

УДК 539.2

ИЗМЕНЕНИЕ ВЕРОЯТНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ 82К3ХСР, ОТОЖЖЕННОМ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР, ПРИ ЛОКАЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ

© И.В. Ушаков, В.А. Федоров

Ushakov I.V., Feodorov V.A. Changing of cracks formation probability in metallic glass 82K3XCP annealed in a wide temperature range under local loading. The deformation and destruction of metallic glass 82K3XCP annealed in a wide temperature range after indentation on polymer substrate was investigated. The linear dependencies of crack formation probability on the value of loading were established. It was also established that the load corresponding to the cracking of metallic glasses annealed in the temperature range of 748–888 K was lowered exponentially. The exponential growth of the load under the temperature of annealing was found to be near the melting temperature.

ВВЕДЕНИЕ

Метод микроиндентирования нашел широкое применение при исследовании свойств металлических стекол [1, 2]. В ряде случаев его использование предпочтительнее, благодаря достаточно высокой точности и оперативности. Однако индентирование металлических стекол имеет ряд особенностей, в частности, малая толщина ленты и используемое основание оказывают влияние на результаты индентирования [3, 4]. В связи с этим, целью работы является исследование методом микроиндентирования на полимерной подложке изменения вероятности образования трещин и морфологических особенностей разрушения металлического стекла, отожженного в широком интервале температур.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследовали металлическое стекло 82К3ХСР. Толщина ленты 30 мкм, состав: 83,7 % Со + 3,7 % Fe + 3,2 % Сг + 9,4 % Si (вес.%). Образцы размером 10×20 мм вырезали из ленты, подвергали отжигу в печи при температурах $T_{от} = 373–1073$ К, после чего размещали на подложке, в качестве которой использовали полиэфирный композит с микротвердостью ≈ 151 кГ/мм². Подложки толщиной ≈ 1 мм в свою очередь наносили на металлическую пластину [3]. Нагрузку варьировали от 40 до 400 г. Механические испытания металлического стекла проводили на микротвердомере ПМТ-3.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

1. Характер деформирования и разрушения металлического стекла меняется в зависимости от температуры отжига и нагрузки на индентор.

Температуру $T_{кр}$, при которой начинают появляться трещины, принимали за критическую. $T_{кр}$ зависит от

материала подложки [4]. Для используемой в работе подложки $T_{кр} = 748$ К.

В интервале температур 748–773 К в зоне индентирования, как правило, образуется несколько радиальных прямых трещин. При температурах 773–823 К появляются кольцевые трещины. В результате деформируемый участок отделяется от остального материала, что приводит к локальному увеличению деформации подложки и увеличению нагрузки на области металлического стекла, граничащие с кольцевыми трещинами.

Существенное изменение морфологии разрушения отмечено в интервале температур 823–927 К, когда образующиеся трещины ориентированы преимущественно параллельно сторонам отпечатка от индентора (рис. 1а).

Формирование подобных трещин может быть объяснено увеличением хрупкости материала и появлением значительных упругих прогибов подложки, вследствие чего возможна концентрация высоких механических напряжений в местах перегиба ленты (на рис. 1б показаны стрелками). В этом случае возникающие деформации схожи с деформациями, возникающими при испытаниях металлического стекла на изгиб [5].

На сплаве, отожженном при температурах, близких к температурам плавления, отмечено зарождение трещин в зоне отпечатка индентора (рис. 1в).

2. Для статистической обработки результатов каждый образец подвергали нагружению на микротвердомере, начиная с нагрузки в 40 г, при которой трещины не образуются. Затем нагрузку поэтапно увеличивали на 10 г до тех пор, пока трещины не образовывались при каждом индентировании (максимальная нагрузка не превышала 400 г). Если в результате индентирования образовывалась трещина, то вероятность считали равной единице. Если трещины не образовывались, вероятность считали равной нулю. Для каждой нагрузки проводили по 20 опытов на двух независимо приготовленных образцах.

