

УДК 539.23; 539.216.1
ББК В36

Сергей Фёдорович Забелин

доктор технических наук, член-корреспондент РАН, профессор,
Забайкальский государственный гуманитарно-педагогический университет
им. Н. Г. Чернышевского (Чита, Россия), e-mail: metal@zabspu.ru

Виктор Александрович Зеленский

кандидат физико-математических наук,
Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН
(Москва, Россия), e-mail: zelensky55@bk.ru

Особенности кинетики нанокристаллизации аморфных металлических материалов при нестационарных режимах термического воздействия

В статье приведены результаты экспериментальных исследований по кинетике процессов нанокристаллизации аморфных металлических материалов (АММ) в условиях изотермического отжига и при термоциклическом воздействии (ТЦВ). Дан анализ химического состава АММ и методик экспериментальных исследований. Приведены результаты высокотемпературной деформации и пластичности АММ при нанокристаллизации. Установлено, что в условиях оптимального режима ТЦВ в АММ получена стабильная нанокристаллическая структура и хорошее сочетание свойств прочности и пластичности. Показана возможность эффективного использования ТЦВ для осуществления контролируемой нанокристаллизации АММ.

Ключевые слова: аморфные металлические материалы, нанокристаллизация, изотермическое и термоциклическое воздействие, деформация и пластичность, стабильная наноструктура, конструкционные и функциональные свойства.

Sergey Fyodorovich Zabelin

Doctor of Technical Sciences,
RANS Corresponding member, Professor, Zabaikalsky State Humanitarian Pedagogical University
named after N. G. Chernyshevsky (Chita, Russia), e-mail: metal@zabspu.ru

Viktor Alexandrovich Zelensky

Candidate of Physics and Mathematics,
A. A. Baykov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences
(Moscow, Russia), e-mail: zelensky55@bk.ru

Kinetics Features of Nanocrystallization of Amorphous Metal Materials at Non-stationary Modes of Thermal Influence

The article describes the results of the experimental studies on the kinetics of the processes of nanocrystallization of amorphous metal materials (AMM) in the conditions of isothermal annealing and thermal cyclic influence (TCI). It analyzes the chemical composition of AMM and techniques of the experimental studies. The results of high-temperature deformation and plasticity of AMM are given at nanocrystallization. The paper emphasizes that in the conditions of the TCI optimum mode in AMM the stable nanocrystal structure and a good combination of durability and plasticity properties are received. It shows the possibility of the effective use of TCI for the implementation of controlled AMM nanocrystallization.

Keywords: amorphous metal materials, nanocrystallization, isothermal and thermal cyclic influence, deformation and plasticity, stable nanostructure, constructional and functional properties.

Введение

Проблема обеспечения конструктивной прочности материалов – одна из важнейших в современном практическом материаловедении. Она занимает главенствующее положение применительно к разработке новых конструкционных и функциональных материалов нового поколения, поскольку надежная эксплуатация требует обеспечения достаточной несущей способности, стабильности и определенного запаса прочности, пластичности и сопротивления разрушению.

Появление нового класса перспективных материалов – аморфных металлических материалов (АММ) (в настоящее время получены АММ – сплавы для многих металлических систем [2; 13]), из-за их уникальных физических характеристик является предметом разнообразных детальных экспериментальных исследований. Возрастающее внимание к АММ связано с уникальным сочетанием высоких показателей магнитных характеристик и удельного электрического сопротивления, прочности, твёрдости, сопротивлению износу, стойкости к коррозии и радиации, по уровню которых они во многом превосходят традиционные кристаллические металлы. Однако структурные состояния АММ являются неравновесными. Процессы эволюции структуры к метастабильному равновесию путём самоорганизующихся самопроизвольных атомных перестроек (структурной релаксации) приводят к изменению всех физических свойств АММ. Под воздействием различного рода дестабилизирующих факторов (механические и/или термические воздействия, химическая или физическая обработка (облучение радиационное или концентрированными потоками энергии)) осуществляется переход к новому, более равновесному состоянию, сопровождающимся изменением совокупности свойств АММ, в частности, к существенному снижению макро- и микроскопической пластичности [3].

Поиск путей достижения лучшего сочетания свойств прочности и пластичности АММ показал, что необходимо структурное строение таких материалов перевести из аморфного в нанокристаллическое состояние [13]. Обычно перевод АММ из аморфного в нанокристаллическое состояние технологически осуществляется в режиме изотермического отжига при температуре выше температуры кристаллизации [3; 4; 13]. Однако, данная технология не позволяет обеспечить полную стабилизацию образовавшейся наноструктуры и, соответственно, свойств наноструктурированного материала [5]. Поэтому актуальной проблемой материаловедения является вопрос температурно-временной стабильности аморфного и нанокристаллического состояния и физико-механических свойств таких сплавов.

Для решения данной проблемы предлагается новая технология контролируемой нанокристаллизации АММ, которая осуществляется в режиме термоциклического воздействия на материал. Поэтому целью данной работы является разработка технологии и исследование кинетики процесса контролируемой нанокристаллизации АММ в режиме термоциклирования, обеспечивающей стабильное наноструктурированное состояние и оптимальное сочетание свойств прочности и пластичности. Для достижения цели необходимо решить следующие задачи:

- исследовать кинетику процесса нанокристаллизации АММ в условиях изотермического отжига и термоциклического воздействия;
- установить закономерности деформации АММ при различных температурных режимах;
- установить оптимизацию параметров режима термоциклического воздействия на процесс нанокристаллизации;
- подобрать методики определения и оценки физико-механических и функциональных свойств исследуемых материалов.

