

Исследование структуры и свойств Structure and properties research

**Физические методы
исследования и контроля**

**Physical methods
of research and monitoring**

DOI: <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2023-89-2-I-31-38>

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЯЗКОУПРУГОГО ПЕРЕХОДА В ЖАРОПРОЧНОМ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ ВЖ171 СИСТЕМЫ Ni – Co – Cr

© Денис Олегович Фролов^{1*}, Даниил Михайлович Левин¹,
Сергей Сергеевич Манохин², Юрий Романович Колобов²

¹ Тульский государственный университет, Россия, 300012, г. Тула, просп. Ленина, д. 92; *e-mail: fdolegovich@yandex.ru

² Институт проблем химической физики РАН, Россия, 142432, Московская обл., г. Черноголовка, просп. Академика Семёнова, д. 1.

*Статья поступила 24 октября 2022 г. Поступила после доработки 2 ноября 2022 г.
Принята к публикации 12 декабря 2022 г.*

Жаропрочные материалы, используемые, например, в деталях авиационной техники, подвергаются воздействию высоких температур и нагреваются под влиянием переменных внешних сил. В какой-то момент времени материал, сначала испытывавший малую деформацию, перестает быть просто упругим и переходит в вязкоупругое состояние. В нем развивается микротекущность, впоследствии приводящая к ползучести. В работе представлены результаты исследования микротекущести в жаропрочном поликристаллическом сплаве ВЖ171 системы Ni – Co – Cr. Высокотемпературный фон внутреннего трения исследовали методом механической спектроскопии. Установлено, что переход сплава из упругого в вязкоупругое состояние протекает в две стадии и сопровождается микротекущестью в результате движения дислокаций. Определены первая и вторая энергии активации высокотемпературного фона внутреннего трения для исследуемого состояния материала. Приведена формула для расчета температуры перехода. Полученные результаты могут быть использованы при исследовании состояний жаропрочных, высокотемпературных и структурированных материалов, а также аморфных металлов и сплавов.

Ключевые слова: жаропрочный сплав; энергия активации; внутреннее трение; высокотемпературный фон; дефекты структуры; гомологическая температура; микротекущность.

STUDY OF VISCOELASTIC TRANSITION IN HEAT-RESISTANT POLYCRYSTALLINE ALLOY VZh171 OF THE Ni – Co – Cr SYSTEM

© Denis O. Frolov^{1*}, Daniil M. Levin¹, Sergey S. Manokhin², Yuri R. Kolobov²

¹ Tula State University, 92, prosp. Lenina, Tula, 300012, Russia; * e-mail: fdolegovich@yandex.ru

² Institute of Problems of Chemical Physics, Russian Academy of Sciences, 1, prosp. Akademika Semёnova, Chernogolovka, Moscow obl., 142432, Russia.

Received October 24, 2022. Revised November 2, 2022. Accepted December 12, 2022.

Heat-resistant materials used, for example, in aircraft parts, are exposed to high temperatures and are heated under the impact of variable external forces. At a certain point in time, the material that first experienced a small deformation ceases to be simply elastic and graduates into a viscoelastic state. Microyield thus developed in the material, subsequently leads to the creep. We present the results of studying the microyield in a heat-resistant polycrystalline alloy VZh171 of the Ni – Co – Cr system. A high-temperature background of the internal friction was studied by mechanical spectroscopy. It is shown that the transition of the alloy from an elastic to a viscoelastic state proceeds in two stages and is accompanied by microyield resulted from the dislocation movement. The first and second activation energies of the high-temperature

internal friction background are determined for the state of the material under consideration. An expression for calculating the transition temperature is derived. The results obtained can be used in the study of the states of heat-resistant, high-temperature and structured materials, as well as amorphous metals and alloys.

Keywords: heat-resistant alloy; superalloy; activation energy; internal friction; high-temperature background; structural defects; homologous temperature; microyield.

Введение

Поликристаллические материалы при нагревании и последующем деформировании под влиянием внешних сил, меняющихся с частотой ω , начиная с $\omega \sim 1/\tau$ (τ — максвелловское время релаксации напряжений), демонстрируют свойства, похожие на поведение аморфных тел — проявляют одновременно свойства вязкой жидкости и упругого твердого тела [1–3]. Так, жаропрочные сплавы (ЖС) на основе Ni, применяемые в авиационной и ракетно-космической технике, в процессе испытаний и эксплуатации подвергаются воздействию высоких температур $T = (0,65 - 0,85)T_m$ (T_m — температура плавления), в результате чего разогреваются и переходят из упругого в вязкоупругое состояние. При этом механические характеристики ЖС меняются, наблюдается отклонение от линейно-упругого поведения твердого тела. Как следствие, при контакте с горячими теплоносителями (газовыми потоками, химически реагирующими средами и др.) в материале под действием внешнего нагружения развиваются нелинейные упругие свойства, а в дальнейшем — микропластическая деформация и микротекучесть [4–7].

Современные поликристаллические жаропрочные материалы — многокомпонентные сплавы, свойства которых определяются химическим, фазовым составом и микроструктурой. Если при производстве деформируемых ЖС и изделий из них пластическая деформация может быть технологически оправдана (например, для придания требуемых свойств или формы), то при работе элементов конструкций, выполненных из жаропрочного материала, пластическая деформация и тем более ползучесть с ростом температуры недопустимы. Поэтому уровень рабочих напряжений $\sigma_{\text{эф}}$, как правило, не превосходит предела текучести материала. Однако даже при сравнительно низких значениях напряжений (ниже предела текучести $\sigma_{0,2}$) и малых частотах колебаний $\omega \ll 2\pi c_{\text{ел}}/d = 10^3 \text{ с}^{-1}$ ($c_{\text{ел}}$ — скорость упругой волны, d — характерный размер) в материале могут проявляться неупругость и возникать релаксационные явления [8, 9].

