

4. Жуковец И. И. Механические испытания металлов. – М.: Высш. шк., 1986. – 199 с.

5. Поздняк Л. А., Скрыпченко Ю. М., Тишаев С. И. Штамповые стали. – М.: Металлургия, 1980. – 244 с.

6. Кочанов Н. Н., Миркин Л. И. Рентгеноструктурный анализ: Практическое руководство. – М.: Машгиз, 1980. – 214 с.

УДК 621.762:669.017

Г. Г. ГОРАНСКИЙ, канд. техн. наук (БНТУ)

## О ПОВЫШЕНИИ ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ТЕМПЕРАТУРНОЙ СТАБИЛЬНОСТИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Повышение температурной стабильности аморфных сплавов на основе железа может расширить область их применения в качестве материалов износостойких покрытий, наносимых газопламенным методом на рабочие поверхности узлов трения. Цель данной работы – доказать возможность решения указанной проблемы путем механоактивации при атритторной обработке (АО) сплавов, аморфизированных закалкой из расплава.

Исследование влияния механоактивации при АО на особенности кристаллизации аморфизированного сплава проводилось на материале системы Fe–Ni–Mo–Cr–Co–Si–B; состав, методика получения и свойства описаны в [1]. Измерение определяющих параметров АО – энергонапряженности процесса  $P_n$  и аккумулированной сплавом энергии механоактивации  $E_d$  – выполнено по методике, изложенной в работе [2]. Кинетика изменения  $P_n$  при АО аморфизированного сплава, закаленного из расплава при разных скоростях охлаждения ( $I - \Delta T/\Delta t = 2,5 \cdot 10^5$  К/с,  $II - 4,0 \cdot 10^5$  К/с), представлена в табл. 1.

Таблица 1

Кинетика изменения  $P_n$  (Вт · г<sup>-1</sup> при АО аморфизированного сплава

№ п/п	Время АО, ч							
	0,5	1	1,5	2	3	4	5	6
I	10,7	11,5	13,1	12,8	9,1	6,4	4,2	3,7
II	9,3	10,2	12,4	12,1	8,3	5,9	4,1	3,0

Для исследуемого сплава (независимо от исходного состояния) наиболее интенсивное поглощение энергии при АО реализуется в интервале 0,5 – 3 ч. Именно на этом этапе идут процессы эволюции строения сплава (удельная же поверхность дисперсии изменяется лишь в пределах 0,08 – 0,18 м<sup>2</sup>/г, что не может быть причиной интенсивной аккумуляции энергии). В дальнейшем уровень  $P_n$  почти в 4 раза снижается, что свидетельствует о выходе процесса АО (при фиксированных режимах) на заключи-

тельную стадию, когда преобладают релаксационные явления. Сплав II слабее аккумулирует энергию при АО. В целом кинетика аккумуляции энергии обоими сплавами идентична (без смещений пиков  $P_n$  во времени), хотя общая энергоёмкость АО медленнее закаленного сплава остается выше.

Оценка строения и фазового состава материала осуществлялась методами рентгено-структурного и рентгенофазового анализа, электронной и оптической микроскопии по описанным в [1] методикам. Определялось количество аморфной фазы в сплавах после их закалки из расплава, последующей АО, частичной кристаллизации аморфной фазы при изотермическом отжиге.

Эксперименты показали, что, как и исходные образцы, материал в процессе АО продолжал сохранять рентгеноаморфное состояние. Дифракционные максимумы размыты и растянуты в сплошной непрерывный спектр – «гало», сливающийся со следующими дифракционными линиями. Аморфизация материала возрастает при АО, и через определенное для каждого образца время можно говорить о полной аморфизации сплава. Рост объема аморфной фазы свидетельствует, что поглощение энергии АО сплавом связано с изменениями его строения на уровне кластеров. Для оценки этих изменений, а также определения температурной стабильности сплавов по описанной в [1] методике был выполнен дифференциально-термический анализ (ДТА) подвергнутых АО образцов. При ДТА происходила частичная кристаллизация аморфной фазы, сопровождающаяся выделением теплоты. Для оценки энергии активации кристаллизации  $E_a$  аморфного материала по уравнению Киссингера [3] ДТА (в соответствии с рекомендациями [3]) выполнялся при трех скоростях нагрева (2, 5 и 10 °C/мин).

