

УДК 528.0

ВЛИЯНИЕ ИЗОХРОННОГО И ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ БЫСТРОЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА Fe–Cr–Mo–V–B–Si

М. Н. ВЕРЕЩАГИН¹⁺, В. Г. ШЕПЕЛЕВИЧ², О. М. ОСТРИКОВ¹, С. Н. ЦЫБРАНКОВА¹¹ Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого, пр. Октября 48, 246746 г. Гомель, Беларусь.² Белорусский государственный университет, пр. Ф. Скорины 4, 220050 г. Минск, Беларусь.

Изучено влияние изохронного и изотермического отжига на структурные изменения и микротвердость быстрозакаленного сплава системы Fe–Cr–Mo–V–B–Si. Установлено, что критической температурой начала структурных изменений в сплаве и повышения микротвердости при изохронном отжиге является температура близкая к 500 °С. Показано, что время выдержки сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si при заданной температуре нагрева оказывает влияние на микротвердость и структурные изменения лишь на начальном этапе изотермического отжига.

Введение

Одной из важных характеристик аморфных сплавов, находящихся в метастабильном состоянии, является устойчивость их структуры и физико-механических свойств при различных термических воздействиях. Ограничения, связанные с практическим применением быстрозакаленных материалов, часто обусловлены нежелательными структурными изменениями при переходе в более равновесное состояние в результате нагрева [1]. Поэтому с практической точки зрения представляет интерес определение температурных интервалов стабильности свойств аморфных материалов. С физической точки зрения интересно исследование перестройки атомов при переходе материала в стабильное состояние и ее влияние на формирование новых свойств сплава.

Целью данной работы явилось изучение влияния изохронного и изотермического отжига на структуру и микротвердость быстрозакаленного сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si.

Методика эксперимента

В качестве исходного материала для получения аморфной металлической ленты в процессе быстрой закалки расплава использовался прецизионный сплав системы Fe–Cr–Mo–V–B–Si. После вакуумного переплава шихты соответствующего состава методом быстрой закалки расплава спиннингованием на наружную поверхность медного диска-кристаллизатора были получены аморфные

ленты [2]. В качестве тигля для плавления сплава применяли кварцевую трубку со шелевидным отверстием 0,25÷0,30 мм при избыточном давлении аргона 0,2÷0,5 МПа. Температуру расплава фиксировали с помощью прецизионного пирометра «Крок-2» с погрешностью измерения ± 2 °С. Угловая скорость медного диска-кристаллизатора составляла 50÷60 с⁻¹ при его радиусе 0,35 м и фиксировалась датчиком оборотов ПДФ-1 в системе управления электроприводом типа СЭУ-7885. Толщину ленты варьировали в пределах 30÷80 мкм. Скорость охлаждения ленты составляла 8·10⁵ °С/с.

Рентгеноструктурный и рентгенофазный анализы выполнялись на дифрактометре ДРОН-3 в монохроматизированном CuK_α излучении в следующем режиме: напряжение – 30 кВ, ток – 20 мА, скорость счетчика – 2 град/мин.

Испытания на микротвердость проводились на стандартном приборе ПМТ-3 с использованием в качестве индентора алмазной пирамиды Виккерса [3].

Изохронный отжиг проводился от комнатной температуры до 700 °С через 50–60 °С с выдержкой 20 мин при каждой температуре. Изотермический отжиг проводили при температуре 600 °С в течение нескольких часов.

Степень аморфизации материала оценивалась как отношение площади между размытой линией и линией фона к суммарной площади интерференционной линии в исследованном диапазоне углов. Данный метод позволяет оценить степень аморфизации материала после его закалки и отжига.

+ Автор, с которым следует вести переписку.

Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 1 представлена экспериментально полученная зависимость величины микротвердости H_{μ} сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si от температуры изохронного отжига. Можно видеть, что нагрев до 500 °С не приводит к повышению микротвердости. Дальнейшее увеличение температуры вызывает резкое возрастание микротвердости исследуемого сплава. Таким образом, критической температурой начала перехода материала в более равновесное состояние, характеризующее более высокими значениями микротвердости, является температура, близкая к 500 °С.

Также было замечено, что после достижения температуры нагрева > 500 °С при изохронном отжиге исследуемый материал становится хрупким. Это проявлялось в возникновении микротрещин в фольге при ее деформировании пирамидой Виккерса.

