

# Восстановление релаксации электросопротивления и вязкоупругости термически состаренного массивного металлического стекла $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$

© С.В. Хоник, Н.П. Кобелев\*, В.В. Свиридов, В.А. Хоник

Воронежский государственный педагогический университет,  
394043 Воронеж, Россия

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

E-mail: khonik@vspu.ac.ru

(Поступила в Редакцию 16 января 2008 г.  
В окончательной редакции 22 февраля 2008 г.)

Исследована структурная релаксация массивного металлического стекла  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$  посредством измерений электросопротивления и инфранизочастотного (0.05 Hz) внутреннего трения. Показана возможность восстановления структурной релаксации в термически состаренных образцах путем их закалки из состояния переохлажденной жидкости. Установлено, что степень релаксации после закалки может в несколько раз превышать исходную.

PACS: 61.43.Dq, 72.15.Cz, 72.15.Lh

## 1. Введение

Металлические стекла (МС) являются сильно неравновесными системами, что определяет термодинамический стимул для атомных перестроек в сторону большего структурного порядка. Эта самопроизвольная эволюция получила название структурной релаксации (СР) [1]. Принято считать, что СР является в основном необратимым явлением, масштабно меняющим все свойства МС. Например, СР может приводить к росту сдвиговой вязкости на пять порядков [2], так что способность отрелаксированных МС к вязкому течению практически исчерпывается. СР вызывает также сильное охрупчивание в области климатических температур, что в значительной мере ограничивает возможности прикладного использования МС.

Существует, однако, ряд исследований, демонстрирующих частичное или даже полное восстановление свойств отрелаксированных МС путем отжига и/или последующей закалки из области переохлажденной жидкости (т.е. от температур, превышающих температуру стеклования  $T_g$ ). Так, эксперименты по дифференциальной сканирующей калориметрии обнаруживают возврат энthalпии, выделившейся в виде тепла в процессе предшествующей СР (так называемая обратимая релаксация энthalпии; см., например, [2–6]). Было также установлено, что способность к „необратимой“ релаксации затухания и модуля сдвига ниже  $T_g$  может быть в значительной степени восстановлена закалкой из состояния переохлажденной жидкости [7,8], а высокотемпературный отжиг приводит к частичному [9] или полному [10] восстановлению пластичности на изгиб при комнатной температуре. Кроме того, была обнаружена возможность частичного [11] и даже полного [12] восстановления способности к вязкому течению ниже  $T_g$  термообра-

боткой выше  $T_g$ . Можно констатировать, таким образом, что имеющиеся литературные данные указывают на возможность восстановления некоторых физических свойств МС, „состаренных“ в результате структурной релаксации. Понимание микромеханизмов этого явления несомненно важно как с фундаментальной, так и с прикладной точки зрения.

В настоящей работе изучалось восстановление релаксации электросопротивления и инфранизочастотного (0.05 Hz) внутреннего трения (ВТ) термически состаренных образцов массивного МС  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$  путем их закалки из состояния переохлажденной жидкости. Известно, что ВТ в МС на частотах менее 0.1 Hz является в основном максвелловским вязкоупругим (т.е. имеет своим механическим аналогом последовательное соединение упругого элемента и поршня с ньютоновской жидкостью) [13]. Поэтому измерения ВТ в этом частотном диапазоне позволяют осуществлять мониторинг способности стекла к вязкоупругой деформации. Какая-либо литературная информация о восстановлении релаксации ВТ нам неизвестна, за исключением отрывочных данных в работе [14], где было отмечено частичное восстановление температурной зависимости ВТ стекла  $\text{Fe}_{32}\text{Ni}_{36}\text{Cr}_{14}\text{P}_{12}\text{V}_6$  на частоте 0.4 Hz. Возможность восстановления релаксации электросопротивления объемного МС  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$  была показана нами ранее [15]. Скорость закалки в этой работе фактически не контролировалась, а степень релаксации после закалки была сопоставима с таковой в исходных образцах. Настоящие эксперименты привели к весьма неожиданному результату: степень релаксации электросопротивления и ВТ образцов, состаренных и затем закаленных с высокой скоростью из состояния переохлажденной жидкости, в несколько раз превысила степень релаксации, наблюдавшуюся в исходных образцах.

