

05

## Влияние микроповрежденности на упругие характеристики метастабильных аустенитных сталей при усталостном разрушении

© В.В. Мишакин,<sup>1</sup> О.А. Сергеева,<sup>2</sup> В.А. Ключников<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова-Грехова РАН, 603950 Нижний Новгород, Россия

<sup>2</sup> Волга-СГЭМ — Камспецэнерго, 423800 Набережные Челны, Россия  
e-mail: ndt@ipmfran.ru

Поступило в Редакцию 14 июля 2023 г.

В окончательной редакции 5 октября 2023 г.

Принято к публикации 6 ноября 2023 г.

Исследована связь модулей упругости с изменением фазового состава и микроповрежденностью метастабильной аустенитной стали при ее усталостном разрушении. Предложен способ расчета микроповрежденности с учетом влияния комплекса факторов на упругие характеристики — образования деформационного мартенсита, имеющего контраст упругих модулей с матрицей материала, и изменения кристаллографической текстуры. Получена высокая корреляция нормированной величины микроповрежденности относительно ее критической величины, соответствующей появлению макротрещины, с поврежденностью, рассчитанной с помощью гипотезы линейного суммирования повреждений Пальмгрена-Майнера, широко используемой для оценки ресурсных характеристик сталей.

**Ключевые слова:** аустенитная нержавеющая сталь, метастабильный аустенит, микроповрежденность, ультразвуковой метод, упругие модули, вихретоковый метод.

DOI: 10.61011/JTF.2024.01.56902.183-23

### Введение

Разрушение металлических сплавов характеризуется сложным комплексом структурных изменений, определяющих их ресурсные и прочностные характеристики. В процессе разрушения происходит изменение кристаллографической текстуры, накопление микродефектов на различных структурных уровнях и другие процессы, связанные с деградацией металла. Как правило, при разрушении металлических сплавов существенно увеличивается плотность таких дефектов, как вакансии и дислокации, происходит формирование мезодефектов, фрагментация внутри зернового объема [1], образование микропор и микротрещин [2]. В некоторых случаях наблюдаются активные фазовые изменения, в частности, это характерно для метастабильных аустенитных сталей. Проведенные ранее исследования показали, что процессы накопления микроповреждений, изменения фазового состава и кристаллографической текстуры оказывают соизмеримое влияние на упругие и акустические характеристики металла [3–5].

В [6] приведены теоретические исследования влияния дислокационной структуры на модули упругости и скорости упругих волн. Изменение модулей при наличии значительной плотности дислокаций составляет доли процента. Микродефекты, нарушающие сплошность материала: микропоры, микротрещины — приводят на порядок к большему изменению модулей — около процента, а в некоторых случаях и более [7–9].

Зависимость модулей упругости и коэффициента Пуассона от величины микроповрежденности  $\psi$ , связанной с образованием микротрещин, определяется выражениями [8]:

$$K = K_0(1 + k_{K\psi}\psi), E = E_0(1 + k_{E\psi}\psi), \nu = \nu_0(1 + k_{\nu\psi}\psi), \quad (1)$$

где  $K_0, \mu_0, E_0, \nu_0$  — модуль объемного сжатия, сдвига, Юнга и коэффициент Пуассона неповрежденного материала;  $K, \mu, E, \nu$  — после образования микротрещин,  $\psi = n\bar{a}^3 = \frac{\Delta\rho_\psi}{\rho_0}$ , где  $n$  и  $\bar{a}$  — концентрация и средний размер микротрещин соответственно;  $\Delta\rho_\psi = (\rho - \rho_0)$  — изменение плотности вследствие образования микротрещин,  $\rho_0$  — плотность неповрежденного материала,  $\rho$  — текущее значение плотности,  $k_{K\psi}, k_{E\psi}, k_{\nu\psi}$  — коэффициенты.

