

Концентрационные и диффузионные характеристики атомов внедрения (С, О, N) и модули упругости в ванадии и сплавах V – 4 Cr – 4 Ti, V – W – Cr, V – Ta – Cr – Zr

**К. А. Мороз, В. М. Чернов, М. М. Потапенко,
В. А. Дробышев, М. В. Кравцова**

Методом динамической механической спектроскопии в низкочастотном диапазоне (0,5 – 30,0 Гц) и в температурном интервале 25 – 400 °С исследованы упругие (модули Юнга) и релаксационные свойства (амплитудно-независимое внутреннее трение) ОЦК металлов (ванадий, сплавы V – 4 Cr – 4 Ti, V – W – Cr и V – Ta – Cr – Zr). В ванадии и сплаве V – W – Cr углерод в твердорастворном состоянии не обнаружен, для кислорода и азота определены твердорастворные концентрации и диффузионные характеристики (энергия активации диффузии, характеристическое время релаксации и предэкспоненциальный коэффициент в уравнении диффузии). В сплаве V – 4 Cr – 4 Ti нет твердых растворов углерода, кислорода и азота. В сплаве V – Ta – Cr – Zr твердорастворные концентрации примесей (С, О, N) незначительны (существенно меньше, чем в ванадии и в сплаве V – W – Cr). Упругие модули сплавов ванадия по своим значениям могут быть как меньше, так и больше значения упругого модуля ванадия в зависимости от типа сплава (легирования) и температуры. Сплав V – 4 Ti – 4 Cr имеет наименьшее значение упругого модуля из всех исследованных материалов. На температурных зависимостях модулей упругости исследуемых материалов никаких особенностей не наблюдалось, кроме небольшой локальной релаксации (уменьшения) упругих модулей ванадия и сплава V – W – Cr в области температур релаксационных пиков.

Ключевые слова: ванадий, ванадиевые сплавы, динамическая механическая спектроскопия, модули упругости (Юнга), внутреннее трение, примеси внедрения, углерод, кислород, азот, твердые растворы, концентрации, энергия активации, диффузионные характеристики.

DOI: 10.30791/1028-978X-2020-3-14-27

Введение

Малоактивируемые сплавы на основе ванадия (V – 4 Cr – 4 Ti, V – Cr – W(Ta) – Zr) рассматривают как перспективные конструкционные материалы для активных зон ядерных (быстрых) и термоядерных энергетических реакторов [1 – 5]. Физико-механические свойства сплавов ванадия существенно зависят от их микроструктуры и структурно-фазовых состояний, определяемых

концентрациями легирующих и примесных элементов (особенно С, О, N), технологиями получения и режимами термомеханических и химико-термических обработок сплавов [1 – 10]. Оптимизация концентраций легирующих элементов и атомов внедрения (С, О, N) и режимов термо-механических и химико-термических обработок являются эффективным методом целенаправленного создания соответствующих дефектных (плотность дислокаций, субструктура, наноразмерные частицы

оксикарбонитридов, твердые растворы замещения и внедрения), структурно-фазовых и напряженных состояний и, как следствие, управляемого создания физико-механических свойств сплавов ванадия. Управляемый баланс между концентрациями и размерами фазовых частиц (оксикарбонитридов, др.), твердых растворов внедрения и замещения является эффективным методом создания заданных свойств сплавов ванадия в широких температурных интервалах (от хладноломкости до жаропрочности) из-за возможности более целенаправленной оптимизации исходных концентраций легирующих и примесных элементов (С, О, N) и режимов термо-механических и химико-термических обработок.

Применение низкочастотной динамической спектроскопии (низкочастотное внутреннее трение) является эффективным методом определения упругих модулей, твердорастворных состояний (концентраций) и диффузионных характеристик (энергия активации, релаксации, др.), атомов внедрения (В, С, О, N, Н) в ОЦК металлах и сплавах [11 – 17]. Такие характеристики важны при исследованиях, включая моделирующие, дефектов, микроструктуры и физико-механических свойств сплавов ванадия (упругость, прочность, пластичность, хладноломкость, жаропрочность и разрушение).

Цель данной работы — применение низкочастотной динамической механической спектроскопии (низкочастотного амплитудно-независимого внутреннего трения) для изучения упругих модулей (модулей Юнга), твердорастворных концентраций и диффузионных характеристик атомов

внедрения (С, О, N) в металлическом ванадии и его сплавах в зависимости от концентраций легирующих и примесных элементов и температуры. Исследования проведены в низкочастотном диапазоне (0,5 – 30,0 Гц) и температурном интервале от 25 °С (температура комнатная) до 400 °С на образцах металлического ванадия (V) и его сплавах V – 4 Cr – 4 Ti, V – W – Cr, V – Ta – Cr – Zr.

Материалы для исследований

Материалами для исследований служили металлический ванадий (V) и его сплавы (V – 4 Cr – 4 Ti, V – Ta – Cr – Zr, V – W – Cr). Сплавы ванадия были выплавлены и переработаны в полуфабрикаты и образцы для исследований в АО “ВНИИНМ” [6]. Вес выплавленного слитка для сплава V – 4 Cr – 4 Cr (спецификация АО “ВНИИНМ” ВМ-ДПЧ-9) составлял 110 кг, вес слитка V – Ta – Cr – Zr — 3,5 кг, вес слитка V – W – Cr — 3,3 кг. Образцы для исследований были в исходном (холоднодеформированном) состоянии. Легированные и примесные составы, общая концентрация газов (С, О, N) и кристаллографические характеристики исследованных образцов (ОЦК — объёмно-центрированная кубическая кристаллическая решетка) приведены в табл. 1, 2 и на рис. 1.

Концентрации элементов в материалах определяли на оптико-эмиссионном ИРС спектрометре с индуктивно-связанной плазмой “Prodigy” (табл. 1, столбец 2). Общая концентрация углерода в материалах (табл. 1) определена с помощью анализатора углерода и серы фирмы “Leco” (модель CS-600). Общие концентрации кислорода и азота в матери-

Таблица 1

Элементный состав и общая концентрация углерода, кислорода и азота в исследуемых материалах

Table 1

Elemental composition and total concentration of carbon, oxygen, and nitrogen in the studied materials

| Материал | Элементный состав, масс. % | Углерод, масс. % (ат. %) | Кислород, масс. % (ат. %) | Азот, масс. % (ат. %) |
|------------------|--|----------------------------------|----------------------------------|------------------------------------|
| Ванадий | V – 0,09 Al – 0,04 Fe – 0,02 Cr – 0,02 Ta – 0,02 W – 0,01 Bi | 0,045 ± 0,001 (0,190 ± 0,004) | 0,029 ± 0,001 (0,092 ± 0,003) | 0,0065 ± 0,0005 (0,024 ± 0,002) |
| V – 4 Cr – 4 Ti | V – 3,51 Cr – 4,65 Ti – 0,05 Na – 0,02 W – 0,02 Fe – 0,02 Ta – 0,02 Hf – 0,01 Co – 0,01 Mo – 0,01 Ag | 0,032 ± 0,001 (0,135 ± 0,004) | 0,042 ± 0,002 (0,133 ± 0,006) | 0,012 ± 0,001 (0,043 ± 0,004) |
| V – W – Cr | V – 6,96 W – 2,60 Cr – 0,11 Ta – 0,04 Ti – 0,04 Ni – 0,03 Fe – 0,01 Zr | 0,043 ± 0,002 (0,192 ± 0,009) | 0,034 ± 0,001 (0,114 ± 0,003) | 0,013 ± 0,001 (0,050 ± 0,004) |
| V – Ta – Cr – Zr | V – 7,31 Cr – 4,51 Ta – 0,64 Zr – 0,04 Ni – 0,04 Hf – 0,03 B – 0,03 Bi – 0,02 Fe – 0,02 Eu – 0,02 Al – 0,01 Ag | 0,037 ± 0,001 (0,162 ± 0,004) | 0,027 ± 0,002 (0,089 ± 0,007) | 0,013 ± 0,002 (0,049 ± 0,008) |

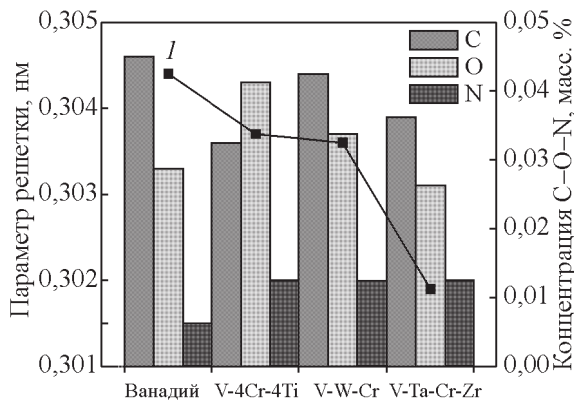


Рис. 1. Параметры кристаллической решетки (нм) (I — температура комнатная) и концентрации С, О и N для исследованных материалов.