## 2. Методика эксперимента

Исследовалось стекло  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$  (at.%), являющееся одним из лучших металлических стеклообразователей и поэтому часто используемое в качестве модельного материала. Исходный сплав изготавливался прямым сплавлением компонентов (чистота не хуже 99.95%) двухзонным методом в откачанной толсто-стенной кварцевой ампуле. Полученный сплав подвергался далее закалке в медную изложницу, имеющую полость размером  $2 \times 5 \times 62$  мм. Полученные отливки разрезались алмазным диском на пластины, которые затем механически шлифовались до толщины  $\sim 50$  мкм. Из пластин с помощью специальных гильотинных пресс-ножниц вырубались образцы для исследований. Скорость закалки, измеренная путем высокоскоростной (50 kHz) оцифровки сигнала термопары, помещенной в центр закалочной полости, составляла  $\approx 200$  K/s вблизи температуры стеклования  $T_g$ . Дифференциальная сканирующая калориметрия показала, что  $T_g$ , определенная по началу эндотермического эффекта, равна  $559 \pm 1$  K при скорости нагрева 5 K/min [16].

Измерения инфранизкочастотного ВТ проводились в вакууме  $\approx 0.1$  Па с помощью составного крутильного микромаятника [17], работающего в режиме вынужденных колебаний. Образцы крепились с помощью специального клея на основе каолина. Рабочая длина образца составляла 2–3 мм, поперечное сечение —  $(30\text{--}40) \times (40\text{--}80)$  мкм. Сигнал с фотоэлектрической системы регистрации колебаний оцифровывался и направлялся в компьютер, который рассчитывал ВТ как  $Q^{-1} = \Delta W / 2\pi W$ , где  $\Delta W = \oint \varphi dM$  — площадь петли гистерезиса в координатах приложенный момент сил–угол кручения,  $W = M_0 \varphi_0 / 2$ ,  $M_0$ ,  $\varphi_0$  — амплитуды приложенного момента сил и угла кручения соответственно. Частота колебаний составляла 0.05 Hz.

Измерения электросопротивления проводились в вакууме  $7 \cdot 10^{-3}$  Па на постоянном токе мультиметром Keithley Integra 2700 стандартным четырехзондовым методом с относительной точностью  $\approx 10^{-4}$  в режиме компенсации паразитной термоэдс. Мультиметр управлялся компьютером по заданной программе, измерения производились с частотой 0.1 Hz. Рабочая длина образцов составляла 23–28 мм, так что абсолютное значение электросопротивления лежало в пределах 3–6 Ω. Измерения ВТ и электросопротивления проводились в режиме многократного термоциклирования образцов в пределах аморфного состояния при последовательно повышающейся максимальной температуре нагрева. Скорость нагрева и охлаждения во всех случаях составляла 5 K/min.

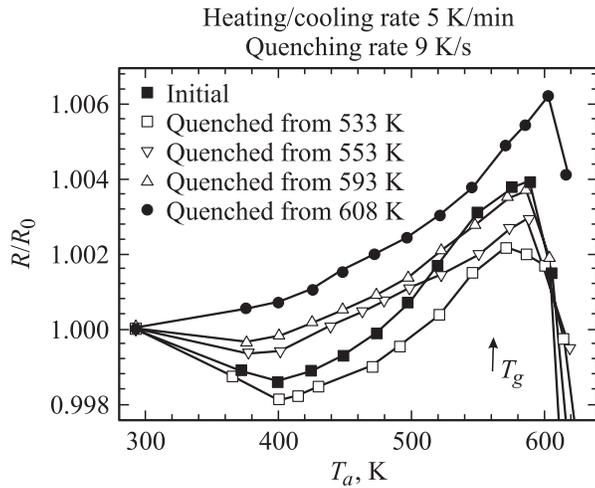
Для восстановления релаксации свойств (ВТ и электросопротивления) производился нагрев ранее „отрелаксированных“ образцов в специальном контейнере со скоростью 5 K/min до некоторой температуры  $T_q$  ( $T_q = 533, 553, 573, 593$  и 608 K в случае измерений

электросопротивления, что составляло 0.95, 0.99, 1.02, 1.06 и 1.08 от  $T_g$  соответственно, и 608 K при измерениях ВТ) с последующей их закалкой в воду. Скорость закалки измерялась путем высокоскоростной оцифровки сигнала термопары, помещенной в закалочный контейнер, и составляла 9 или 180 K/s в зависимости от типа используемого контейнера.

