

Исследование необратимой структурной релаксации в объемном металлическом стекле Pd–Cu–Ni–P

© Н.П. Кобелев, Е.Л. Кольванов, В.А. Хоник*

Институт физики твердого тела Российской академии наук,
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

* Воронежский государственный педагогический университет,
394043 Воронеж, Россия

E-mail: kobelev@issp.ac.ru

(Поступила в Редакцию 25 апреля 2005 г.)

На частотах ~ 25 Hz методом обратного крутильного маятника исследовано поведение модуля сдвига и затухания звука в процессе „необратимой“ структурной релаксации объемного металлического стекла Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ в области температур, меньших температуры стеклования. Показано, что „необратимая“ релаксация может быть восстановлена закалкой образцов от температур выше температуры стеклования. Получены оценки формы спектра, характерных значений энергии активации и „частоты попыток“ процесса „необратимой“ структурной релаксации.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (проект № НШ-2169.2003.2) и Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 05-02-17726 и 04-02-17140).

PACS: 61.43.Dq, 61.66.Dk, 62.40.+i, 81.05.Kf

1. Введение

Металлические стекла в силу уникальности их физических свойств остаются предметом интенсивных исследований уже в течение нескольких десятилетий. Появление так называемых объемных металлических стекол [1] (сплавов, сохраняющих некристаллическую структуру при очень низких (до 10^{-1} K/s) скоростях закалки и обеспечивающих возможность получения массивных — до нескольких сантиметров в диаметре — заготовок) создало перспективу применения металлических стекол в качестве конструкционных материалов. В связи с этим особую актуальность приобретает изучение их упругих и неупругих свойств.

Металлические стекла находятся в структурно-неравновесном состоянии, вследствие чего в них протекают необратимые процессы (необратимая структурная релаксация), которые значительно меняют их физические свойства. При этом необратимая структурная релаксация, протекающая вблизи и ниже температуры стеклования, остается относительно мало изученной. Акустические методы являются одним из мощных инструментов исследования кинетики релаксационных процессов в твердых телах. В наших предыдущих работах [2–4] методом низкочастотного внутреннего трения был проведен цикл исследований процессов необратимой структурной релаксации в объемном металлическом стекле Zr_{52.5}Ti₅Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al₁₀. Был выделен вклад необратимой структурной релаксации в поведение затухания и модуля сдвига, а также изучены его частотные, температурные, временные зависимости и оценен спектр энергий активации необратимой структурной релаксации. На основе этих данных была предложена феноменологическая модель необратимой структурной релаксации,

основанная на представлении о наличии в структуре стекла релаксационных центров типа упругих диполей с несимметричным с двухъямным потенциалом. Было также показано, что „необратимый“ вклад в изменение модуля сдвига и затухания может при определенных условиях снова быть восстановлен с помощью специальной термической или деформационной обработки. Настоящая работа посвящена исследованию необратимой структурной релаксации в объемном металлическом стекле Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ для выяснения общих и отличительных черт этого процесса в металлических стеклах разного состава.

2. Методика эксперимента

Исходный сплав Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ готовился прямым сплавлением компонентов (чистотой не хуже 99.95%) с помощью двухзонного метода в толстостенной кварцевой ампуле при контролируемом давлении фосфора [5]. Аморфное состояние достигалось закалкой расплава в медную изложницу, скорость закалки при этом в районе температуры стеклования составляла около 100 K/s (процедура закалки подробно описана ранее [5,6]). Полученные отливки имели размер $\sim 3 \times 6 \times 60$ mm. Образцы для испытаний (сечением $\sim 1.5 \times 2$ mm и длиной 15–20 mm) вырезались из этих отливок с помощью электроискровой резки и подвергались далее механической шлифовке и полировке. Состояние (аморфность) образцов контролировалось на рентгеновском дифрактометре Siemens D-500 в CuK α -излучении. Плотность стекла составляла 9.27 g/cm³. Температуры стеклования T_g и начала кристаллизации, согласно калориметрическим данным [5], составляли соответственно 550 и 630 K при скорости нагрева 5 K/min. Затухание и

модуль сдвига образцов измерялись в вакууме $\sim 10^{-1}$ Па методом обратного крутильного маятника на частотах ~ 25 Hz в интервале температур от ~ 150 до ~ 550 K. Проведенные испытания можно условно разделить на два типа: нагрев и охлаждение с постоянной скоростью (использовались скорости от 0.5 до 1.5 K/min), а также измерение временных изотермических зависимостей модуля сдвига и затухания. В последнем случае нагрев до температуры измерений осуществлялся со скоростью около 2 K/min, температура поддерживалась в процессе измерения с точностью до 1 K.

