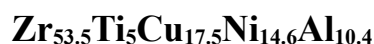


# ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА



*С.А.Бакай, И.М.Неклюдов, В.И.Савченко, Ю.Экерт\**

*Национальный научный центр Харьковский физико-технический институт (Украина), \* Институт исследований твердых тел и материалов, г. Дрезден (Германия)  
serg.bakai@kipt.kharkov.ua <http://www.kipt.kharkov.ua>*

Це повідомлення присвячене опису результатів дослідження механічних властивостей та внутрішнього тертя об'ємного аморфного сплаву  $\text{Zr}_{53.5}\text{Ti}_5\text{Cu}_{17.5}\text{Ni}_{14.6}\text{Al}_{10.4}$  в температурному інтервалі від кімнатних температур до температури склоутворення. Визначені межа міцності та умови переходу однорідної пластичної деформації в неоднорідну, одержана температурна залежність низькочастотного внутрішнього тертя  $Q^{-1}(T)$ , в амплітудно-незалежній області. Встановлено температурний інтервал, в якому спостерігається однорідна пластична деформація під дією стискуючих напружень. Виявлено надпластичність сплаву при температурах, які на 100 К нижчі від температури склоутворення. У нижньої границі температурного інтервалу, в якому виявлена надпластичність, починається швидке збільшення коефіцієнту внутрішнього тертя з ростом температури. Мікроскопічна природа спостережених явищ, обговорюється на основі уявлення про полікластерну структуру металевих стекел.

Настоящее сообщение посвящено описанию результатов исследования механических свойств и внутреннего трения объемного аморфного сплава  $\text{Zr}_{53.5}\text{Ti}_5\text{Cu}_{17.5}\text{Ni}_{14.6}\text{Al}_{10.4}$  в температурном интервале от комнатных температур до температуры стеклования. Определены предел прочности и условия перехода однородной пластической деформации в неоднородную, получена температурная зависимость низкочастотного внутреннего трения  $Q^{-1}(T)$  в амплитудно-независимой области. Установлен температурный интервал, в котором наблюдается однородная пластическая деформация под действием сжимающих напряжений. Обнаружена сверхпластичность сплава при температурах на 100 К ниже температуры стеклования. У нижней границы температурного интервала, в котором обнаружена сверхпластичность, начинается быстрое увеличение коэффициента внутреннего трения с ростом температуры. Микроскопическая природа наблюдаемых явлений обсуждается на основе представлений о поликластерной структуре металлических стекел.

The results of investigations of the mechanical properties and internal friction of the bulk amorphous alloy  $\text{Zr}_{53.5}\text{Ti}_5\text{Cu}_{17.5}\text{Ni}_{14.6}\text{Al}_{10.4}$  within the temperature range from the room temperature up to glass-transition temperature are reported. The yield stress and transition from homogeneous to inhomogeneous plastic deformation are investigated. The temperature dependence of low-frequency internal friction,  $Q^{-1}(T)$ , in the amplitude-independent limit of oscillations is obtained. The temperature range within which the homogeneous plastic deformation is observed under compression stress is determined. The superplasticity of the amorphous alloy is revealed at the temperature which is 100K lower than the glass-transition temperature. The lowest temperature, at which the superplasticity is revealed, turns to be an edge of the temperature range where  $Q^{-1}(T)$  increases fast. The microscopic nature of the observed phenomena are interpreted on the base of the polycluster model of the metallic glasses.

## 1. ВВЕДЕНИЕ

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 <100мкм) лент. В последние 10 лет удалось разработать объемные металлические стекла, получаемые при довольно низких ( $\leq 10\text{K/s}$ ) скоростях охлаждения расплава. С созданием этого семейства область применения металлических стекел заметно расширилась. Несмотря на широкое практическое исполь-

зование металлических стекел, их структура и механизмы пластической деформации остаются предметом интенсивных исследований при отсутствии устоявшихся представлений о микроскопической природе этих механизмов. По своей природе 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 [1-5]. 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 играют диффузия и скольжение по межкластерным границам.

Ранее проводились исследования механических свойств как образцов металлических стекол в виде тонких лент, так и объемных образцов [6-9]. В настоящей работе выполнено комплексное исследование объемного пятикомпонентного металлического стекла, результаты которого устанавливают зависимость прочностных и пластических свойств от температуры и режима нагружения, а также позволяют судить о микроскопических механизмах пластической деформации металлических стекол.

