

# Внутреннее трение, пластические свойства и ударная вязкость сплавов V–Ti–Cr

© Б.К. Кардашев, В.М. Чернов\*

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

\* Всероссийский научно-исследовательский институт  
неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара,  
123060 Москва, Россия

E-mail: b.kardashev@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 16 октября 2007 г.)

В интервале температур  $\sim 100\text{--}300$  К исследованы акустические свойства (модуль Юнга и логарифмический декремент) сплавов V–Ti–Cr, приготовленных по различным технологиям (Россия, Япония, США). У всех изученных сплавов при  $180\text{--}230$  К на кривых температурной зависимости декремента образца, деформированного пластическим изгибом, имеет место характерный резкий излом. Температура, при которой в акустическом эксперименте возникает эта особенность, близка по своему значению к температуре хрупко-вязкого перехода, определяемой из ударных испытаний.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 05-08-50310а).

PACS: 62.20.Mk, 62.40.+i

## 1. Введение

Сплавы системы V–(4–5)Ti–(4–5)Cr с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой являются перспективными конструкционными материалами для активных зон реакторов термоядерного синтеза и реакторов деления на быстрых нейтронах [1–3]. Достоинством этих материалов является их малая активированность и малое радиационное распухание при нейтронном облучении, хорошие тепло-физические свойства. Однако наличие типичного для ОЦК-металлов низкотемпературного хрупко-вязкого перехода в исходном состоянии и повышение температуры перехода при радиационных воздействиях могут в значительной степени ограничивать их применение в ядерной технике. Несмотря на значительные усилия по изучению этого практически важного явления, его физические механизмы, зависящие от многих параметров и определяющие переход металла из вязкого состояния в хрупкое, до сих пор не определены [4–6].

Настоящая работа продолжает исследования [6], посвященные изучению вязко-хрупкого перехода неразрушающим акустическим методом внутреннего трения. В [6] на примере ферритно-мартенситной стали ЭК-181 [5] и сплава V–4Ti–4Cr [3] были продемонстрированы коррелированные изменения ударной вязкости и внутреннего трения (амплитудно-независимого декремента) при охлаждении образцов от комнатной температуры до  $\sim 100$  К. В настоящей работе приводятся подробные данные акустических исследований особенностей хрупко-вязкого перехода в сплавах ванадия V–(4–5)Ti–(4–5)Cr, полученных по разным технологиям в России [3], Японии [7] и США [8].

## 2. Образцы и методика эксперимента

Для исследований были выбраны сплавы V–4Ti–4Cr (технологии России [3] и Японии [7]) и сплав V–5Ti–5Cr (технология США [8]). Для ультразвуковых исследований образцы сплавов V–Ti–Cr имели форму гладких прямоугольных стержней размером  $0.98 \times 3.08 \times 23$  mm (V–4Ti–4Cr, Россия),  $0.52 \times 3.00 \times 23$  mm (V–4Ti–4Cr, Япония) и  $1.07 \times 2.59 \times 23$  mm (V–5Ti–5Cr, США). Измерения проводились резонансным методом составного пьезоэлектрического вибратора [9] в интервале температур  $\sim (100\text{--}300)$  К. Собственная частота продольных колебаний образцов была вблизи 100 kHz.

Для изучения влияния деформационной предыстории на акустические свойства образцы деформировались трехточечным пластическим изгибом в испытательной машине Instron. Расстояние между опорами деформирующего устройства равнялось 18 mm. Остаточный прогиб в середине образца после деформации составлял величину примерно 0.5 mm. Исследования были выполнены на отожженных пластически изогнутых либо согнутых, а затем разогнутых образцах.