Для восстановления „необратимой“ структурной релаксации в предварительно отрелаксированных образцах проводилась их закалка от температуры 600–610 K путем помещения в воду комнатной температуры металлической ампулы с образцом. По нашим оценкам скорость охлаждения в области температуры стеклования при этом составляла 50–100 K/s.

3. Экспериментальные результаты

3.1. Температурные зависимости. На рис. 1 приведены температурные зависимости модуля сдвига в as-cast образце объемного металлического стекла Pd–Cu–Ni–P, полученные в ходе нескольких циклов нагрева-охлаждения при последовательно повышающихся температурах. На рис. 2 показаны подобные зависимости для декремента затухания. Как следует из этих рисунков, начиная с температур около 350 K наблюдается гистерезис (т.е. необратимые изменения) в температурных зависимостях затухания и модуля сдвига. После нагрева до 530–550 K этот процесс выходит на

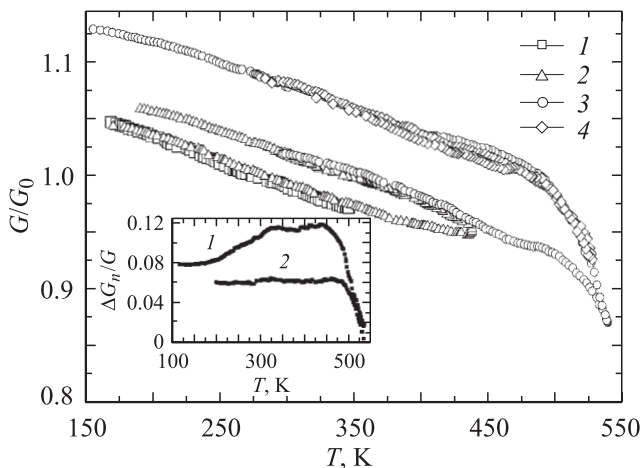


Рис. 1. Относительное изменение модуля сдвига в as-cast образце объемного металлического стекла Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ в ходе последовательных циклов нагрева-охлаждения до температур 345 (1), 440 (2), и 535 K (3) и при повторном нагреве до 525 K (4). На вставке — примеры температурных зависимостей необратимого вклада в изменение модуля для as-cast (1) и предварительно отожженного при 460 K (2) образцов.

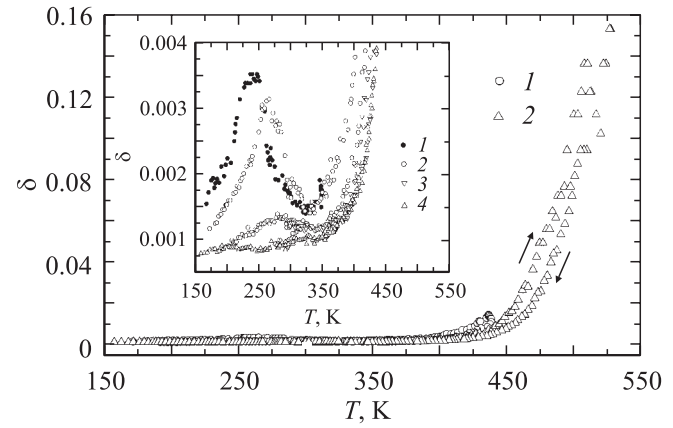


Рис. 2. Изменение логарифмического декремента затухания в as-cast образце Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ в ходе последовательных циклов нагрева-охлаждения до 440 (1) и 535 K (2). На вставке — изменение затухания в низкотемпературной области: 1 — цикл нагрева до 345 K, 2 — цикл нагрева до 440 K и последующего охлаждения, 3 и 4 — нагревы до 535 и 525 K соответственно.