Fig. 1. Parameters of crystal lattice (nm) (I — room temperature) and concentration of C, O and N for the studied materials.

Таблица 2

Параметры ОЦК кристаллических решёток и области когерентного рассеивания (ОКР) для исследуемых материалов при комнатной температуре

Table 2

Parameters of the BCC crystal lattices and the coherent scattering regions (CSR) for the materials under study at room temperature

| Материал | Параметр решетки, нм | ОКР, нм |
|------------------|----------------------|---------|
| Ванадий | 0,3044 | 26,9 |
| V – 4 Cr – 4 Ti | 0,3037 | 15,5 |
| V – W – Cr | 0,3036 | 26,0 |
| V – Ta – Cr – Zr | 0,3019 | 19,4 |

ахла (табл. 1) определены с помощью анализатора кислорода и азота фирмы “Лесо” (модель ТС-600).

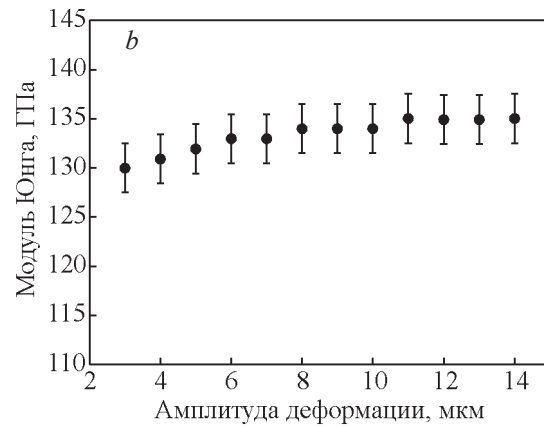
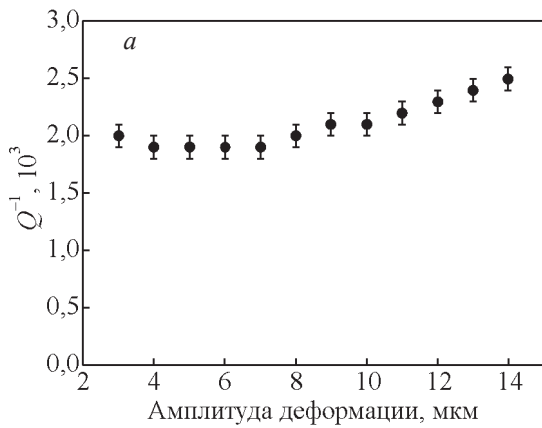


Рис. 2. Амплитудные зависимости: a — внутреннего трения Q^{-1} , b — упругого модуля (Юнга) для ванадия. Частота 1 Гц, температура комнатная.

Fig. 2. Amplitude dependence of: a — internal friction Q^{-1} , b — elastic modulus (Young) for vanadium. Frequency 1 Hz, room temperature.

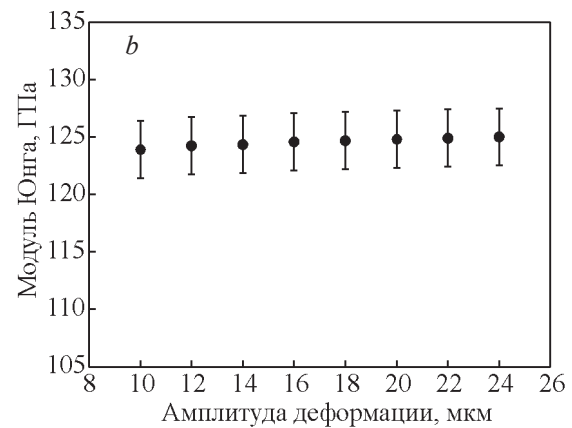
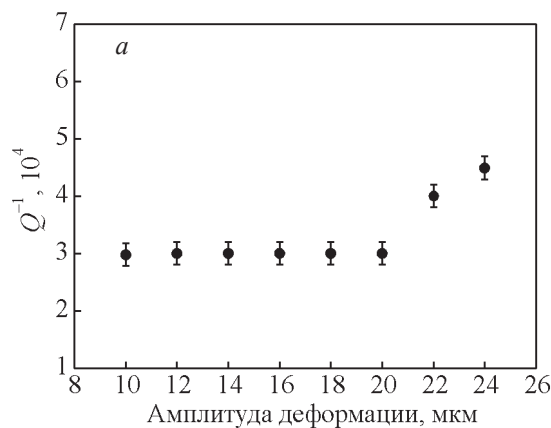


Рис. 3. Амплитудные зависимости: a — внутреннего трения Q^{-1} , b — упругого модуля (Юнга) для сплава V – 4 Cr – 4 Ti. Частота 1 Гц, температура комнатная.

Fig. 3. Amplitude dependence of: a — the internal friction Q^{-1} , b — elastic modulus (Young) for V – 4 Cr – 4 Ti alloy. Frequency 1 Hz, room temperature.

Определение упругого модуля (модуля Юнга) и внутреннего трения

Внутреннее трение (ВТ) и модули упругости (Юнга) измерены в области амплитудно-независимого ВТ (АНВТ) при частотах деформации 0,5 – 30,0 Гц и в температурном интервале от 25 °С (комнатная температура) до 400 °С. Измерения проведены методом вынужденных колебаний на динамическом механическом анализаторе “DMA Q800”. Величиной внутреннего трения является значение $Q^{-1} = \text{tg}(\varphi)$, где φ — разность фаз между приложенным механическим напряжением σ и результирующей упругой деформацией ϵ . Измерения проводили на образцах с геометрическими размерами $1 \times 5 \times 25 \text{ мм}^3$ (V, V – W – Cr, V – Ta – Cr – Zr) и $0,5 \times 5 \times 25 \text{ мм}^3$ (V – 4 Cr – 4 Ti). Как пример, на рис. 2, 3 показаны значения ВТ и упругих модулей для ванадия и сплава V – 4 Cr – 4 Ti в зависимости от амплитуды деформации при комнатной температуре. В области измерений наблюдается амплитудная независимость ВТ и упругого модуля (рис. 2, 3). Погрешности измерений составляют $\approx 2,1 \%$ для модулей упругости и $\approx 5 \%$ для внутреннего трения.

Экспериментальные результаты

Полученные экспериментальные результаты для температурной зависимости внутреннего трения (ТЗВТ) представлены на рис. 4 – 10.

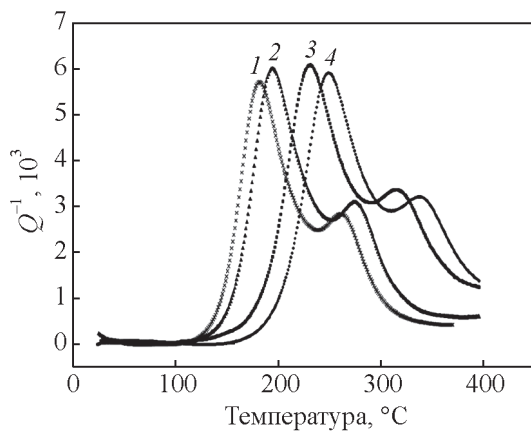


Рис. 4. ТЗВТ для ванадия при частотах, Гц: 1 — 0,5, 2 — 1, 3 — 10, 4 — 30. На температурных зависимостях наблюдаются два релаксационных пика — кислородный (левый пик) и азотный (правый пик).

Fig. 4. Temperature dependences of internal friction for vanadium at frequencies, Hz: 1 — 0.5, 2 — 1, 3 — 10, 4 — 30. Two relaxation peaks are observed — oxygen (left peak) and nitrogen (right peak).