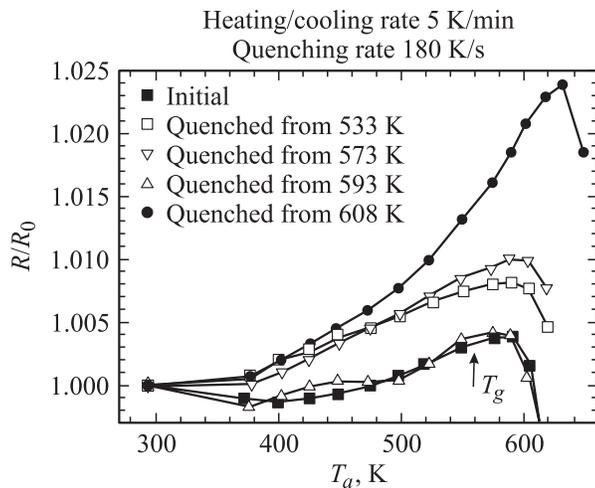
## 3. Результаты эксперимента

3.1. Электросопротивление. Ранее [15] нами было показано, что нормированное электросопротивление  $R(T_a)/R_0$  ( $R(T_a)$  — электросопротивление при комнатной температуре после нагрева до температуры  $T_a$ ;  $R_0$  — исходное электросопротивление при комнатной температуре) МС  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$  в процессе термоциклирования демонстрирует три характерные стадии, проявляющиеся последовательно по мере увеличения  $T_a$ . Первая ( $T_a \leq 400$  K) и третья ( $T_a > 590$  K) стадии вызывают снижение электросопротивления, тогда как вторая стадия ( $400 < T_a < 590$  K) приводит к его росту, как это показано на рис. 1 и 2 для исходных образцов. Было установлено [15], что первая стадия обусловлена релаксацией внутренних напряжений деформационной природы, вторая стадия отражает собственно структурную релаксацию стекла, а третья стадия релаксации предположительно связана с предкристаллизационными явлениями типа фазового расслоения, которые не идентифицируются рентгеноструктурным анализом. Все три стадии релаксации являются необратимыми в том смысле, что повторное термоциклирование показывает отсутствие каких-либо релаксаций электросопротивления (другими словами, отсутствует гистерезис в температурных зависимостях электросопротивления) вплоть до максимальной температуры, достигнутой в процессе предшествующего нагрева.

Полученные результаты показаны на рис. 1 (скорость закалки 9 K/s) и рис. 2 (скорость закалки 180 K/s). Видно, что во всех случаях закалка восстанавливает релаксацию электросопротивления, а степень (восстановленной) релаксации растет с увеличением как скорости, так и температуры закалки. При закалке со скоростью 9 K/s (рис. 1) степень релаксации после закалки от  $T_q = 593$  K становится сопоставимой с таковой для исходного образца и возрастает еще в 1.5 раза после закалки от  $T_q = 608$  K, превышая, таким образом, степень релаксации в исходном образце. Первая (деформационная) стадия релаксации при этом полностью подавляется. В результате же закалки со скоростью 180 K/s степень релаксации сравнивается с ее величиной в исходном образце уже после закалки от  $T_q = 533$  K, а закалка от  $T_q = 608$  K приводит к увеличению степени релаксации примерно в 5 раз по сравнению с исходным состоянием.



**Рис. 1.** Изменение относительного электросопротивления  $R/R_0$  при комнатной температуре в зависимости от температуры нагрева  $T_a$  массивного МС  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$  в исходном состоянии, а также после нагрева до указанных температур и последующей закалки со скоростью 9 К/с. Скорость нагрева/охлаждения при термоциклировании здесь и далее 5 К/мин; стрелкой обозначена температура стеклования  $T_g$  при скорости нагрева 5 К/мин.



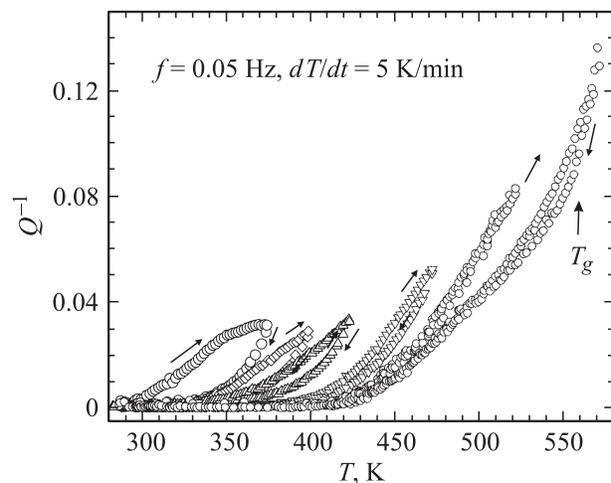
**Рис. 2.** Изменение относительного электросопротивления  $R/R_0$  при комнатной температуре в зависимости от температуры нагрева  $T_a$  массивного МС  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$  в исходном состоянии, а также после нагрева до указанных температур и последующей закалки со скоростью 180 К/с.