1. Материалы и методики эксперимента

1.1. Материалы

Исследование проводили на аморфных металлических сплавах 10НСП и 71 КНСП, полученных по технологии ЦНИИ ЧЕРМЕТа методом спиннингования [3]. Образцы вырезали из лент толщиной 27–28 мкм, шириной 3,5–4,0 мм и длиной 30–50 мм. Химический состав исследуемых сплавов (табл. 1, табл. 2) определяли на микроанализаторе марки VEGA – TESCAN с помощью программы INCA с комментариями количественных результатов (рис. 1, рис. 2) и анализировали изображение растровой электронной микроскопии (РЭМ) (рис. 3, рис. 4).

Таблица 1

Химический состав сплава 10НСП

Спектр	В стат	В	С	Si	Fe	Ni	Итого
Спектр 1	Да		2,24	5,91	81,59	10,26	100,00
Спектр 2	Да	7,23	4,24	4,98	74,41	9,13	100,00
Спектр 3	Да		3,50	5,48	80,97	10,05	100,00
Макс.		7,23	4,24	5,91	81,59	10,26	
Мин.		7,23	2,24	4,98	74,41	9,31	

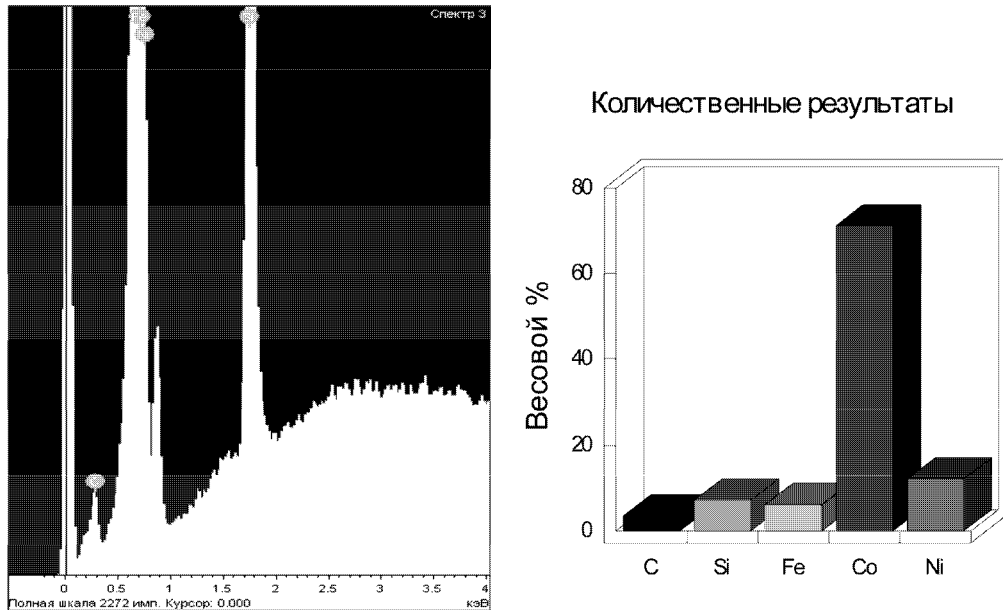


Рис. 1. Спектральный анализ и количественные результаты химического состава сплава 10НСП

Таблица 2

Химический состав сплава 71КНСП

Элемент	Усл. конц.	Интенсивность попр.	Весовой %	Весовой % сигма	Атомный %
C K	1,78	0,2947	3,47	0,50	13,98
Si K	4,60	0,2699	7,13	0,12	12,29
Fe K	10,89	1,0280	6,07	0,09	5,26
Co K	120,55	0,9715	71,13	0,41	58,41
Ni K	21,14	0,9938	12,19	0,15	10,05
Итоги			100,00		

1.2. Методика изотермического и термоциклического отжига

Методика изотермического отжига ленточных образцов АММ включает их нагрев и выдержку в лабораторной печи при заданных температурах (300, 350, 400, 450, 500, 550, 600, 650 °С) и заданной выдержке (1, 3, 5, 10, 20 мин).

Учитывая специфику нагрева тонких лент из АММ в обычной лабораторной печи без вакуума или инертной среды, образцы размещали между стабилизирующими пластинками из материала с большой теплопроводностью (пластины технической чистой меди толщиной не менее 2–3 мм) [6]. Заданная температура между пластинами с образцом практически не изменяется при загрузке и соответствует заданному времени отжига при заданной температуре. Температурный режим обработки контролировали термопарой (Х–А), зачеканенной в стабилизирующей пластинке.

При термоциклическом отжиге интервал термоцикла при экспериментах варьировали от $T_{min} = 200$ °С до $max = 350, 400, 450, 500$ °С. Число термоциклов – 1, 3, 5, 7. Скоростной режим нагрева и охлаждения в термоцикле обеспечивали различной рабочей температурой печи (500, 700, 900 °С).

1.3. Методика определения механических свойств материалов

Механические испытания тонких лент из АММ проводили по методикам, рекомендованным в работах Ушакова И. В. [15] и Глезера А. М. [2] с использованием инденторов различной геометрической формы на приборах ПМТ – 3М и Виккерса.

