

© 1992

ПЛАСТИЧЕСКОЕ КРУЧЕНИЕ И ВОЗВРАТ ФОРМЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

А. Т. Косилов, В. А. Кузьмищев, В. А. Хоник

Исследован инициируемый нагревом возврат формы образцов металлических стекол $Nb_{60}Nb_{40}$, $Fe_{81}Si_{14}B_5$ и $Co_{87}Nb_5Zr_8$, предварительно деформированных кручением при различных температурах. Установлено, что измерения возврата формы являются индикатором типа деформации. Гетерогенная (локализованная) деформация сопровождается образованием дальнедействующих полей внутренних напряжений и всегда приводит к частичному возврату. Гомогенная (однородная) деформация вызывает образование внутренних локальных микронапряжений, которые являются причиной наблюдаемого полного возврата. Тип деформации МС определяется скоростью структурной релаксации при температуре испытания. Если эта скорость мала, то реализуется гетерогенное течение. В условиях интенсивной структурной релаксации деформация является гомогенной. Смена механизмов деформации определяется не гомологической температурой испытания, а предварительной термообработкой.

Пластическая деформация металлических стекол (МС) является предметом неослабевающего интереса. За время, прошедшее с момента начала интенсивных исследований, установлены многие закономерности их механического поведения. Однако главное внимание уделялось исследованиям пластического течения при растяжении или изгибе. Значительно меньшая информация имеется о поведении МС при кручении в чисто сдвиговой деформации. Так, авторы [1-3] исследовали ползучесть, возникающую при приложении постоянного крутящего момента, и получили доказательства наличия широкого спектра энергий активации элементарных актов сдвига. К аналогичному выводу пришел Берри [4], который также показал, что после снятия нагрузки возможно полное восстановление исходной формы образцов. Полный или частичный возврат в изотермических условиях наблюдался и после ползучести, вызванной растягивающей нагрузкой [5-8]. Активное пластическое кручение исследовалось в работах [9-11]. Было установлено, что даже при комнатной температуре наблюдается высокая макроскопическая пластичность (в отличие от испытаний растяжением): остаточная сдвиговая деформация на поверхности может превышать 15-20%. Знакопеременное пластическое кручение при комнатной температуре показало [10, 11] наличие эффекта Баушингера, свидетельствующего о важной роли внутренних напряжений деформационной природы в процессах гетерогенного пластического течения. Исследования [10] также показали, что нагрев предварительно деформированных при комнатной температуре образцов приводит к небольшому восстановлению формы. Характер кривых возврата формы существенно зависит от степени предварительной деформации и термообработки. В частности, свежезакаленные образцы демонстрируют необычную реакцию на температурное воздействие: предварительно деформированный образец закручивается (а не раскручивается) при нагреве. В целом изложенные в [10] экспериментальные данные привели к выводу о том, что испытания кручением и исследования инициируемого нагревом возврата формы являются эффективным инструментом анализа пластического течения МС. В настоящей работе представляются результаты дальнейших исследований в этом направлении.

