06

Упругие модули и внутреннее трение малоактивируемых ферритно-мартенситной и аустенитной сталей

© В.М. Чернов,[1] К.А. Мороз,[1] Б.К. Кардашев,[2] М.В. Леонтьева-Смирнова[1]

[1]Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара (АО „ВНИИНМ“),
123098 Москва, Россия
[2]Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: kamoroz@bochvar.ru, vmchernov@bochvar.ru

Поступило в Редакцию 24 декабря 2025 г.
В окончательной редакции 11 февраля 2026 г.
Принято к публикации 13 февраля 2026 г.

Методом динамической механической спектроскопии в низком (0.5−30.0 Hz, температуры 25 °C−400 °C) и ультразвуковом (100 kHz, температуры −170 °C−25 °C) диапазонах частот исследованы упругие (модули Юнга) и релаксационные (амплитудно- независимое внутреннее трение) свойства ферритно-мартенситных малоактивируемой ЭК-181 (Fe–12Cr–2W), сильно-длительно активируемой ЭП-823 (Fe–12Cr–Ni–Mo–Nb–Si) и малоактивируемой аустенитной Fe–Cr–Mn (Fe–10Cr–20Mn–2W) сталей. В исследованных температурных интервалах микроструктуры ферритно-мартенситных сталей стабильны. В аустенитной стали Fe–Cr–Mn в диапазоне температур 0 °C−20 °C наблюдается частотно-независимые скачкообразные изменения модуля Юнга и внутреннего трения (магнитный фазовый переход). Значения упругого модуля стали ЭК-181 выше модуля стали ЭП-823. Упругие модули сталей ЭК-181 и ЭП-823 выше модулей стали Fe–Cr–Mn. Упругие модули ферритно-мартенситных сталей выше, а аустенитной — ниже упругого модуля армко-Fe. В сталях ЭК-181 и ЭП-823 релаксационных пиков C, O, N не наблюдалось. В аустенитной Fe–Cr–Mn-стали наблюдался релаксационный пик типа Зинера (температура около 300 °C, энергия активации 186 kJ/mol).

Ключевые слова: ферритно-мартенситная сталь, аустенитная сталь, модуль Юнга, структурно-фазовое состояние, термическая обработка, магнитный фазовый переход, внутреннее трение, динамическая механическая спектроскопия, усталость металла.

DOI: 10.61011/JTF.2026.07.63130.349-25

Введение

Малоактивируемые ферритно-мартенситная сталь ЭК-181 (Fe–12Cr–2W) и аустенитная сталь Fe–Cr–Mn (Fe–10Cr–20Mn) рассматриваются как конструкционные материалы (КМ) для ядерных и термоядерных реакторов [1–5]. При определении элементных составов (включая C, O, N), структурно-фазовых состояний и режимов термических обработок сталей с целью оптимизации структурно-фазовых состояний и физико-механических свойств необходимо определять характеристики и влияние легирующих и примесных (включая C, O, N) элементов, структурных дефектов (кластеров, дислокаций, др.). Упругие и релаксационные свойства КМ являются важными характеристиками, необходимыми для исследований, включая расчетные, теоретические и моделирующие [5–10]. КМ в ядерных и термоядерных реакторах эксплуатируются при постоянных и переменных механических и температурных воздействиях различных частот и интенсивностей. Значительное влияние на свойства КМ могут оказывать переменные (усталостные) механические и термические напряжения [11,12]. В таких условиях свойства КМ определяются их динамическими упругими и релаксационными характеристиками. Значения динамических (модулей упругости) и релаксационных (внутреннее трение) свойств КМ зависят от температуры и частоты нагружения из-за возникающих в них релаксационных и динамических процессов, связанных с термоактивационной и динамической подвижностями дефектов (точечных, твердых растворов C, O и N, кластеров, дислокаций) [6–10,13–14].

Метод динамической механической спектроскопии (ДМС) при разных частотах нагружения является эффективным неразрушающим методом определения динамических упругих (модулей Юнга) и релаксационных свойств (внутреннее трение) КМ [5–10]. Релаксационные характеристики позволяют определять в КМ твердорастворные концентрации и диффузионные характеристики (энергии активации и др.) элементов C, O, N и динамические характеристики (подвижность) дислокаций [6–10,15–18].

Значения упругих и релаксационных свойств и их зависимости от режимов термических обработок необходимы при аналитических и численных исследованиях, а также определениях характеристик дефектов, физико-механических, теплофизических и прочностных свойств КМ.