Выявление зависимости между жаропрочностью и уровнем фона внутреннего трения (ВТ) в материале во многом определило направленность исследований последнего как явления, обу-

словленного кинетическими процессами, в частности, движением дислокаций и диффузией вакансионных дефектов. Кроме того, данные о ВТ стали важным источником информации о структуре и свойствах металлов и позволили прогнозировать их поведение при высоких температурах [10].

Таким образом, изучение вязкоупругих свойств ЖС может проводиться не только прямыми методами, но и дополняться исследованием нелинейности упругих свойств материала, а также ВТ как процесса необратимого рассеяния энергии внутри тела, включая зернограничное проскальзывание, в широком диапазоне температур [7, 11].

Отметим, что упруго деформированные моно- и поликристаллы находятся в метастабильном состоянии. Нелинейный характер полей напряжений может приводить к появлению микропластичности и микротекучести, что связано со слабой асимметрией поля напряжений [12].

Поликристаллические сплавы на основе Ni – Cr – (X) (X — легирующие добавки) — материалы, обладающие достаточно высоким сопротивлением пластической деформации в условиях теплового контакта с горячими средами. Повышение рабочих характеристик сплавов достигается как за счет изменения химического состава и легирования, так и применения новых технологий синтеза и упрочнения [13, 14].

Цель работы — исследование явления микротекучести в ЖС ВЖ171 на основе системы Ni – Co – Cr.

Материалы, методика, оборудование

С ростом температуры изменения физико-механических свойств металлов и сплавов проявляются в фоне ВТ, что связано с непрерывным возрастанием ВТ в моно- и поликристаллических материалах со стороны зернограничного пика.

Вязкоупругие свойства твердого тела можно представить в виде реологической модели Максвелла [15, 16], представляющей собой комбинацию абсолютно упругого элемента с определяющим соотношением в виде закона Гука $\sigma_{\text{эф}} = 2\mu u_{\text{эф}}$ (μ — модуль сдвига, $u_{\text{эф}} = 0,5(\partial_{\beta} u_{\alpha} + \partial_{\alpha} u_{\beta})$ — тензор деформации) и вязкого элемента, описываемого тензором напряжений ньюто-

новского типа $\sigma'_{\alpha\beta} = 2\eta v_{\alpha\beta}$ (η — первая вязкость, $v_{\alpha\beta} = \dot{\epsilon}_{\alpha\beta}$ — тензор скорости деформации) [2].

Для чисто сдвиговых деформаций и частот $\omega \sim 1/\tau$ напряжения, согласно этим выражениям, должны быть одного порядка величины, т.е. $\eta u/l\tau \sim \mu u/l$ (l — характерный размер), тогда $\eta \sim \mu\tau$. Если вязкоупругость в основном определяется процессами релаксации напряжений, то в случае последовательного соединения упругого и вязкого элементов модель приводит к уравнениям движения [3]

$$\dot{\sigma}_{\alpha\beta} + \tau^{-1}\sigma_{\alpha\beta} = \mu(\partial_{\alpha}\dot{u}_{\beta} + \partial_{\beta}\dot{u}_{\alpha}). \quad (1)$$

В случае динамического нагружения периодически меняющиеся со временем напряжения и деформации могут быть представлены в комплексном виде с помощью множителей $e^{-i(\omega t + \varphi)}$ и $e^{-i\omega t}$. Для промежуточного случая ($\omega\tau \sim 1$) приходим к интерполяционному уравнению

$$\sigma_{\alpha\beta} = \frac{2\mu e^{i\varphi}}{1 + i/\omega\tau} u_{\alpha\beta}, \quad (2)$$

откуда в предельном случае для твердых тел можно получить выражение для тангенса угла потерь и, следовательно, ВТ:

$$Q^{-1} = \operatorname{tg} \varphi = (\omega\tau)^{-1}. \quad (3)$$

Вязкоупругость материалов при повышенных температурах связана с действием термически активируемых процессов. Обозначим энергию активации этих процессов как U_0 . Тогда в соответствии с формулой Аррениуса время релаксации можно представить как

$$\tau(T) = \tau_0 \exp\left(\frac{U_0}{kT}\right), \quad (4)$$

где k — постоянная Больцмана.

Подставив (4) в (3), получим выражение для температурной зависимости внутреннего трения (ТЗВТ):

$$Q_f^{-1} = \frac{B}{\omega} \exp\left(-\frac{U_0}{kT}\right), \quad (5)$$

где $B = 1/\tau_0$ — предэкспоненциальный множитель.

Несмотря на простоту, реологическая модель Максвелла дает описание ТЗВТ, вполне соответствующее экспериментальным данным.

Заметим, что в более усложненных микроскопических и феноменологических моделях формирования высокотемпературного фона ВТ, помимо дислокационных, исследуются вакансионные, диффузионные и релаксационные механизмы [17, 18]. При этом температурные зависимости

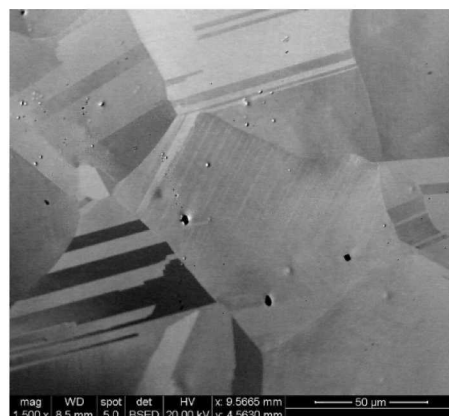


Рис. 1. Микроструктура сплава ВЖ171

Fig. 1. The microstructure of VZh171 alloy

$Q_f^{-1}(T)$ различаются только коэффициентами и малыми высших порядков, ответственными за механизмы и динамику движения дефектов структуры в теле зерна и по его границам.

