

УДК 620.179 (147+162)

Определение остаточного ресурса метастабильной стали акустическим и вихретоковым методами контроля*

В.В. Мишакин, В.А. Ключников, А.В. Гончар

Институт проблем машиностроения РАН — филиал ФГБНУ «ФИЦ Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова-Грехова РАН»

Determination of the remaining life of metastable steel using acoustic and eddy current methods

V.V. Mishakin, V.A. Klyushnikov, A.V. Gonchar

Mechanical Engineering Research Institute of the RAS — branch of Federal Research Center A.V. Gaponov-Grekhov Institute of Applied Physics of the RAS

Проведены исследования влияния циклического деформирования на динамический модуль сдвига и содержание фазы мартенсита деформации метастабильной аустенитной стали 12X18H10T с помощью акустических и вихретоковых измерений. Исследована интенсивность изменения модуля сдвига в области много- и малоциклового усталости. Предложено физическое обоснование разделения областей много- и малоциклового усталости на основе интенсивности изменения модуля сдвига. Исследована стадийность изменения модуля сдвига, отражающая закономерности увеличения объемной доли мартенсита деформации. Изучены зависимости модуля сдвига метастабильной стали от содержания мартенсита деформации с учетом образования микродефектов и релаксации остаточных напряжений при различных значениях амплитуды деформации. Получены выражения для определения остаточного ресурса материала на основе акустических и вихретоковых измерений.

EDN: JBEIPS, <https://elibrary/jbeips>

Ключевые слова: аустенитная сталь, акустические измерения, вихретоковые измерения, динамический модуль сдвига, ресурс метастабильной стали, содержание мартенсита деформации

The influence of cyclic deformation on the dynamic shear modulus and the content of the strain-induced martensite of metastable austenitic steel 12Kh18N10T was studied using acoustic and eddy current measurements. The intensity of the shear modulus change in the region of high- and low-cycle fatigue was investigated. A physical justification for separating the regions of high- and low-cycle fatigue based on the intensity of the shear modulus change was proposed. The stages of the shear modulus change were studied, reflecting the patterns of increasing the volume fraction of the strain-induced martensite. The dependences of the shear modulus of metastable steel on the volume fraction of strain-induced martensite were studied taking into account the formation of microdefects and relaxation of residual stresses at different values of the strain cycle amplitude. Expressions for determining the remaining life of the material based on acoustic and eddy current measurements were obtained.

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

EDN: JBEIPS, <https://elibrary/jbeips>

Keywords: austenitic steel, acoustic measurements, eddy current measurements, dynamic shear modulus, resource of metastable steel, content of strain-induced martensite

Накопление микроповреждений и фазовые изменения, происходящие при циклическом деформировании, — одни из основных факторов, влияющих на упругие характеристики метастабильных сталей. Образование и развитие микротрещин и микропор заметно изменяет модули упругости [1], плотность металла и скорости распространения упругих волн. Появление дополнительных фаз со значениями модулей упругости, отличными от таковых матрицы сплава, приводит к изменению упругих и акустических характеристик [2]. Необходимо также учитывать, что мартенситное деформационное превращение существенно меняет магнитные свойства метастабильных аустенитных сталей, что позволяет надежно измерять содержание образовавшейся ферромагнитной фазы в парамагнитной матрице материала электромагнитным (вихретоковым) и магнитным методами [3].

Мартенситное превращение, вызванное пластической деформацией, в аустенитной стали может происходить одним из следующих способов: $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ или $\gamma \rightarrow \alpha'$, где γ — фаза, составляющая матрицу материала с гранцентрированной кубической решеткой; ϵ — мартенсит с гексагональной плотноупакованной решеткой и нестабильными характеристиками; α' — мартенсит с объемно-центрированной кубической решеткой [4]. Мартенсит деформации (α' -мартенсит) является ферромагнетиком, а γ -фаза — парамагнетиком. Образование фазы α' значительно изменяет упругие, прочностные и электромагнитные свойства металлических сплавов.

Модули упругости удобно определять без разрушения материала конструкции путем ультразвуковых измерений. Для изотропного или квазиизотропного материала модули упругости находят, используя скорости распространения объемных упругих волн и плотность материала. Для модуля Юнга и модуля всестороннего сжатия необходимо измерять скорости распространения двух типов волн — продольную и поперечную [5].

Чтобы определить динамический модуль сдвига μ , достаточно измерить скорость распространения сдвиговой волны v_t :

$$\mu = \rho v_t^2,$$

где ρ — плотность материала.