насыщение, так что при последующем термоциклировании затухание и модуль сдвига меняются с температурой обратимо. Примеры температурной зависимости необратимого вклада в модуль сдвига ($\Delta G_n/G = (G_R - G)/G_R$, где G и G_R — величины модуля сдвига при данной температуре до и после релаксации соответственно) приведены на вставке к рис. 1. Полученные результаты качественно аналогичны ранее наблюдавшимся в объемном металлическом стекле Zr–Cu–Ni–Al–Ti [2–4]. Величина необратимого вклада в модуль (при комнатной температуре) в as-cast образцах, как и в циркониевом стекле, составляла 8–13%. В то же время имеются и заметные различия в поведении затухания и модуля сдвига в Ps–Cu–Ni–P и Zr–Cu–Ni–Al–Ti: 1) более высокий уровень обратимой части затухания в отрелаксированных образцах палладиевого стекла (даже с учетом того, что температура стеклования для него почти на 100 K ниже, чем для циркониевого); 2) наличие на кривой затухания $\delta(T)$ исследуемого нами соединения широкого обратимого типа внутреннего трения в области температур 200–300 K (вставка на рис. 2) и связанного с ним дефекта модуля, что проявляется в более сильной температурной зависимости модуля (ступеньки) в as-cast состоянии в этом районе температур. Величина этого (релаксационного) дефекта модуля в as-cast образцах составляла 1–3%. В результате термических обработок (рис. 2) пик сужался и уменьшался по величине, несколько сдвигаясь в сторону более высоких температур. После нагрева до температур выше 450 K пик практически исчезал, как и дефект модуля (ступенька на температурной зависимости модуля сдвига). Подобные изменения в поведении модуля отражаются и на температурной зависимости необратимого вклада в модуль сдвига (вставка на рис. 1): для as-cast образцов величина необратимого вклада при

низких температурах на 20–30% меньше, чем вблизи комнатной температуры, в то время как для образца, предварительно отожженного при ~ 460 К, его величина практически не зависит от температуры вплоть до температуры предварительного отжига. Таким образом, в as-cast образцах металлического стекла Pd-Cu-Ni-P часть необратимого вклада в изменение модуля сдвига выше комнатной температуры обусловлена подавлением в процессе отжига релаксационного процесса, связанного с низкотемпературным пиком внутреннего трения. Следует отметить, что аналогичный релаксационный пик в этом же интервале температур наблюдался нами ранее в стекле Zr-Cu-Ni-Al-Ti [4,7] (либо после сильной пластической деформации [4], либо после гидрогенизации образца [7]), однако величина пика в обоих случаях была заметно меньше. Кроме того, если в палладиевом стекле наблюдаемый пик „отжигается“ (исчезает) после термообработок при температурах, значительно меньших T_g , то в циркониевом он хотя и уменьшался по величине, но полностью не устранялся в результате отжига, в том числе и при температурах, несколько превышающих температуру стеклования [4].

3.2. Влияние закалки на предварительно отрелаксированные образцы. Ранее в работе [4] нами было показано, что специальная термическая обработка (закалка от температур выше T_g) предварительно отрелаксированных образцов объемного металлического стекла $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}$ приводит к частичному восстановлению „необратимых“ вкладов в модуль сдвига и затухание. Подобные эксперименты были повторены нами на металлическом стекле $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$.

На рис. 3 приведены температурные зависимости модуля сдвига при нагреве и последующем охлаждении предварительно отрелаксированного образца после его термической обработки (закалки) посредством описанной выше процедуры. Как видно из рисунка, после такой обработки (будем обозначать это состояние как as-quenched) в образце снова наблюдаются необратимые изменения модуля сдвига. Характер температурной зависимости необратимого вклада в модуль (вставка I на рис. 3) при этом качественно аналогичен полученному для as-cast образцов (закаленных из расплава), а его величина при комнатной температуре составила около 7.5% (несколько меньше, чем в as-cast образцах — до 13%). Необходимо отметить высокую степень воспроизводимости результатов при последующих повторениях этой процедуры: величина восстановленного „необратимого“ вклада в модуль была каждый раз практически одинаковой (с точностью до 0.5–1%, если закалка производилась от одной и той же температуры), причем на одном и том же образце она могла быть повторена, как минимум, до 5–7 раз. После закалки снова проявлялись низкотемпературный пик внутреннего трения (вставка II на рис. 3), несколько меньший по величине, чем в as-cast состоянии, и связанный с ним дефект модуля (1.5–2%).

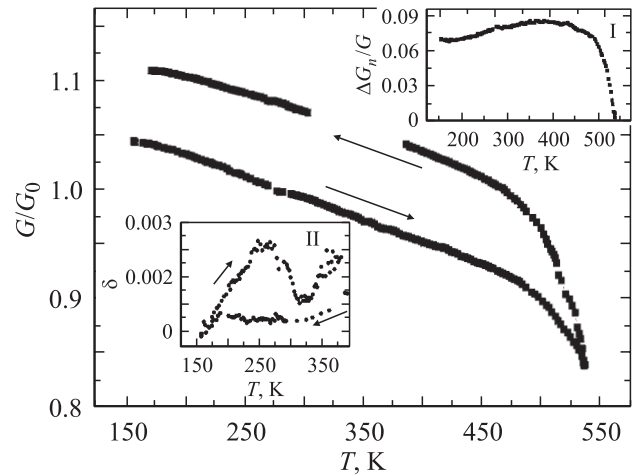


Рис. 3. Относительное изменение модуля сдвига в ходе нагрева-охлаждения as-quenched (закаленного от температуры ~ 600 К) образца металлического стекла $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$. На вставках: I — температурная зависимость необратимого вклада в модуль, II — изменение низкотемпературной части декремента затухания в ходе цикла нагрева-охлаждения.

