

**В. С. Шумихин, А. М. Верховлюк, А. А. Щерецкий, В. Л. Лахненко,
А. А. Беспалый, М. И. Науменко**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Ураины, Киев

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНОАМОРФИЗОВАННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

Определены термовременные режимы обработки объемноаморфизованного сплава на основе циркония. Представлены данные зависимости механических свойств от доли наноструктурной фазы в аморфной матрице.

Визначено термочасові режими обробки об'ємноаморфізованого сплава на основі цирконію. Представлено дані залежності механічних властивостей від частки наноструктурної фази в аморфній матриці.

Heat-time regimes of treatment of zirconium based bulk amorphous alloys have been determined. Data of depending of mechanical properties of alloys from quantity of nanostructural phase have been presented.

Ключевые слова: аморфные сплавы, механические свойства, микротвердость, температура кристаллизации, упругая деформация, пластическая деформация, наноструктурная фаза, аморфная матрица.

В литературе отсутствуют данные по деформации в твердых материалах, которые не имеют дальнего порядка. К таким материалам относятся и аморфные сплавы. При практическом применении аморфных материалов очень важными являются их механические свойства, которые определяются при помощи данных по пластической деформации. Метод измерения твердости и микротвердости с использованием жесткого индентора является одним из эффективных средств микромеханических испытаний. Одним из важнейших факторов определения величин пластической деформации аморфных сплавов являются полосы сдвига на поверхности образца вокруг индентора. На рис. 1 представлены дефекты – полосы сдвига типа полуколец, которые окружают отпечаток индентора. Появление этих дефектов свидетельствует о локальном напряжении под индентором, которое приводит к сдвиговым процессам одной части металла относительно другой. Этот механизм компенсирует отсутствие возможности скольжения в аморфном материале вдоль выделенных энергетически выгодных направлений [1].

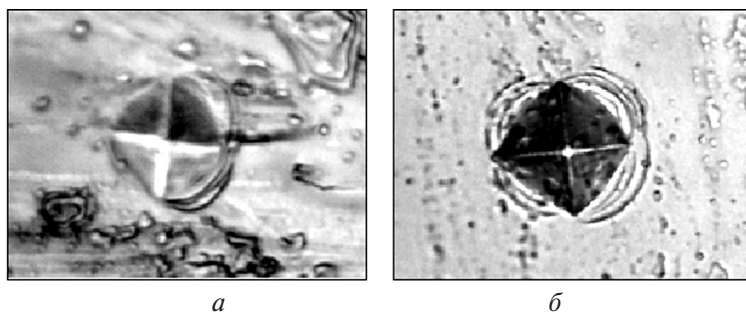


Рис. 1. Отпечаток индентора и полосы сдвига типа полуколец (нагрузка на индентор 100 г), $\times 1000$

Метод измерения твердости и микротвердости с использованием жесткого индентора заключается в определении величины твердости, которая коррелирует с характеристиками прочности материалов. Поверхность аморфных лент деформировали алмазной

пирамидой с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке на индентор $P = 100$ г. Опыты проводили по стандартной методике «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников», согласно ГОСТу 9450-76. Метод локальной нагрузки материала индентором позволяет кроме твердости определить также такие механические свойства, как предел текучести, предел прочности, модуль Юнга и характеристики пластичности, а именно, пластичность хрупких материалов, отдельных структурных составляющих и поверхностных слоев материала.

Деформация под индентором носит сложный характер и состоит из упругой и пластической деформаций. Определение стандартных характеристик пластичности δ (удлинения) и Ψ (поперечного сужения) по данной методике не имеет достаточных физических обоснований. Условия пластической деформации под индентором значительно отличаются от условий растяжения. В связи с этим в качестве характеристики пластичности использовали безразмерный параметр δ_n – составляющую пластической деформации в общей упруго-пластической деформации под индентором.

Используя экспериментальные значения твердости по Виккерсу, рассчитали δ_n согласно уравнению [2]

$$\delta_n = 1 - 14,3(1 - \nu - 2\nu^2) \frac{HV}{E}, \quad (1)$$

где ν – коэффициент Пуассона; HV – твердость по Виккерсу; E – модуль Юнга.

Индекс «н» применяется для того, чтобы указать, что параметр δ определяется при индентировании.

