

УДК 539.213.2

©1994

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ НАБЛЮДЕНИЕ «ВЕННОГО» УЗОРА НА ПОВЕРХНОСТИ ВЯЗКОГО СДВИГОВОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ СЖАТИИ АМОРФНОГО СПЛАВА

Е.Д. Табачникова, В.З. Бенгус, В.В. Молоканов, Т.Н. Михайлова

Установлено, что при одноосном сжатии аморфного сплава образуется «венный» узор на поверхности низкотемпературного сдвигового разрушения. Это явление аналогично общеизвестному при одноосном растяжении. Отсюда следует, что образование так называемого «жидкоподобного» слоя в полосе катастрофического сдвига, предшествующего разрушению, не требует растягивающих напряжений и обусловлено локальным адиабатическим разогревом.

Образование «венного» узора на поверхности низкотемпературного сдвигового разрушения при растяжении лент аморфных сплавов является характерной чертой процесса их разрушения [1]. В середине 70-х годов было предложено теоретическое описание процесса возникновения «венного» узора как следствия менисковой неустойчивости в квазижидком (с пониженной вязкостью) слое вдоль полосы катастрофического сдвига [2,3], а позднее эти описания были апробированы экспериментально [4]. Однако механизм образования квазижидкого слоя до настоящего времени однозначно не установлен. Высказаны две гипотезы относительно механизма возникновения этого слоя с пониженной вязкостью. Одна объясняет понижение вязкости, предшествующее разрыву вдоль поверхности катастрофического сдвига, локальным повышением температуры вследствие адиабатического разогрева за счет работы пластического сдвига [5], а другая — интенсивным увеличением свободного объема в полосе сдвига вследствие высокого гидростатического растяжения, но без локального повышения температуры [6].

Первая гипотеза получила ряд экспериментальных подтверждений в последние годы: обнаружена раскаленная полоса, предшествующая разрушению [7,8], измерено повышение температуры обломков [9], измерен интегральный разогрев и доказана адиабатичность катастрофического сдвига [10], получены фрактографические свидетельства локального разогрева до предплавильных температур в полосе катастрофического сдвига, предшествующего разрыву вдоль поверхностей разрушения [11].

Поскольку все доказательства первой гипотезы были получены в условиях одноосного растяжения лент аморфных сплавов, то, строго говоря, нельзя было отвергнуть возможность вклада и механизма [6] в

понижение вязкости, образование квазижидкого слоя, а затем и «венного» узора.

Чтобы проверить возможность возникновения квазижидкого слоя при отсутствии какого-либо растяжения, целесообразно было бы проверить, наблюдается ли «венный» узор на поверхности вязкого сдвигового разрушения аморфных сплавов при одноосном сжатии. Однако в работах [12–14], посвященных деформации аморфных сплавов сжатием, не содержится никаких сведений о структуре поверхности сдвигового разрушения.

В связи с этим мы предприняли изучение поверхности вязкого сдвигового разрушения «массивных» цилиндрических стержней аморфного сплава при одноосном сжатии. Результаты этого изучения изложены в настоящей работе.

1. Материалы и методы

Образцы для деформации путем одноосного сжатия в виде цилиндров диаметром 2–3 и высотой 6–9 мм изготавливали из цилиндрических стержней аморфного сплава¹ $\text{Cu}_{50}\text{Zr}_{35}\text{Ti}_8\text{Hf}_5\text{Ni}_2$, полученных путем экструзии расплава в охлаждаемую металлическую изложницу¹ [15]. Высокая сетклообразующая способность подобных сплавов связывается с наличием весьма устойчивых некристаллических координаций в расплаве [16], что позволяет избегать кристаллизации даже при толщинах слитка в несколько миллиметров. Аморфность образцов проверяли рентгенографически. Деформацию образцов выполняли при комнатной температуре со скоростью $65 \mu\text{m}/\text{min}$ на деформационной машине с жесткостью около $10 \text{ N}/\text{min}$. Микротвердость измеряли на торце недеформированного образца при 300 К на приборе ПМТ-3 со стандартным алмазным индентором при нагрузках 1 и 2 Н. Поверхность сдвигового разрушения образцов изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM-T20.

2. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Нагружение индентором микротвердости при комнатной температуре сопровождается возникновением круговых полос сдвига (что типично для аморфной среды [17,18]) вблизи отпечатка индентора при нагрузке 1 Н. Трещины отсутствуют даже при нагрузке 2 Н, что свидетельствует о высокой локальной пластичности сплава. Это позволяет ожидать реализации вязкой сдвиговой моды разрушения при комнатной температуре и возможного наблюдения «венного» узора на поверхности разрушения.

Микроскопическая пластическая деформация не наблюдается при одноосном сжатии (как и при низкотемпературном растяжении лент других аморфных сплавов), и кривая деформации имеет обычный вид прямой линии. Разрушающее напряжение σ_f (совпадающее с пределом текучести σ_y) составляет 1.27 GPa, а среднее квадратичное отклонение — 0.06 GPa. Величина микротвердости (при нагрузке 1 Н)

¹ Сплав разработан и получен в Институте металлургии Российской Академии Наук В.В.Молокановым и Т.Н.Михайловой.



Рис. 1. Полосы сдвига (указаны стрелками) на цилиндрической поверхности образца вблизи поверхности сдвигового разрушения.

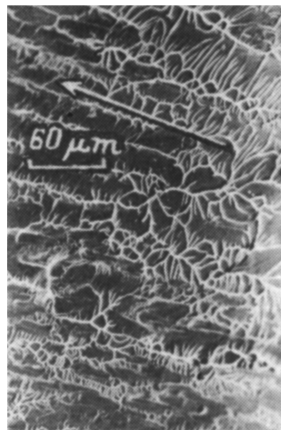


Рис. 2. Область преимущественной ориентации «венного» узора вдоль направления сдвигового смещения (стрелка) в полосе катастрофического сдвига.

$H = 5.5 \text{ GPa}$, так что отношение $H/\sigma_y \approx 4.3$, что не является необычным для аморфных металлических сплавов [18].

Разрушение сжимаемых образцов происходило «срезом» [19] вдоль поверхности, близкой к плоскости, образующей угол 42° с осью сжатия. На боковой поверхности деформированного образца вблизи поверхности разрушения наблюдаются группы полос локализованного сдвига, сопутствующие катастрофическому сдвигу при разрушении (рис. 1) и свидетельствующие о высокой локальной пластичности сплава. Величина ступеньки сдвига, предшествовавшего отрыву при разрушении, составляла $10\text{--}20 \mu\text{m}$, о чем можно было судить по ширине гладкого участка, обнажавшегося в результате сдвига, на поверхности разрушения. Морфология остальной части поверхности отрыва качественно не отличается от характерной для сдвигового разруше-

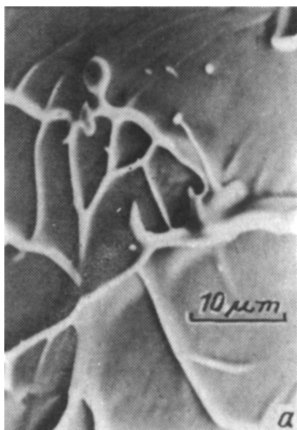


Рис. 3. Сфероидальная капля (а) и оторванные капли и «вены» (b) на поверхности сдвигового разрушения.

ния лент аморфных сплавов при одноосном растяжении. На рис 2 и 3, *a, b* показаны характерные картины поверхности отрыва. Видно, что «венный» узор является типичной чертой поверхности сдвигового разрушения при сжатии. Преимущественная ориентация «главных» вен близка к направлению сдвигового смещения (рис. 2) подобно [14]. Наблюдаются оторванные капли и вены (рис. 3, *a, b*), как и в случае разрушения при растяжении [11]. Эти наблюдения свидетельствуют о том, что жидкоподобное состояние материала в полосе катастрофического сдвига, предшествующее отрыву с образованием «венного» узора, возникает при сжатии, как и при растяжении. Поэтому внешнее растяжение не является необходимым условием для образования жидкоподобного слоя с пониженной вязкостью в полосе катастрофического сдвига, как это необходимо для справедливости модели [6]. Кажется очевидным, что адиабатический разогрев остается единственной причиной пониженной вязкости внутри полосы катастрофического сдвига согласно [5].