В работе [6] показано, что плотность метастабильной аустенитной стали зависит от образования фазы мартенсита деформации и накопления микроповрежденности и уменьшается согласно выражению

$$\rho = \rho_\Phi + \Delta\rho_\Psi; \quad (1)$$

$$\rho_\Phi = \rho_0(1 - k_\Phi\Phi); \quad \Delta\rho_\Psi = -\rho_0\Psi.$$

Здесь ρ_0 — плотность материала до образования микронесплошностей; k_Φ — коэффициент, для стали 12X18H10T $k_\Phi = 0,037$ [6]; Φ — объемная доля фазы мартенсита деформации; Ψ — микроповрежденность, определяемая как объемная доля дефектов (микропор, микротрещин),

$$\Psi = n\bar{a}^3 \cong \frac{\Delta\rho_\Psi}{\rho_0},$$

где n и \bar{a} — концентрация и средний размер микронесплошностей.

Для учета влияния образования фазы α' -мартенсита на модуль сдвига метастабильной аустенитной стали воспользуемся приближением Фойгта для многофазных материалов

$$\mu = \mu_a(1 - \Phi) + \mu_m\Phi, \quad (2)$$

где μ_a и μ_m — модули сдвига аустенита и мартенсита деформации.

Предполагая, что микродефекты образуются преимущественно в аустените и на границе мартенсита и аустенита вследствие более высоких прочностных свойств мартенсита деформации по сравнению с таковыми аустенита [7], запишем

$$\mu_a = \mu_{a0}(1 - k_\mu\Psi), \quad (3)$$

где μ_{a0} — модуль сдвига аустенита в исходном состоянии; k_μ — коэффициент, зависящий от коэффициента Пуассона неповрежденного материала ν_0 , для $\nu_0 = 0,3$ коэффициент $k_\mu = 1,39$.

Отметим, что согласно выражению (2), при $\mu_a > \mu_m$ модуль сдвига μ уменьшается с ростом объемной доли фазы мартенсита деформации. В соответствии с выражением (3) модуль сдви-

га μ снижается и при увеличении микроповрежденности.

В ранее проведенных исследованиях [7, 8] получено заметное изменение модулей упругости аустенитных сталей при первых циклах деформирования на инкубационном этапе нагружения ($\Delta\Phi \approx 0$, $\psi = 0$). Это, предположительно, связано с микропластическими деформациями, вызванными релаксацией остаточных напряжений, что косвенно подтверждают интенсивные сигналы акустической эмиссии в начале деформирования аналогичной стали [9]. После релаксации модуль сдвига $\mu = \mu_{a0}$ при условии, что в исходном состоянии объемная доля фазы мартенсита деформации $\Phi_0 \approx 0$. Таким образом, модуль сдвига до нагружения определяется выражением

$$\mu_0 = \mu_{a0} + \delta\mu_\sigma,$$

где $\delta\mu_\sigma$ — изменение модуля сдвига на инкубационной стадии усталостного нагружения.

При дальнейшем нагружении сплава после релаксации остаточных напряжений для $\mu \leq \mu_{a0}$ модуль сдвига с учетом выражений (2) и (3) определяется как

$$\mu(\Phi, \psi) = \mu_{a0}(1 - \Phi)(1 - k_\mu\psi) + \mu_m\Phi.$$

Представим модуль сдвига следующим образом:

$$\mu(\Phi, \psi) = \mu_\Phi(\Phi) + \Delta\mu_\psi(\psi), \quad (4)$$

где

$$\mu_\Phi = \mu_{a0}(1 - \Phi) + \mu_m\Phi;$$

$$\Delta\mu_\psi = -\mu_{a0}(1 - \Phi)k_\mu\psi.$$

Величина μ_Φ зависит только от фазового состава. Параметр $\Delta\mu_\psi$ связан с накоплением микроповрежденности в фазе аустенита, объемная доля которой определяется величиной $(1 - \Phi)$. В целом параметр $\Delta\mu_\psi$ отражает дегра-

дацию материала на микроуровне и характеризует его ресурс. Из выражения (4) получаем

$$\Delta\mu_\psi = \mu - \mu_\Phi. \quad (5)$$

Модуль сдвига аустенита $\mu_{a0} = 79,0$ ГПа и модуль сдвига мартенсита деформации $\mu_m = 70,4$ ГПа получены в статье [2].

Цель работы — исследование связи параметра $\Delta\mu_\psi$, рассчитанного по данным ультразвуковых и вихретоковых измерений, с усталостным ресурсом метастабильной аустенитной стали 12X18H10T.

Ресурс стали вычисляли по выражению

$$Re = 1 - D; \quad 0 \leq D \leq 1.$$

Здесь D — поврежденность, определяемая в рамках теории линейного суммирования повреждений Пальмгрена — Майнера,

$$D = N/N_f,$$

где N — текущее число циклов; N_f — циклическая долговечность.

