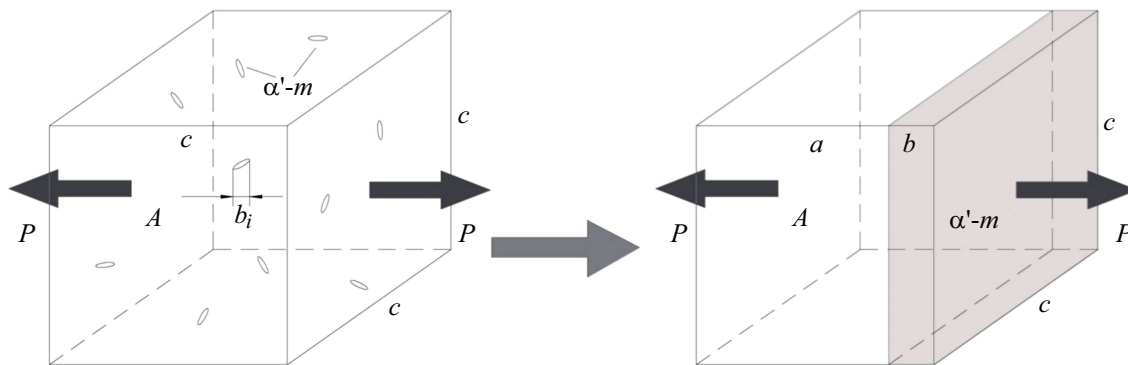
Изменение  $B$  при усталости было получено для всех условий нагрузки из ультразвуковых исследований (рис. 5, b). Следует отметить, что  $B$  увеличивается на начальных стадиях нагружения при полной амплитуде деформации 0.3% и уменьшается при дальнейшем нагружении. При полной амплитуде деформации 0.5% параметр двулучепреломления снижается на всех стадиях на-



**Рис. 4.** Зависимость объемной доли  $\alpha'$ -мартенсита  $\varphi_M$  (a) и  $\Delta B$  (b) от пластической деформации  $\varepsilon$  для стали 12X18H10T при температурах испытания: 20 (1), 40 (2) и  $60^\circ\text{C}$  (3) [24].



**Рис. 5.** Изменение  $\varphi_M$  (a) и  $B$  (b) при циклическом нагружении при  $\Delta\varepsilon/2 = 0.5\%$  и  $T = 20^\circ\text{C}$  (1),  $\Delta\varepsilon/2 = 0.5\%$  и  $T = 60^\circ\text{C}$  (2),  $\Delta\varepsilon/2 = 0.3\%$  и  $T = 20^\circ\text{C}$  (3),  $\Delta\varepsilon/2 = 0.3\%$  и  $T = 60^\circ\text{C}$  (4).



**Рис. 6.** Представление репрезентативного объема матрицы аустенита с включениями  $\alpha'$ -мартенсита.

гружения при обеих температурах, а характер изменения  $B$  для исследованных температур совпадает. При дальнейшем нагружении наблюдается различие в характере изменения  $B$ , что определяется разной скоростью образования фазы  $\alpha'$ -мартенсита. Таким образом, повышение температуры деформации способствует увеличению  $B$  при той же амплитуде деформации. Изменение  $B$  при амплитуде деформации 0.5% аналогично изменению при статическом нагружении, так как на первых стадиях нагружения кривые сливаются, а затем расходятся.

Соответственно, поскольку при амплитуде деформации 0.3% на ранних стадиях  $B$  увеличивается, можно сделать вывод, что и скорость образования мартенсита настолько мала, что не оказывает существенного влияния на константы упругости аустенита с ГЦК решеткой. Когда относительное число циклов нагружения достигает 0.2,  $\alpha'$ -мартенсит с ОЦК решеткой начинает образовываться более интенсивно, что приводит к снижению  $B$ . Таким образом, кинетика изменения  $B$  отражает характер упрочнения и разупрочнения при исследуемых амплитудах деформации цикла и температур.

