

УДК 539.2

ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА, НАНЕСЕННОГО НА КОМПОЗИЦИОННОЕ ОСНОВАНИЕ, В УСЛОВИЯХ ЛОКАЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ ИНДЕНТОРАМИ РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ФОРМЫ

© И.В. Ушаков

Ushakov I.V. Deformation and destruction of metallic glass, situated on composite substrate, in condition of local loading by indentors of different geometry. The main features of deformation and destruction of metallic glass 82K3XCP, situated on composite substrate, in condition of local loading by indentors of different geometry, are investigated. The mechanical characteristics of metallic glass after laser treatment are studied. The evolution of mechanical properties and structure of amorphous and amorphous-crystalline alloys in condition of laser treatment are discussed.

Метод исследования механических характеристик тонких лент металлического стекла, подвергнутых печному отжигу, с использованием локального нагружения на полимерных подложках, обеспечивает удовлетворительные результаты [1–3]. Однако указанный метод имеет определенные ограничения, связанные, например, с трудностью определения механических характеристик в зонах лазерной обработки [4], и нуждается в совершенствовании. Кроме того, совершенствование метода локального нагружения позволяет расширить представления о механических свойствах металлических стекол и композитах металлическое стекло – полимерное основание. Практическая значимость таких исследований связана также с тем, что при использовании металлических стекол возникает необходимость определять их механические свойства после термической обработки [5].

Таким образом, целями работы являются: совершенствование метода локального нагружения; исследование особенностей деформирования и разрушения в условиях применения инденторов с различной геометрической формой.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследования проводили на металлическом стекле 82K3XCP. Толщина ленты 30 мкм, состав: 83,7 % Co + 3,7 % Fe + 3,2 % Cr + 9,4 % Si (вес.%). Объектами исследования служили образцы размером 10×20 мм. Перед испытанием их подвергали отжигу в печи при $T_{отж} = 503–1008$ К. Печь с образцами нагревали и охлаждали со скоростью ≈ 10 К/мин. и выдерживали при заданной температуре $T_{отж}$ в течение 10 мин.

Локальную термическую обработку образцов осуществляли воздействием импульсного лазерного излучения. Использовали две лазерные установки: 1) оптический квантовый генератор «КВАНТ-15», с длиной волны излучения 1064 нм, с энергией импульса до 6 Дж; 2) оптический квантовый генератор ELS-01, представляющий собой твердотельный импульсный лазер на алюмоиттриевом гранате с частотой следования импульсов до 50 Гц. Рабочая длина волны 1064 нм.

Энергия импульса излучения 50–100 мДж. Диаметр пятна фокусировки на поверхности непрозрачных материалов 0,05–5 мм.

Для определения влияния исходной температуры образца на деформирование и разрушение, инициированное воздействием лазерного импульса, варьировали исходную температуру образца от $-195,8$ °С (температура жидкого азота) до 25 °С.

Локальное нагружение отожженных металлических стекол проводили на микротвердомере ПМТ-3. В качестве инденторов использовали пирамидки Виккерса и Берковича, а также стальные шарики различного размера. Образцы металлического стекла наносили на подложки, в качестве которых использовали различные, в том числе высокотемпературные композиты и высокотемпературные герметики. Подложки толщиной ≈ 1 мм предварительно наносили на металлическую пластину.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

1. Локальное нагружение неотожженного металлического стекла пирамидкой Берковича сопровождается формированием отпечатка и зоны деформирования (рис. 1). По мере увеличения нагрузки на индентор область деформирования, в виде навалов материала, становится хорошо различимой (рис. 1а). Навалы материала более выражены, чем при использовании пирамидки Виккерса (рис. 1г). В случае индентирования нагрузкой больше ≈ 90 г формируются «лучи» деформирования, идущие от области нагружения (рис. 1б). Повышение нагрузки (до 200 г) сопровождается искажением отпечатка (рис. 1в). Искажения предположительно связаны со значительным упругим прогибом подложки.

Индентирование металлического стекла, отожженного в температурном интервале 673–783 К, сопровождается формированием как зоны деформирования, так и трещин (рис. 2). Однако нагрузки, необходимые для инициирования разрушения, меньше, чем в случае пирамидки Виккерса (в зависимости от режима лазерной обработки и характеристик применяемых подложек примерно на 5–20 г).