Процедура акустических исследований была следующей. На недеформированном отожженном образце при охлаждении измерялись температурные зависимости логарифмического декремента  $\delta(T)$  и модуля Юнга  $E(T)$ . Амплитуда колебаний в этом эксперименте поддерживалась постоянной на уровне  $1.0 \cdot 10^{-6}$  с погрешностью не более 5%. Эта амплитуда находится в диапазоне амплитудно-независимого поглощения во всем интервале температур  $100\text{--}300$  К как для отожженных, так и деформированных образцов. Скорость охлаждения обычно не превышала 2 K/min. После отогрева образец

Модуль Юнга  $E$  недеформированных образцов, дефекты модуля после пластического изгиба  $\Delta E_b$  и последующего выпрямления  $\Delta E_s$ , разность  $\sigma_0$  пределов текучести при деформации изгибом  $\sigma_b$  и при разгибании  $\sigma_s$  (все данные для комнатной температуры) и температура хрупко-вязкого перехода  $T_0$  (по данным акустических измерений) для сплавов V–Ti–Cr разных технологий

Параметр	V–4Ti–4Cr (Россия)	V–4Ti–4Cr (Япония)	V–5Ti–5Cr (США)
$E$ , GPa	127	121	124
$\Delta E_b$ , GPa	+0.5	–0.7	+0.4
$\Delta E_s$ , GPa	–0.5	–1.9	–0.1
$(\sigma_b - \sigma_s) = \sigma_0$ , МПа	(513 – 317) = 196	(359 – 227) = 132	(573 – 350) = 223
$T_0$ , К	220	192	190

деформировался при комнатной температуре трехточечным изгибом, затем измерения  $\delta(T)$  и  $E(T)$  повторялись. Аналогичные измерения проводились на выпрямленном образце и иногда — после изгиба того же образца в другую сторону.

### 3. Экспериментальные данные

Рис. 1 представляет диаграммы деформирования образцов исследованных материалов, полученные в процессе изгиба (кривые 1–3) и при последующем выпрямлении (кривые 1'–3'). Здесь  $\sigma$  — деформирующее напряжение,  $S$  — прогиб в середине образца. Из рис. 1 и таблицы видно, что образец сплава V–4Ti–4Cr (Япония) обладает более низким напряжением течения, чем аналогичный по составу другой образец (Россия). Образец V–5Ti–5Cr (США) имеет наибольший предел текучести из всех исследованных в работе сплавов.

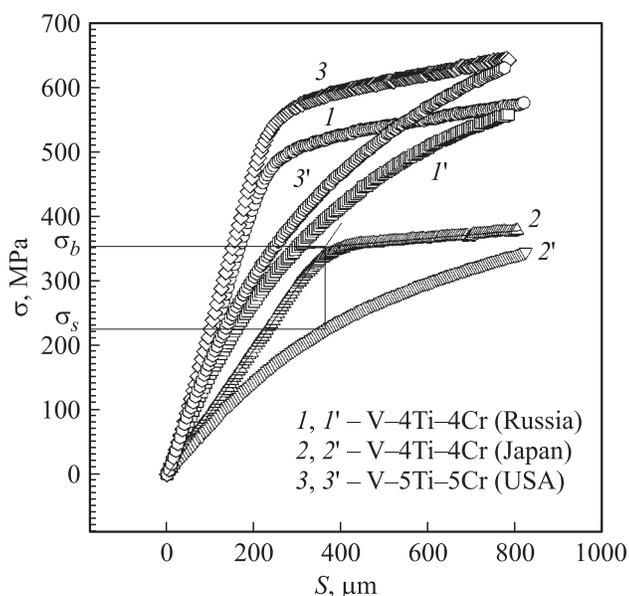
Различие диаграмм при изгибе и выпрямлении — это проявление эффекта Баушингера для данных матери-

лов. Суть эффекта состоит в значительном уменьшении напряжений течения при изменении знака пластической деформации, когда сжатие меняется на растяжение или наоборот (см., например, [10]). Предел текучести  $\sigma_b$  при первоначальном изгибе определялся в настоящей работе как точка пересечения упругой и пластической частей диаграммы деформирования. При выпрямлении (рис. 1) на диаграмме нет четко выраженного предела текучести. Поэтому за предел текучести  $\sigma_s$  при разгибе условно принималось деформирующее напряжение, которое соответствует величине упругого прогиба при определении предела текучести  $\sigma_b$ . На рис. 1 способ определения  $\sigma_s$  наглядно иллюстрируется на примере японского образца. В таблице для каждого материала даны значения  $\sigma_b$  и  $\sigma_s$ , полученные при изгибе и выпрямлении, и разница  $\sigma_0$  между ними. Величина  $\sigma_0$  является для конкретного сплава количественной мерой эффекта Баушингера.