Коэффициенты  $k_{K\psi}, k_{E\psi}, k_{\nu\psi}$  — записываются следующим образом [8]:

$$k_{K\psi} = -\frac{16}{9} \frac{(1 - \nu_0^2)}{(1 - 2\nu_0)},$$

$$k_{E\psi} = -\frac{16}{45} (10 - 3\nu_0) \frac{(1 - \nu_0^2)}{(2 - \nu_0)}, \quad (2)$$

$$k_{\nu\psi} = -\frac{16}{15} (3 - \nu_0) \frac{(1 - \nu_0^2)}{(2 - \nu_0)}.$$

Для модуля сдвига, связь которого с величиной  $\psi$  выражается в виде  $\mu = \mu_0(1 + k_{\mu\psi}\psi)$ , получим из урав-

нений (1), (2) и зависимости  $\mu = 0.5E/(1 + \nu)$  коэффициент  $k_{\mu\psi}$ :

$$k_{\mu\psi} = -\frac{32(1 - \nu_0)(5 - \nu_0)}{45(2 - \nu_0)}. \quad (3)$$

Разрушение метастабильных аустенитных сталей сопровождается фазовым превращением парамагнитной  $\gamma$ -фазы аустенита (гранецентрированная кубическая решетка) в ферромагнитную фазу  $\alpha'$ -мартенсита (объемноцентрированная кубическая решетка), имеющую упругий контраст с матрицей материала. Мартенситные превращения могут происходить следующими способами:  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$  или  $\gamma \rightarrow \alpha'$ , где  $\varepsilon$ -мартенсит обладает гексагональной плотноупакованной решеткой [10]. Из-за различий в структуре  $\alpha'$ -мартенсит обладает более высокой прочностью и термодинамической устойчивостью в отличие от  $\varepsilon$ -мартенсита, и его формирование является более предпочтительным. Фазовые превращения ведут к заметному изменению упругих, акустических и прочностных свойств сплавов и сильному изменению магнитных характеристик.

Описанные выше структурные изменения необходимо учитывать при оценке состояния на ранних стадиях разрушения аустенитных нержавеющей сталей, получивших широкое применение в ядерной энергетике, гидроэнергетике и других отраслях промышленности.

Для расчета модулей двухфазного материала в приближении Фойгта используется выражение [11]:

$$M_c = M_1\vartheta_1 + M_2\vartheta_2 = M_1(1 - \vartheta_2) + M_2\vartheta_2, \quad (4)$$

где  $M_c$  — модуль упругости всего материала;  $M_1$  и  $M_2$  — модули упругости фазы 1 и фазы 2 соответственно;  $\vartheta_1$  и  $\vartheta_2$  — содержание первой и второй фаз,  $\vartheta_1 + \vartheta_2 = 1$ . В нашем случае, фаза 1 —  $\gamma$ -фаза, фаза 2 —  $\alpha'$ -мартенсит.

Образование деформационного мартенсита влияет на зарождение и развитие микротрещин. В [2] показано, что плотность микротрещин имеет высокую корреляцию с объемной долей деформационного мартенсита. Модель образования трещин вблизи кристалла мартенсита приведена в [12].

Заметным фактором, влияющим на упругие и акустические характеристики поликристаллических сплавов, является кристаллографическая текстура. Связь кристаллографической текстуры со скоростями объемных упругих волн исследована в работах [13–15].

Существует комбинация скоростей упругих волн, не зависящая от кристаллографической текстуры и ее изменений, происходящих, например, при циклическом деформировании поликристаллических металлов. В работе [15] показано, что для поликристаллических материалов, содержащих кубические кристаллы и обладающих ромбической симметрией, например, катанных металлических сплавов, слагаемые модуля объемного сжатия и модуля сдвига с некоторым весовым коэффициентом, можно определить с помощью суммы квадратов

скоростей поперечных и продольных волн

$$\rho(V_{zz}^2 + V_{zx}^2 + V_{zy}^2) = K + \frac{10\mu}{3}, \quad (5)$$

где  $V_{zx}$  и  $V_{zy}$  — скорости поперечных волн, поляризованных вдоль и поперек оси симметрии ортотропного материала (например, направления проката катаного листа) и распространяющихся перпендикулярно поверхности листа;  $V_{zz}$  — скорость продольных волн, распространяющихся в том же направлении.

Сумма квадратов скоростей не зависит от кристаллографической текстуры и соответственно правая часть выражения (5) не связана с коэффициентами функции распределения ориентировок (ФРО).

Комбинацию модулей упругости, входящих в уравнение (5), обозначим параметром  $P$ , который зависит от величины  $\psi$  и объемного содержания  $\Phi$   $\alpha'$ -мартенсита:

$$P(\psi, \Phi) = \rho(\Phi, \psi)\Sigma_{x,y,z}V_{z(x,y,z)}^2 = K(\psi, \Phi) + \frac{10\mu(\psi, \Phi)}{3}. \quad (6)$$

Зависимость плотности  $\rho$  от  $\psi$  и  $\Phi$  для метастабильной аустенитной стали выражается следующим образом [3]:

$$\rho(\Phi, \psi) = \rho_0(1 - \psi - k_\Phi\Phi), \quad (7)$$

где  $k_\Phi$  — коэффициент, который, согласно [3], для метастабильной аустенитной стали 12X18H10T составляет 0.037.

