

## О природе низкотемпературных аномалий неупругих свойств металлических стекол

© Л.В. Спивак<sup>1</sup>, В.А. Хоник

<sup>1</sup> Пермский государственный университет,  
614600 Пермь, Россия

Воронежский государственный педагогический университет,  
394043 Воронеж, Россия

(Поступило в Редакцию 10 января 1996 г. В окончательной редакции 22 апреля 1996 г.)

Посвящается памяти профессора А.М. Рошупкина

Исследовано низкотемпературное ( $30 < T < 300$  К) внутреннее трение и модуль упругости металлического стекла (МС)  $Ni_{60}Nb_{40}$ , подвергнутого предварительной холодной деформации прокаткой, высокотемпературной гомогенной деформации или электролитическому наводороживанию. Установлено, что холодная прокатка, вызывающая локализованное пластическое течение, или наводороживание приводят к кардинальному изменению температурных зависимостей внутреннего трения и модуля упругости: появлению гистерезисного фонового затухания и мощных релаксационных пиков внутреннего трения с сопутствующим дефектом модуля. Гомогенная деформация не оказывает влияния на низкотемпературное неупругое поведение МС.

Обнаружено явление микропластической деформации при наводороживании слабонагруженных образцов. Утверждается, что локализованная микропластическая деформация возникает и при наводороживании без нагрузки. Пластическое течение как при прокатке, так и при наводороживании осуществляется посредством образования и движения дислокационноподобных дефектов, которые при наличии знакопеременного внешнего напряжения обуславливают наблюдаемые неупругие аномалии. Сделан вывод о том, что описанные в литературе низкотемпературные пики внутреннего трения в "свежезакаленных", холоднодеформированных или наводороженных МС имеют общую дислокационноподобную природу.

### Введение

Метод внутреннего трения является весьма эффективным для исследования структуры и свойств твердых тел и часто дает информацию, которую невозможно получить другими способами. За последние 10–15 лет этот метод интенсивно использовался для исследования МС, и в ряде случаев были получены интересные результаты. В настоящей работе обсуждается природа низкотемпературных релаксационных пиков внутреннего трения, которые наблюдаются в МС, различающихся как химическим составом, так и технологией изготовления.

В зависимости от характера предварительной обработки образцов наблюдавшиеся пики внутреннего трения (ВТ) [1–30] могут быть разделены на три группы. В работах [1–8] образцы не подвергались какой-либо предварительной обработке и ВТ измерялось в исходном состоянии. Авторы этих работ либо не высказывают гипотез о природе обнаруженных пиков, либо связывают их с некоторыми структурными дефектами. В работах [9–24] образцы (содержащие гидридообразующие элементы или без них) подвергались наводороживанию в электролите или из газовой фазы. Авторы полагают, что наблюдаемые пики ВТ обусловлены скачками атомов водорода по механизму, сходному с релаксацией Снука. Наконец, в работах [25–30] образцы подвергались предварительной холодной деформации, вызывавшей образование полос сдвига. Наблюдаемые после такой обработки пики внутреннего трения интерпретировались в рамках дислокационных представлений о гетерогенном (лока-

лизованном) пластическом течении МС, а обуславливающий их релаксационный процесс рассматривался как аналог релаксации Хасигути в кристаллах.

Следует подчеркнуть, что пики ВТ во всех трех упомянутых случаях существенно сходны. На температурной зависимости ВТ имеется либо один широкий пик, который может быть асимметричным, либо (реже) два пика. Температуры пиков колеблются в пределах 150–250 К, высота пиков составляет  $5 \cdot 10^{-3} - 10^{-2}$ , энергия активации 0.3–0.5 эВ, частотный фактор близок к дебаевской частоте, а соответствующий дефект модуля составляет 5–15%. Исходя из формы, температуры и активационных параметров этих пиков невозможно определить какой предварительной обработке подвергались образцы. Например, пики ВТ в наводороженном МС  $Pd_{77.5}Cu_6Si_{16.5}$  [12] сходны с учетом разницы использованных частот с таковыми в том же МС, подвергнутом холодной ковке [25]. Пики ВТ в наводороженном [19] и холоднокатаном МС  $Cu_{50}Ti_{50}$  [26,28] практически идентичны. Пик ВТ в МС  $Ni_{78}Si_8B_{14}$  в исходном состоянии [7] сходен с пиками ВТ, наблюдающимися в том же МС после прокатки [27,28]. Схожесть пиков ВТ в свежезакаленных и наводороженных образцах отмечалась в [10].

Вышеупомянутые факты естественным образом ведут к предположению о том, что рассматриваемые пики ВТ (какие-либо другие пики ВТ в интервале  $30 < T < 300$  К при частотах  $< 10^4$  Гц в МС не наблюдаются) имеют одно и то же происхождение, ибо очевидно, что релаксация Снука на легких атомах водорода (если такая релаксация реализуется вообще) должна привести к образованию

пика ВТ, существенно отличного от такового, вызванного движением точечных или линейных дефектов. Для прояснения указанной ситуации нами были осуществлены измерения низкотемпературного ВТ в холоднокатаных и наводороженных образцах в идентичных экспериментальных условиях. В качестве объекта исследований было выбрано стекло  $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$ . Полученные результаты позволяют, в частности, утверждать, что водород служит лишь косвенной причиной возникновения пика ВТ. Прямой же причиной является микропластическая деформация структуры при наводороживании. Установлено также, что деформационные пики ВТ могут быть очень чувствительны к малым пластическим деформациям и без принятия специальных экспериментальных мер невозможно определить, связан ли этот пик с исходной недеформированной структурой.

## Методика эксперимента

Лента МС  $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$  готовилась стандартным методом одновалкового спиннингования. Толщина ленты составляла 40–50 мкм, ширина 1–2 мм. Аморфность контролировалась методами рентгенографии и электронной микроскопии. Консольно закрепленные образцы для измерений ВТ (длиной 4–12 мм) возбуждались электростатически в режиме изгибных колебаний. Внутреннее трение рассчитывалось как  $Q^{-1} = k/N$ , где  $N$  — число свободнотухающих колебаний образца, соответствующих определенному уменьшению их амплитуды;  $k$  — аппаратная константа. Ошибка измерений составляла 8–9% при уровне ВТ порядка  $10^{-2}$  и 1–2% при  $Q^{-1} \approx 10^{-4}$ . Аппаратура позволяла контролировать амплитуду деформации  $\varepsilon_0$  в процессе колебаний. Соответствующие экспериментальные подробности описаны в [27].  $\varepsilon_0$  варьировалась в пределах  $3 \cdot 10^{-7}$ – $1 \cdot 10^{-4}$ . Ошибка измерения  $\varepsilon_0$  составляла 40–50% вблизи границ и около 15% в середине указанного интервала. Измерения проводились в вакууме  $\approx 10^{-3}$  Тор в интервале температур 30–300 К на частотах 200–3000 Гц. Температурный шаг измерений составлял 2 К. Изменение частоты колебаний осуществлялось укорочением того же образца. Все температурные зависимости ВТ при различных амплитудах деформации, частотах и после различных термообработок измерялись без демонтажа образцов из зажима с целью предотвращения неконтролируемых деформаций, возникающих при каждом новом закреплении.

Предварительная деформация образцов осуществлялась с помощью прокатного стана, аналогичного описанному в [31]. Уменьшение толщины ленты на один проход в вальках прокатного стана составляло 0.5–1%. Величина предварительной деформации  $\varepsilon_p$  рассчитывалась как среднее из относительного уменьшения толщины и относительного увеличения длины образца после прокатки.

Электролитическое наводороживание производилось в 1Н  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 100 мг/л  $\text{As}_2\text{O}_3$ . Температура наводороживания при использовавшихся плотностях катодного

тока ( $J = 1$  и  $10$   $\text{mA}/\text{cm}^2$ ) была близка к комнатной. В качестве анода использовалась платиновая сетка. Деформация образцов в процессе наводороживания активировалась приложением постоянного крутящего момента или постоянным растягивающим напряжением. В обоих случаях рабочая длина составляла  $\approx 50$  мм, ширина — около 1 мм. Относительные ошибки измерений угла кручения и продольной деформации составляли  $5 \cdot 10^{-4}$  и  $5 \cdot 10^{-5}$  соответственно. Перед началом измерений образцы протравливались в 50%  $\text{HNO}_3$  в течение 1 мин для удаления поверхностного окисленного слоя.