Наиболее примечательные результаты акустических экспериментов (рис. 2–4) связаны с весьма высоким уровнем затухания после пластического изгиба и характерным изломом температурных зависимостей  $\delta(T)$  в области температур 180–230 К, ярче всего проявляющимся на изогнутых образцах. Оказалось (рис. 5), что в этом случае температурная зависимость декремента, измеренная при малых амплитудах в области амплитудно-независимого внутреннего трения, практически подобна температурной зависимости ударной вязкости  $W$  [6]. Температуры вязко-хрупкого перехода для разных сплавов отмечены на рис. 2–6 прямыми вертикальными линиями.

После выпрямления исследуемого образца декремент значительно уменьшается, а характерная особенность (излом) становится менее ярко выраженной (рис. 3, 4) либо полностью исчезает (рис. 2). Для недеформированных образцов изученных сплавов V–Ti–Cr этого излома не наблюдается вовсе.

На температурных зависимостях модуля Юнга для всех исследованных материалов никаких особенностей нет (рис. 2–4):  $E(T)$  — это монотонно возрастающие (при охлаждении) примерно по линейному закону зависимости. Пластический изгиб и выпрямление образцов так влияют на модуль Юнга, что его температурный коэффициент практически не меняется. Это видно на рис. 6, где на примере российского образца



**Рис. 1.** Диаграммы деформирования образцов сплавов V–Ti–Cr, изготовленных в России (1, 1'), Японии (2, 2') и США (3, 3'). Кривые 1–3 получены при деформации изгибом, 1'–3' — при выпрямлении.

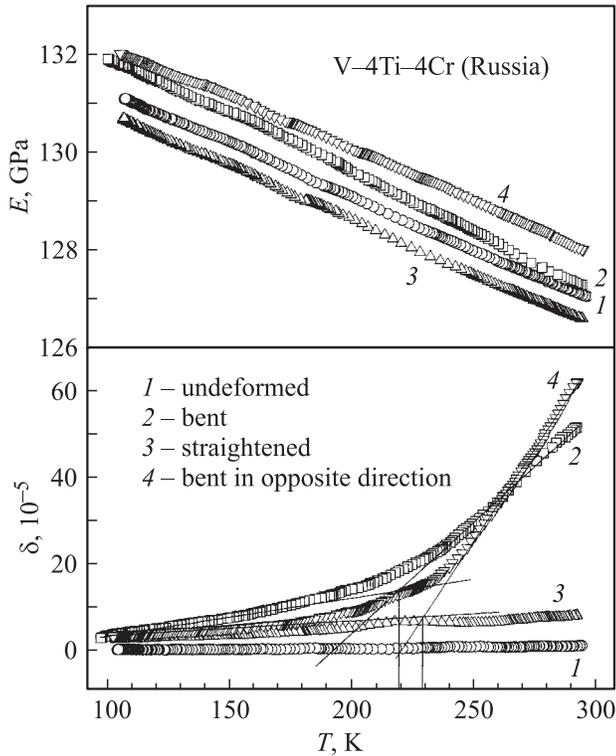


Рис. 2. Температурные зависимости модуля Юнга  $E$  и логарифмического декремента  $\delta$  для сплава V-4Ti-4Cr (Россия).

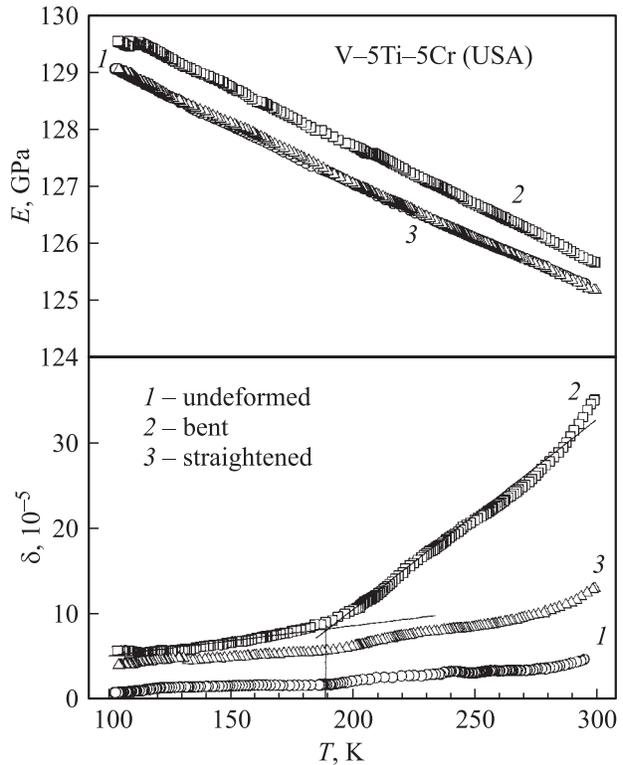


Рис. 4. Температурные зависимости модуля Юнга  $E$  и логарифмического декремента  $\delta$  для сплава V-5Ti-5Cr (США).