Диффузионные характеристики кислорода и азота в ванадии и сплаве V – W – Cr

На ТЗВТ ванадия и сплава V – W – Cr (рис. 4 – 6, 8, 10) наблюдаются два релаксационных пика ВТ (кислорода и азота), а возможный пик углерода не обнаружен. Похожие пики кислорода и азота в ванадии наблюдали в работе [15]. В сплаве V – W – Cr (рис. 5, 6, 10) идентифицируется также дополнительный пик неопределенной природы, возможно связанный с релаксацией комплексов дефектов (пар атомов по механизму типа Зинера [11 – 14]).

Энергии активации кислорода и азота в ванадии по своим значениям близки к соответствующим значениям энергий активаций в сплаве V – W – Cr (рис. 6, 10, пики 1 и 2, табл. 3).

Энергии активации диффузии (табл. 3) определены по наклону соответствующих аррениусовских прямых (рис. 11). Энергии активации азота и кислорода в ванадии и сплаве V – W – Cr практически равны. Погрешность энергии активации определена по погрешности наклона аппроксимирующей прямой (рис. 11).

Характеристическое время релаксации τ_0 атомов внедрения определено по формуле [11 – 14]:

$$\tau_0 = \frac{\tau}{\exp\left(\frac{E_a}{RT_{\max}}\right)}, \tag{1}$$

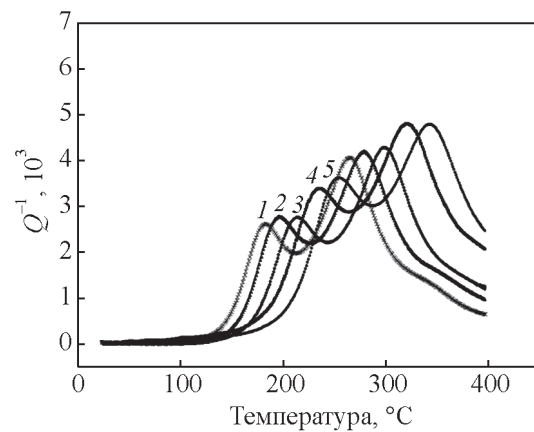


Рис. 5. ТЗВТ для сплава V – W – Cr при частотах, Гц: 1 — 0,5, 2 — 1, 3 — 3, 4 — 10, 5 — 30. На температурных зависимостях наблюдаются два релаксационных пика — кислородный (левый) и азотный (правый).

Fig. 5. Temperature dependences of internal friction for the V – W – Cr alloy at frequencies, Hz: 1 — 0.5, 2 — 1, 3 — 3, 4 — 10, 5 — 30. Two relaxation peaks are observed — oxygen (left) and nitrogen (right).

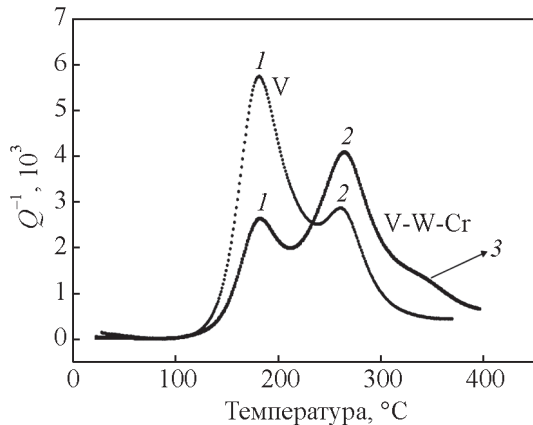


Рис. 6. ТЗВТ для ванадия и сплава V – W – Cr (частота 0,5 Гц): 1 — кислородные пики Снука; 2 — азотные пики Снука; 3 — дополнительный пик (?).

Fig. 6. Temperature dependences of internal friction for vanadium and V – W – Cr alloy (frequency 0.5 Hz): 1 — oxygen Snoek peaks; 2 — nitrogen Snoek peaks; 3 — additional peak (?).

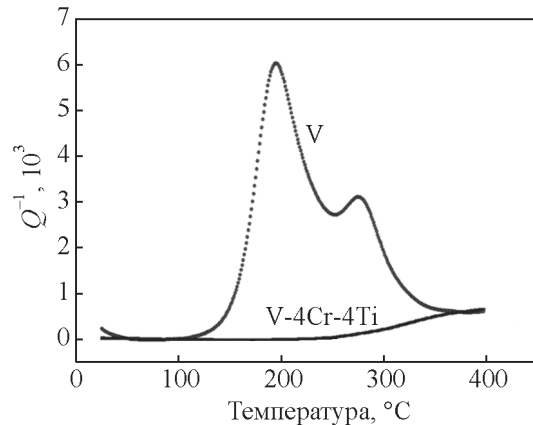


Рис. 8. ТЗВТ для ванадия и сплава V – 4 Cr – 4 Ti при частоте колебаний 1 Гц.

Fig. 8. Temperature dependences of internal friction for vanadium and V – 4 Cr – 4 Ti alloy at an oscillation frequency of 1 Hz.

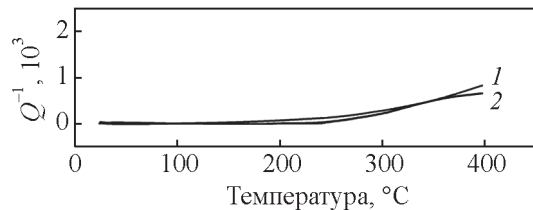


Рис. 7. ТЗВТ для сплава V – 4 Cr – 4 Ti при частотах, Гц: 1 — 1, 2 — 5.

Fig. 7. Temperature dependences of internal friction for V – 4 Cr – 4 Ti alloy at frequency, Hz: 1 — 1, 2 — 5.

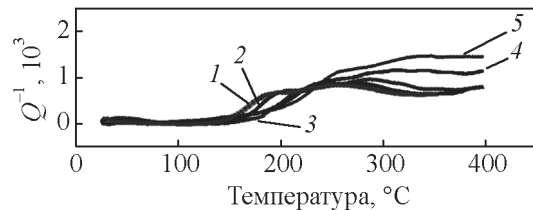


Рис. 9. ТЗВТ для сплава V – Ta – Cr – Zr при частотах, Гц: 1 — 0,5, 2 — 1, 3 — 3, 4 — 10, 5 — 30.

Fig. 9. Temperature dependences of internal friction for V – Ta – Cr – Zr alloy at frequencies, Hz: 1 — 0.5, 2 — 1, 3 — 3, 4 — 10, 5 — 30.

Таблица 3

Энергии активации диффузии E_a атомов кислорода и азота в ванадии и сплаве V – W – Cr

Table 3

Activation energies of diffusion E_a of oxygen and nitrogen atoms in vanadium and V – W – Cr alloy

| Материал | Энергия активации диффузии, E_a , кДж/моль (эВ) | |
|------------|---|--|
| | O | N |
| Ванадий | $120,8 \pm 0,6$ ($1,25 \pm 0,01$) | $143,6 \pm 0,2$ ($1,489 \pm 0,002$) |
| V – W – Cr | $119,8 \pm 1,3$ ($1,24 \pm 0,01$) | $145,8 \pm 0,5$ ($1,51 \pm 0,01$) |

где τ — время релаксации (вычисляется из условия максимума релаксационного процесса $\omega\tau = 1$, где $\omega = 2\pi f$ — циклическая частота колебаний, f — частота колебаний); E_a — энергия активации релак-

сационного процесса; R — универсальная газовая постоянная; T_{\max} — температура максимума релаксационного пика.

Выражение для предэкспоненциального коэффициента в уравнении диффузии (при диффузии по октаэдрическим междоузлиям кубической решетки) имеет вид [11 – 14]:

$$D_0 = \frac{a^2}{36\tau_0}, \quad (2)$$

где a — параметр кристаллической решетки (табл. 2).

Определённые по уравнениям (1) и (2) характеристические времена релаксации τ_0 и предэкспоненциальные коэффициенты D_0 в уравнении диффузии представлены в табл. 4.