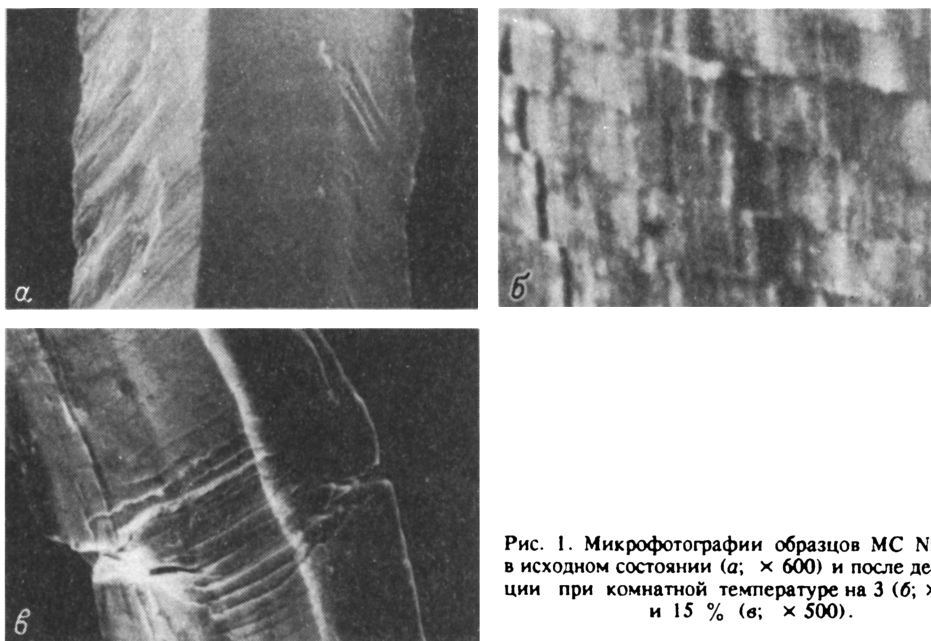


Рис. 1. Микрофотографии образцов MC Ni₆₀Nb₄₀ в исходном состоянии (а; $\times 600$) и после деформации при комнатной температуре на 3 (б; $\times 6000$) и 15 % (в; $\times 500$).

1. Методика эксперимента

Исследовались MC Ni₆₀Nb₄₀, Fe₈₁Si₁₄B₅ и Co₈₇Nb₅Zr₈. Первые два сплава готовились стандартным методом спиннингования, последний — высокоскоростным ионно-плазменным напылением. Толщины образцов составляли 50, 35 и 50 мкм для указанных MC соответственно. Аморфность контролировалась рентгенографически и просвечивающей электронной микроскопией. Образцы для исследований готовились путем разрезания исходных лент и пластин на полоски шириной 40—60 мкм с помощью специального устройства типа гильотинных пресс-ножниц. Внешний вид получаемых таким способом образцов иллюстрирует рис. 1, а.

Испытания кручением и исследования возврата формы проводились с помощью универсальной деформационной микромашины, аналогичной описанной в [11]. Образец в машине крепился термостойким клеем на основе каолина. Измерение приложенного крутящего момента осуществлялось методом оптического рычага по величине деформации упругого кварцевого элемента (последовательно соединенного с образцом) с погрешностью около 10% [12]. Сдвиговая деформация на поверхности образца рассчитывалась по формуле

$$\epsilon = \varphi d / 4l, \quad (1)$$

где l — рабочая длина образца (обычно $l = 2 \div 3$ мм), φ — угол кручения образца и d — его условный диаметр (в расчетах условно принималась цилиндрическая форма образцов, причем их диаметр считался равным толщине исходной ленты или пластины). Погрешность вычислений с помощью (1) оценивалась в 25—30%. Активная скорость деформации составляла $5 \cdot 10^{-5}$ с⁻¹. Все измерения проводились в вакууме $\approx 10^{-5}$ Тор. Температуры начала кристаллизации, согласно dilatометрическим данным, измерениям внутреннего трения, модуля упругости и дифференциальному термическому анализу, составили 815, 820 и 825 К для MC Ni₆₀Nb₄₀, Fe₈₁Si₁₄B₅ и Co₈₇Nb₅Zr₈ соответственно при $\dot{T} = 10$ К/мин.

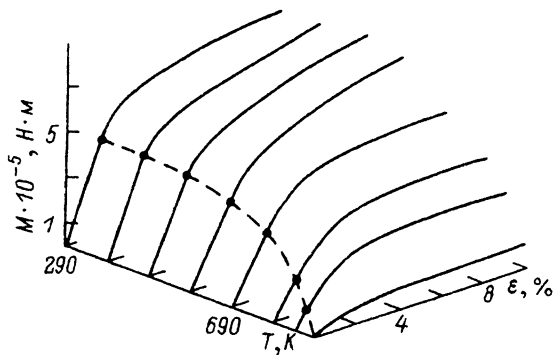


Рис. 2. Диаграммы кручения MC Ni₆₀Nb₄₀ при различных температурах.

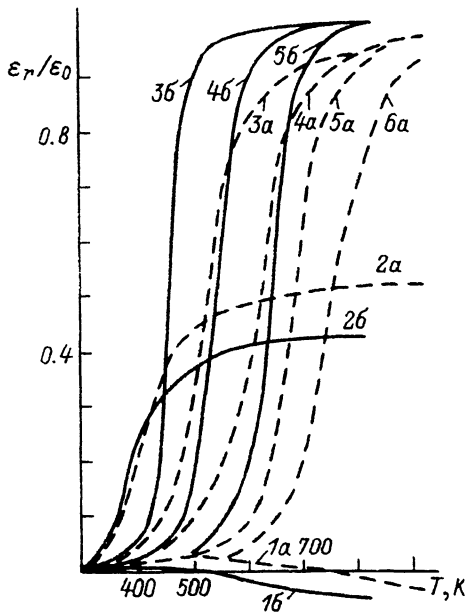


Рис. 3. Влияние температуры деформации на возврат формы MC Ni₆₀Nb₄₀ (а) и Fe₈₁Si₁₄B₅ (б), деформированных на 0.15–0.20 %.