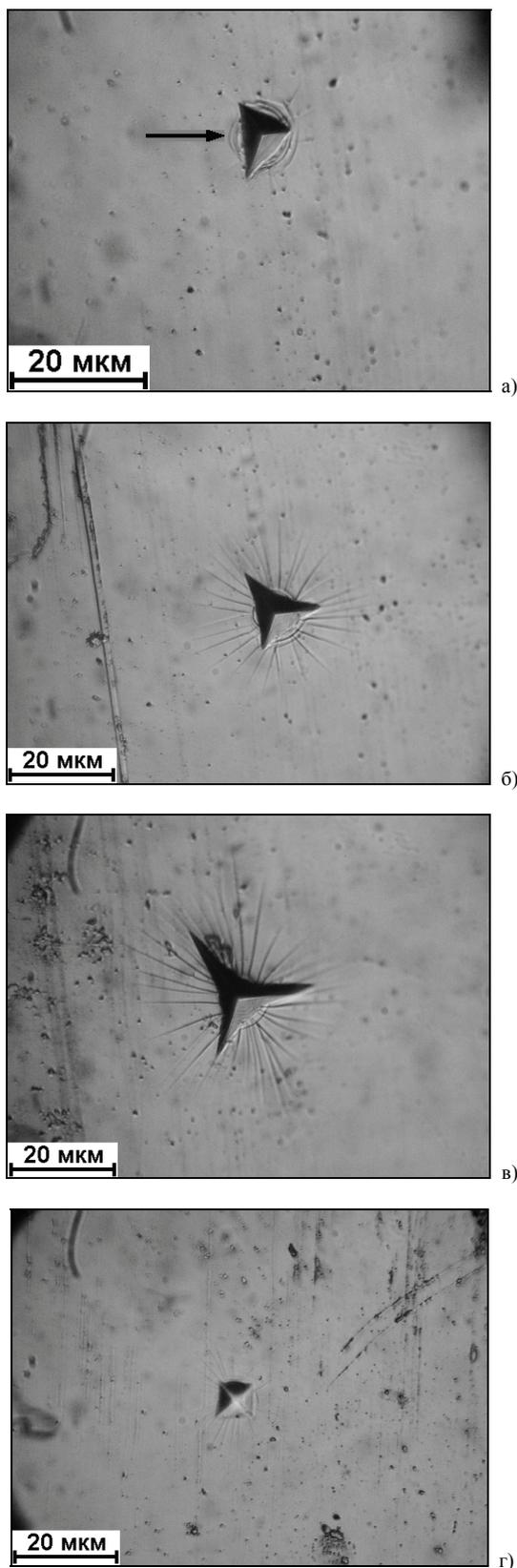


Рис. 1. а) – стрелкой показаны навалы материала возле отпечатка от индентора; а–в) – показаны изменения особенностей деформирования неотожженного металлического стекла, подвергнутого локальному нагружению пирамидкой Берковича, по мере повышения нагрузки; в) – приведена микрофотография отпечатка от пирамидки Виккерса