## Результаты эксперимента и обсуждение

### 1. Внутреннее трение в холоднодеформированном МС $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$

На рис. 1 представлены температурные зависимости ВТ и нормированного модуля упругости  $E$  исследуемого МС в исходном состоянии и после прокатки. Аккуратно закрепленные образцы не дают каких-либо особенностей на зависимостях  $Q^{-1}(T)$  и  $E(T)$ : ВТ слабо растет, а  $E$  слабо уменьшается с ростом температуры (кривые 1, 1'). Прокатка на 2–4% приводит к появлению большого пика ВТ ( $Q_{\text{max}}^{-1}$  может достигать  $1-3 \cdot 10^{-2}$ ) и соответствующего ему дефекта модуля порядка 10–12% (кривые 2–4 и 2'–4'). Форма пика хорошо воспроизводится при

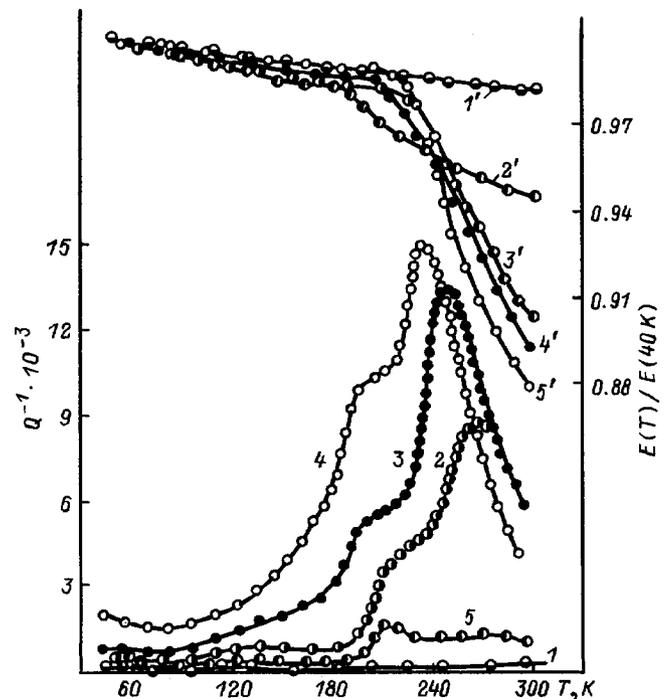
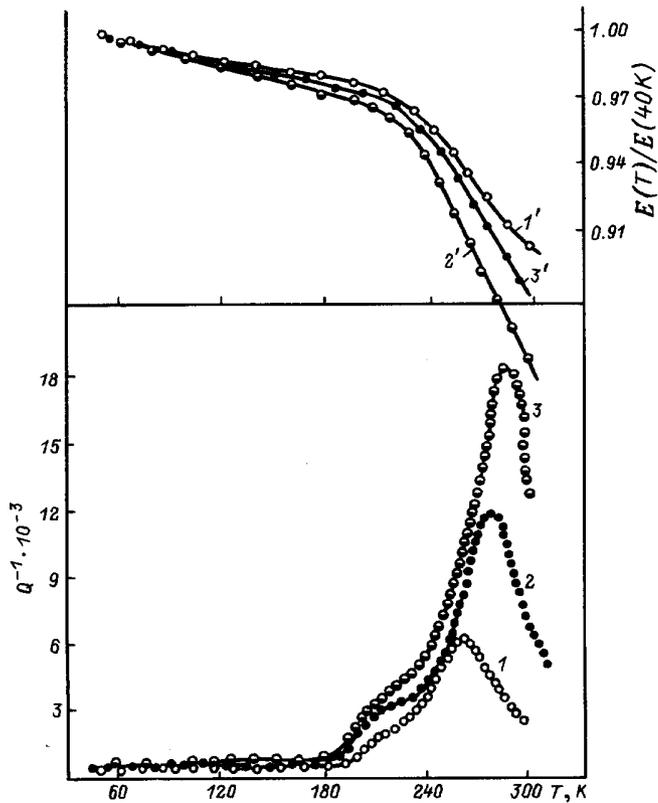


Рис. 1. Температурные зависимости ВТ (1–5) и нормированного модуля упругости (1'–5'). 1, 1' — частота  $\approx 300$  Гц для исходного образца при  $\varepsilon_0 = 1 \cdot 10^{-5}$ ; 2, 2' — после прокатки на 3% при  $\varepsilon_0 = 7 \cdot 10^{-6}$ ; 3, 3' —  $\varepsilon_0 = 3 \cdot 10^{-5}$ ; 4, 4' —  $\varepsilon_0 = 5 \cdot 10^{-5}$ ; 5, 5' — после прокатки на 12% при  $\varepsilon_0 = 1.6 \cdot 10^{-5}$ .



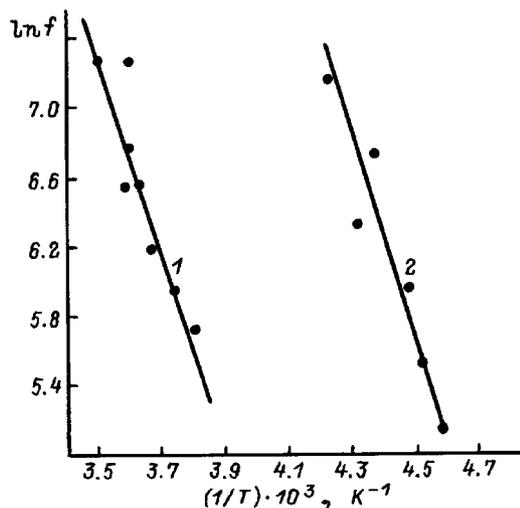
**Рис. 2.** Температурные зависимости ВТ ( $I-3$ ) и нормированного модуля упругости ( $I'-3'$ ) после прокатки на 3%.  $\epsilon_0 = 2.5 \cdot 10^{-5}$ ; частота, Гц:  $I, I'$  — 309;  $2, 2'$  — 703;  $3, 3'$  — 1440.

повторных измерениях на фиксированной частоте  $f$  и амплитуде деформации  $\epsilon_0$ . Однако для различных образцов, деформированных на одну и ту же величину  $\epsilon_p$ , форма и температурное положение пика могут существенно отличаться. В большинстве случаев наблюдается широкий асимметричный пик, который может иметь низкотемпературное плечо (рис. 1). Иногда это плечо трансформируется в отдельный пик ВТ (рис. 5, см. ниже). Характер температурной зависимости ВТ сильно зависит от  $\epsilon_0$ ,  $\epsilon_p$  и  $f$ . Рост  $\epsilon_0$  при фиксированных  $\epsilon_p$  и  $f$  приводит к увеличению высоты пика и его смещению (на 30–40 К при увеличении  $\epsilon_0$  на порядок) в низкотемпературную область (кривые 2–4 на рис. 1). Одновременно значительно возрастает уровень затухания при температурах ниже пика ВТ. Дальнейший рост предварительной деформации вызывает уменьшение высоты пика ВТ (кривая 5 на рис. 1) и в сильно деформированных образцах  $Q^{-1}(T)$  и  $E(T)$  близки к соответствующим зависимостям в исходном состоянии. Рост частоты при фиксированных  $\epsilon_0$  и  $\epsilon_p$  приводит к сдвигу пика в высокотемпературную область и росту его высоты. При этом, однако, уровень низкотемпературного затухания практически не меняется (рис. 2). Совместное рассмотрение рис. 1 и 2 приводит к выводу о том, что внутреннее трение в деформированных образцах носит комбинированный

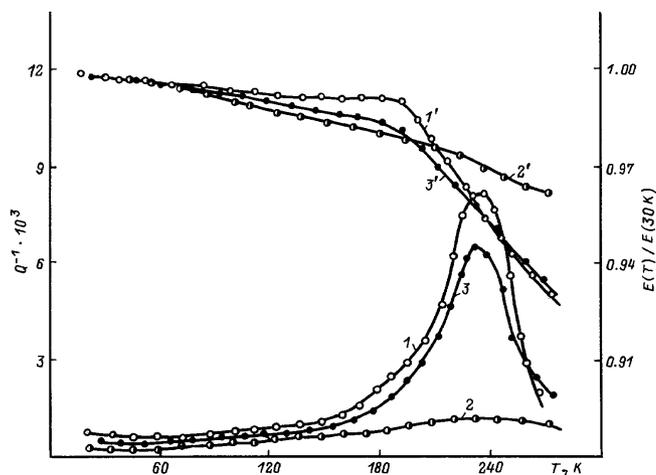
характер: при  $T < 150-180$  К ВТ является в основном гистерезисным, а при  $180 \text{ К} < T < 300 \text{ К}$  на гистерезисный фон накладывается релаксационный пик ВТ. Следует также отметить, что в исходных образцах ВТ является амплитудонезависимым, а предварительная деформация приводит к появлению сильной амплитудной зависимости ВТ.

Кривая  $I$  на рис. 3 дает частотную зависимость температуры деформационного пика ВТ. Вычисленные из этой зависимости активационные параметры пика ВТ составили: энергия активации  $U = 0.51$  эВ, предэкспоненциальный фактор  $\tau_0 = 1 \cdot 10^{-13}$  с.

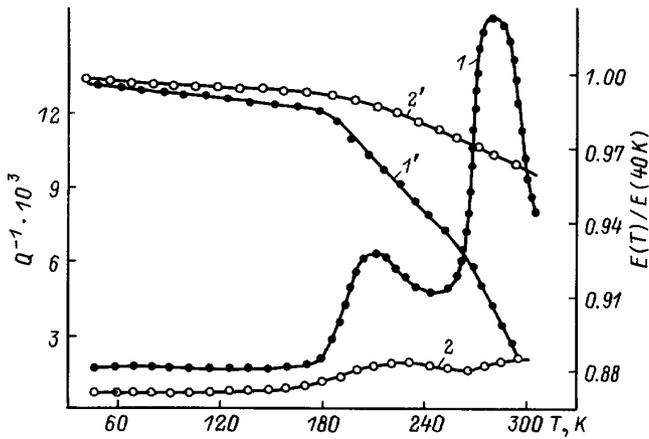
Деформационный пик ВТ стабилен по отношению к старению при комнатной температуре: 5–6-месячная выдержка при комнатной температуре не оказывает замет-



**Рис. 3.** Зависимость логарифма частоты от обратной температуры пика ВТ для прокатанных ( $1$ ) и наводороженных ( $2$ ) образцов.



