

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ АМОРФНО – НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ОБРАБОТКИ

Ушаков И. В., Калабушкин А. Е.^{*}, Поликарпов В. М.^{**}, Титовец Ю. Ф.^{*}

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,

ushakoviv@mail.ru

^{} Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,*

a_kalabushkin@mail.ru

*^{**} Тамбовский государственный технический университет,*

polikarpovt@mail.ru

Введение

В настоящее время повышенное внимание уделяется наноструктурным материалам, которые, благодаря своим уникальным свойствам, находят все более широкое практическое применение. Одним из перспективных способов получения консолидированных наноматериалов является контролируемый отжиг исходно аморфных многокомпонентных металлических сплавов [1, 2]. В процессе отжига аморфных металлических сплавов (АМС) возможно формирование аморфно-нанокристаллической структуры, где нанокристаллы изолируются и стабилизируются аморфной матрицей. Структура и свойства таких материалов проявляют сильную зависимость от режимов обработки. В частности, скорость нагрева, газовая среда оказывают сильное воздействие на особенности формирующейся аморфно-нанокристаллической структуры. В то же время методики исследования аморфно-нанокристаллической структуры недостаточно совершенны. Зависимость механических свойств от структурного состояния таких материалов носит сложный характер, требующий учета состояния аморфной и нанокристаллической составляющей, а также границы раздела между ними. Таким образом, целью работы явилось исследование взаимосвязи между изменением структурного состояния и механических свойств аморфно – нанокристаллического сплава подвергнутого термической обработке.

Методика эксперимента

Исследования проводили на аморфном металлическом сплаве 82К3ХСР, толщиной 30 мкм, состав: 83,7% Со + 3,7 % Fe + 3,2 % Cr + 9,4 % Si (вес.%). Образцы размером 10×20 мм, подвергали отжигу в печи при 538–1183 К с выдержкой $t = 10$ мин при каждой температуре. Характер деформирования и разрушения отожженных образцов исследовали на микротвердомере ПИМТ-3. Использовали пирамидки Виккерса, Берковича, стальные шарики. Перед индентированием отожженные образцы наносили на подложку толщиной ≈ 1 мм, в качестве которой использовали композиты с микротвердостью: $HV_1 \approx 1051$, $HV_2 \approx 160$, $HV_3 < 100$, $HV_4 \approx 190$ МПа. Подложку, в свою очередь, наносили на металлическую основу [3].

Исследование структурного состояния образцов выполнялось на дифрактометре ДРОН-2, оснащенный рентгеновским координатным детектором (РКД) и гониометрической приставкой ГП-2. Использовалось монохроматизированное излучение $Cu_{K\alpha}$. Регистрация данных проводилась методом $\theta-2\theta$ [4, 5]. Полную рентгенограмму в угловом

диапазоне 35–155 [20] получали методом «сшивки» кадров РКД, представленных в электронном виде.

Экспериментальные результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены рентгенограммы образцов при каждой температуре отжига и исходного материала. Очевидно, что изначально материал находится в аморфном состоянии, явных изменений которого не наблюдается вплоть до отжига при температуре 688 К. Первый максимум, отвечающий началу формирования в аморфной матрице областей когерентного рассеяния, становится заметен при 718 К (начало регистрируемых при помощи рентгеновских методов процессов кристаллизации). Следующие далее рентгенограммы свидетельствуют о сложном процессе кристаллизации аморфного сплава, не заканчивающемся при достижении верхнего предела исследуемой температурной области. Все представленные рентгенограммы условно можно разделить на 4 группы, относящиеся к интервалам температур 538–718, 748–823, 853–943 и 973–1183 К. Каждая группа при этом характеризуется доминированием различных рентгеновских максимумов и, следовательно, соответствует различным структурным состояниям вещества.

Механические свойства аморфных и аморфно-нанокристаллических образцов выявляли с помощью микроиндентирования, при этом анализировали влияние температуры отжига на изменения микротвердости и на морфологические особенности микрокартин деформирования и разрушения.

В результате локального нагружения неотожженных образцов, или образцов отожженных до температуры $\approx 670 - 740$ К происходит формирование отпечатка, который может быть окружен областью пластически деформированного материала в зависимости от типа индентора и механических характеристик подложки (рис. 2 а). При этом температурный интервал начала формирования трещин при индентировании, примерно совпадает с формированием первого максимума, на рентгенограммах. Данное совпадение демонстрирует достаточно хорошую корреляцию между данными механических испытаний и рентгеноструктурного анализа. В данном случае следует говорить о примерном совпадении, так как на первых стадиях кристаллизации подобные сплавы могут быть рентгеноаморфными.

Одновременное формирование области пластически деформированного материала и микротрещин в ней наблюдается в температурном интервале $\approx 735 - 785$ К (рис. 2 б). Применение дополнительных инденторов, подложек и режимов нагружения позволило уточнить данный интервал, ранее определенный для пирамидки Виккерса в работе [6], где подробно описано изменение некоторых статистических характеристик разрушения, а также морфологические особенности микрокартин деформирования и разрушения при использовании пирамидки Виккерса.