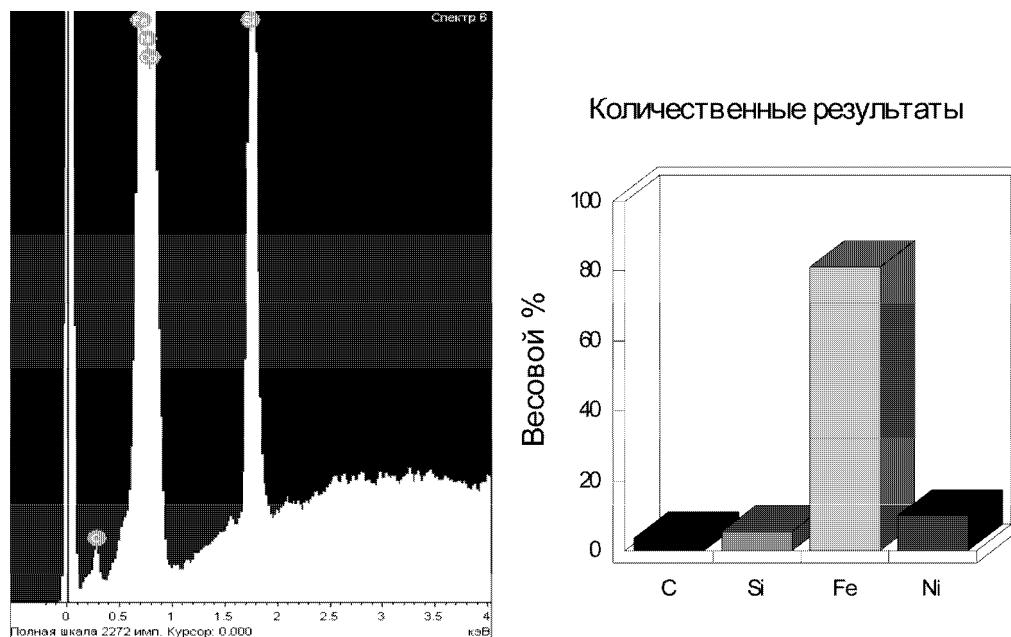


Рис. 2. Спектральный анализ и количественные результаты химического состава сплава 71KHCP

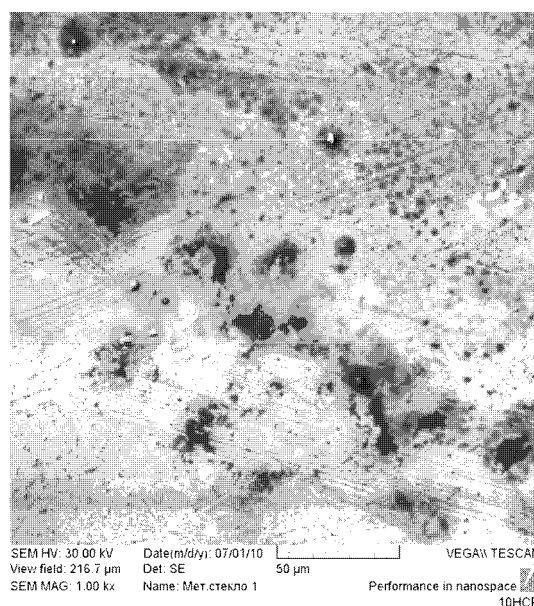


Рис. 3. Изображение сплава 10HCP, полученного в режиме прямого разрешения с помощью РЭМ TESCAN

Характер изменения пластичности аморфных и нанокристаллических материалов в зависимости от режима и температуры отжига исследовали и оценивали по методу изгиба [2]. Мету пластичности оценивали из выражения:

$$\epsilon = h / (D - h),$$

где h – толщина ленты, D – расстояние между параллельными пластинами, при котором изогнутый образец разрушался.

1.4. Методика проведения механических испытаний

Эксперименты по оценке высокотемпературной пластичности и прочности были проведены на испытательной машине фирмы «Инстрон» (модель ТМ-М, диапазон нагрузок от 0,02 до 5000 Н),

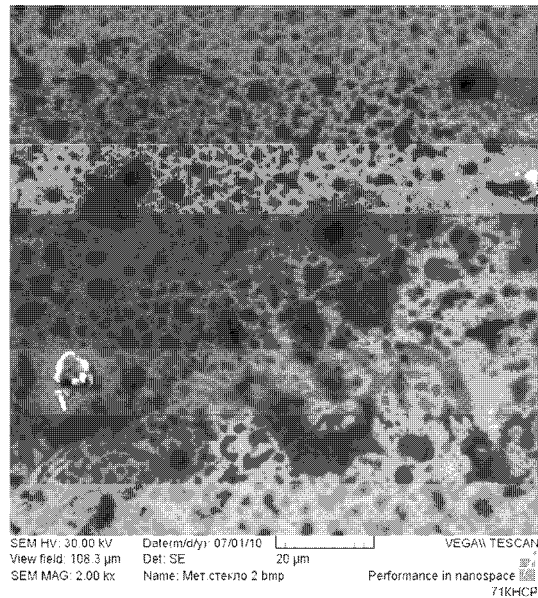


Рис. 4. Изображение сплава 71KHPS, полученные в режиме прямого разрешения с помощью РЭМ TESCAN

позволяющей осуществлять испытания образцов в широком диапазоне скоростей деформации. Равномерность температурного поля образца обеспечивалась управляемым электронным блоком, а температура образца контролировалась при помощи хромель-алюмелевой термопары, подключенной к цифровому ампервольтметру Ф-30. Рабочее пространство нагревательного устройства заполнялось инертным газом (гелием) с целью исключить окисление образцов при высоких температурах.