Цели настоящей работы:

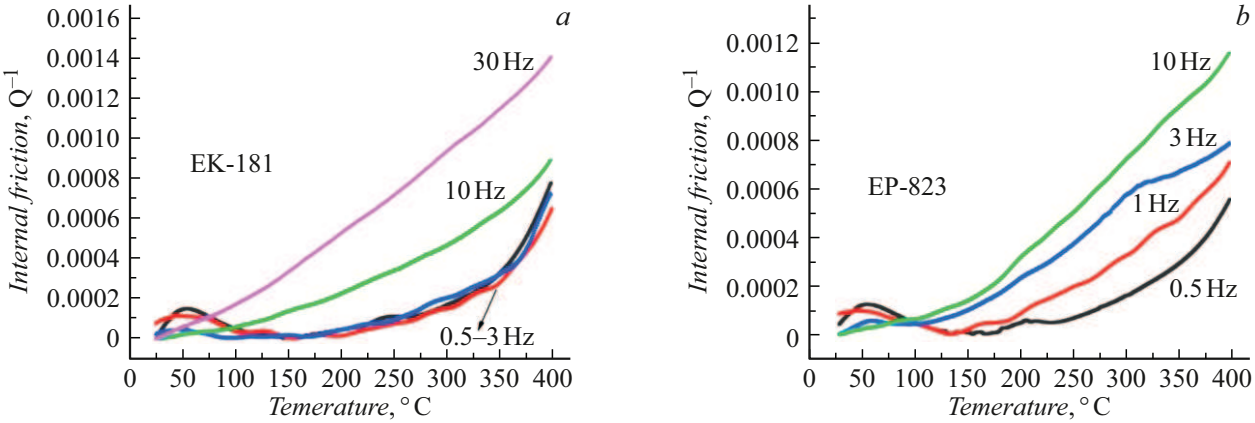


Рис. 1. ТЗВТ (Q^{-1}) ЭК-181 (ТТО) (*a*) и ЭП-823 (ТТО) (*b*) для разных частот.

1) исследовать упругие и релаксационные свойства в низком (0.5–30 Hz, температуры 25 °C–400 °C) и ультразвуковом (100 kHz, температуры −170 °C–25 °C) частотных диапазонах в малоактивируемых ферритно-мартенситной ЭК-181 (Fe–12Cr–2W) и аустенитной Fe–Cr–Mn (Fe–10Cr–20Mn–2W) сталях;

2) определить и обобщить для исследованных сталей структурно-фазовую стабильность, упругие модули Юнга (МЮ), твердорастворные концентрации и диффузионные характеристики дефектов (атомов внедрения C, O, N и др.), динамическую подвижность (коэффициенты динамического торможения) дислокаций.

Для сравнения будут приведены аналогичные свойства сильно-длительно активируемой реакторной ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (Fe–12Cr–W–Ni–Mo–Nb–Si) и армко-Fe.

1. Материалы и методы исследований

Материалами для исследований служили реакторные ферритно-мартенситные малоактивируемая ЭК-181 (Fe–12Cr–2W–V–Ta–B–C), сильно-длительно активируемая ЭП-823 (Fe–12Cr–W–Ni–Mo–Nb–Si) и малоактивируемая аустенитная Fe–Cr–Mn (Fe–10Cr–20Mn–2W–V–Ti–B–C) стали. Сталь ЭК-181 исследовалась после двух термических обработок (ТО) — традиционной ТО (ТТО, закалка от 1100 °C, 1 h, отпуск 720 °C, 3 h) и высокотемпературной термомеханической ТО (ВТМО, нагрев 1100 °C, 1 h, горячая пластическая деформация прокаткой в аустенитной фазе $\approx 50\,\%$, закалка, отпуск 720 °C, 1 h). Сталь ЭП-823 исследовалась после ТТО. Аустенитная Fe–Cr–Mn-сталь исследовалась после обычной для аустенитных сталей ТО (закалка от 1100 °C, 1 h).

Амплитудно-независимое внутреннее трение (ВТ) и динамические упругие МЮ в образцах определены методом ДМС в низкочастотной области (частоты 0.5–30.0 Hz, динамический механический анализатор „DMA Q800“, температуры 25 °C–400 °C) и ультразвуковой области частот [10] (частота 100 kHz, температуры −170 °C–25 °C).

Для измерения температурных зависимостей ВТ (ТЗВТ) и МЮ (ТЗМЮ) использовались образцы с геометрическими размерами $1 \times 5 \times (25–27)$ mm. Погрешности измерения в низкочастотной области (0.5–30 Hz) составляли $\leq 2\,\%$ (МЮ) и $\sim 10^{-4}$ (ВТ). Для ультразвуковой области частот (100 kHz) погрешности измерений составляли $\leq 0.2\,\%$ (МЮ) и $\sim 10^{-4}$ (ВТ). ТЗМЮ и ТЗВТ при разных частотах в низкочастотной области определялись на одном образце. Возникающий в области низких частот температурный фон ВТ аппроксимировался по его минимальному значению (низкие температуры) и вычитался из ТЗВТ. Из-за некоторого повышения фона ВТ при повышении температуры (не учитывалось) наблюдалось некоторое повышение амплитуды наблюдаемых релаксационных пиков ВТ на температурных зависимостях ВТ с увеличением частоты (температурно-частотный сдвиг релаксационных пиков).