Эти эксперименты подтвердили, что в сплаве Pb-Cu-Ni-P, как и в случае циркониевого стекла (несмотря на имеющиеся различия в их поведении при температурах выше T_g : в сплаве $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}$ наблюдается фазовая декомпозиция [8], которой не происходит в $Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$), специальная термическая обработка (закалка от температур выше T_g) восстанавливает „необратимое“ поведение модуля и затухания, причем с отличной воспроизводимостью. Использование такой процедуры дает возможность изучать процесс „необратимой“ структурной релаксации без помех со стороны возможных неконтролируемых вариаций структуры конкретных образцов. Именно поэтому данная процедура использовалась далее для восстановления „необратимого“ поведения модуля сдвига и затухания после релаксации.

3.3. Изотермические отжики. Одной из задач данной работы была оценка активационных параметров процесса „необратимой“ структурной релаксации в Pd-Cu-Ni-P. Ее сложность связана с тем, что, как и в циркониевом стекле [2,3], этот процесс характеризуется распределенным спектром времен релаксации и соответственно энергий активации. Это демонстрирует рис. 4, на котором приведены временные зависимости изменения необратимого вклада в модуль в as-quenched образце, измеренные при последовательных изотермических выдержках при разных температурах. Как видно из этого рисунка, зависимости $\ln(\Delta G_n/G)$ от t не спрямляются в этих координатах. Поэтому для оценки формы спектра энергий активации процесса необратимой структурной релаксации была выбрана процедура, ранее примененная нами для подобной оценки в циркониевом стекле [3].

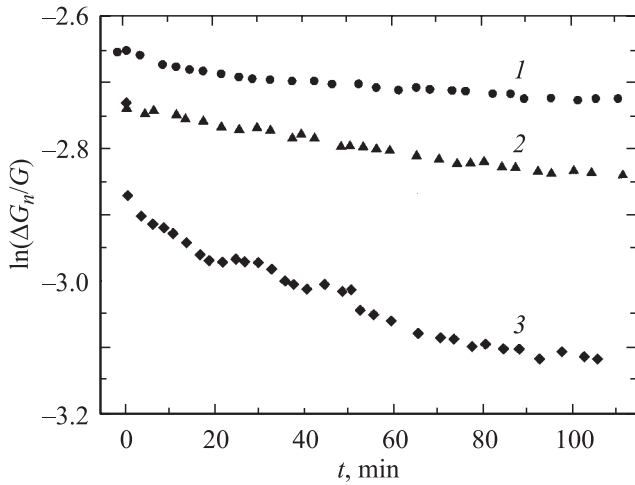


Рис. 4. Изменение со временем необратимого вклада в модуль сдвига в ходе последовательных изотермических выдержек при 345 (1), 415 (2) и 460 К (3).

Для этого были проведены измерения модуля сдвига при последовательных изотермических отжигах длительностью 1–2 h. Измерения проходили следующим образом: образец нагревался с постоянной скоростью (~ 2 K/min) до первой температуры, выдерживался заданное время, затем с той же скоростью нагревался до следующей температуры, и далее весь процесс повторялся. После отжига при максимальной температуре цикла образец нагревался до ~ 530 K и выдерживался при ней около получаса, после чего охлаждался со скоростью ~ 1 K/min до комнатной температуры. Времена отжига и температурные интервалы между ними (30–35 K) подбирались таким образом, чтобы: 1) характерное время основных изменений модуля в процессе отжига было сопоставимо со временем отжига; 2) величина необратимого изменения модуля за время выхода на следующую температуру была существенно меньше изменения за время отжига при этой температуре.