В качестве контролируемых параметров были взяты: исходное количество кристаллизующейся аморфной фазы ( $C_0$ ), температура начала кристаллизации ( $T_{v,n}$ ), интенсивность экзотермического эффекта ( $\Delta T$ ), энергия активации процесса ( $E_a$ ), а также определенный ниже по методике [4] показатель  $n$  Джонсона–Мела–Аврами (Д–М–А). Эти параметры рассмотрены в зависимости от аккумулируемой материалом при АО энергии деформационно-термического воздействия ( $E_d$ ). Результаты экспериментов приведены в табл. 2.

Образцы, закаленные из расплава, имеют первоначально очень близкое объемное содержание аморфной фазы (78 и 82 % для I и II сплавов соответственно). В этой связи первичный экзотермический эффект  $\Delta T$  кристаллизации обоих сплавов совпадает (220 К). Другие же параметры кристаллизации изначально существенно различаются: температура начала кристаллизации ( $T_{v,n}$ ) и энергия активации процесса ( $E_a$ ) возрастают с 703 до 755 К и с 260,4 до 322,4 КДж/моль соответственно, обеспечивая большую температурную стабильность II сплаву.

Влияние АО на параметры кристаллизации аморфной фазы

$\Delta T_{\Delta t} \cdot 10^{-5}$ , К/с	Время АО, ч	$E_{\Delta}$ , КДж/г	$C_0$ , %	$(T_0)_K$ , К	$\Delta T$ , град	$E_{\Delta}$ , КДж/моль	$n$
2,5	0	—	78	703	220	260,4	1,98
	1	5,18	80	736	246	362,4	2,05
	1,5	8,92	84	752	265	382,0	2,24
	2	12,80	85	765	265	382,0	2,42
	4	24,47	92	785	340	409,9	3,01
	6	30,09	98	785	355	409,9	3,09
4,0	0	—	82	755	220	322,4	2,31
	1	4,44	82	764	245	392,8	2,60
	1,5	7,83	86	776	285	418,6	2,66
	2	11,36	88	798	310	434,6	2,73
	4	21,68	96	818	370	520,7	2,96
	6	26,72	98	818	385	520,7	3,02

В процессе АО по мере аккумуляции энергии степень аморфизации сплавов увеличивается, достигая 98%, что позволяет (с точностью эксперимента) считать материалы на завершающей стадии АО полностью аморфизированными. Деформационно-термическое воздействие на аморфный материал при АО вызывает переход от нестабильной структуры к метастабильной, разрушение части закалочных зародышей, нарушение ближнего порядка расположения атомов, существенное снижение коэффициентов диффузии элементов. Эти факторы, снижая число зародышей и скорость их роста, тормозят процесс кристаллизации, т. е. повышают энергию ее активации (с 260,4 до 409,9 КДж/моль для I сплава и с 322,4 до 520,7 КДж/моль для II сплава) и температуру начала реализации процесса (с 430 до 512 °С для I сплава и с 482 до 545 °С для II сплава), увеличивают термическую стабильность материала. Усиление экзотермического эффекта кристаллизации (с 220 до 355 °С для I сплава и с 220 до 385 °С для II сплава) при возрастании температур протекания процесса связано с ускорением структурной релаксации сплавов при большем нагреве. Зависимость интенсивности экзотермического эффекта  $\Delta T$  от количества кристаллизующейся аморфной фазы  $C_0$  носит параболический характер, сохраняющийся во всем диапазоне содержания исходной аморфной фазы.

