

состоятельностью обладает композиция, содержащая карбид вольфрама. Установлено увеличение износостойкости оплавленных покрытий по сравнению с неоплавленными, что связано с более высокими механическими характеристиками оплавленных покрытий.

Снижение при оплавлении покрытия износостойкости композиции, содержащей карбид бора, можно объяснить тем, что частицы  $B_4C$  всплывают на поверхность и затем уносятся при шлифовании в процессе подготовки образцов к испытаниям.

Композиции из сплава ПГ-СрЗ с диборидом титана, а также с карбидами титана и бора без оплавления приближаются по износостойкости к композиции с карбидом вольфрама.

Рассмотренные материалы требуют дальнейших исследований и могут быть с успехом применены для защиты детали от износа.

### Л и т е р а т у р а

1. Васильев Н.П. О методике ускоренной оценки износостойкости металла. – Заводская лаборатория, 1976, № 3. 2. Дьяченко П.Е., Слушкова Т.В. Влияние направления следов механической обработки на изнашивание свинцовистой бронзы. – В сб.: Трение и износ в машинах. М., 1953, вып. 7.

УДК 621.91

О.С.Кобяков, канд. техн. наук (БПИ)

### НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СФЕРИЧЕСКИХ ВОЛЬФРАМОВЫХ ПОРОШКОВ ВЫСОКОЙ ЧИСТОТЫ

Широкое использование металлических сферических порошков в процессах плазменной металлизации, а также в целом ряде областей науки и техники предъявляет все новые повышенные требования к чистоте исходных порошковых материалов. Например, наличие посторонних примесей в порошках, используемых при плазменном напылении, оказывает существенное влияние на прочностные и износостойкие свойства напыленных слоев и способствует формированию пористости в оплавленных покрытиях (1). В случае зонного переплава порошков наличие примесей приводит к формированию дефектов кристаллической структуры и возникновению микропористости в объеме монокристаллов (2).

Наиболее высокопроизводительным методом получения сферических вольфрамовых порошков является оплавление мелкодис-

сперсных порошков произвольной формы в струе низкотемпературной плазмы (3). Однако, ввиду значительного содержания кислорода в плазмообразующем газе, а также за счет подсоса воздуха в камеру в процессе оплавления наблюдается существенное окисление поверхности порошков.

Наименьшим содержанием примесей и прежде всего кислорода обладают порошки, полученные в вакууме с использованием электронного нагрева металла. Нами исследован процесс кристаллизации таких порошков путем оплавления быстровращающегося образца и разбрызгивания расплава за счет центробежных сил с последующей кристаллизацией частиц в вакууме в процессе их свободного падения.

Содержание примесей в переплавляемых образцах (в мас. %) составляло: O -  $5 \times 10^{-3}$ , C -  $6 \times 10^{-3}$ , N -  $3 \times 10^{-3}$ , H -  $1 \times 10^{-4}$ , металлические примеси  $\sim 7 \times 10^{-4}$ .

Распыление частиц в вакууме обеспечивает высокие скорости охлаждения расплава при условии равномерного и всестороннего теплоотвода за счет потерь тепла лучеиспусканием,

Установлено, что процесс кристаллизации относительно крупных (50...100 мкм) частиц вольфрама аналогичен процессам, протекающим при быстрой кристаллизации микрослитков. Однако существенное отличие их обусловлено размерами и высокой скоростью кристаллизации частиц, что определяет некоторые особенности структуры и физико-механических свойств получаемых порошков.

Металлографическими исследованиями установлено, что поверхность частиц имеет своеобразную структуру (рис. 1, а) и состоит из отдельных субзерен, чаще всего шестигранной формы. Исследованиями поперечных шлифов частиц различного гранулометрического состава выявлена поликристаллическая крупнозернистая субструктура I и II порядков. При этом особенностью формирования структуры является наличие субзерен одного порядка (рис. 1, б) как для мелкой (20...50 мкм), так и для крупной (100...300 мкм) фракций частиц (рис. 2, б).

Нами проанализирована взаимосвязь скорости охлаждения от диаметра частиц. Установлено, что с уменьшением диаметра скорость охлаждения частиц быстро возрастает.

При этом можно выделить три наиболее характерные области скорости охлаждения частиц. Первая область - с умеренными скоростями охлаждения порядка ( $10^3 \dots 10^4$  K/c) при диаметре частиц 100...200 мкм. Вторая для средних значений охлаждения ( $10^4$  K/c) при диаметре частиц в интервале 50...

100 мкм. Третья область для наиболее мелкой фракции частиц 1...25 мкм с относительно большими скоростями охлаждения ( $10^5 \dots 10^6$  К/с).

Металлографическими исследованиями поперечных шлифов наиболее мелкой фракции частиц (10...15 мкм) было установлено, что межкристаллитные границы раздела полностью отсутствуют.

Учитывая весьма высокие скорости кристаллизации частиц, можно предположить, что отсутствие межкристаллитных границ раздела может служить признаком перехода металла к аморфному состоянию.

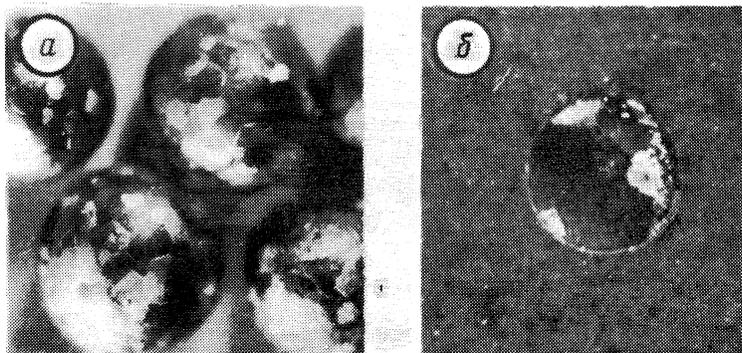


Рис. 1. Структура поверхности сферических частиц  $\varnothing$  100 мкм,  $\times 200$  (а); субструктура шлифа сферической частицы  $\varnothing$  20–50 мкм,  $\times 200$  (б).