Как было показано в [2–4], величина необратимого вклада в модуль сдвига в рамках модели релаксационных центров с несимметричным двухъямным энергетическим потенциалом пропорциональна концентрации неравновесных энергетических состояний этих центров. При распределенном спектре энергий активации необратимой релаксации неравновесных состояний („замороженных“ в процессе закалки) участвовать в этом процессе при данной температуре (если нагрев до нее производился с конечной скоростью) эффективно может лишь узкая полоса энергий активации E (с характерной энергией, пропорциональной температуре) [3,9–11]. Таким образом, величина релаксации модуля $(\Delta G/G)_t = (G(t) - G(0))/G$ за время изотермической выдержки t пропорциональна средней плотности неравновесных энергетических состояний в этой полосе энергий активации. Поэтому при одинаковых временах отжигов и температурных интервалах между ними

температурный спектр величин $(\Delta G/G)_t$ необратимой релаксации модуля будет описывать форму спектра энергий активации процесса необратимой структурной релаксации.

На рис. 5 приведен полученный таким образом в процессе нескольких циклов измерений температурный спектр величин необратимой релаксации модуля сдвига для as-quenched образца. Для того чтобы получить из этого спектр энергий активации, необходимо „привязать“ шкалу энергий к шкале температур. Следует обратить внимание на то, что приведенный на рис. 5 спектр имеет в области высоких температур форму резкого пика. Поэтому возникло предположение, что если „вычесть“ в процессе предварительного отжига низкотемпературную часть спектра, то оставшаяся часть будет иметь вид, близкий к δ -функции, т.е. характеризоваться в первом приближении одной энергией активации. Для проверки этого (на одном и том же образце) были проведены измерения по следующей схеме: образец в as-quenched состоянии нагревался до температуры около 460 K и выдерживался при ней в течение некоторого времени, после чего нагревался до температуры испытаний (вблизи 500 K). После регистрации временных зависимостей модуля сдвига образец дополнительно выдерживался около получаса при ~ 530 K для завершения процесса релаксации, а в процессе охлаждения определялась величина модуля при температуре испытаний в релаксированном состоянии. Затем проводилась повторная закалка образца, и измерения повторялись при следующей температуре.

Выяснилось, что если в процессе предварительного отжига и нагрева до необходимой температуры величина необратимого вклада в модуль сдвига уменьшалась в 2.5–3 раза от его величины в as-quenched состоянии,

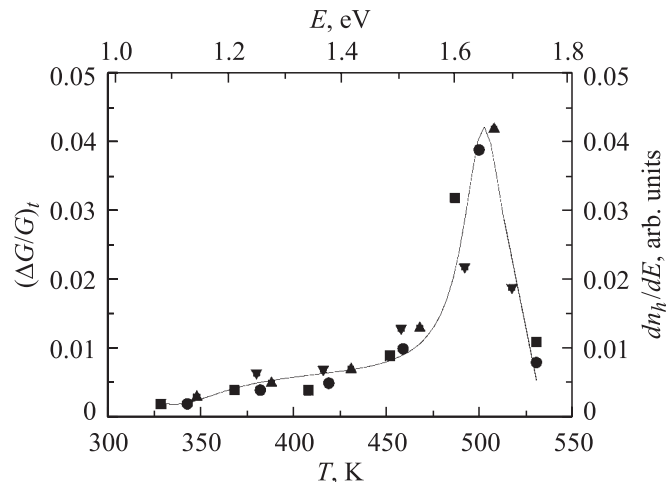


Рис. 5. Температурная зависимость величин необратимой релаксации модуля сдвига в as-quenched образце P–Cu–Ni–P за время последовательных изотермических отжигов при различных температурах, полученная в ходе нескольких циклов измерений, и построенная на основе этого форма спектра энергий активации процесса „необратимой“ структурной релаксации.

то затем наблюдалась линейная зависимость $\ln(\Delta G_n/G)$ от времени (рис. 6) в процессе последующего изотермического отжига. Это позволило определить (в согласии с данными, показанными на рис. 6) характерные времена релаксации для энергий активации, соответствующих максимуму распределения в энергетическом спектре, и получить их зависимость от температуры (рис. 7), которая оказалась линейной в координатах $\ln \tau - T^{-1}$. Отсюда были получены величина энергии активации для максимума спектра $E_m = 1.65 \pm 0.06$ eV и характерная „частота попыток“ релаксационного процесса $\nu_0 \sim 10^{13} \text{ s}^{-1}$ ($\ln \nu_0 = 29.8 \pm 2$).