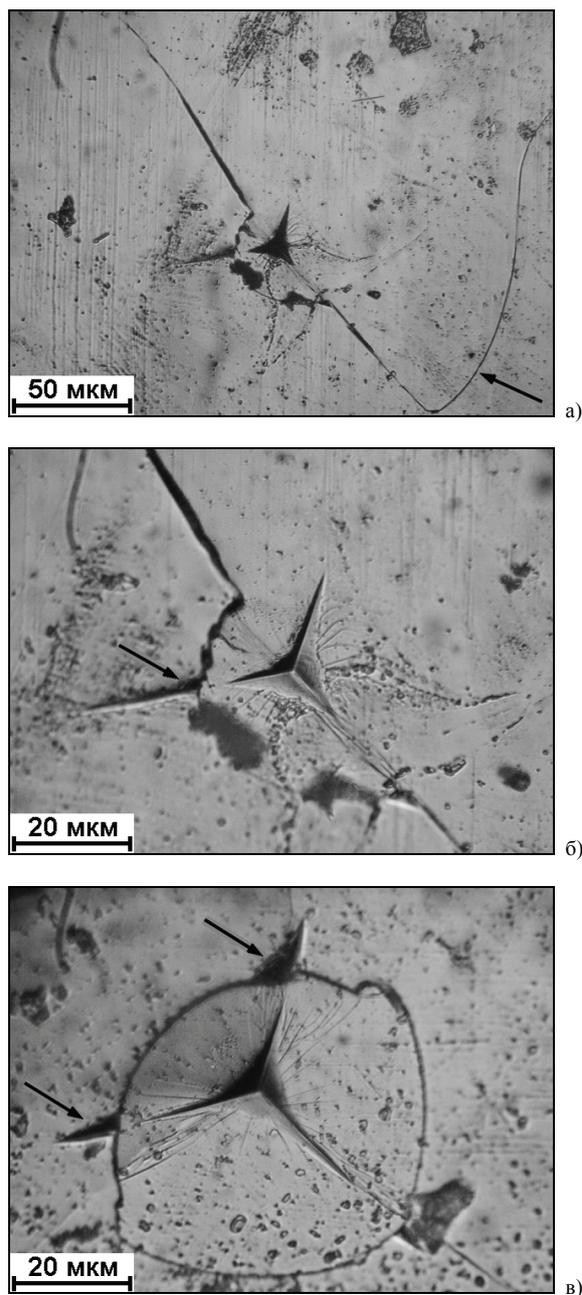


Рис. 2. а) – стрелкой показана характерная кольцевая трещина, формирование которой возможно в условиях общего значительного упругого прогиба подложки. Центр области нагружения показан с большим увеличением на рис. 2б; б) – стрелкой показан отпечаток грани пирамидки на кольцевой трещине. Формирование подобных микрокартин возможно в условиях значительного локального прогиба; в) – отпечаток от индентора окружает зона деформирования, вокруг которой сформировалась кольцевая трещина, стрелками показаны отметки от граней пирамидки на кольцевой трещине. Во всех случаях формируются как микро-, так и макротрещины

Локальное нагружение композита металлическое стекло – полимерное основание сопровождается значительным упругим прогибом подложки [6], о чем свидетельствуют следы от ребра пирамидки Берковича, оставленные на кольцевых трещинах и показанные на (рис. 2б, в) стрелками.

В условиях индентирования металлических стекол, отожженных при температурах больших 823 К, или металлических стекол, охрупченных в результате лазерной термической обработки, место локального нагружения пирамидкой Берковича окружают трещины, параллельные граням пирамидки и составляющие более или менее правильную систему вложенных треугольников (рис. 3). В этом случае пластичность металлического стекла можно определять по методу, указанному в [2], с учетом поправок на другие геометрические параметры пирамидки.

Таким образом, по мере повышения температуры отжига меняется характер разрушения. При температурах отжига, близких к $T_{кр}$, в результате локального нагружения формируется система радиальных трещин, возникающая в области локального нагружения. В результате нагружения образцов, отожженных при больших температурах, возникают кольцевые трещины. На стадии максимального охрупчивания, при механических испытаниях, формируются микротрещины, ориентированные преимущественно параллельно граням индентора.

Выявление некоторых механических характеристик образцов по методике, указанной в [2], но с учетом поправок на использование пирамидки Берковича с другими геометрическими параметрами, позволяет снизить нагрузки, уменьшить размеры области деформирования, что особенно важно при исследовании малых лазерно-модифицированных областей металлического стекла. На рис. 4 приведены зависимости вероятности формирования трещин от нагрузки на индентор, для случая использования пирамидок Виккерса и Берковича. При одних и тех же нагрузках вероятность формирования трещин выше при использовании пирамидки Берковича, кроме того, формирование трещин начинается при несколько меньших нагрузках.

Однако, в условиях локального нагружения пирамидкой, макроскопические трещины могут формироваться в области ее вершины, в области ребер пирамидки. Макроскопические трещины, возникшие при локальном нагружении охрупченного металлического стекла, показаны на рис. 3б стрелками. Формирование значительных областей разрушения затрудняет набор статистических данных на малых областях, и, как следствие, корректное определение механических характеристик.

Использование в качестве индентора металлических шариков различного размера позволяет проводить механические испытания, в которых, как правило, не формируются макроскопические трещины.

Локальное нагружение стальным шариком охрупченного металлического стекла приводило к формированию характерных микрокартин разрушения. Можно выделить три характерных микрокартины разрушения.

В первом случае формируется кольцевая трещина (рис. 5а), в случае механических испытаний максимально охрупченного сплава возможно формирование вложенных кольцевых трещин.