Материалы и методика измерений. В качестве объекта исследования выступала хромоникелевая сталь аустенитного класса 12X18H10T. С помощью оптико-эмиссионного спектрометра Spectral Laboratory MCA II V5 установили, что исследуемая сталь имеет следующий химический состав, мас. %: С — 0,03; Cr — 17,3; Ni — 9,1; Si — 0,43; Mn — 0,56; Ti — 0,31; Fe — остальное.

Для испытаний на усталость изготавливали образцы круглого сечения с диаметром рабочей зоны 7 мм. На каждом образце 5 выполняли плоские параллельные площадки с двух сторон рабочей зоны для проведения измерений (рис. 1).

Испытания на малоцикловую усталость (МЦУ) проводили на сервогидравлической ис-

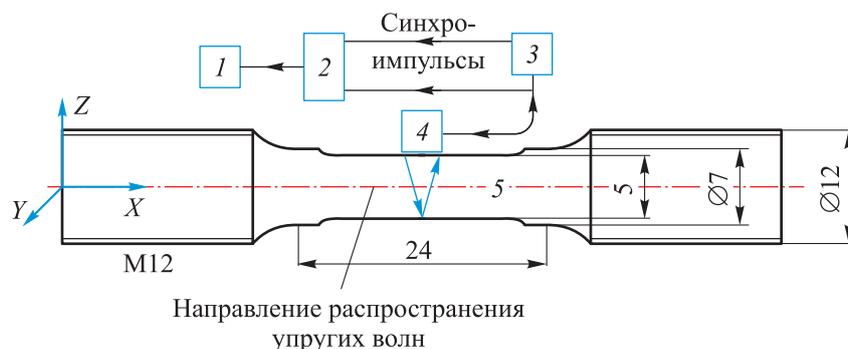


Рис. 1. Схема установки для проведения акустических измерений

пытательной машине BISS Nano UT-01-0025 при комнатной температуре с контролем полной деформации цикла с коэффициентом асимметрии $R_\epsilon = 0$, при постоянной скорости деформации $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и амплитуде деформации цикла $\epsilon_A = 0,20; 0,24; 0,25; 0,30; 0,35; 0,40$ и $0,50$ %. Каждый образец нагружали поэтапно. Перед испытанием и после каждого этапа нагружения выполняли ультразвуковые и вихретоковые измерения.

Для измерения времени распространения сдвиговых упругих волн использовали эхоимпульсный метод.

Применяли широкополосные малогабаритные совмещенные пьезоэлектрические преобразователи с центральной частотой ~ 5 МГц и диаметром рабочей зоны 6 мм.

Чтобы обеспечить передачу ультразвуковых волн от преобразователя в образец, использовали эпоксидную смолу без отвердителя.

Для генерации электрических импульсов, возбуждающих пьезоэлектрический преобразователь 4 (см. рис. 1), применяли серийно выпускаемый ультразвуковой дефектоскоп 3 (A1212 МАСТЕР, ООО «АКС», Россия) с диапазоном рабочей частоты $0,5 \dots 15,0$ МГц. Для получения временной развертки сигналов от пьезоэлектрического преобразователя использовали цифровой осциллограф 2 (ЛА-n1USB, ООО «Руднев-Шиляев», Россия) и персональный компьютер 1 с установленным на нем приложением ADCLab. Частота дискретизации цифрового осциллографа составляла 1000 МГц, разрешение развертки по времени — 1 нс. Полученную временную развертку сохраняли в файл данных для анализа и обработки в программе MathCAD. Время распространения упругих волн $t = 0,5(t_3 - t_1)$ измеряли между первым t_1 и третьим t_3 отраженными импульсами по точкам перехода нуля между минимумом и максимумом в импульсе.

Скорость распространения ультразвуковой волны находили из отношения

$$v = 2h/t,$$

где h — толщина, измеряемая до и после каждого этапа нагружения (с погрешностью измерения 3 м/с); t — время распространения ультразвуковой волны (погрешность измерения не более $1 \dots 2$ нс).

Для определения плотности стали использовали метод гидростатического взвешивания, заключающийся в двухэтапном взвешивании

сначала на воздухе, а затем в жидкости с известной плотностью (обычно в дистиллированной воде). При первом взвешивании определяли массу тела по разнице результатов обоих взвешиваний — его объем. Гидростатическое взвешивание проводили на аналитических весах АБ60-01, соответствующих классу точности I (специальному) по ГОСТ 24104-2001.