Образование «венного» узора ввиду менисковой нестабильности всегда следует за разрывом образца аморфного сплава, завершающим процесс низкотемпературного сдвигового разрушения при любых условиях деформации (растяжение, сжатие и т.д.), и требует растяжения жидкоподобного слоя. Для возникновения этого слоя достаточно иметь только адиабатический разогрев пластичного аморфного сплава, как это предложено в [5]. Растяжение, предложенное в [6], не является необходимым, о чем свидетельствуют результаты настоящей работы.

Авторы считают своим приятным долгом выразить благодарность М.Е.Головковой за электронно-микроскопические съемки.

Список литературы

- [1] Pampillo C.A. // *J. Mater. Sci.* 1975. V. 10. N 7. P. 1194.
- [2] Spaepen F. // *Acta Met.* 1975. V. 23. N 5. P. 615.
- [3] Argon A.S., Salama M. // *Mater. Sci. and Engineering.* 1976. V. 23. N 2. P. 219.
- [4] Бенгус В.З., Табачникова Е.Д., Гайко В.В., Дико П., Мишкуф Й., Оцелик В. // *Металлофизика.* 1986. Т. 8. № 6. С. 3.
- [5] Leamy H.Y., Chen H.S., Wang T.T. // *Metallurg. Trans.* 1972. V. 3. N 4. P. 699.
- [6] Spaepen F., Turnbull D. // *Scripta Met.* 1974. V. 8. N 5. P. 563.
- [7] Чеботников В.Н., Молоканов В.В., Федотов В.Т., Маслов Л.И., Калинин Б.А., Ковнеристый Ю.К. // *Физико-химия аморфных стеклообразных металлических материалов.* Сб. статей. М.: Наука, 1987. С. 157.
- [8] Алисова С.П., Минеев А.В., Новиков Н.П., Будберг Л.Б. // *Физико-химическая механика материалов.* 1989. Т. 25. № 2. С. 117.
- [9] Минеев А.В., Новиков Н.П. // *Физико-химическая механика материалов.* 1991. Т. 27. № 1. С. 117.
- [10] Табачникова Е.Д., Шумилин С.Э., Бенгус В.З., Воронова Л.И., Ефимов Ю.В. // *Металлофизика.* 1991. Т. 13. № 4. С. 47.
- [11] Bengus V.Z. // *Solid State Phenomena.* V. 23–24. *Non Linear Phenomena in Materials Science II* // Ed. G.Martin, L.Kubin. Trans Tech Publications. Switzerland, 1992. P. 347.
- [12] Pampillo C.A., Chen H.S. // *Mater. Sci. and Engineering.* 1974. V. 13. N 2. P. 181.
- [13] Donovan P.E. // *Mater. Sci. and Engineering.* 1988. V. 98. N 4. P. 487.
- [14] Davis L.A., Kavesh S. // *J. Mater. Sci.* 1975. V. 10. N 3. P. 453.
- [15] Molokanov V.V., Mikhailova T.N., Chebotnikov V.N. // *Abstracts of the 3d Intern. Conf. on Amorphous Metallic Alloys.* September 7–11, 1992. Topolchianky Castle. Czechoslovakia, Institute of Physics, Bratislava, 1992. P. P7.

- [16] Mastsubara S., Waseda Y. // Science Reports of RITU. Ser. A. 1992. V. 36. N 2. P. 187.
[17] Бойко В.С., Кривенко Л.Ф., Черный О.В., Бовда А.М. // ФТТ. 1991. Т. 33. № 4. С. 1036.
[18] Sargent P.M., Donovan P.E. // Scripta Met. 1982. V. 16. N 11. P. 1207.
[19] Фридман Я.Б. Механические испытания металлов. М., 1974. Т. 1. С. 472.

Физико-технический институт
низких температур им.Б.И.Веркина АН Украины
Харьков

Поступило в Редакцию
1 февраля 1994 г.