При температуре отжига большей $T_{кр}$ вероятность появления трещин при индентировании прямо пропор-

циональна нагрузке на индентор (рис. 2). Экспериментальные точки аппроксимировали линейными зависимостями вида $W = aP + b$. Все зависимости имеют высокий коэффициент корреляции: от 0,92 до 0,99 (табл. 1).

Повышение температуры отжига до 888 К сопровождается снижением величины нагрузки, необходимой для образования трещин (рис. 3). Причиной уменьшения нагрузки, необходимой для образования трещин и увеличения хрупкости металлического стекла по мере роста температуры отжига, являются атомные перестройки. Так как кинетика кристаллизации, релаксации,

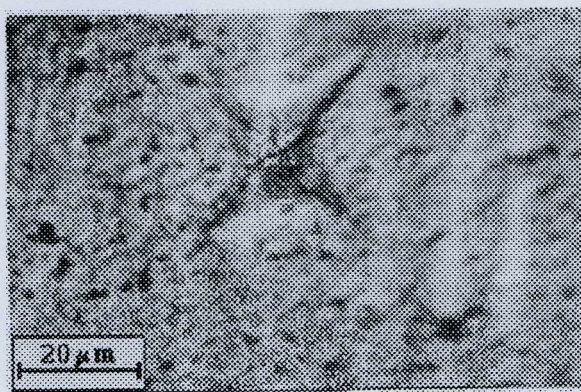
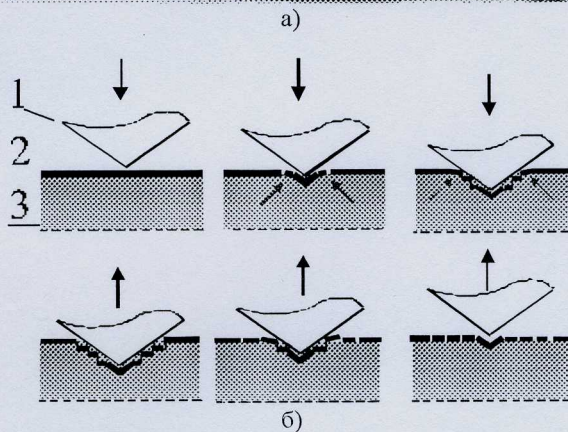
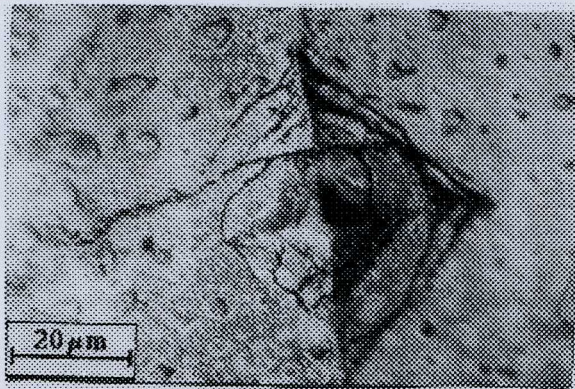


Рис. 1. а) Отпечаток индентора находится в центре зоны разрушения, образованной трещинами, ориентированными параллельно граням индентора, $T_{отж} = 927$ К. б) Схема формирования разрушения, показанного на рис. 1а. в) Образование трещин в зоне отпечатка индентора $T_{отж} = 1073$ К

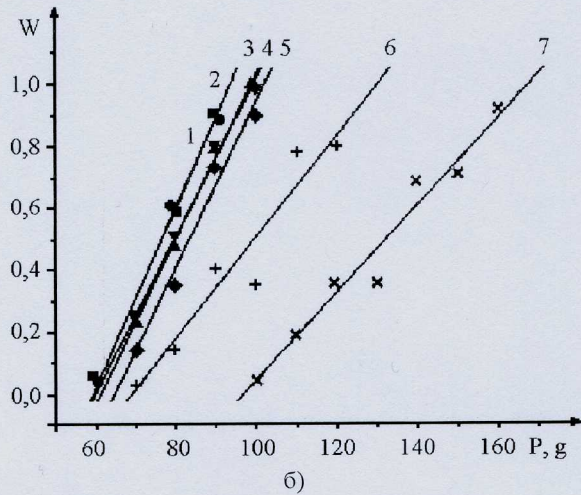
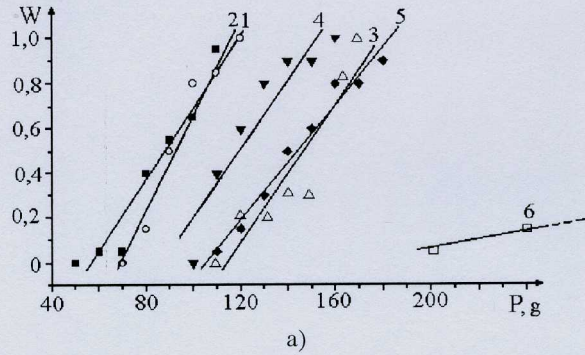