Для индентора Виккерса рассчитали среднюю упругую деформацию ε_e контактной площадки с помощью следующей формулы:

$$\varepsilon_e = 1,08 (1 - \nu - 2\nu^2) \frac{HV}{E}. \quad (2)$$

В данном случае это выражение рассматривали как закон Гука для условий локального нагружения индентором. Коэффициент Пуассона для металлов составляет $\nu \cong 0,3$, а модуль Юнга исследуемого сплава на основе циркония при разных температурах брали из литературы [3]. Видно, что предложенная характеристика пластичности в основном зависит от отношения HV/E , так как параметр ν мало влияет на величину δ_n , поскольку для большинства металлов он постоянный ($\nu \cong 0,3$).

Согласно литературным данным [4], взаимосвязь между твердостью и прочностью имеет следующий вид:

$$HV = 3,2 \sigma_B. \quad (3)$$

Исходя из того, что микротвердость и прочность сплавов имеют прямо пропорциональную зависимость, было исследовано влияние разных температурных режимов обработки на эти характеристики. Эксперименты проводили с помощью термоанализатора фирмы “SETARAM” в среде очищенного гелия. Абсолютная погрешность измерения температур составляла ± 2 К. Сигналы от дифференциальной и измерительной термопар регистрировали с помощью многоканального потенциометра-самописца SERVOGOR 460, что давало возможность контролировать как температуру нагрева, так и процесс кристаллизации сплавов, а также обеспечивать возможность термообработки в интервале между разными стадиями кристаллизации.

Первая серия опытов заключалась в следующем: аморфные образцы сплавов на основе циркония нагревали со скоростью 20 К/мин до разных температур, но ниже температур кристаллизации (температурный интервал кристаллизации для сплава $Zr_{62,9}Cu_{17,7}Ni_{9,7}Al_{7,5}Ti_{2,2}$ находится от 704 до 776 К), после чего выключали нагрев и образцы охлаждали вместе с печью. Во второй серии опытов проводили также нагрев образцов до

заданных температур, выдерживали их на протяжении 20 мин и охлаждали вместе с печью. После этого образцы разрезали на две части с помощью алмазного круга. Одну часть образца использовали для изучения структуры и физико-механических характеристик. На второй части образца проводили ДТА исследования влияния температуры на степень кристаллизации фаз. Для этого определяли отношения разности теплоты кристаллизации соответствующей фазы до термической обработки и после нее к исходной теплоте.

Эксперименты показали, что увеличение температуры от 683 до 729 К без выдержки привело к частичной кристаллизации аморфного сплава $Zr_{62,9}Cu_{17,7}Ni_{9,7}Al_{7,5}Ti_{2,2}$ и, как следствие, к возрастанию микротвердости приблизительно на 450 МПа (рис. 2). При этом также возрастает значение упругой деформации и уменьшается доля пластической деформации (табл. 1).

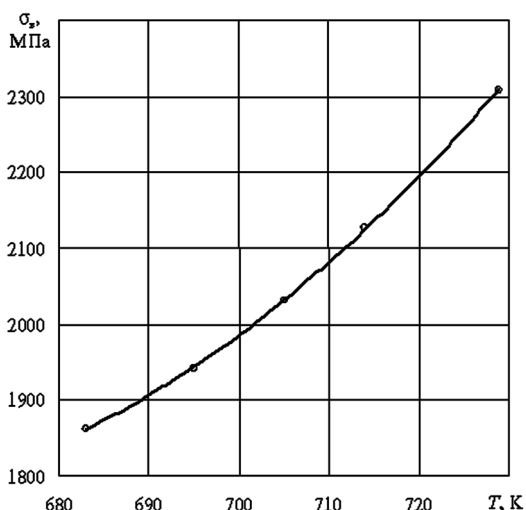


Рис. 2. Зависимость прочности сплава $Zr_{62,9}Cu_{17,7}Ni_{9,7}Al_{7,5}Ti_{2,2}$ от температуры термообработки без изотермической выдержки

Таблица 1. Физико-механические свойства сплава $Zr_{62,9}Cu_{17,7}Ni_{9,7}Al_{7,5}Ti_{2,2}$ после термообработки в интервале $T_g - T_x$ (нагрев и охлаждение без выдержки)

T, К	HV	σ _s , МПа	E, ГПа	δ _H	ε _e , %
683	597	1863	100	0,56	3,35
695	621	1941	101	0,55	3,43
705	650	2031	102	0,53	3,54
714	681	2128	106	0,52	3,59
729	739	2309	110	0,50	3,76

Изменение физико-механических свойств связано с появлением в аморфных образцах микрокристаллической фазы. В зависимости от температуры нагрева доля этой фазы разная. В данном случае ее количество составляет приблизительно от 5 до 10 %. Подтверждением представленных выше данных могут служить микроструктуры (рис. 3). Видно, что повышение температуры нагрева образцов привело к увеличению кристаллической фазы в аморфной матрице.