Температуры деформации 293, 393, 473, 573, 673 и 773 К для кривых 1–6 соответственно.

2. Результаты и обсуждение

1) Диаграммы кручения. Зависимости крутящий момент M —деформация ϵ для MC Ni₆₀Nb₄₀ в интервале $290 < T < 890$ К показаны на рис. 2. Каждая последующая кривая была получена с помощью нового образца, который деформировался до $\epsilon = 10\%$ (разрушения при этом не наступало). Характерной особенностью этих кривых в низкотемпературной области ($T < 0.7 T_c$) является существенное возрастание крутящего момента с ростом деформации на стадии установившегося пластического течения (в противоположность представленным в [9] результатам). Такое поведение, однако, не является доказательством наличия деформационного упрочнения, так как при кручении даже идеального упругопластичного тела $dM/d\epsilon > 0$ [13]. Предел упругости (штриховая кривая на рис. 2), который определялся по отклонению зависимости $M(\epsilon)$ от закона Гука, слабо зависит от температуры при $250 \text{ К} < T < 0.7 T_c$ и быстро снижается при более высоких температурах. При этом $dM/d\epsilon$ уменьшается, и при $T = 890$ К установившееся пластическое течение имеет место при почти постоянном крутящем моменте.

Два других исследованных MC проявляли в целом аналогичное поведение. Единственное существенное отличие было установлено для напыленного MC Co₈₇Nb₅Zr₈: полная деформация до разрушения обычно не превышала 5–6%.

Исследования поверхности деформированных при комнатной температуре образцов с помощью сканирующего электронного микроскопа показали, что пластическое течение сопровождается образованием полос сдвига. При малых деформациях на поверхности образцов наблюдаются две взаимно перпендикулярные (рис. 1, б) системы скольжения в соответствии с двумя главными касательными компонентами тензора σ_{ik} при кручении [13]. При больших дефор-

мациях полосы сдвига формируют участки макроскопической локализации деформации (рис. 1, *в*). Высокотемпературная деформация (при $T > 473$ К) является гомогенной, и полосы сдвига отсутствуют.

2) Возврат формы активно деформированных образцов. Для исследований возврата формы образцы нагревались до требуемой температуры T_d , пластически деформировались при этой температуре, охлаждались в нагруженном состоянии до комнатной температуры, освобождались от нагружающего устройства и определялся угол пластического кручения, с помощью которого по формуле (1) находилась величина остаточной деформации ϵ_0 . Далее в процессе нагрева свободно подвешенного образца определялось изменение его угла кручения, вызванное действием внутренних напряжений. Это изменение затем пересчитывалось в деформацию возврата ϵ_r в соответствии с (1).

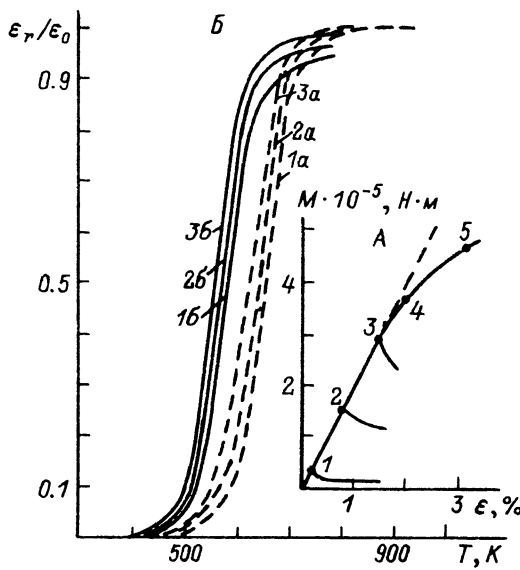
Кривые возврата формы для MC Ni₆₀Nb₄₀ и Fe₈₁Si₁₄B₅ в координатах $\epsilon_r/\epsilon_0 - T$ для различных температур деформации и $\epsilon_0 \approx 0.2\%$ представлены на рис. 3. В случае деформации при комнатной температуре (кривые 1*a*, 1*б*) максимальное значение ϵ_r очень мало (восстанавливается лишь несколько процентов от ϵ_0), и при $T > 730$ К для Ni₆₀Nb₄₀ ($T > 530$ К для Fe₈₁Si₁₄B₅) начинается аномальный возврат — закручивание образца при нагреве. Этот результат для случая MC Ni₆₀Nb₄₀ подробно рассматривался в [10]. Увеличение температуры деформации приводит к качественному изменению кривых возврата формы. Например, если $T_d = 393$ К, то после нагрева до T_c исходная форма восстанавливается на 40—50% (кривые 2*a*, 2*б*) и при $T_d > 473$ К возврат становится почти полным (кривые 3*a*—3*а*, 3*б*—3*б*). При этом во всех случаях максимальная скорость восстановления формы реализуется вблизи T_d .