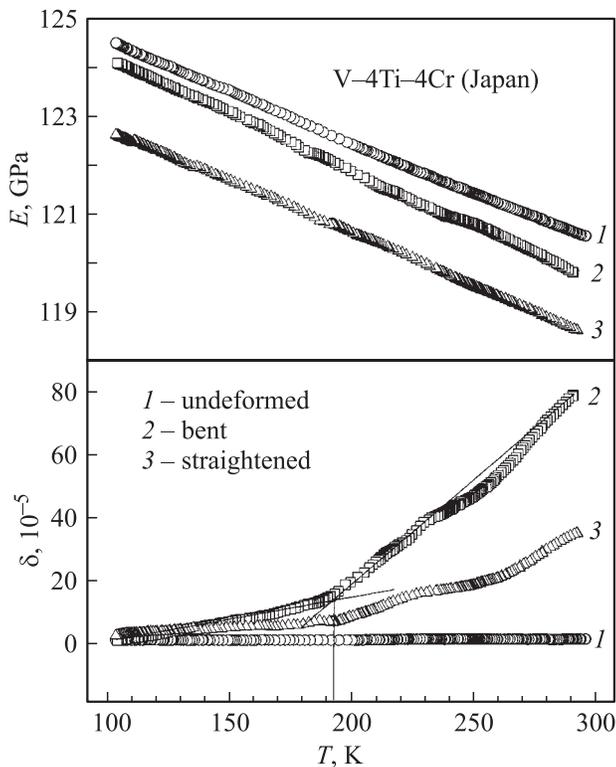


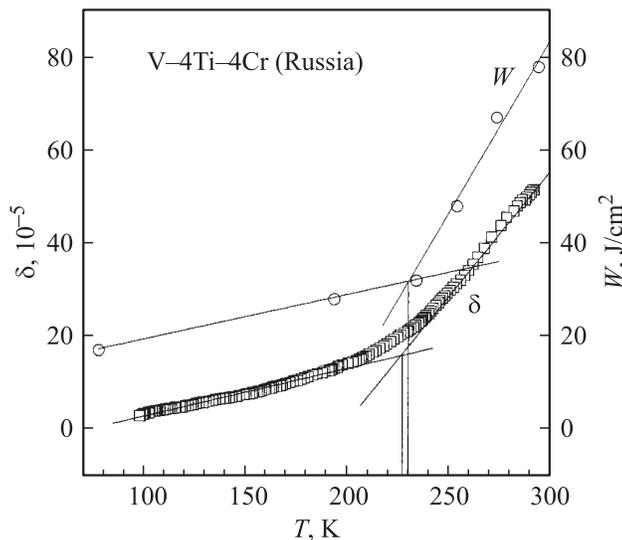
Рис. 3. Температурные зависимости модуля Юнга  $E$  и логарифмического декремента  $\delta$  для сплава V-4Ti-4Cr (Япония).

демонстрируются температурные зависимости приращений декремента  $\Delta\delta(T)$  и модуля  $\Delta E(T)$ , вызванные предварительной пластической деформацией. Как видно, значения  $\Delta E$  почти не зависят от температуры. Из рис. 6 также видно, что для изогнутых образцов модуль Юнга после деформации увеличивается ( $\Delta E_b > 0$ ), а для согнутых—разогнутых — уменьшается ( $\Delta E_s < 0$ ). Качественно аналогичное поведение демонстрирует сплав V-5Ti-5Cr (рис. 4). На образце японского сплава V-4Ti-4Cr (рис. 3) модуль Юнга после пластического изгиба уменьшается. Данные о модуле и дефекте модуля, необходимые в дальнейшем при обсуждении, для изученных сплавов приведены в таблице.