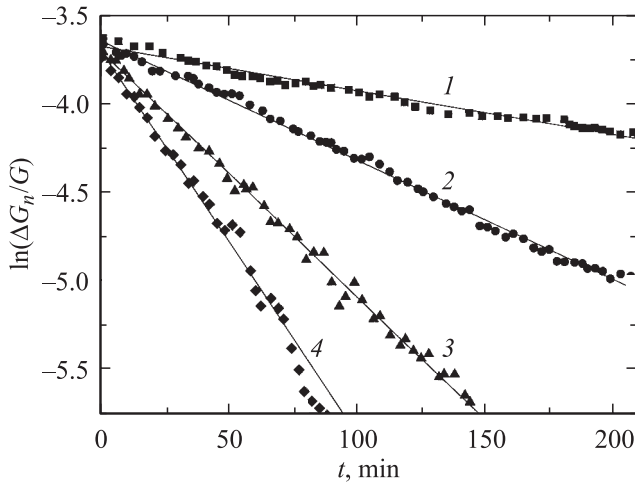


Рис. 6. Зависимость от времени величины необратимого вклада в модуль сдвига в образце металлического стекла P-Cu-Ni-P в процессе изотермических выдержек при 479 (1), 490 (2), 499 (3) и 508 К (4).

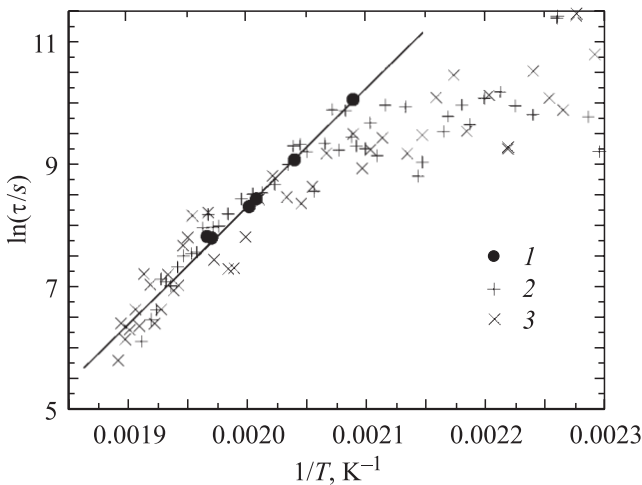


Рис. 7. Зависимость от обратной температуры логарифма времени релаксации τ , определенного по данным временных зависимостей необратимого вклада в модуль сдвига при изотермических отжигах (1) и температурных зависимостей необратимого вклада в модуль при постоянных скоростях нагрева 0.5 (2) и 1.15 K/min (3). Аппроксимация этих данных линейной зависимостью (прямая) дает значения $E = 1.65 \pm 0.06$ eV, $\ln \nu_0 = 29.8 \pm 2.0$.

3.4. Изохронные измерения. Зависимость характерного времени необратимой структурной релаксации от температуры можно определить и из температурной зависимости необратимого вклада в модуль сдвига, полученной в ходе нагрева образца с постоянной скоростью. Поскольку $\Delta G_n/G \sim n_n$ — числу неравновесных энергетических состояний, а $\partial n_n/\partial t = -n_n/\tau$ [2], для постоянной скорости изменения температуры легко получить

$$\tau = - \left(\frac{\partial \ln(\Delta G_n/G)}{\partial T} \theta \right)^{-1}, \quad (1)$$

где $\tau = \partial T/\partial t$. При распределенном спектре энергий активации это эффективное время релаксации будет некой интегральной величиной, зависящей от формы спектра, а его зависимость от температуры окажется неаррениусовской. Однако, если действительно в ходе релаксационного процесса по мере того, как „вырабатывается“ низкоэнергетическая часть, спектр становится все более узким, следует ожидать выхода зависимости $\ln \tau$ от T^{-1} на линейную. На рис. 7 приведены зависимости $\ln \tau$ от T^{-1} , полученные в области высоких температур в соответствии с формулой (1) при двух скоростях нагрева (0.5 и 1.15 K/min) as-quenched образцов. Видно, что при повышении температуры они выходят на ту же прямую, на которой лежат данные для времен релаксации, полученные при изотермических отжигах. Это означает, что полученное значение энергии активации действительно соответствует максимуму спектра активационных энергий и позволяет „привязать“ энергетическую шкалу для полученного распределения (рис. 5).

Такая же привязка может быть независимо сделана с помощью метода, предложенного в [10]. Согласно результатам этой работы, в процессе линейного нагрева при каждой температуре T срабатывают центры необратимой структурной релаксации с энергией активации $E = AT$, где величина $A \approx 3.1 \cdot 10^{-3}$ eV/K слабо (логарифмически) зависит от скорости нагрева и выбора частоты ν_0 . Поскольку пик необратимого вклада в модуль имеет место при $T \approx 510$ К (рис. 5), получаем соответствующую ему энергию активации, равную 1.58 eV, что в пределах погрешности практически совпадает с указанным выше значением этой же энергии, полученным при анализе изотермической и изохронной кинетики необратимого вклада в модуль. Совпадение результатов трех независимых способов определения этой энергии активации делает данный результат весьма достоверным.