Для выявления взаимосвязи между структурой и механическими свойствами необходимо также рассмотреть изменение микротвердости сплава в зависимости от температуры отжига, представленное на рис. 3. Из графика следует, что в интервале температур отжига 750–950 К наблюдаются два четких максимума, соответствующих примерно двукратному возрастанию твердости. Первый максимум твердости HV соответствует температуре отжига, которая ниже температуры кристаллизации ($T_{\text{крист}} = 823$ К), установленной методом дифференциально сканирующей калориметрии.

При температурах, больших ≈ 820 К, существенно меняется картина разрушения. Место индентирования окружено трещинами, ориентированными параллельно граням пирамидки: для случая пирамидок Виккерса формируется система трещин образующая вложенные квадраты,

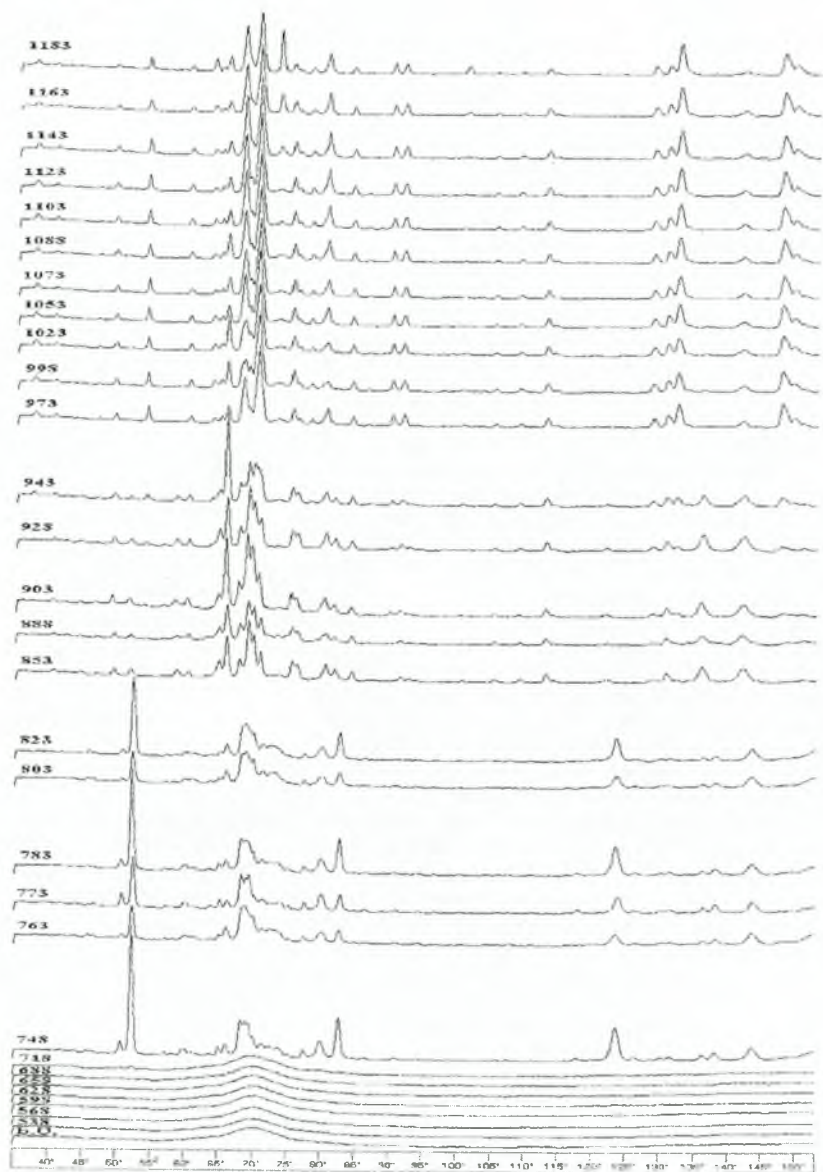


Рис. 1. Рентгенограммы образцов АМС, без отжига (Б.О.) и отожженных в интервале температур 538–1183°C. По горизонтали – 2θ . По вертикали – изменение регистрируемой интенсивности. [7]

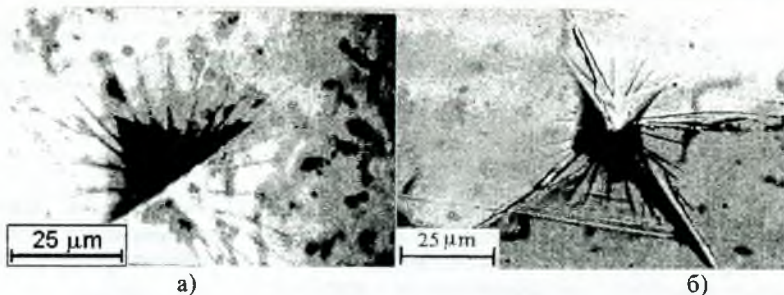


Рис. 2. Характерные изображения отпечатков пирамидки при индентировании
 а) Отпечаток от индентора, окруженный зоной деформирования (неотожженный АМС). б) Одновременное формирование трещин и зоны деформирования при индентировании отожженного АМС нагрузкой $P = 200$ г.