Интересно отметить, что проведенные нами ранее аналогичные эксперименты на ленточных образцах этого же МС (скорость закалки при изготовлении  $\sim 10^6$  К/с) также продемонстрировали восстановление второй стадии релаксации электросопротивления, однако степень релаксации начинала (незначительно) превышать таковую для исходных образцов ленточного стекла только в случае закалки от  $T_q = 608$  К со скоростью 180 К/с [18]. При этом она оказалась примерно в

1.5 раза меньше, чем в массивных образцах, закаленных от той же температуры (608 К) с той же скоростью (180 К/с).

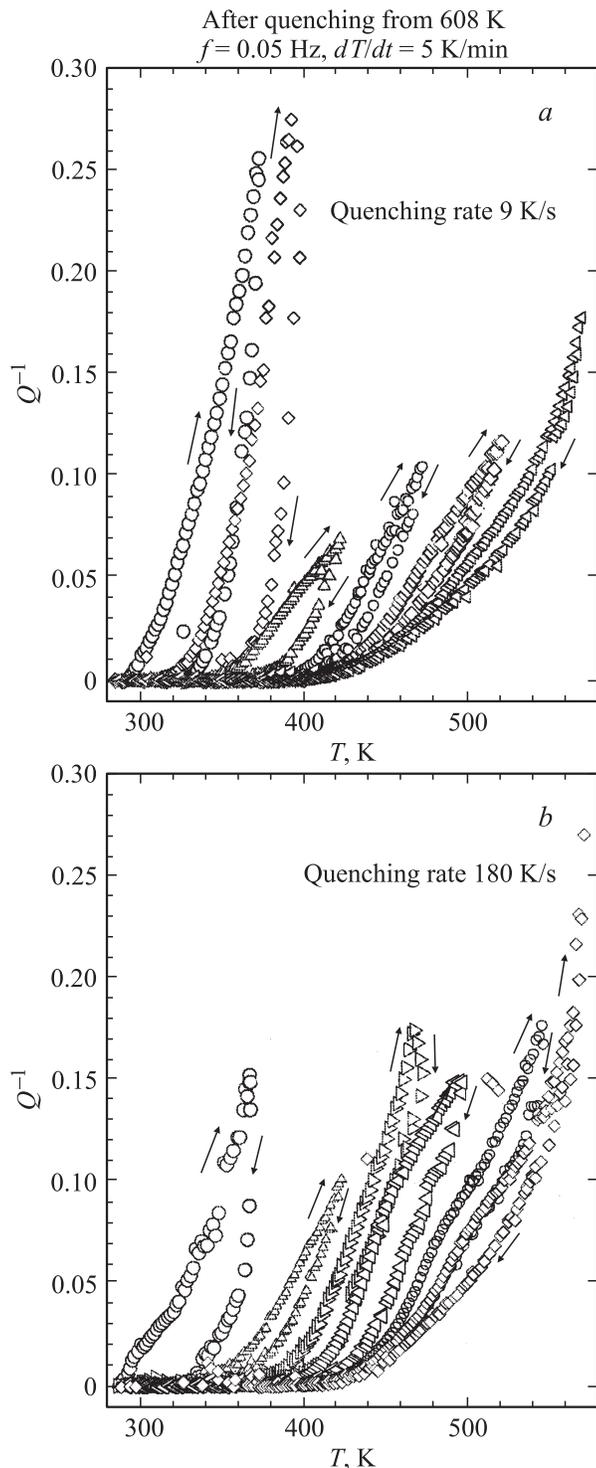
**3.2. Внутреннее трение.** На рис. 3 представлены температурные зависимости ВТ одного и того же образца при многократном термоциклировании в пределах аморфного состояния. Каждый цикл нагрев–охлаждение вызывает значительный гистерезис: ВТ при нагреве существенно выше, чем при последующем охлаждении. Этот гистерезис связан в основном с изменением степени и скорости структурной релаксации в процессе нагрева. Действительно, величина ВТ на таких частотах прямо определяется скоростью вязкоупругой деформации в процессе знакопеременного нагружения, тогда как последняя является мерой скорости СР [19]. Следует также отметить высокие значения ВТ и значительный гистерезис при первых циклах нагрев–охлаждение (нагревы до  $T_a = 373$ , 398 и 423 К, см. рис. 3). Такое поведение обусловлено, скорее всего, релаксацией внутренних напряжений деформационной природы, которые могут возникнуть при подготовке исходных образцов (см. выше). Это подтверждается установленным фактом интенсивной релаксации приложенных напряжений в процессе линейного нагрева образцов  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$  в интервале 353–453 К [20]. В пользу деформационной природы этой стадии может свидетельствовать и то обстоятельство, что уменьшение низкотемпературного (наблюдающегося при  $\approx 250$  К в герцевом диапазоне частот) деформационного пика внутреннего трения в этом же стекле имеет место после отжига именно в этом температурном интервале [7].