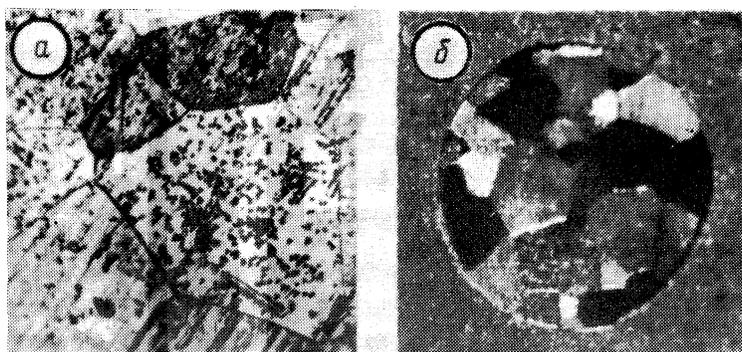


Рис. 2. Субструктура шлифа крупной фракции частиц  $\varnothing$  300 мкм,  $\times 200$  (а); монокристаллическая структура субзерен сферических частиц, ориентация  $\langle III \rangle$ ,  $\times 750$  (б).

Методом дислокационного травления поперечных шлифов выявлена тонкая структура отдельных субзерен сферических частиц. Обнаружено, что отдельные субзерна часто имеют структуру монокристаллов (рис. 2, а), причем предпочтительной является кристаллографическая ориентация  $\langle 111 \rangle$ . Отдельные монокристаллические зерна сильно (до  $90^\circ$  и более) разориентированы относительно друг друга. Преимущественный рост зерен в направлении  $\langle 111 \rangle$  можно объяснить неравновесными условиями кристаллизации и большой величиной переохлаждения на фронте кристаллизации в момент остывания частиц, что характерно при росте кристаллов из расплава с ориентацией  $\langle 111 \rangle$ .

В вольфрамовых сферических частицах, обладающих достаточно высокой чистотой в качестве основной примеси, выступающей в роли второй фазы, можно считать углерод, который образует термодинамически стабильный дикарбид вольфрама  $W_2C$ . Вследствие этого сферические частицы можно рассматривать как сплав вольфрама с углеродом. Кристаллизация таких частиц происходит в крайне неравновесных термодинамических условиях, приводящих к неравномерному распределению углерода. Методом контрастного цветового травления установлено наличие примесных карбидных фаз, группирующихся по границам зерен металла. Характерными особенностями таких сферических частиц являются неспособность к формованию в холодном состоянии и свойство сверхпластичности при горячем прессовании, что объясняется хорошей ползучестью основной матрицы металла. Эффект упрочнения определяется многими факторами, однако основным является выделение упрочняющей фазы по границам зерен металла, что наиболее характерно для больших скоростей кристаллизации расплава. Причем пониженной пластичностью обладают крупнозернистые структуры, у которых протяженность границы раздела на единицу площади зерна имеет минимальное значение.

Нами установлено, что состав и содержание примесей в объеме отдельной частицы не превышает значений, характерных для монокристаллического вольфрама, полученного двумя проходами зоной: O -  $8 \times 10^{-4}$ , C -  $4 \times 10^{-3}$ , N -  $2 \times 10^{-4}$ , H -  $1 \times 10^{-4}$ , металлические примеси  $1 \times 10^{-4}$  (мас. %).

Сферические вольфрамовые порошки высокой чистоты обладают достаточно хорошей свариваемостью частиц и относительно большим насыпным весом (до  $13...15 \text{ г/см}^3$ ), что позволяет в ряде технологических процессов исключить операцию прессования и эффективно использовать их при получении пористых

эмиттеров и катодов с организованной пространственной структурой, а также в качестве исходных материалов при плазменной металллизации и нанесении тугоплавких покрытий и при выращивании монокристаллов.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что кристаллизация сферических частиц вольфрама высокой чистоты в вакууме в процессе свободного ладения происходит при значительных скоростях охлаждения расплава, что способствует формированию своеобразной структуры внутри и на поверхности частиц, а также определяет некоторые особенности физико-механических и технологических свойств получаемых порошков.

### Л и т е р а т у р а

1. Ходосевич В.Г., Спиридонов Н.В., Шевцов А.И. Исследование процесса электротермического оплавления покрытий из самофлюсующихся сплавов. – В сб.: Машиностроение и приборостроение. Мн., 1977, вып. 9. 2. Кобяков О.С., Михайлов С.М., Петушков Е.Е. Некоторые особенности удаления примесей при электронной зонной плавке вольфрама и молибдена. – В сб.: Металлические монокристаллы, получение и исследование свойств. М., 1976. 3. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов и тугоплавких металлов / В.С.Раковский, А.Ф.Силаев, В.И.Ходкин, О.Х.Фаткуллин. – М., 1974.

УДК 621.81.004.67

В.Г.Ходосевич, канд. техн. наук (БПИ),  
А.И.Шевцов, канд. техн. наук (БПИ),  
Г.Г.Еженков, инженер (БПИ)

### АНАЛИЗ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ПОКРЫТИЙ ПРИ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКЕ

При наплавке деталей машин в условиях производства возникает необходимость обоснованного нормирования наплавочной операции с определением машинного и вспомогательного времени.

Цель предлагаемой работы заключается в анализе условий формирования покрытия при индукционной наплавке порошковой шихтой с выводом расчетной зависимости для определения длительности периода затвердевания наплавленного металла от параметров процесса.