2. Низкочастотное внутреннее трение

2.1. Ферритно-мартенситные стали ЭК-181 и ЭП-823

ТЗВТ Q^{-1} при разных частотах для малоактивируемой стали ЭК-181 (ТТО, ВТМО) и для сравнения сильно-длительно активируемой стали ЭП-823 (ТТО) представлены на рис. 1, 2. Наблюдаются близкие частотные и температурные зависимости ВТ для ЭК-181 (ТТО) и ЭП-823 (ТТО). Характерных для сталей такого типа релаксационных пиков ВТ, образованных твердорастворными концентрациями элементов C, O и N, не наблюдается (нет твердых растворов C, O, N в ферритной ОЦК фазе). Наблюдаемый температурно-частотный рост ВТ определяется возникновением в сталях при более высоких температурах (выше температуры данных испытаний) релаксационного пика (типа зернограничного, левые ветви пиков, рис. 1, 2). На рис. 2 показано ТЗВТ стали ЭК-181 (ВТМО). Релаксационных пиков ВТ на

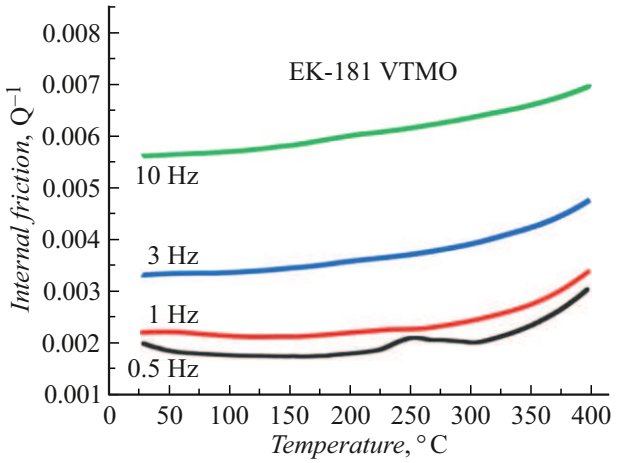


Рис. 2. ТЗВТ (Q^{-1}) ЭК-181 (ВТМО, без вычета температурного фона) для частот 0.5–10 Hz.

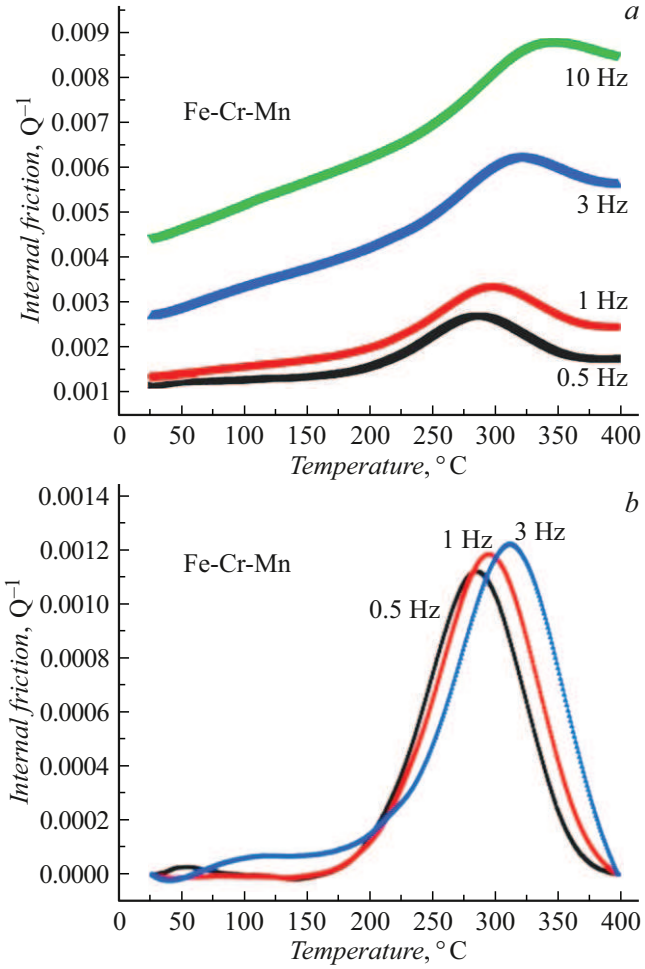


Рис. 3. ТЗВТ (Q^{-1}) Fe–Cr–Mn до вычета (*a*) и после вычета (*b*) фона ВТ для частот 0.5–10 Hz.