Как и в случае электросопротивления, наблюдаемая релаксация ВТ необратима в том смысле, что повторный нагрев не вызывает дополнительной релаксации (т. е. какой-либо гистерезис ВТ отсутствует) вплоть до

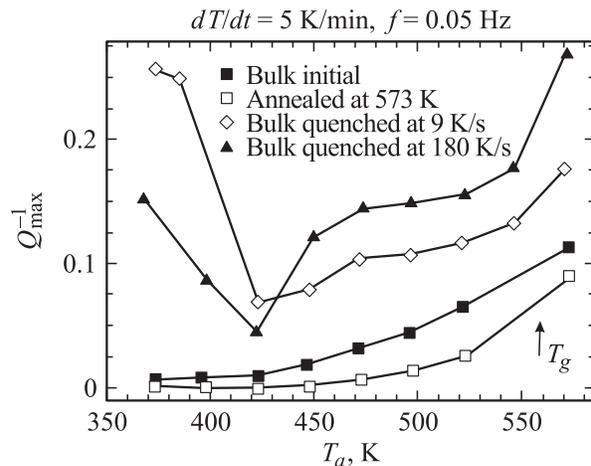


**Рис. 3.** Температурная зависимость ВТ одного и того же исходного образца массивного МС  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$  в процессе термоциклирования при последовательно повышающейся максимальной температуре нагрева. Частота нагружения 0.05 Гц. Показана только часть проведенных термоциклов.

максимальной температуры, достигнутой в процессе предшествующих нагревов. ВТ при этом отлично от нуля, но его природа уже не определяется вязкоупругостью.



**Рис. 4.** Температурные зависимости ВТ при термоциклировании двух термически состаренных образцов массивного МС  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$ , закаленных в воду от 608 К со скоростями 9 (а) и 180 К/с (b). Показана только часть проведенных термоциклов.



**Рис. 5.** Зависимость максимального ВТ  $Q_{\max}^{-1}$ , достигнутого в данном цикле нагрева, от температуры нагрева  $T_a$  в этом же цикле для исходного, релаксированного и закаленных образцов массивного МС  $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$ .

Восстановление релаксации ВТ производилось закалкой состаренных образцов в воду из состояния переохлажденной жидкости (после нагрева со скоростью 5 К/мин до температуры  $T_q = 608$  К  $> T_g$ ). Образцы после закалки вклеивались в установку для измерения ВТ. Результаты термоциклирования закаленных образцов представлены на рис. 4. При сравнении релаксации исходных и закаленных образцов сразу обращает на себя внимание тот факт, что, как и в случае релаксации электросопротивления, степень релаксации ВТ в закаленных образцах значительно превышает таковую в исходном стекле. Необходимо также отметить высокий уровень ВТ и значительный гистерезис при нескольких первых циклах (нагревы до  $T_a = 373$ – $398$  К), значительно превышающий таковой в исходных образцах. Как и в случае исходных образцов, мы полагаем, что это поведение имеет деформационную природу и отражает релаксацию внутренних напряжений, сформированных при креплении образца в установку. Об этом свидетельствует тот факт, что при измерениях электросопротивления, в которых возможная деформация образцов при их монтаже должна быть меньше, первая стадия релаксации в повторно закаленных образцах (от  $T_q = 608$  К) отсутствует. Отметим также, что проведенные ранее аналогичные эксперименты на ленточном стекле того же состава показали, что релаксация в исходных образцах, оцениваемая как по уровню ВТ при нагреве, так и по величине температурного гистерезиса ВТ, всегда превышала релаксацию в закаленных образцах [21].