Рис. 2. Зависимость вероятности (W) образования трещин при индентировании от нагрузки на индентор (P) для различных температур отжига. Температуры отжига для приведенных зависимостей равны соответственно: а) 1 (■) – $T_{отж} = 888$ К; 2 (○) – $T_{отж} = 823$ К; 3 (Δ) – $T_{отж} = 783$ К; 4 (▼) – $T_{отж} = 773$ К; 5 (◆) – $T_{отж} = 763$ К; 6 (□) – $T_{отж} = 748$ К. б) 1 (■) – $T_{отж} = 927$ К; 2 (●) – $T_{отж} = 973$ К; 3 (▲) – $T_{отж} = 998$ К; 4 (▼) – $T_{отж} = 1009$ К; 5 (◆) – $T_{отж} = 1023$ К; 6 (+) – $T_{отж} = 1055$ К; 7 (x) – $T_{отж} = 1073$ К

Таблица 1

Температуры отжига и коэффициенты для зависимости $W = aP + b$

$T_{отж}$ (К)	A	B	R
748	0,002	-0,262	0,952
763	0,013	-1,352	0,986
773	0,015	-1,339	0,934
783	0,015	-1,75	0,92
823	0,021	-1,459	0,977
888	0,016	-0,905	0,977
927	0,029	-1,705	0,994
973	0,029	-1,725	0,995
998	0,026	-1,59	0,997
1009	0,025	-1,505	0,996
1023	0,027	-1,727	0,988
1055	0,016	-1,133	0,959
1073	0,014	-1,385	0,982

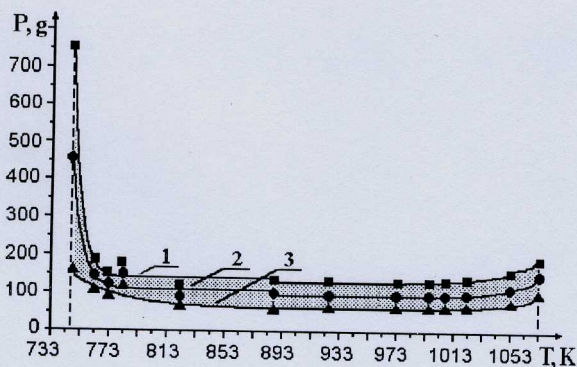


Рис. 3. Зависимости величины нагрузки при индентировании (P), соответствующей вероятности образования трещин 1, 0,5 и 0, от температуры отжига. Линия 1 – $W = 1$, линия 2 – $W = 0,5$, линия 3 – $W = 0$

Таблица 2

Коэффициенты экспоненциальных зависимостей

$$P = P_0 + A \cdot \exp((T_0 - T)/C)$$

W	P_0 (г)	A (г)	T_0 (К)	C (К)
1	137,7±15,8	612,1±32,4	475	6,0±1,6
0,5	106,8±14,8	345,2±29,5	475	7,2±2,4
0	58,8±18,1	90,0±22,3	475	33,9±19,9

Таблица 3

Коэффициенты экспоненциальных зависимостей

$$P = P_0 + A \cdot \exp(X/T)$$

W	P_0 (г)	A (г)	X (К)
1	93,7 ± 6,2	0,13	23,7 ± 11,3
0,5	78,5 ± 2,9	0,07	23,6 ± 6,9
0	57,8 ± 2,3	0,3	25,4 ± 7,8

