

Сплавы на основе алюминидов железа относятся к новому классу особолегких перспективных конструкционных материалов, предназначенных для работы при температурах до 680°C, превышающих рабочие температуры эксплуатации титановых суперсплавов. Эти материалы могут быть получены разными методами, в том числе путем консолидации дисперсных систем, содержащих алюминий и d-металлы. Дисперсные системы также могут быть получены разными способами, одним из которых является электрохимический способ осаждения металлов из водных растворов [1]. По данному способу предшественники компактных образцов системы Al-Fe-W получают путем электрохимического соосаждения железа и вольфрама на дисперсную алюминиевую подложку [2]. Вольфрам позволяет повысить жаростойкость и механические свойства компактных материалов. Он имеет самую высокую температуру плавления среди всех химических элементов, кроме углерода. Компактирование образцов, полученной электрохимическим способом дисперсной системы Al-Fe-W, проводили с помощью искрового плазменного спекания в графитовой пресс-форме на установке 10-3, Thermal Technology LLC (Santa Rosa, California) при давлении P 60 МПа, T 1200 0C, вакуум 10-2 Па, время спекания - 30 мин. Далее образцы исследовали рентгенофлуоресцентным и рентгенофазовым методами анализа на установках D2 PHAZER, Bruker и CYP-02 Реном ФВ, на предмет получения информации о фазовом и элементном составе. Результаты рентгенографического анализа подтверждали независимыми измерениями на дифрактометре ДРОН-7 с использованием программного продукта MAUD. Кроме того, с помощью микротвердомера Shimadzu HNV-2 измеряли твердость образцов по Виккерсу. Для анализа распределения содержания фаз по глубине перед каждым измерением проводили последовательное удаление слоев материала путем механического шлифования на станке Meta Serv 250 (Buehler). Экспериментально установлено, что дисперсный образец-предшественник, полученный электрохимическим путем, имеет элементный состав, % масс.: Al – 14,0, Fe - 83,0, W - 3,0. Полученные экспериментальные данные исследования компактных образцов на основе системы Al-Fe-W представлены в таблице 1. Таблица 1 - Результаты исследования компактных образцов системы Al-Fe-W Глубина слоя на расстоянии от исходной поверхности, мкм Содержание фаз, % масс. (ОКР, нм) Микротвердость HV0.2 Группа интер-металлических фаз I Группа интер-металлических фаз II Карбиды Al/α-Al₂O₃ 0 29,5 (22,5) 27,4 (20) 14,9 (22) 26,6 (150) 680 -100 29,5 (22,5) 27,4 (20) 14,9 (22) 26,6 (150) 680 -200 40,3 (20) 26,3 (22) 15,5 (20) 18,0 (140) 540 -450 42,3 (19) 33,7 (21) 6,3 (25) 17,6 (140) 538 Очевидно, что оксидная (α-Al₂O₃) и карбидная фазы, расположены по направлению от поверхности к центру образца в убывающем по количественному содержанию порядке, при этом металлическая фаза может быть представлена двумя альтернативными вариантами смесей интерметаллидов: I группа – AlFe₃, AlFe,

$Al_{0,4}Fe_{0,6}$, $Fe_{0,95}W_{0,05}$, возможно присутствие этих компонентов в виде твердого раствора в железе; II группа - преимущественно алюминидом $Fe_{5,3}Al_{7,7} \approx 70\%$ масс. и интерметаллидами $AlFe_2$, $Al_{5,6}Fe_2$, составляющими в совокупности $\approx 30\%$ масс. Плотность исследуемого объекта составляет $6,35 \text{ г/см}^3$, а после удаления поверхностного слоя толщиной в 550 мкм - $6,45 \text{ г/см}^3$. Твердость по Виккерсу падает в направлении от поверхности к центру образца, однако стабилизируется после удаления поверхностного слоя толщиной в 200 мкм (таблица 1). Это свидетельствует о концентрировании карбидов и оксидов, обеспечивающих в данном случае наивысшую твердость, преимущественно в приповерхностных слоях компактного образца, что и подтверждается результатами рентгенофазового анализа. Таким образом, полученные электрохимическим способом предшественники, представляющие собой твердый раствор элементных металлов, могут в процессе спекания в условиях вакуума образовывать интерметаллиды и карбиды разного фазового состава. Варьирование параметров электрохимического синтеза позволяет обеспечить различное регулируемое соотношение элементов, при котором выход интерметаллидов в процессе SPS-спекания может достигать $\geq 95\%$ масс. Удаление конденсированной, капиллярной, адсорбированной и, по возможности, химически связанной воды, позволит снизить содержание оксидной фазы до величин $0,5\%$ масс. Замена материала формы на не содержащий углерод позволит, в конечном итоге, снизить содержание карбидных фаз до долей процента. Согласно данным рентгеновского фазового анализа в состав объемного образца входят карбидные фазы: преимущественно $AlFe_3C_{0.5}$ и $AlFe_3C$, а $AlFe_3C_{0.69}$ преимущественно присутствует на поверхности нешлифованного образца. На поверхности компактного образца обнаружено также присутствие фазы WC в количестве до $1,7\%$ масс. Перечисленные фазы образуются в результате диффузии углерода в металлическую фазу с последующим взаимодействием с ней. Присутствие алюминия в образце и, соответственно, его оксида связано с продолжительностью процесса удаления алюминиевой матрицы после осаждения других металлов. Она, прежде всего, зависит от предназначения получаемого образца. Следует отметить, что наблюдаемая в компактном образце оксидная фаза $\alpha-Al_2O_3$ идентифицируется рентгенографически, представляя собой хорошо окристаллизованную структуру с размерами ОКР $\geq 150 \text{ нм}$. Как правило, оксид алюминия является продуктом дегидратации аморфного гидроксида или взаимодействия алюминия с остаточной водой при высокотемпературном воздействии.