

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ И НАГРЕВА НА ЭВОЛЮЦИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

В.А. Федоров, А.В. Яковлев, А.Н. Капустин

*Кафедра общей физики,
ГОУ ВПО «Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина»*

Представлена членом редколлегии профессором В.И. Коноваловым

Ключевые слова и фразы: зона проплава; зона термического влияния; металлическое стекло; микротвердость; отжиг; пластичность; термическая стабильность; торцевое сечение.

Аннотация: Установлены особенности поведения механических свойств металлических стекол на основе кобальта под действием нагрева и лазерного излучения.

Со времени получения металлических стекол (МС) ведутся интенсивные экспериментальные и теоретические исследования их свойств и структуры [1, 2]. Тем не менее, ни одна из разработанных на сегодняшний день теорий не дает однозначного объяснения комплекса свойств МС, отсутствует универсальная модель, описывающая структуру аморфного состояния.

В рамках указанных проблем, комплексное исследование закономерностей эволюции структуры и механических свойств МС, подвергнутых термической обработке, а также установление причин низкой термической стабильности являются актуальным направлением прикладных и фундаментальных исследований. Кроме того, развитие и совершенствование методов оценки механических свойств в зонах локального воздействия, в частности, импульсов когерентного излучения, также является практически значимой.

В работе исследованы механические характеристики МС, формируемые при изохронном отжиге и воздействии импульсного лазерного излучения.

Исследования проводили на МС на основе Co (№1 – Co-Fe-Mn-Si-B-Ni, Co – 80 %; №2 – Co-Fe-Cr-Si, Co – 75,4 %), полученных методом спиннингования. Толщина лент – 20 и 30 мкм соответственно. Объектами исследования служили образцы размером $3,5 \times 15$ мм (для исследования пластичности, микротвердости).

Воздействие лазерного облучения на поверхность МС осуществляли с помощью оптического квантового генератора «КВАНТ-15» с длиной волны излучения $\lambda = 1064$ нм. Энергия импульса излучения E составляла не менее 8 Дж. Длительность импульса ~ 4 мс. Оптическая система генератора позволяла изменять зону воздействия в пределах $50 \dots 10^3$ мкм.

Индентирование облученных МС, а также исследование характера деформирования и разрушения проводили на микротвердомере ПМТ-3 со стороны гладкой и торцевой поверхностей ленты. Для этого исходные образцы МС наносили на подложку, в качестве которой использовали полиэфирный композит [3]. Специфика приготовления образцов для исследования торцевой поверхности заключается в изготовлении компаунда из эпоксидной смолы и заневоливания в нем МС с их последующей механической шлифовкой и полировкой перед индентированием.

Ленточные металлические стекла подвергали изохронному отжигу в печи при заданных температурах с выдержкой $t = 10$ мин. Время измерялось с момента размещения образцов на керамической подложке или в области между стабилизирующими пластинами [4].

Методом на изгиб исследовался характер изменения пластичности МС в зависимости от температуры отжига. Мету пластичности оценивали по формуле $\varepsilon = h/(D - h)$, где h – толщина ленты; D – расстояние между параллельными пластинами, при котором изогнутый образец разрушался [5].

Результаты эксперимента

1. В результате воздействия сфокусированного импульсного лазерного излучения на поверхность МС формируются локальные зоны облученного материала. При малой площади облучаемой поверхности и достаточной энергии излучения образуется проплав в центре зоны. Размеры зон проплава и термического влияния изменяются в зависимости от энергии импульса и площади облучаемой поверхности (рис. 1). Граница проплава представляет собой «корону», состоящую из наслоений выплавленного из центра зоны материала. Отмечено также, что при облучении МС на основе Со № 2 наблюдается некоторая неоднородность: выплавленный материал распределяется по периметру участка, подвергнутого воздействию лазера, не равномерно, а собирается в основном в трех-четырех «сгустках» (рис. 1, б).

Исследованием микротвердости МС на контактной поверхности после воздействия лазерного излучения установлены параметры и свойства зон оплавления и термического воздействия. Микротвердость максимальна вблизи границы оплавленного участка, постепенно уменьшается по мере удаления от нее и на некотором расстоянии принимает значения, характерные для необлученного сплава (рис. 2, а).