На рис. 2 представлена зависимость микротвердости материала от времени изотермического отжига, из которой следует, что микротвердость имеет вид плавновозрастающей кривой, вырождающейся после 60 мин отжига в прямую.

Полученные результаты могут быть объяснены на основании структурных исследований, проводимых на ДРОН-3. Рентгенограммы снимались для быстрозакаленного сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si, находящегося в исходном состоянии, и для сплава,

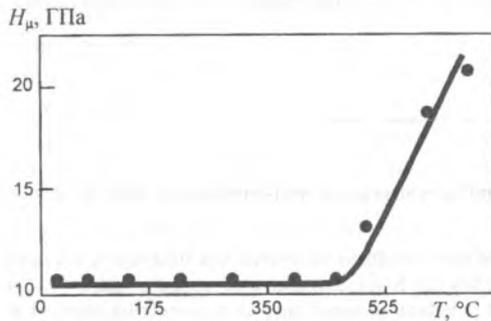


Рис. 1. Зависимость микротвердости H_{μ} сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si от температуры изохронного отжига T

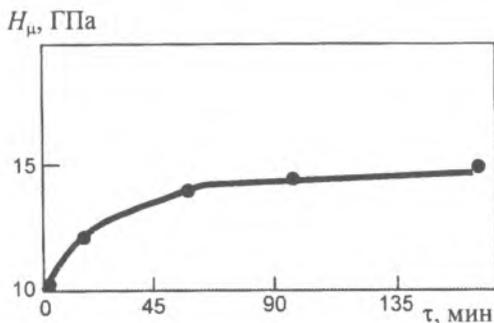


Рис. 2. Зависимость микротвердости H_{μ} сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si от времени изотермического отжига τ

отожженного при температуре 700 °С.

Установлено, что в исходном состоянии в материале наряду с аморфной фазой существовали такие фазы как α -Fe и γ -Cr. После отжига при 700 °С γ -Cr фаза исчезала, а α -Fe – частично распалась. Наряду с этим, в сплаве после изотермического отжига появились бориды Fe₂B, FeB, силициды FeSi, а также соединение FeCr (σ -фаза).

Схематически процесс фазовых изменений в Fe–Cr–Mo–V–B–Si показан на рис. 3. На рис. 3, а показано распределение фаз α -Fe, γ -Cr и микропор в исследуемом материале до термической обработки. После термической обработки фаза γ -Cr распалась (рис. 3, б), а доля фазы α -Fe уменьшилась. Данные процессы структурных изменений сопровождаются выделением твердых составляющих сплава, таких как боридов и σ -фазы. Можно предположить, что вблизи центров их образования повышается число микропор из-за малой подвижности атомов в твердом состоянии ма-

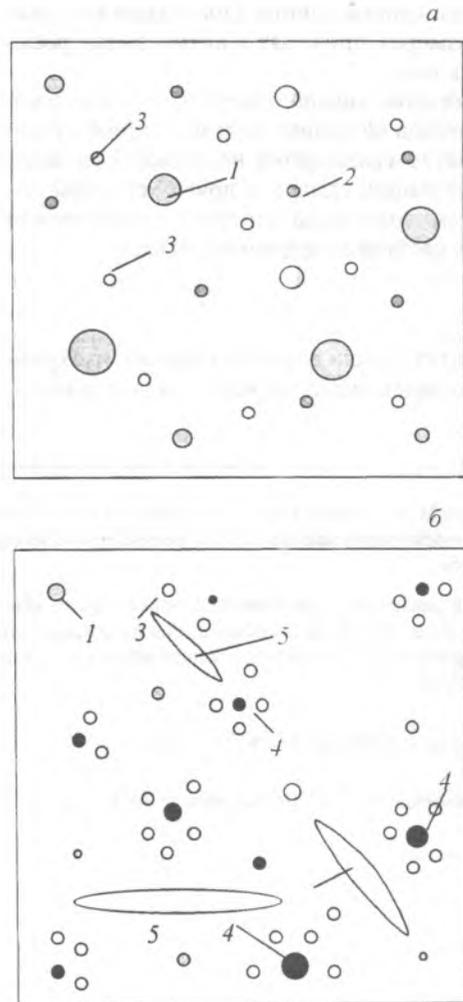


Рис. 3. Схематическое изображение эволюции структуры аморфного сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si в ходе термической обработки: а – распределение α -Fe (1), γ -Cr (2) и микропор (3) в исходном быстрозакаленном сплаве Fe–Cr–Mo–V–B–Si; б – распад γ -Cr, уменьшение доли α -Fe фазы (1), увеличение числа микропор (3) и появление боридов Fe₂B, FeB и σ -фазы (4); образование микротрещин в пространстве между выделениями боридов и σ -фазы (5)