4. Обсуждение результатов

Обратим внимание на величину характерной „частоты попыток“ процесса необратимой структурной релаксации ($\nu_0 \sim 10^{13} \text{ s}^{-1}$). Хотя полученная оценка и является достаточно грубой, тем не менее можно сделать предварительный вывод, что обуславливающие этот процесс структурные элементы являются сравнительно мало-

атомными конфигурациями. Это вполне согласуется с предложенной в [2–4] феноменологической моделью, в которой в качестве структурных элементов, участвующих в процессе необратимой релаксации, рассматриваются упругие диполи.

Рассмотрим теперь полученную форму спектра для энергий активации необратимой релаксации. Первое, что обращает на себя внимание, это наличие довольно широкого плато в области низких энергий. В то же время, поскольку этот спектр формируется в результате закалки неравновесных энергетических состояний, из самых общих соображений следовало бы ожидать его очень быстрого (как минимум, экспоненциального) спада в области низких энергий активации (так как они должны соответствовать более высоким энергетическим состояниям). Однако наличие этой особенности может быть легко объяснено следующим образом. Как уже отмечалось, в закаленных образцах металлического стекла Pd–Cu–Ni–P наблюдается релаксационный вклад в модуль сдвига (дефект модуля), связанный с низкотемпературным пиком внутреннего трения (к вопросу о природе этого пика мы вернемся чуть позже), который как раз и отжигается в той области температур, которая соответствует низкоэнергетической части спектра. Это означает, что необратимое изменение модуля сдвига в этой области температур может определяться другим механизмом.

Рассмотрим верхнюю часть спектра. Видно, что в первом приближении можно говорить о резком обрыве в области высоких энергий. В рамках рассматриваемой нами модели двухъямного (или в более общем случае многоямного) энергетического потенциала релаксационных центров можно предложить два возможных варианта формирования спектра. Первый из них предполагает, что высоко- и низкоэнергетические состояния центра являются качественно разными его структурными состояниями и всегда существует конечная энергетическая щель между возбужденным и основным состоянием центра. (Самым простым примером этого может быть случай, когда возбужденное состояние является упругим диполем, а нижнее — центросимметричным). Второй вариант предполагает, что существует достаточно широкий (непрерывный) спектр возможных энергетических состояний упругих диполей, обусловленный тем, что качественно одна и та же атомная конфигурация может обладать разной энергией из-за вариаций химического состава ближайшего окружения, взаимодействия с соседними диполями и т.д. На первый взгляд в этом случае можно было бы ожидать достаточно плавного спада спектра „необратимой“ релаксации в области высоких энергий по мере приближения к равновесному состоянию (реализующемуся выше T_g). Однако необходимо учесть, что необратимый вклад в изменение модуля сдвига, согласно предложенной в [2] модели, пропорционален не только числу возбужденных центров, но и (по существу) разнице в энергиях между основным и возбужденным состояниями. Таким образом, в первом

приближении величина

$$\frac{\partial(\Delta G_n/G)}{\partial E} \sim (E_0 - E) \frac{\partial n_h}{\partial E}, \quad (2)$$

где E_0 — верхняя граница спектра энергий активации релаксационного процесса. Это означает, что на получаемую на основании измерений модуля сдвига форму спектра накладывается „аппаратная“ функция и получаемый таким образом спектр в верхней части энергий достаточно резко обрезается. Чтобы восстановить точную форму спектра в этой области, а также выяснить, какой из предложенных вариантов его формирования реализуется, необходимы дальнейшие, более подробные исследования, в том числе сопоставление параметров обратимой и „необратимой“ структурной релаксации.

Может возникнуть вопрос, насколько (с учетом (2)) справедливо было использование формулы (1) при расчете характерных времен релаксации. Однако, если рассматривать теперь не действительный, а „эффективный“ спектр энергий активации $(\partial n_h / \partial E)_{\text{eff}} \sim (E_0 - E) \partial n_h / \partial E$, все рассуждения относительно использования выражения (1) остаются в силе. Пока „эффективный“ спектр остается широким, определяемое согласно (1) время релаксации является интегральной характеристикой спектра, однако при его сужении величина τ будет определять действительное время релаксации.