Полученные энергии активации и характеристические времена релаксации для кислорода и

Таблица 4

Характеристические времена релаксации τ_0 и предэкспоненциальные коэффициенты D_0 в уравнении диффузии для атомов кислорода и азота в ванадии и сплаве V – W – Cr

Table 4

Characteristic relaxation times τ_0 and preexponential coefficients D_0 in the diffusion equation for oxygen and nitrogen atoms in vanadium and V – W – Cr alloy

| Материал | $\tau_0 \cdot 10^{15}, \text{c}$ | | $D_0 \cdot 10^3, \text{cm}^2/\text{c}$ | |
|------------|----------------------------------|-----------------|--|----------------|
| | O | N | O | N |
| Ванадий | $4,49 \pm 0,68$ | $3,74 \pm 0,13$ | $5,7 \pm 0,9$ | $6,9 \pm 0,2$ |
| V – W – Cr | $5,97 \pm 1,92$ | $2,51 \pm 0,27$ | $4,3 \pm 1,3$ | $10,3 \pm 1,1$ |

азота в ванадии хорошо соответствуют значениям, полученным в других работах [14].

Концентрационные характеристики примесей внедрения

Концентрации примеси внедрения в твёрдом растворе пропорциональны высоте соответствующего максимума релаксационного пика Q_{max}^{-1} [14]:

$$C = \frac{Q_{\text{max}}^{-1}}{K_s} \tag{3}$$

где C — концентрация примеси внедрения в твёрдом растворе, ат. %; K_s — коэффициент, различный для разных металлов и сплавов. Для ванадия коэффициент K_s определяется значениями для углерода

$K_s(\text{C}) = 0,107$, для кислорода $K_s(\text{O}) = 0,0805$ и для азота $K_s(\text{N}) = 0,0800$ [14]. Применение уравнения (3) позволяет определить твердорастворные концентрации элементов внедрения в ОЦК металлах по измерениям высот соответствующих релаксационных пиков ВТ.

Влияние фона внутреннего трения на высоты релаксационных пиков

Влияние фона ВТ и наложение пиков ВТ от разных атомов осложняют расшифровку температурных спектров ВТ. На рис. 4, 5 видно, что высокотемпературная (правая) ветвь кислородного пика перекрывается с низкотемпературной (левой) ветвью азотного пика. Кроме этого имеет место

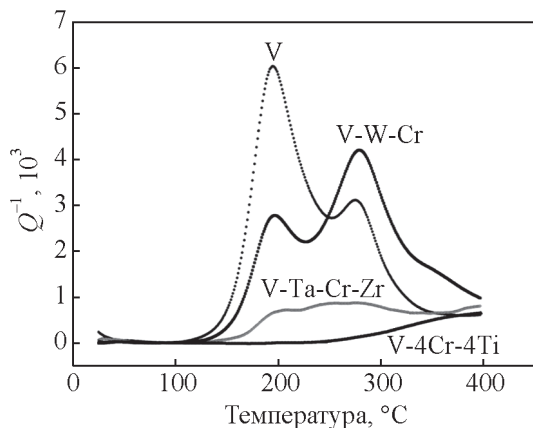


Рис. 10. ТЗВТ для ванадия и сплавов V – Ta – Cr – Zr, V – W – Cr, V – 4 Cr – 4 Ti. Частота 1 Гц. Для ванадия и сплава V – W – Cr релаксационные пики соответствуют атомам кислорода (левый пик) и азота (правый пик).

Fig. 10. Temperature dependences of internal friction for vanadium and alloys V – Ta – Cr – Zr, V – W – Cr, V – 4 Cr – 4 Ti. Frequency 1 Hz. For vanadium and the V – W – Cr alloy, the relaxation peaks correspond to oxygen atoms (left peak) and nitrogen (right peak).

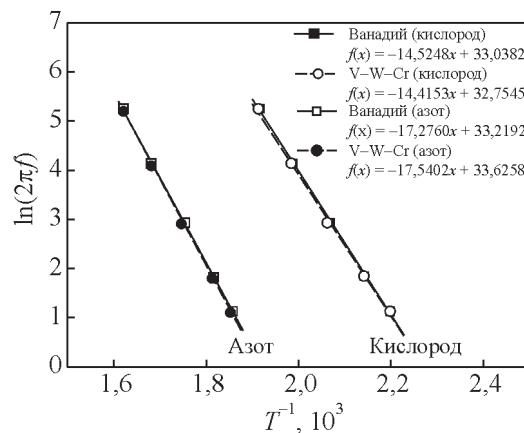


Рис. 11. Аррениусовские прямые для кислорода и азота в ванадии и сплаве V – W – Cr. Приведены уравнения прямых после аппроксимации экспериментальных точек ($x = 1000/T$).

Fig. 11. Arrhenius lines for oxygen and nitrogen in vanadium and the V – W – Cr alloy. Equations of lines are given after approximation of the experimental points ($x = 1000/T$).

влияние фона ВТ на высоты релаксационных пиков. С ростом температуры растёт фон ВТ и при увеличении частоты деформации пики ВТ смещаются в области увеличения фонового ВТ и, как следствие, высоты пиков увеличиваются. На рис. 12 для ванадия представлены релаксационные пики кислорода и азота с вычетом фона и накладывающихся ветвей соседних пиков (фон ВТ и ветви пиков аппроксимированы полиномами 3-й степени). На азотных пиках (рис. 12), после соответствующих поправок, наблюдается небольшое уменьшение их высоты с ростом частоты (температуры). Вследствие ограниченного температурного интервала измерений, более высокотемпературные по частоте пики не успевают выйти на фоновое значение ВТ в исследуемом интервале температур (рис. 4, 5). В такой ситуации вычет фона приводит к показанным на рис. 12 результатам. На рис. 12 наблюдается некоторое уменьшение высоты пиков ВТ с ростом частоты потому, что аппроксимирующие значения фона увеличиваются с ростом частоты. В случае более низкотемпературных кислородных максимумов ВТ (влияние фона не велико) этот методический эффект практически не выражен (рис. 12). В случае сплава V – W – Cr (рис. 13) при определении твёрдорастворных концентраций не учитывался кислородный пик при частоте 30 Гц, а также азотные пики с частотами 1, 3, 10 и 30 Гц из-за ограниченного температурного диапазона испытаний в данной работе (высокотемпературные ветви пиков

не выходят на фоновое значение ВТ при указанных частотах испытаний).

Также, кроме эффекта “роста” пиков ВТ с ростом фона, возможен [13] некоторый незначительный эффект — уменьшение высоты пика ВТ для той же концентрации атомов внедрения с увеличением температуры (или частоты) из-за температурных изменений кристаллических параметров и упругих модулей (в данной работе не учитывалось).

Для более точного определения и учёта высокотемпературного фона ВТ требуются дополнительные исследования при температурах выше 400 °С. В данной работе концентрация атомов внедрения определяется по усредненным высотам экспериментальных максимумов пиков ВТ (взяты значения ВТ для частот, при которых влияние температурного роста фона мало) и по значениям максимумов пиков ВТ после соответствующих обработок (рис. 12, 13). Такой способ определения высот релаксационных пиков уменьшает влияние дополнительных возможных ошибок, связанных с аппроксимацией фона ВТ. С учётом этого определены высоты пиков ВТ и соответствующие им твёрдорастворные концентрации примесей в исследованных материалах (уравнение (3), табл. 5, коэффициент K_s взят для ванадия). Общие и твёрдорастворные концентрации атомов углерода, кислорода и азота в ванадии и его сплавах приведены в табл. 6.

Растворимость углерода в ванадии при заданных температурах испытаний очень мала [18], что

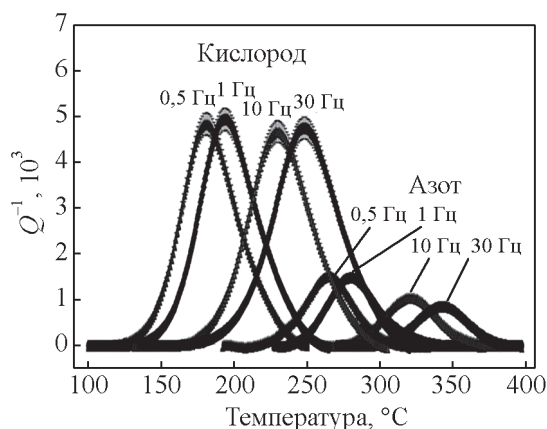


Рис. 12. Релаксационные пики кислорода и азота для ванадия (рис. 4) после вычета вклада соседних пиков и фона внутреннего трения для разных частот: 0,5, 1, 10 и 30 Гц.