В общем случае высокотемпературный фон ВТ может быть с высокой степенью точности представлен как функция $1/T$:

$$Q_f^{-1} \approx \frac{A}{T\omega^n} \exp\left(-\frac{U_f}{kT}\right), \quad (6)$$

где $U_f = nU_0$ — энергетический параметр; A — коэффициент, определяемый механизмом формирования неупругих свойств; n — показатель, равный для большинства сплавов 0,25.

Исследовали жаропрочный поликристаллический сплав ВЖ171 на основе Ni, содержащий 28–29 % масс. Со и 29–30 % масс. Ст. Сплав синтезируется классическим литейным способом, дополнительно может легироваться Ti, W и Mo. В состоянии поставки сплав был в форме листа толщиной 1,25–1,30 мм. Образцы вырезали при помощи электроэрозионной резки в виде стержней.

Микроструктуру изучали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) с использованием сканирующего электронного микроскопа FEI Quanta 600 FEG при ускоряющих напряжениях 20 и 30 кВ на глубине 100–200 мкм от поверхности.

На рис. 1 представлена микроструктура сплава в исходном состоянии. Видно, что микроструктура крупнозернистая (характерный размер кристаллитов — 85–90 мкм) с редкими выделениями интерметаллидных частиц (фазы Лавеса).

ВТ измеряли в области $\nu = 1–3$ Гц методами механической спектроскопии. Образец возбуждался до собственных частот колебаний (≈ 2 Гц). Естественным образом затухающие колебания образца исследовали в вакуумном релаксаторе

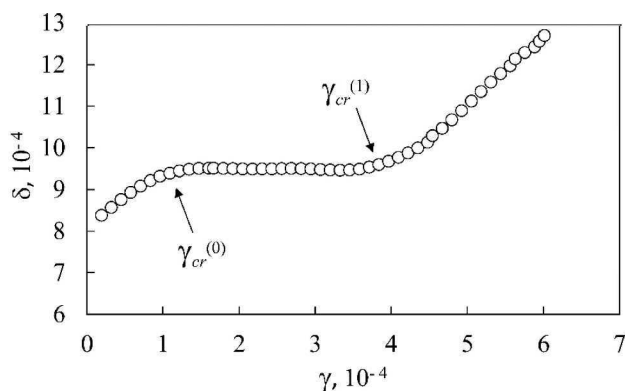


Рис. 2. Спектр АЗВТ исходного состояния сплава ВЖ171 ($t = 25^\circ\text{C}$; $\nu \approx 2,2$ Гц; $\gamma_{cr}^{(0)} = 1,1 \cdot 10^{-4}$; $\gamma_{cr}^{(1)} = 4,0 \cdot 10^{-4}$)

Fig. 2. ADIF spectrum of the initial state of VZh171 alloy ($t = 25^\circ\text{C}$; $\nu \approx 2,2$ Hz; $\gamma_{cr}^{(0)} = 1,1 \cdot 10^{-4}$; $\gamma_{cr}^{(1)} = 4,0 \cdot 10^{-4}$)

Головина – Архангельского с электромагнитной системой деформирования кручением и оптической полуавтоматической системой регистрации деформации.

В качестве характеристик неупругих свойств сплава применяли логарифмический декремент (δ) колебаний и величину ВТ $Q^{-1} = \delta/\pi$. Использовали метод свободных крутильных колебаний, в котором

$$\delta = \frac{1}{N} \ln \frac{\Lambda_0}{\Lambda_N}, \quad (7)$$

где Λ_0 , Λ_N — амплитуды начального и N -го колебаний; N — число колебаний образца в заданном интервале.

Погрешность измерения ВТ составила $\Delta Q^{-1} \approx \pm 1 \cdot 10^{-5}$.

Сдвиговую деформацию для образца сечением $a \times b$ определяли из вариационных принципов механики твердого тела в приближении Гука ($a \times b \approx 1,01 \times 0,80$ мм) методом Канторовича [19]:

$$\gamma_{\max} \approx \frac{b}{l} \left\{ 1 - \cosh^{-1} \frac{a}{b} \sqrt{\frac{5}{2}} \right\} \varphi, \quad (8)$$

где l — рабочая длина образца (≈ 47 мм); φ — абсолютный угол закручивания, равный $\Lambda/2L$ (L — длина оптического пути (≈ 2580 мм), $\Lambda = (\Lambda_0 + \Lambda_N)/2$ — средняя амплитуда колебаний).

В результате определяли амплитудную зависимость $\delta(\gamma)$, ТЗВТ $Q^{-1}(T)$ и собственную частоту колебаний $\omega = 2\pi\nu$.

Обсуждение результатов

В широком смысле ВТ — «почти» обратимые и необратимые процессы, протекающие в материале при его деформации. Исследование ВТ как

совокупности диссипативных внутренних процессов или вязкости тела предполагает измерение амплитудной зависимости внутреннего трения (АЗВТ), которое включает определение амплитудно-независимой и зависимой областей колебаний.

