

02:05

©1995 г.

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ВОДОРОДА С АМОРФНЫМИ МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ МАТЕРИАЛАМИ

Л.В.Спивак, В.А.Хоник, Н.Е.Скрябина

Пермский государственный университет им. А.М.Горького,
614600, Пермь, Россия

Воронежский педагогический институт, Воронеж, Россия

(Поступило в Редакцию 9 июня 1994 г.)

В окончательной редакции 22 октября 1994 г.)

Впервые рассмотрено изменение некоторых свойств аморфных металлических материалов (АМС) непосредственно в процессе наводороживания. Высказано предположение, что многие обнаруженные эффекты есть следствие накопления и разрядки внутренних напряжений при наводороживании, выдержке после наводороживания или последующем отжиге АМС.

Интерес к проблеме взаимодействия водорода с аморфными металлическими сплавами (АМС) обусловлен как спецификой строения таких материалов, так и физико-механическими последствиями такого взаимодействия [1]. Подавляющая часть такого рода исследований выполнена на сплавах, близких по составу к кристаллическим сплавам или содержащих в значительном количестве гидридообразующие элементы. Примерами таких систем могут служить Ni-Zr, Pd-Zr, Pd-Fe, Pd-Si, Ti-Cu и др.

Несмотря на большое число неясных вопросов, к настоящему времени уже установлены некоторые вполне определенные закономерности взаимодействия водорода с этим классом материалов. Металлические аморфные сплавы часто способны адсорбировать на 40–50% больше водорода, чем кристаллические [2–4]. После наводороживания они сохраняют рентгеноаморфное состояние. Абсорбция водорода приводит к увеличению ширины гало и его смещению в сторону меньших углов отражения, что свидетельствует об увеличении межатомных расстояний. В металлических аморфных сплавах наводороживание вызывает рост электросопротивления [4], снижение температуры сверхпроводящего перехода и повышение точки Кюри [5]. В [6–9] отмечается увеличение коэффициента диффузии водорода в аморфных сплавах по сравнению с их кристаллическими аналогами, но предсказывается иной механизм диффузии водорода. Показано также [10], что концентрация водорода

в дефектах этих сплавов подчиняется статистике Ферми-Дирака. Высказано мнение [2] о разнообразии атомных позиций, занимаемых водородом в металлических стеклах. Так же как и кристаллические, аморфные сплавы становятся хрупкими при введении водорода [3,5,11,12], однако не всегда наблюдается полностью хрупкое разрушение.

Для проведенных до сих пор исследований характерно то, что влияние водорода на структуру и свойства АМС изучается после завершения наводороживания, т.е. фактически рассматривается последствие от внедрения водорода в АМС. Нами предпринята попытка проследить за поведением АМС непосредственно в процессе наводороживания.

В настоящей работе при изучении влияния наводороживания на АМС была использована разработанная ранее [13] методика измерения некоторых физико-механических характеристик металлов непосредственно в процессе насыщения образцов водородом. Наводороживание производили из кислого электролита ($1\text{N H}_2\text{SO}_4 + 100 \text{ мг/л As}_2\text{O}_3$) при плотности катодного тока $i_c = 20 - 200 \text{ А/м}^2$. Образцы АМС (ширина 2-4 мм, длина 50 мм и толщина $\approx 50 \text{ мкм}$) служили катодом. Анод — платиновая проволока. Подробности методики изложены в [14,15]. Исследование было проведено на следующих АМС: $\text{Fe}_{81}\text{B}_{14}\text{Si}_{15}$, $\text{Fe}_{52}\text{Co}_{20}\text{Si}_{15}\text{B}_{13}$, $\text{Fe}_5\text{Co}_{70}\text{Si}_{15}\text{B}_{10}$, $\text{Fe}_5\text{Co}_{58}\text{Ni}_{10}\text{Si}_{11}\text{B}_{16}$, $\text{Co}_{67}\text{Fe}_4\text{Cr}_7\text{Si}_8\text{B}_{14}\text{84KXCP}$, $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{35}\text{Ti}_5$, $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$, $\text{Pd}_{17.5}\text{Cu}_6\text{Si}_{16.5}$.