рис. 2 не наблюдается. Наблюдаемый (рис. 2) более медленный (по сравнению с рис. 1) частотно-температурный рост ВТ в ЭК-181 (ВТМО) определяется особенностями микроструктуры стали ЭК-181 (ВТМО) [19] (увеличение температурно-частотного сдвига релаксационного пика ВТ).

2.2. Аустенитная Fe–Cr–Mn-сталь

ТЗВТ аустенитной стали Fe–Cr–Mn показаны на рис. 3. Наблюдается релаксационный пик ВТ (типа Зинера), определяемый релаксацией комплексных дидефектов (упругих диполей) [6–9]. Энергия релаксации определена по аррениусовской зависимости и равна 186 kJ/mol.

В области температур 0 °C–20 °C в аустенитной Fe–Cr–Mn стали (рис. 4) обнаружены скачкообразные изменения в значениях ВТ (ΔQ^{-1}-эффект). Как будет показано ниже, в этой области температур скачки также наблюдались для ультразвукового ВТ (рис. 5). Такие изменения связаны с фазовым магнитным переходом

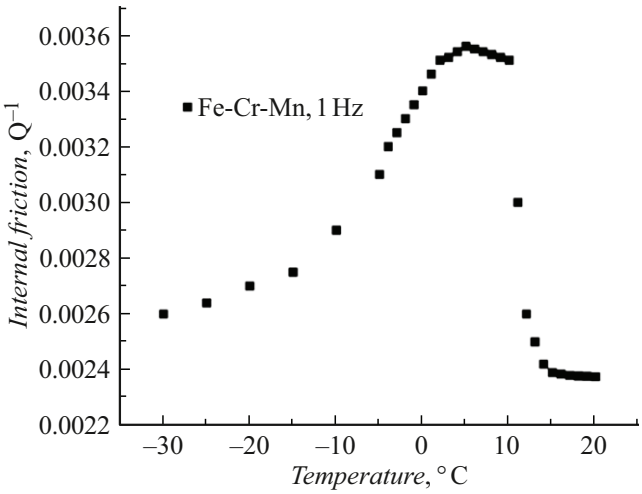


Рис. 4. ТЗВТ (Q^{-1}) Fe–Cr–Mn-стали в области температуры −30 °C–20 °C. Частота 1 Hz.

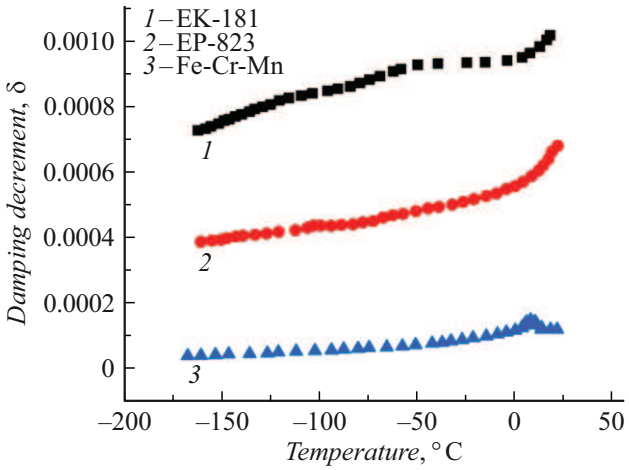


Рис. 5. Температурная зависимость декремента затухания δ ($\sim$ 100 kHz) сталей ЭК-181 (*1*, ТТО), ЭП-823 (*2*, ТТО) и стали Fe–Cr–Mn (*3*).

парамагнетик–антиферромагнетик при этих температурах [3].

3. Ультразвуковое ВТ

Ультразвуковое ВТ (декремент затухания $\delta = Q^{-1}\pi$ [6,10]) определяется подвижностью дислокаций и позволяет определить уровни динамического торможения дислокаций (коэффициенты вязкого торможения дислокаций) [10,16–18]. Уровень динамической подвижности дислокаций (динамического торможения дислокаций) в КМ является показателем уровня их хладноломкости (температурной области хладноломкости) [16–18]. Определение методом ультразвукового ВТ динамической подвижности дислокаций (определение является эффективным методом определения температурной области возможной хладноломкости КМ [16–18]).

Температурные зависимости (−170 °C−25 °C) ультразвукового ВТ (декремента затухания δ) для сталей ЭК-181 (ТТО), Fe–Cr–Mn и для сравнения стали ЭП-823 (ТТО) показаны на рис. 5. На температурной зависимости ВТ для стали Fe–Cr–Mn наблюдается скачок ВТ (с максимумом $\cong$ 8 °C), свидетельствующий о некотором фазовом магнитном переходе парамагнетик–антиферромагнетик при этой температуре [3].