На рис. 2 представлен спектр АЗВТ исходного состояния сплава ВЖ171. Прослеживаются три выраженные области: 1) небольшой подъем Наими в самом начале деформации, обусловленный ангармонизмом колебаний дислокаций, его можно определить как $0 < \gamma < \gamma_{cr}^{(0)}$; 2) горизонтальный участок (соответствует фону ВТ), характеризующийся по краям критическими значениями амплитуды $\gamma_{cr}^{(0)} \leq \gamma < \gamma_{cr}^{(1)}$; 3) возрастающий (из-за отрыва дислокаций) участок в правой части спектра, соответствующий условию $\gamma \geq \gamma_{cr}^{(1)}$.

Заметим, что отрыву и последующему движению дислокаций предшествует широкий горизонтальный участок. Это и есть амплитудно-независимая область, в которой дислокации «сидят» на местах и колеблются.

Схожие АЗВТ наблюдались при прецизионных измерениях в сверхмелкозернистой меди и температурах до 400°C , а также на чистом бериллии [20 – 22].

Далее измерение ТЗВТ проводили при амплитудах, не превосходящих $(0,7 - 0,8)\gamma_{cr}^{(1)}$, т.е. в амплитудно-независимой области.

Как известно, явление микротекучести носит локальный характер и может проявляться в микрорегионах (в качестве таких областей могут выступать зерна) по всему объему образца вследствие неоднородной деформации материала [23]. Микротекучесть начинается с возникновения дефектов упаковки, отрыва и движения дислокаций в отдельных зернах. Дислокации способны двигаться и выходить на поверхность зерна. Для металлических материалов окончание микротекучести фиксируется началом неомогенной деформации Людерса – Чернова [24]. Поэтому активационные параметры сплава ВЖ171 определяли до стадии Людерса – Чернова.

ВТ исследовали в зависимости от температуры нагревания на подготовленном образце. Кривая 2 (см. рис. 3, а) показывает изменение величины ВТ, кривая 1 соответствует падению частоты колебаний. Маркеры кривой 2 отображают внутренние изменения, протекающие в материале с ростом T .

В интервале 300 – 550 К фон ВТ растет линейно (см. рис. 3). Это говорит об упругом поведении материала со свободной энергией $F = F_0 + \sigma_{\alpha\beta} u_{\alpha\beta}/2$. При 610 К становится заметно возмущение P , связанное с переориентацией пар атомов внедрения (С, О) в гранецентрированной кубической кристаллической решетке сплава. При дальнейшем увеличении температуры ВТ

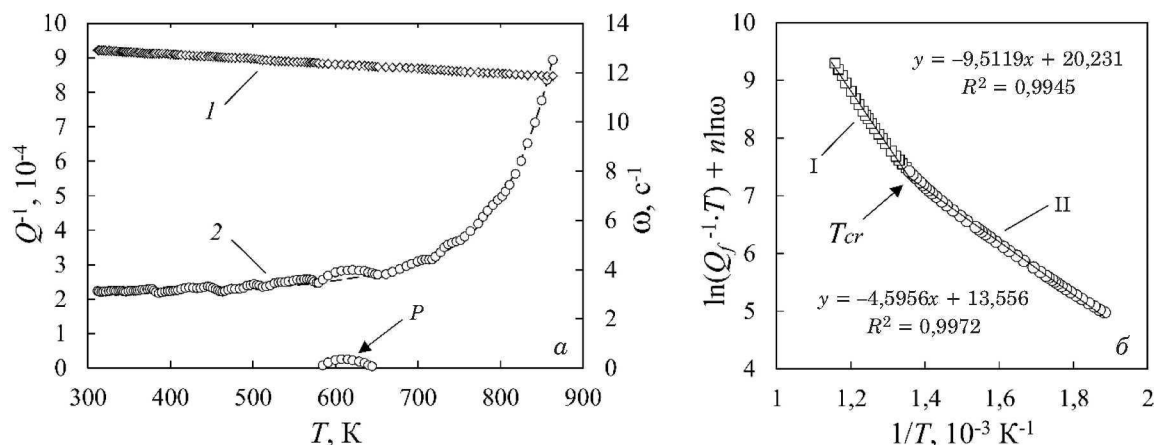


Рис. 3. Спектр ТЗВТ ($\gamma = 1,5 \cdot 10^{-4}$, вакуум $\approx 10^{-2}$ мм рт.ст., скорость нагрева $\Delta T/\Delta t = 1,5$ °C/мин) (1 — частота колебаний, 2 — ВТ) (а); фон ВТ в полулогарифмических координатах (R^2 — коэффициент детерминации; I, II — прямые участки) (б)

Fig. 3. TDIF spectrum ($\gamma = 1,5 \times 10^{-4}$, vacuum $\approx 10^{-2}$ mm Hg, heating rate $\Delta T/\Delta t = 1,5$ °C/min) (1 — oscillation frequency, 2 — internal friction) (а), high temperature background of internal friction in semi-logarithmic coordinates (R^2 — coefficient of determination; I, II — straight-line segments) (б)

заметно возрастает. При этом после 650 К наблюдается нелинейность, что связано с действием механизмов вязкоупругой деформации. Можно заключить, что такой характер роста фона ВТ свидетельствует о высокотемпературной области [25]. В ней развивается гистерезисное (или микропластическое) ВТ по причине перемещения дефектов.

Экспериментальные значения фона ВТ включают:

$$Q_B^{-1}(T) = Q_{f0}^{-1} + Q_f^{-1}(T) + Q_0^{-1}, \quad (9)$$

где Q_{f0}^{-1} — начальный фон материала, определяемый его составом и микроструктурой, особенностью строения межзеренных границ (наличием пор, ступенек) и уровнем микронапряжений в поликристаллической структуре; $Q_f^{-1}(T)$ — фон ВТ непосредственно материала, характеризующий формулой (6); Q_0^{-1} — инструментальная составляющая, слабо зависящая от температуры и связанная с диссипацией энергии механических колебаний в подвижных элементах установки Головина – Архангельского.