**Рис. 4.** Температурные зависимости ВТ ( $I-3$ ) и нормированного модуля упругости ( $I'-3'$ ). Частота  $\approx 300$  Гц;  $\epsilon_0 = 1.6 \cdot 10^{-5}$ ;  $1, I'$  — после прокатки на 2.5%;  $2, 2'$  — после отжига при 523 К в течение 15 мин;  $3, 3'$  — после последующей прокатки на 1%.



**Рис. 5.** Влияние электронного облучения (2 МэВ) на деформационный пик ВТ. 1, 2 —  $Q$ ; 1', 2' —  $E$ ; частота  $\approx 300$  Гц;  $\epsilon_0 = 7 \cdot 10^{-5}$ ; 1, 1' — после прокатки на 2.5%; 2, 2' — после электронного облучения дозой  $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ .

ного влияния на  $Q^{-1}(T)$ . Умеренная термообработка, однако, приводит к его исчезновению. Из рис. 4 видно, что пик ВТ и соответствующий дефект модуля, вызванные предварительной деформацией на 2.5%, исчезают почти полностью после отжига при  $T_a = 523$  К в течение 15 мин (температура начала кристаллизации исследуемого МС составляет примерно 915 К при скорости нагрева 10 К/мин). Повторная деформация восстанавливает пик ВТ (рис. 4, кривая 3).

Рис. 5 иллюстрирует влияние электронного облучения 2 МэВ на  $Q^{-1}(T)$  и  $E(T)$  деформированного образца. Эксперимент выполнялся следующим образом. После предварительной деформации и проведения измерений (их результаты показаны кривыми 1, 1') образец вместе с зажимом подвергался электронному облучению. Интенсивность источника и доза облучения составляли  $2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$  и  $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  соответственно. Для предотвращения нагрева в процессе облучения образец охлаждался водой. Из кривых 2, 2' видно, что облучение приводит к почти полному исчезновению пика ВТ и сопутствующего ему дефекта модуля.

## 2. О природе низкотемпературных пиков внутреннего трения в холоднотемпературных образцах

Прежде всего следует отметить, что рассмотренные выше пики ВТ вполне аналогичны таковым, наблюдавшимся в холоднотемпературных МС на основе Cu–Ti, Ni и Pd [25–30]. Можно предполагать, что появление низкотемпературных пиков ВТ после гетерогенной деформации является характерным для МС.

Сильное изменение неупругих свойств МС после прокатки указывает на существенное изменение внутренней дефектной структуры. Возникает естественный вопрос о

характере дефектов, ответственных за это изменение. Авторы полагают, что полученные результаты подтверждают дислокационную концепцию [25–30, 32–41] гетерогенного пластического течения МС. По нашему мнению, в настоящее время эта концепция определяет наиболее вероятную интерпретацию локализованной деформации неупорядоченных структур.

Первый аргумент в пользу такого вывода происходит из факта наличия гистерезисного затухания в деформированных образцах. Известно [42], что гистерезисное затухание в неферромагнитных кристаллах является типично дислокационным эффектом и в звуковом диапазоне частот обусловлено отрывом дислокаций от точек закрепления. В бездислокационных кристаллах гистерезисное затухание отсутствует [43]. Поэтому амплитудонезависимый характер затухания в свежезакаленных образцах может являться следствием отсутствия (подвижных) дислокационноподобных дефектов в структуре. Предварительная деформация вызывает появление таких дефектов, и их движение в поле внешних знакопеременных напряжений приводит к появлению гистерезисного затухания и релаксационного пика ВТ. Установленное сходство [25, 30] амплитудных зависимостей ВТ в деформированных аморфных и кристаллизованных образцах того же состава подтверждает это предположение. Отметим, что попытка интерпретировать амплитудозависимое затухание на основе представлений о движении точечноподобных дефектов сопряжена со значительными трудностями, ибо тогда становится непонятным отсутствие амплитудной зависимости ВТ в исходном состоянии, которое определено характеризуется значительной плотностью таких дефектов.

Характерной особенностью деформационных пиков ВТ в МС является возможность их подавления большими деформациями или облучением. Аналогичная ситуация реализуется для низкотемпературных пиков ВТ в деформированных кристаллах [42], и этот факт является одним из наиболее убедительных аргументов в пользу их дислокационной природы. Блокировка движения дислокационноподобных дефектов в МС либо вследствие роста внутренних напряжений при больших деформациях, либо вследствие образования радиационных дефектов представляется вероятной причиной исчезновения упомянутых неупругих аномалий. Возможность уменьшения высоты пика ВТ в результате деформации явно указывает на "неточечный" характер дефектов, ответственных за гетерогенное течение, ибо в противном случае (деформация путем образования и движения точечноподобных дефектов) следует ожидать лишь роста пика ВТ в результате деформации.

Другое обстоятельство, подтверждающее рассматриваемую концепцию, заключается в уменьшении температуры пика ВТ с ростом амплитуды деформации (рис. 1, кривые 2–4). В случае релаксации на точечных дефектах амплитуда деформации не влияет на температурное положение пика, ибо такая релаксация характеризуется малым активационным объемом  $V$  и поэтому эффективная энергия активации  $U_{\text{eff}}$  не зависит от приложенного

сдвигового напряжения  $\sigma$ . Если механизм релаксации включает движение линейных дефектов с большим активационным объемом, то эффективная энергия активации уменьшается  $U_{\text{eff}} = U_0 - \sigma V$  ( $U_0 = \text{const}$ ). Уменьшение эффективной энергии активации при постоянной частоте означает снижение температуры пика ВТ. Такая ситуация реализуется в случае дислокационных релаксаций в кристаллах [44].

Рассчитаем активационный объем релаксации. Релаксационный пик ВТ имеет место при условии  $2\pi f\tau = 1$ , где  $f$  — частота, на которой производятся измерения,  $\tau = \tau_0 \exp(-(U_0 - \sigma V)/kT)$  — время релаксации,  $\tau_0$  — предэкспоненциальный фактор,  $T$  — абсолютная температура. Если измерения выполняются при двух различных амплитудах сдвигового напряжения  $\sigma_1$  и  $\sigma_2$  ( $\sigma_1 < \sigma_2$ ), то соответствующие температуры пика равны  $T_1$  и  $T_2$  ( $T_1 > T_2$ ). Легко показать, что

$$V = \frac{U_0(T_1 - T_2)}{T_1\sigma_2 - T_2\sigma_1}. \quad (1)$$

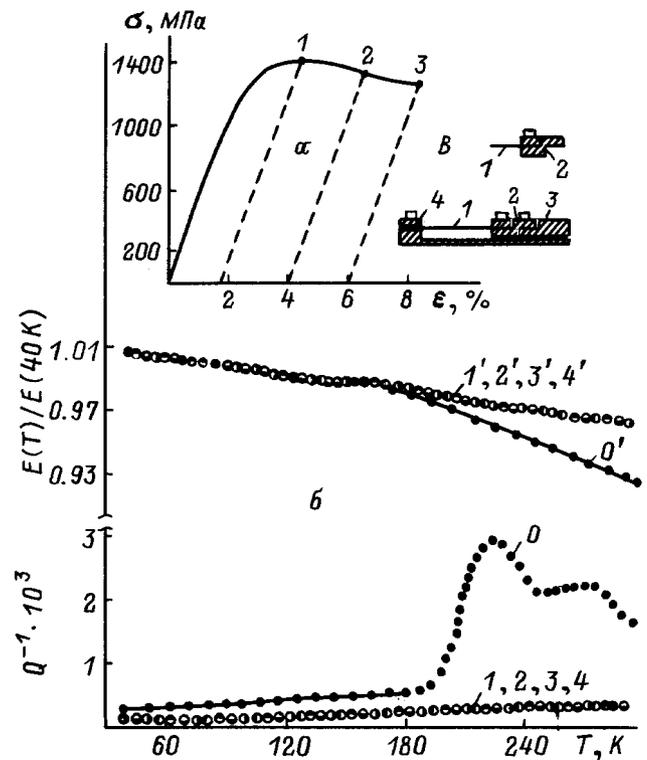
Амплитуда сдвиговой деформации может быть определена из закона Гука  $\sigma = \varepsilon_0 E / \sqrt{3}$ , где  $\varepsilon_0$  — амплитуда деформации растяжением,  $E$  — модуль Юнга. Принимая  $E = 109$  ГПа [39],  $\varepsilon_{01} = 7 \cdot 10^{-6}$  и  $\varepsilon_{02} = 5 \cdot 10^{-5}$ ,  $T_1 = 270$  К,  $T_2 = 235$  К (кривые 2–4 на рис. 2),  $U_0 = 0.51$  эВ, получаем  $V = 3.8$  нм<sup>3</sup>. В единицах  $b^3$  ( $b$  — среднее межатомное расстояние, равное 0.253 нм для МС Ni<sub>60</sub>Nb<sub>40</sub> [45])  $V \approx 210$ , а в единицах  $\Omega$  ( $\Omega$  — средний атомный объем) — примерно вдвое больше. Столь большое значение активационного объема противоречит предположению о точечном характере дефектов, ответственных за релаксацию, но является аргументом в пользу дислокационноподобного механизма релаксации, ибо значения  $V \approx 10^2 b^3$  характерны для дислокационных релаксаций в кристаллах при низких температурах [46]. Отметим также, что полученное значение  $V$  по порядку величины совпадает со значением активационного объема, рассчитанным из данных по релаксации напряжений в том же МС при комнатной температуре [39].