Однако развитие системы хаотически расположенных, менее развитых трещин опережает формирование кольцевой трещины. На рис. 5а, в центре четкой кольцевой трещины, видна система внутренних трещин, часть из которых образует кольцевую структуру. Кроме того, видна система радиальных трещин, развитие ко-

торой было остановлено формированием основной кольцевой трещины. Развитие первичной системы трещин вызвано растягивающими напряжениями, возникающими при вдавливании индентора. Формирование четко выраженных кольцевых трещин обусловлено высокими напряжениями в областях изгиба и сопровождается разгрузкой первичной системы трещин.

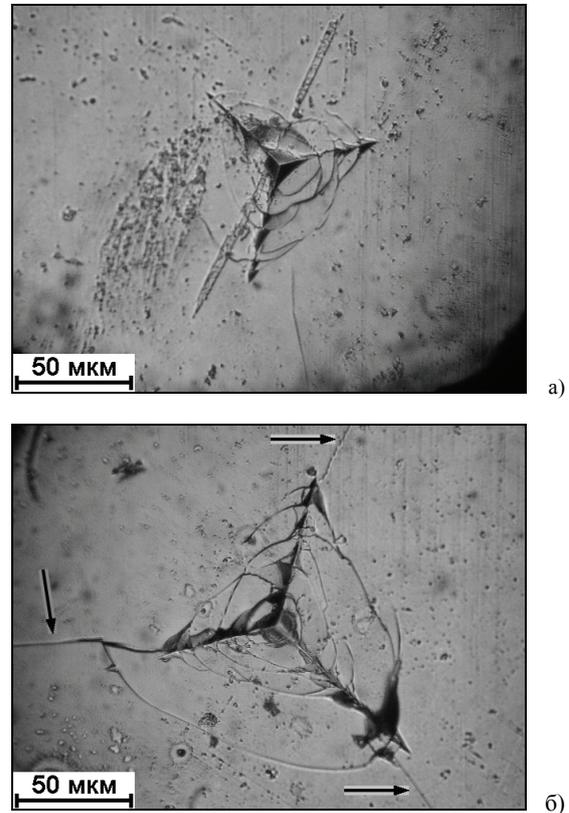


Рис. 3. Формирование трещин, ориентированных параллельно граням пирамиды Берковича: а) механическое испытание, не сопровождающееся формированием макроскопических трещин; б) стрелками показаны макроскопические трещины

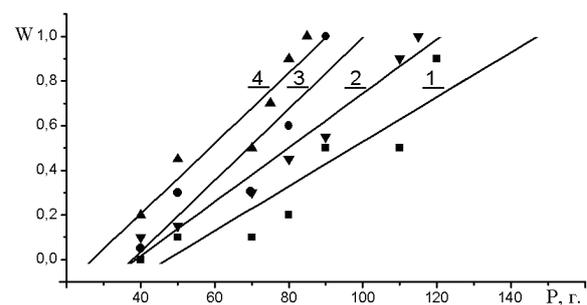


Рис. 4. Экспериментальные зависимости вероятности W образования трещин при индентировании от величины нагрузки на индентор P . Зависимости № 1 и № 2, начальная температура образцов 25 °С, области лазерного воздействия исследовали для зависимости № 1 пирамидкой Виккерса ($a = 0,1$; $b = -4,71$; $R = 0,92$), для зависимости № 2 пирамидкой Берковича ($a = 0,012$; $b = -0,469$; $R = 0,981$). Зависимости № 3 и № 4, начальная температура образцов -195,8 °С, области лазерной обработки исследовали для зависимости № 3 пирамидкой Виккерса ($a = 0,016$, $b = -0,61$, $R = 0,91$), для зависимости № 4 пирамидкой Берковича ($a = 0,016$, $b = -0,428$, $R = 0,94$)

Развитие подобных систем трещин возможно на композите, в случае, когда металлическое покрытие и полимерное основание характеризуются высокой однородностью механических характеристик.

Нахождение в области значительных деформаций локальной неоднородности способно привести к формированию спиралевидной трещины (рис. 5б).

На некоторых образцах металлического стекла возможно формирование разрушения без возникновения кольцевых трещин (рис. 5в).

При локальном нагружении стальным шариком также существуют критические температуры, при превышении которых локальное нагружение сопровождается формированием трещин. Критические температуры зависят от свойств подложки, режимов термической печной и лазерной обработки.

2. Механические испытания образцов, обработанных импульсами миллисекундной длительности, показали возможность подбора параметров лазерного излучения, характеристик подложки и окружающей среды, при которых происходит охрупчивание образцов металлического стекла. Схожие закономерности деформирования и разрушения между этими образцами и образцами, подвергнутыми печному отжигу, позволяют предположить, что в этих случаях протекают схожие процессы структурной релаксации и последующей кристаллизации.