Необходимо также отметить, что увеличение остаточной деформации ϵ_0 свыше 0.2% приводит к уменьшению степени возврата. Так, если $\epsilon_0 = 0.8 \div 1.0\%$, то максимальное значение ϵ_r/ϵ_0 снижается до $\approx 50\%$, хотя качественная форма кривых $\epsilon_r(T)/\epsilon_0$ остается неизменной (при $T_d > 373$ К).

Кривые возврата формы напыленного сплава Co₈₇Nb₅Zr₈ аналогичны представленным на рис. 3, только в отличие от случая MC Ni₆₀Nb₄₀ и Fe₈₁Si₁₄B₅ максимальная величина ϵ_r/ϵ_0 составляет 80—85%.

3) Возврат формы образцов, деформированных в режиме релаксации крутящего момента. Вследствие неупорядоченного характера структуры MC в условиях интенсивной структурной релаксации пластические сдвиги возможны при напряжениях, много меньших макроскопического предела текучести. После нагружения до низких напряжений и фиксации полной деформации можно получить заданную остаточную деформацию как релаксации напряжений, обусловленной направленной структурной релаксацией [14]. Представляло интерес установить, будут ли отличаться кривые возврата формы образцов, деформированных на одну и ту же величину различными способами (активной деформацией и в режиме релаксации крутящего момента). Наличие такой разницы может указывать на различный характер элементарных актов сдвига, определяющих макроскопическое формоизменение.

Для ответа на этот вопрос были получены кривые возврата формы образцов MC Ni₆₀Nb₄₀, предварительно деформированных при $T = 623$ К в режиме релаксации крутящего момента. После нагружения образца до точек 1, 2 или 3 на диаграмме кручения (рис. 4, А; полные деформации составляли при этом 0.2, 0.8 и 1.5% соответственно) активная деформация прекращалась и образец поддерживался в таком состоянии в течение времени, достаточного для накопления пластической деформации $\epsilon_0 \approx 0.15\%$. Для точки 3 это время составляло несколько минут, для точки 1 — около часа. Затем образец охлаждался в нагруженном состоянии до комнатной температуры, разгружался, освобождался от нагружающего устройства и в процессе последующего нагрева измерялся возврат формы. Соответствующие кривые 1*a*—3*a* представлены на рис. 4, Б. Видно, что



А: диаграммы кручения МС Ni₆₀Nb₄₀ при $T = 623$ К. Указаны точки прекращения активной деформации. После нагружения до точек 1—3 образцы деформировались в режиме релаксации крутящего момента на $\epsilon_0 = 0.15\%$. Точки 4 и 5 соответствуют только активной деформации. Б: 1а—3а — кривые возврата формы образцов Ni₆₀Nb₄₀ после нагружения до точек 1—3, деформации в режиме релаксации крутящего момента и охлаждения до комнатной температуры. Сплошные кривые 1б—3б дают результаты аналогичного эксперимента для МС Fe₈₁Si₁₄B₅ (нагружение при $T = 573$ К до полной деформации $\epsilon = 0.3$ (1б); 0.8 (2б) или 1.5% (3б), пластическая деформация в режиме релаксации крутящего момента на $\epsilon_0 = 0.15\%$, охлаждение до комнатной температуры и измерение возврата).