Введение водорода в исследованные аморфные сплавы разного состава сопровождается увеличением электросопротивления. При прочих равных условиях темпы его изменения при наводороживании зависят от природы сплава. Так, в сплавах на железной и кобальтовой основе зависимости $\Delta R/R(t)$ обычно носят затухающий характер и общее приращение электросопротивления до момента начала разрушения не превышает нескольких процентов. Еще большие значения $\Delta R/R$ (до 30%) получаются при наводороживании сплава $\text{Pd}_{17.5}\text{Cu}_6\text{Si}_{16.5}$. Типичными для этого АМС являются быстрый (через 15-20 мин) выход зависимости $\Delta R(t)$ на насыщение и весьма слабое приращение ΔR в течение последующего двухчасового наводороживания.

Несколько иное влияние продолжительности наводороживания на ΔR установлено в сплаве $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$. В этом сплаве при $i_c = 100 \text{ А/м}^2$ не установлен выход зависимости ΔR на насыщение и ΔR вырастает вплоть до разрушения образца. Качественно аналогично ведет себя и приращение удлинения образца Δl при наводороживании под нагрузкой.

В сплаве $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{35}\text{Ti}_5$ изменение ΔR и Δl ($\sigma = 10 \text{ МПа}$) при наводороживании существенно большее, чем в этом же сплаве без Ti (рис. 1). Выдержка при 20°C наводороженного сплава приводит к некоторому падению ΔR (до 12.6%). Последующий цикл наводороживания сопровождается нарастанием ΔR , но его значения меньше, чем в момент завершения I цикла. Дополнительное вылеживание в течение 70 ч снижает ΔR до 9.1%. Новый цикл наводороживания быстро выводит зависимость $\Delta R(t)$ на близкий к постоянному уровень значений ΔR . С изменением $\Delta R(t)$ коррелирует и изменение Δl .

Такой характер влияния продолжительности наводороживания на ΔR и Δl в этой группе АМС свидетельствует, по-видимому, о том, что достигается предельное для этих условий наводороживания со-

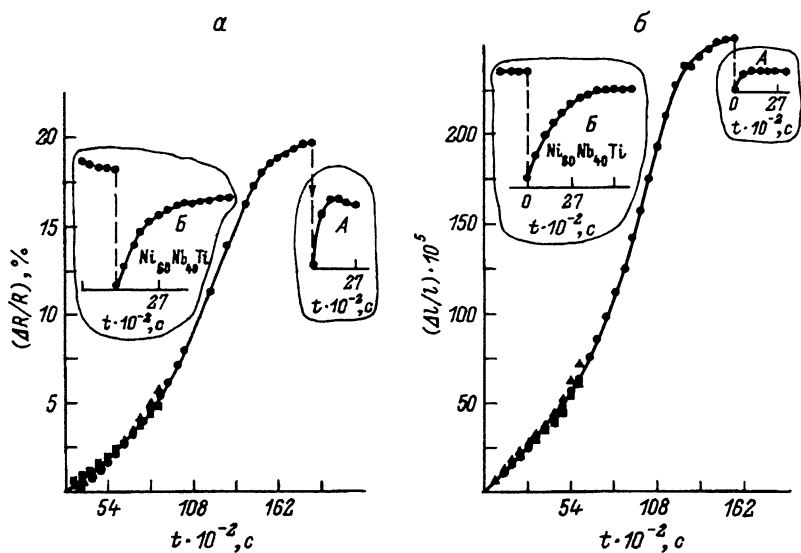


Рис. 1. Влияние продолжительности наводороживания на приращение электросопротивления (а) и удлинение (б) сплава $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{35}\text{Ti}_5$.

$i_c = 100 \text{ A/m}^2$; на вставке поведение материала после выдержки 19 (А) и 70 ч (Б) при 20°C и последующего наводороживания.

держания водорода в АМС. Снижение ΔR и соответственно Δl при последующей выдержке сплавов при 20°C обусловлено, скорее всего, некоторой эвакуацией водорода из образца и процессами релаксации наведенных водородом напряжений.

Увеличение плотности катодного тока увеличивает темпы прироста электросопротивления и сокращает время до разрушения АМС. Для АМС $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$ при плотности тока выше $70\text{--}100 \text{ A/m}^2$ приращение электросопротивления уже мало зависит от интенсивности наводороживания.