В то же время экспериментально установлено, что облучение при температуре окружающей среды до $-195,8\text{ }^{\circ}\text{C}$, с одновременным размещением образца на подложке, и облучение при $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ в условиях плохого теплоотвода приводит к различным результатам [7, 8]. В частности, установлено существование критической (зависящей от исходной температуры образца и теплопроводности подложки) плотности энергии лазерного импульса, при которой механические испытания методом локального нагружения не выявляют изменения механических свойств. Вероятно, облучение в жидком азоте на массивной подложке, увеличивая скорость охлаждения образца, затрудняет структурную релаксацию и последующее изменение механических свойств.

Облучение отожженных образцов, находящихся в состоянии максимального охрупчивания, лазерными импульсами наносекундной длительности, в зависимости от параметров облучения, могло приводить к изменению микротвердости, одновременно отмечается изменение пластичности и морфологических особенностей разрушения.

Согласно современным представлениям, аморфный металлический сплав в условиях печного отжига проходит сложные стадии кристаллизации. В работах [9, 10] отмечается, что в зависимости от конкретных условий, таких как скорость нагрева и температура выдержки, в одном и том же сплаве может наблюдаться образование разных кристаллических фаз. Причем кристаллизация обычно протекает с образованием одной или нескольких метастабильных фаз. В работах [9, 10] отмечается, что в результате отжига возможно формирование нанокристаллического материала с размером зерен в десятки нанометров, разделенных аморфной фазой. Такое строение объясняет многие физические свойства сплава (например, микротвердость, термическую стабильность).

Согласно имеющимся результатам рентгеноструктурных исследований металлического стекла 82К3ХСР, подвергнутого печному отжигу, в этом материале также происходит эволюция структуры с формированием наноструктурного материала [11].

Вероятно, в результате лазерной обработки, сопровождающейся кратковременным повышением температуры, формированием значительных механических напряжений, происходит эволюция нано- и микрокристаллов и разделяющих аморфной фазы. Таким образом, использование лазерных технологий при обработке аморфных и аморфно-кристаллических наноматериалов дает дополнительные возможности управления структурой и свойствами таких материалов.

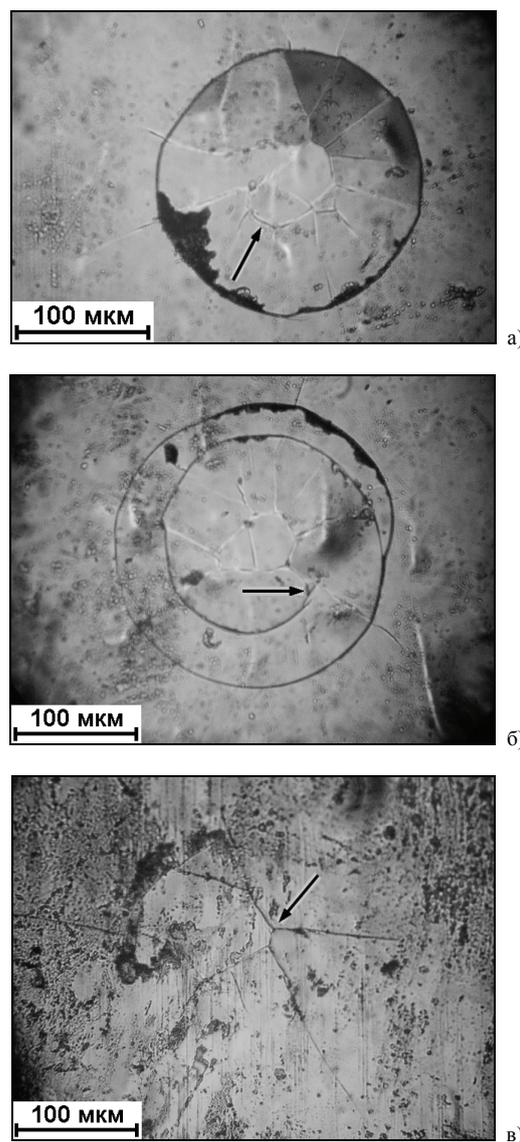


Рис. 5. Деформирование и разрушение охрупченного металлического стекла в результате локального нагружения стальным шариком. а) – стрелкой показана система трещин, образовавшихся под действием растягивающих напряжений; б) – стрелкой показано место появления трещины, предположительно связанное с локальной неоднородностью; в) – стрелка показывает центр зоны нагружения

ВЫВОДЫ

1. Исследованы морфологические особенности деформирования и разрушения термически обработанных образцов металлического стекла 82К3ХСР индентерами различной геометрической формы. Установлено, что для всех использованных индентеров существует критическая температура отжига, выше которой вероятность образования трещин линейно зависит от нагрузки на индентор. Показана зависимость критической температуры от геометрии индентора и свойств подложки. Определены критерии выбора оптимальных инденторов для исследования механических характеристик образцов.

