

звенной сторон процессов блистеринга с учетом изменения сопротивляемости материала ионному распылению.

#### Библиографический список

1. Паршин А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов – Челябинск: Metallurgia, 1988. – 556 с.

2. Bullough R., Perrin R.C. The Theory of Void-formation and Growth in Irradiated Materials. Voids Formed by Irradiation of Reactor Materials // Proc. BNES Europ. Conf. Reading, 1971. AERE: Harwell. – P. 79–107.

3. Сопротивляемость радиационному набуханию нержавеющих хромистых и хромоникелевых сталей и сплавов в связи с особенностями формирования вторичных фаз / А.М. Паршин, И.Е. Колосов, Т.Е. Коршунова, М.И. Криворук // Радиационные эффекты в металлах и сплавах: Материалы III Всесоюз. совещ. (Алма-Ата, 30.05–01.06 1983 г.). – Алма-Ата: Наука Каз.ССР, 1985. – С. 178–182.

4. Стойкая к набуханию дисперсионно-твердеющая аустенитная технологичная сталь с низким содержанием никеля / В.В. Брык, В.Н. Воеводин, И.М. Неклюдов, А.М. Паршин, М.И. Криворук, В.Г. Теплухин // Вопр. атомной науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – Харьков: ХФТИ, 1993. – Вып. 1(60). – С. 36–40.

УДК 533.9

## МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$

С.А. Бакай<sup>1</sup>, И.М. Неклюдов, В.И. Савченко

г. Харьков, ННЦ Харьковский физико-технический институт

Металлические стекла составляют обширный класс перспективных материалов, обладающих уникальными сочетаниями разнообразных свойств (механических, электронных, магнитных и др.) [1]. Этим объясняется сравнительно большой объем их промышленного производства и множественность областей применения. До последнего времени эти материалы получались в виде тонких (толщиной <100 мкм) лент. В последние 10 лет удалось разработать объемные металлические стекла, получаемые при довольно низких ( $\leq 10$  К/сек) скоростях охлаждения расплава. С созданием этого семейства область применения металлических стекол заметно расширилась.

Несмотря на широкое практическое использование металлических стекол, их структура и механизмы пластической деформации остаются предметом интенсивных исследований при отсутствии устоявшихся представлений о микроскопической природе этих механизмов. По своей приро-

де металлические стекла являются неравновесными состояниями метастабильной аморфной фазы, что усложняет проведение исследований и интерпретацию полученных результатов.

Предположения о структурных дефектах, которые являются носителями пластической деформации, весьма разноречивы [2, 3, 4]. Наиболее распространенными на сегодняшний день являются модель свободного объема, модель дислокаций, дисклинаций и поликластерная модель. В поликластерной модели, в отличие от других моделей, основную роль в процессах пластической деформации играет диффузия и скольжение по межкластерным границам.

Ранее проводились исследования механических свойств как образцов металлических стекол в виде тонких лент, так и объемных образцов [5, 6, 7]. В настоящей работе выполнено комплексное исследование объемного пятикомпонентного металлического стекла, результаты которого устанавли-

<sup>1</sup> E-mail: serg.bakai@kipt.kharkov.ua  
<http://www.kipt.kharkov.ua>

ливают зависимость прочностных и пластических свойств от температуры и режима нагружения, а также позволяют судить о микроскопических механизмах пластической деформации металлических стекол.

Исходный металлический аморфный сплав  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$  представлял собой стержень диаметром  $\sim 3$  мм. Рентгеновская дифракция показывает, что структура сплава аморфна. С помощью дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) установлено, что температура стеклования и температура кристаллизации составляют  $T_g=702$  К и  $T_c=755$  К, соответственно.

Диаграммы напряжение – деформация при сжатии образцов диаметром  $d_0 \sim 3$  мм, высотой  $h_0 \sim 4$  мм снимались на установке для механических испытаний типа «INSTRON» при температурах от 300 К до 673 К в вакуумных условиях. Скорости нагружения составляли от  $2 \cdot 10^{-4}$  сек $^{-1}$  до  $8 \cdot 10^{-3}$  сек $^{-1}$ .