характер этих кривых практически не зависит от уровня напряжений, вызвавших деформацию. Во всех случаях наблюдается полный возврат и кривые $\epsilon_r(T)/\epsilon_0$ аналогичны полученным для активно деформированных на $\epsilon_0 \approx 0.15\%$ образцов (точка 4; активное нагружение до точки 5 дает примерно

50-процентный возврат). Результаты аналогичного эксперимента для МС Fe₈₁Si₁₄B₅ иллюстрируются кривыми 1б—3б на рис. 4, Б (T_d в этом случае составляла 573 К). Как видно, с учетом разницы T_d эксперимент привел к тому же результату. Сплав Co₈₇Nb₅Zr₈ также проявлял аналогичное поведение.

Таким образом, можно заключить, что механизм деформации при изменении крутящего момента более чем на порядок остается неизменным. Следует также отметить, что увеличение времени выдержки в режиме релаксации крутящего момента, приводящее к росту остаточной деформации до 0.8—1.0%, вызывает примерно двукратное уменьшение степени возврата аналогично случаю активно деформированных образцов.

4) Природа возврата формы. Движущей силой возврата являются поля внутренних напряжений, возникающие при деформации. Пластическая деформация при кручении распределена вдоль радиуса образца неоднородно, и в зависимости от характера этого распределения возможны два различных способа формирования полей внутренних напряжений. Если пластическая деформация реализуется по дислокационно-подобному механизму [15—19] и в основном сконцентрирована вблизи поверхности образца (кривая 1 на рис. 5, а), то распределение полей внутренних напряжений $\sigma(r)$ после снятия нагрузки (кривая 2 на рис. 5, а) характеризуется

наличием двух областей, в которых σ имеет противоположный знак [10, 13]. Эти области условно обозначены знаками + и — на рис. 5, а. Объем материала вблизи поверхности находится в поле действующих напряжений σ , которые по знаку противоположны прикладываемым

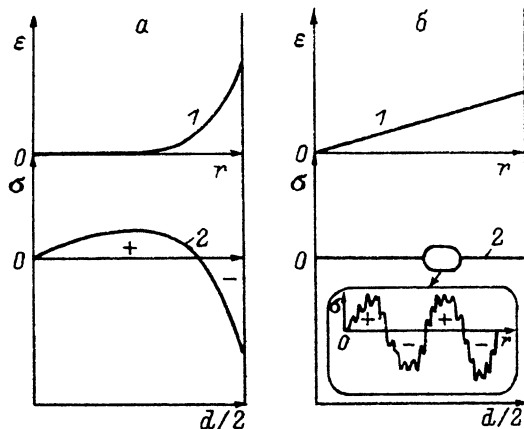


Рис. 5. Радиальные распределения пластических деформаций (а) и внутренних напряжений (б) в разгруженных образцах, претерпевших гетерогенную (1) и гомогенную (2) деформацию.

внешним напряжениям и стремится раскрутить образец, тогда как центральная часть образца упруго закручена полем σ^+ . Макроскопическая реакция на температурное воздействие определяется конкуренцией сдвиговых процессов разного знака вблизи поверхности и в объеме образца.

В кристаллических материалах [20, 21] движение дислокаций к своим источникам вблизи поверхности вызовет при нагреве либо полное, либо частичное восстановление формы образца, в то время как термоактивируемое движение дислокаций в поле напряжений σ^+ в его центральной части может приводить к появлению незначительных по величине стадий аномального возврата [21]. Особенность формоизменения МС при нагреве состоит в том, что деформация при комнатной температуре вызывает аномальное закручивание образцов, тогда как деформация при повышенных температурах приводит к полному восстановлению исходной формы. По нашему мнению, столь высокая чувствительность характера возврата формы к температуре деформации и тем более эффект полного восстановления формы при $T_d > 473$ К не могут быть объяснены в рамках одного дислокационно-подобного механизма пластического течения МС.

Объяснение наблюдаемых закономерностей может быть дано в рамках представлений о двух конкурирующих механизмах пластической деформации АМС: гетерогенной (локализованной) дислокационно-подобной деформации и гомогенном (однородном вязком) течении, обусловленном направленной структурной релаксацией в поле внешних напряжений [14].

Гетерогенная деформация реализуется при комнатной температуре, и под действием возникающего после разгрузки неоднородного поля внутренних напряжений возможны по меньшей мере три процесса, которые будут определять формоизменение при последующем нагреве.