Наводороживание ферромагнитных сплавов на основе Fe и Co, в частности сплава $\text{Fe}_{81}\text{B}_{14}\text{Si}_5$, сопровождается заметным снижением величины остаточной намагниченности B_r . Однако последующая выдержка сплава при 20°C постепенно возвращает значения B_r к его исходным значениям. Время релаксации порядка 10 ч. Наводороживание приводит к увеличению микротвердости, особенно заметному для сплавов на железной и железокобальтовой основе.

Во всех без исключения случаях введение водорода приводит к тому, что АМС вне зависимости от их состава становятся хрупкими. При этом хрупкость АМС не исчезает после отжига при $T < T_c$, где T_c — температура расстеклования. Нами показано, что это частично обратимая водородная хрупкость. Она сохраняется в АМС и после удаления значительной части растворенного водорода, но после отжига при $T < T_c$ пластичные свойства АМС несколько восстанавливаются.

Таким образом, непосредственно в процессе наводороживания происходит изменение структуры и свойств АМС. Кинетика изменения исследуемых параметров определяется природой АМС и интенсивностью насыщения его водородом. Происходящие при наводорожива-

нии изменения являются частично обратимыми. Поэтому существенно учитывать время определения тех или иных характеристик АМС после наводороживания. По-видимому, с этим наряду с присущей АМС неоднородностью структуры в пределах одной партии материала связана одна из причин значительного отличия экспериментальных результатов различных исследователей в работах по изучению влияния водорода на структуру и свойства АМС одного и того же состава.

Данные дифрактометрических исследований (рентгеновская съемка образцов в излучении $K_{\alpha}\text{Fe}$) позволяют утверждать, что после водородного насыщения все сплавы остаются рентгеновскими аморфными. Так, образцы сплава $\text{Ni}_{60}\text{Nb}_{40}$ после наводороживания в течение 10–40 мин ($i_c = 100 \text{ A/m}^2$) дают одно размытое гало, ширина которого тем больше, чем продолжительнее насыщения сплава водородом. Отмечается смещение гало в сторону меньших углов. Проведение отжига с шагом 100°C показало, что после отжига при $T < T_c$ в предварительно наводороженных образцах размытие гало остается заметно большим, чем в контрольных образцах, прошедших такую же термообработку.

После отжига на 600°C гало контрольных образцов расщепляется на ряд четких рефлексов, однако идентифицировать возникающие при кристаллизации АМС соединения не удалось. С большой долей вероятности можно считать, что в данном случае появляются соединения типа NbNi_3 и NiNb . При повышении температуры отжига до 800°C установлены превращения в самой кристаллической фазе.

Для предварительно наводороженного сплава после отжига на 600°C также фиксируется появление хорошо различимой системы рентгеновских линий, однако они отвечают другим, отличным от ненаводороженных межплоскостным расстояниям. Число рефлексов в наводороженных образцах больше, чем в ненаводороженных. Идентификацию возникающих фаз привести не удалось из-за отсутствия в соответствующих справочниках характеристик веществ с данным набором межплоскостных расстояний. Замечена также тенденция к возникновению кристаллической фазы при несколько более низких температурах отжига, чем в контрольных (ненаводороженных) образцах.

По данным рентгеноструктурного анализа у сплава $\text{Pd}_{77.5}\text{Cu}_6\text{Si}_{16.5}$ после наводороживания наряду с гало в районе $2\theta \simeq 47^\circ$ наблюдается также четкий рефлекс при $2\theta \simeq 29^\circ$. Такие же рефлексы на тех же углах появляются и при наводороживании этого же АМС, но прошедшего предварительный отжиг при 300°C .

Для решения вопроса о влиянии предварительного наводороживания на температуру расстворения были поставлены эксперименты по измерению электросопротивления АМС при 20 и -196°C . В этом случае отношение $R_{20^\circ\text{C}}/R_{-196^\circ\text{C}}$ (R_K/R_A) мало зависит от неизбежных изменений длины образцов при перезакреплении после разных режимов наводороживания и последующей термообработки.