Целью настоящей работы является исследование влияния усталости метастабильной стали 12X18H10T на скорости объемных упругих волн и интенсивность образования фазы  $\alpha'$ -мартенсита, разработка алгоритма оценки микроповрежденности с помощью акустических и вихретоковых измерений.

## 1. Стадии усталостного разрушения, алгоритм оценки микроповрежденности

Изменение упругих модулей, плотности материала и соответственно параметра  $P$  связано с образованием деформационного мартенсита и с накоплением микроповреждений. Ранее было установлено, что в процессе циклического деформирования метастабильных аустенитных сталей наблюдается стадийность разрушения, что отражается на динамике изменения упругих характеристик [4].

Первая стадия соответствует начальному этапу нагружения, на которой практически не образуется мартенсит деформации (инкубационная стадия по терминологии авторов работы [16]), образования микропор и микротрещин не происходит.

Вторая стадия характеризуется активным образованием мартенсита деформации и малым изменением величины  $\psi \approx 0$ . С учетом уравнения (4) связь параметра  $P$

с  $\Phi$  на второй стадии определяется выражением:

$$P^{II} = \rho(\Phi, \psi = 0) \Sigma_{x,y,z} V_{z(x,y,z)}^2 = K_{A0}(1 - \Phi) + K_{M0}\Phi + \frac{10}{3}(\mu_{A0}(1 - \Phi) + \mu_{M0}\Phi) = P_{A0} - \Phi(P_{A0} - P_{M0}), \quad (8)$$

где  $P_{A0} = K_{A0} + 10/3\mu_{A0}$ ,  $P_{M0} = K_{M0} + 10/3\mu_{M0}$ ,  $K_{A0}, \mu_{A0}$  и  $K_{M0}, \mu_{M0}$  — модули объемного сжатия и сдвига аустенита и мартенсита соответственно при  $\psi \cong 0$ .

Величины  $P_{A0}$  и  $P_{M0}$  можно определить, используя зависимости  $P^{II}(\Phi)$  на этой стадии:

$$P_{A0} = \frac{P_2^{II} - P_1^{II}(\Phi_2/\Phi_1)}{1 - (\Phi_2/\Phi_1)}, \quad P_{M0} = P_{A0} - \frac{P_2^{II} - P_1^{II}}{\Phi_1 - \Phi_2}, \quad (9)$$

где  $P_1^{II}$ ,  $P_2^{II}$  и  $\Phi_1$ ,  $\Phi_2$  — значения параметра  $P$  и содержания объемной доли мартенсита деформации в характерных точках зависимости  $P^{II}(\Phi)$ , например, в начале второй стадии (точка 1) и при ее окончании (точка 2).

На третьей стадии активно образуются микропоры и микротрещины, продолжается дальнейшее увеличение объемной доли деформационного мартенсита, интенсивность образования которого на этом этапе, как правило, снижается. Используя выражения (1)–(4), и с учетом того, что деформационный мартенсит имеет значительно более высокие прочностные свойства [2,10] вследствие чего разрушение происходит в основном в аустените или на границе двух фаз, для третьей стадии запишем

$$P^{III} = \rho(\Phi, \psi) \Sigma_{x,y,z} V_{z(x,y,z)}^2 = K_{A0}(1 - \Phi)(1 - k_{K\psi}^A \psi) + K_{M0}\Phi + \frac{10}{3}(\mu_{A0}(1 - \Phi)(1 - k_{\mu\psi}^A \psi) + \mu_{M0}\Phi), \quad (10)$$

где  $k_{K\psi}^A$ ,  $k_{\mu\psi}^A$  — значения коэффициентов для аустенита, определяемые с помощью выражений (2) и (3).

