

Влияние протонного и лазерного облучения на упругие и неупругие свойства сплава V–Ti–Cr

© Б.К. Кардашев, О.А. Плаксин*, В.А. Степанов*, В.М. Чернов**

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

* Физико-энергетический институт им. акад. А.А. Лейпунского,
249020 Обнинск, Калужская обл., 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 30 декабря 2003 г.)

Проведено сравнительное исследование поведения модуля Юнга E и декремента ультразвуковых колебаний δ образцов сплава V–4Ti–4Cr в процессе протонного (энергия 8 MeV, мощность дозы до 10^4 Gy/s) и ИК-лазерного (АИГ:Nd³⁺, длины волны 1.06 μm , интенсивность до 10^2 W/cm²) облучений. Измерения выполнены методом составного пьезоэлектрического вибратора при продольных колебаниях на частотах около 100 kHz. Размеры области облучения на поверхности образца в протонном и лазерном экспериментах были одинаковыми, чтобы обеспечить одинаковые тепловые условия в акустической системе образец–кварцевый преобразователь. Получены данные об амплитудных, временных и температурных зависимостях E и δ до и после предварительной пластической деформации, а также до, во время и после облучения. Показано, что процесс последеформационного старения (кинетика возврата внутреннего трения после деформации) при облучении протонами существенно отличается от аналогичного процесса во время лазерного облучения. Наблюдаемые закономерности объясняются более интенсивной эволюцией дефектной структуры при протонном облучении. Анализ показывает, что радиационный отжиг связан с ионизирующей компонентой облучения, создающей при возбуждении электронной подсистемы металлического сплава протонами „горячие“ электроны и плазмоны. Электронные возбуждения релаксируют на дефектах структуры (дислокациях), увеличивая их подвижность, что приводит к сравнительно быстрому уменьшению плотности дислокаций в материале и более эффективному (по сравнению с лазерным облучением) снижению уровня внутренних напряжений в образце.

Металлические сплавы системы V–Ti–Cr представляют практический интерес как материалы, перспективные для применения в качестве первой стенки и бланкета в будущем термоядерном реакторе [1,2]. В реакторе конструкционный материал подвергается воздействию различных частиц (нейтроны, протоны, γ -кванты и т.д.). В результате облучения нейтронами или ионами в материалах образуются каскады атом-атомных соударений. В зависимости от энергии, температуры и типа материала каскады представляют собой либо совокупность областей, состоящих из изолированных пар Френкеля, либо компактную область, в которой энергия первично выбитого атома расходуется как на ионизацию, так и на смещения атомов. Как показывают расчеты [3], плотные каскады с энергией первично выбитого атома около 0.1 MeV могут иметь размер до 6–7 nm. На поздних стадиях развития плотных каскадов в них формируется ударная волна, распространяющаяся на расстояния, превышающие не только размер каскада, но и проективный пробег ионов [4]. При этом в материале возникают давления до 10^{11} Pa. В результате в объеме материала, значительно превосходящем объем каскада, имеет место пластическая деформация. Эволюция возникающей при этом дислокационной структуры во многом определяет поведение материала при облучении.

Настоящая работа представляет результаты акустических исследований *in situ* эволюции дислокационной структуры образцов сплава V–4Ti–4Cr (здесь цифры показывают процентное содержание примеси титана и хрома) и является продолжением исследований [5,6], где было показано, что при облучении протонами с энергией около 8 MeV измеряемый модуль упругости (модуль Юнга), как правило, уменьшается, а декремент акустических колебаний растет. Это связано в основном с нагревом материала при облучении. Однако существует и другая причина, которая может приводить к изменениям измеряемых акустических параметров. Она может быть связана как с возникающими (радиационными) дефектами, так и/или с эволюцией дефектной структуры, уже имеющейся в материале. Было показано [5,6], что температура образца T , измеряемая термопарой, в ряде случаев заметно отличается от температуры, которую можно оценить, зная термоупругий коэффициент $\Delta E/\Delta T$, полученный из измерений при обычном нагреве образца данного материала.

Основная проблема, которая возникает при изучении особенностей поведения материала в процессе облучения, состоит в разделении эффектов, влияющих на механические свойства материала: дефектообразования и эволюции дефектной структуры, которая может протекать как в результате нагрева, так и в результате

радиационного стимулирования. Эта проблема весьма сложна и ее решение может быть найдено с помощью акустической методики в экспериментах *in situ*. При этом требуется, чтобы тепловые условия испытаний (температура и градиенты температуры по образцу) были одинаковыми как в протонных экспериментах, так и при обычном нагреве. В настоящей работе это требование удалось выполнить при использовании лазерного пучка, имитирующего температурный нагрев при облучении протонами.