Для испытания на растяжение применяли образцы длиной 60 мм, а их крепление на машине осуществляли при помощи специально сконструированных захватов (рис. 5), основным элементом которых является вороток диаметром 3 мм. За счёт сил трения на поверхности между воротком и навиваемым на него образцом обеспечивается надёжное крепление образца в захватах, исключая проскальзывание при высокотемпературных испытаниях. Кроме того, такая схема крепления уменьшает вероятность разрушения образца в захватах.

Испытания проводили при двух скоростях нагрева: 5 и 50 К/мин. Деформирование образцов наблюдали непосредственно после окончания нагрева до требуемой температуры. Начальные скорости деформации варьировались в пределах $1 \cdot 10^{-5} - 5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Относительное удлинение образцов определяли по результатам замера рабочей части образца до и после испытания. Базовую (рабочую) длину, равную 10 мм, отмечали путём нанесения двух рисок, для чего использовали эмульсию, приготовленную из силикатного клея и диоксида титана.

Начальную скорость деформации рассчитывали по формуле:

$$\epsilon = v/l * 60, \text{ с}^{-1}$$

где v – скорость деформирования, мм/мин; l – рабочая длина образца, мм.

1.5 Дилатометрический и дифференциальный термический анализ

Дилатометрический анализ исследуемых аморфных сплавов проводили на установке, устройство и принцип работы которой описаны в работе [17]. Суть методики состоит в том, что с помощью двух высокочувствительных индуктивных дифференциальных трансформаторов регистрируется разность удлинений образца и эталона из кварца (длиной 30 мм), свободно подвешенных на тонких вольфрамовых нитях. Нагрев образца и эталона осуществляли с помощью специального нагревательного устройства, варьируя скорость нагрева от 1 до 80 К/мин. В нашем случае измерение теплового расширения проводили при нагреве со скоростями 5 и 50 К/мин.

С целью определения температур стеклования – T_g и кристаллизации – T_k проводили исследования АММ сплавов методом дифференциального термического анализа (ДТА). Температуры

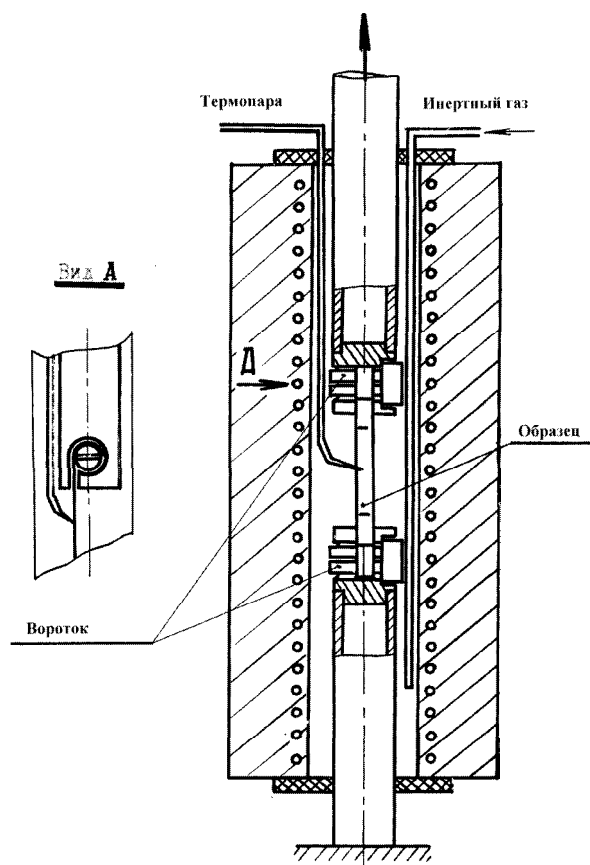


Рис. 5. Схема закрепления образца аморфного металлического сплава в специальных захватах при испытании на растяжение

стеклования T_g и кристаллизации T_k определяли по положению начала и конца эндотермических реакций на термограммах ДТА. Измерения проводили на дифференциальных термовесах модели «TGD- 1500RH», этот прибор позволяет проводить и микро-ДТА, для чего требуется незначительное количество материала. Температура образца и эталона из оксида алюминия (Al_2O_3) регистрировалась платино-платинородиевой термопарой, установленной в днище кюветы. Для обеспечения стабильности базисной (нулевой) линии ДТА вес образца и эталона принимался одинаковым – 45 мг. Все измерения выполняли со скоростями нагрева 5 и 50 К/мин.

2. Исследование кинетики процесса нанокристаллизации аморфных металлических материалов

2.1. Нанокристаллизация при изотермическом отжиге

В результате выдержки при определённой температуре отжига в пределах устойчивости аморфного состояния сплава, материал образцов полностью или частично становится хрупким. Явление потери пластичности АММ имеет не только научный, но и большой практический интерес, так как это в значительной мере ограничивает и определяет температурный интервал термической обработки промышленных сплавов. Известно, что падение пластичности АММ происходит в две стадии [7–9]: первое – при низких температурах, вторая – при более высоких. На низкотемпературном этапе охрупчивания пластичность (ϵ) снижается от 1,0 до 0,1. На втором высокотемпературном этапе пластичность изменяется в пределах нескольких сотых единиц. Учитывая, что изменения ϵ в интервале $\pm 0,1$ лежит в пределах доверительного интервала при измерении пластичности на изгиб, вторую стадию охрупчивания можно не заметить при эксперименте. Явление потери пластичности АММ подробно описано в литературе для отжига в вакууме [2; 7; 11].