Из выражений (7) и (10) получим на третьей стадии

$$\psi = -\frac{P_{\Phi} - P_{A0} + \Phi(P_{A0} - P_{M0})}{(K_{A0}k_{K\psi}^A + 10/3\mu_{A0}k_{\mu\psi}^A)(1 - \Phi) - P_0}, \quad (11)$$

где  $P_{\Phi} = \rho_0(1 - k_{\Phi}) \Sigma_{x,y,z} V_{z(x,y,z)}^2$ ;  $P_0 = \rho_0 \Sigma_{x,y,z} V_{z(x,y,z)0}^2$ ;  $\rho_0$  и  $V_{z(x,y,z)0}$  — плотность и скорости неповрежденного материала при  $\Phi = 0$  соответственно.

Вследствие того что параметр не зависит от кристаллографической текстуры, то ее изменение в процессе циклического деформирования не оказывает влияния на величину  $\psi$ .

Таким образом, измерение скоростей объемных упругих волн, входящих в выражение (6), и учет изменения плотности материала в зависимости от объемной доли мартенсита (выражение (7)), позволяют определить кинетику развития величины  $\psi$  метастабильной стали в процессе ее циклического деформирования на стадии активного образования микротрещин до образования макротрещины.

## 2. Методика проведения эксперимента

Исследование влияния процесса циклического деформирования на упругие характеристики стали 12X18H10T проводилось эхо-методом ультразвукового контроля. С помощью вихретокового контроля выполнялось измерение процентного содержания фазы деформационного мартенсита.

Химический состав исследуемой стали, [mass.%]: С 0.02, Si 0.43, Mn 0.74, Cr 17.76, Ni 9.16, Ti 0.32, S 0.002, Р 0.033, Cu 0.23.

Циклическое деформирование образцов проводилось на универсальной машине BISS Nano. Амплитуда деформации  $\Delta\epsilon$  имела значения: 0.25, 0.3, 0.35, 0.4, 0.5, 0.6 и 0.7% с частотой нагружения  $\sim 2$  Hz.

Форма образцов и схема установки ультразвуковых и вихретоковых преобразователей приведены на рис. 1. На каждом образце были вырезаны плоскопараллельные площадки шириной 3 mm и длиной 18 mm для проведения вихретоковых и ультразвуковых измерений. Толщина образцов  $h$  перед испытанием в рабочей зоне составляла 6 mm.

Циклическое деформирование (отнулевой цикл деформаций, коэффициент асимметрии цикла  $R = 0$ ) проводилось поэтапно, ультразвуковые, вихретоковые исследования и измерения толщины были проведены в исходном состоянии и после каждого этапа нагружения вплоть до образования макротрещины длиной 1 mm.

Время распространения упругих волн измерялось с помощью ультразвукового эхо-метода. Для возбуждения сдвиговых и продольных волн применялись пьезоэлектрические преобразователи соответственно V157 и V1057 производства Olympus с диаметром рабочей пластины 3 mm и несущей частотой 5 MHz. Продольные и поперечные волны распространяются перпендикулярно оси нагружения под углом  $0^\circ$  относительно установки датчика. Поляризация сдвиговых волн была направлена как вдоль оси нагружения, так и поперек.

В качестве генератора электрических импульсов использовался ультразвуковой дефектоскоп А1212 МАСТЕР. Цифровой осциллограф LA-n1USB с программным обеспечением ADCLab был использован для записи амплитудно-временной диаграммы эхо-импульсов от пьезопреобразователя на персональный компьютер. Частота дискретизации 1 GHz, времен-

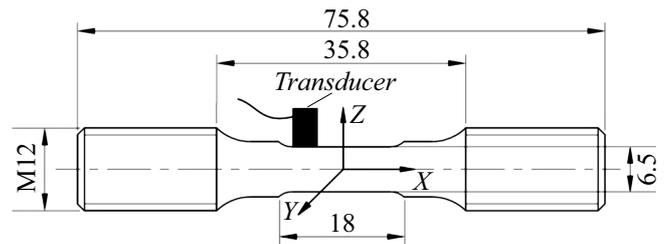


Рис. 1. Форма образца для усталостных испытаний и схема установки преобразователей.

ное разрешение 1 ns. Длина эхо-импульсов составляла 0.6–0.8 μs.

В результате обработки данных были получены времена распространения упругих волн  $t_{zx}$ ,  $t_{zy}$  и  $t_{zz}$  после каждого этапа нагружения. При расчете времени использовалось усредненное значение времен распространения, измеренное в трех зонах рабочей части образца. Погрешность измерения времени распространения составляла 2–3 ns.