4. Упругие МЮ

Динамические МЮ сталей ЭК-181 (ТТО, ВТМО), ЭП-823 (ТТО) и Fe–Cr–Mn в области температур 25 °C−400 °C для низких частот 0.5−30 Hz приведены на рис. 6−9.

Усредненные по низким (0.5−30 Hz) частотам значения МЮ сталей и армко-Fe [20] приведены на рис. 10. Температурные зависимости МЮ имеют вид типичных монотонно (почти линейно) убывающих с ростом температуры зависимостей. МЮ стали ЭК-181 больше МЮ

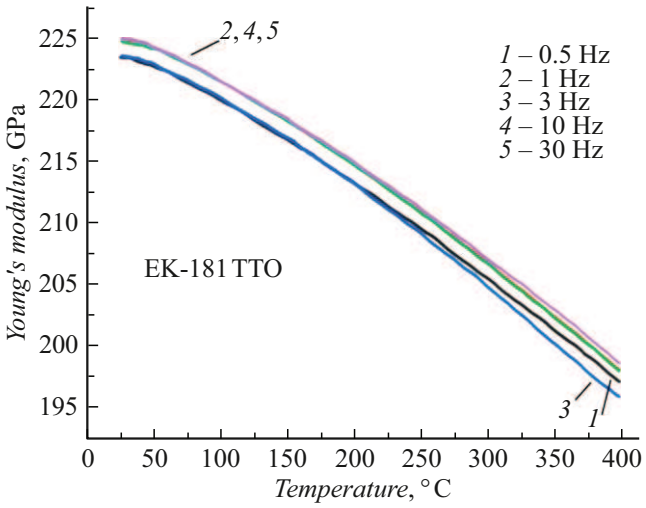


Рис. 6. ТЗМЮ стали ЭК-181 (ТТО) для частот 0.5−30 Hz.

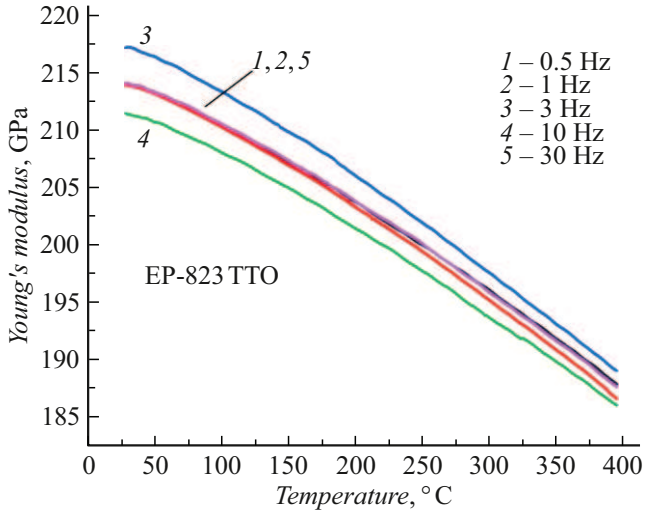


Рис. 7. ТЗМЮ стали ЭП-823 (ТТО) для частот 0.5−30 Hz.

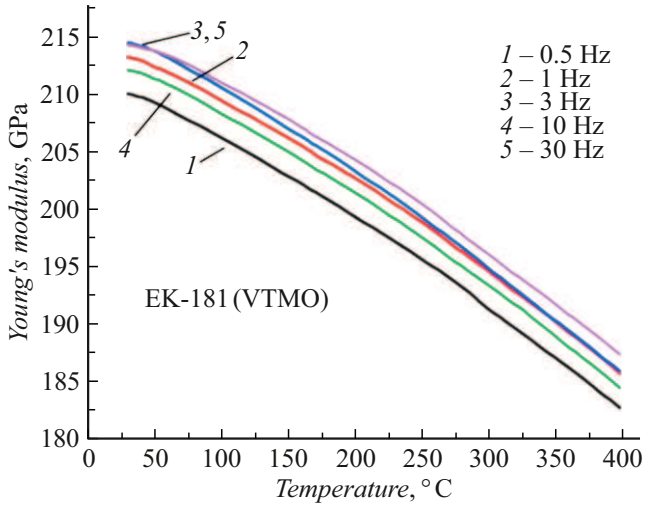


Рис. 8. ТЗМЮ ЭК-181 (ВТМО) для частот 0.5−30 Hz.

стали ЭП-823. МЮ стали ЭК-181 (ВТМО) и стали ЭП-823 (ТТО) близки. МЮ ферритно-мартенситных сталей выше МЮ аустенитной стали. МЮ ферритно-мартенситных сталей больше, а аустенитной стали меньше МЮ армко-Fe.