### 3. Обсуждение

Рассчитаем изменение параметра двулучепреломления  $B_{\text{Aeff}}$  с учетом мартенситного превращения в процессе статического растяжения. Для этого рассмотрим репрезентативный элемент кубического объема с ребром длиной  $c$ , на который воздействует нагрузка  $P$  (рис. 6). В нем имеется определенная объемная доля деформационного  $\alpha'$ -мартенсита  $\varphi_M$ . При расчете будем руководствоваться следующими допущениями:

- двухфазный материал состоит из мягкой аустенитной матрицы и твердых мартенситных включений, случайно распределенных в матрице;
- $\alpha'$ -мартенсит не деформируется;
- образование мартенсита не оказывает влияние на деформацию аустенита.

Пусть эффективный размер каждого включения равен  $b_i$ , а вся фаза мартенсита занимает объем  $c^2 b$ , где  $b = \sum_i b_i$ .

Тогда объемная доля фазы мартенсита составляет  $\varphi_M = \frac{c^2 b}{c^3} = \frac{b}{c}$ , объемная доля фазы аустенита —  $\varphi_A = 1 - \varphi_M = \frac{a}{c}$ .

Деформация  $\varepsilon_S$ , измеренная экстензометром во время испытаний, может быть записана через  $a$ ,  $b$  и  $c$ :

$$\varepsilon_S = \frac{\Delta c}{c} = \frac{\Delta a}{a + b}. \quad (2)$$

Тогда деформация аустенита  $\varepsilon_A$  может быть определена следующей формулой:

$$\varepsilon_A = \frac{\Delta a}{a}. \quad (3)$$

Отношение деформаций записывается в виде

$$\frac{\varepsilon_A}{\varepsilon_S} = \frac{1}{1 - \varphi_M}. \quad (4)$$

В формулах объемная доля  $\alpha'$ -мартенсита приведена в долях, на рисунках в процентах, кроме вставки на рис. 5, а.

Изменение  $\Delta B$  обусловлено не только накоплением поврежденности [21] и изменением текстуры, но и образованием  $\alpha'$ -мартенсита. Полагая, что при статическом нагружении кинетика изменения параметра двулучепреломления в аустените остается постоянной даже при образовании  $\alpha'$ -мартенсита, а параметр двулучепреломления в образовавшемся мартенсите зависит только от его объемной доли, запишем изменение  $\Delta B$  всего материала в виде

$$\Delta B = \Delta B_A + \Delta B_M, \quad (5)$$

где  $\Delta B_A$  — определяет изменение параметра двулучепреломления в аустените вследствие его деформации,  $\Delta B_M$  — определяет изменение параметра двулучепреломления вследствие образования  $\alpha'$ -мартенсита.

На первой стадии деформирования статического деформирования (стадия 1, рис. 4, б) при незначительной интенсивности мартенситного превращения изменение  $\Delta B_1$  для всего материала можно аппроксимировать линейной зависимостью от пластической деформации  $\varepsilon$ :

$$\Delta B_1 = \Delta B_A = -0.086\varepsilon. \quad (6)$$

Изменение параметра двулучепреломления  $B_{\text{Aeff}}$  (рис. 4, б), принимая во внимание уравнения (2), (3) и (6), можно выразить в следующем виде:

$$B_{\text{Aeff}} = -\frac{0.086\varepsilon}{1 - \varphi_M}. \quad (7)$$

Изменение параметра двулучепреломления  $B_{\text{Meff}}$  будет определяться как:

$$\Delta B_{\text{Meff}} = \Delta B + \frac{0.086\varepsilon}{1 - \varphi_M}. \quad (8)$$

В процессе растяжения увеличивается доля  $\alpha'$ -мартенсита и пластическая деформация концентрируется в более мягком аустените, что приводит к увеличению