## 2. ОБРАЗЦЫ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

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 до 673 К в вакуумных условиях. Скорости нагружения составляли от  $2 \cdot 10^{-4}$  до  $8 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

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, равное диаметру образца. После этого пластина помещалась в чехол, сконструированный из медного листа, плотно прилегающий к её поверхности (рис 1).

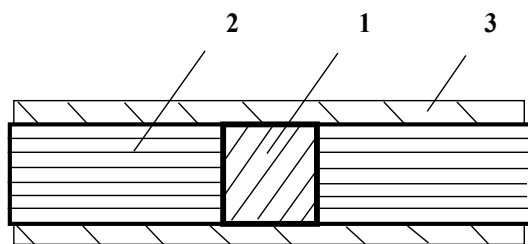


Рис 1. Схема установки образца для прокатки 1-образец; 2-стальная пластина; 3-чехол из меди

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

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 температур в 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.

## 3. ИССЛЕДОВАНИЯ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО АМОРФНОГО СПЛАВА

Изучение микроскопических механизмов пластической деформации на образцах объемных металлических стекол обладает рядом преимуществ. Прежде всего, есть возможность проводить испытания на сжатие, изучать особенности 3-мерных формоизменений в процессе пластической деформации. Во вторых, уменьшается роль размерных и поверхностных эффектов, в частности, она заведомо ничтожна в процессах внутреннего трения.

Температурная зависимость изменения внутреннего трения в материале обнаруживает неупругие перемещения атомов (индивидуальные и кооперативные), которые и определяют процессы пластической деформации. Особый интерес представляют затухания низкочастотных объемных упругих мод, характерные частоты которых сравнимы с частотами кооперативных перестроек атомных конфигураций. Первая микроскопическая модель элементарных кооперативных на основе модели свободного объема неупругих перестроек в металлических стеклах предложена Аргоном [10]. В соответствии с его моделью при низких температурах преобладают сдвиговые перемещения атомов типа скольжения в квазидвумерных конфигурациях, причем в элементарном акте участвует  $\sim 10$  атомов. Предполагается, что при высоких температурах характер кооперативных перестроек под действием сдвиговых напряжений несколько другой - происходят скоррелированные перемещения атомов в трехмерных атомных конфигурациях, содержащих избыточный (свободный) объем. При этом структура стекла и распределение свободного объема считаются однородными на масштабах, сравнимых с атомным.

Связь микроскопических неупругих перестроек с макроскопическими проявлениями пластической деформации в модели микроскопической однородной среды особенно в низкотемпературном пределе, когда проявляется неоднородная пластическая деформация, требует решения проблемы связности перестраиваемых участков, обсуждаемой в [11].

Главное отличие поликластерной структуры от случайных плотных упаковок атомов заключается в наличии топологической связности двумерных дефектов межкластерных границ. Эти структурные

особенности поликластеров и проявляются в процессах пластической деформации, затрагивающих большее количество атомов (образование и скольжение дислокаций, формирование полос скольжения, диффузионный перенос атомов на малые расстояния, сравнимые с размерами кластеров).

В поликластерах элементарные перестройки атомных конфигураций под действием внешних напряжений и тепловых флуктуаций происходят, прежде всего, на межкластерных границах. Именно здесь происходит сравнительно быстрая диффузия атомов, и легко образуются сдвиговые дислокационные петли, напоминающие плоские перестраиваемые конфигурации Аргона. Связность межкластерных границ обеспечивает квазиоднородность (на масштабах, превышающих характерные размеры кластеров  $\sim 10$  нм [12]) диффузионно-вязкого течения поликластеров при высоких температурах.

При низких температурах под действием напряжений происходят скольжение по межкластерным границам и образование новых границ (поверхностей скольжения дислокаций), что и приводит к формированию полос скольжения и разупрочнению материала, когда напряжение превышает порог скольжения дислокаций через тело кластера.