Используя полученные данные (см. рис. 3), определили сумму инструментальной составляющей и начального фона ВТ ($Q_{f0}^{-1} + Q_0^{-1} = 2,22 \cdot 10^{-4}$).

При обработке спектра ТЗВТ расчетный фон Q_B^{-1} лучше определять в виде полиномиального разложения по малому параметру $\varepsilon = 1/T$ после выборки значений (исключая максимумы или возмущения ВТ на кривой), оставляя точки, характеризующие фон материала (возмущение P

выделено из общей температурной зависимости (см. рис. 3, а)):

$$Q_B^{-1} = a_0 + a_1\varepsilon + a_2\varepsilon^2 + a_3\varepsilon^3 + \dots, \text{ где } \varepsilon \ll 1. \quad (10)$$

Высокотемпературная ветвь фона ВТ в таком случае может быть представлена в новых координатах $\ln(Q_f^{-1}T\omega^n) - 1/T$:

$$\ln(Q_f^{-1}T\omega^n) = \ln A - U_f/kT. \quad (11)$$

После переноса облака точек на новую координатную плоскость (см. рис. 3, б) получаем, что кривая в полулогарифмических координатах имеет «перелом». Видно, что точки на участках I и II хорошо укладываются на прямых.

В первом случае (высокотемпературная область) для точек легко вычислить уравнение линии тренда в форме $y = ax + b$, где $b = \ln A$, и найти, используя (11), энергию активации $U_f^{(I)} = 0,82$ эВ высокотемпературного фона ВТ, учитывая, что значение углового коэффициента составляет $a = U_f 10^{-3}/k \approx 9,51$. Задавая, как наиболее характерное, $n = 0,25$, находим энергию активации процесса, ответственного за формирование вязкоупругих свойств вещества в области повышенных температур, $U_0^{(I)} = 3,28$ эВ.

Для участка II (переходная область, предшествующая высокотемпературному фону ВТ) предположили, что прямая может описываться уравнением по форме, совпадающей с (6). Однако коэффициенты A и U_f будут отличаться.

В точке «перелома» T_{cr} (на пересечении прямых отрезков) получаем границу области высокотемпературного фона, которая формируется в результате явления микротекучести в металлических сплавах. Материал становится не

только вязким, в нем проявляется микропластичность, обусловленная потоком дислокаций. Без нарушения сплошности (за счет диффузионных процессов) и при условии $U_f^{(I)} > U_f^{(II)}$ имеем

$$\ln A_I - \frac{U_f^{(I)}}{kT} = \ln A_{II} - \frac{U_f^{(II)}}{kT},$$

$$T_{cr} \approx \frac{U_f^{(I)} - U_f^{(II)}}{k \ln \frac{A_I}{A_{II}}} \approx 729 \text{ К.} \quad (12)$$

Вторая энергия активации фона составила $U_f^{(II)} = 0,4$ эВ. Соответственно, $U_0^{(II)} = 1,6$ эВ. Изменение частоты в окрестности T_{cr} мало ($(\omega_I/\omega_{II})^{0,25} \approx 1$) и потому может быть опущено.

Такое различие активационных параметров может свидетельствовать о смене механизма в точке T_{cr} . Другими словами, если в области предшествующей температуре микротекучести все внутреннее движение, скорее всего, связано с миграцией вакансий и вакансиоподобных дефектов [26], а непосредственно при T_{cr} может происходить движение дислокаций, то, начиная с T_{cr} и выше, из-за меняющейся вязкости материала и его нелинейных свойств происходит частичное зернограничное скольжение. Наблюдаемое явление в силу своей локализации в объеме образца, похоже, приводит к движению не всех зерен [27]. Поэтому «перелом» прямых при $1/T_{cr} = 1,37 \cdot 10^{-3} \text{ К}^{-1}$ не слишком резкий.

Имеющиеся данные позволяют предложить гомологический критерий Γ , определяющий начало перехода материала в вязкоупругое состояние (подобное аморфному). При температуре T_{cr} материал начинает медленно «течь» как жидкость. В этом случае для ЖС ($0 < \Gamma < 1$) имеем

$$\Gamma \approx \frac{|U_f^{(I)} - U_f^{(II)}|}{k \ln \frac{A_I}{A_{II}}} T_m^{-1}, \quad (13)$$

где T_m — температура плавления, которая, по всей видимости, должна определяться опытным путем.

В некоторых случаях температура плавления может быть принята равной T_m основного элемента. В частности, для сплава ВЖ171 ($T_m^{\text{Ni}} = 1726 \text{ К}$) гомологическая температура микротекучести $\Gamma = 0,422$. Для металлов следует пользоваться обобщенными формулами Линдемана и Магомедова в качестве оценки [28].

С ростом температуры диссипация энергии усиливается, так как в теле происходят необратимые процессы в результате внутреннего движения структурных единиц. Из-за теплового рас-

ширения зерен ВТ на границах последних при межзеренном проскальзывании возрастает.

Результаты исследования показали, что деформация материала при повышенных температурах (особенно в окрестности T_{cr}) происходит с конечной скоростью. Поскольку твердое тело в каждый момент времени не находится в состоянии равновесия, в нем протекают процессы, стремящиеся вернуть его в равновесное состояние с наименьшей свободной (упругой) энергией. Возникновение таких внутренних процессов (движение вакансий, появление частичных дислокаций, расщепление и переползание дислокаций через барьеры или границы зерен) приводит к необратимости движения в результате деформации, фиксируемой в рассеянии механической энергии колебаний образца. Развитию процессов может способствовать нелинейный характер свободной упругой энергии материала, описываемый модулями Ландау [2, 23].