Скорость упругих волн находили как  $V_{z(x,y,z)} = 2h/t_{z(x,y,z)}$ . Погрешность определения скорости  $\sim 5$  m/s.

Плотность неповрежденного материала  $\rho_0$  определяли с помощью гидростатического взвешивания [3]. Для исследуемой стали  $\rho_0 = 7919$  kg/m<sup>3</sup>, погрешность измерения  $\rho$  составляла не более 0.08%.

Используя значения скоростей и плотности материала в исходном состоянии ( $\Phi \approx 0$ ), были рассчитаны  $\mu_{A0}$ ,  $K_{A0}$  и  $\nu_{A0}$  с помощью следующих выражений:

$$\begin{aligned} \mu_{A0} &\approx \rho_0 \left( \frac{V_{zx} + V_{zy}}{2} \right)^2, \\ K_{A0} &\approx \rho_0 \left( V_{zz}^2 - \frac{4}{3} \left( \frac{V_{zx} + V_{zy}}{2} \right)^2 \right), \\ \nu_{A0} &\approx \frac{3K_{A0} - 2\mu_{A0}}{6K_{A0} + 2\mu_{A0}}. \end{aligned} \quad (12)$$

Значение модулей составило  $K_{A0} = 161.2$  GPa,  $\mu_{A0} = 79.2$  GPa, коэффициента Пуассона  $\nu_{A0} = 0.291$ . Значение коэффициентов, рассчитанных с помощью выражений (2),(3), составило  $k_{K\psi}^A = -3.87$ ;  $k_{\mu\psi}^A = -1.39$ .

Погрешность в определении модулей  $K_{A0}$  и  $\mu_{A0}$ , связанная с малым влиянием кристаллографической текстуры на скорости волн, практически не влияет на расчетное значение  $\psi$ .

Измерение процентного содержания фазы деформационного мартенсита  $\Phi$  проводили с помощью многофункционального вихретокового прибора „МВП-2М“ с датчиком частотой 1 kGz. Устройство было предварительно откалибровано на образцах с известным содержанием ферритной фазы. Применение данного прибора основано на том, что магнитные свойства феррита и ферромагнитного  $\alpha'$ -мартенсита различаются незначительно [17]. Относительная погрешность измерения не превышала 5%.

### 3. Результаты и обсуждение

По результатам испытаний получено изменение параметра  $P_\Phi (\Delta P_\Phi = P_\Phi - P_0)$  в зависимости от количества циклов нагружения  $N$  (рис. 2). Количество циклов при нагружении в диапазоне амплитуд деформации цикла от 0.35 до 0.7% соответствует области малоциклового усталости, при амплитудах деформации 0.25 и 0.3% — переходу из области малоциклового в область многоциклового усталости.

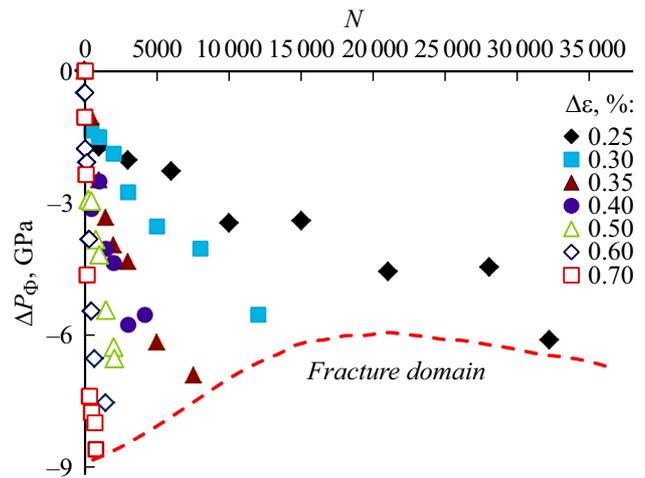


Рис. 2. Зависимость изменения параметра  $P\Phi$  от количества циклов нагружения.