Характер изменения параметров кристаллизации для обоих сплавов аналогичен, однако абсолютный их прирост к моменту завершения АО более выражен для II сплава. Это обеспечивает ему большую температурную стабильность на всех стадиях АО. Различный уровень параметров кристаллизации не может быть объяснен исключительно степенью аморфизации материала, так как она для обоих сплавов меняется практически одинаково. Надо учесть особенности формирования центров кристаллиза-

ции и их роста. Кристаллизация аморфного материала идет на центрах, которыми являются присутствующие в аморфной матрице кластеры различных размеров, формирующиеся при высокоскоростной закалке. Они по своему химическому и топологическому ближнему порядку отличны от кристаллизующихся метастабильных фаз, поэтому кристаллизация на них должна быть гетерогенной, а роль диффузии атомов достаточно велика.

По описанным методикам была оценена кинетика изменения объемного содержания аморфной фазы  $C$  при изотермическом отжиге подвергнутых АО образцов. Отжиг проводили при температурах кристаллизации, ранее измеренных методом ДТА. При частичной кристаллизации аморфного материала и беспорядочном распределении кристаллической фазы в соответствии с уравнением Д–М–А [4] ее объемная доля

$$\chi(t) = 1 - C_0 \exp[-b_0 \exp(-E_a/kT) t^n],$$

где  $\chi(t)$  – доля закристаллизовавшегося объема за время  $t$ ;  $C_0$  – исходная доля аморфного материала;  $b_0$  – константа скорости;  $E_a$  – энергия активации процесса;  $k$  – константа Больцмана ( $1,38 \cdot 10^{-23}$  Дж/К);  $T$  – температура кристаллизации;  $n$  – показатель Д–М–А [4].

Объем аморфной фазы в отжигаемых сплавах может быть представлен в координатах  $\ln[-\ln(C(t)/C_0)] - \ln(t)$  в виде прямых линий. Их наклон к оси  $\ln(t)$  равен показателю  $n$  в уравнении Д–М–А. Кристаллизация изучалась на образцах с разной энергией активации  $E_a$ , отжиг выполнялся при ранее определенных различных температурах кристаллизации, поэтому пересечение прямых с осью  $\ln(t)$  идет в точках, координаты которых соответствуют  $\ln(b_0) - E_a/(kT)$ . Зная  $E_a$  из экспериментов по ДТА (по методу Киссингера), можно рассчитать  $b_0$ . Обработка зависимостей методом наименьших квадратов позволила определить значения показателя  $n$  во всех исследованных случаях. Для образцов без АО значения  $n$  выше для II сплава: соответственно 2,31 против 1,98. Это свидетельствует о наличии в медленнее закаленном материале существенно большего количества исходных закалочных центров. АО, сопровождаемая аккумуляцией сплавами энергии  $E_d$ , ведет со временем к увеличению значений  $n$  (при одних значениях  $E_d$  больше  $n$  свойственны II сплаву). На конечной же стадии АО значения  $n$  выходят на уровень  $\sim 3$  (3,09 и 3,02 для I и II сплавов – в соответствии с количеством аккумулируемой  $E_d$ ).

Значение  $n$  увеличивается от  $\sim 2$  и стабилизируется на уровне  $\sim 3$ . Это свидетельствует об образовании кристаллической фазы за счет роста первичных зародышей, радиус которых увеличивается с постоянной скоростью [4]. Частота же образования новых зародышей минимальна и не оказывает влияния на кинетику процесса. Значения  $n$ , равные 1,5 и 3, соответствуют первичной и эвтектической кристаллизации. Если данные величины меньше, это означает выраженную направленность роста кристаллов. Переменные значения  $n$  свидетельствуют о наложении различ-

ных механизмов кристаллизации в зависимости от степени аккумулируемой сплавом энергии  $E_d$ . Полагаем, что возрастание  $n$  от 2 до 3 означает при гетерогенном механизме процесса переход от преимущественно поверхностных зародышей к преимущественно объемным.

Расширить представления о влиянии АО на характер последующей кристаллизации аморфизируемых сплавов позволят исследования кинетики зарождения и роста отдельных кристаллических фаз.