Fig. 12. Relaxation peaks of oxygen and nitrogen for vanadium (fig. 4) after subtracting the contribution of neighboring peaks and the background of internal friction for different frequencies: 0.5, 1, 10 and 30 Hz.

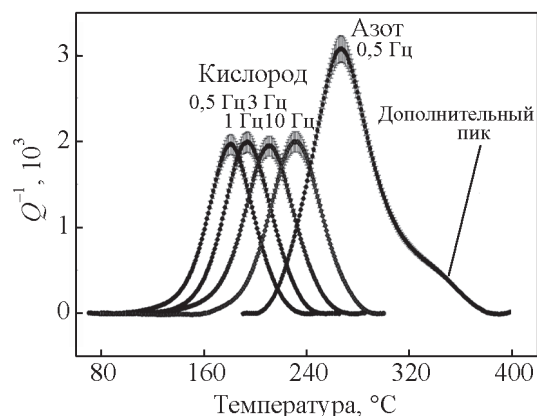


Рис. 13. Релаксационные пики кислорода и азота для сплава V – W – Cr (рис. 5) после вычета вклада соседних пиков и фона внутреннего трения для разных частот: 0,5, 1, 3 и 10 Гц.

Fig. 13. Relaxation peaks of oxygen and nitrogen for the V-W-Cr alloy (Fig. 5) after subtracting the contribution of neighboring peaks and the background of internal friction for different frequencies: 0.5, 1, 3 and 10 Hz.

Таблица 5

Высоты пиков ВТ (Q_{\max}^{-1}) и соответствующие им твёрдорастворные концентрации (ат. %) примесей кислорода и азота для ванадия и сплава V – W – Cr

| Материал | Усредненное значение высоты пиков ВТ ($Q_{\max}^{-1} \cdot 10^3$) | | Твёрдорастворная концентрация примеси внедрения, ат. % | |
|------------|--|-----------|---|---------------|
| | О | N | О | N |
| Ванадий | 5,4 ± 0,9 | 2,2 ± 0,8 | 0,067 ± 0,011 | 0,028 ± 0,010 |
| V – W – Cr | 2,4 ± 0,5 | 3,6 ± 0,7 | 0,030 ± 0,006 | 0,045 ± 0,009 |

Примечание: $K_s(O) = 0,0805$, $K_s(N) = 0,0800$ [14].

Table 5

Peak heights of internal friction Q_{\max}^{-1} and their corresponding solid solution concentrations (at. %) of oxygen and nitrogen impurities in vanadium and V – W – Cr alloy

Таблица 6

Общая и твёрдорастворная концентрация (ат. %) примесей углерода, кислорода и азота в исследуемом ванадии и его сплавах

| Материал | Общая концентрация (концентрация в твердом растворе), ат. % | | |
|------------------|---|---|---|
| | Углерод | Кислород | Азот |
| Ванадий | 0,191 ± 0,008 (нет в твердом растворе) | 0,092 ± 0,003 (0,067 ± 0,011) | 0,024 ± 0,002 (0,028 ± 0,010) |
| V – 4 Cr – 4 Ti | 0,135 ± 0,004 (нет в твердом растворе) | 0,133 ± 0,006 (нет в твердом растворе) | 0,043 ± 0,004 (нет в твердом растворе) |
| V – W – Cr | 0,195 ± 0,018 (нет в твердом растворе) | 0,114 ± 0,003 (0,030 ± 0,006) | 0,050 ± 0,004 (0,045 ± 0,009) |
| V – Ta – Cr – Zr | 0,165 ± 0,009 (меньше 0,0009) | 0,089 ± 0,007 (меньше 0,009) | 0,049 ± 0,008 (меньше 0,010) |

Table 6

Total and solid solution impurities concentrations (at. %) of carbon, oxygen and nitrogen in the studied vanadium and its alloys

подтверждается практическим отсутствием релаксационных пиков, соответствующих углероду. Растворимость кислорода в ванадии при температурах испытания относительно велика и составляет около 5 ат. % [19]. Азот в ванадии при заданных температурах испытания имеет растворимость около 2 ат. % [20].

Ванадий и сплав V – W – Cr

Полученные данные по концентрационным характеристикам примесей углерода кислорода и азота в ванадии и в сплаве V – W – Cr (табл. 1, 5, 6) позволяют сделать следующие выводы:

- 1) в ванадии и сплаве V – W – Cr нет твердого раствора углерода (нет релаксационных пиков, связанных с углеродом);
- 2) в ванадии практически весь кислород и азот находятся в твёрдорастворных состояниях;
- 3) в сплаве V – W – Cr большая часть кислорода находится в связанных состояниях;

4) весь азот в сплаве V – W – Cr находится в твердом растворе.

5) на ТЗВТ сплава V – W – Cr присутствует дополнительный пик ВТ (рис. 6, 13) неопределенной природы (возможно обусловленный релаксацией пар дефектов, релаксацией Зинера или др.).

6) легированные и примесные составы сильно влияют на ТЗВТ исследуемых материалов (табл. 1, рис. 1, 10).

Сплавы V – 4 Cr – 4 Ti и V – Ta – Cr – Zr

Для сплава V – 4 Cr – 4 Ti (рис. 7, 8, 10) релаксационных пиков ВТ, обусловленных наличием примесей внедрения С, О и N не обнаружено (нет их твердых растворов). Атомы С, О, N находятся только в связанных состояниях (окси-карбонитридные частицы, др.).

Сплав V – Ta – Cr – Zr имеет сложный спектр ВТ (рис. 9, 10, 14), в котором сложно выделить релаксационные пики. На рис. 10 и 14 наблюдается

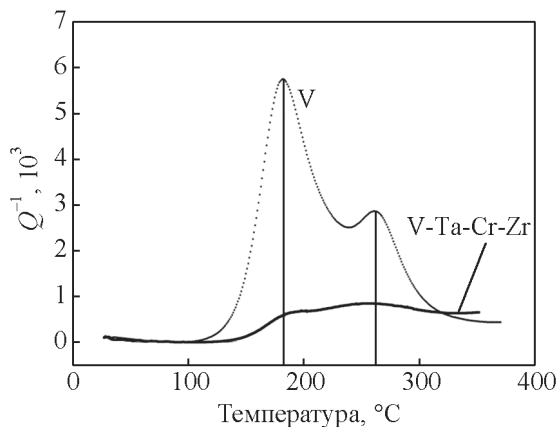


Рис. 14. Сравнение ТЗВТ для сплава V – Ta – Cr – Zr и ванадия при частоте 0,5 Гц. Для ванадия релаксационные пики соответствуют атомам кислорода (левый пик) и азота (правый пик)

Fig. 14. Comparison of the temperature dependences of internal friction for the V – Ta – Cr – Zr alloy and vanadium at a frequency of 0.5 Hz. For vanadium, the relaxation peaks correspond to oxygen atoms (left peak) and nitrogen (right peak).

близость температурных положений и частотных сдвигов в ванадии и сплавах V – Ta – Cr – Zr и V – W – Cr для релаксационных пиков кислорода и азота, что свидетельствует о близости диффузионных характеристик кислорода и азота в этих материалах (табл. 5).

Твердорастворные концентрации примесей внедрения в сплаве V – Ta – Cr – Zr значитель-

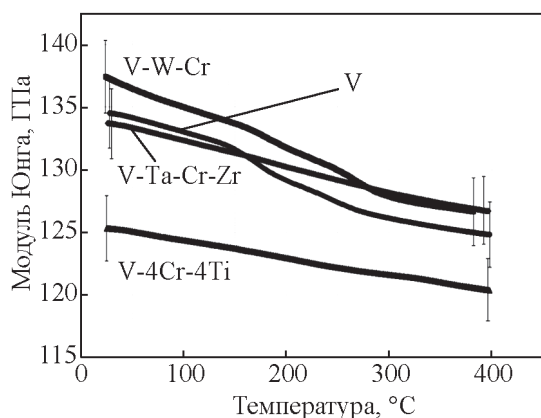


Рис. 15. Температурные зависимости упругого модуля (Юнга) для ванадия и сплавов V – W – Cr, V – 4 Cr – 4 Ti, V – Ta – Cr – Zr, при частоте 1 Гц.