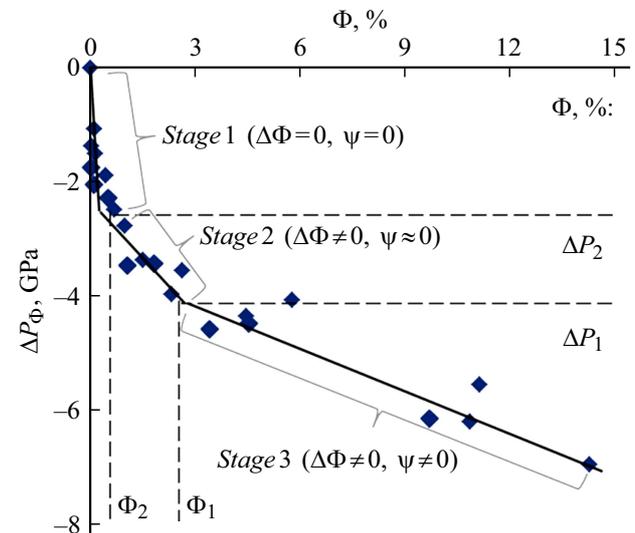


Рис. 3. Стадийность разрушения на зависимости  $\Delta P\Phi(\Phi)$  при амплитудах деформации цикла 0.25–0.35%.

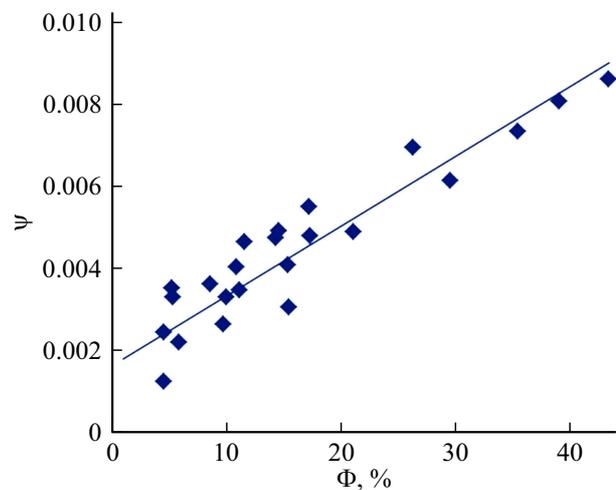
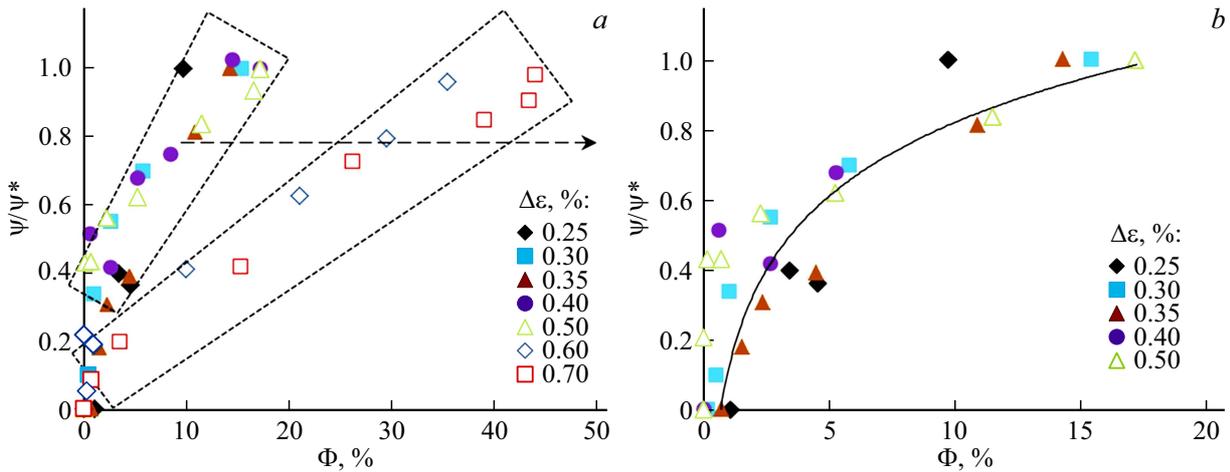
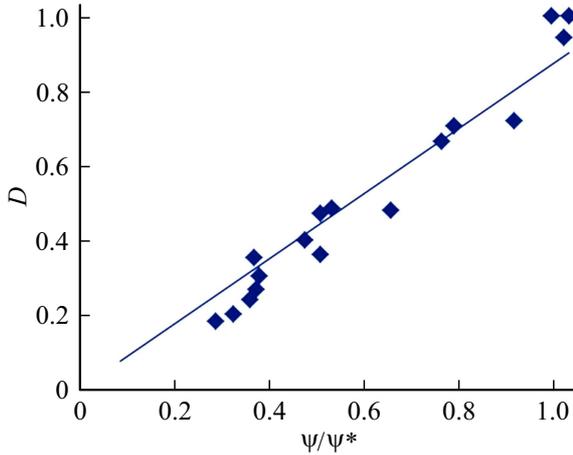


Рис. 4. Зависимость микрповрежденности  $\psi$  от процентного содержания деформационного мартенсита  $\Phi$ .