Наблюдающиеся эффекты восстановления релаксации ВТ удобно проиллюстрировать с помощью рис. 5, на котором представлены зависимости максимального ВТ,  $Q_{\max}^{-1}$ , достигнутого в данном цикле, как функция максимальной температуры нагрева  $T_a$  в этом же цикле для исходного образца, предварительно „отрелаксиро-

ванного“ (т.е. нагретого до 573 К и охлажденного до комнатной температуры со скоростью 5 K/min; какогo-либо гистерезиса ВТ после такой обработки не наблюдается) образца и образцов, нагретых до  $T_q = 608$  К и закаленных в воду со скоростями 9 и 180 K/s. Видно, что структурная релаксация исходного стекла вызывает значительное уменьшение  $Q_{\max}^{-1}$ , тогда как последующая закалка приводит к его росту и восстановлению гистерезиса ВТ при последующем термоциклировании. При этом величина  $Q_{\max}^{-1}$  в несколько раз превышает таковую в исходном образце, заметно увеличиваясь с ростом скорости закалки при  $T_a \geq 450$  К. Высокие значения  $Q_{\max}^{-1}$  при  $T_a < 450$  К, как отмечалось ранее, мы связываем с деформацией образцов при их креплении в измерительную установку.

#### 4. Обсуждение результатов

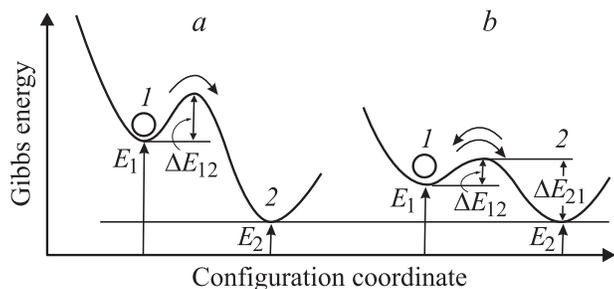
Таким образом, эксперименты показали, что закалка из области переохлажденной жидкости действительно восстанавливает релаксацию электросопротивления и внутреннего трения термически состаренного МС. Причиной этого, очевидно, является повышение степени неравновесности структурного состояния и соответственно активизация структурной релаксации. Для интерпретации кинетики СР в литературе давно используется феноменологический подход [22,23], интерпретирующий структурную релаксацию как совокупность переходов „центров релаксации“ с двуймным энергетическим потенциалом из состояния 1 с высокой энергией  $E_1$  в метастабильное состояние 2 с низкой энергией  $E_2$  через активационный барьер  $\Delta E_{12}$ , как схематически показано на рис. 6, а. В результате этого центры релаксации оказываются преимущественно заселенными в метастабильных состояниях 2. В рамках такого подхода возврат релаксации свойств должен быть результатом обратного перехода  $2 \rightarrow 1$  при нагреве выше  $T_g$  и при последующей закалке. С термодинамической точки зрения, такое перезаселение возможно, ибо повышение температуры должно с необходимостью повышать равновесную концентрацию центров релаксации в состояниях 1 за счет уменьшения равновесной концентрации центров в состояниях 2 [24].

Перезаселению центров релаксации в состояния 1 может дополнительно способствовать следующий эффект. В последнее время все большее распространение получает гипотеза о том, что энергия активации термоактивируемых перестроек в (переохлажденных) жидкостях и стеклах контролируется локальным нерелаксированным (высокочастотным) модулем сдвига  $G$  (см. [25–27] и обзор в [28]). Основание для такого подхода вполне очевидно: поскольку эти перестройки происходят на временном масштабе порядка обратной дебаевской частоты, они контролируются упругим сопротивлением материала, определяемым  $G$ . В резуль-

тате энергия активации  $\Delta E$  этих перестроек оказывается пропорциональной  $G$ . В частности, так называемая „модель расталкивания“ (shoving model) Дьюре с соавторами [25] приводит к энергии активации  $\Delta E = GV$ , где  $V$  — некоторый параметр, имеющий размерность объема. Модуль сдвига медленно уменьшается с ростом температуры, отражая ангармонизм колебаний атомов. Вблизи  $T_g$  скорость падения модуля сдвига увеличивается в несколько раз [29]. Тогда нагрев выше  $T_g$  вызовет заметное снижение  $G$  и соответствующее уменьшение обратного активационного барьера  $\Delta E_{21}$  (рис. 6, б), контролирующего кинетику перезаселения в состоянии 1.