### 3. Влияние гомогенной деформации на низкотемпературное затухание

Дислокационноподобный характер гетерогенной деформации при комнатной температуре, по нашему мнению, определяется тем обстоятельством, что скорость структурной релаксации в результате длительной предварительной выдержки при этой температуре становится очень малой и элементарные акты сдвига поэтому являются коррелированными [47]. С другой стороны, гомогенное течение возникает в условиях интенсивной структурной релаксации и может рассматриваться как совокупность некоррелированных элементарных актов сдвига [41,47,48]. Если такая точка зрения верна и за низкотемпературные аномалии неупругих свойств ответственны возникающие при гетерогенной деформации

дислокационноподобные дефекты, то следует заключить, что гомогенная деформация должна оказывать существенно иное влияние на низкотемпературное затухание. Эксперимент подтвердил это предположение. Соответствующие результаты показаны на рис. 6.

Образец пластически деформировался растяжением при  $T_a = 773$  К. Выбор этой температуры определялся необходимостью получения остаточных деформаций в 4–6%, что невозможно при более низких температурах. Пластическое течение при этой температуре и выбранной скорости деформации является полностью гомогенным [47]. После деформации на  $\varepsilon_p = 1.8\%$  образец охлаждался под нагрузкой до комнатной температуры, извлекался из разрывной машины, укорачивался и после этого аккуратно крепился в установке для измерения ВТ.  $Q^{-1}(T)$  и  $E(T)$  после такой обработки даются кривыми 0 и 0' на рис. 6, б. Как видно, появляется пик ВТ с сопутствующим дефектом модуля. Однако более тщательные исследования показали, что появление этого пика является артефактом, обусловленным деформацией образца при его креплении в установке для измерения ВТ. Чтобы показать это, образец 1 крепился в зажиме 2



**Рис. 6.** Влияние гомогенной деформации на низкотемпературное ВТ. *a* — диаграмма растяжения при  $T = 773$  К и скорости деформации  $5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ , *б* — температурные зависимости  $Q^{-1}$  и  $E$  после гомогенной деформации растяжением на 1.8% и демонтажа образца из зажима (0, 0'): 1–3, 1'–3' — после деформации на 1.8, 4 или 6% (точки 1–3) на диаграмме  $\sigma - \varepsilon$ ; 4, 4' — после отжига при  $T = 773$  в течение 20 мин без демонтажа образца из зажима; *в* — крепление в разрывной машине; 1 — образец; 2 — зажим; 3, 4 — захваты разрывной машины.

установки для измерения ВТ, зажим устанавливался в разрывной машине (нижняя часть рис. 6, в), пластически деформировался на 1,8, 4 или 6% (точки 1–3 на диаграмме  $\sigma-\varepsilon$ ) и охлаждался в нагруженном состоянии до комнатной температуры. Затем зажим с образцом извлекался из разрывной машины, образец укорачивался без демонтажа из зажима (рис. 6, в, верхняя часть), и после этого зажим с образцом крепился в установке для измерения ВТ. Такой метод позволил избежать дополнительных неконтролируемых деформаций, возникающих при каждом новом переукреплении образца. Результаты эксперимента представлены кривыми 1–4 и 1'–4' на рис. 6, б. Как видно, гомогенная деформация не оказывает влияния на температурные зависимости ВТ и модуля упругости:  $Q^{-1}(T)$  и  $E(T)$  в деформированном и просто отожженном (при  $T_a$ ) состояниях идентичны.

Полученные результаты позволяют предполагать, что механизмы гомогенного и гетерогенного течения существенно различны. Гомогенное течение не сопровождается образованием новых структурных дефектов и не увеличивает поэтому диссипативные характеристики материала. Гетерогенное течение приводит к образованию новых, не характерных для исходного состояния дислокационноподобных дефектов, определяющих рассмотренные аномалии неупругих свойств. Кроме того, следует заключить, что низкотемпературное ВТ может быть очень чувствительно к малым пластическим деформациям, имеющим место при креплении образцов [27,28]. В силу этого можно предполагать, что пики ВТ, наблюдавшиеся в [1–8] при исследовании "исходных" образцов, обусловлены их деформацией в процессе закрепления.

Пластическая деформация может возникать и при наводороживании МС, приводя к возникновению низкотемпературных аномалий неупругих свойств, практически полностью идентичных описанным выше.

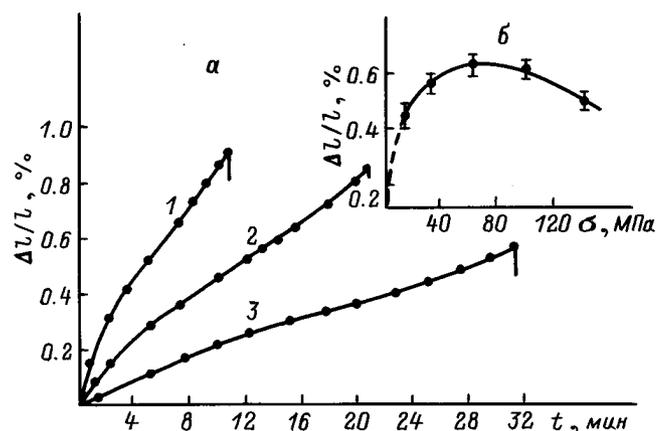
#### 4. Деформация и внутреннее трение наводороженного $Ni_{60}Nb_{40}$

а) Индуцированная наводороживанием микропластичность. Прежде всего рассмотрим обнаруженное нами явление микропластической деформации МС при наводороживании [49,50]. Образцы МС  $Ni_{60}Nb_{40}$  помещались в электролитическую ячейку, нагружались постоянным растягивающим напряжением, и в процессе последующего наводороживания измерялась продольная деформация. На рис. 7, а показана кинетика прироста относительной деформации  $\Delta l/l$  ( $l$  — длина нагруженного образца до начала наводороживания,  $\Delta l$  — ее приращение при наводороживании в нагруженном состоянии) до разрушения при наводороживании при двух различных плотностях тока и двух нагрузках. Видно, что наводороживание слабонагруженных образцов приводит к существенному приросту деформации (до 1–2%), причем этот прирост может на порядок или более превышать упругую деформацию и сопоставим с деформацией разрушения этого сплава при комнатной

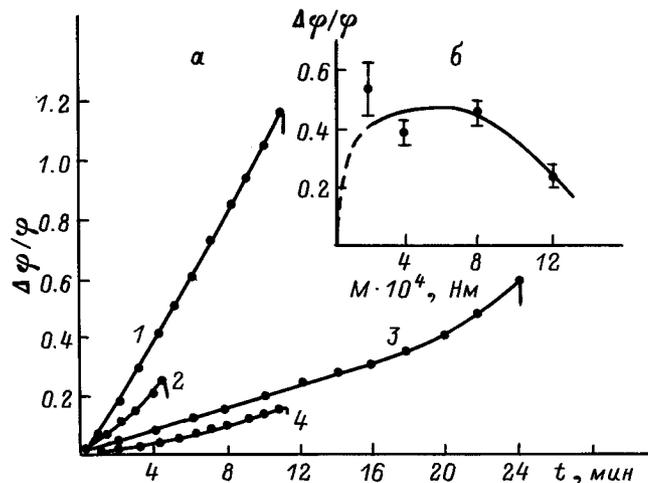
температуре без наводороживания (2.2% [39]). Скорость прироста деформации и время до разрушения сильно зависят от приложенной нагрузки, плотности тока поляризации, флуктуаций состава МС и скорости закалки при его изготовлении, состава и температуры электролита, а также от времени предварительного химического травления образцов.

Уменьшение плотности тока при прочих зафиксированных условиях приводит к снижению скорости прироста деформации и к одновременному увеличению времени до разрушения. Зависимость прироста деформации от приложенного напряжения при постоянном времени наводороживания и плотности тока неоднозначна (рис. 7, б). При низких напряжениях ( $< 50$  МПа) прирост деформации уменьшается с уменьшением  $\sigma$  в любой момент времени  $t$  (в силу низкой жесткости образцов провести измерения при  $\sigma < 5$  МПа не представлялось возможным). При высоких  $\sigma$  наиболее часто  $\Delta l/l$  уменьшалось с ростом напряжения, но иногда наблюдалось противоположное в зависимости, очевидно, от неконтролируемых условий эксперимента.

Результаты аналогичных экспериментов в условиях кручения показаны на рис. 8. После нагружения крутящим моментом  $M$  и включения тока наводороживания наблюдается увеличение угла кручения. Приращение деформации кручения  $\Delta\varphi/\varphi$  ( $\varphi$  — угол кручения, реализующийся после нагружения моментом  $M$ ;  $\Delta\varphi$  — его прирост при наводороживании под нагрузкой) может достигать 2–2.5. Аналогично случаю растяжения рост  $J$  приводит к увеличению деформации при фиксированном времени наводороживания, но время до разрушения при этом уменьшается. Зависимость  $\Delta\varphi/\varphi$  от крутящего момента при постоянных  $t$  и  $J$  в отличие от случая растяжения вполне однозначна: рост крутящего момента вызывает снижение прироста деформации (рис. 8, б) и уменьшение времени до разрушения (рис. 8, а). В силу



**Рис. 7.** Индуцированная наводороживанием ползучесть в условиях растягивающей нагрузки. а — кинетика относительного удлинения при наводороживании под напряжением 145 (1, 3) и 14.5 МПа (2); плотность тока 10 (1, 2) и 2  $mA/cm^2$  (3); б — зависимость относительного удлинения за 25 мин наводороживания от приложенного напряжения  $J = 2$   $mA/cm^2$ .