Снижение температуры измерения приводит к росту электросопротивления АМС $\text{Ni}_{40}\text{Nb}_{40}$, т.е. наблюдается отрицательный термический коэффициент электросопротивления. Введение водорода увеличивает абсолютное значение этого коэффициента. Иными словами, различия в электросопротивлении контрольных и наводороженных образцов возрастают с понижением температуры измерения. В этом

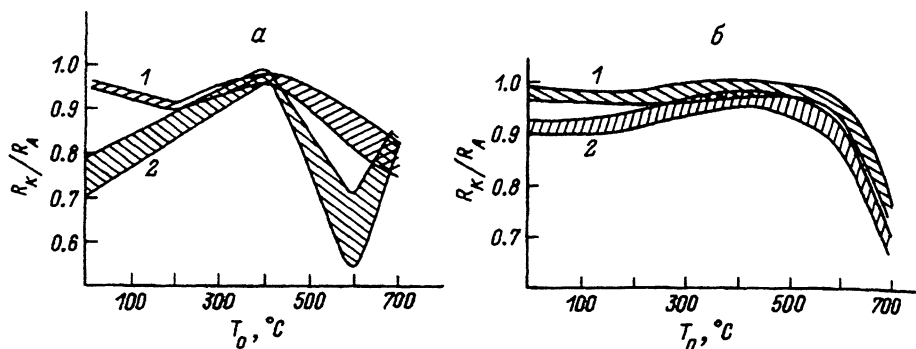


Рис. 2. Влияние температуры отжига контрольных (1) и наводороженных (2) образцов ($i_c = 5$ мА, $t = 25$ мин) на отношение R/R_A .

а — сплав $Ni_{60}Nb_{40}$, б — сплав $Ni_{60}Nb_{35}Ti_5$.

плане имеется хорошая корреляция с влиянием водорода на электросопротивление кристаллических металлических материалов [15].

Результаты исследования измерения электросопротивления АМС после вакуумного отжига при разных температурах T_0 указывают на немонотонный характер зависимости $R_K/R_A(T_0)$ и для ненаводороженных образцов сплава $Ni_{60}Nb_{40}$ позволяют выделить две экстремальные точки: минимум в районе температур $\approx 200^\circ\text{C}$ и максимум в районе 400°C (рис. 2). В наводороженных образцах минимум при 200°C отсутствует. Отношение R_K/R_A растет до температур отжига 400°C , затем уменьшается и достигает минимума после отжига при 600°C . С дальнейшим повышением температуры отжига отношение R_K/R_A вновь обнаруживает тенденцию к увеличению. Однако уже при нагреве до $T > 600^\circ\text{C}$ снижается пластичность сплава и при нагревах выше 700°C измерение электросопротивления по данной методике становится невозможным из-за разрушения образцов при закреплении. Такая хрупкость является естественным следствием кристаллизации аморфной композиции. Ход зависимости $R_K/R_A = f(T_0)$ также позволяет считать, что в наводороженных сплавах $Ni_{60}Nb_{40}$ процесс перехода в кристаллическое состояние начинается при нагреве несколько раньше, чем у ненаводороженных. Справедливость данного вывода подтверждается соответствующими экспериментальными на сплавах $Ni_{60}Nb_{40} + 5\%Ti$ и 82КЗХСР и др. Следовательно, вносимые введением водорода изменения в структуру и свойства АМС сохраняются вплоть до температуры T_c , хотя некоторые физические характеристики частично релаксируют уже при вылеживании.

Нетривиальные результаты, полученные при изучении деформационного отклика металлических кристаллических систем на совместное действие полей напряжения и наводороживания [13,15–17], делали естественным постановку подобных же экспериментов и на АМС.

Такого рода эксперименты были осуществлены на установке типа обратного крутильного маятника, позволяющей нагружать образцы растягивающей нагрузкой (точность регистрации относительной деформации $\approx 5 \cdot 10^{-5}$) и крутящим моментом (точность регистрации деформации кручением $\approx 5 \cdot 10^{-6}$). В качестве примера ниже приведены данные по сплаву $Ni_{60}Nb_{40}$ [18].