1) В центральной части образца при нагреве начнется структурная релаксация, которая в силу наличия дальнедействующих закручивающих напряжений будет носить направленный характер [14]. Если этот процесс будет доминирующим, образец при нагреве будет закручиваться (аномальный возврат). Прямым подтверждением возможности такого механизма формоизменения является установленный факт исчезновения аномального возврата после предварительного высокотемпературного отжига образца, устраняющего структурную релаксацию при последующем нагреве [10].

2) С физической точки зрения наличие дальнедействующего поля внутренних напряжений разных знаков возможно лишь при возникновении заторможенных пластических сдвигов вблизи поверхности. Интерпретируя природу этих сдвигов в рамках дислокационного механизма деформации, следует считать, что пластическая зона формируется как результат вхождения в образец системы дислокаций винтового типа, распределение которых после разгрузки и определяет внутреннее поле напряжений. В этом случае при нагреве возможно движение дислокаций к поверхности в поле раскручивающих напряжений. Такой процесс будет определять нормальный возврат.

3) В пластической зоне возможна направленная структурная релаксация под действием раскручивающих напряжений, которая также будет приводить к нормальному возврату.

Отсутствие аномального возврата после деформации при повышенных температурах может свидетельствовать о том, что дальнедействующее поле внутренних напряжений не образуется. Это может реализоваться лишь при отсутствии пластической несовместности элементарных сдвигов вдоль радиуса образца [12, 22]. В этом случае пластически деформируется весь объем образца и величина ϵ является линейной функцией радиуса (кривая 2 и на рис. 5, б).

Идентичный характер кривых возврата формы образцов, деформированных при $T_d > 473$ К как при низких, так и при высоких напряжениях (т. е. путем активного нагружения и в режиме релаксации крутящего момента), подтверждает

вывод [14] о том, что пластическая деформация в этом случае является результатом направленной структурной релаксации в поле внешних напряжений. Эта релаксация может быть интерпретирована как результат совокупности пространственно изолированных элементарных сдвиговых перестроек, аналогичных рассмотренным Берри [4], Спейеном [23] или Аргоном [24]. В претерпевших сдвиг областях после разгрузки возникнут внутренние микронапряжения [25, 26]. Эти микронапряжения схематически показаны на увеличенном участке кривой 2 на рис. 5, б. При последующем нагреве под действием внутренних микронапряжений возможны локальные направленные перестройки, приводящие к деформации обратного знака [1, 25]. Совокупность таких обратных перестроек может привести к восстановлению исходной формы образца.

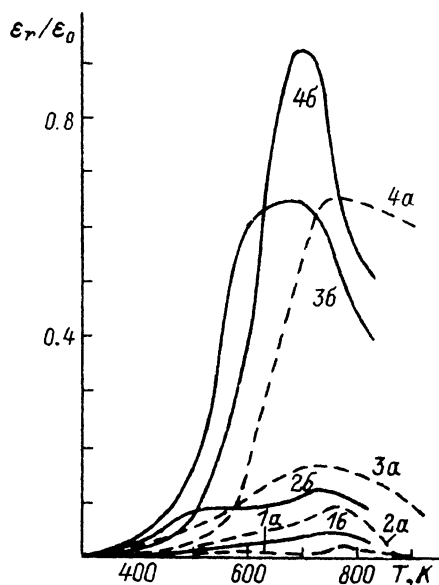
5) Гетерогенная и гомогенная деформация. Принято считать, что тип деформации МС при обычно используемых скоростях деформации (10^{-4} — 10^{-5} с $^{-1}$) определяется главным образом гомологической температурой: при $T < 0.7 T_c$ реализуется гетерогенная деформация, а при $T > 0.7 T_c$ — гетерогенная (см., например, [24]). Это утверждение, однако, основано главным образом на характере температурных и скоростных зависимостей предела текучести, который слабо зависит от температуры и скорости деформации при $T < 0.7 T_c$ и сильно — при $T > 0.7 T_c$ [24, 27, 28]. Единственная известная нам попытка экспериментального определения границы между гомогенной и гетерогенной деформациями реализована в работе [29], авторы которой путем нанесения координатных сеток на растровые электронно-микроскопические снимки измерили плотность полос сдвига на поверхности МС $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$, деформированного при различных температурах и фиксированной скорости деформации. Было показано, что плотность полос сдвига сначала возрастает с увеличением температуры до $T \approx 0.5 T_c$, а затем монотонно уменьшается до нуля при $T \approx 0.75 T_c$. Авторы, однако, не дали ответа на вопрос о том, какие доли полной деформации были связаны с локализованным и гомогенным течением. Вопрос о температурном интервале смены механизмов деформации следует поэтому считать открытым. Изложенные в настоящей работе результаты позволяют сформулировать новый подход к его пониманию.