**Рис. 8.** Индуцированная наводороживанием ползучесть в условиях приложения крутящего момента. *a* — кинетика кручения при наводороживании; крутящий момент  $M = 4 \cdot 10^{-4}$  (1, 3) и  $12 \cdot 10^{-4} \text{ Nm}$  (2, 4); плотность тока: 10 (1, 2); 2  $\text{mA/cm}^2$  (3, 4); *b* — зависимость деформации кручением за 4 мин наводороживания от приложенного крутящего момента  $J = 10 \text{ mA/cm}^2$ .

аппаратурных ограничений провести эксперименты при  $M < 2 \cdot 10^{-4} \text{ Nm}$  не удалось.

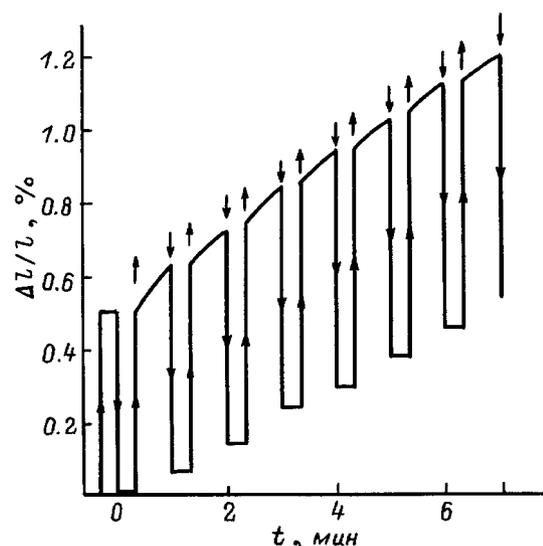
Следует отметить, что во всех случаях выключение тока наводороживания приводит к немедленному прекращению прироста деформации и какие-либо релаксационные процессы в течение нескольких последующих часов в пределах погрешностей измерений не наблюдаются. Включение тока немедленно восстанавливает ползучесть.

Наводороживание под нагрузкой приводит к накоплению необратимой деформации образцов. Этот вывод из экспериментов по разгрузке, результаты которых для случая растяжения показаны на рис. 9. Стрелки над кривыми показывают моменты включения ( $\uparrow$ ) и выключения ( $\downarrow$ ) тока поляризации с одновременным нагружением и разгрузением образцов. Первый цикл нагрузка–разгрузка без наводороживания иллюстрирует обратимость упругой деформации. После этого в момент времени  $t = 0.3$  мин образец был нагружен напряжением  $\sigma = 145 \text{ МПа}$  и был включен ток наводороживания. Совместное действие напряжения и наводороживания за последующее время  $\Delta t = 0.7$  мин привело к приросту деформации. При  $t = 1$  мин ток поляризации был выключен, а напряжение на образце было уменьшено до 5 МПа. Однако исходная длина не восстановилась и какие-либо релаксационные процессы не наблюдались. Затем образец был нагружен снова, включен ток наводороживания и указанная процедура была повторена несколько раз. Результаты эксперимента указывают на накопление необратимой деформации. Аналогичные результаты были получены для случая кручения.

Растворение водорода вызывает объемное расширение сплава. Возникает естественный вопрос о природе деформации, измерившейся в вышеописанных экспериментах:

либо она обусловлена объемным расширением, либо определяется активацией процессов микропластической деформации при наводороживании. Объемное расширение можно представить в виде [51]:  $\Delta V/V = c\Delta v/\Omega$ , где  $c$  — атомная концентрация водорода;  $\Delta v$  — изменение объема при растворении одного атома водорода;  $\Omega$  — средний объем, приходящийся на один атом. Характерное значение  $\Delta v$  для МС составляет  $2.6 \cdot 10^{-3} \text{ нм}^3$  [52]. Выполненные нами методом вакуумного плавления измерения концентрации водорода в образцах, наводороженных при  $J = 10 \text{ mA/cm}^2$  и  $t = 40$  мин, дали  $c = 2.6 \text{ ат\%}$ . Тогда, полагая для МС  $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$   $\Omega \approx b^3 = 1.82 \cdot 10^{-2} \text{ нм}^3$  (см. выше), можно оценить линейное расширение образца после наводороживания при  $J = 10 \text{ mA/cm}^2$  и  $t = 20$  мин как  $\Delta l/l \approx \Delta V/3V \approx 6 \cdot 10^{-4}$ . Однако измерения деформации при наводороживании в таком режиме дали существенно более высокое значение  $\Delta l/l \geq 8 \cdot 10^{-3}$  (рис. 7, *a*, кривая 2). Объемное расширение, таким образом, не может объяснить наблюдаемое удлинение. Аналогичный вывод можно сделать из того факта, что при одной и той же скорости закачки водорода скорость прироста деформации может уменьшаться с ростом приложенного напряжения (рис. 7, *b*, 8, *b*). Если полагать, что удлинение обусловлено только объемным расширением, то такая зависимость должна отсутствовать.

Однако наиболее убедительным обстоятельством, свидетельствующим о том, что объемное расширение не определяет наблюдаемые деформации, является факт наличия ползучести при кручении. Действительно, угол кручения образца, нагруженного моментом  $M$ , равен [53]  $\varphi = GMl/ba^3$ , где  $G$  — константа, включающая модуль сдвига,  $l$  — длина образца,  $a$  — узкая сторона и  $b$  — широкая сторона образца с прямоугольным поперечным сечением. Предполагая изотропность объемного расширения ( $da/a \approx db/b \approx dl/l$ ) и слабую зависимость



**Рис. 9.** Кинетика удлинения при циклическом нагружении и наводороживании ( $\sigma = 145 \text{ МПа}$ ,  $J = 10 \text{ mA/cm}^2$ ).

модуля сдвига от концентрации водорода [54], для случая  $M = \text{const}$  имеем  $d\varphi/\varphi = -3da/a$ . Так как при наводороживании  $da/a > 0$ , то следует заключить, что  $d\varphi < 0$ . Это означает, что объемное расширение уменьшает угол кручения, тогда как экспериментальный факт заключается в увеличении этого угла в сторону приложенного момента. Таким образом, объемное расширение не является причиной ползучести при наводороживании в условиях кручения. Сходство ползучести при кручении и растяжении, а также вышеупомянутые аргументы, свидетельствуют о том, что этот вывод справедлив и при растяжении.

Таким образом, изложенное выше позволяет заключить, что деформация при наводороживании является результатом активации процессов микропластического течения. Следует подчеркнуть, что этот вывод не является неожиданным, ибо явление активации микропластической деформации при наводороживании кристаллов известно. Впервые активацию ползучести при растяжении наблюдали в [55] и [56] в  $\alpha$ -Fe. Исследования [55–57] показали, что индуцированная наводороживанием ползучесть определяется активацией дислокационных источников и облегчением движения дислокаций. В работах одного из настоящих авторов наблюдалось резкое усиление ползучести при кручении наводороживаемого  $\alpha$ -Fe и ряда других (включая гидридообразующие) металлов [58–61]. Исследования структуры и свойств наводороженных кристаллических металлов показали, что активация дислокационного скольжения и рост плотности дислокаций обусловлены: а) ростом внутренних напряжений вследствие накопления в порах и трещинах молекулярного водорода под высоким давлением (до  $10^2$ – $10^3$  МПа [62–65]), б) ростом внутренних напряжений вследствие разницы удельных объемов матрицы и растущих гидридов [61], в) ослаблением межионных связей как результат адсорбции водорода [63]. Очевидно, что эти эффекты имеют место и в случае металлических стекол, поэтому можно предполагать, что индуцированная наводороживанием микропластичность обусловлена теми же причинами.

Авторы настоящей работы наблюдали явление индуцированной наводороживанием микропластичности в ряде МС (как с гидридообразующими элементами, так и без них), в силу чего можно предполагать, что оно характерно для металлических стекол.

Как отмечалось ранее, это явление наблюдается при действии малых напряжений, порядка нескольких процентов от предела прочности. Внутренние закалочные напряжения в МС имеют такую же величину [66], и поэтому следует ожидать пластической деформации структуры при наводороживании в отсутствие внешней нагрузки под действием внутренних напряжений. Такая деформация должна приводить к появлению низкотемпературных пиков ВТ, аналогичных таковым в прокатанных образцах.