Заключение

Таким образом, выявлено, что характеристики жаропрочного материала на основе системы Ni – Co – Cr (в частности, сопротивление ползучести) формируются в области, предшествующей рабочим температурам эксплуатации, а именно в окрестности T_{cr} . Вероятно, температура начала процесса ползучести коррелирует с температурой микротекучести. Предложен критерий по определению температуры перехода сплава ВЖ171 из упругого в вязкоупругое состояние. Если ранее температуру микротекучести определяли исключительно графическим методом [26, 29], то с использованием выведенного критерия процедуру можно упростить и проводить аналитически. Установлено также, что энергия активации $U_0^{(I)}$ процессов, ответственных за формирование вязкоупругих свойств, согласуется с энергией активации самодиффузии в никеле ($U_{\text{Ni}} = 2,92$ эВ) [30 – 32]. Видимо, в окрестности T_{cr} при деформации сплава дислокации начинают «медленно» переползать из одного положения в другое за счет диффузионного притока и отвода от них вакансий (дислокации Шокли).

Приведенный способ обработки результатов может быть использован в качестве основы экспресс-метода диагностики жаропрочных свойств материалов [33]. Вместе с тем область применимости критерия может выходить за рамки высокотемпературных материалов (данным способом можно определять, например, температуру стеклования в аморфных металлических стеклах).

Благодарности

Авторы выражают благодарность профессору Г. В. Марковой за полезную дискуссию.

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства Тульской области в рамках научного проекта 121112200058-9 (грант в сфере науки и техники ДС/260), РФФИ (грант 18-02-00760(А)) и госзадания (АААА-А19-119022690098-3).

ЛИТЕРАТУРА

1. Fang D., Li W., Cheng T., et al. Review on mechanics of ultra-high-temperature materials / *Acta Mech. Sin.* 2021. N 37(9). P 1347 – 1370. DOI: 10.1007/s10409-021-01146-3
2. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Теория упругости. — М.: Наука, 1987. — 248 с.
3. Marchenko V. I., Misbah Ch. Model of plasticity of amorphous materials / *Phys. Rev. E.* 2011. Vol. 84. Issue 2. P 021502(1 – 7). DOI: 10.1103/PhysRevE.84.021502
4. Reed R. C. The Superalloys. Fundamentals and Applications. — Cambridge: University Press, 2006. — 372 p.
5. Головин С., Пушкар А., Левин Д. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. — М.: Металлургия, 1987. — 190 с.
6. Zhou Y., Chen X., Qin S. A strain-compensated constitutive model for describing the hot compressive deformation behaviors of an aged Inconel 718 superalloy / *High Temp. Mater. Proc.* 2019. Vol. 38. P 436 – 443. DOI: 10.1515/htmp-2018-0108
7. Колобов Ю. Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. — Новосибирск: Наука, 1998. — 184 с.
8. Новик А., Берри Б. Релаксационные явления в кристаллах. — М.: Атомиздат, 1975. — 472 с.
9. Постников В. С., Баушис Я. П. Механизмы релаксационных явлений в твердых телах. — Каунас: Каунасский политехнический институт, 1974. — 364 с.
10. Шаповал Б. И., Аржавитин В. М. Механизмы высокотемпературного фона внутреннего трения металлов. — М.: ЦНИИАтомИнформ, 1988. — 49 с.
11. Castillo M., No M., Jimenez J., et al. High temperature internal friction in a Ti-46Al-1Mo-0.2Si intermetallic, comparison with creep behavior / *Acta Materialia*. 2016. Vol. 103. P 46 – 56. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.09.052
12. Usategui L., Klein T., No M., et al. High-temperature phenomena in an advanced intermetallic nano-lamellar γ -TiAl-based alloy. Part I: Internal friction and atomic relaxation processes / *Acta Materialia*. 2020. Vol. 200. P 442 – 454. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.025
13. Божко С. А., Колобов Ю. Р., Манохин С. С. и др. Исследование влияния термомеханических обработок на структурно-фазовое состояние и механические свойства сплава ВЖ171 / *Известия вузов. Физика*. 2019. Т. 62. № 12. С. 134 – 140. DOI: 10.17223/00213411/62/12/134
14. Левин Д. М., Фролов Д. О., Манохин С. С. Активационные характеристики вязкоупругих свойств жаропрочного сплава на основе системы Ni – Co – Cr, упрочненного объемным азотированием / *Известия вузов. Физика*. 2022. Т. 65. № 7. С. 85 – 94. DOI: 10.17223/00213411/65/7/85
15. Weller M., Hirscher M., Schweizer E., Kronmüller H. High temperature internal friction in NiAl single crystals / *J. Phys. IV Proc. EDP Sci.* 1996. Vol. 06 (C8). P 231 – 234. DOI: 10.1051/jp4:1996849
16. Blanter M., Golovin I., Neuhauser H., Sinning H.-R. Internal Friction in Metallic Materials. — New York: Springer, 2007. — 539 p.
17. Schoeck G., Bisogni E., Shyne J. The activation energy of high temperature internal friction / *Acta Metallurgica*. 1964. Vol. 12. Issue 12. P 1466 – 1468. DOI: 10.1016/0001-6160(64)90141-5
18. Постников В. С. Внутреннее трение в металлах. — М.: Металлургия, 1974. — 352 с.