На рис. 11 показаны сравнительные характеристики ТЗМЮ для сталей ЭК-181 (ТТО), ЭП-823 (ТТО) и Fe–Cr–Mn, полученные ультразвуковым методом при низких температурах. На рис. 12 показаны ТЗМЮ для аустенитной стали Fe–Cr–Mn, полученные в области низких и ультразвуковых частот. Скорости температурного изменения МЮ для аустенитной стали Fe–Cr–Mn в разных температурных интервалах различны (рис. 10−12). В области низких температур (−170 °C−0 °C) скорость температурного изменения МЮ аустенитной стали Fe–Cr–Mn составляет 0.04 GPa/deg, в области высоких температур (25 °C−400 °C) — 0.09 GPa/deg.

На температурных зависимостях МЮ (рис. 11, 12) для стали Fe–Cr–Mn в области температур 0 °C–20 °C наблюдался частотно-независимый скачок МЮ (ΔE-эффект). Скачок ВТ также наблюдается при этой температуре (рис. 4, 5). Такие скачки МЮ и ВТ в аустенитных Fe–Cr–Mn-сталях определяются фазовым магнитным переходом парамагнетик–антиферромагнетик [3].

По усредненным для разных частот значениям МЮ в исследуемых температурных интервалах (рис. 10, 11) получены аппроксимирующие выражения (коэффициент детерминации $R^2 = 0.99$) для МЮ сталей $E_d(T)$ (см. таблицу).

Выводы

1. В низком (0.5–30 Hz, температуры 25 °C–400 °C) и ультразвуковом (100 kHz, температуры −170 °C–25 °C) диапазонах частот определены и обобщены температурные зависимости упругих модулей (МЮ) и релаксационных (амплитудно-независимого ВТ) свойств в сталях:

— малоактивируемой ферритно-мартенситной ЭК-181 (Fe–12Cr–2W);

— сильно-длительно активируемой ферритно-мартенситной ЭП-823

— (Fe–12Cr–W–Ni–Mo–Nb–Si);

— малоактивируемой аустенитной Fe–Cr–Mn (Fe–10Cr–20Mn–2W).

2. В сталях ЭК-181 и ЭП-823 нет релаксационных пиков, определяемых твердыми растворами C, O, N (нет твердых растворов этих элементов в ферритных фазах).

3. В аустенитной Fe–Cr–Mn-стали наблюдается низкочастотный релаксационный пик типа Зинера (температуры ~ 300 °C, энергия активации 186 kJ/mol).

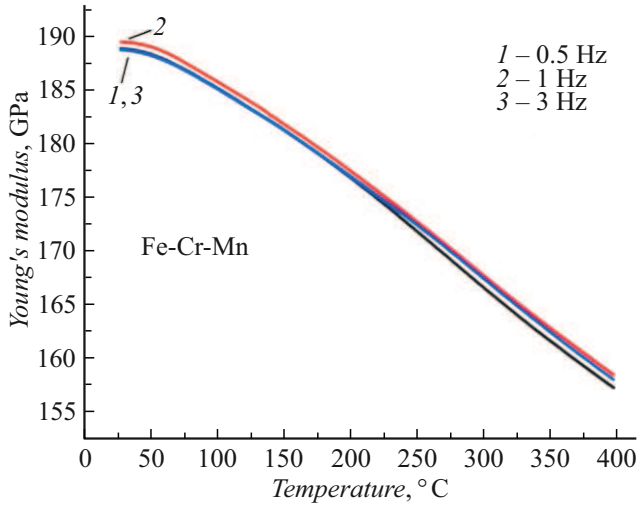


Рис. 9. ТЗМЮ Fe–Cr–Mn-стали для частот 0.5–3 Hz.

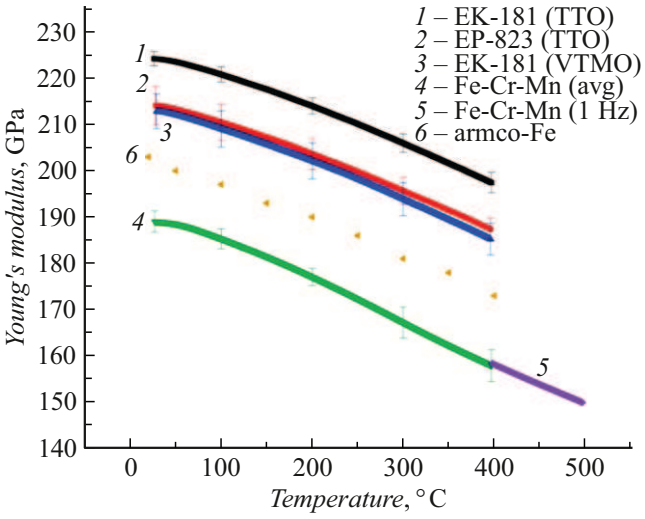


Рис. 10. Средние по частотам (рис. 6–9) ТЗМЮ сталей ЭК-181 (*1* — ТТО, *3* — ВТМО), ЭП-823 (*2*), Fe–Cr–Mn (*4*, *5*) и армко-Fe (*6*).