В статье приведены результаты сравнительных исследований акустических свойств сплава V–4Ti–4Cr при лазерном нагреве и облучении протонами. Обсуждается процесс возврата внутреннего трения (поглощения ультразвука) при протонном и лазерном воздействиях на материал после предварительной пластической деформации.

1. Методика эксперимента

Исследования проводились на образцах сплава V–4Ti–4Cr, приготовленного в США. Образцы в форме прямоугольных стержней размером $22.8 \times 2.5 \times 1.0$ mm вырезались из пластин и затем отжигались в вакууме при 1075°C в течение часа.

Акустическая методика была той же, что и в [5,6]. Измерения выполнялись методом составного пьезоэлектрического вибратора. Продольные резонансные колебания частотой f около 100 kHz возбуждались в образце с помощью кварцевого преобразователя. Измеряемыми параметрами были модуль Юнга $E \propto f^2$ и декремент колебаний δ . Измерения E и δ , а также температуры T образца в процессе облучения проводились через каждые 10 s при фиксированной амплитуде $\varepsilon = 1.0 \cdot 10^{-6}$, которая для ванадиевых сплавов находится в области амплитудно-независимого поглощения [6,7]. Стабилизация амплитуды ε осуществлялась автоматически с погрешностью менее 5%. Амплитудные зависимости $E(\varepsilon)$ и $\delta(\varepsilon)$ до и после деформации, а также до и после облучения измерялись при комнатной температуре в диапазоне амплитуд от $\sim 10^{-6}$ до $3 \cdot 10^{-4}$.

Для выделения теплового действия радиации измерения проводились также в условиях лазерного нагрева. При этом геометрия лазерного облучения совпадала с геометрией протонного. Измерения можно было проводить на одном и том же образце. Пучок протонов с энергией около 8 MeV или лазерный луч (длина волны $1.06 \mu\text{m}$) падал на центральную часть широкой грани облучаемого стержня. Диаметр пятна в обоих случаях составлял около 1 см. Для измерений температуры в центре стержневидного образца (со стороны, противоположной падающему лучу) точечной сваркой прикреплялась термопара. Для облучения использовались ускоритель протонов ЭПП-10М (ГНЦ РФ–ФЭИ, г. Обнинск) и непрерывный лазер АИГ:Nd³⁺. При

изменении интенсивности температура образца устанавливалась в пределах от 20 до 200°C . Таким образом, получались температурные зависимости $E(T)$ и $\delta(T)$, а также временные (дозовые) зависимости $E(t)$ и $\delta(t)$ при различных температурах. Измерения проводились как при нагреве, так и при охлаждении.

Образец при проведении испытаний находился на воздухе при атмосферном давлении. Для деформации использовался трехточечный изгиб, что позволяло проводить измерения на одном и том же образце в недеформированном и деформированном состояниях, не отклеивая его от кварцевого преобразователя. В опытах использовались как изогнутые (пластический изгиб в центре образца 0.3 mm), так и согнутые, а затем разогнутые образцы.

В экспериментах применялось три типа процедур: 1) образец в недеформированном состоянии облучался сначала протонами, потом лазером, затем снова протонами, но уже в деформированном виде, после чего испытания образца заканчивались лазерным облучением; 2) на другом образце испытания вначале проводились также на ускорителе протонов, но при этом образец сразу был пластически изогнут, и лишь затем он использовался в лазерном эксперименте; 3) измерения на третьем образце, отожженном, а затем деформированном, проводились сначала при лазерном нагреве, и лишь затем он использовался в эксперименте с протонным облучением.

2. Экспериментальные данные

На рис. 1 и 2 в качестве примера приведены начальные участки временных диаграмм, полученных в процессе протонного облучения на двух образцах сплава

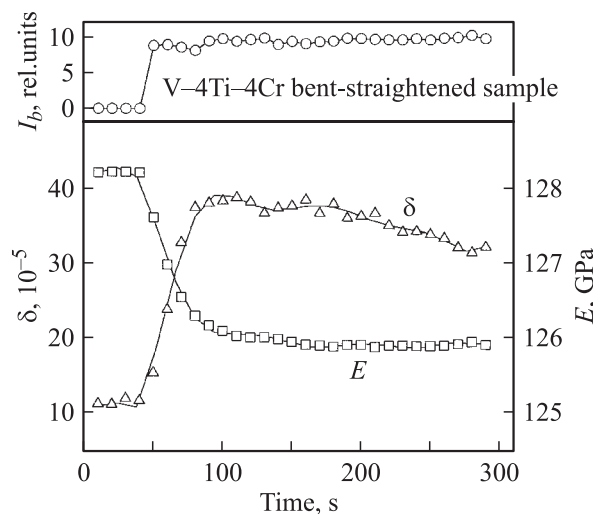


Рис. 1. Начальный участок диаграммы опыта по изучению временных зависимостей декремента δ и модуля Юнга E согнутого и затем разогнутого образца сплава V–4Ti–4Cr в процессе облучения протонами (энергия 8 MeV) с интенсивностью I_b .