Прежде всего следует подчеркнуть, что измерения возврата формы являются тонким индикатором типа деформации. Действительно, гетерогенной деформации при комнатной температуре соответствуют малый нормальный возврат и наличие аномального возврата. Гомогенная деформация приводит к полному возврату. Следовательно, по характеру изменения кривых возврата при варьировании температуры деформации можно судить об изменении типа деформации.

Из рис. 3 следует, что изменение типа деформации от гетерогенного к гомогенному начинается сразу при увеличении температуры деформации выше комнатной. Создается впечатление, что комнатная температура является в некотором смысле особенной. Причина этой особенности заключается просто в том, что образец выдерживался при этой температуре в течение длительного времени. Возможности структурной релаксации в поле внешних напряжений оказались практически исчерпанными, и материал деформируется гетерогенно по дислокационно-подобному механизму. Для того чтобы активировать структурную релаксацию и соответственно гомогенное формоизменение, необходимо нагреть материал. Из характера кривых возврата (рис. 3) следует, что гомогенное течение начинает играть определяющую роль при $T_d > 400$ К, что для МС $Ni_{60}Nb_{40}$ составляет лишь примерно $0.45 T_c$. Исследования с помощью сканирующего электронного микроскопа подтвердили этот вывод: полосы сдвига на поверхности всех трех МС, деформированных при $T_d > 473$ К, отсутствовали.

Из вышеизложенного следует, что изменить тип деформации можно путем отжига при температуре T_a , превышающей температуру испытания T_d . Тогда при $T = T_d$ «легкое» формоизменение путем направленной структурной релаксации

Рис. 6. Влияние предварительного отжига при $T = 773$ К (МС $Ni_{60}Nb_{40}$; кривые 1а—4а) или при $T = 723$ К (МС $Fe_{81}Si_{14}B_5$; кривые 1б—4б) в течение 5 мин на возврат формы образцов, активно деформированных при $T_d = 373$ (1а, 1б), 473 (2а, 2б), 573 (3а, 3б) и 673 К (4а, 4б) на $\epsilon_0 = 0.15 \div 0.20$ %.



станет невозможным и при высоких напряжениях работает механизм гетерогенной деформации. Подтверждением этому являются результаты для МС $Ni_{60}Nb_{40}$ и $Fe_{81}Si_{14}B_5$,¹ показанные на рис. 6. Образцы отжигались в течение 5 мин при $T_a = 773$ ($Ni_{60}Nb_{40}$) или 723 К ($Fe_{81}Si_{14}B_5$), охлаждались до требуемой температуры T_d , активно деформировались на $\epsilon_0 \approx 0.15$ %, охлаждались в нагруженном состоянии до комнатной температуры, освобождались от нагружающего устройства, и в процессе последующего нагрева изменялся возврат. Если в исходном состоянии полный возврат наблюдается уже при $T_d = 473$ К (рис. 3, кривые 3а, 3б), то после отжига и деформации при этой же температуре максимальная величина возврата не превышает 15% (рис. 6, кривые 2а, 2б). Уменьшение разницы между T_a и T_d приводит к увеличению максимальной степени возврата. Кроме того, во всех случаях при $T \approx 740 \div 760$ К для МС $Ni_{60}Nb_{40}$ и при $T \approx 700 \div 730$ К для МС $Fe_{81}Si_{14}B_5$ наблюдается закручивание образца (аномальный возврат). Следует подчеркнуть, что эти температуры практически точно совпадают с соответствующими температурами предварительного отжига.

Полученные результаты указывают на существенное возрастание гетерогенного вклада в полную деформацию после предварительного отжига при $T_a > T_d$. Гетерогенное течение формирует неоднородное поле дальнедействующих внутренних напряжений, под действием которого при температурах, превышающих T_d , начинается направленная структурная релаксация. Эта релаксация, как обсуждалось ранее, приводит к наблюдаемому аномальному возврату при $T > T_d$.

Вышеизложенное свидетельствует о важнейшей роли структурной релаксации в формировании закономерностей пластического течения МС, при этом тип деформации МС определяется скоростью структурной релаксации при температуре испытания.