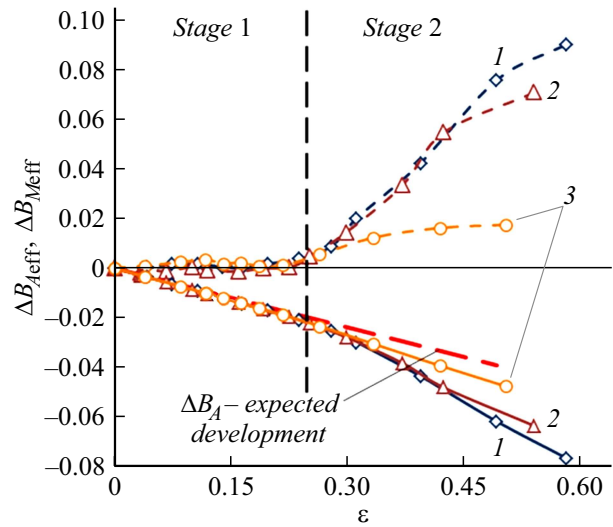


Рис. 7. Зависимости изменения  $B_{\text{Aeff}}$  (сплошная линия) и  $B_{\text{Meff}}$  (штриховая линия) от деформации  $\varepsilon$  при  $T = 20$  (1),  $40$  (2) и  $60^\circ\text{C}$  (3).

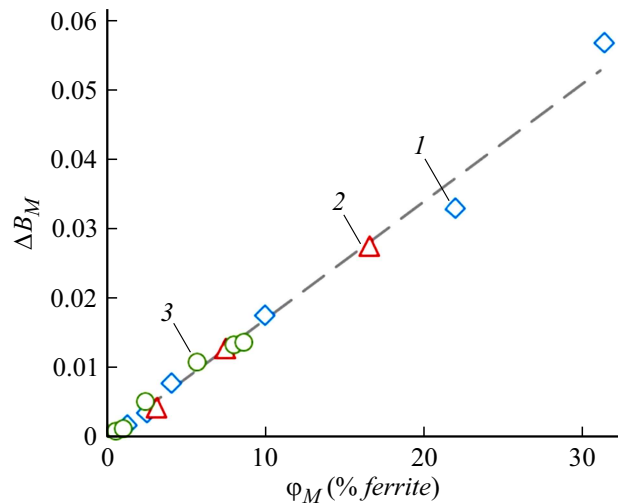


Рис. 8. Взаимосвязь  $B_M$  и объемной доли  $\alpha'$ -мартенсита на 2 стадии статического нагружения стали 12X18H10T при  $T = 20$  (1),  $40$  (2) и  $60^\circ\text{C}$  (3) [24].

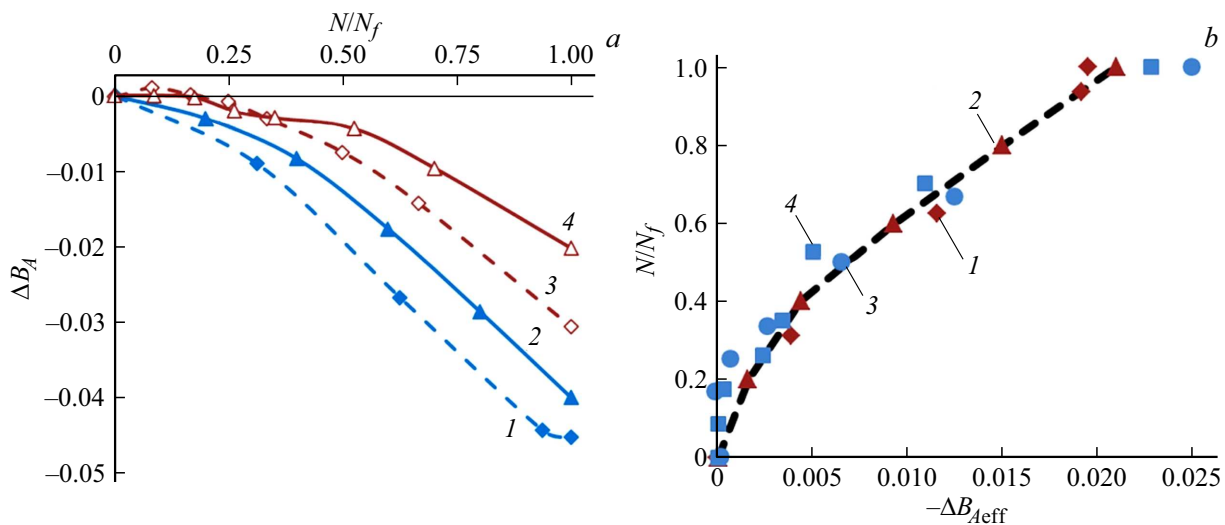
интенсивности изменения параметра двулучепреломления  $B_{\text{Aeff}}$ .