б) Внутреннее трение наводороженного  $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$ . Рис. 10 иллюстрирует

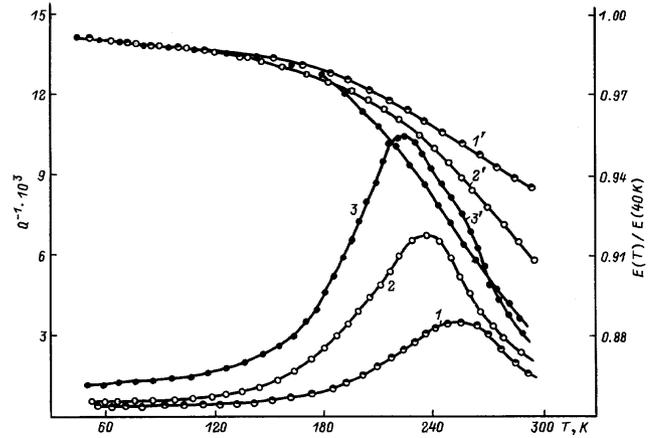


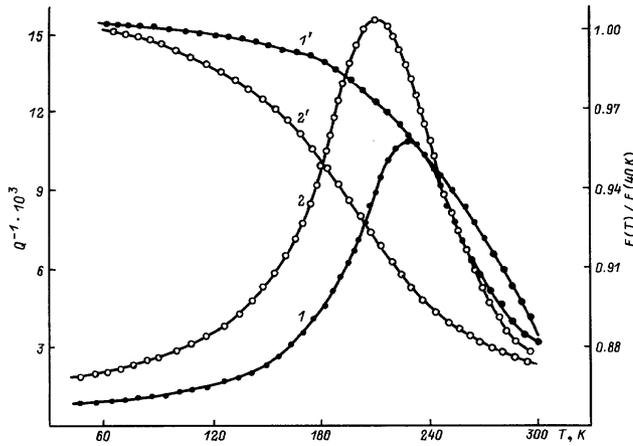
Рис. 10. Температурные зависимости  $Q^{-1}$  (1–3) и  $E$  (1'–3') на частоте  $\approx 300$  Гц и  $\varepsilon_0 = 2 \cdot 10^{-5}$  после наводороживания.  $J = 2$  мА/см<sup>2</sup>,  $t = 40$  мин — 1, 1';  $J = 10$  мА/см<sup>2</sup>,  $t = 20$  мин (2, 2');  $J = 10$  мА/см<sup>2</sup>,  $t = 40$  мин (3, 3').

влияние плотности тока и времени наводороживания на  $Q^{-1}(T)$  и  $E(T)$  при фиксированных  $\varepsilon_0$  и  $f$ . Наводороживание приводит к появлению пика внутреннего трения и сопутствующего дефекта модуля. Высота пика растет с увеличением  $J$  и  $t$ , а сам пик сдвигается в сторону низких температур. Подобное поведение отмечалось почти во всех исследованиях неупругих свойств наводороженных МС [9–21].

Как видно из рис. 10, "водородный" пик ВТ вполне аналогичен пику ВТ, возникающему после прокатки. Некоторое различие состоит лишь в наличии сдвига в низкотемпературную область на 20–50 К и в отсутствие низкотемпературного плеча, которое, однако, иногда наблюдается (см. ниже, рис. 12). Пик ВТ в наводороженных образцах достаточно стабилен: 5–6-месячная выдержка при комнатной температуре не влияет на его высоту. Дефекты модуля в прокатанных и наводороженных образцах также близки.

$Q^{-1}(T)$  и  $E(T)$  для образца, содержащего 2.6 ат% водорода при различных амплитудах деформации, показаны на рис. 11. Закономерности в этом случае такие же, как и в прокатанных образцах: рост  $\varepsilon_0$  на порядок вызывает смещение пика на  $\approx 25$  К в сторону низких температур и рост низкотемпературного затухания. Температурные зависимости ВТ наводороженного образца на различных частотах ( $\varepsilon_0 = \text{const}$ ) показаны на рис. 12. Как и в случае прокатанных образцов, рост  $f$  вызывает сдвиг пика в сторону высоких температур и увеличение его высоты, но низкотемпературное затухание (при  $T < 60$  К) меняется слабо. Поэтому можно заключить, что, как и в случае прокатанных образцов, ВТ имеет сложный характер: при  $T < 60$  К доминирует гистерезисное затухание, а при больших температурах на гистерезисный фон накладывается релаксационный пик ВТ.

Зависимость логарифма частоты от обратной температуры пика представлена кривой 2 на рис. 3. Наклон



**Рис. 11.** Температурные зависимости  $Q^{-1}$  (1, 2) и  $E$  (1', 2') на частоте  $\approx 300$  Гц после наводороживания при  $\varepsilon_0 = 9 \cdot 10^{-6}$  (1, 1') и  $1.5 \cdot 10^{-4}$  (2, 2'),  $J = 10$  мА/см<sup>2</sup>,  $t = 40$  мин.

зависимостей  $\ln f - T^{-1}$  для прокатанных и наводороженных образцов одинаков, что свидетельствует об идентичности энергии активации. Однако предэкспоненциальный фактор для "водородного" пика существенно меньше и составляет  $1.7 \cdot 10^{-15}$  с. Расчет активационного объема по формуле (1) ( $T_1 = 230$  К,  $T_2 = 212$  К,  $\varepsilon_{01} = 9 \cdot 10^{-6}$ ,  $\varepsilon_{02} = 1.5 \cdot 10^{-4}$ ,  $U_0 = 0.51$  эВ и  $E = 109$  ГПа) дал  $V = 0.72$  нм<sup>3</sup>, что в единицах  $b^3$  и  $\Omega^3$  составляет около 40 и 80 соответственно.

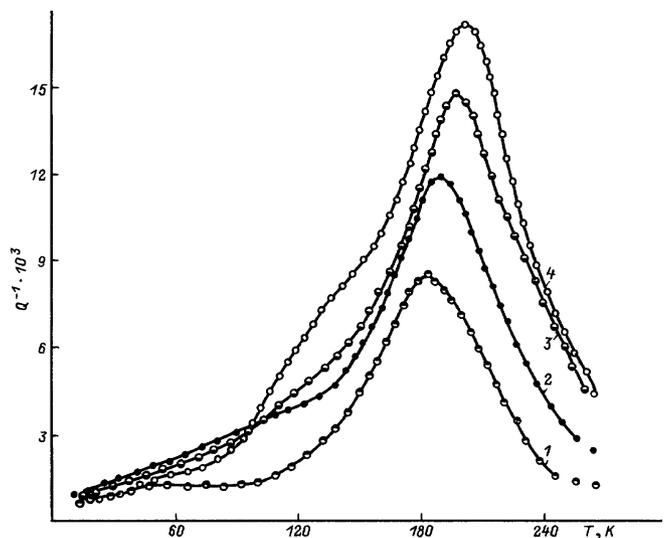
Полученные значения активационного объема для наводороженных образцов примерно в пять раз меньше, чем для прокатанных. Однако это не меняет вывода о сходстве соответствующих релаксационных процессов, ибо активационный объем может сильно зависеть от напряжения. Согласно [40], активационный объем, вычисленный из данных по релаксации напряжений при комнатной температуре для ряда МС, уменьшается от 8–10 до 1–2 нм<sup>3</sup> с ростом приложенного напряжения. Уменьшение  $V$  может быть результатом не только действия внешних напряжений, но и наличия внутренних напряжений. Мы полагаем, что более низкие температуры пика ВТ в наводороженных образцах отражают более высокие внутренние напряжения в них.

Снижение температуры пика ВТ с ростом концентрации водорода, неоднократно упоминавшееся в литературе, можно также интерпретировать как прямое следствие роста внутренних напряжений, вызванного микропластической деформацией структуры. Изменение внутренних сдвиговых напряжений  $\Delta\sigma^{int}$  вследствие роста концентрации водорода при увеличении времени наводороживания на 20 мин при  $J = 10$  мА/см<sup>2</sup> (соответствующие зависимости  $Q^{-1}(T)$  представлены кривыми 2 и 3 на рис. 10) можно оценить следующим образом. Упрощая (1), можно написать, что  $\Delta\sigma^{int} \approx U_0 \Delta T / TV$ , где  $\Delta T = T_1 - T_2$  — изменение температуры пика вследствие роста внутренних напряжений на  $\Delta\sigma^{int}$ ,  $T$  — усредненная температура пика. Принимая  $T_1 = 235$  К

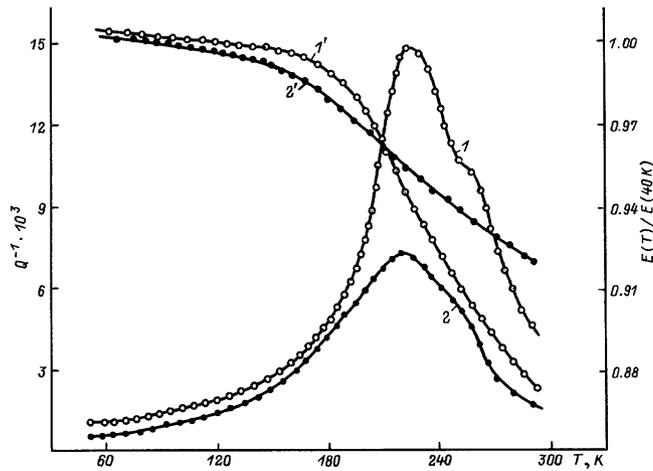
(кривая 2 на рис. 10),  $T_2 = 214$  К (кривая 3 на рис. 10),  $\Delta T = 21$  К,  $T = (T_1 + T_2)/2$ ,  $V = 0.72$  нм<sup>3</sup>, получаем  $\Delta\sigma^{int} \approx 11$  МПа. Этот результат находится в хорошем соответствии с данными рис. 11 (кривые 1 и 2). Действительно, из этих данных следует, что уменьшение температуры пика на  $\Delta T = 18$  К обусловлено ростом приложенного сдвигового напряжения на  $\Delta\sigma = \Delta\varepsilon_0/\sqrt{3} \approx 9$  МПа.