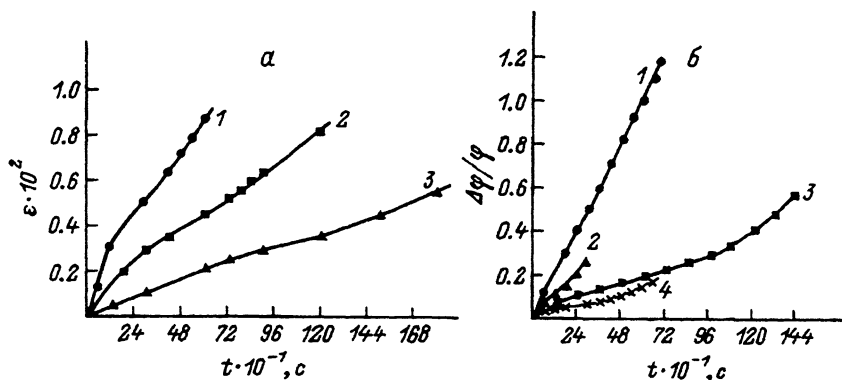


Рис. 3. Влияние продолжительности наводороживания на деформацию АМС Ni₆₀Nb₄₀.

a — при растяжении: 1 — $\sigma = 145$ МПа, $i_c = 100$ А/м²; 2 — $\sigma = 15.5$ МПа, $i_c = 100$ А/м², 3 — $\sigma = 145$ МПа, $i_c = 20$ А/м²; *b* — при кручении: 1 — $M_k = 40 \cdot 10^{-6}$ кг · м, $i_c = 100$ А/м²; 2 — $M_k = 120 \cdot 10^{-6}$ кг · м, $i_c = 100$ А/м²; 3 — $M_k = 40 \cdot 10^{-6}$ кг · м, $i_c = 20$ А/м²; 4 — $M_k = 120 \cdot 10^{-6}$ кг · м, $i_c = 20$ А/м².

Общей закономерностью, проявляющейся у всех без исключения АМС, является активация деформации (рис. 3, *a*) при одновременном действии растягивающей нагрузки σ и наводороживания. Максимально используемая в работе с этим АМС осевая нагрузка (145 МПа) на порядок меньше его предела упругости σ_y . Выдержка АМС под этой нагрузкой в течение нескольких часов при 300 К не привела к дополнительной деформации. Введение водорода резко активизирует деформацию ползучести, развитие которой на определенном этапе наводороживания ограничивается разрушением АМС (рис. 3, *a*). Как правило, с увеличением σ и i_c (интенсивности закачки водорода в АМС) время до разрушения имеет тенденцию к уменьшению. Величина деформации до разрушения изменяется менее однозначно.

Таким образом, на широкой гамме АМС при нагрузках, значительно меньших предела упругости, обнаружена инициированная водородом ползучесть. Существенно, что обнаруженная деформация развивается только при активной закачке водорода в АМС. Прекращение подачи водорода ($i_c = 0$) тотчас же останавливает развитие деформации. Обнаруженное явление наблюдается, как и в кристаллических материалах, только при совместном действии двух факторов: поля напряжения и диффузионного потока водорода [14,15].

Тривиальным объяснением рассматриваемого эффекта могло быть предположение о том, что регистрируемая деформация есть не что иное, как дилатация, увеличение объема АМС, при растворении в нем водорода. Считая справедливым данное предположение, при $\sigma < 0.1\sigma_y$ скорость приращения удлинения не должна была бы зависеть от величины σ , а определяться только интенсивностью неводороживания, так как, согласно [19], растворимость водорода в металле пропорциональна $\sqrt{i_c}$. Этого в эксперименте не наблюдается.

При прочих равных условиях в случае наводороживания с $i_c = 100$ А/м² в металл вводится в 2.2 раза больше водорода, чем при наводороживании с $i_c = 20$ А/м². Если считать, что деформация имеет

чисто дилатационный характер, то и деформации удлинения при таких режимах наводороживания должны соответственно относиться друг к другу. В действительности же, например, для $\sigma = 145$ МПа, $t = 10$ мин это соотношение равно ≈ 4.5 . Существенно и то, что при $\sigma \rightarrow 0$ относительное удлинение (ε) также стремится к весьма малой величине порядка 0.05–0.1%.

Кроме того, сама кинетика развития деформации, когда непосредственно перед разрушением скорость деформации резко возрастает, свидетельствует об отсутствии определяющего вклада дилатации в рассматриваемые деформационные эффекты.