Вернемся теперь к вопросу о пике внутреннего трения, наблюдаемом в закаленных образцах. Как уже отмечалось в [4], аналогичные пики внутреннего трения наблюдались ранее в ленточных металлических стеклах после пластической деформации [12,13]. По своим характеристикам они напоминают пики Хасигути [14]. Особенность наблюдаемого в данной работе пика в Pd–Cu–Ni–P состоит в том, что он проявляется в закаленных образцах и без воздействия пластической деформации. Если предположить, что он действительно имеет ту же природу, что и пики Хасигути, т.е. обусловлен взаимодействием дислокаций (или дислокационно-подобных дефектов) с точечными дефектами, можно предположить две возможные причины такого его поведения в Pd–Cu–Ni–P. Первая состоит в том, что в процессе закалки под действием термонапряжений происходит пластическая деформация в объеме образца. Другой причиной может быть более низкая энергия взаимодействия дислокаций и точечных дефектов в Pd–Cu–Ni–P. В результате этого (если принять за основу один из предложенных механизмов для пиков Хасигути — взаимодействие дислокаций с атмосферой Коттрелла [14]) при температурах выше T_g может, например, происходить раскрепление дислокаций („уход“ точечных дефектов с дислокации в ближайший объем материала). Для более предметного анализа особенностей проявления данного пика внутреннего трения в объемном металлическом стекле на основе палладия необходимы эксперименты по изучению влияния деформационной обработки на затухание и модуль сдвига, которые предполагается провести в дальнейшем.

5. Заключение

Таким образом, полученные в настоящей работе результаты позволяют сделать следующие выводы. В качественном смысле поведение модуля сдвига и затухания в объемном металлическом стекле Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ в результате его необратимой структурной релаксации в области ниже температуры стеклования имеет тот же характер, что и в случае ранее исследованного Zr_{52.5}Ti₅Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al₁₀. Как и в циркониевом стекле, „необратимое“ поведение модуля и затухания может быть восстановлено после релаксации закалкой от температур выше T_g . Полученная оценка характерной „частоты попыток“ процесса необратимой релаксации в Pd–Cu–Ni–P позволяет полагать, что обуславливающие ее структурные дефекты являются сравнительно малоатомными конфигурациями. Основным существенным отличием поведения модуля сдвига и затухания в Pd–Cu–Ni–P от поведения в Zr–Cu–Ni–Al–Ti является проявление в недеформированных образцах релаксационного пика внутреннего трения ниже комнатной температуры и связанного с ним релаксационного вклада (дефекта модуля) в модуль сдвига. Вследствие этого возникает дополнительный вклад в необратимое изменение модуля сдвига, обусловленный подавлением при отжиге этого релаксационного процесса.

Список литературы

- [1] A. Inoue. *Acta Mater.* **48**, 279 (2000).
- [2] Н.П. Кобелев, Е.Л. Кольванов, В.А. Хоник. *ФТТ* **45**, 12, 2124 (2003).
- [3] Н.П. Кобелев, Е.Л. Кольванов, В.А. Хоник. *ФТТ* **47**, 3, 400 (2005).
- [4] Н.П. Кобелев, Е.Л. Кольванов, В.А. Хоник. *ФТТ* **47**, 4, 646 (2005).
- [5] О.П. Бобров, С.Н. Лаптев, Х. Нейхойзер, В.А. Хоник, К. Чах. *ФТТ* **46**, 10, 1801 (2004).
- [6] A.E. Berlev, O.P. Bobrov, V.A. Khonik, K. Csach, A. Juríková, J. Miškuf, H. Neuhäuser, M.Yu. Yazvitsky. *Phys. Rev. B* **68**, 132 303-1 (2003)
- [7] M. Eggers, V.A. Khonik, H. Neuhäuser. *The XXI Int. Conf. on Relaxation Phenomena in Solids. Voronezh State University, Voronezh* (2004). P. 174.
- [8] J.F. Löffler, S. Bossuyt, S.G. Glade, W.L. Johnson. *Appl. Phys. Lett.* **77**, 525 (2000).
- [9] V.A. Khonik. *Phys. Stat. Sol. (a)* **177**, 173 (2000).
- [10] V.A. Khonik, K. Kitagawa, H. Morii. *J. Appl. Phys.* **87**, 12, 8440 (2000).
- [11] Yu.V. Fursova, V.A. Khonik. *Phil. Mag. Lett.* **82**, 10, 567 (2002).
- [12] И.В. Золотухин, В.И. Белявский, В.А. Хоник. *ФТТ* **27**, 6, 1788 (1985).
- [13] V.A. Khonik, L.V. Spivak. *Acta Mater.* **44**, 1, 367 (1996).
- [14] А. Новик, Б. Берри. *Релаксационные явления в кристаллах. Атомиздат, М.* (1975). С. 290.