19. Лурье А. И. Теория упругости. — М.: Наука, 1970. — 940 с.
20. Харитонов А. В. К теории амплитудно-зависимого внутреннего трения кристаллических сред / *Акустический журнал*. 1965. Т. XI. Вып. 2. С. 226 – 232.
21. Golovin I. S., Zadorozhnyy V. Yu., Andrianova T. S., Estrin Yu. Z. Relaxation and Hysteresis Internal Friction in Ultra Fine Grained Copper at Temperatures of up to 400 °C / *Bull. RAS. Physics*. 2011. Vol. 75. N 10. P 1290 – 1299.
22. Блантер М. С., Головин И. С., Головин С. А., Ильин А. А. Механическая спектроскопия металлических материалов. — М.: МИА, 1994. — 256 с.
23. Косевич А. М. Дислокации в теории упругости. — Киев: Наукова думка, 1978. — 220 с.
24. Горбатенко В. В., Данилов В. И., Зуев Л. Б. Неустойчивость пластического течения: полосы Чернова – Людерса и эффект Портевена – Ле Шателье / *ЖТФ*. 2017. Т. 87. Вып. 3. С. 372 – 377. DOI: 10.21883/JTF.2017.03.44241.1818
25. David E., Jackson I. High-temperature internal friction and dynamic moduli in copper / *Mater. Sci. Eng.* 2018. A730. P 425 – 437. DOI: 10.1016/j.msea.2018.05.093
26. Гриднев С. А., Калинин Ю. Е. О вакансионной природе высокотемпературного фона внутреннего трения в твердых телах / *ЖТФ*. 2022. Т. 92. № 2. С. 242 – 249. DOI: 10.21883/000000000000
27. Матюнин В. М., Кудряков О. В., Варавка В. Н., Марченков А. Ю. Микромеханика малых деформаций в металлических сплавах при лазерном облучении / *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2022. Т. 88. № 10. С. 66 – 72. DOI: 10.26896/1028-6861-2022-88-10-66-72
28. Магомедов М. Н. О критерии фазового перехода кристалл – жидкость / *ЖТФ*. 2008. Т. 78. Вып. 8. С. 93 – 100.
29. Kulikov V. G., Syshchikov A. A. Contribution of Porous Grain Boundaries to the High-Temperature Background of Internal Friction / *Russ. Metallurgy*. 2020. P 277 – 281. DOI: 10.1134/S0036029520040175
30. Беломытцев М. Ю. Исследование окалиностойкости жаропрочного никелевого сплава со структурой γ' -фазы / *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021. Т. 64. № 1. С. 52 – 58. DOI: 10.17073/0368-0797-2021-1-52-58
31. Каблов Д. Е., Сидоров В. В., Пучков Ю. А. Особенности диффузионного поведения примесей и рафинирующих добавок в никеле и монокристаллических жаропрочных сплавах / *Авиационные материалы и технологии*. 2016. № 1(40). С. 24 – 31.
32. Тарасов Д. П. Высокотемпературный фон внутреннего трения в наноккомпозитах / *ЖТФ*. 2013. Т. 83. Вып. 2. С. 65 – 69.
33. Дворецков Р. М., Славин А. В., Тихонов М. М., Куко И. С. Контроль химического состава жаропрочных никелевых сплавов в процессе производства изделий из них по аддитивным технологиям / *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2021. Т. 87. № 4. С. 71 – 80. DOI: 10.26896/1028-6861-2021-87-4-71-80

REFERENCES

1. Fang D., Li W., Cheng T., et al. Review on mechanics of ultra-high-temperature materials / *Acta Mech. Sin.* 2021. N 37(9). P 1347 – 1370. DOI: 10.1007/s10409-021-01146-3
2. Landau L. D., Lifshitz E. M. Theory of Elasticity. — Oxford: Pergamon press, 1970. — 165 p.
3. Marchenko V. I., Misbah Ch. Model of plasticity of amorphous materials / *Phys. Rev. E.* 2011. Vol. 84. Issue 2. P 021502(1 – 7). DOI: 10.1103/PhysRevE.84.021502
4. Reed R. C. The Superalloys. Fundamentals and Applications. — Cambridge: University Press, 2006. — 372 p.
5. Golovin S., Pushkar A., Levin D. Elastic and damping properties of structural metal materials. — Moscow: Metallurgiya, 1987. — 190 p. [in Russian].
6. Zhou Y., Chen X., Qin S. A strain-compensated constitutive model for describing the hot compressive deformation behaviors of an aged Inconel 718 superalloy / *High Temp. Mater. Proc.* 2019. Vol. 38. P 436 – 443. DOI: 10.1515/htmp-2018-0108