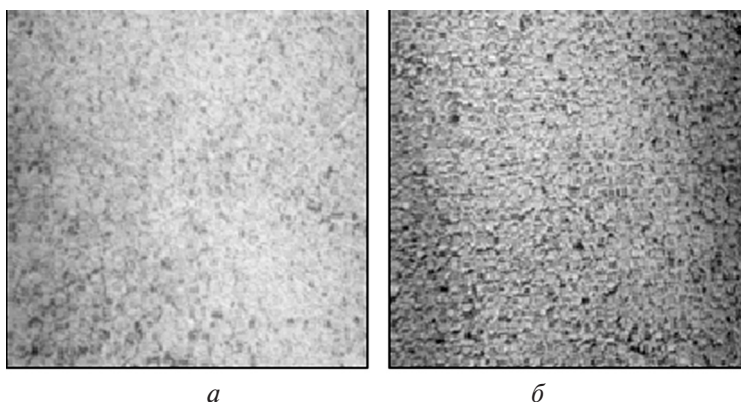


Рис. 3. Микроструктура сплава $Zr_{62,9}Cu_{17,7}Ni_{9,7}Al_{7,5}Ti_{2,2}$ после нагрева и охлаждения, К: а – 683; б – 729, × 800

Что касается следующей серии экспериментов, то для исследованных образцов с повышением температуры до заданной и при выдержке при ней на протяжении 20 мин наблюдается существенное увеличение доли нанокристаллической фазы в аморфной матрице (табл. 2).

Таблица 2. Физико-механические свойства сплава $Zr_{62,9}Cu_{17,7}Ni_{9,7}Al_{7,5}Ti_{2,2}$ после термообработки в интервале $T_g - T_x$ (нагрев и выдержка 20 мин)

T, K	HV	σ_b, MPa	E, GPa	δ_H	$\epsilon_e, \%$
683	765	2390	83	0,32	5,22
703	1013	3166	107	0,30	5,31
723	1389	4341	148	0,30	5,32
773	1101	3441	116	0,36	5,44

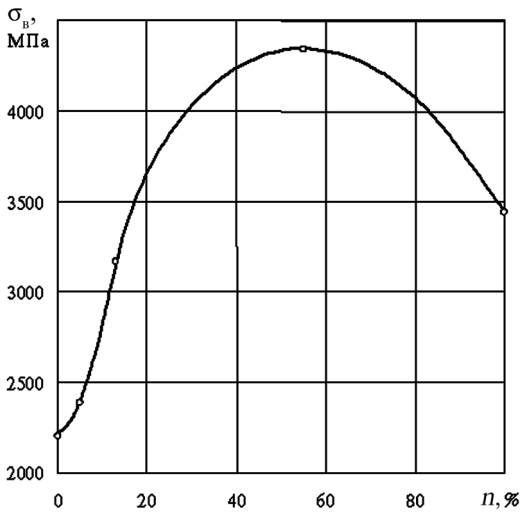


Рис. 4. Зависимость прочности сплава $Zr_{62,9}Cu_{17,7}Ni_{9,7}Al_{7,5}Ti_{2,2}$ от количества нанокристаллической фазы

Видно, что прочность сплава $Zr_{62,9}Cu_{17,7}Ni_{9,7}Al_{7,5}Ti_{2,2}$ зависит от доли этой фазы (рис. 4). Максимальное значение прочности ($\sigma_b = 4340$ МПа) получено для образцов с долей нанокристаллической фазы около 40–60 %. Дальнейшее повышение температуры привело к снижению физико-механических характеристик, что связано с полной кристаллизацией аморфных образцов. Материал становится хрупким и рассыпается на мелкие кусочки. На рис. 5 представлены микроструктуры с разным количеством нанокристаллической фазы в аморфной матрице.