По результатам эксперимента получены зависимости пластичности исследуемых сплавов АММ от температуры отжига и продолжительности отжига (рис. 6). Установлено, что во всем температурном интервале изменения пластичности зависят от времени отжига. Зависимости в области

температур до 500 °С характеризуют кинетику процессов, лежащих в основе падения пластичности на первой стадии. Из анализа литературных данных [2–5; 13; 15] известно, что решающую роль в падении пластичности играет избыточный свободный объем и характер его эволюции при термических воздействиях на аморфную структуру, а также то, что это явление имеет релаксационную природу. Однако не предложен конкретный механизм, по которому структурная релаксация могла бы приводить к резкому охрупчиванию с позиции физики пластической деформации и разрушения. Частично данный подход вариативно рассмотрен в наших работах [7; 10; 11; 16]. К настоящему времени предложено две группы моделей для объяснения хрупкости аморфных металлических сплавов: «сегрегационная» модель, объясняющая хрупкость или падение пластичности при термическом воздействии образованием сегрегации атомов-металлоидов в определённых участках аморфной матрицы; и «кристаллическая» модель, связывающая хрупкость с формированием в аморфной матрице заметного ближнего порядка или кристаллических фаз определённого типа [2; 6; 7; 10; 11; 16].

Из полученной зависимости (рис. 6) видно, что с увеличением времени выдержки при отжиге падение пластичности начинается при меньших температурах. Критическая температура охрупчивающего отжига (первая стадия падения пластичности), значение которой соответствует снижению ϵ пластичности в два раза, с увеличением времени выдержки уменьшается.

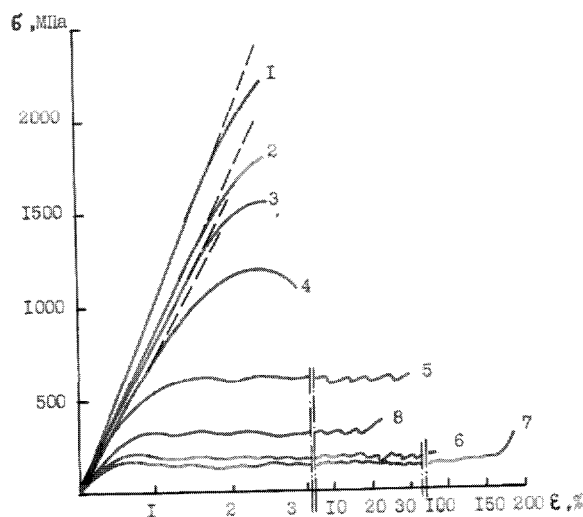


Рис. 6. Зависимости напряжение-деформация АММ 71КНСР при различных температурах: 1 – 293К, 2 – 473К, 3 – 573К, 4 – 673К, 5 – 803К, 6 – 823К, 7 – 836К, 8 – 863К.
Скорость нагрева – 50 К/мин.
Скорость деформации: 1–4 – $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, 5–8 – $1,2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$

Например, для сплава с Fe – основой при выдержке 5 мин падение пластичности начинается при температуре 400–420 °С, при выдержке в 10 мин. – при температуре 360–380 °С, а при выдержке в 20 мин – при температуре 350–360 °С, что свидетельствует, о термоактивационной природе процессов охрупчивания.

Полученные результаты хорошо согласуются с известными данными изменения пластичности АММ для отжига в вакууме [2] и в лабораторной печи в стабилизирующих пластинках [6], что позволяет определить температурный интервал термической обработки промышленных сплавов, а также сделать вывод о том, что характер изменения пластичности имеет двухступенчатый характер для всех температурных – временных режимов отжига.

2.2. Нанокристаллизация при термоциклическом воздействии

В результате экспериментальных исследований определили критическую температуру кристаллизации $T_{кр}$ исследуемых сплавов: для сплава 10НСР ≈ 530 °С; для сплава 70КНСР ≈ 550 °С. Установлено, что критической температурой для нанокристаллизации АММ следует считать такую, когда для режима термоциклического воздействия в структуре материала наблюдается формирование (более 50 %) мелкодисперсных образований кристаллов (нанофаз) с размерами наномасштабного диапазона (определяли методами высокоразрешающей электронной микроскопии на

РЭМ марки VEGA-TESCAN с компьютерным микроанализом и рентгеноструктурными методами) [8; 9].

Анализ результатов экспериментальных опытов показал, что максимальную температуру термоциклирования следует назначать ниже критической температуры кристаллизации обрабатываемого сплава. Превышение максимальной температуры термоциклического отжига выше критической приводит к повышенному охрупчиванию и падению пластичности, что можно объяснить увеличением размеров формирующихся нанокристаллов и переходом материала из наносостояния в кристаллическое [8]. Стабилизацию структурного состояния материала при ТЦВ обеспечивает скоростной режим нагрева и охлаждения в термоцикле, когда в процессе ТЦВ уравниваются процессы генерации и релаксации внутренних напряжений [9; 18]. Полученные результаты по нанокристаллизации аморфных металлических материалов при ТЦВ на материал показали необходимость проведения дополнительных экспериментальных исследований для уточнения механизма и кинетики нанокристаллизации и оптимизации параметров режима термоциклического воздействия на материал. Анализ полученных результатов исследований показал, что для детальной оптимизации параметров ТЦВ необходимо провести дополнительные исследования по установлению закономерностей деформации АММ при температурах интервала термоциклирования.