На рис. 2, а левая часть графика построена по результатам измерений микротвердости образцов без полного проплавления материала, правая – тех же образцов по мере удаления от границы оплавления. Применительно к аморфным сплавам, исследованным в работе, установлено, что для сплава № 1 микротвердость на поверхности на ~30 % выше, чем при измерениях на торцевых участках. При индентировании поверхности МС микротвердость имеет максимальное значение на границе зоны оплавления. В сплавах № 2 микротвердость испытывает рост только вблизи «сгустков», на участках между зонами локализации выплавленного материала микротвердость возрастает незначительно (рис. 2, б).

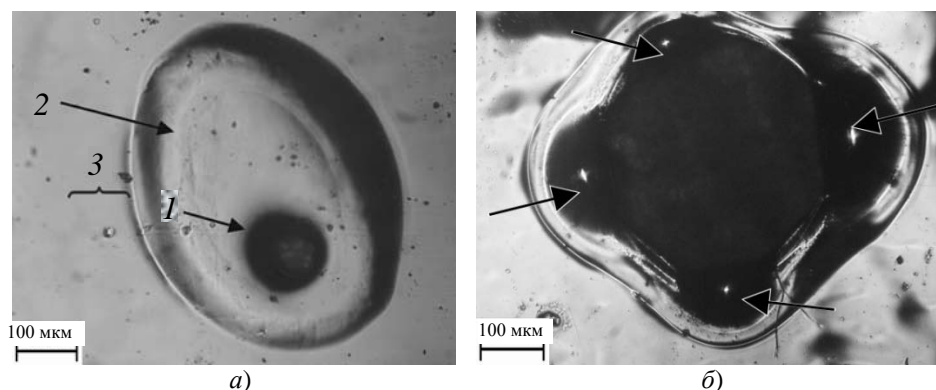


Рис. 1. Область поверхности МС, подвергнутая воздействию лазерного излучения:
а – сплав № 1: 1 – зона проплава; 2 – зона оплавления; 3 – зона термического влияния;
б – сплав № 2: стрелками отмечены зоны локализации выплавленного материала

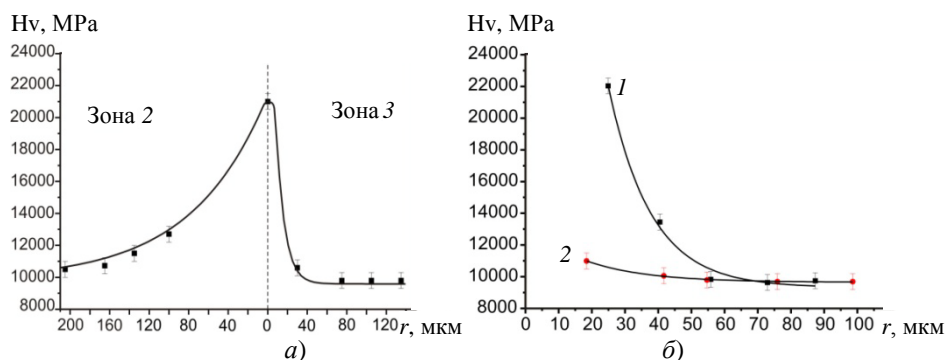


Рис. 2. Изменение микротвердости МС:

a – сплав № 1 в зоне 2 оплавления и в зоне 3

термического влияния (пунктирная линия – граница зон);

б – сплав № 2 вблизи «сгустков» (кривая 1) и между «сгустками» (кривая 2)

После воздействия лазерного облучения в аморфной матрице зарождаются области кристаллической фазы. Кристаллизация внутри оплавленного участка приводит к образованию крупных зерен, изменению химического состава из-за испарения некоторых составляющих сплава. Изменение микротвердости в этой зоне имеет монотонный рост по мере приближения к границе оплавления (зона 2 на рис. 2, *a*).

Поверхностная кристаллизация представляет собой особую форму кристаллизации аморфных сплавов, полученных при сверхбыстрой закалке; для таких сплавов наблюдается явление ускоренной кристаллизации поверхности [6].

Зачастую в результате индентирования участка торцевой поверхности, соответствующего зоне термического влияния, наблюдается растрескивание (см. рис. 3, *a*). Размеры наплава в МС № 2 существенно превосходят аналогичные участки на сплаве № 1.

Исследования микротвердости показывают: в зонах оплавления успевают произойти структурная релаксация, что подтверждается исследованиями микротвердости на торцевых сечениях (рис. 3).