Fig. 15. Temperature dependences of the elastic modulus (Young) for vanadium and alloys V – W – Cr, V – 4 Cr – 4 Ti, V – Ta – Cr – Zr at a frequency of 1 Hz.

но меньше их концентраций в ванадии (табл. 6, рис. 14). Температурные спектры ВТ сплавов V – 4 Cr – 4 Ti и V – Ta – Cr – Zr при одинаковой частоте (1 Гц, рис. 10) показывают сильное влияние легирующих и примесных элементов на ТЗВТ этих материалов.

Точно определить концентрацию примесей внедрения в сплаве V – Ta – Cr – Zr трудно, в связи со сложным спектром ВТ (возможно также дополнительное влияние примеси внедрения бора — пик между пиками кислорода и азота (рис. 9, 10, 14)) и неопределенным влиянием высокотемпературного фона ВТ. По этой причине, исходя из уравнения (3), получены только оценки верхних твердорастворных концентраций (табл. 6): для углерода — меньше 0,0009 ат. %, для кислорода — меньше 0,009 ат. %, для азота — меньше 0,010 ат. %.

Температурные зависимости упругих модулей (модулей Юнга)

Температурные и частотные зависимости упругих модулей (модулей Юнга) E для ванадия и его сплавов приведены на рис. 15, 16. На рис. 16 не наблюдается частотной зависимости значений упругих модулей. Следует отметить, что в сплавах ванадия их упругие модули могут быть как меньше, так и больше упругого модуля ванадия в зависимости от типа сплава (легирования) и температуры (рис. 15).

Значения модулей упругости (Юнга) для ванадия и сплавов V – W – Cr, V – 4 Cr – 4 Ti, V – Ta – Cr – Zr представлены в табл. 7.

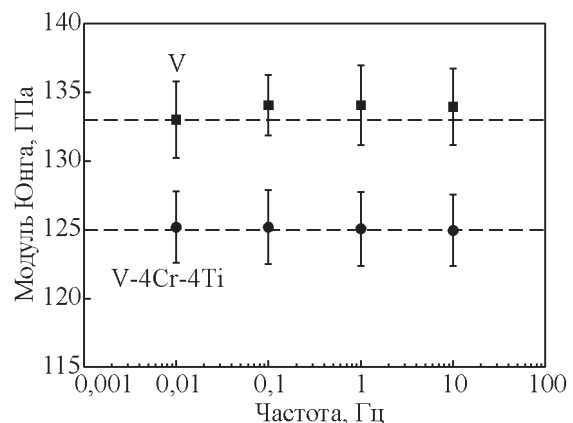


Рис. 16. Частотные зависимости (0,01 – 10 Гц) модулей Юнга для ванадия и сплава V – 4 Cr – 4 Ti при комнатной температуре.

Fig. 16. The frequency dependences (0,01 – 10 Hz) of Young modulus for vanadium and V – 4 Cr – 4 Ti alloy, room temperature.

Таблица 7

Значения модулей упругости для ванадия и сплавов V – W – Cr, V – 4 Cr – 4 Ti, V – Ta – Cr – Zr при комнатной температуре и 400 °C

Table 7

Young modulus for vanadium and alloys V – W – Cr, V – 4 Cr – 4 Ti, V – Ta – Cr – Zr at room temperature and 400 °C

| Материалы | Модули упругости (Юнга), E, ГПа | |
|------------------|---------------------------------|------------------------|
| | При комнатной температуре | При температуре 400 °C |
| Ванадий | 135 ± 2,8 | 125 ± 2,6 |
| V – 4 Cr – 4 Ti | 125 ± 2,6 | 120 ± 2,5 |
| V – W – Cr | 137 ± 2,9 | 127 ± 2,7 |
| V – Ta – Cr – Zr | 134 ± 2,8 | 127 ± 2,7 |

Среди исследованных материалов сплав V – 4 Cr – 4 Ti имеет наименьший упругий модуль при всех температурах. Возможно, это связано с отсутствием примесей внедрения в твердом растворе этого сплава (рис. 7, 8, 10, табл. 6). Сплав V – Ta – Cr – Zr содержит значительно меньше примесей внедрения по сравнению с ванадием (рис. 10, 14, табл. 6), однако разница в значениях их упругих модулей невелика (рис. 15, табл. 7). Наибольший упругий модуль имеет сплав V – W – Cr (рис. 15, табл. 7). Влияние на механические свойства ванадия (в порядке убывания) оказывают примеси внедрения азота, кислорода, углерода [1]. По-видимому, такой же порядок сохраняется и по влиянию атомов внедрения на модули упругости. Поэтому, наибольший упругий модуль сплава V – W – Cr возможно определяется наибольшей концентрацией в нем наиболее упрочняющей примеси внедрения — азота (табл. 5 – 7) и примесей замещения, особенно W (табл. 1).

На температурных зависимостях модулей Юнга исследуемых материалов никаких особенностей, кроме небольшой локальной релаксации их значений в ванадии и сплаве V – W – Cr в области температур релаксационных пиков (рис. 15), не обнаружено. Наблюдается монотонное уменьшение модулей Юнга с ростом температуры.

Полученные в данной работе значения упругих модулей металлического ванадия и его сплавов хорошо согласуются с имеющимися соответствующими данными:

— для ванадия: $E = 125 - 150$ ГПа ([21], температура комнатная, методы определения не указаны);

— для ванадия (низкочастотное внутреннее трение), $E = 130 - 136$ ГПа ([15, 17], температура

комнатная); $E = 125 - 130$ ГПа ([15, 17], температура 400 °C). Следует отметить, что после нейтронного облучения упругий модуль ванадия существенно уменьшался [17];

— для сплава V – 4 Ti – 4 Cr (низкочастотное внутреннее трение), $E = 131$ ГПа ([16], температура комнатная), $E = 127$ ГПа ([16], температура 400 °C);

— для сплавов ванадия (высокочастотное (10^5 Гц) внутреннее трение, температура комнатная [22]): 1) сплав V – 4 Cr – 4 Ti: $E = 125,3 - 127,7$ ГПа; 2) сплав V – W – Cr: $E = 133,0 - 137,1$ ГПа; 3) сплав V – Ta – Cr – Zr: $E = 128,2 - 133,4$ ГПа.

В своей совокупности, из полученных измерений упругих модулей следует, что их значения практически не зависят от деформирующей частоты измерений (рис. 15, 16).

Выводы

1. Методом динамической механической спектроскопии в низкочастотном диапазоне (0,5 – 30,0 Гц) и в температурном интервале 25 – 400 °C исследованы упругие (модули Юнга) и релаксационные (амплитудно-независимое внутреннее трение) свойства металлического ванадия (V) и сплавов ванадия V – 4 Cr – 4 Ti, V – W – Cr и V – Ta – Cr – Zr.

2. Определены энергия активации диффузии, характеристическое время релаксации, предэкспоненциальный множитель в уравнении диффузии и твердорастворные концентрации кислорода и азота в ванадии. Практически весь кислород и азот находятся в твердорастворном состоянии. Углерода в твердом растворе нет.

3. В сплаве V – 4 Cr – 4 Ti атомы С, О, N находятся только в связанных состояниях, но не в твердых растворах.

4. Диффузионные характеристики кислорода и азота в сплаве V – W – Cr близки к соответствующим значениям для ванадия. Определены твердорастворные концентрации кислорода и азота.

5. Легирование танталом, хромом и цирконием в сплаве V – Ta – Cr – Zr существенно уменьшает твердорастворную концентрацию примесей кислорода и азота, по сравнению с ванадием и сплавом V-W-Cr. При этом наблюдается незначительная твердорастворная концентрация углерода. Диффузионные характеристики кислорода и азота в сплаве близки.

6. Получены модули упругости (модули Юнга) E исследованных материалов. В сплавах ванадия значения упругих модулей могут быть как меньше, так и больше упругого модуля в ванадии в зависи-

мости от легирования и температуры. Наименьшие значения упругого модуля наблюдаются в сплаве V – 4 Ti – 4 Cr при всех температурах.