териала и из-за обеднения приграничных к новой фазе областей атомами железа и бора [4].

Охрупчивание сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si при температуре > 500 °С позволяет предположить, что центры выделения новой фазы расположены на достаточно большом расстоянии друг от друга (рис. 3, б), и вероятность соприкосновения их границ мала. Это приводит к тому, что с увеличением времени отжига исследуемого материала повышается концентрация микропор в межзеренном пространстве, что, в свою очередь, способствует росту вероятности образования микротрещин в пространстве между включениями боридов и соединений σ -фазы (рис. 3, б). Особенно активно данный процесс проходит в случае, когда между образующимися новыми фазами предварительно проходят полосы сдвига, которые наблюдались у отпечатка индентора [5].

Как отмечалось в работе [1], полоса сдвига в аморфном материале способствует образованию микропор в плоскости сдвига. Последние при увеличении в размерах приводят к активизации роста трещин вдоль них.

Таким образом, можно отметить, что легирование бором сплавов на основе железа, с одной стороны, благоприятно сказывается на склонности материала к аморфизации, однако, с другой стороны, ограничивает температурный интервал устойчивости механических свойств аморфного сплава.

Заключение

В результате исследования влияния изохронного и изотермического отжига на микротвер-

дость и структурные изменения аморфного сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si было установлено: критической температурой начала роста микротвердости и начала структурных изменений в быстрозакаленном сплаве Fe–Cr–Mo–V–B–Si является температура близкая к 500 °С; с повышением температуры структурные изменения в аморфном Fe–Cr–Mo–V–B–Si идут по пути распада γ -Cr, α -Fe и появления боридов железа и σ -фазы; время отжига оказывает влияние на рост микротвердости быстрозакаленного сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si лишь на начальном этапе.

Литература

1. Глезер А. М., Молотилов Б. В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия (1992)
2. Верещагин М. Н., Горанский Т. Г., Голубцова Е. С. Взаимосвязь структуры и механических свойств аморфных сплавов на железной основе // Расплавы (1999), № 4, 40–51
3. Остриков О. М. Экспресс-методика определения вклада двойникования и скольжения в пластическую деформацию монокристаллов при индентировании // Физика металлов и металловедение, 89 (2000), № 5, 106–109
4. Энциклопедия неорганических материалов. Т.1. Киев: (1977)
5. Верещагин М. Н., Шепелевич В. Г., Остриков О. М., Цыбранкова С. Н. Влияние изохронного и изотермического отжига на особенности пластической деформации при локальном нагружении поверхности аморфного сплава Fe–Cr–Mo–V–B–Si // Тр. X Российской конфер. «Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов». Т. IV «Взаимосвязь строения и свойств различных состояний (кристаллического, квазикристаллического, аморфного, жидкого). Екатеринбург–Челябинск: Изд. Южноуральского государственного университета (2001)

Vereschagin M. N., Shepelevich V. G., Ostrikov O. M., Cibrankova S. N.

Influence isochronous and isothermal annealings on structural changes and microhardness well-tried fast of alloy Fe–Cr–Mo–V–B–Si.

Influencing isochronous and isothermal annealings on structural changes and microhardness well-tried fast of alloy of a system Fe–Cr–Mo–V–B–Si is studied. Is established, that by critical temperature close by 500 °С. Is rotined, that soak period of alloy Fe–Cr–Mo–V–B–Si at given heating temperature exerts influence on a microhardness and structural changes only on a pioneering stage of an isothermal annealing.

Поступила в редакцию 29.01.2002.

© М. Н. Верещагин, В. Г. Шепелевич, О. М. Остриков, С. Н. Цыбранкова, 2003.