Плотность исследуемой стали вычисляли по формуле

$$\rho = \frac{m_{\text{возд}}}{m_{\text{возд}} - m_{\text{вод}}} (\rho_{\text{вод}} - \rho_{\text{возд}}) + \rho_{\text{вод}},$$

где $m_{\text{возд}}$ и $m_{\text{вод}}$ — масса образца в воздухе и воде; $\rho_{\text{вод}}$ — плотность дистиллированной воды, $\rho_{\text{вод}} = 1000 \text{ кг/м}^3$; $\rho_{\text{возд}}$ — плотность воздуха, $\rho_{\text{возд}} = 1,2 \text{ кг/м}^3$.

Измерения плотности недеформированного материала выполняли пять раз с погрешностью $5,1 \text{ кг/м}^3$.

Исследование изменения магнитных характеристик, связанного с образованием α' -мартенсита, проводили с помощью многофункционального вихретокового прибора «МВП-2М» (ООО «НПЦ «Кропус», Россия). Прибор предназначен для определения содержания магнитной фазы в аустенитных сталях. Устройство было откалибровано изготовителем по образцам с известным содержанием феррита. Измерение содержания магнитной фазы заключается во взаимодействии магнитного поля, создаваемого катушкой датчика, с объемной долей магнитной фазы. При наличии магнитной фазы во второй катушке возникает напряжение, которое преобразуется в процентное содержание этой фазы. Относительная погрешность измерения не превышала 5 %.

Результаты исследования. Зависимость амплитуды деформации ϵ_A от числа циклов нагружения до появления макротрещины (циклической долговечности) N_f приведена на рис. 2. Получено характерное изменение угла наклона кривой $\epsilon_A(N_f)$ при переходе из области МЦУ в область многоциклового усталости (МнЦУ), аналогичное изменению угла наклона на кривой Веллера [10].

Диапазон амплитуды деформации $\epsilon_A = 0,20 \dots 0,25$ % относится к области МнЦУ, интервал $\epsilon_A = 0,35 \dots 0,50$ % — к области МЦУ, а $\epsilon_A = 0,30$ % — к переходной области.

Вихретоковые измерения показали монотонное увеличение объемной доли фазы мар-

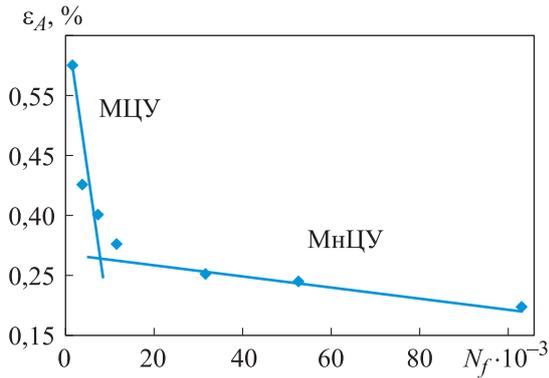


Рис. 2. Зависимость амплитуды деформации ϵ_A от циклической долговечности N_f :
 ◆ — данные эксперимента;
 — результат их аппроксимации

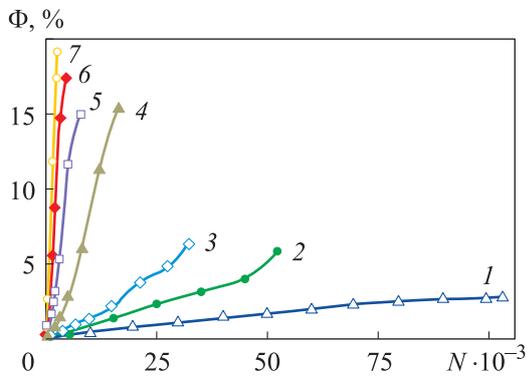


Рис. 3. Зависимости объемной доли фазы мартенсита деформации Φ от числа циклов нагружения N при амплитуде деформации $\epsilon_A = 0,20$ (1), $0,24$ (2), $0,25$ (3), $0,30$ (4), $0,35$ (5), $0,40$ (6) и $0,50$ % (7)

тенсита деформации Φ при циклическом деформировании (рис. 3).

Как видно из рисунка, интенсивность мартенситного превращения возрастает с увеличением амплитуды деформации.

Расчет модуля сдвига μ проводили в предположении, что на изменение плотности материала основное влияние оказывает образование фазы мартенсита деформации, т. е. выражение (1) принимает вид

$$\rho \approx \rho_0 (1 - k_\Phi \Phi),$$

где $k_\Phi \Phi \gg \psi$.

Скорость распространения сдвиговой волны v_i зависит от объемной доли фазы мартенсита деформации и микрповрежденности. С учетом этого выражение для определения модуля сдвига приобретает вид

$$\mu = \rho_0 (1 - k_\Phi \Phi) v_i^2. \quad (6)$$

Зависимости относительного модуля сдвига $\Delta\mu/\mu_0$ от числа циклов нагружения N при различных значениях амплитуды деформации ϵ_A приведены на рис. 4. Относительный модуль сдвига изменения определяли как

$$\Delta\mu/\mu_0 = (\mu - \mu_0)/\mu_0,$$

где μ_0 и μ — модуль сдвига неповрежденного материала и его значение после нагружения. Плотность недеформированного материала $\rho_0 = 7919 \text{ кг/м}^3$.