Полученные результаты можно объяснить следующим образом: кооперативные процессы начала установления дальнего порядка способствуют, в свою очередь, залечиванию пор, уменьшению избыточного свободного объема [7]. Наибольший рост микротвердости наблюдается вблизи границы оплавления и связан большей частью с напряжениями, возникающими в результате образования зоны перехода от аморфной матрицы, содержащей мелкодисперсные включения,

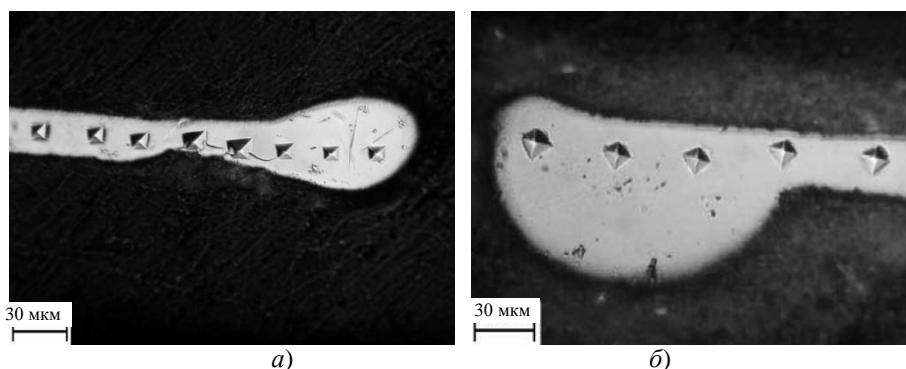


Рис. 3. Сравнение торцевых сечений МС и размеров отпечатка от пирамиды Виккерса в области проплава:

a – сплав № 1; *б* – сплав № 2

к участкам, содержащим кристаллическую фазу. Вследствие действия сравнительно мощного и непродолжительного лазерного импульса, приводящего к локальному нагреву материала, отмечается изменение механических характеристик на границе зоны термического влияния [8].

2. Во второй серии экспериментов образцы № 1 подвергали печному отжигу. При достижении определенной температуры предварительного отжига в пределах устойчивости аморфного состояния некристаллические сплавы становятся хрупкими при комнатной температуре. Это явление потери пластичности аморфных сплавов имеет не только чисто научный, но и большой практический интерес. Именно оно в значительной мере ограничивает температурный интервал термической обработки промышленных сплавов. Известно, что падение пластичности происходит в две стадии: первая – при низкой температуре, вторая – при более высокой [5].

В ходе исследований при сопоставлении результатов отжига нами было установлено, что двухступенчатый характер снижения пластичности более явно выражен при отжиге в стабилизирующих пластинах. Падение пластичности при отжиге в стабилизирующих пластинах начинается при температуре меньшей на ~ 50 К, чем при отжиге на керамической подложке. Температура отжига, соответствующая максимальному охрупчиванию (минимальной пластичности), оказалась ниже на ~ 50 К, чем при отжиге на керамической подложке, кроме того, разброс значений пластичности при каждой температуре отжига в стабилизирующих пластинах значительно меньше. Проведенные исследования показывают, что отжиг в стабилизирующих пластинах позволяет более точно выдержать заданный режим отжига как по температуре, так и по времени, и, как следствие, более точно оценивать термическую стабильность сплава.

При дальнейших исследованиях образцы подвергали изохронному отжигу в печи с разными временами выдержки от 1 до 20 мин в стабилизирующих пластинах. Результаты экспериментов (рис. 4) показывают, что увеличение времени отжига приводит к уменьшению температуры начала падения пластичности.

Критической температурой $T_{кр}$ охрупчивающего отжига (первая стадия падения пластичности) считали температуру, которая соответствует снижению значения пластичности в два раза от исходного, равного единице [5]. С увеличением времени выдержки критическая температура также уменьшается. Так, например, при выдержке в 5 мин значение критической температуры составляет ~ 610 К, при выдержке в 20 мин – критическая температура ~ 590 К, а при выдержке в 60 мин – ~ 580 К. Это свидетельствует о реализации на первой стадии падения пластичности термоактивированных процессов, кинетика протекания которых может быть определена по зависимости $T_{кр}(t)$, где t – время.

При малых температурах и малых временах отжига (1–4 мин) время нахождения образцов в режиме отжига сопоставимо с временем выхода на режим отжига в стабилизирующих пластинах. Чем меньше время выдержки и температура, тем относительно дольше образец выходит на режим отжига. В результате его температура может достигнуть заданной за время, превышающее время отжига. Это может быть одной из причин появления погрешностей при исследованиях зависимости $\varepsilon(T)$ малых временах и температурах отжига. С увеличением температуры и времени выдержки погрешности такого типа минимизируются.