Таблица 1. Характеристики затухания в деформированных образцах сплава V–4Ti–4Cr при облучении протонами и инфракрасным светом лазера

Номер образца	Деформация	Облучение	Температура облучения, °C	δ_0 , 10^{-5} rel. units	$\Delta\delta/\Delta t$, 10^{-5} s $^{-1}$	$\tau = \Delta t/(\Delta\delta/\delta_0)$, s
1	Изгиб	Протоны	170	120	0.102	1180
2	»	»	125	195	0.082	2380
3	»	»	121	110	0.070	1560
4	Изгиб–разгиб	»	181	40	0.029	1370
5	Изгиб	Лазер	91	51	0.0042	12100
6	»	»	135	65	0.0074	9100
7	»	»	188	240	0.104	2310

V–4Ti–4Cr. Из рис. 1 можно получить представление о том, как изменяются акустические параметры (модуль Юнга E и декремент δ) для согнутого, а затем разогнутого образца при включении пучка протонов с примерно постоянной интенсивностью облучения. На рис. 2 показано, как устанавливается температура T пластически продеформированного изгибом образца и как меняется его декремент δ в начале облучения.

Результаты исследований, проведенных при протонном и лазерном воздействиях, показали, что при постоянной интенсивности облучения все деформированные образцы качественно ведут себя одинаково. Модуль Юнга уменьшается и устанавливается на примерно постоянном уровне, если температура образца держится постоянной, а декремент после заметного увеличения при нагреве начинает постепенно уменьшаться со временем. Имеет место так называемый возврат внутреннего трения, связанный с процессом старения образца после деформации. Этот процесс является необратимым, о чем можно судить как по амплитудным, так и по температурным зависимостям модуля и декремента, приведенным

соответственно на рис. 3, 4 и 5, 6: декремент и модуль в результате радиационного воздействия стремятся вернуться к своим первоначальным значениям, наблюдаемым до деформации.

Интересно отметить, что процесс возврата $\delta(t)$ в большинстве случаев осуществляется для данного сплава практически по линейному закону. Это наглядно демонстрируется на рис. 7, где показаны временные зависимости относительных изменений декремента для различных образцов, облучавшихся как протонами, так и инфракрасным светом лазера (здесь δ_0 — максимальное значение декремента для каждого образца в данном опыте при установившейся температуре, а время $t = 0$ соответствует тому моменту, когда декремент становится максимальным). Сведения о параметрах, характеризующих возврат внутреннего трения во всех исследованных нами образцах сплава V–4Ti–4Cr, приведены в табл. 1. Помимо данных о δ_0 в таблице содержатся значения $\Delta\delta/\Delta t$, отражающие скорость изменения абсолютной величины декремента в том или ином опыте, а также значения характерного времени $\tau = \Delta t/(\Delta\delta/\delta_0)$, соответствующие наклону прямых на рис. 7 (τ — время, необходимое для изменения величины δ/δ_0 в 2 раза). Зависимости этого параметра от температуры для всех исследованных образцов V–4Ti–4Cr, облучавшихся как протонами, так и лазером, представлены на рис. 8.

О поведении модуля Юнга в процессе протонного и лазерного облучения можно судить из рис. 5, 6 и табл. 2. Рис. 5 и 6 построены с учетом полных временных диаграмм опытов, в которых измерялись температура T образца, модуль Юнга E и декремент δ . В табл. 2 приведены данные о температурных коэффициентах $\Delta E/\Delta T$, полученных на образцах до и после пластической деформации изгибом.

При рассмотрении рис. 5 и 6 видно, что модуль изменяется с температурой по линейному закону с коэффициентом корреляции не хуже 0.994 во всех опытах для всех исследованных образцов. Таким образом, анализ зависимостей $E(T)$ сводится к сравнению полученных в разных опытах термоупругих коэффициентов $\Delta E/\Delta T$. Возможная погрешность оценки $\Delta E/\Delta T$ была определена нами экспериментально на одном из отожженных