2.3. Некоторые закономерности деформации аморфных сплавов при температурах (293 – 1,1 T_k) К

Выполнены экспериментальные исследования определения высокотемпературных пластических и прочностных свойств в условиях активной деформации растяжением аморфных сплавов 10НСП и 71КНСП, состав которых приведён в табл. 1 и 2. Первоочередной задачей работы являлось установление температурных интервалов проявления высоких пластических свойств аморфных металлических сплавов. С этой целью проведены испытания аморфного сплава 71КНСП в интервале температур от комнатной до $1,1T_k^-$ (T_k – температура начала кристаллизации). При анализе результатов исследований было установлено два обстоятельства:

1. Не все АММ сплавы могут проявлять высокопластичное (или сверхпластичное, СП) поведение. В том случае если сплав проявляет высокие пластические свойства, то это имеет место в достаточно узком температурном интервале вблизи T_k , что показано на примере аморфного сплава 71КНСП. На рис. 6 представлены зависимости напряжение σ -деформация ϵ АММ 71КНСП при температурах 293, 473, 573, 673, 803, 823 и 863 К (кривые 1–7). Как видно, предел прочности этого сплава при комнатной температуре составляет ~ 2100 МПа, а величина пластической деформации до разрушения составляет $\sim 0,2 - 0,25$ % (кривая 1). В случае испытаний при $T=473$ К (кривая 2) зависимость $\sigma - \epsilon$ мало отличается от таковой при комнатной температуре. При $T=573$ К величина пластической деформации до разрушения составляет $\sim 0,7$ % (кривая 3). Дальнейшее повышение температуры испытания приводит к появлению на кривой $\sigma - \epsilon$ ярко выраженной стадии пластического течения. Причём величина относительного удлинения стремительно растёт вблизи температуры начала кристаллизации T_k ($T_k = 843$ при скорости нагрева $T=50$ К/мин). Так при $T=823$ К величина пластической деформации достигает 50 % (кривая 6), а при $T=836$ К – 180 % (кривая 7). Предел текучести по мере повышения температуры испытания уменьшается и достигает минимума при $T=836$ К. Деформирование при $T > T_k$ сопровождается снижением показателей пластичности и повышением предела текучести (кривая 8). При высоких температурах деформации имеет место нестабильность пластического течения, выражающаяся в появлении срывов напряжения на кривой $\sigma - \epsilon$. Приведённые температурные зависимости σ и ϵ показывают, что при ~ 573 К ($T \sim 0,7T_k$) имеет место перегиб в сторону значительного увеличения пластичности аморфного сплава 71КНСП.

2. Можно заметить, что установленная температура перехода от квазихрупкого поведения к пластичному ($\sim 0,7T_k$) соответствует смене низкотемпературного гетерогенного механизма деформации на высокотемпературный гомогенный [14].

Смена механизма деформации с гетерогенного на гомогенный сопровождается изменением картины разрушения. При низких температурах в изломе наблюдается характерный для АММ веноподобный узор (рис. 7, а). При $T > 0,7 T_k$ густота расположения «вен» растёт, а их узор становится более сложным (рис. 7, б).

Рассмотрим подробно механические свойства исследуемых сплавов в температурном интервале $(0,85-1,1)T_k$. Результаты исследования зависимостей пластичности δ и предела текучести σ от температуры и скорости деформации для аморфного сплава 71КНСП представлены на рис. 8, а, б.

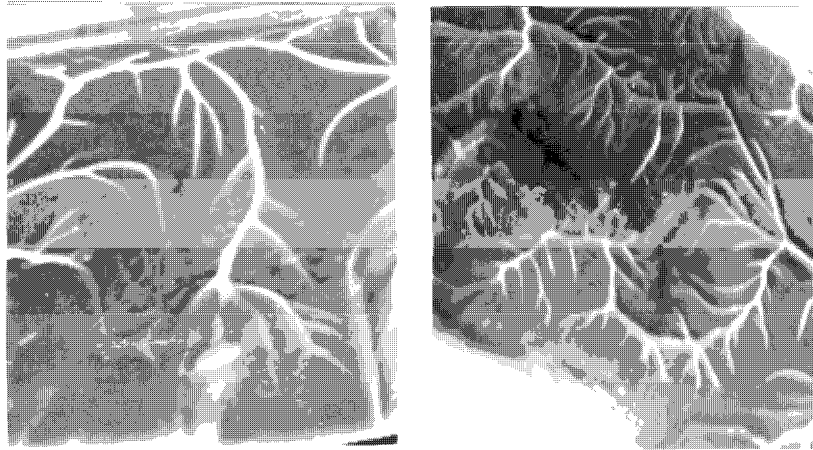


Рис. 7. Фрактограммы аморфного сплава 71KHCP после испытаний при 293К (а) и 600К (б). Увеличение – $\times 1000$