Как видно из рис. 4, на графике имеется интервал температур (675...775 К), в котором изменение пластичности слабо зависит от времени отжига и от температуры. Установлено также, что для исследованного нами сплава температура $T = 780$ К соответствует окончанию первой стадии падения пластичности.

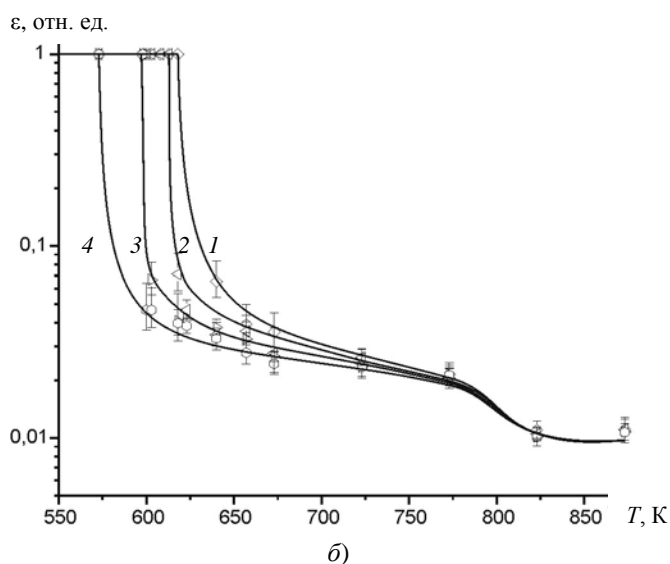
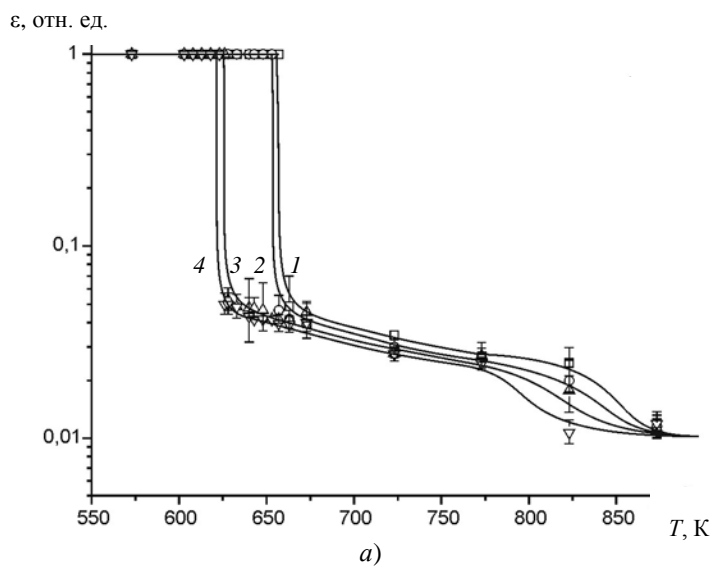


Рис. 4. Зависимости изменения пластичности от температуры изохронного отжига при выдержках 1–20 мин:
a: 1 – 1 мин; 2 – 2 мин; 3 – 3 мин; 4 – 4 мин;
б: 1 – 5 мин; 2 – 10 мин; 3 – 15 мин; 4 – 20 мин

С увеличением температуры на второй стадии падения пластичности ход зависимостей при малых временах отжига различен (см. рис. 4, *a*). На этом температурном участке графики характеризуют кинетику падения пластичности на второй стадии. При малых временах отжига (1–4 мин) имеет место некоторое увеличение температуры T_2 начала второй стадии, что также связано с протеканием на этой стадии термоактивируемых процессов. Как и на первой стадии падения пластичности, зависимости $T_2(t)$ характеризуют кинетику процессов, лежащих в основе падения пластичности на второй стадии.