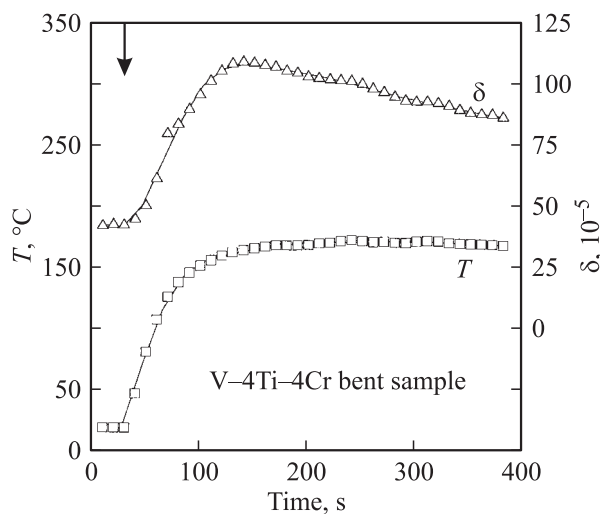


Рис. 2. Временная зависимость декремента δ и температуры T деформированного изгибом образца сплава V–4Ti–4Cr при облучении протонами с энергией 8 MeV. Стрелкой показан момент начала облучения.

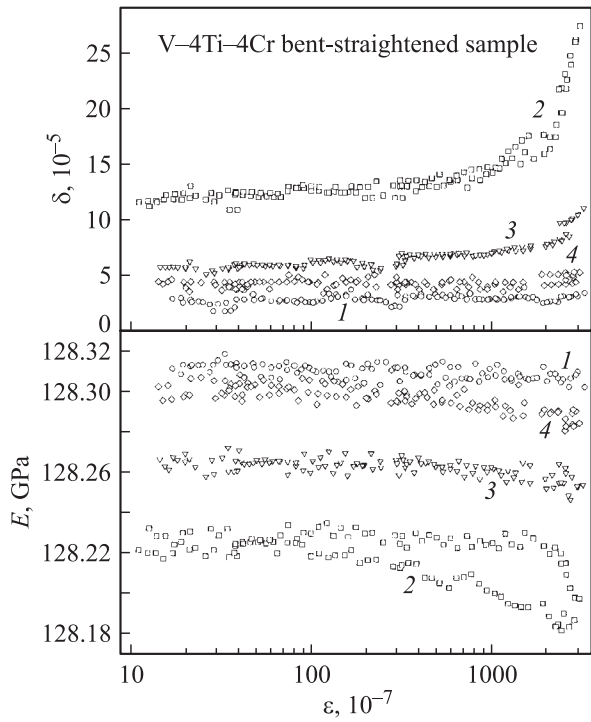


Рис. 3. Амплитудные зависимости декремента δ и модуля Юнга E до (1) и после (2) предварительной деформации изгибом с последующим выпрямлением необлученного образца сплава V–4Ti–4Cr. 3 и 4 — то же после облучения протонами с дозами $2.8 \cdot 10^{15}$ и $9.4 \cdot 10^{16}$ p/cm² соответственно. Измерения проводились при увеличении и последующем уменьшении ϵ .

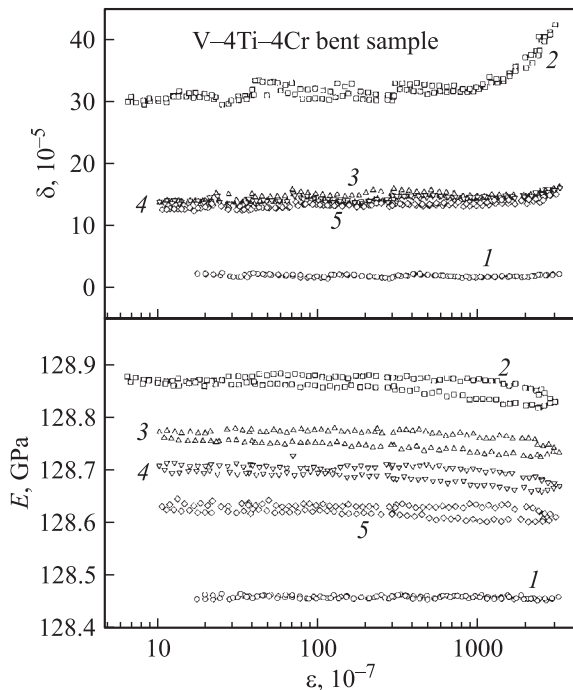


Рис. 4. Амплитудные зависимости декремента δ и модуля Юнга E до (1) и после (2) предварительной деформации изгибом необлученного образца сплава V–4Ti–4Cr. 3–5 — то же после облучения протонами с дозами $3.0 \cdot 10^{15}$, $6.4 \cdot 10^{15}$ и $9.5 \cdot 10^{16}$ p/cm² соответственно. Измерения выполнены при увеличении и последующем уменьшении ϵ .

