

следующим нанесением на их поверхности защитных, износостойких вакуумных покрытий. Коррозионное поведение материалов и защитные свойства покрытий изучали путем снятия анодных поляризационных кривых в потенциодинамическом режиме.

Показано, что электролитно-плазменная обработка стали 12X18H9 приводит к существенному изменению ее микроструктуры и поверхностных механических свойств, коррозионного поведения в физиологическом растворе. Так, компьютерный анализ изображения микроструктуры показал, что электролитно-плазменное полирование ведет к увеличению размера зерна аустенита и уменьшению содержания карбидов. Для образцов, подвергнутых электролитно-плазменному полированию, их содержание составило величину 0,74 %, а при механическом полировании – 1,53 %. Микротвердость стали стала равной 1,7 ГПа, что на 17 % меньше, чем для стали, подвергнутой механическому полированию. При этом существенно улучшается коррозионная стойкость материала. Потенциал питтингообразования увеличивается до значения 1080 мВ.

Исследование зависимости потенциала питтингообразования от толщины алмазоподобного покрытия (АПП) с титановым подслоем показало, что с увеличением толщины покрытия от 0,06 до 1 мкм значение потенциала также возрастает, что свидетельствует о повышении защитных свойств покрытий. Определено, что защитные свойства покрытий, состоящих из слоя титана и алмазоподобного покрытия, существенно изменяются в зависимости от времени хранения. Так, потенциал питтингообразования увеличился в среднем на 30 % за 5000 часов хранения образцов в лабораторных условиях. Исследование электрохимического поведения многослойного покрытия, состоящего из слоя нитрида титана толщиной 0,3 мкм, пяти слоев титана толщиной 0,02 мкм каждый и пяти слоев АПП толщиной 0,05 мкм, показало, что такая система является износостойкой и обладает хорошими защитными характеристиками. Из анодной поляризационной кривой свежесформированной многослойной системы следует, что количество пиков на ней соответствует числу слоев титана. Однако через 1100 часов хранения образцов обнаружено отсутствие пиков на анодных поляризационных кривых и повышение потенциала питтингообразования до 1760 мВ. Оба эффекта, связанные со временем хранения образцов, по нашему мнению, могут быть объяснены окислением титановых слоев, а также улучшением адгезионной прочности из-за релаксации внутренних напряжений в покрытии.

УДК 669.018.95

## ПРОЧНОСТЬ ЖЕЛЕЗНЫХ КОМПОЗИЦИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИМ СПОСОБОМ

*Н. А. ДУБИНСКИЙ*

*Витебский государственный университет им. П. М. Машерова*

В настоящее время все больший интерес вызывают композиции на основе железа, полученные электрохимическим способом. Это обусловлено их уникальными свойствами, а именно: повышенной, по сравнению с обычными осадками, прочностью, твердостью, износостойкостью. Композиции получают путем совместного электрохимического осаждения частиц порошка и металла на катоде из электролитов-суспензий. На транспорте данные материалы экономически эффективно использовать при восстановлении изношенных деталей, а также для изготовления оформляющих вставок пресс-форм, предназначенных для литья пластмассовых изделий сложной пространственной конфигурации в мелкосерийном производстве. Целью данной работы является исследование процесса осаждения композиционных материалов, полученных электрохимическим способом (далее КМ), и последующее создание математической модели определения предела прочности на разрыв композиций на основе железа.

Известно, что включение частиц дисперсной фазы (ДФ) в КМ происходит в результате сложного взаимодействия частиц с гидродинамическими, электрическими, концентрационными полями электролита и поверхностью растущих кристаллов металла. Металлический осадок проявляет способность к выталкиванию посторонних тел (ДФ), причем в некоторых случаях кристаллизационное давление, которое испытывают частицы порошка, может достигать нескольких мегапаскалей. Получаемые покрытия содержат значительное количество дислокаций, плотность которых может дос-

стигать значений  $10^{11} - 10^{13} \text{ см}^{-2}$ . В результате образуются адсорбционные связи между частицами включаемого порошка и металлом матрицы. Процесс адсорбции имеет следующие этапы (при этом 2-й и 3-й этапы не являются необходимыми): 1) образование физического контакта между частицей и матрицей (происходит сближение микровыступов поверхности частицы порошка и поверхности металла осадка до расстояний порядка нескольких ангстрем); 2) химическое взаимодействие материалов на границе раздела ДФ и матрицы (идет образование активных центров на поверхности более твердого из соединяемых материалов ДФ); 3) объемное развитие процесса взаимодействия, заключающееся в релаксации упругих сил, т. е. в процессе осаждения материал матрицы (кристаллический зародыш) испытывает деформацию, в результате чего, мы считаем, происходит адгезионное соединение металла с дисперсными частицами.