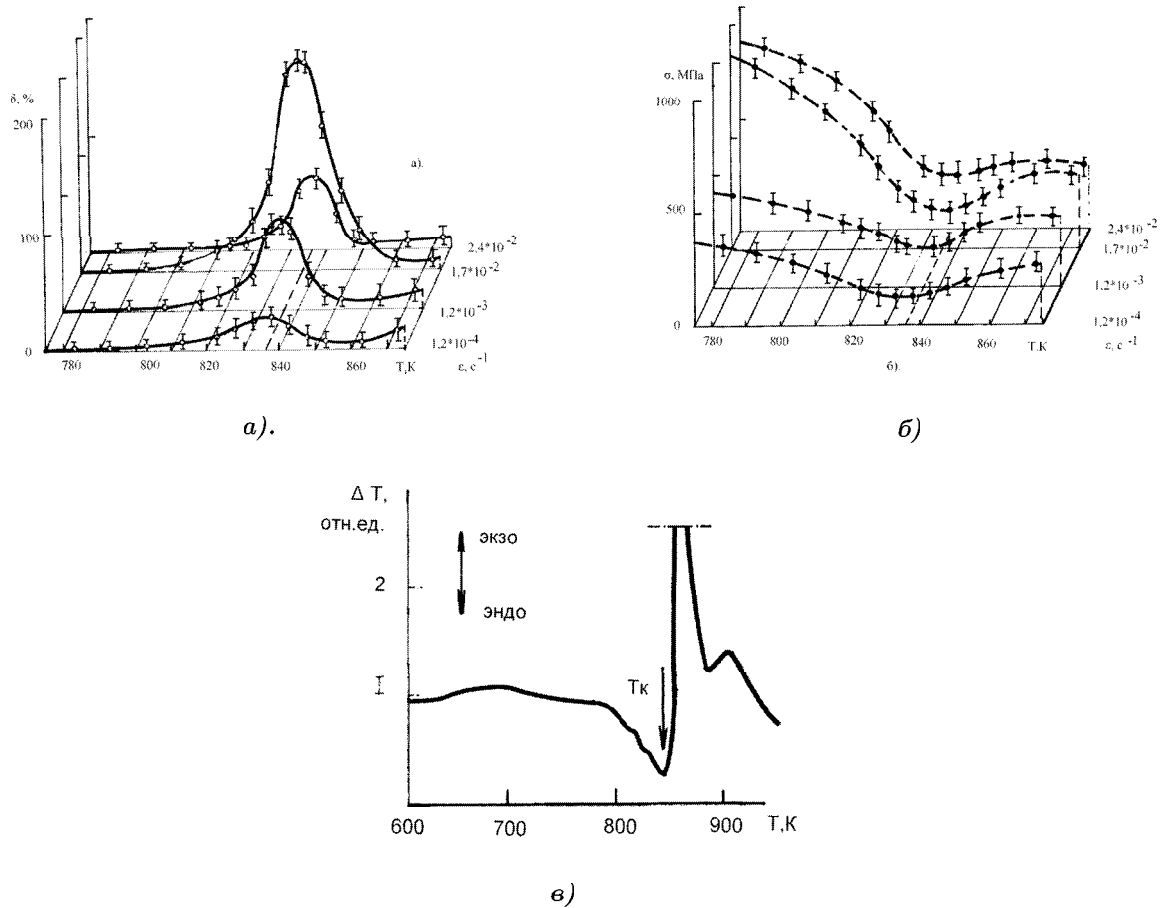


Рис. 8. Зависимость относительного удлинения (а), предела текучести (б) от температуры и скорости деформации, термограмма ДТА аморфного сплава 71KHCP (в). Скорость нагрева – 50К/мин

Деформация образцов начиналась непосредственно после достижения требуемой температуры, что позволяло ограничить неблагоприятное воздействие структурной релаксации на проявление эффекта повышенной пластичности. При постоянной скорости деформации по мере приближения к температуре $T_{\text{опт}}$ пластичность возрастает сначала плавно, а затем – резко и достигает максимума при $T = T_{\text{опт}}$. При $T > T_{\text{опт}}$, пластичность материала резко падает. Зависимость δ при постоянной температуре от скорости деформации также немонотонна. При оптимальной скорости деформа-

ции $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ материал обладает наивысшей пластичностью. Повышение скорости выше $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ приводит к понижению пластичности. Предел текучести при постоянной $\dot{\epsilon}$ по мере приближения к T уменьшается, достигает минимума при $T = T_{\text{опт}}$, а затем увеличивается. С ростом скорости деформации при постоянной температуре предел текучести возрастает немонотонно: вблизи $\dot{\epsilon}$ наблюдается сильная зависимость $\sigma - (\dot{\epsilon})$. T и $\dot{\epsilon}$ для сплава 71КНСР соответственно равны 836 К и $1,7 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Результаты исследования АММ 71КНСР методом дифференциального термического анализа (ДТА) представлены на рис. 8, в. Термограмма ДТА этого сплава, полученная со скоростью нагрева 50 К/мин, имеет хорошо выраженный эндотермический пик и мощный кристаллизационный экзотермический пик. Наличие эндотермического пика свидетельствует о том, что началу процесса кристаллизации этого сплава предшествует процесс стеклования, имеющий место в интервале 800–842 К. Сопоставление данных, приведённых на рис. 8, приводит к выводу о том, что резкое увеличение пластичности наблюдается в интервале стеклования, а максимумы зависимостей $\delta(T)$ (минимумы $\sim(T)$) приходятся на $T \sim 0,98T_k$. При $T > T_k$ происходит резкое снижение пластичности, обусловленное интенсивно протекающими процессами кристаллизации. Последнее согласуется с данными работ [1; 19], авторы которых наблюдали быстрое снижение скорости ползучести при кристаллизации АММ.