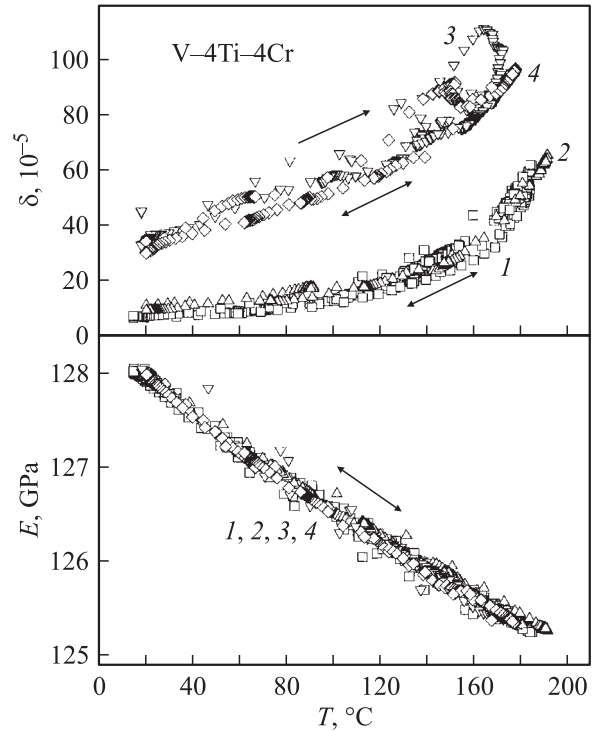


Рис. 5. Температурная зависимость модуля Юнга E и декремента δ образца сплава V–4Ti–4Cr при облучении пучком протонов (1, 3) и воздействии лазера (2, 4). 1, 2 — недеформированный образец; 3, 4 — тот же образец после деформации изгибом. Стрелки показывают направление изменения температуры.

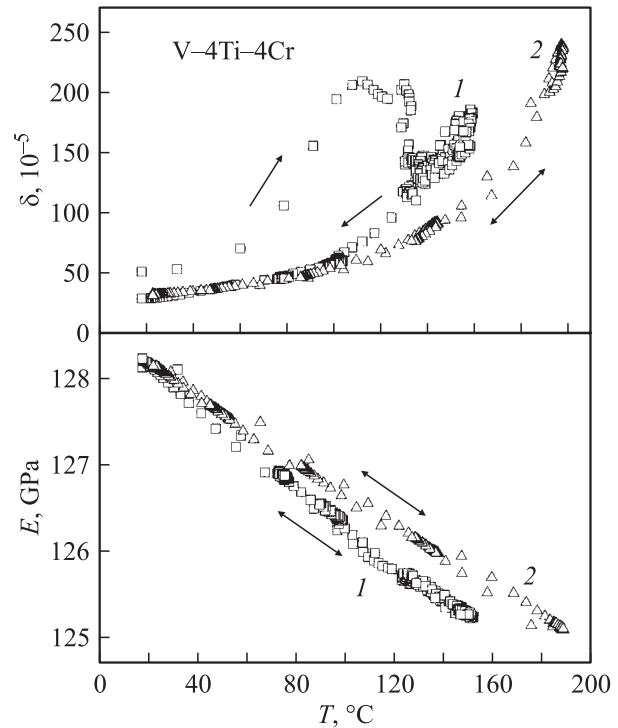


Рис. 6. Температурная зависимость модуля Юнга E и декремента δ деформированного изгибом образца сплава V–4Ti–4Cr при облучении пучком протонов (1) и воздействии лазера (2) при нагреве и последующем охлаждении. Стрелки показывают направление изменения температуры.

недеформированных образцов, в которых необратимые изменения структуры практически отсутствуют. Найдено, что ошибка в оценке $\Delta E/\Delta T$ не превышает 2–3%. В табл. 2 показаны абсолютные погрешности определения величин $\Delta E/\Delta T$ для каждого образца в различных экспериментах.

При сравнении рис. 5 и 6 следует отметить, что результаты для деформированных образцов заметно отличаются друг от друга: данные рис. 5 получены с