7. **Kolobov Yu. R.** Diffusion-controlled processes at grain boundaries and plasticity of metallic polycrystals. — Novosibirsk: Nauka, 1998. — 184 p. [in Russian].
8. **Novick A. S., Berry B. S.** Anelastic Relaxation in Crystalline Solids. — New York: Acad. Press, 1972. — 472 p.
9. **Postnikov V. S., Baushis Ya. P.** Mechanisms of relaxation phenomena in solids. — Kaunas: Kaunas Polytechnic Institute, 1974. — 364 p. [in Russian].
10. **Shapoval B. I., Arzhavitin V. M.** Mechanisms of high-temperature background of internal friction of metals. — Moscow: AtomInform, 1988. — 49 p. [in Russian].
11. **Castillo M., No M., Jimenez J., et al.** High temperature internal friction in a Ti-46Al-1Mo-0.2Si intermetallic, comparison with creep behavior / *Acta Materialia*. 2016. Vol. 103. P. 46 – 56. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.09.052
12. **Usategui L., Klein T., No M., et al.** High-temperature phenomena in an advanced intermetallic nano-lamellar γ -TiAl-based alloy. Part I: Internal friction and atomic relaxation processes / *Acta Materialia*. 2020. Vol. 200. P. 442 – 454. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.09.025
13. **Bozhko S. A., Kolobov Yu. R., Manokhin S. S., et al.** Investigation of the Influence of Thermomechanical Treatment on the Structural-Phase State and Mechanical Properties of a VZh171 Alloy / *Russ. Phys. J.* 2020. Vol. 62. P. 2306 – 2313. DOI: 10.1007/s11182-020-01981-0
14. **Levin D. M., Frolov D. O., Manokhin S. S.** Activation characteristics of viscoelastic properties of a heat-resistant alloy based on a Ni – Co – Cr system strengthened by volumetric nitriding / *Izv. Vuzov. Fiz.* 2022. Vol. 65. N 7. P. 85 – 94 [in Russian]. DOI: 10.17223/00213411/65/7/85
15. **Weller M., Hirscher M., Schweizer E., Kronmüller H.** High temperature internal friction in NiAl single crystals / *J. Phys. IV Proc. EDP Sci.* 1996. Vol. 06 (C8). P. 231 – 234. DOI: 10.1051/jp4:1996849
16. **Blanter M., Golovin I., Neuhauser H., Sinning H.-R.** Internal Friction in Metallic Materials. — New York: Springer, 2007. — 539 p.
17. **Schoeck G., Bisogni E., Shyne J.** The activation energy of high temperature internal friction / *Acta Metallurgica*. 1964. Vol. 12. Issue 12. P. 1466 – 1468. DOI: 10.1016/0001-6160(64)90141-5
18. **Postnikov V. S.** Internal friction in metals. — Moscow: Metallurgiya, 1974. — 352 p. [in Russian].
19. **Lurie A. I.** Theory of elasticity. — Moscow: Nauka, 1970. — 940 p. [in Russian].
20. **Kharitonov A. V.** On the theory of amplitude-dependent internal friction of crystalline media / *Akust. Zh.* 1965. Vol. XI. Issue 2. P. 226 – 232 [in Russian].
21. **Golovin I. S., Zadorozhnyy V. Yu., Andrianova T. S., Estrin Yu. Z.** Relaxation and Hysteresis Internal Friction in Ultra Fine Grained Copper at Temperatures of up to 400 °C / *Bull. RAS. Physics*. 2011. Vol. 75. N 10. P. 1290 – 1299.
22. **Blunter M. S., Golovin I. S., Golovin S. A., Ilyin A. A.** Mechanical spectroscopy of metallic materials. — Moscow: MIA, 1994. — 256 p. [in Russian].
23. **Kosevich A. M.** Dislocations in the theory of elasticity. — Kiev: Naukova dumka, 1978. — 220 p. [in Russian].
24. **Gorbatenko V. V., Danilov V. I., Zuev L. B.** Instability of plastic flow: Chernov – Luders bands and the Portevin – Le Chatelier effect / *JTF*. 2017. Vol. 87. Issue 3. P. 372 – 377 [in Russian]. DOI: 10.21883/JTF.2017.03.44241.1818
25. **David E., Jackson I.** High-temperature internal friction and dynamic moduli in copper / *Mater. Sci. Eng.* 2018. A730. P. 425 – 437. DOI: 10.1016/j.msea.2018.05.093
26. **Gridnev S. A., Kalinin Yu. E.** On the vacancy nature of the high-temperature background of internal friction in solids / *Techn. Phys.* 2022. Vol. 92. N 2. P. 196 – 202. DOI: 10.21883/TP.2022.02.52947.146-21
27. **Matyunin V. M., Kudryakov O. V., Varavka V. N., Marchenkov A. Yu.** Micromechanics of small deformations in metal alloys under laser irradiation / *Zavod. Lab. Diagn. Mater.* 2022. Vol. 88. N 10. P. 66 – 72 [in Russian].
28. **Magomedov M. N.** On the criteria of the crystal — liquid phase transition / *Zh. Teor. Fiz.* 2008. Vol. 78. Issue 8. P. 93 – 100 [in Russian].
29. **Kulkov V. G., Syshechikov A. A.** Contribution of Porous Grain Boundaries to the High-Temperature Background of Internal Friction / *Russ. Metallurgy*. 2020. P. 277 – 281. DOI: 10.1134/S0036029520040175
30. **Belomyttsev M. Yu.** Investigation of the scale resistance of a heat-resistant nickel alloy with the structure of the γ' -phase / *Izv. Vuzov. Cher. Met.* 2021. Vol. 64. N 1. P. 52 – 58 [in Russian]. DOI: 10.17073/0368-0797-2021-1-52-58
31. **Kablov D. E., Sidorov V. V., Puchkov Yu. A.** Features of the diffusion behavior of impurities and refining additives in nickel and single-crystal heat-resistant alloys / *Aviats. Mater. Tekhnol.* 2016. N 1(40). P. 24 – 31 [in Russian].
32. **Tarasov D. P.** High-temperature background of internal friction in nanocomposites / *Zh. Teor. Fiz.* 2013. Vol. 83. Issue 2. P. 65 – 69 [in Russian].
33. **Dvoretzky R. M., Slavin A. V., Tikhonov M. M., Kuko I. S.** Control of the chemical composition of heat-resistant nickel alloys upon manufacturing products from these alloys using additive technologies / *Zavod. Lab. Diagn. Mater.* 2021. Vol. 87. N 4. P. 71 – 80 [in Russian].