Полученный материал явился основой композиционных покрытий, нанесенных методом газопламенного напыления на рабочие поверхности роликов для прокатки катанки круга 5,5 (металлокорд) в сортопрокатном цехе Белорусского металлургического завода. Была изготовлена опытно-промышленная партия роликов (650 штук). Номенклатура прокатных роликов соответствовала рабочим чертежам БМЗ RE+4 (20М. RE4-001), клетки 12, 14, 16, стан 150. Опытные прокатные ролики изготовлены из конструкционной стали 45 с покрытиями рабочих поверхностей сплавами на основе железа с неравновесной структурой толщиной 1,2 – 1,8 мм.

Натурные испытания прокатных роликов велись при скорости движения стального проката 12 – 15 м/с при температуре металла 1100 – 900 °С. При испытаниях проведен контроль уровня физико-механических свойств материалов и специальных эксплуатационных характеристик изделий. Результаты испытаний (табл. 3) свидетельствуют, что материалы покрытий за счет специфической неравновесной структуры, сохраняющейся после напыления и длительное время в условиях эксплуатации, имеют более высокие механические свойства, чем традиционно применяемые на Белорусском металлургическом заводе для изготовления прокатных роликов термообработанные стали 6XB2С, 5XB2С, 250X24B3Т, 60С2, 60С2Г, 40Х. Это обеспечивает увеличение стойкости опытных деталей по сравнению с базовым вариантом в 4,5 раза.

Опытные образцы прокатных роликов могут быть дважды реставрированы без дополнительного нанесения покрытия только за счет переточки и восстановления рабочего профиля. Последующее восстановление изношенных роликов может быть осуществлено путем нанесения покрытия на основу без удаления остатков ранее нанесенного износостойкого слоя.

Использование износостойких покрытий на рабочих поверхностях прокатных роликов (за счет меньшего коэффициента трения по стали) улучшает качество поверхности проволоки металлокорда, при этом снижается степень ее шероховатости. Стоимость опытных деталей ниже по сравнению с базовым вариантом в 1,16 раза.

Технико-экономические показатели прокатных роликов с аморфизированным покрытием

Контролируемый параметр	Базовый вариант	Опытные образцы
Твердость HRC	55 – 57	58 – 63
Прочность адгезии с основой, МПа	–	220 – 280
Предел прочности при растяжении материала покрытия, ГПа	–	5,1 – 6,3
Относительное удлинение материала покрытия, %	–	2,2 – 4,2
Коэффициент сухого трения по стали	0,19 – 0,21	0,18 – 0,19
Температура эксплуатации, °С	До 400 – 450	До 400 – 450
Стойкость, тонн проката	200	900
Сравнительная себестоимость, у. е.	24,6	21,2

## ЛИТЕРАТУРА

1. *Верецагин М. Н., Горанский Г. Г., Голубцова Е. С.* Взаимосвязь структуры и механических свойств аморфных сплавов на железной основе // *Расплавы*. – 1999. – № 4. – С. 40 – 51.
2. *Горанский Г. Г.* О температурной стабильности аморфных материалов на основе железа после атритторного диспергирования // *Мат-лы междунар. науч. шк. «Вибротехнология – 2001»*. – Одесса, 2001. – С. 96 – 98.
3. *Chenal B., Dubois J. M., Bilde A., Venturini G.*, C. R. Acad. Sc. Paris, t. 304, Serie II, № 10 (1987). – P. 501 – 506.
4. Быстрозакаленные металлические сплавы: *Мат-лы V междунар. конф.* / Под ред. С. Штиба, Г. Варлимонта. – М.: Металлургия, 1989. – 376 с.

УДК 621.74.669

**Г. В. ДОВНАР**, канд. техн. наук,  
**А. Г. СЛУЦКИЙ**, канд. техн. наук (БНТУ),  
**Р. Э. ТРУБИЦКИЙ** (ЛЛМЗ)

### ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ОТЛИВОК ПОРШНЕЙ ИЗ СПЛАВА АК12ММгН

Исходя из условий работы поршней в современных и перспективных двигателях, общий комплекс требований к материалу для их изготовления можно сформулировать таким образом [1].

1. Материал должен обладать высокой прочностью при комнатной и повышенной температурах.