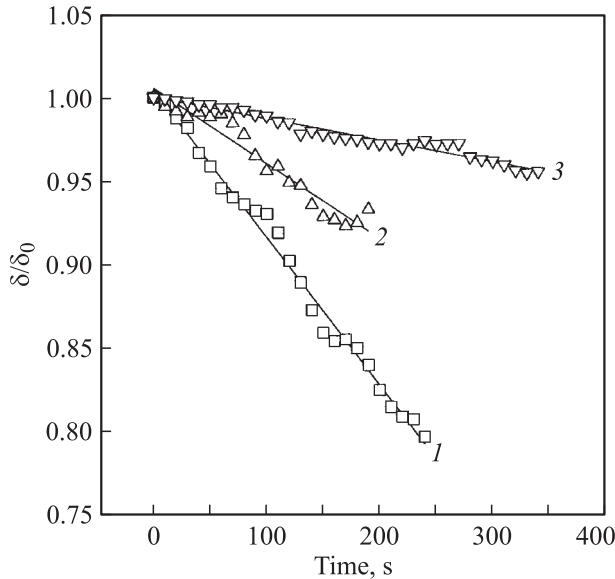


Рис. 7. Относительные изменения декремента δ для изогнутых образцов сплава V–4Ti–4Cr в зависимости от времени облучения протонами (1) и инфракрасным светом лазера (2, 3). Температура облучения, °C: 1 — 170, 2 — 188, 3 — 135.

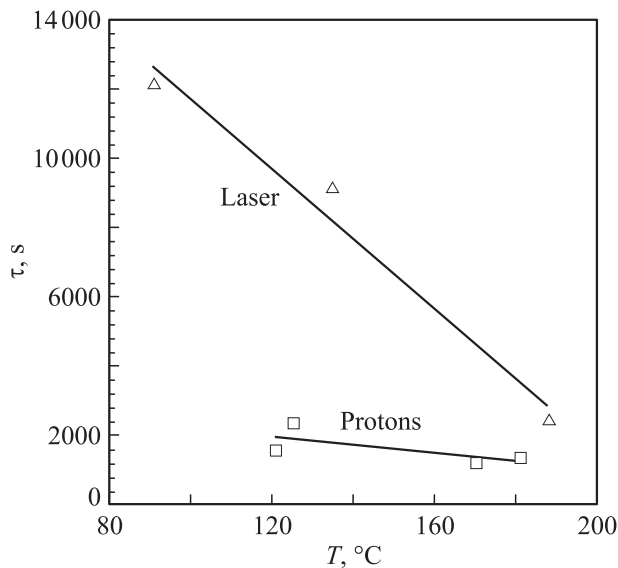


Рис. 8. Температурные зависимости характерного времени τ необратимых изменений декремента (возврата внутреннего трения после предварительной деформации) для образцов сплава V–4Ti–4Cr при воздействии протонным и лазерным облучением.

Таблица 2. Термоупругие коэффициенты $\Delta E/\Delta T$, отражающие изменение модуля Юнга E с температурой T для образцов сплава V–4Ti–4Cr при воздействии протонного и лазерного облучений (цифры в скобках соответствуют порядковому номеру эксперимента с этим образцом; значки = и > означают приблизительно равные или различные величины $\Delta E/\Delta T$ в протонных и лазерных экспериментах)

Номер образца	Состояние образцов	$\Delta E/\Delta T$, МПа/К	
		Облучение протонами	Лазерное облучение
1	Недеформированный	16.0 ± 0.3 (1) =	15.6 ± 0.3 (2)
1	Изогнутый	16.9 ± 0.3 (3) =	16.5 ± 0.3 (4)
2	Изогнутый	22.5 ± 0.5 (1) >	18.4 ± 0.4 (2)
3	Недеформированный	–	17.4 ± 0.3 (1)
3	Изогнутый	19 ± 0.4 (3) >	16.3 ± 0.3 (2)

помощью процедуры 1, а данные рис. 6 — с помощью процедуры 2 (см. выше). Декремент деформированного образца (рис. 6) растет с температурой, и этот образец стареет при облучении протонами более интенсивно, чем образец, уже подвергавшийся радиационному воздействию и лишь затем продеформированный (рис. 5). Из рис. 6 видно, что модуль E уменьшается быстрее с ростом температуры в процессе протонного облучения, чем при лазерном нагреве, проведенном позднее на том же образце,

Как видно из полученных данных, предыстория образца как радиационная (тепловая), так и деформационная имеет большое значение для акустических параметров, отражающих эволюцию дефектной структуры исследованного материала при тех или иных внешних условиях.

3. Обсуждение результатов

Поведение декремента δ (рис. 1, 2 и 7) в опытах с облучением (протонным и лазерным) качественно напоминает „reaking“ эффект, обнаруженный в нелегированных ГЦК- и ГПУ-металлах при облучении электронами (энергия 1–2 MeV) и γ -лучами и активно обсуждавшийся в 70–80 гг. [8,9]. В обзоре [9] приведен ряд моделей, которые в той или иной мере объясняют этот эффект. Модели, как правило, сводятся к учету взаимодействия дислокаций с точечными (радиационными) дефектами. Например, в одной из них (наиболее полно, по мнению авторов [9], отражающей экспериментальные характеристики этого эффекта) часть дефектов служит точками закрепления дислокаций, уменьшающих поглощение, а другая часть радиационных дефектов, располагающихся на некотором расстоянии от плоскости скольжения, приводит к увеличению вязкого торможения дислокаций, что объясняет возрастание декремента в начале облучения. При этом считается, что температура образца остается после включения пучка практически

неизменной. По-видимому, это так, поскольку возможное изменение температуры образца при облучении в цитируемых в [9] работах не обсуждается (измерения проводились в основном на изгибных колебаниях тонких фольг из меди, алюминия, серебра, магния).