Уменьшение интенсивности мартенситного превращения в большей степени сказывается на  $B_{\text{Meff}}$ , чем на  $B_{\text{Aeff}}$  (рис. 7). Так, при разрушении  $\Delta B_{\text{Meff}}$  при температуре  $20^\circ\text{C}$  примерно в 8 раз больше, чем при температуре  $60^\circ\text{C}$ ,  $\Delta B_{\text{Aeff}}$  примерно в 1.5 раза.

Получено, что изменение параметра двулучепреломления  $B_M$  на 2-ой стадии статического растяжения в диапазоне температур от  $20$  до  $60^\circ\text{C}$ , линейно зависит от процентного содержания  $\alpha'$ -мартенсита  $\varphi_M$  (рис. 8):

$$\Delta B_M = 0.17\varphi_M. \quad (9)$$





**Рис. 9.** Изменение  $B_A$  (a) и  $\Delta B_{Aeff}$  (b) при циклическом нагружении при  $\Delta\epsilon/2 = 0.5\%$  и  $T = 20^\circ\text{C}$  (1),  $\Delta\epsilon/2 = 0.5\%$  и  $T = 60^\circ\text{C}$  (2),  $\Delta\epsilon/2 = 0.3\%$  и  $T = 20^\circ\text{C}$  (3),  $\Delta\epsilon/2 = 0.3\%$  и  $T = 60^\circ\text{C}$  (4).

Исходя из предположения, что параметр  $B_M$  при усталости изменяется таким же образом, как и при статическом нагружении, определим изменение  $B_A$  в аустените при усталости, используя уравнения (5) и (9):

$$\Delta B_A = \Delta B - 0.17\varphi_M. \quad (10)$$

Величина  $\Delta B_A$  показывает изменение параметра двулучепреломления в аустените без учета интенсивности образования  $\alpha'$ -мартенсита. На рис. 5, b и 9 a видно, что  $\Delta B_A$  значительно больше  $\Delta B$  и превышает последний примерно в 7–10 раз при разрушении, т. е. мартенситное превращение при усталости также способствует увеличению  $\Delta B$ , что соответствует рис. 4, b, на котором указано ожидаемое развитие  $B$  (штриховая линия) без фазовых превращений.

Получим изменение параметра двулучепреломления в аустените  $\Delta B_{Aeff}$  при усталости, изменение которого не будет зависеть от условий нагружения, следующим образом:

$$\Delta B_{Aeff} = 36\sqrt[3]{k}(\Delta B - 0.17\varphi_M). \quad (11)$$

где  $k$  — тангенс угла наклона зависимости  $\sqrt{\varphi_M(N)}$  (вставка на рис. 5, a), который составляет  $5.8 \cdot 10^{-4}$  при амплитуде деформации  $\Delta\epsilon/2 = 0.5\%$  и  $T = 20^\circ\text{C}$ , при  $T = 60^\circ\text{C}$   $k = 3.2 \cdot 10^{-4}$ . При амплитуде деформации  $\Delta\epsilon/2 = 0.3\%$  и  $T = 20^\circ\text{C}$   $k = 6.0 \cdot 10^{-5}$ , при  $T = 60^\circ\text{C}$   $k = 4.5 \cdot 10^{-5}$ . Подбор коэффициентов в выражении (11) осуществлялся таким образом, чтобы зависимость  $\Delta B_{Aeff}(N/N_f)$  для всех образцов была единой при разной интенсивности фазовых превращений, обусловленной, в том числе величиной амплитуды деформации цикла и температурой.