Следует также отметить, что разница между предэкспоненциальными факторами прокатанных и наводороженных образцов может иметь простое объяснение. Активационный объем микропластического течения МС растет приблизительно линейно с температурой при  $T \leq 30$  К (так же как и в кристаллических металлах при низких температурах [46]):  $V = V_0 + \alpha T$  [67], где  $V_0$  близко к нулю,  $\alpha \propto 10^{-2}$  нм<sup>3</sup>/К [67]. Это обстоятельство является причиной сильной зависимости предэкспоненциального фактора от напряжения. Действительно, выражение для времени релаксации в этом случае следует записать в виде  $\tau = \tau_0^* \exp[(U_0 - \sigma V_0)/kT]$ , где  $\tau_0^* = \tau_0 \exp(-\sigma\alpha/k)$ . Величина  $\sigma$  включает внешние и внутренние напряжения:  $\sigma = \sigma^{ext} + \sigma^{int}$ . Предположим, в соответствии с нашими экспериментами (см. выше), что  $(\sigma^{ext})_H = (\sigma^{ext})_R$  и  $(\sigma^{int})_H - (\sigma^{int})_R \approx 5-7$  МПа, где индексы  $H$  и  $R$  соответствуют наводороженным и прокатанным образцам соответственно. Тогда нетрудно получить, что  $(\tau_0^*)_R/(\tau_0^*)_H \approx 10^2$  в соответствии с экспериментом (рис. 3).

Рис. 13 иллюстрирует влияние электронного облучения на  $Q^{-1}(T)$  и  $E(T)$  образца, содержащего 2.6 ат% водорода. Методика эксперимента была идентична описанной выше для прокатанных образцов. Видно, что облучение дозой  $1 \cdot 10^{19}$  см<sup>-2</sup> приводит к примерно двукратному уменьшению высоты пика ВТ. Наводороженные образцы менее чувствительны к облучению, чем прокатанные.



**Рис. 12.** Температурные зависимости ВТ наводороженных образцов ( $J = 10$  мА/см<sup>2</sup>,  $t = 20$  мин) при различных частотах: 171 (1), 386 (2), 586 (3) и 1486 Гц (4);  $\varepsilon_0 = 1.9 \cdot 10^{-5}$ .



**Рис. 13.** Влияние 2 МэВ электронного облучения на температурные зависимости  $Q^{-1}$  ( $I, 2$ ) и  $E$  ( $I', 2'$ ) наводороженного образца.  $I, I'$  — после наводороживания при  $J = 10$  мА/см<sup>2</sup>,  $t = 40$  мин, частота  $\approx 300$  Гц и  $\varepsilon_0 = 5 \cdot 10^{-5}$ ;  $2, 2'$  — последующего облучения дозой  $1 \cdot 10^{19}$  см<sup>-2</sup>.

Рассмотренные результаты показывают, что  $Q^{-1}(T)$  и  $E(T)$  прокатанных и наводороженных образцов вполне аналогичны. Единственное явление, которое мы не наблюдали в наводороженных образцах и которое, согласно установленной аналогии, должно иметь место, — это уменьшение высоты пика ВТ при больших концентрациях водорода. В литературе, однако, это явление описано [14,16,23].

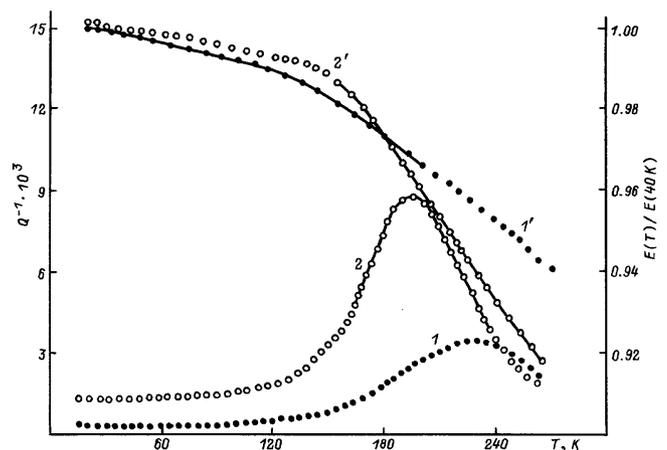
Рассмотрим влияние индуцированной наводороживанием микропластичности на низкотемпературное ВТ. Кривые  $I, I'$  на рис. 14 показывают  $Q^{-1}(T)$  и  $E(T)$  образца, наводороженного при  $J = 2$  мА/см<sup>2</sup> в течение  $t = 40$  мин. Высота пика ВТ при этих условиях составляет примерно  $3.5 \cdot 10^{-3}$  (кривую  $I$  на рис. 10). Кривые  $2, 2'$  представляют соответствующие зависимости для образца, наводороженного в тех же условиях (плотность тока и время), но при наличии растягивающей нагрузки, вызвавшей за время наводороживания пластическое удлинение на 2.2%. Видно, что индуцированная наводороживанием микропластическая деформация вызывает примерно трехкратный рост высоты пика ВТ и соответствующее увеличение дефекта модуля. Этот эксперимент явно указывает на единство природы пиков ВТ в прокатанных и наводороженных образцах. Наблюдаемое же смещение пика в сторону низких температур после наводороживания под нагрузкой следует отнести за счет роста внутренних напряжений.

Таким образом, изложенные эксперименты и их анализ показывают, что пик внутреннего трения в наводороженных образцах не связан с релаксацией Снука. Этот вывод, однако, не следует считать новым. Действительно, принципиальная возможность существования релаксации Снука на атомах водорода подвергалась сомнению еще в работах [51,62,68] (см. также [41]). Основания для таких сомнений следовали из некоторых эксперимен-

тальных результатов, показывающих, что поля смещений вокруг растворенных атомов водорода должны иметь симметрию, близкую к кубической. Различные релаксационные процессы, возникающие в кристаллических металлах после наводороживания, связаны, наиболее вероятно, либо с переориентацией комплексов водород-примесь, либо с введением свежих дислокаций при наводороживании, и убедительно показать связь этих процессов с релаксацией Снука не удалось [41,62,63,68]. В то же время наличие микропластической деформации и увеличение плотности дислокаций после наводороживания установлено вполне надежно [63,64]. Рассмотренные выше результаты показывают, что пластическая деформация при наводороживании МС также имеет место и что именно она ответственна за наблюдаемые аномалии неупругих свойств.

В заключение следует отметить следующее. Сходные пики ВТ наблюдаются после наводороживания МС и чрезвычайно хрупких интерметаллических фаз, получаемых кристаллизацией аморфных образцов [12,18,22]. Этот факт, казалось бы, можно рассматривать как невозможность интерпретации "водородного" пика ВТ в МС в рамках дислокационных представлений. Однако надо иметь в виду, что даже полное отсутствие макроскопической пластичности совсем не означает отсутствия микропластичности. Например, абсолютно хрупкие при комнатной температуре монокристаллы кремния демонстрируют широкий спектр дислокационных релаксаций даже при более низких температурах ([69] и литература в этой работе). Настоящие авторы полагают, что сходство релаксационных процессов в наводороженных МС и кристаллических фазах того же состава отражает сходство соответствующих механизмов микропластичности.

Резюмируя изложенное, можно утверждать, что наблюдаемые аномалии низкотемпературных неупругих свойств в "свежезакаленных", наводороженных и про-



**Рис. 14.** Температурные зависимости  $Q^{-1}$  ( $I, 2$ ) и  $E$  ( $I', 2'$ ) ( $f \approx 300$  Гц,  $\varepsilon_0 = 5 \cdot 10^{-6}$ ) после наводороживания при  $J = 2$  мА/см<sup>2</sup>,  $t = 40$  мин ( $I, I'$ ) и наводороживания в тех же условиях, но при наличии растягивающего напряжения, вызвавшего за время наводороживания пластическое удлинение на 2.2%.

катанных МС обусловлены пластической деформацией структуры. Гетерогенное пластическое течение неупорядоченной структуры в условиях кинетически заторможенной структурной релаксации приводит к появлению дислокационноподобных дефектов, движение которых в поле внешних напряжений обуславливает вышерассмотренные аномалии неупругих свойств.

Авторы выражают благодарность профессору А.М.Рошупкину, профессору В.И.Белявскому и старшему научному сотруднику А.Э.Гольтеру за полезные замечания и плодотворные дискуссии.