Список литературы

- [1] Argon A. S., Kuo H. Y. // J. Non-Cryst. Sol. 1980. V. 37. N 2. P. 241—266.
- [2] Shi L. T., Argon A. S., Kuo H. Y. // Scr. Met. 1983. V. 17. N 8. P. 1015—1020.
- [3] Hernando A., Nielsen O. V., Madurga V. J. // J. Mater. Sci. 1985. V. 20. N 6. P. 2093—2102.
- [4] Берри Б. С. Металлические стекла / Под ред. Дж. Дж. Гилмана, Х. Дж. Лими. М.: Металлургия, 1984. С. 128—150.
- [5] Maddin R., Masumoto T. // Mater. Sci. Eng. 1972. V. 9. N 3. P. 153—162.
- [6] Taub A. I., Spaepen F. // J. Mater. Sci. 1981. V. 16. N 11. P. 3087—3092.

¹ Попытки провести аналогичный эксперимент для МС $Co_{87}Nb_5Zr_8$ оказались неудачными вследствие сильного охрупчивания этого сплава после термообработки.

- [7] Perez J., Fouquet F., He Y. // Phys. Stat. Sol. (a). 1982. V. 72. N 1. P. 289—300.
- [8] Borde C., Mai C., Perez J. // J. Non-Cryst. Sol. 1983. V. 56. P. 399—404.
- [9] Кимура Х., Масумото Т. Аморфные металлические сплавы / Под ред. Ф. Е. Люборского. М.: Металлургия, 1987. С. 183—228.
- [10] Кузьмищев В. А., Золотухин И. В., Косилов А. Т., Хоник В. А., Дзюба Г. А. // ФТТ. 1990. Т. 32. № 3. С. 722—727.
- [11] Кузьмищев В. А., Хоник В. А., Дзюба Г. А. // Металлофизика. 1991. Т. 13. № 12. С. 100—101.
- [12] Антипов С. А., Дрожжин А. И., Рошупкин А. М. Релаксационные явления в нитевидных кристаллах полупроводников. Воронеж, ВГУ, 1987. 191 с.
- [13] Малинин Н. Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. М.: Машиностроение, 1968. 400 с.
- [14] Дзюба Г. А., Золотухин И. В., Косилов А. Т., Хоник В. А. // ФТТ. 1991. Т. 33. № 11. С. 3393—3399.
- [15] Gilman J. J. // J. Appl. Phys. 1973. V. 44. N 2. P. 675—679.
- [16] Li J. C. M. // Metallic glasses. Am. Soc. Metals. Metals Park. OH. 1978. P. 224—246.
- [17] Li J. C. M. // Met. Trans. 1985. V. 16. N 7/12. P. 2227—2230.
- [18] Zolotukhin I. V., Belyavskii V. I., Khonik V. A., Ryabtseva T. N. // Phys. Stat. Sol. (a). 1989. V. 116. N 1. P. 255—265.
- [19] Косилов А. Т., Хоник В. А., Рябцева Т. Н. // Металлофизика. 1990. Т. 12. № 3. С. 37—41.
- [20] Постников В. С., Косилов А. Т., Аммер С. А. // ФТТ. 1967. Т. 9. № 1. С. 227—231.
- [21] Волинцев А. Б. Наследственная механика дислокационных ансамблей. Компьютерные модели и эксперимент. Иркутск, 1990. 287 с.
- [22] Эшелби Дж. Континуальная теория дислокаций. М.: ИЛ, 1963. 247 с.
- [23] Spaepen F. // Acta Met. 1977. Т. 25. N 4. P. 407—415.
- [24] Argon A. S. // Acta Met. 1979. V. 27. N 1. P. 47—58.
- [25] Argon A. S., Shi L. T. // Acta Met. 1983. V. 31. N 4. P. 499—507.
- [26] Perez J. // Acta Met. 1984. V. 32. N 12. P. 2163—2173.
- [27] Masumoto T., Murata T. // Mater. Sci. Eng. 1976. V. 25. N 1. P. 71—75.
- [28] Megusar J., Argon A. S., Grant N. J. // Mater. Sci. Eng. 1979. V. 38. P. 63—72.
- [29] Алехин В. П., Помпе В., Ветцин К., Грабнер В., Эдельман И. // МиТОМ. 1982. № 5. С. 33—36.

Воронежский политехнический институт

Поступило в Редакцию

16 июля 1991 г.

В окончательной редакции

12 мая 1992 г.