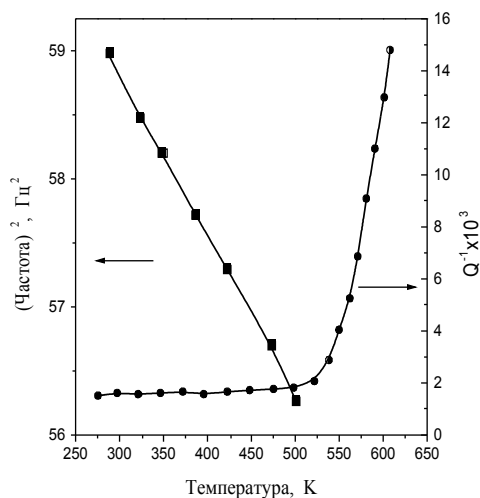


Рис 2. Температурная зависимость изменения внутреннего трения и квадрата резонансной частоты колебаний в  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$

В экспериментах по внутреннему трению проявляются перемещения атомов на малые, сравнимые с размерами атома расстояниями. Поэтому по результатам измерений только внутреннего трения нельзя установить, с каким типом структуры – поликластерной или случайной плотной упаковки – мы имеем дело; экспериментальные данные допускают интерпретирование в рамках той и другой модели. Однако, если принять во внимание результаты прямых [12] и косвенных [13] наблюдений, обнаруживающих наличие кластеров (с линейными размерами  $\sim 10$  нм) и атомно узких кластерных границ, то результаты измерений внутреннего трения, естественно, следует считать проявлением неупругих перестроек атомных конфигураций на межкластерных границах.

В ходе исследований температурной зависимости внутреннего трения ( $Q^{-1}$ ) в температурном интервале 300...673 К изолированных пиков внутреннего трения не наблюдалось. Обнаружен интенсивный рост внутреннего трения с ростом температуры при  $T > 530$  К (рис 2). При этом, как и следовало ожидать, происходит снижение собственной частоты колебаний образца. Для этого было произведено 10 циклов нагрева образца (скорость нагрева 5...10 К/с) до температуры 670 К с последующим охлаждением до комнатной температуры в течение 40 мин.

Этот рост естественно связан с увеличением диффузионной подвижности атомов. Если это предположение оправдано, то температура перехода неоднородной пластической деформации в однородную должна быть близкой к 530 К, что составляет  $\sim 0.7T_g$  (как и в ряде других металлических стекол). Мы изучили влияние термоциклирования на внутреннее трение. Как оказалось, термоциклирование в температурном интервале 300... 670 К не повлияло на температурную зависимость изменения внутреннего трения. Это значит, что структурные изменения межкластерных границ несут существенны при выбранных режимах термоциклирования. Это свидетельствует об устойчивости топологического строения межкластерных границ.

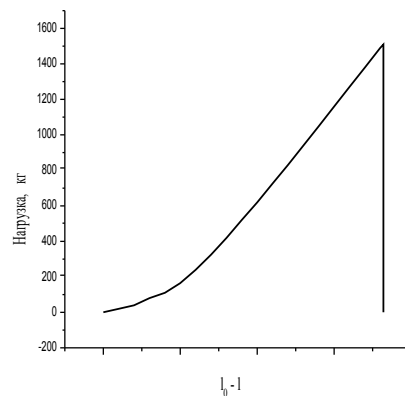


Рис 3. Диаграмма сжатия металлического аморфного сплава  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$  при температуре  $T=300$  К и скорости сжатия  $\dot{\epsilon}=8 \cdot 10^{-3} c^{-1}$ . Начальная площадь сечения образца составляла  $7,64$  мм<sup>2</sup>, начальная высота  $l_0=4$  мм

#### 4. ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО АМОРФНОГО СПЛАВА

Определение прочности и пластичности образцов при сжатии осуществлялось по диаграммам нагрузка-деформация. Типичная диаграмма сжатия при скорости деформации  $\dot{\epsilon}=8 \cdot 10^{-3} c^{-1}$  представлена на рис.3. При комнатной температуре значение предела прочности составило  $\approx 205$  кг/мм<sup>2</sup>. Следует отметить, что разрушение образца, как и у других авторов [14, 15], при данных параметрах сопровождалось световой вспышкой и сильным звуковым сигналом. Диаграммы сжатия свидетельствуют о высокой прочности сплава, а также об отсутствии заметной усадки и пластичности материала при низких температурах и большой скорости деформации сжатия.

Эти данные хорошо согласуются с результатами ранее проведенных исследований с материалами этого класса [6].