Как видно из рис. 4, с ростом числа циклов нагружения N относительный модуль сдвига монотонно уменьшается при всех значениях амплитуды деформации, кроме $\epsilon_A = 0,20$ %.

На рис. 5 показана связь модуля сдвига μ , вычисленного с помощью формулы (6) по данным акустических и вихретоковых измерений, и модуля μ_Φ , рассчитанного согласно гипотезе Фойхта по формуле (4), в зависимости от объемной доли фазы мартенсита деформации. В соот-

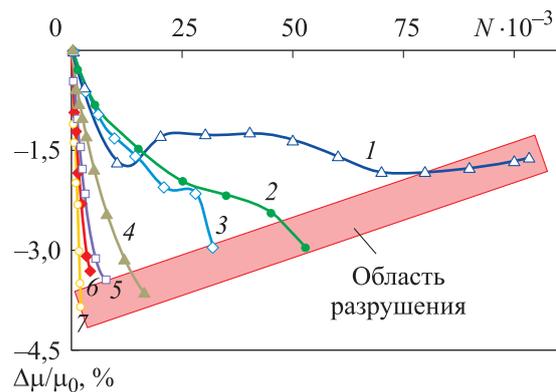


Рис. 4. Зависимости относительного модуля сдвига $\Delta\mu/\mu_0$ от числа циклов нагружения N при амплитуде деформации $\epsilon_A = 0,20$ (1), $0,24$ (2), $0,25$ (3), $0,30$ (4), $0,35$ (5), $0,40$ (6) и $0,50$ % (7)

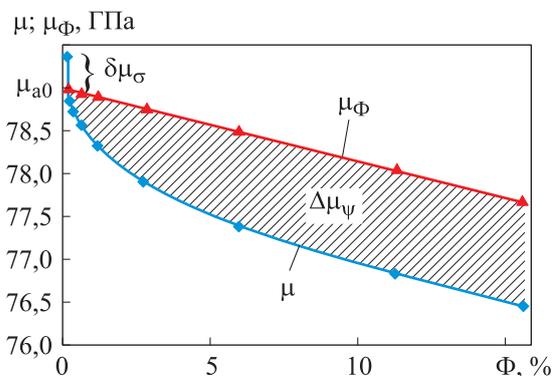


Рис. 5. Зависимости модулей сдвига μ и μ_Φ от объемной доли мартенсита деформации Φ при амплитуде деформации $\epsilon_A = 0,30$ %

ветствии с выражением (5) заштрихованная область на рис. 5 представляет собой величину $\Delta\mu_\psi$, связанную с накоплением микроповреждений и изменением остаточных напряжений.

Зависимость $\mu(\Phi)$, приведенная на рис. 5, имеет характерные участки, различающиеся разной интенсивностью изменения μ в зависимости от объемной доли фазы мартенсита деформации. Можно выделить три стадии на зависимости $\mu(\Phi)$, связанные с инкубационным периодом, релаксацией микронапряжений и скоростью мартенситного превращения. Первая стадия соответствует инкубационной стадии в терминологии Круппа [11]. На этой стадии модуль сдвига изменяется на величину $\delta\mu_\sigma$. На второй стадии активное изменение фазового состава приводит к значительному увеличению интенсивности изменения модуля $|d\mu/d\Phi|$. На третьей стадии интенсивность изменения фазового состава уменьшается, величина $|d\mu/d\Phi|$ стремится к постоянному значению.

Зависимость скорости изменения модуля сдвига $\Delta\mu/\Delta N$ от амплитуды деформации ϵ_A в областях МЦУ и МнЦУ приведена на рис. 6.

В области МнЦУ для исследуемых образцов изменение величины $|\Delta\mu/\Delta N|$ составляет 0,008...0,063 МПа/цикл при МнЦУ и 0,36...2,38 МПа/цикл при МЦУ. Для амплитуды деформации $\epsilon_A = 0,30\%$ (переходная область) $|\Delta\mu/\Delta N| = 0,21$ МПа/цикл. Величину $\Delta\mu/\Delta N$ определяли при линейной аппроксимации зависимости $\mu(N)$.