Схемой нагружения, исключаяющей вклад дилатации в деформацию, возникающую в направлении действующей силы, является кручение. Деформация при кручении полоски прямоугольного тонкого сечения дается выражением [20]

$$\varphi = \text{const} \frac{M_k l}{G a b^3},$$

где φ — угол закручивания, M_k — крутящий момент, l — длина образца, G — модуль сдвига, a и b — соответственно ширина и толщина полоски.

Отсюда видно, что при допущении изотропности дилатации ($\Delta l/l = \Delta a/a = \Delta b/b$) обусловленное этим эффектом приращение деформации при постоянном M_k будет равно

$$\frac{\Delta \varphi}{\varphi} = \frac{\Delta l}{l} - \frac{\Delta a}{a} - 3 \frac{\Delta b}{b} - \frac{\Delta G}{G} = -\frac{3 \Delta l}{l} - \frac{\Delta G}{G},$$

т.е. при влиянии водорода только на геометрические параметры образца (дилатация) вызванная этим явлением деформация должна быть противоположна по направлению действующему на образец крутящему моменту. Результат соответствующих экспериментов (рис. 3, б) не только указывает на активизацию деформации в направлении M_k при наводороживании, но и полностью в качественном плане коррелирует с данными по растяжению АМС. Соотношение деформации при фиксированном времени наводороживания и плотности катодного тока 100 и 20 А/м² для $M_k = 40 \cdot 10^{-6}$ кг·м равно ≈ 4 , для $M_k = 120 \cdot 10^{-6}$ кг·м также около 4, что близко к соответствующим данным при растяжении. С уменьшением крутящего момента ниже некоторого предела, когда $M_k \rightarrow 0$, инициируемая введением водорода деформация также резко уменьшается.

Обращают на себя внимание существенно большие по относительной величине деформационные эффекты при нагружении кручением по сравнению с деформацией растяжением. Данное обстоятельство является общим свойством подобного рода эффектов при наводороживании в поле напряжений кристаллических материалов [14,15]: наибольшие синергические эффекты этого типа проявляются при наличии высокоградиентных силовых и концентрационных полей. При растяжении реализуется более однородное напряженное состояние и соответственно можно ожидать и меньших деформаций. С другой стороны, деформация кручением — более мягкая схема нагружения, при которой, естественно, можно реализовать сравнительно больший запас пластичности сплава, чем при деформации растяжением.

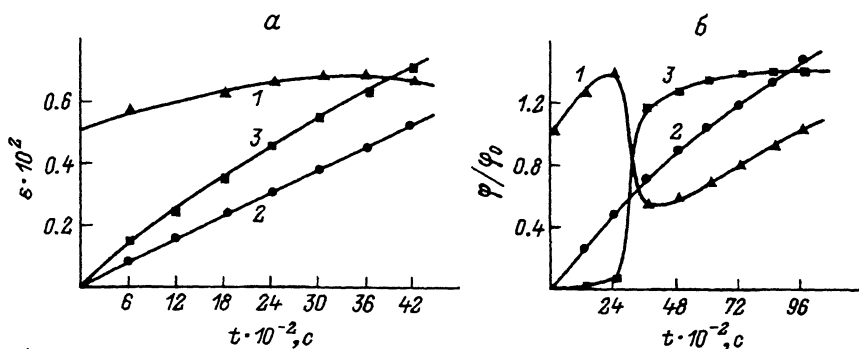


Рис. 4.

a — влияние продолжительности наводороживания под нагрузкой и разгрузки на деформацию АМС Ni₆₀Nb₄₀ при растяжении ($\sigma = 145$ МПа, продолжительность цикла 1 мин) на остаточную деформацию ϵ_0 , обратимую деформацию ϵ_r и деформацию при наводороживании ϵ_n (1 — ϵ_r , 2 — ϵ_0 , 3 — ϵ_n ; $i_c = 100$ А/м²); *b* — влияние продолжительности наводороживания под нагрузкой и разгрузки на деформацию АМС Ni₆₀Nb₄₀ при кручении ($M_k = 40 \cdot 10^{-6}$ кг·м, продолжительность цикла 2 мин) на остаточную деформацию γ_0 , обратимую деформацию γ_r и деформацию при наводороживании γ_n (1 — γ_r , 2 — γ_n , 3 — γ_0 ; $i_c = 100$ А/м²); *a* — деформационное поведение АМС в процессе эксперимента, *b* — результирующие данные.