Полученные в ходе исследований результаты свидетельствуют о том, что при низких температурах и высоких скоростях нагружения быстрое нарастание нагрузки не сопровождается диффузионно-вязким течением, достаточным для перераспределения возрастающей внутренней энергии. Соответственно область пластичности практически отсутствует. В образце наблюдается лишь образование локализованных полос сдвига, начинающихся с проскальзывания по межкластерным границам, и приводящих к быстрому разрушению образца.

При испытании образцов с той же скоростью деформации ( $\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ) при температуре 673 К, ниже температуры стеклования  $T_g$ , обнаружена однородная пластическая деформация с образованием «бочкообразной» формы. Величина деформации могла быть неограниченной, что свидетельствует о сверхпластичности. На рис.4 показаны образцы до и после испытания.

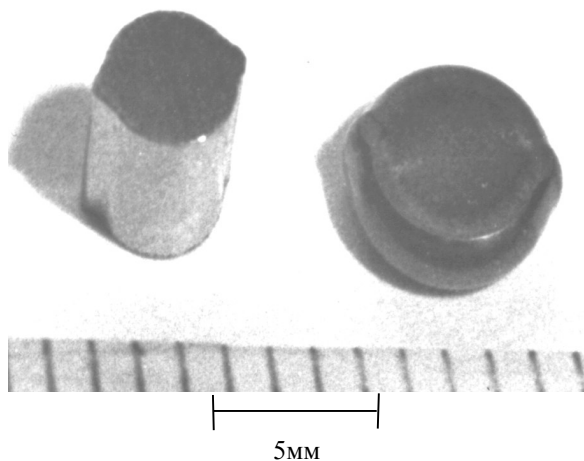


Рис 4. Образцы  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$  до и после сжатия при 673 К соответственно

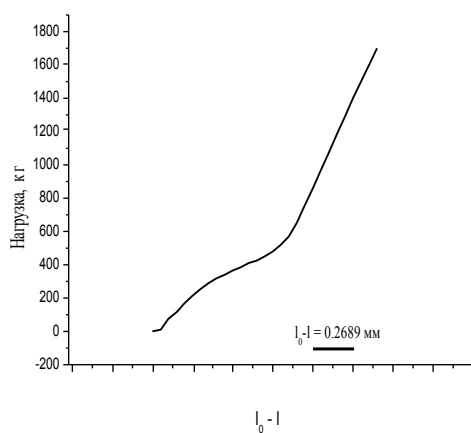


Рис 5. Диаграмма сжатия металлического аморфного сплава  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$  при температуре  $T=673 \text{ К}$  и скорости сжатия  $\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ . Начальная площадь сечения образца составляла  $7,64 \text{ мм}^2$ , начальная высота  $l_0=4 \text{ мм}$

Ранее явление сверхпластичности наблюдалось на объемных металлических стеклах при температурах испытания  $T$  выше температуры стеклования  $T_g$  [16]. В нашем же случае сверхпластичность образцов аморфного сплава  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$  обнаружена при температуре сжатия 673 К, т.е. примерно на  $30^\circ$  ниже температуры стеклования сплава. Диаграмма сжатия представлена на рис.5.

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

Основываясь на предположении о том, что границы температурного интервала, в котором наблюдается состояние сверхпластичности, непосредственно связаны с началом диффузионной подвижности атомов, был проведен эксперимент на сжатие образца при измененных параметрах деформации. Сжатие осуществлялось при температуре, примерно соответствующей началу роста внутреннего трения 573 К со скоростью нагружения  $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ . Диаграмма сжатия представлена на рис 6.

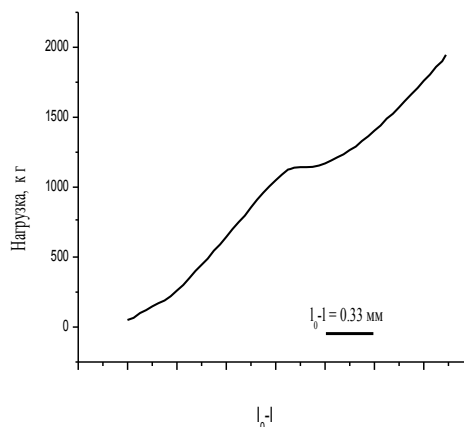


Рис 6. Диаграмма сжатия металлического аморфного сплава  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$  при температуре  $T=573 \text{ К}$  и скорости сжатия  $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ . Начальная площадь сечения образца составляла  $7,64 \text{ мм}^2$ , начальная высота  $l_0=4 \text{ мм}$