Различие углов наклона кривых на рис. 6 в области МЦУ и МнЦУ связано с разной амплитудой деформации и, соответственно, с неодн-

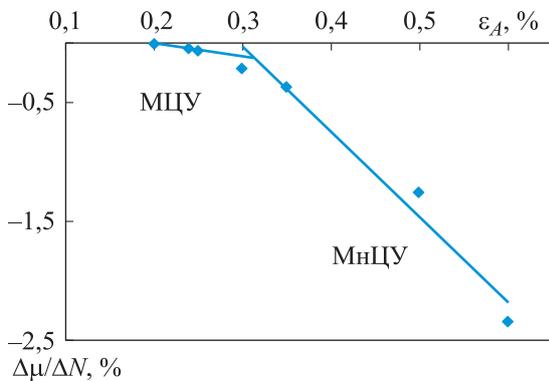


Рис. 6. Зависимость скорости изменения модуля сдвига $\Delta\mu/\Delta N$ от амплитуды деформации ϵ_A в областях МЦУ и МнЦУ:
 ◆ — данные эксперимента;
 — результат их аппроксимации

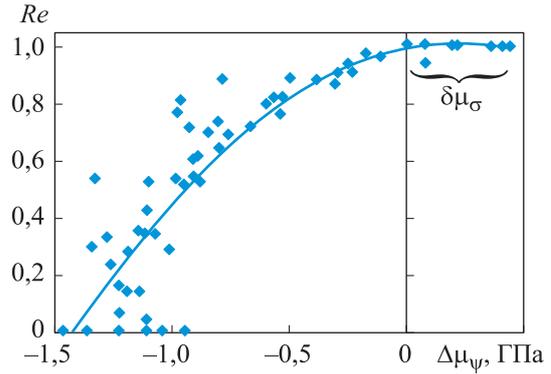


Рис. 7. Корреляционное поле расчетного остаточного ресурса Re с параметром $\Delta\mu_\psi$:
 ◆ — данные эксперимента;
 — результат их аппроксимации

наковой долей микрообъемов, имеющих необратимые структурные изменения в общем объеме металла, и со скоростью этих изменений в микрообъемах. Параметр $\Delta\mu/\Delta N$ можно использовать для физического обоснования разделения областей МЦУ и МнЦУ.

Корреляционное поле расчетного остаточного ресурса Re с параметром $\Delta\mu_\psi$ приведено на рис. 7.

Связь остаточного ресурса Re с параметром $\Delta\mu_\psi$ аппроксимирована выражением

$$Re = k_1 + k_2\Delta\mu_\psi + k_3(\Delta\mu_\psi)^2,$$

где $k_1 = 0,99$; $k_2 = 0,16$ ГПа⁻¹; $k_3 = -0,39$ ГПа⁻².

Изменение ресурса связано с накоплением микроповреждений, критическая концентрация которых при заданном напряженном состоянии приводит к образованию макротрещины.

Выводы

1. В приближении Фойгта получена зависимость модуля сдвига метастабильной стали от содержания мартенсита деформации с учетом образования микродефектов. Зависимость построена в предположении, что микродефекты образуются преимущественно в аустените и на границе мартенсита и аустенита вследствие более высоких прочностных свойств мартенсита деформации по сравнению с таковыми аустенита.

2. Установлено, что интенсивность изменения модуля сдвига в областях МЦУ существенно отличается от аналогичного параметра в области МнЦУ. Это связано с разной долей микрообъемов в материале, имеющих необратимые структурные изменения и с разной скоростью

этих изменений в областях МЦУ и МнЦУ. Интенсивность изменения модуля сдвига можно использовать для физического обоснования разделения областей МЦУ и МнЦУ.

3. Исследована связь изменения модуля сдвига с остаточным ресурсом, рассчитанным в

рамках теории линейного суммирования повреждений Пальмгрена — Майнера. Предложен подход для определения остаточного ресурса материала на основе акустических и вихретоковых измерений.