В [9] лишь вскользь упоминается о возможной эмиссии точек закрепления от дислокаций в решетку под влиянием облучения, что должно приводить к увеличению подвижности дислокаций и обычно имеет место при повышении температуры.

Наши эксперименты заметно отличаются от упомянутых выше как материалом (сплав с ОЦК-структурой), так и уровнем радиационного воздействия (протоны с энергией около 8 MeV или интенсивное лазерное излучение). Воздействие оказывается таким, что температура образца значительно отличается от температуры окружающей среды. И тем не менее качественно поведение $\delta(t)$ одинаково: имеет место максимум поглощения. Несомненно, что в наших экспериментах возрастание декремента при включении пучка протонов или лазерного излучения связано главным образом с повышением температуры образца. Последующее уменьшение декремента со временем может быть обусловлено как закреплением дислокаций точечными дефектами (в том числе и радиационного происхождения), так и возможной аннигиляцией дислокаций (радиационный отжиг). При облучении (нагреве) аннигиляция может происходить из-за увеличения подвижности (скорости скольжения) дислокаций. Их движение осуществляется в этом случае под действием остаточных внутренних напряжений. Это может быть связано также и с переползанием дислокаций за счет поглощения созданных протонами точечных дефектов. С нашей точки зрения, эффект рекристаллизационного отжига, возникающий благодаря росту скорости скольжения, является главным. Подтверждением этого может служить следующее. Во-первых, опыт показывает, что любое необратимое изменение декремента может быть достигнуто с помощью обычного нагрева, когда радиационных точечных дефектов в материале нет. Во-вторых (и это наиболее существенно), влияние облучения на модули Юнга согнутых и согнутых-разогнутых образцов оказывается различным по знаку (ср. рис. 3 и 4), что невозможно объяснить в рамках модели, где дислокации закрепляются и/или вязко тормозятся точечными дефектами. Действительно, разница между протонным и инфракрасным облучением для декремента (рис. 7, 8 и табл. 1) заключается лишь в различных характерных временах возврата τ : для протонов эти времена заметно короче (при низких температурах почти на порядок). Здесь, как показывает анализ, проявляется эффект радиационного отжига, который связан с увеличением подвижности дислокаций.

Для наблюдаемого изменения декремента акустических колебаний за счет переползания дислокаций необходимо, чтобы за время $\sim 10^2$ s перемещение каждой дислокации составляло $\sim \rho^{-1/2}$. Необходимое

для этого пересыщение точечными дефектами, согласно [10], должно составлять $\Delta n = b\rho^{1/2} \sim 10^{-4}$ (здесь $\rho \sim 10^8 \text{ cm}^{-2}$ — плотность участвующих в процессе дислокаций, $b \sim 10^{-8} \text{ cm}$ — вектор Бюргерса). Однако расчеты с использованием программы TRIM-90 дают значения $\Delta n \sim 4 \cdot 10^{-6}$ для вакансий (междоузлий), созданных протонами в ванадиевых сплавах на длине пробега $220 \mu\text{m}$ за время 10^2 s (энергия протонов 8 MeV, интенсивность $10^{12} \text{ cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$). Это, как видно, значительно ниже требуемой для переползания концентрации радиационных дефектов. Поэтому увеличение скорости релаксации декремента следует связывать не с повреждающим, а с ионизирующим действием протонного облучения, стимулирующим скольжение дислокаций.

В результате ионизирующего действия протонного облучения в металле происходит возбуждение электронной подсистемы. При этом практически вся энергия протонов расходуется на образование „горячих“ электронов и в конечном счете плазмонов [11]. Можно полагать, что электронные возбуждения преимущественно релаксируют на дефектах структуры, в том числе на дислокациях, увеличивая их подвижность. Высокая подвижность дислокаций повышает скорость их аннигиляции, что приводит к уменьшению декремента акустических колебаний.

