

$\gamma$  – плотность металла, г/см<sup>3</sup>;  $\gamma = 7,8$  г/см<sup>3</sup>;

$F_n$  – площадь поперечного сечения наплавленного металла за один проход, см<sup>2</sup>.

Площадь наплавленного металла зависит от типа сварного соединения. Для угловых швов она определяется как площадь треугольника, умноженная на коэффициент  $a$ , учитывающий форму шва:

$$F_n = \frac{K^2}{2} a \sin \alpha = \frac{4^2}{2} \cdot 1,2 \sin 90^\circ \approx 10 \cdot 10^{-2} \text{ см}^2,$$

где  $a$  – коэффициент формы шва;  $a = 1,2$ ;

$\alpha$  – угол, под которым свариваются детали.

Скорость подачи сварочной проволоки вычислялась по формуле

$$V_{\text{п.п.р.}} = \frac{a_n \cdot I_{\text{св}}}{\gamma \cdot F_3 \cdot 100} = \frac{14 \cdot (70 \dots 140)}{7,8 \cdot 11 \cdot 10^{-3} \cdot 100} = 114 \dots 244 \text{ м / ч},$$

где  $F_3$  – площадь сечения электрода, см<sup>2</sup>.

$$F_3 = \frac{\pi d_3^2}{4} = \frac{3,14 \cdot (1,2 \cdot 10^{-2})^2}{4} = 11 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2$$

Таким образом, в настоящей работе для механизированной сварки заднего борта самосвала МАЗ был обоснован выбор защитной смеси (Ar + CO<sub>2</sub>) и рассчитаны сила сварочного тока, диаметр сварочной проволоки, напряжение на дуге, скорость сварки, скорость подачи сварочной проволоки.

УДК 621.745.669.13

### **Влияние высокотемпературного окисления на микроструктуру и фазовый состав порошкового сплава Fe<sub>3</sub>Al**

Студент гр. 104619 Казаченко М.А.

Научные руководители Лецко А.И., Керженцева Л.Ф.  
Белорусский национальный технический университет  
г. Минск

Разработка технологии синтеза композиционных материалов и сплавов на основе интерметаллида типа Fe<sub>3</sub>Al с целью их практической эксплуатации при высоких температурах и в агрессивных средах является чрезвычайно актуальной задачей. Возможность использования подобных материалов в качестве нагревательных элементов, пористых газометаллических фильтров, каталитических подложек, компонентов для работы с растворами солей и т.д. обусловлена уникальным комплексом свойств, присущих соединению Fe<sub>3</sub>Al. К ним относятся высокая стойкость к окислению и коррозии, высокое электросопротивление и низкая плотность материала.

Высокотемпературная коррозионная стойкость Fe<sub>3</sub>Al обусловлена возможностью формирования на его поверхности термодинамически стабильного, сплошного слоя оксида алюминия  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Процесс роста защитного оксидного слоя на поверхности сплава во много определяется его составом и особенностями микроструктуры. Одним из способов синтеза Fe<sub>3</sub>Al с повышенной плотностью является метод горячего изостатического прессования (ГИП) при высоком давлении.

Целью работы являлось изучение влияния исходной микроструктуры образцов Fe<sub>3</sub>Al, синтезированных методом горячего изостатического прессования на кинетику формирования

слоя оксида алюминия в результате высокотемпературного окисления в условиях контролируемой атмосферы при температурах 900 °С, 1000 °С и 1100 °С.

Синтез образцов Fe<sub>3</sub>Al осуществлялся из порошков железа марки ПЖРВ (75 ат. %) и алюминия марки АСД-1 (25 ат. %) методом горячего изостатического прессования под высоким давлением (P = 1850 Бар, T = 1100 °С). С целью гомогенизации, смесь порошков предварительно перемешивалась в течение 6 часов в четырехбаночном смесителе, а затем подвергалась механоактивации в аттриторе в течение 4,5 часов.

Высокотемпературное окисление высокоплотных образцов Fe<sub>3</sub>Al полученных методом ГИП проводилось при температурах 900 °С, 1000 °С и 1100 °С в течение 24 часов в искусственной атмосфере, содержащей 20 % кислорода и 80 % азота.

Микроструктура и элементный состав порошков после механоактивации, а также высокоплотных образцов Fe<sub>3</sub>Al до и после высокотемпературного окисления изучался методом сканирующей электронной микроскопии в режиме обратного рассеяния электронов (СЭМ) на установке JEOL JSM-4510 LV, совмещенной с энергодисперсионным анализатором (ЭДА).

Фазовые превращения в образцах до и после высокотемпературного окисления были исследованы методом рентгеновской дифракции на установках Bruker AXS D8 ADVANCE и D-5005 в  $\theta$ -2 $\theta$  и скользящей геометриях (угол наклона пучка составлял 8°).

Для изучения микроструктуры и шероховатости поверхности оксидного слоя на высокоплотных образцах Fe<sub>3</sub>Al до и после высокотемпературного окисления использовался метод атомно-силовой микроскопии (АСМ) на приборе «Нанотоп». Шероховатость оценивалась по среднеквадратичному отклонению высоты вдоль поверхности (R<sub>q</sub>).

Проведенные исследования показали, что методом горячего изостатического прессования при высоком давлении (P = 1850 Бар, T = 1100 °С) механоактивированных порошков состава Fe-25 ат. % Al, может быть синтезирован практически монофазный алюминид железа Fe<sub>3</sub>Al. Установлено, что данный алюминид имеет lamellarную микроструктуру, что, очевидно, является результатом предварительной механоактивации порошков железа и алюминия, предшествующей процессу синтезу. Исследование микроструктуры и фазового состава поверхности, высокоплотных образцов Fe<sub>3</sub>Al после высокотемпературного окисления позволило установить, что определяющими факторами их трансформации являются именно lamellarная структура и неоднородность химического состава lamелей исходного материала.

Формирование поверхностного слоя оксида алюминия при 900 °С носит характер островкового наращивания промежуточных модификаций оксидов алюминия (гексагонального, орторомбического и ромбоэдрического Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), преимущественно происходящего в областях повышенной концентрации дефектов структуры (пор и границ зерен) и содержания алюминия. Повышение температуры до 1000 °С и 1100 °С приводит к началу преципитации стабильной мелкодисперсной фазы  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и постепенному увеличению ее вклада, соответственно.

УДК 621.745.669.13

### **Создание пористых тел прошивкой сплава АК12 сгустками порошковых частиц**

Студент гр. 104619 Шарецкий А.В.

Научный руководитель Ушеренко С.М.

Белорусский национальный технический университет

г. Минск

В рамках традиционной порошковой металлургии, создание проницаемых пористых тел достигается за счет операции спекания порошковых материалов. При этом в качестве инструментальных материалов используют высокопрочные инструментальные компактные материалы, а в качестве конструкционных применяют порошковые материалы разного состава