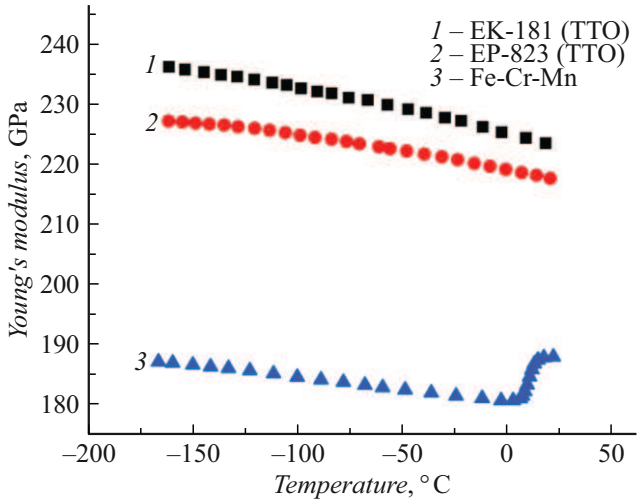


Рис. 11. ТЗМЮ сталей ЭК-181 (*1*, ТТО) и ЭП-823 (*2*, ТТО) и Fe–Cr–Mn (*3*). Частота 100 kHz.

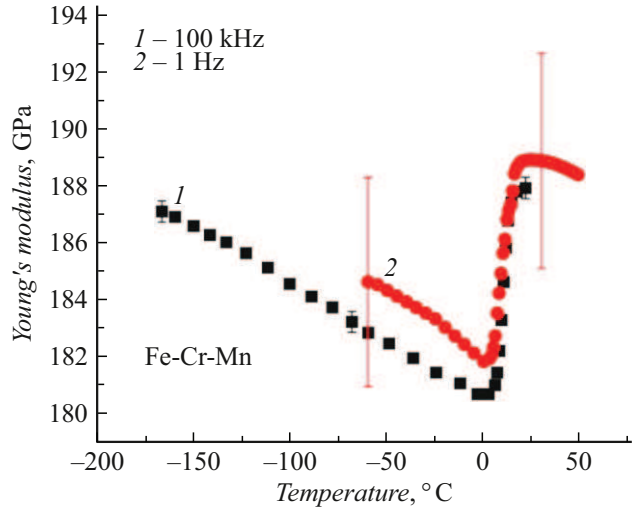


Рис. 12. Температурный скачок МЮ в аустенитной Fe–Cr–Mn-стали. Ультразвуковая (100 kHz) (*1*) и низкая (1 Hz) (*2*) частоты.

Аппроксимирующие выражения для ТЗМЮ $E_d(T)$ исследуемых материалов; $R^2 = 0.99$

Материал	Диапазон температур, °C	E_d, [GPa](T, [°C])
ЭК-181 (ТТО)	25–400	$226.113 - 0.048 \cdot \mathrm{T} - 6.183 \cdot 10^{-5} \cdot \mathrm{T}^2$
	−170–20	$225.030 - 0.090 \cdot \mathrm{T} - 13.518 \cdot 10^{-5} \cdot \mathrm{T}^2$
ЭК-181 (ВТМО)	25–400	$214.780 - 0.052 \cdot \mathrm{T} - 5.833 \cdot 10^{-5} \cdot \mathrm{T}^2$
ЭП-823 (ТТО)	25–400	$216.025 - 0.051 \cdot \mathrm{T} - 5.526 \cdot 10^{-5} \cdot \mathrm{T}^2$
Fe–Cr–Mn	−170–0	$180.482 - 0.040 \cdot \mathrm{T}$
	25–400	$191.857 - 0.061 \cdot \mathrm{T} - 0.066 \cdot 10^{-3} \cdot \mathrm{T}^2$

4. Получены аппроксимирующие аналитические температурные зависимости МЮ, близкие к линейным (см. таблицу).

4.2. Значения МЮ стали ЭК-181 выше значений МЮ стали ЭП-823;

4.3. МЮ ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 и ЭП-823 больше МЮ аустенитной стали Fe–Cr–Mn;

4.4. МЮ стали ЭК-181 (ТТО) больше МЮ ЭК-181 (ВТМО);

4.5. МЮ ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 и ЭП-823 больше, а аустенитной стали Fe–Cr–Mn — меньше МЮ армко-Fe.