#### 4. Обсуждение

Экспериментальные данные (рис. 5) для температурных зависимостей ударной вязкости и декремента для изогнутого образца сплава V-4Ti-4Cr (Россия) позволяют сделать вывод, что характерный излом на зависимостях  $\delta(T)$  и  $\Delta\delta(T)$  непосредственно связан с переходом материала из вязкого состояния в хрупкое. Как отмечалось выше, аналогичные результаты были получены в [6] также для ферритно-мартенситной стали ЭК-181.

Совокупность акустических данных позволяет сделать вывод о том, что хрупко-вязкий переход в сплавах



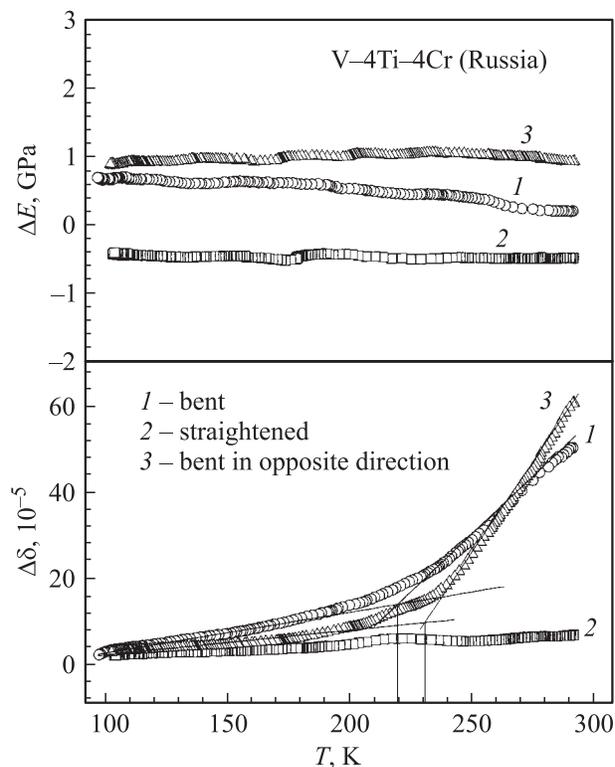
**Рис. 5.** Температурные зависимости ударной вязкости  $W$  и логарифмического декремента  $\delta$  для сплава V–4Ti–4Cr (Россия).

V–Ti–Cr определяется в значительной степени подвижностью краевых дислокаций. Действительно, пластический изгиб кристаллического образца обеспечивается избытком свежевведенных краевых дислокаций одного механического знака. В результате такого рода неоднородной деформации декремент образца значительно возрастает, и на зависимости  $\delta(T)$  появляется особенность (излом), характерная и для ударной вязкости. Эта особенность либо отсутствует для разогнутого образца (рис. 2, 6), либо становится менее заметной (рис. 3, 4). Объяснение наблюдаемого поведения декремента состоит в том, что после выпрямления в образце образуется примерно такое же количество краевых дислокаций, но противоположного знака. Наличие в материале равного числа дислокаций разных механических знаков может приводить к их аннигиляции или к образованию неподвижных дислокационных диполей. Уровень аннигиляции (полной или частичной) определяет уровень проявления обсуждаемой особенности на кривой  $\delta(T)$  после выпрямления образца. По всей видимости, при выпрямлении образцов, данные для которых показаны на рис. 3 и 4, эта аннигиляция была не совсем полной.

Что касается винтовых дислокаций, то они не играют в процессе хрупко-вязкого перехода заметной роли. Этот вывод следует из того, что для согнутого–разогнутого образца (т.е. в результате почти однородной пластической деформации) характерного излома на кривой  $\delta(T)$  практически не наблюдается, несмотря на то что свежие подвижные дислокации (в основном винтовые компоненты) в выпрямленном образце, несомненно, присутствуют. Действительно, декремент  $\delta$  разогнутого образца выше по сравнению с уровнем декремента недеформированного материала, но этот уровень значительно меньше затухания в изогнутом образце. Следует отметить, что

форма образца (изогнутый или прямой стержень) не сказывается на уровне затухания. Действительно, при низкой температуре ( $\sim 100$  К) декременты изогнутого и выпрямленного, а иногда и отожженного образцов мало отличаются друг от друга (рис. 2–4). Таким образом, по результатам работы с изогнутыми и выпрямленными образцами можно сделать вывод о том, что уровень затухания и все особенности поведения декремента изогнутого образца при температурах выше 100 К определяются особенностями его дефектной структуры, т.е. возникают благодаря колебаниям краевых компонент дислокационных петель.