В то же время покрытия, полученные электрохимическим способом, обладают пористостью, величина которой определяется микрорассеивающей способностью электролита. Необходимо отметить, что твердые дисперсные частицы, находясь в перемешиваемом электролите, механически очищают катод от пузырьков водорода и пассивных пленок и тем самым облегчают условия электрокристаллизации железа. Одновременно частицы способствуют выносу из прикатодной зоны золь гидроксидов железа и разрушению катодной гидроксидной пленки, вследствие чего уменьшается включение гидроксидов в осадок и нарушается слоистая структура железных покрытий.

Проведенные нами исследования показали, что частицы распределены в осадке равномерно, как по поверхности катода, так и по толщине. Этот факт дает основание для разработки модели определения предела прочности покрытия.

Как ранее показано, разрушение композиций (содержащих частицы оксида алюминия, силиката кальция, каолина и др., предел прочности на разрыв которых превышает предел прочности металла осадка) происходит по границе раздела фаз металл матрицы - частица порошка. В результате предел прочности композиционного материала на разрыв будет определяться по формуле

$$\sigma_{\text{де}} = \sigma_{\text{м}} X_i + \sigma, \quad (1)$$

где  $\sigma_{\text{рж}}$  - предел прочности на разрыв КМ;  $\sigma_{\text{м}}$  - предел прочности на разрыв металла матрицы;  $X_i$  - соответствующая доля поверхности металла матрицы от поверхности разрыва осадка (зависит от пористости покрытия);  $\sigma$  - предел прочности отрыва частицы дисперсной фазы от металла осадка.

Ташкин А. Е. показал, что предел прочности на разрыв металла матрицы можно определить по зависимости

$$\sigma_{\text{м}} = \sigma_0 + 2,72 \cdot 10^{-2} \bar{A}^{-1/2}, \quad (2)$$

где  $\sigma_0$  - коэффициент, значение которого равно нулю;  $\bar{A}$  - размер областей когерентного рассеивания.

Прочность сцепления частиц дисперсной фазы с металлом матрицы

$$\sigma = \frac{\bar{O}_+ \rho \mu b^2}{4\pi(1-\nu)} (1 - \nu \cos^2 \theta) \left[ \ln \left( \frac{L}{b} \right) - \frac{7}{3} \right] \quad (3)$$

где  $X_i$  - соответствующая доля поверхности частицы порошка от поверхности разрыва осадка;  $\rho$  - плотность дислокаций в металле матрицы;  $\mu$  - модуль сдвига материала матрицы;  $b$  - вектор Бюргера дислокаций металла матрицы;  $\nu$  - коэффициент Пуассона металла;  $\theta$  - угол между вектором Бюргера и элементом длины дислокации в металле осадка;  $L$  - расстояние между дислокациями в осадке.

Плотность дислокаций определяли по формуле П. Хирша:

$$\rho = \frac{\beta}{3\bar{A}b}, \quad (4)$$

где  $\beta$  - угол разориентировки, определяемый экспериментально.

С учетом изложенного и после некоторых преобразований предел прочности на разрыв железных композиций, полученных электрохимическим способом можно определить по формуле

$$\sigma_{\text{де}} = \rho \left( 2,72 \cdot 10^{-2} \sqrt{\frac{6b}{\theta' \rho}} X_i + \frac{\bar{O}_+ \mu b^2}{4\pi(1-\nu)} (1 - \nu \cos^2 \theta) \left( \ln \left( \frac{L}{b} \right) - \frac{7}{3} \right) \right). \quad (5)$$