5. В области исследованных температур (−170 °C–400 °C) нет скачкообразных изменений МЮ ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 и ЭП-823, свидетельствующих о структурно-фазовых изменениях в них (структурно-стабильные стали). В аустенитной стали Fe–Cr–Mn наблюдаются скачкообразные частотно-независимые изменения МЮ (ΔE-эффект) и ВТ (ΔQ^{-1}-эффект) в диапазоне температур 0 °C–20 °C (магнитный фазовый переход). В области температур −170 °C–0 °C скорость температурного изменения МЮ Fe–Cr–Mn-стали составляет 0.04 GPa/deg, а в области температур 25 °C–400 °C — 0.09 GPa/deg.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] R.L. Klueh, D.R. Harries. *High-chromium ferritic and martensitic steels for nuclear applications* (ASTM Stock Number MONO3, 2001)

[2] Л.И. Иванов, Ю.М. Платов. *Радиационная физика металлов и ее приложения* (Интерконтакт Наука, М., 2002)

[3] В.В. Сагарадзе, А.И. Уваров. *Упрочнение и свойства аустенитных сталей* (РИО УрО РАН, Екатеринбург, 2013)

[4] А.А. Никитина, В.С. Агеев, М.В. Леонтьева-Смирнова, Н.М. Митрофанова, И.А. Науменко, А.В. Целищев, В.М. Чернов. Атомная энергия, **119** (5), 292 (2015).

[5] Б.А. Калин, П.А. Платонов, Ю.В. Тузов, И.И. Чернов, Я.И. Штромбах. *Физическое материаловедение. Т. 6. Конструкционные материалы ядерной техники* (НИЯУ МИФИ, М., 2021)

[6] A.S. Nowick, B.S. Berry. *Anelastic Relaxation in Crystalline Solids* (Academic Press, NY.–London, 1972)

[7] В.С. Постников. *Внутреннее трение в металлах* (Металлургия, М., 1974)

[8] M.S. Blanter, I.S. Golovin, H. Neuhäuser, H.-R. Sinning. *Internal Friction in Metallic Materials: a Handbook* (Springer, 2007)

[9] И.С. Головин. *Внутреннее трение и механическая спектроскопия металлических материалов* (Издат. дом МИСиС, М., 2012)

[10] С.П. Никаноров, Б.К. Кардашев. *Упругость и дислокационная неупругость кристаллов* (Наука, М., 1985)

[11] А.Г. Самойлов, В.С. Волков, М.И. Солонин. *Тепловыделяющие элементы ядерных реакторов: учебник для вузов* (Энергоатомиздат, М., 1996)

[12] В.Ф. Терентьев, С.А. Кораблева. *Усталость металлов* (Наука, М., 2015)

[13] М.В. Леонтьева-Смирнова, А.Н. Агафонов, Г.Н. Ермолаев, А.Г. Иолтуховский, Е.М. Можанов, Л.И. Ревизников, В.В. Цвелев, В.М. Чернов, Т.М. Буланова, В.Н. Голованов, З.О. Островский, В.К. Шамардин, А.И. Блохин, М.Б. Иванов, Э.В. Козлов, Ю.Р. Колобов, Б.К. Кардашев. Перспективные материалы, **6**, 40 (2006).

[14] В.М. Чернов, М.В. Леонтьева-Смирнова, М.М. Потапенко, Н.А. Полехина, И.Ю. Литовченко, А.Н. Тюменцев, Е.Г. Астафурова, Л.П. Хромова. ЖТФ, **86** (1), 99 (2016).

[15] К.А. Мороз, В.М. Чернов, М.В. Леонтьева-Смирнова, Е.М. Можанов. ПМ, **2**, 39 (2022). DOI: 10.30791/1028-978X-2022-2-39-47

[16] В.М. Чернов, Б.К. Кардашев, К.А. Мороз. ЖТФ, **86** (7), 57 (2016). DOI: 10.1134/S1063784216070070

[17] B.K. Kardashev, V.M. Chernov. Mater. Sci. Eng. A, **521–522**, 329 (2009). DOI: 10.1016/j.msea.2009.02.040

[18] В.М. Чернов. ФТТ, **65** (5), 717 (2023). DOI: 717-728.10.21883/FTT.2023.05.55487.28

[19] N. Polekhina, V. Linnik, I. Litovchenko, K. Almaeva, S. Akkuzin, E. Moskvichev, V. Chernov, M. Leontyeva-Smirnova, N. Degtyarev, K. Moroz. Metals, **12**, 1928 (2022). DOI: 10.3390/met12111928

[20] В.В. Рощупкин, М.М. Ляховицкий, Н.А. Минина, М.А. Покрасин, И.А. Афанасьев, Н.Л. Соболь, А.И. Чернов. Теплофизика высоких температур, **42** (6), 873 (2004).