Кинетику изменения пластичности можно проследить по рис. 5. Зависимости построены для заданных температур. Видно, что при малых температурах отжига (первая стадия) они описываются уравнением вида

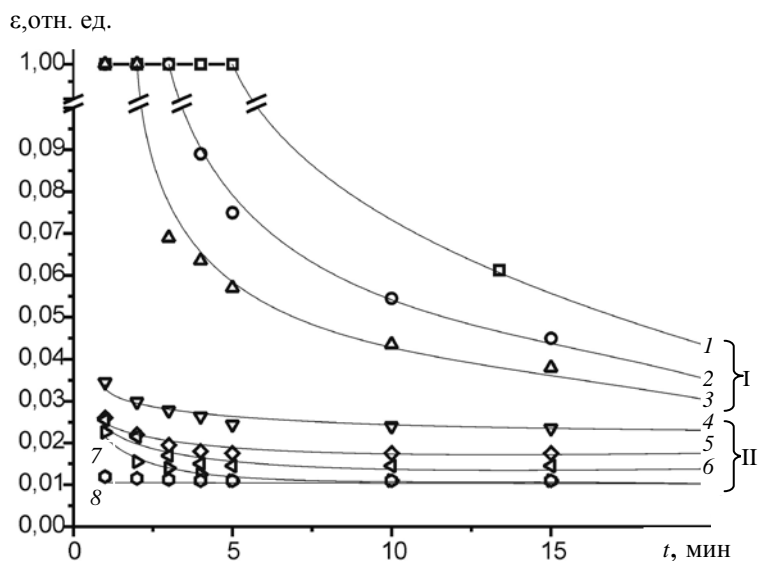


Рис. 5. Эволюция пластичности во времени при заданной температуре для сплава № 1:
 1 – 613 К; 2 – 625 К; 3 – 638 К; 4 – 723 К; 5 – 800 К;
 6 – 813 К; 7 – 838 К; 8 – 873 К

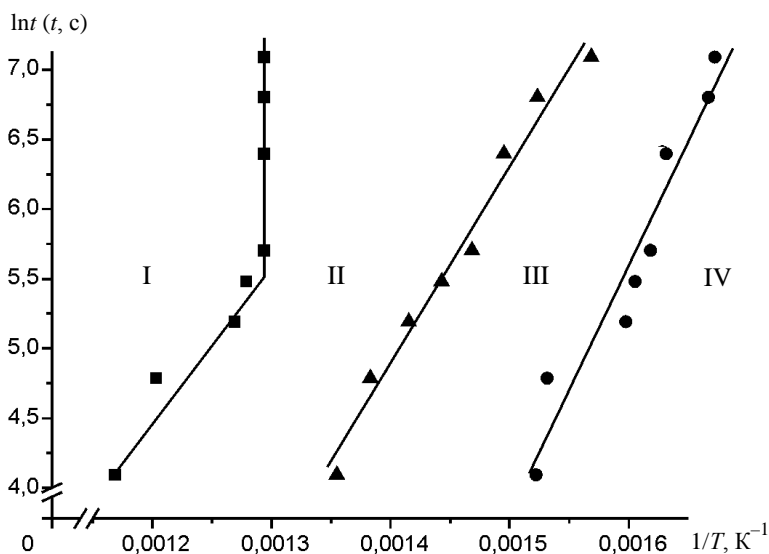


Рис. 6. Зависимости логарифма времени отжига от обратной температуры, определяющие области охрупченного состояния (I, II), перехода из пластичного в хрупкое состояние (III), пластичного состояния (IV):
 I – $\varepsilon < 0,02$; II – $0,02 < \varepsilon < 0,03$; III – $0,03 < \varepsilon < 1$; IV – $\varepsilon = 1$

$$\varepsilon = A \exp(B/T),$$

где A , B – коэффициенты, определяемые экспериментально. С увеличением температуры отжига (вторая стадия) при малых временах < 5 мин зависимости также носят экспоненциальный характер, а при значениях > 5 мин – вырождаются в прямую.

Из литературы известно [5], что решающую роль в падении пластичности играет избыточный свободный объем, характер его эволюции при термических воздействиях на аморфную структуру, а также то, что это явление имеет релаксационную природу. К настоящему времени предложено две группы моделей, объясняющих хрупкость аморфных сплавов: «сегрегационная» модель [9] связывает падение пластичности с образованием сегрегации атомов-металлоидов в определенных участках аморфной матрицы; «кристаллическая» модель [10] объясняет падение пластичности формированием в аморфной матрице заметного ближнего порядка или кристаллических фаз определенного типа. Однако в этих работах не предложен конкретный механизм, по которому структурная релаксация могла бы приводить к резкому охрупчиванию с позиций физики пластической деформации и разрушения. Результаты исследования кинетики процессов охрупчивания будут полезны при обсуждении механизма охрупчивания МС.