Для прокатки образцов использовался прокатный стан «Дуо» с диаметром рабочих валков 260 мм. Минимальная скорость вращения валков составляет 12 оборотов в минуту, соответственно линейная скорость составляет 9801.5 мм/мин. Перед прокаткой образец диаметром  $\sim 3$  мм, высотой  $\sim 4$  мм помещался в стальную пластину шириной, равной высоте образца. Для этого в пластине создавалось отверстие диаметром, равным диаметру образца. После этого пластина помещалась в чехол, сконструированный из медного листа, плотно прилегающий к её поверхности.

Пластина нагревалась до температуры  $\sim 623$ -673 К, после чего помещалась в прокатный стан и подвергалась многоступенчатой прокатке. За один прокат деформация образца составляла  $\Delta h=0.2$  мм. При этом скорость деформации образца составляет  $\sim 10^{-1}$  сек $^{-1}$ .

Для определения температурной зависимости внутреннего трения  $Q^{-1}(T)$  и модуля сдвига  $G(T)$ , в амплитудно-независимой области, использовалась низкочастотная установка для измерения внутреннего трения методом «обратного» крутильного маятника. Интервал возможных рабочих темпера-

тур, в нашей установке, составляет 290-1100 К. В образце (стержень длиной 100 мм) возбуждаются крутильные колебания, поддерживаемые в автоколебательном режиме, диапазон рабочих частот составляет 1 - 15 Гц. Все исследования проводились в вакууме  $\sim 2 \cdot 10^{-3}$  мм. рт. ст. Собственная частота крутильных колебаний при 290 К составляла  $f=8$  Гц. Температурная зависимость изменения внутреннего трения изучалась в температурном интервале 293-673 К.

В результате проведенных исследований механических свойств объемного металлического стекла  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$  было установлено следующее:

1. Аморфный сплав  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$  принадлежит к классу высокопрочных материалов, выдерживая нагрузки более 200 кг/мм $^2$  при комнатной температуре.

2. Обнаружена сверхпластичность исследованного металлического стекла  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$  в широком температурном интервале (573-673 К), ниже температуры стеклования ( $T_g=702$  К), при различных скоростях нагружения ( $2 \cdot 10^{-4}$  сек $^{-1}$  –  $8 \cdot 10^{-3}$  сек $^{-1}$ ).

Нижняя граница температурного интервала (573 К), в котором наблюдается состояние сверхпластичности, непосредственно связана с началом диффузионной подвижности атомов, о чем свидетельствуют результаты измерений температурной зависимости внутреннего трения (см. ниже).

Явление сверхпластичности связано с перераспределением растущей в процессе нагружения внутренней энергии, связанным с диффузионно-вязким течением, обуславливающим процесс пластической деформации. Это приводит к изменению формы образца без перехода к неоднородной пластической деформации.

Тот факт, что на разных образцах, изготовленных из одного и того же стерженька, при одинаковых условиях испытаний может осуществляться либо диффузионно-вязкое течение, либо неоднородная пластическая деформация, свидетельствует о наличии неоднородностей в материале.

3. Температура, при которой начинается быстрый рост внутреннего трения, близка к

530К (см. рис. 1), что составляет  $\sim 0.7T_g$  (как и в ряде других металлических стекол). Термоциклирование в температурном интервале  $300 \div 670\text{K}$  не влияет на температурную зависимость изменения внутреннего трения. Это значит, что структурные изменения в окрестностях дефектов, порождающих внутреннее трение, несущественны при выбранных режимах термоциклирования.

Температурная зависимость изменения внутреннего трения в  $\text{Zr}_{53.5}\text{Ti}_5\text{Cu}_{17.5}\text{Ni}_{14.6}\text{Al}_{10.4}$  представлена на рис. 1.