2. Экспериментально исследовано влияние исходной температуры образца, характеристик подложки, параметров лазерного излучения на особенности деформирования и разрушения, сопровождающие лазерное воздействие на аморфный металлический сплав, находящийся на массивной подложке.

3. Лазерная обработка исходных образцов металлического стекла и образцов, подвергнутых предварительному печному отжигу, сопровождается изменением структуры и механических характеристик. Кратковременное лазерное воздействие сопровождается формированием ударной волны, возникновением механических напряжений, другими явлениями, что дает дополнительные возможности управления процессами в аморфных и аморфно-кристаллических наноматериалах.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ушаков И.В., Федоров В.А. Влияние температуры отжига аморфного металлического сплава на основе кобальта на образование трещин при локальном нагружении // Физика и химия обработки материалов. 2002. № 6. С. 77-80.
2. Ушаков И.В., Федоров В.А., Пермякова И.Е. Определение пластичности металлического стекла микроиндентированием на подложках // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2003. Т. 69. № 7. С. 43-47.
3. Ушаков И.В., Федоров В.А. Изменение вероятности образования трещин в металлическом стекле 82К3ХСР, отожженном в широком интервале температур, при локальном нагружении // Вестн. Тамб. ун-та. Сер. Естеств. и техн. науки. Тамбов, 2002. Т. 7. Вып. 2. С. 257-259.
4. Ушаков И.В., Поликарпов В.М. Экспериментальное исследование методом локального нагружения аморфных металлических сплавов, подвергнутых лазерному отжигу // Физические свойства металлов и сплавов: тез. докл. 3-й Рос. науч.-техн. конф. Екатеринбург, 2005. С. 172-173.
5. Хусаинов М.А., Бордашев К.А., Винокуров И.Д. Оптимизация режимов получения порошков при реализации безотходной технологии производства аморфных сплавов // Современные проблемы прочности: науч. тр. III Междунар. семинара им. В.А. Лихачева. В. Новгород, 1999. С. 180-184.
6. Ушаков И.В., Федоров В.А., Судакова Л.И. Деформирование и разрушение металлического стекла при индентировании на подложках // Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений: тр. II Междунар. конф. Вестн. Тамб. ун-та. Сер. Естеств. и техн. науки. Тамбов, 2000. Т. 5. Вып. 2-3. С. 384-386.
7. Ушаков И.В. Влияние скорости охлаждения на изменение комплекса свойств аморфного металлического сплава, подвергнутого воздействию лазерного излучения // Актуальные проблемы прочности: тез. докл. XLIV Междунар. конф. Вологда, 2005. С. 100.
8. Ушаков И.В. Влияние исходной температуры аморфного металлического сплава на изменение комплекса свойств в условиях воздействия импульсного лазерного излучения // Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий: тез. докл. 8-й Междунар. конф. Обнинск, 2005. С. 42-43.
9. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Зверькова И.И., Гуров А.Ф., Кирьянов Ю.В. Образование, структура и микротвердость нанокристаллических сплавов // ФТТ. 1998. Т. 40. № 1. С. 10-16.
10. Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Игнатьева Е.Ю. Метастабильная фаза, образующаяся при кристаллизации аморфного сплава Ni₇₀Mo₁₀P₂₀ // ФТТ. 2006. Т. 48. № 1. С. 114-119.
11. Kalabushkin A.E. Debye-Scherrer simulation and its use for nanomaterials testing // Proc. SPIE. The international Society for Optical Engineering. 2005. V. 5831. P. 101-105.

БЛАГОДАРНОСТИ:

Автор выражает признательность доц. О.Р. Людчику за помощь в лазерной обработке образцов.

Автор благодарен д.х.н., проф. В.М. Поликарпову, асс. А.С. Калабушкину за полезные дискуссии и всестороннюю помощь.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 05-01-00215.

Поступила в редакцию 14 марта 2006 г.