По результатам рис. 4 были построены зависимости логарифма времени t от обратной температуры отжига $1/T$ (рис. 6), позволяющие прогнозировать температуру и время отжига, при которых не наступает охрупчивание металлического стекла, исследованного в данной работе. Подобные зависимости приведены в работе [11] для аморфных сплавов на основе железа как диаграммы для оценки термовременной стабильности (ДТС) аморфных сплавов. Однако авторы не дают значений пластичности, для которых построена ДТС. Последняя, как показали исследования, зависит от задаваемого значения пластичности (см. рис. 6).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 06-01-96320р).

Список литературы

1. Аморфные металлические сплавы : пер. с англ. / под ред. Ф.Е. Люборского. – М. : Металлургия, 1987. – 584 с.
2. Глезер, А.М. Структура и механические свойства аморфных сплавов / А.М. Глезер, Б.В. Молотилов. – М. : Металлургия, 1992. – 206 с.
3. Федоров, В.А. Методические аспекты измерения механических характеристик лент металлического стекла при микроиндентировании / В.А. Федоров, И.Е. Пермякова, А.Н. Капустин // Тезисы докладов Четвертой международной научной конференции «Современные достижения физики и фундаментальное физическое образование», Алматы, Казахстан, 5–7 октября 2005 г. – Алматы, 2005. – С. 89.
4. Яковлев, А.В. Оптимизация режимов отжига металлических стекол / А.В. Яковлев, В.А. Федоров, Г.А. Барышев // Сборник материалов XVII Петербургских чтений по проблемам прочности, посвященных 90-летию со дня рождения профессора А.Н. Орлова, Санкт-Петербург, 10–12 апреля. – СПб., 2007. – Ч. 1. – С. 72–73.
5. Механическое поведение аморфных сплавов / А.М. Глезер [и др.]. – Новокузнецк : Изд-во СибГИУ, 2006. – 416 с.
6. Металлические стекла. Атомная структура и динамика, электронная структура, магнитные свойства : сб. науч. тр. / под ред. Г. Бека, Г. Гюнтеродта. – М. : Мир, 1986. – Вып. 2. – 454 с.
7. Бетехтин, В.И. Пористость и механические свойства аморфных сплавов / В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, О.В. Амосова // Изв. Акад. наук. Сер. физ. – 2003. – Т. 67, № 6. – С. 818–822.
8. Структура и прочность материалов при лазерных воздействиях / М.С. Бахарев [и др.]. М. : Изд-во Моск. ун-та. – 1988. – 224 с.

9. Pampillo, C.A. Annealing embrittlement in an iron nickel-based metallic glasses / C.A. Pampillo, D.E. Polk // J. Mater. Sci. Eng. – 1978. – V. 33, № 2. – P. 275–280.

10. Fujita, F.E. On the intermediate range ordering in amorphous structure / F.E. Fujita // Proc. Fourth Int. Conf. RQM, Sendai, Japan. – Sendai, 1981. – V. 1. – P. 301–304.

11. Физические критерии прогнозирования вязко-хрупкого перехода в аморфных сплавах / Глезер А.М. [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1995. – Т. 80, № 2. – С. 142–152.

The Effect of Laser Emission and Heating on the Evolution of Mechanical Properties of Amorphous Metal Alloys

V.A. Fedorov, A.V. Yakovlev, A.N. Kapustin

Department of General Physics, Tambov State University named after G.R. Derzhavin

Key words and phrases: annealing; face section; metal glass; melting zone; micro-solidity; thermal influence zone; plasticity; thermal stability.

Abstract: Behavioral patterns of mechanical properties of metal glass on the basis of cobalt subjected to heating and laser emission are found out.

Einwirkung der Laserstrahlung und der Erwärmung auf die Evolution der mechanischen Eigenschaften der amorphen Metallegierungen

Zusammenfassung: Es sind die Besonderheiten des Benehmens der mechanischen Eigenschaften der Metallgläser auf Grund von cobalt unter dem Einfluß von der Erwärmung und der Laserstrahlung festgestellt.

Influence du rayonnement laser et du chauffage sur l'évolution des propriétés mécaniques des alliages métalliques amorphes

Résumé: Sont établies les particularités du conditionnement des propriétés mécaniques des verres métalliques à la base de cobalte sous l'influence du chauffage et du rayonnement laser.