**Рис. 5.** Зависимость  $\psi/\psi^*$  от изменения процентного содержания мартенсита  $\Phi$  (а), для амплитуд деформации цикла от 0.25 до 0.5% (б).



**Рис. 6.** Связь поврежденности  $D$  с величиной  $\psi/\psi^*$ .

Результаты экспериментальных исследований показали, что стадийность разрушения наиболее хорошо иллюстрируется зависимостью  $\Delta P_\Phi(\Phi)$  при нагружении в диапазоне амплитуд деформации от 0.25 до 0.35% (рис. 3). При  $\Delta\epsilon > 0.35\%$  стадия 1 (инкубационная) и стадия 2 практически сливаются. Резкое изменение параметра  $P_\Phi$  на стадии 1 ( $\Phi \approx 0$ ), по-видимому, связано с релаксацией остаточных микронапряжений при первых циклах нагружения, что косвенно подтверждается активностью сигналов акустической эмиссии на этой стадии для аналогичной стали [18]. Кривая  $\Delta P_\Phi(\Phi)$ , представленная на рис. 3, отражает изменение комбинации модулей упругости  $K$  и  $\mu$  уравнение (6) на стадии 2 из-за образования фазы деформационного мартенсита, на стадии 3 — как из-за образования деформационного мартенсита, так и накопления микрповрежденности. Контроль параметра  $\Delta P_\Phi(\Phi)$  позволяет определить стадию разрушения металла до образования макротрещины.

На рис. 4 приведена зависимость  $\psi(\Phi)$  для третьей стадии разрушения, полученная с помощью выражения (11).

Определим относительное значение микрповрежденности, которое рассчитывается как отношение текущего значения  $\psi$  к критическому  $\psi^*$  ( $\psi^*$  — соответствует количеству циклов нагружения  $N^*$  при появлении макротрещины). На рис. 5, а показано, что зависимости  $\psi/\psi^*$  от содержания фазы мартенсита  $\Phi$  распались на две области. Верхняя область соответствует амплитудам деформации цикла в диапазоне от 0.25 до 0.5%, нижняя область — амплитудам 0.6 и 0.7%, близким амплитудам, соответствующим повторно-статическому нагружению.

Кривые  $\psi/\psi^*(\Phi)$  для верхней области (рис. 5, б) хорошо описываются логарифмической зависимостью

$$\psi/\psi^*(\Phi) = 0.333 \ln(\Phi) + 0.0858. \quad (13)$$

Величина  $\psi/\psi^* = 1$  соответствует исчерпанию ресурса материала. Погрешность прогнозирования  $\psi/\psi^*$  составляет около 10%, коэффициент корреляции  $\sim 0.9$ .

Для прогнозирования величины  $\psi/\psi^*$  в диапазоне амплитуд деформации 0.25–0.7% можно использовать регрессионную зависимость

$$\psi/\psi^*(\Phi, \Delta P_\Phi) = k_{0\psi} + k_{1\psi} \Delta P_\Phi + k_{2\psi} \Phi + k_{3\psi} \frac{\Delta P_\Phi}{\Phi}, \quad (14)$$

где  $k_{0\psi} = 0.082$ ;  $k_{1\psi} = -0.178 \text{ GPa}^{-1}$ ;  $k_{2\psi} = -1.34$ ;  $k_{3\psi} = 0.00197 \text{ GPa}^{-1}$ .

Выражение (14) позволяет рассчитать соотношение  $\psi/\psi^*$ , используя комбинацию скоростей упругих волн и объемное содержание деформационного мартенсита.

Связь  $\psi/\psi^*$  и поврежденности  $D = N/N^*$  ( $0 \leq D \leq 1$ ), рассчитанной согласно гипотезе линейного суммирования повреждений Пальмгрена–Майнера, описывается линейной зависимостью с коэффициентом корреля-

ции 0.98 (рис. 6):

$$D = 0.88\psi/\psi^*. \quad (15)$$

Таким образом, представленный в настоящей работе алгоритм расчета микроповрежденности совместно с методикой ультразвуковых и вихретоковых измерений может быть использован в качестве способа определения остаточного ресурса материалов конструкций:  $Re = 1 - D$ , где величина  $D$  определяется из выражения (15).