Согласно этой модели, степень структурной неравновесности (число центров релаксации, находящихся в высокоэнергетических состояниях 1) должна увеличиваться с увеличением скорости закалки и температуры, от которой она производится. Соответственно таким же образом должна увеличиваться и степень (глубина) релаксации физических свойств при последующей термообработке. В принципе эта закономерность действительно наблюдается, если рассматривать по отдельности либо процесс закалки стекла из расплава (глубина релаксации в ленточных образцах больше, чем в массивных), либо, например, процесс повторной закалки образцов массивного МС из состояния переохлажденной жидкости (чем больше температура или скорость закалки, тем больше эффект при последующей релаксации). Однако если сравнить условия получения исходного массивного стекла (закалка от 923 К со скоростью 200 K/s) и последующей его закалки после релаксации (закалка от 608 К, например, со скоростью 180 K/s), то естественно было бы ожидать, что в первом случае глубина релаксации должна быть больше. Если учесть, что на самом деле более существенна не температура, с которой проводится закалка, а температура стеклования, соответствующая реализуемой скорости закалки, то и тогда эффект в первом случае должен бы быть не меньше, чем во втором (поскольку для скорости 200 K/s величина  $T_g$  оказывается  $\approx 610$  К [16]). Проведенные эксперименты, однако, показали, что степень релаксации электросопротивления и ВТ, наоборот, значительно больше во втором случае (при повторной закалке из состояния переохлажденной жидкости).

Причина этого явления непонятна. Видимо, простые рассуждения о пропорциональности структурной неравновесности температуры и скорости закалки не всегда правомерны, и реальная ситуация более сложная. Следует отметить в этой связи, что свойства расплавов при этом могут сложным образом зависеть от температуры и тепловой предыстории. Так, в работе [30] обнаружены пики внутреннего трения на температурной зависимости внутреннего трения нескольких равновесных (т.е. находящихся выше температуры ликвидуса) бинарных металлических расплавов. Авторы [31] установили, что



**Рис. 6.** Схематическое изображение энергетических профилей центров релаксации стекла ниже (а) и выше (б) температуры стеклования. Падение модуля сдвига выше температуры стеклования приводит к снижению активационных барьеров, облегчая тем самым возврат свойств релаксированных образцов после закалки.

сдвиговая вязкость как переохлажденного, так и равновесного стеклообразующего расплава Zr–Ti–Cu–Ni–Be при одной и той же температуре может изменяться на два порядка в зависимости от его тепловой предыстории. Более того, столь же сильной оказалась зависимость вязкости от характера предшествующего твердого состояния (т.е. было ли это состояние кристаллическим или аморфным). Это явление связывается с изменением ближнего и среднего порядка в расплаве при термоциклировании. Другой важный эффект был обнаружен авторами [32], показавшими, что различия в свойствах расплава проявляются в изменении свойств МС, закаленных из расплавов с различной тепловой предысторией. Скорее всего, именно зависимость свойств расплава от его тепловой предыстории (а не просто его температура) и определяет степень его неравновесности и, как следствие, характеристики полученного из него стекла.

В рамках рассматриваемой модели двухмных центров релаксации это может означать, например, что энергия активации  $\Delta E_{21}$  (рис. 6, б) зависит от тепловой предыстории. Можно легко оценить, что изменение этой энергии на единицы процентов должно приводить к очень существенному (в несколько раз) изменению заселенности высокоэнергетических состояний, реально участвующих (дающих максимальный эффект) в процессе структурной релаксации. Такое уменьшение энергии активации обратимой релаксации может быть обусловлено, с точки зрения вышеупомянутой модели расталкивания [25], уменьшением нерелаксированного модуля сдвига вследствие изменения ближнего порядка по мере пребывания стекла в состоянии переохлажденной жидкости.

## 5. Заключение

Таким образом, в работе показано, что, с одной стороны, закалка из области переохлажденной жидкости действительно приводит к восстановлению релаксации

электросопротивления и внутреннего трения термически „состаренных“ образцов металлического стекла, что качественно согласуется с представлениями феноменологической модели двухмных центров структурной релаксации. С другой стороны, степень релаксации в повторно закаленных релаксированных образцах может быть в несколько раз выше, чем в исходных образцах при тех же скоростных параметрах закалки. Это может свидетельствовать о зависимости свойств не только аморфного, но и (переохлажденного) жидкого состояния от тепловой предыстории.