Литература

1. Ефимов Ю.В., Барон В.В., Савицкий Е.М. Ванадий и его сплавы. М.: Наука, 1969, 254 с.
2. Muroga T., Chen J.M., Chernov V.M., Kurtz R.J., Le Flem M. Present status of vanadium alloys for fusion applications. *J. Nuclear Materials*, 2014, v. 455, p. 263 – 268.
3. Chernov V.M., Potapenko M.M., Drobyshev V.A., Kravtsova M.V., Tyumentsev A.N., Ovchinnikov S.V., Ditenberg I.A., Pinzhin Y.P., Korotaev A.D., Smirnov I.V., Grinyaev K.V., Sukhanov I.I. Microstructure and mechanical properties of V–Me(Cr,W)–Zr alloys as a function of their chemical–thermal treatment modes. *Nuclear Materials and Energy*, 2015, v. 3 – 4, p. 17 – 21.
4. Muroga T. Vanadium for Nuclear Systems. Reference Module in Materials Science and Materials Engineering, 2016, p. 1 – 16. Elsevier Inc., doi.org/10.1016/B978-0-08-056033-5.00094-X.
5. Дитенберг И.А., Смирнов И.В., Цверова А.С., Тюменцев А.Н., Гриняев К.В., Чернов В.М., Потапенко М.М. Влияние режимов термомеханической обработки на особенности гетерофазной и зеренной структуры и уровень механических свойств сплава V–Cr–Zr–Ta. *Известия вузов. Физика*, 2018, № 5, с. 115 – 120.
6. Шиков А.К., Чернов В.М., Потапенко М.М., Губкин И.Н., Дробышев В.А., Зурабов В.С. Разработка технологий и исследование малоактивируемых конструкционных сплавов V – (4 – 5 %) Ti – (4 – 5 %) Cr для термоядерных реакторов. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2004, № 11, с. 49 – 55.
7. Nishimura A., Iwahori A., Heo N.J., Nagasaka T., Muroga T., Tanaka S.-I. Effect of precipitation and solution behavior of impurities on mechanical properties of low activation vanadium alloy. *J. Nuclear Materials*, 2004, v. 329 – 323, p. 438 – 441.
8. Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Grinyaev K.V., Chernov V.M., Potapenko M.M. Multi-directional forge molding as a promising method of enhancement of mechanical properties of V – 4 Ti – 4 Cr alloys. *J. Nuclear Materials*, 2011, v. 413, p. 103 – 106.
9. Потапенко М.М., Чернов В.М., Дробышев В.А., Дитенберг И.А., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д. Микроструктура и механические свойства V – 4 Ti – 4 Cr в зависимости от режимов химико-термической обработки. *ВАНТ, Сер. Термоядерный синтез*, 2014, т. 37, вып. 1, с. 13 – 17.
10. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Потапенко М.М. Влияние режимов термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства сплава V – 4 Ti – 4 Cr. *ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез*, 2011, вып. 2, с. 28 – 35.
11. Nowick A.S., Berry B.S. *Anelastic Relaxation in Crystalline Solids*. New York – London: Academic Press, 1972, 472 p.
12. Головин И.С. Внутреннее трение и механическая спектроскопия металлических материалов, М.: Изд. Дом МИСиС, 2012, 247 с.
13. Постников В.С. Внутреннее трение в металлах. М.: Металлургия, 1974, 352 с.
14. Blanter M.S., Golovin I.S., Neuhäuser H., Sinning H.-R. *Internal Friction in Metallic Materials: a Handbook*. Springer, 2007, 552 p.
15. Дедюрин А.И., Захарова М.И., Боровицкая И.В., Артемов Н.А. Влияние легирования на модули упругости сплавов ванадия. *Металлы*, 1996, № 5, с. 146 – 152.
16. Биржевой Г.А., Захарова М.И., Артемов Н.А., Алексеев А.Б., Тарасиков В.П. Физические и теплофизические свойства сплавов V – 4 Ti – 4 Cr и V – 8 Ti – 5Cr. *Металлы*, 1996, т. 5, с. 61 – 64.
17. Dediurin A.I., Platov Yu.M., Zakharova M.I., Borovitskja I.V., Artemov N.A. Effect of neutron irradiation on swelling, elastic modulus and thermal conductivity of V – Ga alloys. *J. Nuclear Materials*, 1998, v. 258 – 263, p. 1409 – 1413.
18. Carlson O.N., Ghaneya A.H., Smith J.F. The C-V (Carbon-Vanadium) system. *Bull. Alloy Phase Diagrams*, 1985, v. 6(2), pp. 115 – 124.
19. Wriedt H.A. *Phase diagrams of binary vanadium alloys*, ASM International, Materials Park, OH, 1989.
20. Wang W.-E., Kim Y.S., Hong H.S. Characterization of the vanadium–nitrogen system with nitrogen pressure isobars. *J. Alloys Compd.*, 2000, v. 308, p. 147 – 152.
21. Azom: URL: <https://azom.com>.
22. Kardashev B.K., Chernov V.M. Internal friction and impact toughness of structural BCC alloys. *Material Science and Engineering A*, 2009, v. 521 – 522, p. 329 – 334.

References

1. Efimov Yu.V., Baron V.V., Savitskiy E.M. *Vanadiy i ego splavy* [Vanadium and its alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1969, 254 p.
2. Muroga T., Chen J.M., Chernov V.M., Kurtz R.J., Le Flem M. Present status of vanadium alloys for fusion applications. *J. Nuclear Materials*, 2014, vol. 455, pp. 263 – 268.
3. Chernov V.M., Potapenko M.M., Drobyshev V.A., Kravtsova M.V., Tyumentsev A.N., Ovchinnikov S.V., Ditenberg I.A., Pinzhin Y.P., Korotaev A.D., Smirnov I.V., Grinyaev K.V., Sukhanov I.I. Microstructure and mechanical properties of V – Me(Cr,W) – Zr alloys as a function of their chemical–thermal treatment modes. *Nuclear Materials and Energy*, 2015, vol. 3 – 4, pp. 17 – 21.