Как видно из рис. 9, b, значения  $\Delta B_{Aeff}$ , полученные для всех режимов нагружения, накладываются на одну

кривую, и при появлении трещины в материале достигают величины  $0.022 \pm 0.002$ . Расчеты для стадии 2 проведены с допущением, что  $\Delta B_{Aeff}$  на ней меняется таким же образом, как на стадии 1.

Таким образом, при решении обратной задачи с известными значениями  $\varphi_M$  и  $B$ , возможен расчет составляющей  $\Delta B_{Aeff}$ , которая характеризует поврежденность и может быть использована для оценки текущего состояния материала.

## Заключение

Кинетика мартенситного превращения оказывает влияние на механические свойства и на параметр акустического двулучепреломления при усталости стали 12X18H10T.

С увеличением температуры испытания наблюдается усиление разупрочнения, что наиболее ярко выражено при испытании с амплитудой деформации цикла 0.3%. Связь между изменением параметра двулучепреломления  $B_M$  и объемной долей  $\alpha'$ -мартенсита на второй стадии статического нагружения подчиняется линейному закону в изученном интервале температур. В соответствии с предложенной моделью величина изменения параметра акустического двулучепреломления при образовании  $\alpha'$ -мартенсита превышает аналогичное изменение при деформации аустенита. Была получена универсальная кривая изменения параметра акустического двулучепреломления в аустените (когда кинетика мартенситного превращения замедлена) при усталости, которая описывает результаты вне зависимости от состояния нагружения, что может быть использовано для диагностики материалов.

## Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01237, <https://rscf.ru/project/22-29-01237/>.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] G.B. Olson, M. Cohen. Metall Trans A., **6A**, 791 (1975). DOI: 10.1007/bf02672301
- [2] J. Singh. J. Mater. Sci., **20** (9), 3157 (1985). DOI: 10.1007/bf00545181
- [3] G. Huang, D. Matlock, G. Krauss. Metall. Trans. A, **20**, 1239 (1989). DOI: 10.1007/BF02647406
- [4] J. Talonen, P. Nenonen, G. Pape, H. Hanninen. Metall. Mater. Trans. A, **36A**, 421 (2005). DOI: 10.1007/s11661-006-0220-x
- [5] J.A. Lichtenfeld, M.C. Mataya, C.J. van Tyne. Metall. Mater. Trans. A, **37**, 147 (2006). DOI: 10.1007/s11661-006-0160-5
- [6] T. Angel. J. Iron Steel Inst., **177**, 165 (1954).
- [7] T. Byun, N. Hashimoto, K. Farrell. Acta Mater., **52**, 3889 (2004). DOI: 10.1016/j.actamat.2004.05.003
- [8] J. Talonen, H. Hanninen. Metall. Mater. Trans. A, **35**, 2401 (2004). DOI: 10.1007/s11661-006-0220-x
- [9] B.A. Behrens, S. Hübner, A. Bouguecha, J. Knigge, K. Voges-Schwieger, K. Weilandt. Adv. Mat. Res., **137**, 1 (2010). DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.137.1
- [10] M. Smaga, F. Walther, D. Eifler. Mat. Sci. Eng. A, **483-484**, 394 (2008). DOI: 10.1016/j.msea.2006.09.140
- [11] A.K. De, J.G. Speer, D.K. Matlock, D.C. Murdock, M.C. Mataya, R.J. Comstock. Metall. Mater. Trans. A, **37**, 1875 (2006). DOI: 10.1007/s11661-006-0130-y
- [12] В.В. Мишакин, В.А. Ключников, А.В. Гончар. ЖТФ, **85** (5), 32 (2015). [V.V. Mishakin, V.A. Klyushnikov, A.V. Gonchar. Tech. Phys., **60** (5), 665 (2015). DOI: 10.1134/S1063784215050163]
- [13] A. Rosen, R. Jago, T.J. Kjer. Mater. Sci., **7**, 870 (1972). DOI: 10.1007/BF00550434
- [14] R. Dey, S. Tarafder, S. Sivaprasad. Int. J. Fatig., **90**, 148 (2016). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.04.030
- [15] V.M.A. Silva, C.G. Camerini, J.M. Pardo, J.C.G. de Blás, G.R. Pereira. J. Mater. Res. Technol., **7**, 395 (2018). DOI: 10.1016/j.jmrt.2018.07.002
- [16] S. Xie, L. Wu, Z. Tong, H.-En. Chen, Z. Chen, T. Uchimoto, T. Takagi. IEEE Trans. Magn. **54** (8), 1 (2018). DOI: 10.1109/TMAG.2018.2819123
- [17] D. O'Sullivan, M. Cotterell, D.A. Tanner, I. Mészáros. NDT & E Int., **37**, 489 (2004). DOI: 10.1016/j.ndteint.2004.01.001
- [18] S.H. Khan, F. Ali, A. Nusair Khan, M.A. Iqbal. Comp. Mater. Sci., **43** (4), 623 (2008). DOI: 10.1016/j.commat.2008.01.034
- [19] C.S. Kim. Strength Mater., **50**, 41 (2018). DOI: 10.1007/s11223-018-9940-6
- [20] A. Ould Amer, A.-L. Gloanec, S. Courtin, C. Touze. Proc. Eng., **66**, 651 (2013). DOI: 10.1016/j.proeng.2013.12.117
- [21] V. Mishakin, A. Gonchar, K. Kurashkin, V. Klyushnikov, M. Kachanov. Int. J. Eng. Sci., **168**, 103567 (2021). DOI: 10.1016/j.ijengsci.2021.103567
- [22] S. Xie, Z. Chen, H.-En. Chen, S. Sato, T. Uchimoto, T. Takagi, Y. Yoshida. Int. J. Appl. Electrom., **45**, 755 (2014). DOI: doi.org/10.3233/JAE-141903
- [23] M.S. Ogneva, M.B. Rigmant, N.V. Kazantseva, D.I. Davydov, M.K. Korkh. Russ. J. Nondestruct., **53** (9), 644 (2017). DOI: 10.1134/S106183091709008X
- [24] М.Б. Ригмант, М.К. Корх, Д.И. Давыдов, Д.А. Шишкин, Ю.В. Корх, А.П. Ничипурук, Н.В. Казанцева. Дефектоскопия, **11**, 28 (2015). [M.B. Rigmant, M.K. Korkh, D.I. Davydov, D.A. Shishkin, Yu.V. Korkh, A.P. Nichipuruk, N.V. Kazantseva. Rus. J. Nondestruct Testing, **51** (11), 680 (2015). DOI: 10.1134/S1061830915110030]
- [25] M. Bayerlein, H.J. Christ, H. Mughrabi. Mat. Sci. Eng. A, **114**, L11 (1989). DOI: 10.1016/0921-5093(89)90871-X
- [26] H.J. Bassler, D. Eifler, M. Lang, G. Dobmann. *Characterization of the Fatigue Behavior of Austenitic Steel Using HTSL-SQUID. In Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation* (Springer, Boston 1998), DOI: 10.1007/978-1-4615-5339-7\_207
- [27] A.M. Sherman. Met. Trans. A, **6**, 1035 (1975). DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02661357>
- [28] A. Glage, A. Weidner, T. Richter, P. Trubitz, H. Biermann. Europ. Sympos. on Martens. Transform., 05007 (2009). DOI: 10.1051/esomat/200905007
- [29] S.K. Paul, N. Stanford, T. Hilditch. Int. J. Fatig., **106**, 185 (2018). DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2017.10.005
- [30] K.V. Kurashkin, V.V. Mishakin, S.V. Kirikov, A.V. Gonchar, V.A. Klyushnikov. Phys. Mesomech., **25**, 80 (2022). DOI: 10.1134/S102995992201009X
- [31] V. Klyushnikov. Mat. Today: Proc., **19** (5), 2320 (2019). DOI: 10.1016/j.matpr.2019.07.679
- [32] H. Biermann, M. Droste. *Austenitic TRIP/TWIP Steels and Steel-Zirconia Composites* (Springer, Cham. 2020), DOI: 10.1007/978-3-030-42603-3