Литература

- [1] Kachanov M., Sevostianov I. *Micromechanics of materials, with applications*. Springer, 2018. 712 p.
- [2] Сергеева О.А., Мишакин В.В., Ключников В.А. Исследование связи характеристик циклического деформирования с модулями упругости метастабильных аустенитных сталей. *Проблемы прочности и пластичности*, 2024, т. 86, № 1, с. 94–105, doi: <http://doi.org/10.32326/1814-9146-2024-86-1-94-105>
- [3] Ригмант М.Б., Корх М.К. Контроль фазового состава и магнитных свойств изделий ответственного назначения из аустенитно-ферритных и аустенитно-мартенситных сталей. *Вестник Концерна ВКО «Алмаз — Антей»*, 2020, № 3, с. 45–53.
- [4] Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. *Металлофизика высокопрочных сплавов*. Москва, Металлургия, 1986. 312 с.
- [5] Алешин Н.П., Белый В.Е., Вовилкин А.Х. и др. *Методы акустического контроля металлов*. Москва, Машиностроение, 1989. 456 с.
- [6] Kachanov M.L., Mishakin V.V., Pronina U.G. On low cycle fatigue of austenitic steel. Part II: Extraction of information on microcrack density from a combination of the acoustic and eddy current data. *Int. J. Eng. Sci.*, 2021, vol. 169, art. 103569, doi: <http://doi.org/10.1016/J.IJENGSCI.2021.103569>
- [7] Мишакин В.В., Сергеева О.А., Ключников В.А. Влияние микроповрежденности на упругие характеристики метастабильных аустенитных сталей при усталостном разрушении. *ЖТФ*, 2024, т. 94, № 1, с. 60–65, doi: <http://dx.doi.org/10.61011/JTF.2024.01.56902.183-23>
- [8] Mishakin V., Gonchar A., Kurashkin K. et al. On low-cycle fatigue of austenitic steel. part i: changes of poisson's ratio and elastic anisotropy. *Int. J. Eng. Sci.*, 2021, vol. 168, art. 103567, doi: <http://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2021.103567>
- [9] Vinogradov A., Lazarev A., Linderov M. et al. Kinetics of deformation processes in high-alloyed cast transformation-induced plasticity/twinning-induced plasticity steels determined by acoustic emission and scanning electron microscopy: influence of austenite stability on deformation mechanisms. *Acta Mater.*, 2013, vol. 61, no. 7, pp. 2434–2449, doi: <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.01.016>
- [10] Коллинз Дж. *Повреждение материалов в конструкциях. Анализ. Предсказание. Предотвращение*. Москва, Мир, 1984. 624 с.
- [11] Krupp U., West C., Christ H.-J. Deformation-induced martensite formation during cyclic deformation of metastable austenitic steel: influence of temperature and carbon content. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, vol. 481–482, pp. 713–717, doi: <http://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.211>

References

- [1] Kachanov M., Sevostianov I. *Micromechanics of materials, with applications*. Springer, 2018. 712 p.
- [2] Sergeeva O.A., Mishakin V.V., Klyushnikov V.A. Study of the relationship between fatigue characteristics and elastic modulus of metastable austenitic steels. *Problemy prochnosti i plastichnosti* [Problems of Strength and Plasticity], 2024, vol. 86, no. 1, pp. 94–105, doi: <http://doi.org/10.32326/1814-9146-2024-86-1-94-105> (in Russ.).

- [3] Rigmant M.B., Korkh M.K. Control of the phase composition and magnetic properties of products made of austenitic-ferritic and austenitic-martensitic steels. *Vestnik Kontserna VKO «Almaz — Antey»* [Journal of «Almaz – Antey» Air and Space Defence Corporation], 2020, no. 3, pp. 45–53. (in Russ.).
- [4] Goldshteyn M.I., Litvinov V.S., Bronfin B.M. *Metallofizika vysokoprochnykh splavov* [Metal physics of high-strength alloys.]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 312 p. (In Russ.).
- [5] Aleshin N.P., Belyy V.E., Vopilkin A.Kh. et al. *Metody akusticheskogo kontrolya metallov* [Methods of acoustic testing of metals]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989. 456 p. (In Russ.).
- [6] Kachanov M.L., Mishakin V.V., Pronina U.G. On low cycle fatigue of austenitic steel. Part II: Extraction of information on microcrack density from a combination of the acoustic and eddy current data. *Int. J. Eng. Sci.*, 2021, vol. 169, art. 103569, doi: <http://doi.org/10.1016/J.IJENGSCI.2021.103569>
- [7] Mishakin V.V., Sergeeva O.A., Klyushnikov V.A. the influence of microdamage on the elastic characteristics of metastable austenitic steels under fatigue. *ZhTF*, 2024, vol. 94, no. 1, pp. 60–65, doi: <http://dx.doi.org/10.61011/JTF.2024.01.56902.183-23> (in Russ.).
- [8] Mishakin V., Gonchar A., Kurashkin K. et al. On low-cycle fatigue of austenitic steel. part i: changes of poisson's ratio and elastic anisotropy. *Int. J. Eng. Sci.*, 2021, vol. 168, art. 103567, doi: <http://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2021.103567>
- [9] Vinogradov A., Lazarev A., Linderov M. et al. Kinetics of deformation processes in high-alloyed cast transformation-induced plasticity/twinning-induced plasticity steels determined by acoustic emission and scanning electron microscopy: influence of austenite stability on deformation mechanisms. *Acta Mater.*, 2013, vol. 61, no. 7, pp. 2434–2449, doi: <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.01.016>
- [10] Collins J.A. *Failure of materials in mechanical design. Analysis, prediction, prevention*. Wiley, 1981. 629 p. (Russ. ed.: *Povrezhdenie materialov v konstruktivnykh. Analiz. Predskazanie. Predotvrashchenie*. Moscow, Mir Publ., 1984. 624 p.)
- [11] Krupp U., West C., Christ H.-J. Deformation-induced martensite formation during cyclic deformation of metastable austenitic steel: influence of temperature and carbon content. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, vol. 481–482, pp. 713–717, doi: <http://doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.211>