Образцы до и после испытания выглядят идентично образцам, представленным на рис 4. В узком интервале нагрузок 1125... 1170 кг наблюдается большая пластическая деформация с образованием перегиба на кривой нагрузка-деформация. Именно в этом интервале нагрузок происходит изменение формы образца: из цилиндрической она превращается в «бочкообразную». Перегибы на кривых сжатия (рис. 5 и 6) связаны с пластическим формоизменением образца.

При испытании идентичного образца, при той же температуре и скорости деформации вместо сверхпластичного течения вначале наблюдалась упругая деформация образца, которая при сжимающем

напряжении  $\sigma=177\text{кг/мм}^2$  завершилась образованием полос сдвига и последующим разрушением. Угол наклона полосы сдвига к оси образца составил около  $45^\circ$ .

На рис. 7 (а, б, в) схематически изображены этапы упругой и неоднородной пластической деформации образца. Наряду с основной полосой сдвига (она показана жирной волнистой линией) образовались также две дополнительные полосы сдвига, которые изображены на рис. 7.

Происхождение этих последних двух «угловых» полос можно объяснить следующим образом. Упругодеформированные шток и площадка испытательной машины разгрузились при образовании основной полосы сдвига. Вспрыкосновение с ними вошли острые края сдвинутых друг относительно друга частей образца. Они оказались частично смятыми, но вместе с тем разрушения образца вдоль первоначальной полосы сдвига не произошло.

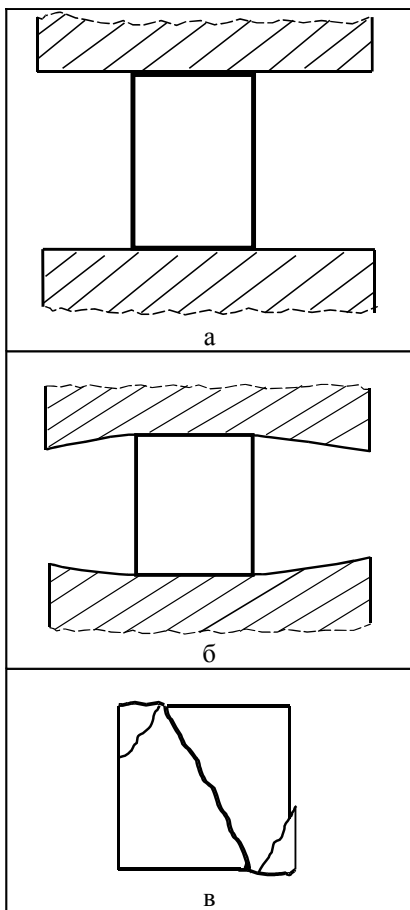


Рис 7. Схематическое изображение неоднородной пластической деформации цилиндрического образца  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$  при температуре  $T=573\text{ K}$  и одноосном сжатии

Дальнейшая пластическая деформация произошла путем образования двух дополнительных полос сдвига. Примечательно, что разрушение образца не осуществлялось путем скола сдвинутых острых его частей. Образование основной полосы сдвига наступило при той же нагрузке (1200 кг), при которой на других образцах начинались сверхпластическое

вязкое течение (см. рис. 6) и изменение формы образца из цилиндрической в бочкообразную.

Из сопоставления результатов испытаний образцов при  $T=573\text{ K}$  следует, что, во-первых, при скорости деформации  $\dot{\epsilon}=2\cdot 10^{-4}\text{ с}^{-1}$  переход от однородной к неоднородной пластической деформации происходит вблизи температуры 573 K. 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. Происхождение структурных неоднородностей можно пояснить, в частности, тем, что стержни получают путем центрифугирования расплава, что приводит к заметным продольным температурным градиентам.

Во-вторых, характерную величину внешней нагрузки (1200 кг), при которой происходит смена типа деформации, естественно отождествить с пределом сдвиговой прочности межкластерных границ,  $\sigma_{cl}^* \approx 170\text{кг/мм}^2$ .