Модуль упругости, измеряемый с высокой точностью, так же как и декремент, является структурно-чувствительным параметром материала. С точки зрения любой теории, рассматривающей взаимодействие дислокаций с точечными дефектами (см., например, обзоры [12,13]), декремент, как правило, растет, а модуль упругости убывает при введении дислокаций в образец. Облучение, создающее дополнительные точечные дефекты (стопоры для дислокаций), должно приводить к обратным эффектам. В данной работе такой результат получен лишь для согнутого и затем разогнутого образца (рис. 3). На слегка изогнутом образце наблюдается аномальное поведение модуля Юнга E (рис. 4): после деформации он растет, а под влиянием облучения уменьшается.

Эффект увеличения E после деформации изгибом на сплавах системы V–Ti–Cr впервые наблюдался нами в [7]. Анализ показал, что этот эффект связан с остаточными внутренними напряжениями, релаксация которых в сплаве, содержащем большое количество примесей, затруднена. Эти напряжения благодаря ангармонизму колебаний атомов в решетке (т.е. через упругие постоянные высших порядков) приводят к росту измеряемого модуля упругости. Очевидно, что релаксация внутренних напряжений, если она по каким-нибудь причинам реализуется, должна вызывать заметное уменьшение E . Эффект падения E с ростом дозы облучения демонстрируется на рис. 4, что позволяет говорить в данном случае об отжиге дислокаций. Действительно, снижение плотности дислокаций в образце в рамках нашей модели должно приводить в результате облучения к уменьшению и модуля, и декремента.

Отжиг сплава с низким уровнем внутренних напряжений (когда влияние упругих постоянных высших порядков на измеряемый модуль практически отсутствует) должен приводить к увеличению модуля и уменьшению декремента. В этом случае аннигиляция дислокаций и их закрепление радиационными точечными дефектами дают эффект с одним и тем же знаком. По всей видимости, этим можно объяснить тот факт, что возврат декремента и модуля к исходному (до деформации) состоянию для согнутого-разогнутого образца (рис. 3) является более полным, чем для изогнутого образца (рис. 4), при примерно одинаковых дозах облучения.

Таким образом, на примере конструкционного металлического сплава V–4Ti–4Cr впервые обнаружен эффект уменьшения модуля упругости под действием радиационного облучения. Этот эффект, как показывает опыт, может наблюдаться лишь в материалах, где дислокационная релаксация внутренних напряжений затруднена, например, примесями.

В ходе исследований обнаружена важная роль ионизирующей составляющей радиационного воздействия, которая посредством возбуждения электронной подсистемы увеличивает скорость скольжения дислокаций, приводит к их аннигиляции и, как следствие, к ускоренному снижению уровня внутренних напряжений в материале.

Список литературы

- [1] R.J. Kurtz, K. Abe, V.M. Chernov, V.A. Kazakov, G.E. Lucas, H. Matzui, T. Muroga, G.R. Odette, D.L. Smith, S.J. Zinkle. *J. Nucl. Mater.* **283–287**, 70 (2000).
- [2] M.I. Solonin, V.M. Chernov, V.A. Gorokhov, A.G. Ioltukhovskiy, A.K. Shikov, A.I. Blokhin. *J. Nucl. Mater.* **283–287**, 1468 (2000).
- [3] В.В. Кирсанов, А.Л. Суворов, Ю.В. Трушин. Процессы радиационного дефектообразования в металлах. Энергоатомиздат, М. (1985). 272 с.
- [4] В.П. Жуков, А.В. Демидов, А.А. Болдин. В кн.: Материаловедческие вопросы атомной техники. Энергоатомиздат, М. (1991). С. 58.
- [5] V.M. Chernov, Yu.A. Burenkov, B.K. Kardashev, O.A. Plaksin, V.A. Stepanov, L.P. Zaviatski. In: Proc. 4th IEA Vanadium Workshop. Argon National Laboratory, USA (1999). P. 759.
- [6] B.K. Kardashev, V.M. Chernov, O.A. Plaksin, V.A. Stepanov, L.P. Zaviatski. *J. Alloys Comp.* **310**, 1–2, 102 (2000).
- [7] 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. Zaviatskiy. *J. Nucl. Mater.* **257**, 263 (1998).
- [8] H.M. Simpson, A. Sosin, D.F. Johnson. *Phys. Rev. B* **5**, 1393 (1972).
- [9] C. Minier, J. Lauzier, C. Esnouf, G. Fantozzi. *J. Phys.* **44** (Suppl.), 12, C9 (1983).
- [10] М.А. Штремель. Прочность сплавов. Ч. 1. Металлургия, М. (1982). 278 с.
- [11] А.С. Давыдов. Теория твердого тела. Наука, М. (1976). 639 с.
- [12] С.П. Никаноров, Б.К. Кардашев. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. Наука, М. (1985). 254 с.
- [13] G. Gremaud. *Mat. Sci. Forum* **366–368**, 178 (2001).