## Список литературы

- [1] H.S. Chen. Rep. Prog. Phys. **43**, 353 (1980).
- [2] A.I. Taub, F. Spaepen. Scr. Metall. **13**, 195 (1979).
- [3] H.S. Chen. J. Non-Cryst. Solids **46**, 289 (1981).
- [4] R.O. Suzuki, P.H. Shingy. J. Non-Cryst. Solids **61–62**, 1003 (1984).
- [5] M. Harmelin, A. Sadoc, A. Naudon, A. Quivy. J. Non-Cryst. Solids **74**, 107 (1985).
- [6] G.J. Fan, J.F. Löffler, R.K. Wunderlich, H.-J. Fecht. Acta Mater. **52**, 667 (2004).
- [7] Н.П. Кобелев, Е.Л. Кольванов, В.А. Хоник. ФТТ **48**, 389 (2006).
- [8] Н.П. Кобелев, Е.Л. Кольванов, В.А. Хоник. ФТТ **47**, 646 (2005).
- [9] A.L. Mulder, S. van der Zwaag, A. van den Beukel. Scr. Mater. **17**, 1399 (1983).
- [10] R. Gerling, F.P. Shimansky, R. Wagner. Scr. Metall. **22**, 1291 (1982).
- [11] O.P. Bobrov, K. Csach, S.V. Khonik, K. Kitagawa, S.A. Lyakhov, M.Yu. Yazvitsky, V.A. Khonik. Scr. Mater. **56**, 29 (2007).
- [12] К. Csach, С.А. Ляхов, В.А. Хоник. Письма в ЖТФ **33**, 12 (2007).
- [13] Yu.V. Fursova, V.A. Khonik. Phil. Mag. A **80**, 1855 (2000).
- [14] N. Morito, T. Egami. Acta Metall. **32**, 603 (1984).
- [15] С.В. Хоник, В.В. Свиридов, Н.П. Кобелев, М.Ю. Язвицкий, В.А. Хоник. ФТТ **49**, 1345 (2007).
- [16] O.P. Bobrov, V.A. Khonik, S.A. Lyakhov, K. Csach, K. Kitagawa, H. Neuhäuser. J. Appl. Phys. **100**, 033 518 (2006).
- [17] Ю.В. Фурсова, В.А. Хоник. Изв. РАН. Сер. физ. **62**, 1288 (1998).
- [18] С.В. Хоник, Т.Н.Н. Нгуен, Ю.П. Митрофанов. В сб.: XVII Петербургские чтения по проблемам прочности. СПб (2007). Ч. II. С. 255.
- [19] V.A. Khonik. J. Non-Cryst. Solids **296**, 147 (2001).
- [20] O.P. Bobrov, K. Csach, V.A. Khonik, K. Kitagawa, S.N. Laptev, M.Yu. Yazvitsky. Scr. Mater. **54**, 369 (2006).
- [21] С.В. Хоник, О.П. Бобров, М.Ю. Язвицкий, А.В. Лысенко, В.А. Хоник. В сб.: IV Междунар. шк-конф. „Микро-механизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений“. Тамбов (2007). С. 42.
- [22] M.R.J. Gibbs, J.E. Evetts, J.A. Leake. J. Mater. Sci. **18**, 278 (1983).

- [23] Z. Altounian. *Mater. Sci. Eng.* **97**, 461 (1988).
- [24] В.В. Ильенко, В.В. Свиридов, С.В. Хоник. В сб.: IV Междунар. шк.-конф. „Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений“. Тамбов (2007). С. 30.
- [25] J.C. Dyre, N.B. Olsen, T. Christensen. *Phys. Rev. B* **53**, 2171 (1996).
- [26] W.L. Johnson, K. Samwer. *Phys. Rev. Lett.* **95**, 195 501 (2005).
- [27] W.L. Johnson, M.D. Demetriou, J.S. Harmon, M.L. Lind, K. Samwer. *Mater. Res. Soc. Bull.* **32**, 644 (2007).
- [28] J.C. Dyre. *Rev. Mod. Phys.* **78**, 953 (2006).
- [29] A.S. Bains, C.A. Gordon, A.V. Granato. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **554**, 179 (1999).
- [30] Z.G. Zhu, F.Q. Zu, L.J. Guo, B. Zhang. *Mater. Sci. Eng. A* **370**, 427 (2004).
- [31] C. Way, P. Wadhwa, R. Busch. *Acta Mater.* **55**, 2977 (2007).
- [32] V. Manov, P. Popel, E. Brook-Levinson, V. Molokanov, M. Calvo-Dahlborg, U. Dahlborg, V. Sidorov, L. Sond, Yu. Tarakanov. *Mater. Sci. Eng. A* **304–306**, 54 (2001).