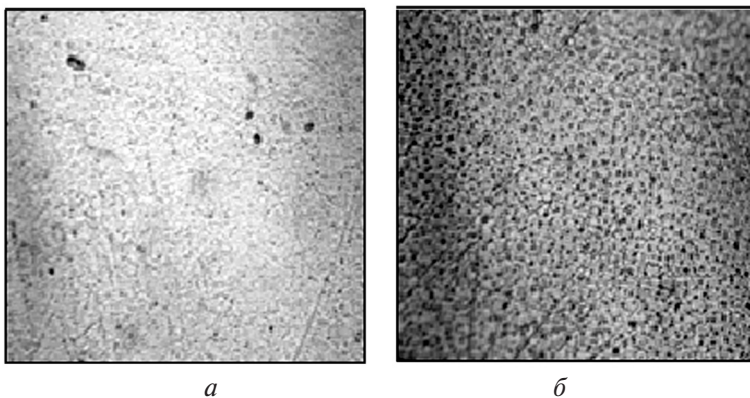


Рис. 5. Микроструктура сплава $Zr_{62,9}Cu_{17,7}Ni_{9,7}Al_{7,5}Ti_{2,2}$ после нагрева, изотермической выдержки (20 мин) и охлаждения, К: а - 683; б - 773, $\times 800$

Выводы

Исследовано влияние температуры нагрева (скорость нагрева и охлаждения 20 К/мин) и времени выдержки на физико-механические свойства сплава $Zr_{62,9}Cu_{17,7}Ni_{9,7}Al_{7,5}Ti_{2,2}$. Показано, что повышение температуры от 683 до 729 К привело к увеличению прочнос-

ти приблизительно на 450 МПа. Выдержка таких образцов на протяжении 20 мин при температуре 723 К существенно увеличила долю нанокристаллической фазы в аморфной матрице и прочность на 1300 МПа.



Список литературы

1. Верецагин М. Н., Шепелевич В. Г., Остриков О. М., Цыбранкова С. Н. Особенности пластической деформации при индентировании пирамидой Виккерса поверхности аморфного сплава Fe-Cr-Mo-V-B-Si // Физика металлов и металловедение. - 2002. - Т. 93, № 5. - С. 101-104.
2. Мильман Ю. В., Галанов Б. А., Чугунова С. И. Характеристика пластичности, определяемая при измерении твердости. - Киев: Изд-во ИПМ НАН Украины, 1992. - 25 с.
3. Inoue A. Stabilization of metallic supercooled liquid and bulk amorphous alloys // Acta mater. - 2000. - № 48. - P. 279-306.
4. Глезер А. М., Утевская О. Л. Разработка методики измерения механических свойств тонких ленточных материалов // Композиционные прецизионные материалы. - М.: Металлургия, 1983. - С. 78-82.

Поступила 29.05.2008

УДК 669.11/15:546.56:546.72

Б. А. Кириевский, М. А. Руденко, В. В. Христенко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Ураины, Киев

ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Fe

На основании анализа термодинамических параметров расплавов системы Cu-Fe, а также строения наружных электронных оболочек ионов компонентов сделан вывод о возможности двухфазного состояния расплавов указанной системы. Показано, что монотектический участок линии ликвидуса системы Cu-Fe из-за недостаточной величины энергии смешения между компонентами вырождается в точку.

На підставі аналізу термодинамічних параметрів розплавів системи Cu-Fe, а також будови зовнішніх електронних оболонок іонів компонентів зроблено висновок про можливість двофазного стану розплавів зазначеної системи. Показано, що монотектична ділянка лінії ліквідуса системи Cu-Fe через недостатню величину енергії змішування між компонентами вироджується в точку.

Results of thermodynamic parameters and outside electronic shells structure of components ions of Cu-Fe system melts analysis permit make a conclusion about biphasic state of specified system melts. It is shown, that owing to not sufficient of components energy of mixing the Cu-Fe system liquidus line degenerates in a point.

Ключевые слова: расплав, монотектика, фаза, теплодинамические параметры, энергия смешения, диаграмма состояния, медь, железо.

В настоящее время актуальной является разработка новых сплавов, способных сохранять высокие показатели механических свойств (например, твердости) в сочетании с удовлетворительными специальными свойствами (например, тепло- и электропроводности) при повышенных температурах (вплоть до температуры плавления основы). Наиболее распространенные из указанной группы (дисперсионотвердеющие сплавы) способны сохранять рабочие свойства до температур, не превышающих $0,6 \cdot T_{пл}$ основы. Одним из перспективных является метод, при котором упрочняющие дисперсные