Таким образом, характерный излом кривой  $\delta(T)$  при температурах, близких к температуре хрупко-вязкого перехода, обязан своим существованием вязкому торможению краевых дислокаций, т.е. константе демпфирования  $B$  [11]. О роли вязкого торможения свидетельствуют, во-первых, тот факт, что эффект наблюдается в области амплитудно-независимого поглощения ультразвука, и, во-вторых, отсутствие каких бы то ни было особенностей на температурных зависимостях модуля Юнга  $E(T)$  (рис. 2–4) и дефекта модуля  $\Delta E(T)$ , вызванного предварительной деформацией (рис. 6). Действительно, с точки зрения теории амплитудно-независимого дислокационного внутреннего трения константа демпфирования  $B$  для умеренных частот килогерцевого диапазона влияет только на величину дислокационного амплитудно-независимого декремента и не влияет на дислокацион-



**Рис. 6.** Температурные зависимости приращений декремента упругих колебаний  $\Delta\delta$  и модуля Юнга  $\Delta E$  для сплава V–4Ti–4Cr (Россия).

ный вклад в амплитудно-независимый дефект модуля упругости [9,11].

Еще один параметр (помимо вязкого торможения краевых дислокаций), который в той или иной степени может воздействовать на температуру вязко-хрупкого перехода, — это остаточные внутренние напряжения. Действительно, в изогнутом образце из-за неоднородности деформации могут возникать значительные дальнедействующие поля внутренних напряжений, если их релаксация по каким-либо причинам затруднена. О наличии остаточных внутренних напряжений после пластического изгиба свидетельствует эффект Баушингера (см. рис. 1 и таблицу). Наиболее заметно эффект Баушингера проявился в настоящей работе на американском сплаве: различие пределов текучести  $\sigma_b - \sigma_s = \sigma_0$  при изгибе и выпрямлении оказалось здесь самым большим. Лишь немногим эффект Баушингера российского сплава уступает американскому. Значения пределов текучести  $\sigma_b$  и  $\sigma_s$  и эффект Баушингера  $\sigma_0$  японского материала заметно меньше этих же параметров для сплавов из России и США.

О значительном уровне внутренних напряжений в изогнутых образцах материалов, приготовленных в России и США, говорит также увеличение после изгиба абсолютного значения модуля Юнга (см. рис. 2, 4, 6 и таблицу). Этот эффект впервые был обнаружен на сплавах V-Ti-Cr в [12]. При обсуждении поведения дефекта модуля следует иметь в виду, что в результате любой пластической деформации измеряемый дефект модуля  $\Delta E$  представляет собой алгебраическую сумму двух дефектов ( $\Delta E = \Delta E_i + \Delta E_d$ ), вызываемых изменением уровня внутренних напряжений  $\Delta E_i$  и изменением вклада дислокационной деформации в действующий модуль упругости  $\Delta E_d$  [12]. В японском сплаве в отличие от российского и американского, по-видимому, существует достаточно мощный канал релаксации внутренних напряжений, поскольку после изгиба модуль Юнга этого материала не растет, как в других сплавах, а уменьшается. Наличие такого канала подтверждается малой величиной эффекта Баушингера и в какой-то степени может объяснить, почему модуль  $E$  и предел текучести  $\sigma_b$  (см. таблицу) японского сплава оказались самыми низкими.

После выпрямления образца внутренние остаточные напряжения, несомненно, снижаются, что следует из падения значений модуля Юнга: в этом случае  $\Delta E_s$  для всех сплавов отрицательны (см. таблицу).