Еще одним фактором, способным оказать влияние на ускорение деформации при одновременном воздействии напряжения и наводороживания, может быть изменение водородом упругих констант АМС.

Для анализа этой ситуации были проведены эксперименты с попеременным включением (наводороживание) и отключением тока (прекращение наводороживания) поляризация с синхронной разгрузкой образца и соответствующей нагрузкой перед следующим циклом наводороживания. По мере увеличения числа циклов нагрузка-наводороживание-отключение тока-разгрузка фиксируется увеличение остаточной деформации ϵ_0 , приращение деформации непосредственно при наводороживании ϵ_n и обратимой ϵ_r , или упругой, деформации (рис. 4, *a*). Увеличение ϵ_r при постоянном σ можно интерпретировать как уменьшение эффективного модуля упругости при растяжении.

Совершенно аналогичная картина наблюдается при такого же рода циклировании в процессе нагружения при кручении АМС (рис. 4, *b*). Здесь, правда, отмечается более сложный характер изменения обратимой деформации γ_r при наводороживании. В начале наводороживания упругие свойства снижаются, затем резко возрастают и в дальнейшем стремятся к исходным перед наводороживанием значениям. Тем не менее и при этой схеме нагружения деформации при наводороживании в поле напряжений γ_n складываются из приращения остаточной деформации γ и приращения деформации за счет изменений упругих констант АМС. Определяющий вклад в суммарную деформацию дает необратимая ее часть.

Таким образом, вне зависимости от схемы наводороживания деформация при наводороживании в поле напряжений в конечном итоге складывается из упругой, обратимой деформации и необратимой, нарастающей по мере увеличения числа циклов разгрузка-нагрузка-наводороживание (или, что одно и то же, продолжительности насыщения АМС водородом).

Наблюдаемое качественное подобие при рассмотрении деформационного поведения АМС при наводороживании деформированных растяжением и кручением образцов позволяют считать наряду с другими отмеченными выше фактами, что дилатационные компоненты деформации в нашем случае не играют определяющей роли.

Таким образом, есть основания утверждать, что обнаружена неизвестная ранее активизация деформационного поведения АМС при наводороживании в поле напряжений. Эти деформации отсутствуют при нагружении АМС в отсутствие диффузионного потока водорода. При том же уровне действующих напряжений она не обнаружена в предварительно наводороженном материале и реализуется в АМС различного класса только при совместном действии поля напряжений и диффузионного потока водорода. Мы имеем дело с синергическим (лат. *synergico* — совместно) эффектом микропластичности.

Как уже указывалось, рентгеновские исследования позволяют считать, что изучаемые сплавы как до, так и после наводороживания находятся в аморфном состоянии. Возникновение гидридных фаз не обнаружено. Следовательно, либо мы имеем дело с псевдоаморфными сплавами, кристаллическое строение которых не выявляется использованными методиками, и тогда понятна близость их поведения к кристаллическим объектам, либо наблюдаемые эффекты обусловлены специфическими механизмами, присущими взаимодействию водорода именно с АМС. Судя по всему, ведущие микромеханизмы такого взаимодействия связаны с возникновением и релаксацией внутренних полей напряжений.

При насыщении АМС водородом в кристаллических материалах такими микромеханизмами снижения внутренних напряжений являются [14] пластическая деформация дислокационного типа, снижение уровня поля напряжений за счет ориентированного, согласованного с внешним полем напряжений роста гидридных или подобных им образований, инициирование полем напряжений фазовых переходов в структурно метастабильной матрице и как самый радикальный способ разрядки напряжений — разрушение материала.

Несомненно и то, что водород в АМС, помимо прочего, также является источником значительных внутренних напряжений. Релаксация таких напряжений возможна либо за счет активизации в АМС процессов релаксации свободного объема [21,22], либо за счет дислокационных механизмов микропластической деформации. На возможность существования дислокационных механизмов релаксации наведенных водородом напряжений указывает обнаружение [23] низкотемпературного релаксационного пика внутреннего трения в наводороженных АМС. Это пики по многим своим характеристикам близки к релаксационным пикам внутреннего трения в АМС, предварительно пластически деформированных прокаткой [24]. Высокая скорость такой релаксации объясняет то обстоятельство, что деформация АМС прекращается тотчас же после отключения тока поляризации.