4. Muroga T. Vanadium for nuclear systems. Reference module in materials science and materials engineering. 2016, Elsevier Inc., pp. 1 – 16, doi.org/10.1016/B978-0-08-056033-5.00094-X.
5. Ditenberg I.A., Smirnov I.V., Tsvetova A.S., Tyumentsev A.N., Grinyaev K.V., Chernov V.M., Potapenko M.M. The influence of the regimes of thermomechanical treatments on the features of heterophase and grain structure of a V – Cr – Zr – Ta alloy. *Russian Physics Journal*, 2018, vol. 61, no. 5, pp. 936 – 941.
6. Shikov A.K., Chernov V.M., Potapenko M.M., Gubkin I.N., Drobyshev V.A., Zurabov V.S. Razrabotka tekhnologiy i issledovanie maloaktiviruemyykh konstruksionnykh splavov V – (4 – 5 %)Ti – (4 – 5 %)Cr dlia termoyadernyykh reaktorov [Development and researches of low activation structural alloys V – (4 – 5 %)Ti – (4 – 5 %)Cr for fusion reactors]. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov — Metal science and heat treatment*, 2004, no. 11, pp. 49 – 55.
7. Nishimura A., Iwahori A., Heo N.J., Nagasaka T., Muroga T., Tanaka S.-I. Effect of precipitation and solution behavior of impurities on mechanical properties of low activation vanadium alloy. *J. Nuclear Materials*, 2004, vol. 329 – 323, pp. 438 – 441.
8. Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Grinyaev K.V., Chernov V.M., Potapenko M.M. Multi-directional forge molding as a promising method of enhancement of mechanical properties of V – 4 Ti – 4 Cr alloys. *J. Nuclear Materials*, 2011, vol. 413, pp. 103 – 106.
9. Potapenko M.M., Chernov V.M., Drobyshev V.A., Kravtsova M.V., Kudryavtseva I.A., Degtyarev N.A., Ovchinnikov S.V., Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A., Pinzhin Y.P., Korotaev A.D. Mikrostruktura i mekhanicheskiye svoystva V – 4 Ti – 4 Cr v zavisimosti ot rezhimov khimiko-termicheskoy obrabotki [Microstructure and mechanical properties of V – 4 Ti – 4 Cr depending on the chemical-thermal treatment regimes]. *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki (VANT). Ser. Termoyaderny Sintez — Problems of Atomic Science and Engineering, Ser. Thermonuclear Fusion*, 2014, vol. 37, no. 1, pp. 13 – 17.
10. Ditenberg I.A., Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Potapenko M.M. Vliyaniye rezhimov termomekhanicheskoy obrabotki na mikrostrukturu i mekhanicheskiye svoystva splava V – 4 Ti – 4 Cr [The influence of modes of thermomechanical processing on the microstructure and mechanical properties of the alloy V – 4 Ti – 4 Cr]. *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki (VANT). Ser. Termoyaderny Sintez — Problems of Atomic Science and Engineering, Ser. Thermonuclear Fusion*, 2011, no. 2, pp. 28 – 35.
11. Nowick A.S., Berry B.S. Anelastic relaxation in crystalline solids. New York-London: Academic Press, 1972, 472 p.
12. Golovin I.S. Vnutrennee trenie i mekhanicheskaya spektroskopiya metallicheskiykh materialov [Internal friction and mechanical spectroscopy of metallic materials], Moscow, Izd. Dom MISiS Publ., 2012, 247 p.
13. Postnikov V.S. Vnutrennee trenie v metallakh [Internal friction in metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1974, 352 p.
14. Blanter M.S., Golovin I.S., Neuhäuser, H.-R. Sinning. Internal friction in metallic materials: A handbook. Springer, 2007, 552 p.
15. Dediurin A.I., Zakharova M.I., Borovitskaia I.V., Artemov N.A. Vliianie legirovaniia na moduli upravosti splavov vanadiia [The alloying influence on elasticity moduluses of vanadium alloys]. *Metally — Russian Metallurgy (Metally)*, 1996, no. 5, pp. 146 – 152.
16. Birzhevoy G.A., Zakharova M.I., Artemov N.A., Alexeev A.B., Tarasikov V.P. Fizicheskie i teplofizicheskie svoystva splavov V–4Ti–4Cr i V–8Ti–5Cr [Physical and thermal-physical properties of alloys V–4Ti–4Cr and V–8Ti–5Cr]. *Metally — Russian Metallurgy (Metally)*, 1996, no. 5, pp. 61 – 64.
17. Dediurin A.I., Platonov Yu.M., Zakharova M.I., Borovitskja I.V., Artemov N.A. Effect of neutron irradiation on swelling, elastic modulus and thermal conductivity of V – Ga alloys. *J. Nuclear Matererials*, 1998, vol. 258 – 263, pp. 1409 – 1413.
18. Carlson O.N., Ghaneya A.H., Smith J.F. The C-V (Carbon-Vanadium) System. *Bull. Alloy Phase Diagrams*, 1985, vol. 6 (2), pp. 115 – 124.
19. Wriedt H.A. Phase diagrams of binary vanadium alloys, ASM International, Materials Park, OH, 1989.
20. Wang W.-E., Kim Y.S., Hong H.S. Characterization of the vanadium–nitrogen system with nitrogen pressure isobars. *J. Alloys Compd.*, 2000, vol. 308, pp. 147 – 152.
21. Azom: URL: <https://azom.com>.
22. Kardashev B.K., Chernov V.M. Internal friction and impact toughness of structural BCC alloys. *Material Science and Engineering A*, 2009, vol. 521 – 522, pp. 329 – 334.

Статья поступила в редакцию — 27.08.2019 г.
после доработки — 24.09.2019 г.
принята к публикации — 25.09.2019 г.

Мороз Кирилл Андреевич — АО “Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара” (123098, Москва, ул. Рогова, 5а), инженер-технолог, специалист в области физики твердого тела, материаловедения и динамической механической спектроскопии, E-mail: kirill.moroz.92@mail.ru.

Чернов Вячеслав Михайлович — АО “Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара” (123098, Москва, ул. Рогова, 5а), доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник; НИЯУ “МИФИ” (115409, Москва, Каширское шоссе, 31), профессор; специалист в области физики твердого тела и материаловедения. E-mail: VMChernov@bochvar.ru.

Потапенко Михаил Михайлович — АО “Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара” (123098, Москва, ул. Рогова, 5а), заместитель директора отделения — начальник цеха, специалист в области материаловедения, обработки материалов давлением. E-mail: MMPotapenko@bochvar.ru.

Дробышев Валерий Андреевич — АО “Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара” (123098, Москва, ул. Рогова, 5а), кандидат технических наук, главный эксперт, специалист в области материаловедения и металлургии, E-mail: VADrobyshev@bochvar.ru.

Кравцова Марина Владимировна — АО “Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара” (123098, Москва, ул. Рогова, 5а), старший научный сотрудник, специалист в области материаловедения и металлургии. E-mail: MVKravtsova@bochvar.ru.

Concentration and diffusion characteristics of interstitial atoms C, O, N and elastic modulus in vanadium and V – 4 Cr – 4 Ti, V – W – Cr, V – Ta – Cr – Zr alloys

К. А. Мороз, В. М. Чернов, М. М. Потапенко, В. А. Дробышев, М. В. Кравцова

The elastic (Young's modulus) and relaxation (amplitude-independent internal friction) properties of bcc metals and alloys (vanadium, alloys V – 4 Cr – 4 Ti, V – W – Cr and V – Ta – Cr – Zr) were investigated in the range of temperatures 25 – 400 °C by the method of dynamic mechanical spectroscopy in the low-frequency range (0,5 – 30,0 Hz). Carbon in vanadium and the V – W – Cr alloy in solid solution were not observed. In vanadium and the V – W – Cr alloy, the solid-solution concentrations of oxygen and nitrogen and their diffusion (activation energy of diffusion, characteristic relaxation time and pre-exponential coefficient of the diffusion equation) characteristics are determined. In the V – 4 Cr – 4 Ti alloy, the absence of solid solutions of carbon, oxygen and nitrogen was found. In the V – Ta – Cr – Zr alloy, the solid-solution concentrations of interstitial atoms (C, O, N) are substantially less than in vanadium and V – W – Cr alloy. Values of the elastic moduli in vanadium alloys can be less or more than the elastic modulus in vanadium depending on type of alloy (alloying) and temperature. V – 4 Ti – 4 Cr alloy has the smallest value of the elastic modulus of all the materials studied. On the temperature dependences of the elastic (Young's) modulus of the studied materials no features were observed, except a slight local relaxation of the Young's modulus of vanadium and the V – W – Cr alloy in the temperature range of the relaxation peaks.

Keywords: vanadium, vanadium alloys, dynamic mechanical spectroscopy, elastic (Young's) modulus, internal friction, interstitial impurities, carbon, oxygen, nitrogen, solid solutions, concentrations, activation energy, diffusion characteristics.

Moroz Kirill — A.A. Bochvar High-Technology Scientific Research Institute for Inorganic Materials (VNIINM, Moscow, 123098, ul. Rogova, 5a), engineer-technologist, specialist in physics of solid state, material science and mechanical dynamical spectroscopy E-mail: kirill.moroz.92@mail.ru.

Chernov Viacheslav — A.A. Bochvar High-Technology Scientific Research Institute for Inorganic Materials (VNIINM, Moscow, 123098, ul. Rogova, 5a), Dr.Sci. (Phys-Math), prof, chief scientist; National Research Nuclear University MEPhI (115409, Russia, Moscow, Kashirskoe shosse, 31), professor; specialist in physics of solid state and material science. E-mail: VMChernov@bochvar.ru.

Potapenko Mikhail — A.A. Bochvar High-Technology Scientific Research Institute for Inorganic Materials (VNIINM, Moscow, 123098, ul. Rogova, 5a), deputy director of department, head of technology section, specialist in material science and material technology. E-mail: MMPotapenko@bochvar.ru.

Drobyshev Valeriy — A.A. Bochvar High-Technology Scientific Research Institute for Inorganic Materials (VNIINM, Moscow, 123098, ul. Rogova, 5a), Dr.Sci (Eng), chief expert, specialist in material science and metallurgy. E-mail: VADrobyshev@bochvar.ru.

Kravtsova Marina — A.A. Bochvar High-Technology Scientific Research Institute for Inorganic Materials (VNIINM, Moscow, 123098, ul. Rogova, 5a), senior scientist, specialist in material science and metallurgy. E-mail: MVKravtsova@bochvar.ru.