Вполне возможно, что уровень внутренних напряжений может в той или иной степени влиять на температуру хрупко-вязкого перехода  $T_0$ . Такой корреляции по данным таблицы, однако, не прослеживается: американский и японский сплав имеют примерно одинаковую температуру  $T_0 = 190$  К, несмотря на значительную разницу по уровню внутренних напряжений, судя по эффекту Баушингера и по характеру поведения модуля Юнга. Тем не менее из данных, полученных на российском

сплаве (рис. 2 и 6), видно, что изгиб—разгиб и последующий изгиб испытуемого образца в другую сторону приводят к росту  $T_0$  примерно на 10 К, что можно связать с ростом внутренних напряжений:  $\Delta E_b$  в этом случае оказался больше, чем после первоначального изгиба.

В заключение следует заметить, что в опытах по определению ударной вязкости и в акустических измерениях амплитудно-независимого поглощения скорости дислокаций, по всей видимости, должны быть близкими друг другу. Очевидно, что головные дислокации в вершине трещины (ударные испытания) должны двигаться с большими скоростями, когда их движение контролируется исключительно вязким торможением; высокие скорости дислокаций в неразрушающем акустическом эксперименте задаются весьма высокой частотой ( $\sim 100$  kHz) вынужденных колебаний. Как ни парадоксально, но оказалось, что самое начало пластической деформации (начальные смещения сегментов дислокаций из положения равновесия) и разрушение сплава контролируются одним и тем же физическим механизмом.

Таким образом, в результате проделанной работы экспериментально обосновано применение неразрушающей акустической ультразвуковой методики для изучения особенностей физических механизмов вязко-хрупкого перехода в металлических материалах с ОЦК-кристаллическими решетками (сплавы ванадия, ферритно-мартенситная сталь). Проведенные исследования позволили выявить элементы структуры (краевые дислокации), которые несут ответственность за низкотемпературное охрупчивание. Анализ акустических данных, полученных на изогнутых и выпрямленных образцах, показал, что вязкое торможение краевых дислокаций — основной фактор, от которого зависит вязко-хрупкий переход в изученных сплавах.

Авторы признательны М.М. Потапенко (РФ, ФГУП ВНИИНМ), Д. Смитту (D. Smith, США, АНЛ), Т. Мурога (T. Muroga, Япония, НИФС) за предоставленные для исследований образцы сплавов ванадия, а также А.С. Нефагину за помощь при проведении акустических измерений.

## Список литературы

- [1] T. Muroga, T. Nagasaka, K. Abe, V.M. Chernov, H. Matsui, D.L. Smith, Z.-Y. Xu, S.J. Zinkle. *J. Nucl. Mater.* **307–311**, 547 (2002).
- [2] R.J. Kurtz, K. Abe, V.M. Chernov, D.T. Hoelzer, H. Matsui, T. Muroga, G.R. Odette. *J. Nucl. Mater.* **329–333**, 47 (2004).
- [3] М.М. Потапенко, А.К. Шиков, В.М. Чернов, Г.П. Ведерников, И.Н. Губкин, В.А. Дробышев, В.С. Зурабов. *Вопр. атом. науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы* **1**, 340 (2005).
- [4] А.Я. Красовский. *Хрупкость металлов при низких температурах*. Наук. думка, Киев (1980). 340 с.

- [5] 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.Н. Козлов, Ю.Р. Колобов, Б.К. Кардашев. Перспектив. материалы **6**, 40 (2006).
- [6] Б.К. Кардашев, А.С. Нефагин, Г.Н. Ермолаев, М.В. Леонтьева-Смирнова, В.М. Чернов. Письма в ЖТФ **32**, 44 (2006).
- [7] A. Nishimura, T. Nagasaka, T. Muroga. J. Nucl. Mater. **307–311**, 571 (2002).
- [8] D.L. Smith, Y.M. Chung, B.A. Lumis, H.-C. Tsai. J. Nucl. Mater. **233–237**, 356 (1996).
- [9] С.П. Никаноров, Б.К. Кардашев. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. Наука, М. (1985). 254 с.
- [10] М.А. Штремель. Прочность сплавов. Ч. 2. Деформация. МИСИС, М. (1997). 527 с.
- [11] A.V. Granato, K. Lücke. J. Appl. Phys. **27**, 583 (1956).
- [12] V.M. Chernov, B.K. Kardashev, L.M. Krjukova, L.I. Mamaev, O.A. Plaksin, A.E. Rusanov, M.I. Solonin, V.A. Stepanov, S.N. Votinov, L.P. Zaviatski. J. Nucl. Mater. **257**, 263 (1998).