В теории прочности и пластичности поликластерных тел [17] образование полосы сдвига в пренебрежении диффузионными процессами происходит при

$$\sigma^* \approx \sigma_{cl}^* \left( \frac{2a}{r_{cl}} \right)^{1/2}, \quad (1)$$

где  $r_{cl}$  –характерный размер кластеров,  $a$  –среднее межатомное расстояние и  $\sigma_{cl}^*$  – предел прочности кластера, который близок к теоретическому пределу прочности твердого тела:

$$\sigma_{cl}^* \approx \sigma_{th}^* = \mu / 2\pi, \quad (2)$$

где  $\mu$ –модуль сдвига поликластера.

Предел сдвиговой прочности границы зависит от распределения локальных (в узлах) критических сдвиговых напряжений. Как показано в [1],

$$\sigma_s^* \approx \sigma_{th}^* / 4. \quad (3)$$

При  $\sigma_s^* \geq \sigma^*$  образование полосы сдвига происходит по достижении предела сдвиговой прочности границ. При  $\sigma_s^* < \sigma^*$  поликластер испытывает упругую деформацию при  $\sigma < \sigma_s^*$  и квазиупругую при  $\sigma_s^* < \sigma < \sigma^*$ . Полоса сдвига образуется при  $\sigma > \sigma^*$ .

Сопоставляя выражения (1)-(3) с результатами испытаний, видим, что  $\sigma^*=205\text{ кг/мм}^2$ . Что касается сдвиговой прочности границ, то ее можно оценить по результатам высокотемпературных (при  $T>573\text{ K}$ ) испытаний. В этой области температур возможны термоактивированные структурные перестройки.

При  $\sigma \approx \sigma_s^*$  происходит смешанное диффузионное течение, при котором диффузия и скольжение по границам сопровождаются движением дислокаций через кластеры.

При  $T=573$  К и напряжении  $\sigma_{cl}^* \approx 170$  кг/мм<sup>2</sup> у одних образцов происходит смена режима однородной деформации, а у других наступает неоднородная пластическая деформация с образованием полос сдвига, распространяющихся через все сечение образца. При  $\sigma \geq \sigma_s^*$  происходит дезактивационное скольжение по границам кластеров, которое можно интерпретировать в терминах скольжения краевых дислокаций. Дислокации могут термоактивированным образом продвигаться в тело кластера при  $\sigma < \sigma_s^*$ , как это схематически показано на рис. 8.

Когда длина поверхности скольжения достигает величины

$$l^* = 2a(\sigma^* / \sigma_s^*)^2, \quad (4)$$

движение дислокаций становится безактивационным, и образуется полоса сдвига.

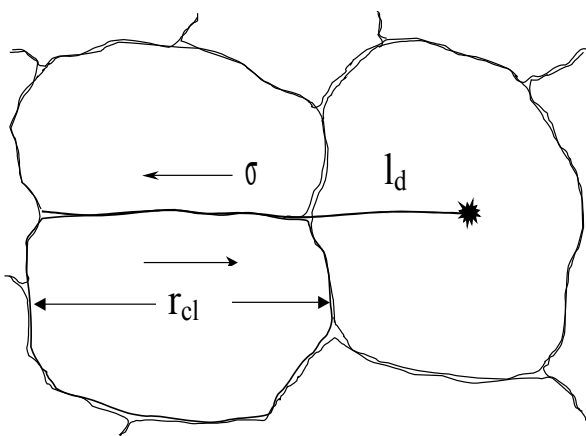


Рис. 8. Термоактивированное движение дислокаций в тело кластера

Как видно, движение дислокаций становится эффективным при  $\sigma > \sigma_s^*$  и может привести к образованию полос скольжения, если выполнено условие (4). Диффузионный перенос атомов приводит к релаксации напряжений и может подавить движение и размножение дислокаций и образование полос сдвига.

В исследованных образцах, по-видимому,  $\sigma_{cl}^* \approx 170$  кг/мм<sup>2</sup>. Благодаря этому даже малых структурных отличий образцов оказывается достаточно для перехода от однородного к неоднородному режиму пластической деформации при  $T=573$  К.