Заключение

По результатам исследований сделаны следующие выводы:

1. Характер изменения пластичности АММ при изотермическом отжиге носит двухступенчатый характер для всех температурно-временных режимов отжига: низкотемпературный и высокотемпературный.

2. Характер изменения пластичности АММ при термоциклическом воздействии носит монотонный характер, если максимальная температура цикла не превышает температуры кристаллизации.

3. Показана возможность и эффективность использования режима термоциклического воздействия для осуществления контролируемой нанокристаллизации АММ, с целью повышения пластичности наноструктурированного материала и стабилизации его структурного состояния.

4. Установлено, что если кристаллизация аморфного сплава не начинается раньше достижения фазы стеклования (размягчения), которая фиксируется ДТА или дилатометрическим измерением, то в температурной области вблизи этой фазы материал проявляет сверхпластическое поведение. В любом случае, кристаллизация является лимитирующим пластичность фактором, что подтверждается на примере аморфного сплава 71КНСР, начало интенсивной кристаллизации вызывает сильное деформационное упрочнение и разрушение материала.

Исследования по кинетике процесса нанокристаллизации АММ в условиях изотермического отжига выполнены в полном объёме, а при термоциклировании требуют дополнительных исследований. Однако, по результатам проведённых исследований предложены рекомендации выбора и обоснования параметров термоциклического воздействия на аморфный материал (ноу-хау) с целью стабилизации нанокристаллического состояния и обеспечения оптимального сочетания свойств прочности и пластичности.

Список литературы

1. Андриевский Р. А., Глезер А. М. Прочность наноструктур // Успехи физических наук. 2009. Т. 179. № 4. С. 337–358.
2. Глезер А. М. [и др.] Механическое поведение аморфных сплавов. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ. 2006. 416 с.
3. Глезер А. М., Молотилов Б. В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия. 1992. 208 с.
4. Глезер А. М., Пермякова И. Е., Федоров В. А. Трещиностойкость и пластичность аморфных сплавов при микроиндентировании // Изв. РАН. Серия физическая. 2006. С. 155.
5. Забелин С. Ф. [и др.]. Анализ нанокристаллизации и формирования нанофазных систем в поверхностном слое металлов и сплавов // Технология машиностроения. 2010. № 11. С. 5–12.

6. Забелин С. Ф., Васильев А. А., Феофанов А. А. Особенности формирования нанофазных систем в поверхностном слое материала при силовых и термопластических методах воздействия // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2010. Т. 15. № 3-1п. С. 837–838.
7. Забелин С. Ф. [и др.] Влияние режима отжига на кинетику процессов нанокристаллизации и охрупчивания аморфных металлических сплавов // Материалы международной конференции «Физика прочности и пластичности материалов». Самара: СГТУ. 2009. С. 74–75.
8. Забелин С. Ф., Зеленский В. А., Феофанов А. А. Механизм контролируемой нанокристаллизации аморфных металлических материалов при термоциклическом воздействии // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2010. Т. 15. № 3-1п. С.835–836.
9. Забелин С. Ф. [и др.] Особенности нанокристаллизации аморфных сплавов при нестационарных режимах термического воздействия // Сборник трудов 5-ой Евразийской конференции «Прочность неоднородных структур». М.: НИТУ «МИСиС». 2010. С. 119.
10. Забелин С. Ф. [и др.] Контролируемая нанокристаллизация аморфных сплавов при термоциклировании // Материалы 3-й Всероссийской конференции по наноматериалам «НАНО - 2009». Екатеринбург: Урал. изд-во, 2009. С. 440.
11. Забелин С. Ф. и др. Особенности поведения сплавов при переходе из аморфного в нанокристаллическое состояние при термоциклировании // Материалы 4-ой Евразийской конференции «Прочность неоднородных структур». 2008. М.: МИСиС (ТУ). С. 145.
12. Ковнеристый Ю. К. Объёмно-аморфизирующиеся металлические сплавы. М.: Наука, 1999. 80 с.
13. Ковнеристый Ю. К. Объёмно-аморфизирующиеся металлические сплавы и наноструктурные материалы на их основе // МиТОМ. 2005. № 7. С. 14–16.
14. Мильман Ю. В., Пан С. В., Рачек А. П. Хладноломкость аморфных металлических сплавов // Металлофизика. 1985. Т. 7. № 1. С. 112–114.
15. Ушаков И. В. Поликарпов В.М. Механические испытания тонких лент металлического стекла инденторами различной геометрической формы // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2007. Т. 69. № 7. С. 43–47.
16. Федоров В. А., Яковлев А. В., Капустин А. Н. Изменение пластических свойств аморфных металлических сплавов в зависимости от времени и температуры отжига // Труды Международной конференции «Деформация и разрушение материалов - DFMN - 2007». М.: ИМЕТиМ РАН. 2007. С. 344–346.
17. Хоник В. А., Зеленский В. А. Высокотемпературная пластичность и сверхпластичность металлических стекол // Физика металлов и металловедение. 1989. Т. 67. Вып. 1. С. 192–197.
18. Хоник В. А. Термическое расширение аморфных сплавов // Новые материалы электронной техники: сб. научных трудов. Воронеж: ВПИ. 1983. С. 35–39.
19. Штанский Д. В., Кулинич С. А., Левашов Е. А., Moore J. J. Особенности структуры и физико-механических свойств наноструктурных тонких пленок // Физика твердого тела. 2003. Т. 45. Вып. 6. С. 1122–1129.

Статья поступила в редакцию 24.03.2012 г.