охлаждения и ряда других процессов, протекающих в аморфных металлах, определяется диффузионной подвижностью атомов, экспоненциально зависящей от температуры [6], то можно заключить, что зависимость нагрузки, при которой образуются трещины, от температуры отжига также должна быть экспоненциальной. Это подтверждается малыми погрешностями, получаемыми при аппроксимации экспериментальных результатов зависимостью вида $P = P_0 + A \cdot \exp((T_0 - T)/C)$ (на рис. 3 – экспериментальные точки от 748 до 888 К), где T_0 – температура начала вязко-хрупкого перехода, P_0 – минимальная величина нагрузки, необходимой для образования трещин при температурах отжига много больших T_0 , A – коэффициент, имеющий размерность нагрузки, C – коэффициент, имеющий размерность температуры (табл. 2).

Данными дифференциально-сканирующей калориметрии и рентгеноструктурного анализа [3] показано, что изменения нагрузки, необходимой для образования трещин, не сопровождаются кристаллизацией вплоть до 829 К.

На образцах, отожженных при температурах больших 800 К, наблюдалось появление цветов побежалости.

По мере повышения температуры отжига свыше 973 К отмечено повышение нагрузки, при которой образуются трещины (рис. 3), которое хорошо описывается экспоненциальной зависимостью вида $P = P_0 + A \cdot \exp(x/T)$ (на рис. 3 – экспериментальные точки от 888 до 1073 К), где x – коэффициент, имеющий размерность температуры (табл. 3).

Кристаллизация многокомпонентного аморфного сплава может сопровождаться образованием поликристаллов с различной микроструктурой [6]. Отмеченное увеличение нагрузки, необходимой для образования трещин, является следствием изменений, происходящих в поликристаллическом сплаве, т. е. следствием сегрегации примесей по границам зерен, изменения структуры кристаллитов, ростом отдельных зерен.

ВЫВОДЫ

1. Снижение нагрузки, необходимой для образования трещин, и изменение морфологических особенностей деформирования и разрушения сплава, при увеличении температур отжига до температуры кристаллизации, обусловлено эволюцией структуры металлического стекла. Увеличение нагрузки, необходимой для образования трещин после отжига при предплавленных температурах, обусловлено перераспределением компонентов сплава, изменением его структуры, ростом отдельных кристаллов.

2. Установлено, что превышение критической температуры отжига приводит к экспоненциальному снижению нагрузки на индентор, необходимой для образования трещин, достигающей своего минимального значения при переходе сплава в кристаллическое состояние. Одновременно показано экспоненциальное возрастание нагрузки, при которой образуются трещины, для сплава, отожженного при предплавленных температурах.

Показано, что зависимость вероятности образования трещин от нагрузки на индентор является линейной для любых температур отжига.

ЛИТЕРАТУРА

1. Calderon-Moreno J.M., Guiu F., Meredith M., Reece M.J. Fracture toughness anisotropy of PZT // Mater. Sci. and engineering. 1997. V. A234-236. P. 1062-1066.
2. Masami Fujiwara. Deformation anisotropy of β -Sn crystals by microindenter // Mater. Sci. and engineering. 1997. V. A234-236. P. 991-995.
3. Федоров В.А., Ушаков И.В. Влияние отжига на изменение характера деформирования и разрушения металлического стекла при локальном нагружении // ЖТФ. 2001. Т. 71. Вып. 6. С. 28-31.
4. Федоров В.А., Ушаков И.В., Климачева Е.И. Закономерности деформирования и разрушения металлического стекла при локальном нагружении на подложках с различными механическими характеристиками // Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений: Науч. тр. II Междунар. конф. Тамбов, 2000. С. 370-374.
5. Глезер А.М., Молотилев Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия, 1992. 206 с.
6. Манохин А.И., Митин Б.С., Васильев В.А., Ревакин А.В. Аморфные сплавы. М.: Металлургия, 1984. 160 с.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 01-01-00403.

Поступила в редакцию 15 мая 2002 г.