## Список литературы

- [1] *Barmatz M., Chen H.S.* // Phys. Rev. 1974. Vol. B9. N 10. P. 4073–4083.
- [2] *Yoon H.N., Eisenberg A.* // J. Non-Cryst. Sol. 1978. Vol. 29. N 5. P. 357–364.
- [3] *Berry B.S., Pritchett W.C., Tsuei C.C.* // Phys. Rev. Lett. 1978. Vol. 41. N 6. P. 410–413.
- [4] *Kunzi H.U., Ageyman K., Gunterodt H.-J.* // Sol. St. Commun. 1979. Vol. 32. N 8. P. 711–714.
- [5] *Калинин Ю.Е., Золотухин И.В.* // ФТТ. 1980. Т. 22. Вып. 1. С. 223–224.
- [6] *Kunzi H.U., Ambruster E., Ageyman K.* // Conf. Met. Glass: Sci. and Technol. Budapest, 1981. Vol. 1. P. 107–117.
- [7] *Sinning H.-R., Wold E., Haessner F.* // Mater. Sci. Eng. 1988. Vol. 97. P. 501–504.
- [8] *Золотухин И.В., Калинин Ю.Е.* // Физика и химия стекла. 1981. Т. 7. № 1. С. 3–15.
- [9] *Berry B.S., Pritchett W.C.* Rapid Quench. Metals III. London, 1978. Vol. 2. P. 21–28.
- [10] *Berry B.S., Pritchett W.C.* // Scr. Met. 1981. Vol. 15. P. 637–642.
- [11] *Berry B.S., Pritchett W.C.* // Phys. Rev. B. 1981. Vol. 24. N 4. P. 2299–2302.
- [12] *Yoshinari O., Koiwa M., Inoue A. et al.* // Acta Met. 1983. Vol. 31. N 12. P. 2063–2072.
- [13] *Kawamura K., Imai A., Hiramatsu K.* // Trans. Jap. Inst. Metals. 1983. Vol. 24. N 2. P. 88–92.
- [14] *Hazelton L.E., Johnson W.L.* // J. Non-Cryst. Sol. 1984. Vol. 61–62. N 1. P. 667–672.
- [15] *Stolz U., Weller M., Kirchheim R.* // Scr. Met. 1986. Vol. 20. N 10. P. 1361–1366.
- [16] *Mizubayashi H., Katoh Y., Okuda S.* // Phys. Stat. Sol. (a). 1987. Vol. 104. N 1. P. 469–485.
- [17] *Золотухин И.В., Бармин Ю.В., Соловьев А.С.* // Физика металлов и металловедение. 1987. Т. 67. № 1. С. 201–204.
- [18] *Berry B.S., Pritchett W.C.* // Z. Phys. Chem. 1989. Vol. 163. N 2. P. 381–390.
- [19] *Mizubayashi H., Agari H., Okuda S.* // Z. Phys. Chem. 1989. Vol. 163. N 2. P. 391–396.
- [20] *He S., Liu M., Taug L.* // J. Sichuan Univ. Nat. Sci. 1989. Vol. 26. N 4. P. 437–441.
- [21] *Sinning H.-R., Nicalaus M., Haessner F.* // Scr. Met. 1989. Vol. 23. N 4. P. 471–476.
- [22] *Sinning H.-R.* // J. Phys. 1991. Vol. 3. N 3. P. 2005–2020.
- [23] *Sinning H.-R.* // Phys. St. Sol. (a). 1993. Vol. 140. N 1. P. 97–108.
- [24] *Sinning H.-R.* // J. Alloys and Compounds. 1994. Vol. 211/212. P. 216–221.
- [25] *Золотухин И.В., Белявский В.И., Хоник В.А.* // ФТТ. 1985. Т. 27. Вып. 6. С. 1788–1794.
- [26] *Белявский В.И., Хоник В.А., Рябцева Т.Н.* // Металлофизика. 1989. Т. 11. № 3. С. 106–111.
- [27] *Золотухин И.В., Белявский В.И., Хоник В.А. et al.* // Физика металлов и металловедение. 1989. Т. 68. № 1. С. 185–191.
- [28] *Zolotukhin I.V., Belyavskii V.I., Khonik V.A. et al.* // Phys. St. Sol. (a). 1989. Vol. 116. N 1. P. 255–265.
- [29] *Хоник В.А., Сафонов И.А., Рябцева Т.Н.* ФТТ. 1993. Т. 35. Вып. 9. С. 2568–2575.
- [30] *Khonik V.A.* J. Alloys and Compounds. 1994. Vol. 211/212. P. 114–117.
- [31] *Gibbs M.R.J., Evetts J.E.* // Scr. Met. 1980. Vol. 14. N 1. P. 63–66.
- [32] *Gilman J.J.* // J. Appl. Phys. 1973. Vol. 44. N 2. P. 675–679.
- [33] *Li J.C.M.* // Metallurg. Trans. 1985. Vol. 16A. N 7–12. P. 2227–2230.
- [34] *Скаков Ю.А., Финкель М.В.* // Изв. вузов. Черная металлургия. 1986. № 9. С. 84–88.
- [35] *Lakshmanan V., Li J.C.M.* // Mater. Sci. Eng. 1988. Vol. 98. P. 483–486.
- [36] *Бойко В.С., Кривенко Л.Ф., Черный О.В. и др.* // ФТТ. 1988. Т. 30. Вып. 9. С. 2841–2843.
- [37] *Хоник В.А., Рябцева Т.Н.* // Металлофизика. 1987. Т. 9. № 3. С. 52–55.
- [38] *Кузьмищев В.А., Золотухин И.В., Косилов А.Т. и др.* // ФТТ. 1990. Т. 32. Вып. 3. С. 722–727.
- [39] *Золотухин И.В., Косилов А.Т., Хоник В.А. и др.* // ФТТ. 1990. Т. 32. Вып. 5. С. 1378–1384.
- [40] *Косилов А.Т., Хоник В.А., Рябцева Т.Н.* // Металлофизика. 1990. Т. 12. № 3. С. 37–41.
- [41] *Алехин В.П., Хоник В.А.* Структура и физические закономерности деформации аморфных сплавов. М.: Металлургия, 1992. 248 с.
- [42] *Новик А.С., Берри Б.С.* Релаксационные явления в кристаллах. М.: Атомиздат, 1975. 471 с.
- [43] *Дрожжин А.И., Сидельников И.В., Постников В.С.* // ФТТ. 1975. Т. 17. Вып. 18. С. 2417–2419.
- [44] *Koiwa M., Hasiguti R.R.* // Acta Met. 1965. Vol. 13. N 12. P. 1219–1230.
- [45] *Swab E., Meszaros Gy., Kaneczs G. et al.* // J. Non-Cryst. Sol. 1988. Vol. 104. N 2–3. P. 291–299.
- [46] *Старцев В.И., Ильичев В.Я., Пустовалов В.В.* Пластичность и прочность металлов и сплавов при низких температурах. М.: Металлургия, 1975. 328 с.
- [47] *Khonik V.A., Kosilov A.T., Kuzmitshev V.A. et al.* // Acta. Met. et Mater. 1992. Vol. 40. N 6. P. 1387–1393.
- [48] *Дзюба Г.А., Золотухин И.В., Косилов А.Т., Хоник В.А.* // ФТТ. 1991. Т. 33. Вып. 11. С. 3393–3399.
- [49] *Спивак Л.В., Хоник В.А., Скрябина Н.Е.* // Письма в ЖТФ. 1993. Т. 19. Вып. 17. С. 40–44.
- [50] *Спивак Л.В., Хоник В.А., Скрябина Н.Е.* // ЖТФ. 1995. Т. 65. Вып. 5. С. 104–113.
- [51] *Пайсл Х.* // Водород в металлах. I. Основные свойства. М.: Мир, 1981. С. 69–93.
- [52] *Maeland A.J.* // Rapid. Quench. Metals. Proc. V Int. Conf. Wurzburg, 1985. Vol. II. P. 1507–1514.
- [53] *Тимошенко С.П., Гудьер Дж.* Теория упругости. М.: Наука, 1975. 576 с.

- [54] *Misra R.D.K., Akhtar D.* // Mater. Lett. 1985. Vol. 3. N 12. P. 500–502.
- [55] *Hagi H., Hayashi Y., Ohtani N.* // J. Soc. Mater. Sci. 1980. Vol. 44. N 12. P. 1440–1447.
- [56] *Park C., Shin K., Niagakawa J.* et al. // Scr. Met. 1980. Vol. 14. N 2. P. 279–284.
- [57] *Hagi H., Kajikawa H., Hayashi Y.* // J. Soc. Mater. Sci. 1989. Vol. 38. N 429. P. 94–100.
- [58] *Спивак Л.В., Скрябина Н.Е.* // Изв. АН СССР. Металлы. 1988. № 3. С. 147–151.
- [59] *Спивак Л.В., Скрябина Н.Е. Курмаева Л.Д. и др.* // ФММ. 1988. № 6. С. 1177–1183.
- [60] *Спивак Л.В., Скрябина Н.Е.* // Изв. вузов. Черная металлургия. 1988. № 6. С. 70–74.
- [61] *Спивак Л.В., Кац М.Я., Скрябина Н.Е.* // ФММ. № 6. С. 142–150.
- [62] *Верт Ч.* // Водород в металлах. II. Прикладные аспекты. М.: Мир, 1981. С. 362–392.
- [63] *Гельд П.В., Рябов Р.А., Кодес Е.С.* Водород и несовершенство структуры металла. М.: Металлургия, 1979. 220 с.
- [64] *Колачев Б.А.* Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия, 1985. 217 с.
- [65] *Гольтер А.Е., Рошупкин А.М.* // Металлофизика. 1986. Т. 8. № 3. С. 60–64.
- [66] *Белоус М.В., Куницкий Ю.А., Немировский А.В.* и др. // Металлофизика. 1989. Т. 11. № 1. С. 72–77.
- [67] *Бобров О.П., Сафонов И.А., Хоник В.А.* // ФГТ. 1994. Т. 36. Вып. 6. С. 1703–1709.
- [68] *Гольтер А.Е.* Канд. дис. Воронеж, 1983. 143 с.
- [69] *Антипов С.А., Дрожжин А.И., Мишин И.В.* // ЖТФ. 1989. Т. 59. Вып. 1. С. 169–177.