## Заключение

Получено, что изменение упругих свойств аустенитной метастабильной стали отражает стадии разрушения металла: инкубационную стадию, характеризующую малыми фазовыми изменениями, стадию интенсивного образования деформационного мартенсита и стадию развития микроповрежденности.

Предложен способ расчета микроповрежденности, связанной с образованием микропор, микротрещин в метастабильной стали, подвергаемой усталостному разрушению. Способ основан на измерении скоростей распространения упругих продольных и поперечных волн и объемной доли деформационного мартенсита. Преимуществом алгоритма является то, что на результаты расчета не влияет изменение кристаллографической текстуры материала в процессе циклического деформирования.

Получена высокая корреляция полученных значений микроповрежденности метастабильной стали при усталости со значениями, рассчитанными в соответствии с правилом линейного суммирования повреждений — гипотезой Пальмгрена-Майнера.

## Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках гранта № 22-29-01237, <https://rscf.ru/project/22-29-01237/>.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] Г.Ф. Сарафанов, В.Н. Перевезенцев. Деформация и разрушения материалов, **2**, 2 (2016).
- [2] В.Ф. Терентьев. *Усталость металлических материалов* (Наука, М., 2003)
- [3] M. Kachanov, V. Mishakin, Yu. Pronina. *Int. J. Eng. Sci.*, **169**, 103569 (2021). DOI: 10.1016/j.ijengsci.2021.103569
- [4] V. Mishakin, A. Gonchar, K. Kurashkin, V. Klyushnikov, M. Kachanov. *Int. J. Eng. Sci.*, **168**, 103567 (2021). DOI: 10.1016/j.ijengsci.2021.103567
- [5] В.В. Мишакин, В.Н. Серебряный, А.В. Гончар, В.А. Ключников. *Зав. лаб. Диагностика материалов*, **84**, 30 (2018). DOI: 10.1134/S0020168519150111 [V.V. Mishakin, V.N. Serebryanniy, A.V. Gonchar, V.A. Klyushnikov. *Inorganic Mater.*, **55** (15), 1454 (2019). DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-7-30-34]
- [6] Р. Труэлл, Ч. Эльбаум, Б. Чик. *Ультразвуковые методы в физике твердого тела* (Мир, М., 1972) [R. Truell, C. Elbaum, B.B. Chick. *Ultrasonic Methods in Solid State* (Academic Press, NY., 1969)]
- [7] А.С. Вавакин, Р.Л. Салганик. *Механика твердого тела*, **3**, 65 (1975).
- [8] Р.Л. Салганик. *Механика твердого тела*, **4**, 149 (1973).
- [9] M. Kachanov, I. Sevostianov. *Micromechanics of Materials, with Applications* (Springer, Cham. 2018), DOI: 10.1007/978-3-319-76204-3
- [10] М.И. Гольдштейн, В.С. Литвинов, Б.М. Бронфин. *Металлофизика высокопрочных сплавов* (Металлургия, М., 1986)
- [11] W. Voigt. *Lehrbuch der Kristallphysik* (Teubner Verlagsgesellschaft, Stuttgart, 1928)
- [12] С.В. Кириков, В.В. Мишакин, В.А. Ключников. *ЖТФ*, **92** (3), 405 (2022). DOI: 10.21883/JTF.2022.03.52135.277-21 [S.V. Kirikov, V.V. Mishakin, V.A. Klyushnikov. *Tech. Phys.*, **67** (3), 312 (2022). DOI: 10.21883/TP.2022.03.53262.277-21]
- [13] C.M. Sayers. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **1** (5), 2157 (1982).
- [14] C.M. Sayers, D.R. Allen. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **17**, 1399 (1984).
- [15] D.R. Allen, C.M. Sayers. *Ultrasonics*, **22** (7), 179 (1984).
- [16] U. Krupp, C. West, H.-J. Christ. *Mat. Sci. Eng. A.*, **481–482**, 713 (2008). DOI: 10.1016/j.msea.2006.12.211
- [17] 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]
- [18] A. Vinogradov, A. Lazarev, M. Linderov, A. Weidner, H. Biermann. *Acta Mater.*, **61** (7), 2434 (2013). DOI: 10.1016/j.actamat.2013.01.016