Релаксация напряжений в результате вязкого течения по межкластерным границам подавляет процесс образования трещин. Кроме того, диссипация упругой энергии в полосе сдвига приводит к локализованному повышению температуры и к плавлению стекла. Как показано в [14, 15], поглощаемой энергии достаточно для плавления и образования сильных световых вспышек в полосе сдвига при разрушении при низких температурах. При более высоких температурах локализованный разогрев приводит к ускорению термоактивированных структурных перестроек и снижению вязкости в полосе сдвига.

Благодаря этому образование катастрофических трещин в полосах сдвига не наступает, и разрушения образца не происходит (см. рис. 7, в).

Полученные значения величин  $\sigma_s^*$  и  $\sigma^*$  позволяют оценить характерные размеры кластеров. Из (1)-(3) следует, что

$$\frac{\sigma_s^*}{\sigma^*} \approx 4 \left( \frac{2a}{r_{cl}} \right)^{1/2}. \quad (5)$$

При найденных значениях  $\sigma_{cl}^* \approx 170$  кг/мм<sup>2</sup>,  $\sigma^* \approx 205$  кг/мм<sup>2</sup> находим

$$r_{cl} \approx 45a \approx 11 \text{ нм}. \quad (6)$$

Найденное значение  $r_{cl}$  сравнимо с величинами кластеров других металлических стекол, полученных при более высоких скоростях закалки расплавов [18].

## 5. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО АМОРФНОГО СПЛАВА ПРИ ПРОКАТКЕ

Изучая возможность прокатки образцов при температурах, близких к  $T_g$ , мы использовали прокатный стан, обеспечивающий одноосное сжатие образцов с последующей разгрузкой со скоростями деформации

$$\dot{\epsilon} \approx \frac{\Delta h v}{h \sqrt{2\Delta h R}} = \frac{v}{h} \left( \frac{\Delta h}{2R} \right)^{1/2} = \dot{\epsilon}_{Cu}^{pl}. \quad (7)$$

Здесь  $h$  - высота образца,  $\Delta h$  - величина максимальной деформации за одну прокатку,  $v$  - скорость движения вала радиуса  $R$ ;  $\dot{\epsilon}_{Cu}^{pl}$  - скорость пластической деформации медной пластины, которая использовалась в качестве прокладки между валком и образцом, заключенным в стальной пластине.

При  $h=4$  мм ( $\dot{\epsilon} \sim 10^{-1}$ ) было замечено образование полосы сдвига с верхнего торца образца. Глубина вмятины на медной пластине при этом равнялась  $h_{Cu}^{pl} \approx 1$  мм.

При  $\Delta h < \Delta h^*$  заметной пластической деформации образцов не обнаружено. По приведенным выше результатам испытаний построена диаграмма пластической деформации сплава (рис. 9) на плоскости ( $\dot{\epsilon}$ ,  $T$ ).

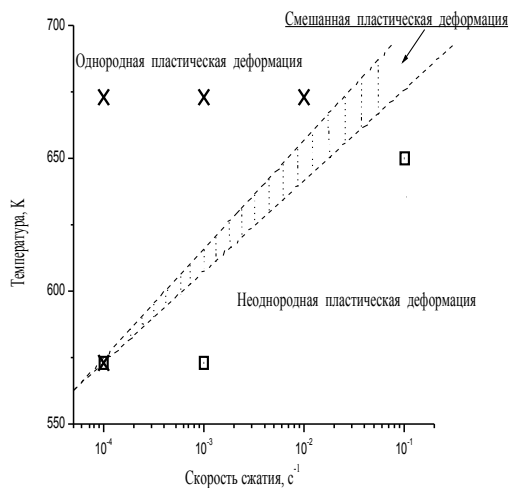


Рис.9. Диаграмма температурно-скоростных режимов перехода однородной пластической деформации в неоднородную для металлического стекла  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$

Здесь заштрихована область смешанного пластического течения, примыкающая к области неоднородной пластической деформации. Ее граница со стороны низких температур пока не установлена. Мы планируем найти ее, используя метод акустической эмиссии под нагрузкой.

## 6. ВЫВОДЫ

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<sup>2</sup> 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 ( $\dot{\epsilon}=2 \cdot 10^{-4} \dots \dot{\epsilon}=8 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ).

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.

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

При скорости деформации  $\dot{\epsilon}=2 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  переход от однородной к неоднородной пластической деформации происходит вблизи температуры 573 К. 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.