Статья поступила в редакцию 23.10.2025

Информация об авторах

МИШАКИН Василий Васильевич — доктор технических наук, главный научный сотрудник лаборатории неразрушающего контроля и диагностики материалов и конструкций. Институт проблем машиностроения РАН — филиал ФГБНУ «ФИЦ Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова-Грехова РАН» (603024, Нижний Новгород, Российская Федерация, ул. Белинского, д. 85, e-mail: ndt@ipmran.ru).

Information about the authors

MISHAKIN Vasily Vasilievich — Doctor of Science (Eng.), Chief Researcher, Laboratory of Non-Destructive Testing and Diagnostics of Materials and Structures. Mechanical Engineering Research Institute of the RAS — Branch of Federal Research Center A.V. Gaponov-Grekhov Institute of Applied Physics of the RAS (603024, Nizhny Novgorod, Russian Federation, Belinskogo St., Bldg. 85, e-mail: ndt@ipmran.ru).

КЛЮШНИКОВ Вячеслав Александрович — кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории неразрушающего контроля и диагностики материалов и конструкций. Институт проблем машиностроения РАН — филиал ФГБНУ «ФИЦ Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова-Грехова РАН» (603024, Нижний Новгород, Российская Федерация, ул. Белинского, д. 85, e-mail: ndt@ipmran.ru).

ГОНЧАР Александр Викторович — кандидат технических наук, заведующий лабораторией неразрушающего контроля и диагностики материалов и конструкций. Институт проблем машиностроения РАН — филиал ФГБНУ «ФИЦ Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова-Грехова РАН» (603024, Нижний Новгород, Российская Федерация, ул. Белинского, д. 85, e-mail: ndt@ipmran.ru).

KLYUSHNIKOV Vyacheslav Aleksandrovich — Candidate of Science (Eng.), Senior Researcher, Laboratory of Non-Destructive Testing and Diagnostics of Materials and Structures. Mechanical Engineering Research Institute of the RAS — Branch of Federal Research Center A.V. Gaponov-Grekhov Institute of Applied Physics of the RAS (603024, Nizhny Novgorod, Russian Federation, Belinskogo St., Bldg. 85, e-mail: ndt@ipmran.ru).

GONCHAR Alexander Viktorovich — Candidate of Science (Eng.), Head of Laboratory of Non-Destructive Testing and Diagnostics of Materials and Structures. Mechanical Engineering Research Institute of the RAS — Branch of Federal Research Center A.V. Gaponov-Grekhov Institute of Applied Physics of the RAS (603024, Nizhny Novgorod, Russian Federation, Belinskogo St., Bldg. 85, e-mail: ndt@ipmran.ru).

Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:

Мишакин В.В., Ключников В.А., Гончар А.В. Определение остаточного ресурса метастабильной стали акустическим и вихретоковым методами контроля. *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*, 2025, № 12, с. 72–80.

Please cite this article in English as:

Mishakin V.V., Klyushnikov V.A., Gonchar A.V. Determination of the remaining life of metastable steel using acoustic and eddy current methods. *BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2025, no. 12, pp. 72–80.



**Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана
предлагает читателям учебное пособие**

**«Точение. Стругание.
Долбление. Протягивание»**

Автор Д.В. Виноградов

Описаны виды обработки резанием: точение, строгание, долбление и протягивание. Рассмотрены разновидности способов обработки и их особенности, преимущества и недостатки. Приведены краткие сведения о станках, технологических и инструментальных приспособлениях, а также используемых режущих инструментах. Даны формулы для расчета основного технологического времени обработки. Представлена информация для проектирования операций обработки резанием — определения формообразующих движений, выполнения схемы обработки, выбора металлорежущего оборудования, приспособлений и режущих инструментов.

Для студентов направлений подготовки специалистов 15.05.01/02 «Проектирование технологических машин и комплексов — Проектирование инструментальных комплексов в машиностроении», а также для магистрантов, обучающихся по направлению подготовки 15.04.02/04 «Технологические машины и оборудование — Процессы и технологии механической и физико-технической обработки».

По вопросам приобретения обращайтесь:

105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.
Тел.: +7 499 263-60-45, факс: +7 499 261-45-97;
press@bmstu.ru; <https://press.bmstu.ru>