Немонотонный характер изменения упругой, обратимой деформации при наводороживании, исключаящем влияние дилатации, позволяет считать возможным еще один микромеханизм снятия напряжений в АМС за счет процессов релаксации свободного объема. В зависимости от природы АМС и условий наводороживания такие микроме-

ханизмы релаксации наведенных водородных напряжений могут действовать последовательно или одновременно. Как в том, так и в другом случаях наличие внешнего поля напряжений создает предпосылки для определенных предпочтительных направлений таких микродвигов, что в конечном итоге проявляется в микропластической деформации материала при наводороживанием в режиме ползучести.

Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований.

Список литературы

- [1] Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимобо К. М.: Металлургия, 1987. 328 с.
- [2] Libowitz G.G., Maeland A.J. // J. Less-Common Metals. 1984. N 101. Intern. Conf. Hydrogen Metals. Wroclaw, 1983. P. 131-143.
- [3] Maeland A.J. // Rapidly Quenched Metals. Proc. 5th Conf. Amsterdam, 1985. Vol. 2. P. 1507-1514.
- [4] Роцункин В.В., Мерисов Б.А., Хаджай Г.Я. // Теплофиз. конденс. сред. 1985. № 12. С. 95-98.
- [5] Koester U., Schroeder H.W. // Glass. Curr. Issues. Proc. NATO Adv. Study Symp. Dordecht, 1985. P. 83-93.
- [6] Chamdrion W., Shamberod A. // Rapidly Quenched Metals. Proc. 5th Conf. Amsterdam, 1985. Vol. 2. P. 1549-1552.
- [7] Baba K., Sakamoto Y. // Mater. Sci. and Eng. 1988. Vol. 99. P. 539-542.
- [8] Stolz U., Kirchneim R., Wildermuth A. // Rapidly Quenched Metals. Proc. 5th Intern. Conf. 1985. P. 1537-1540.
- [9] Kim J.J., Stevenson D.A. // J. Non-Cryst. Solids. 1988. Vol. 101. N 2-3. P. 187-197.
- [10] Fromageau R., Magnouche A., Brebec G., Hillairet J. // J. Less-Common Metals. 1988. Vol. 138. N 2. P. 337-348.
- [11] Flis J., Ashok S., Stoloff N.S., Duquette D.J. // Acta Metal. 1987. Vol. 35. N 8. P. 2071-2079.
- [12] Misra R.D.K., Akhtar D. // Mater. Lett. 1986. Vol. 4. N 4. P. 207-210.
- [13] Кац М.Я., Скрябина Н.Е., Спивак Л.В. // Письма в ЖТФ. 1986. Т. 12. Вып. 1. С. 21-24.
- [14] Спивак Л.В., Кац М.Я., Скрябина Н.Е. // ФММ. 1991. № 6. С. 142-150.
- [15] Спивак Л.В., Скрябина Н.Е., Кац М.Я. Изд-во ПГУ, 1993. 343 с.
- [16] Кац М.Я., Спивак Л.В. // ЖТФ. 1989. Т. 59. Вып. 2. С. 196-198.
- [17] Кац М.Я., Спивак Л.В. // Письма в ЖТФ. 1990. Т. 16. Вып. 1. С. 51-53.
- [18] Спивак Л.В., Хоник В.А., Скрябина Н.Е. // Письма в ЖТФ. 1993. Т. 17. Вып. 19. С. 39-43.
- [19] Закрыцкий Т. // Защита металлов. 1983. Т. 19. № 5. С. 733-739.
- [20] Тимошенко С.П., Гудьер Дж. Теория упругости. М.: Наука, 1975. 576 с.
- [21] Leonardsson L. // Rapidly Quenched Metals. Proc. 5th Intern. Conf. Amsterdam, 1985. P. 1353-1356.
- [22] Limoge Y. // Scr. Met. 1992. Vol. 26. N 5. P. 809-812.
- [23] Khonik V.A., Spivak L.V. // 10th Intern. Conf. on Internal Friction and Ultrasonic Attenuation in Solids-ICIFUAS-10. Roma, 1993. P. 6-4.
- [24] Zolotukhin L.V., Belyavskii V.J., Khonik V.A., Ryabtseva T.N. // Phys. Stat. Sol. (a). 1989. Vol. 116. P. 255-265.