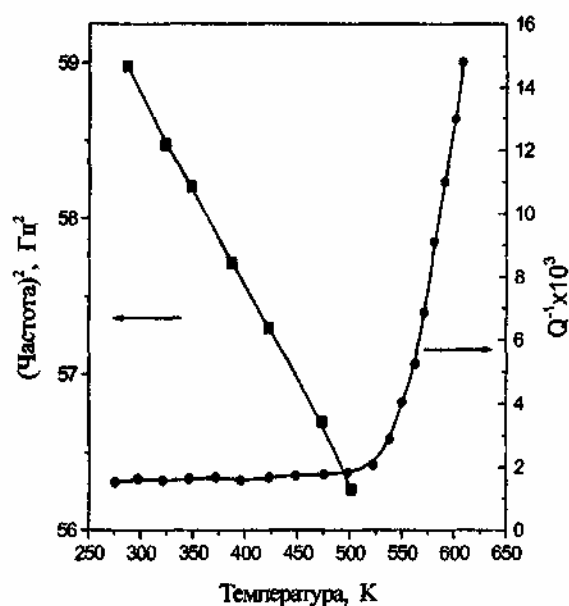


Рис. 1. Температурная зависимость изменения внутреннего трения в  $\text{Zr}_{53.5}\text{Ti}_5\text{Cu}_{17.5}\text{Ni}_{14.6}\text{Al}_{10.4}$ .

4. В процессе прокатки при высоких скоростях нагружения ( $\dot{\epsilon} \sim 10^{-1}$ ) и температурах, близких к  $T_g = 702\text{K}$ , образцы упруго деформируются вплоть до образования полосы сдвига. Заметной однородной пластической деформации при этом не обнаружено.

5. По результатам механических испытаний впервые построена карта механизмов пластической деформации (на плоскости  $(\sigma, \dot{\gamma})$ ) исследованного металлического стекла  $\text{Zr}_{53.5}\text{Ti}_5\text{Cu}_{17.5}\text{Ni}_{14.6}\text{Al}_{10.4}$  (рис. 2).

Установлено существование области значений  $\sigma$  и  $\dot{\gamma}$ , при которых осуществляется смешанная пластическая деформация (заштрихованная область на рис. 2). В этом режиме диффузионно-вязкое течение по механизму Кобле сопровождается движением дислокаций и образованием полос сдвига.

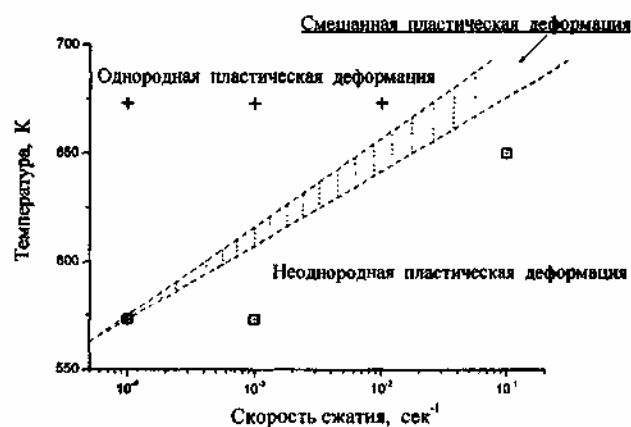


Рис. 2. Диаграмма температурно-скоростных режимов перехода однородной пластической деформации в неоднородную для металлического стекла  $\text{Zr}_{53.5}\text{Ti}_5\text{Cu}_{17.5}\text{Ni}_{14.6}\text{Al}_{10.4}$ .

6. Наблюдавшиеся процессы упругой и неупругой пластической деформации адекватно описываются в рамках поликластерной модели металлических аморфных сплавов [1].

#### Библиографический список

1. Бакай А.С. Поликластерные аморфные тела. М.: Энергоатомиздат, 1987.
2. Argon A.S. Physics And Chemistry Of Solids, Vol.43, No.10, pp.945-961.
3. Gilman J., Journ. Appl. Phys., Vol.46., pp. 1625-1633, 1975.
4. Pampillo C. Journ. Mat. Sci., Vol.11., pp. 2209-2219, 1975.
5. Leonhard A., Xing L.Q., Heilmaier M., Gebert A., Eckert J., Schultz L. NanoStructured Materials, Vol.10, No.5, pp.805-817, 1998.
6. Алехин В.П., Хоник В.А. Структура и физические закономерности деформации аморфных сплавов. – М.: Металлургия, 1992.
7. Xing L.Q., Bertrand C., Dallas J.-P. and Cornet M. Mater. Sci. Eng., 1998, A241, 216.