3. Температура перехода неоднородной пластической деформации в однородную близка к 530 К, что составляет  $\sim 0.7T_g$  (как и в ряде других металлических стекол). Термоциклирование в температурном интервале 300... 670 К не влияет на температурную зависимость изменения внутреннего трения. Это значит, что структурные изменения в окрестностях дефектов, порождающих внутреннее трение, не существенны при выбранных режимах термоциклирования.

4. В процессе прокатки при высоких скоростях нагружения ( $\dot{\epsilon} \sim 10^{-1}$ ) и температурах, близких к  $T_g=702$  К, 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  $(\dot{\epsilon}, T)$ ) исследованного металлического стекла  $Zr_{53.5}Ti_5Cu_{17.5}Ni_{14.6}Al_{10.4}$ . Установлено существование области значений  $\dot{\epsilon}$  и  $T$ , при которых осуществляется смешанная пластическая деформация. В этом режиме диффузионно-вязкое течение по механизму Кобле сопровождается движением дислокаций и образованием полос сдвига.

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

Авторы выражают огромную благодарность А.С.Бакаю за плодотворное обсуждение результатов проведенных исследований.

## ЛИТЕРАТУРА

1. А.С.Бакай. *Поликластерные аморфные тела*. М.: Энергоатомиздат, 1987.
2. A.S.Argon. // *Physics And Chemistry Of Solids*, 1982, v.43, N10, p.945-961.
3. F.Spaepen. Defects in amorphous metals // *Physics of defects. North-Holland*, 1981.
4. J.Gilman. // *Journ. Appl. Phys.*, v.46., 1975, p.1625-1633.
5. C.Pampillo. // *Journ. Mat. Sci.*, 1975, v.11, p.2209-2219.
6. A.Leonhard, L.Q.Xing, M.Heilmaier, A.Gebert, J.Eckert, L.Schultz // *NanoStructured Materials*, 1998, v.10, N5, p.805-817.
7. V.Z.Bengus. Some physical effects at unstable localized shear and fracture of amorphous alloys ribbons // *Solid State Phenomena*. 1992, v.23-24, p.347-354, Trans Tech Publications, Switzerland.
8. V.Z.Bengus, E.D.Tabachnikova, J.Miskuf, K.Csach, V.Ocelik, W.L.Johnson, V.V.Molokanov. New features of the low temperature ductile shear failure observed in bulk amorphous alloys // *Journal of Materials Science*. 2000, v.35, N.17, p.4449-4457.
9. A.S.Bakai, N.Wanderka, M.P.Macht, I.M.Mikhajlovsky, T.I.Mazilova. // *Met. Phys. Adv. Tech.*, 1999, v.18, p.445-450.
10. A.S.Argon. // *Acta metall.*, 1999, 27, 47.
11. A.S.Argon. L.T.Shi, // *Acta metall.* 1983, v.31, N4, p.499-507.
12. A.S.Bakai, V.V.Kul'ko, I.M.Mikhailovskij,

- V.B.Rabukhin, O.A.Velikodnaya. // *J.Non-Cryst. Solids*. 1994, 182, p.315.
- 13.Y.Hirotsu, M.Uehara, M.Ueno. // *J.Apply.hys.*, 1986, 59(9), pp.3081-3086.
- 14.E.D.Abachnikova, V.Z.Bengus. V.V.Molokanov, T.N.Mikhailova. Experimental observation of the "vein-pattern" on the surface of the ductile shear failure under compression of amorphous alloy // *Soviet Physics. Solid State* 1994, 36, © 8, pp. 2355-2359.
- 15.G.J.Gilbert, J.W.Ager III, V.Schroeder, R.O.Ritchie, J.P.Lloyd, J.R.Graham. Light emission during fracture of a Zr-Ti-Ni-Cu-Be bulk metallic glass // *Applied Physics Letters*. 1999, v.74, p.3809-3811.
- 16.A.Inoue, Y.Kawamura, T.Shibata, K.Sasamori. // *Materials Transactions, JIM*, 1996, v.37, N6. p.1337-1341.
- 17.A.S.Bakai. The mechanical state map of amorphous solids // *Materials Science Forum*, 1993, v.123-125, p.145-154.
- 18.A.S.Bakai. The concept of amorphous solids // *Topics in Applied Physics*, 1994, v. 72, p.209-255.