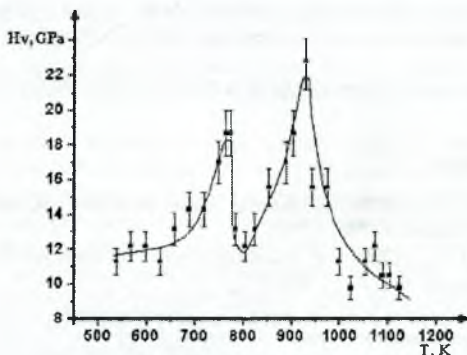


Рис. 3. Изменение микротвердости АМС от температуры отжига при индентировании на различных подложках подложка № 2. $P = 40$ г. [7]

Формирование микрокартин разрушения с трещинами, ориентированными параллельно граням индентора, возможно на сильно охрупченном сплаве [8]. Температура 820 – 840 К соответствует температурному интервалу рекристаллизации, исчезновению первого и формированию второго типа нанокристаллической структуры. Данная температура также соответствует локальному минимуму микротвердости (рис. 3). Таким образом, в данном температурном интервале происходит рекристаллизация, что при механических испытаниях выявляется изменением микротвердости (минимальное значение микротвердости) и резким охрупчиванием, что проявляется в изменении микрокартин деформирования и разрушения.

Из анализа рентгенограмм и зависимости микротвердости от температуры отжига, особенно для интервала температур 748–823 К, можно заключить, что изменение комплекса механических свойств обусловлено, в первую очередь, изменением структуры аморфной матрицы. Об этом, в частности свидетельствует неизменное состояние рентгенограмм при значительном изменении микротвердости, а также значительные изме-

нения морфологических картин деформирования и разрушения. В то же время, при температурах 820–850 К изменение комплекса механических свойств обусловлено, в первую очередь, исчезновением первой и появлением второй нанокристаллической фазы.

Выводы

1. На основании исследований изменения структуры и механических свойств аморфного металлического сплава 82К3ХСР установлена корреляция между изменениями рентгенограмм и некоторых механических свойств (микротвердости и морфологическими особенностями деформирования и разрушения).

2. Структурные изменения в аморфно–нанокристаллическом металлическом сплаве могут быть выявлены при комплексном определении механических характеристик.

3. Механические свойства аморфно–нанокристаллического металлического сплава 82К3ХСР, в зависимости от температуры отжига, определяются, в большей степени, аморфной или нанокристаллической составляющей. Соответственно, определяющее влияние аморфной или нанокристаллической фазы должно учитываться при определении режимов обработки аморфно – нанокристаллического материала.

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

Список литературы

1. Суздаев И.П. Нанотехнология: физико - химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов // М.: Комкнига, 2006. – 592 с.
2. Абросимова Г. Е., Аронин А. С. Тонкая структура ГЦК-нанокристаллов в сплавах Al и Ni // ФТТ, 2002, том 44. Вып. 6. – С. 961-965.
3. Ушаков И.В., Федоров В.А., Судакова Л.И. / Деформирование и разрушение металлического стекла при индентировании на подложках // Труды II Международной конференции "Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений", Вестник Тамбовского государственного университета. 2000 г., Том 5, вып. 2-3, с. 384-386.
4. Васильев Д. М. Дифракционные методы исследования структур. СПб.: СПбГТУ, 1998, – 502 с.
5. Горелик С. С., Скаков Ю. А., Расторгуев Л. Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М.: «МИСИС», 2002, – 360 с.
6. Федоров В.А., Ушаков И.В. Влияние отжига на изменение характера деформирования и разрушения металлического стекла при локальном нагружении // Журнал технической физики, 2001 г., том 71, № 6, с. 28-31.
7. Ушаков И. В., Калабушкин А. Е., Поликарпов В. М., Титовец Ю. Ф. / Взаимосвязь между механическими характеристиками и структурным состоянием аморфно-нанокристаллического металлического сплава 82К3ХСР, выявляемая микронидентированием на полимерных подложках и в рентгеноструктурным анализом. // Деформация и разрушение материалов. - 2006. - Т. 1. - С. 408-410.
8. Ушаков И.В. / Деформирование и разрушение металлического стекла, нанесенного на композиционное основание, в условиях локального нагружения инденторами различной геометрической формы // Вестник Тамбовского государственного университета. Сер. Естественные и технические науки. – 2006. – Т. 11. – Вып. 2. – С. 163-167.