

**ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

Алюминиевые сплавы характеризуются хорошими технологическими свойствами, достаточно высокой коррозионной стойкостью, низкой плотностью, дешевизной и доступностью. Благодаря этим свойствам алюминий и его сплавы являются ценными материалами и в настоящее время широко применяются в самых различных отраслях промышленности.

Недостатком алюминиевых сплавов является их низкая твердость. Наибольшей твердостью и прочностью обладают сплавы алюминия с медью, особенно после термического упрочнения. Но при этом резко снижается их коррозионная стойкость. Значительная роль при защите конструкций и изделий от коррозии отводится защитным покрытиям — лакокрасочным, полимерным пластмассовым, металлическим, оксидным и эмалевым. Технология получения этих покрытий довольно сложна и дорога, а главное, покрытия легко повреждаются механически, теряя свои защитные свойства. В этом отношении более надежными являются термодиффузионные покрытия. Однако получение таких покрытий на алюминиевых сплавах связано с определенными трудностями.

В первую очередь низкие температуры плавления алюминиевых сплавов ограничивают температуры насыщения до 450...550 °С. Диффузия легирующих элементов при этих температурах из насыщающей среды в поверхностный слой металла протекает очень медленно. Второй причиной, затрудняющей химико-термическую обработку алюминиевых сплавов, является наличие плотной пленки оксида алюминия на их поверхности, диффузионно непроницаемой для большинства легирующих элементов. Поэтому для нормального протекания диффузионного процесса насыщения необходимо прежде всего разрушить оксидную пленку, применяя механические, химические или электрохимические методы.

Были исследованы следующие виды химико-термической обработки алюминия и его сплавов: титанирование, цинкование, меднение, насыщение магнием и литием. Из всех исследованных видов ХТО хорошо зарекомендовал себя лишь процесс цинкования из порошковой смеси. В качестве активатора почти во всех процессах применялся хлористый аммоний. Предварительное разрушение оксидной пленки не проводилось.

Была сделана попытка повышения эффективности диффузионного насыщения алюминиевых сплавов за счет специальной обработки поверхности металла непосредственно перед насыщением и добавлением в порошковую насыщающую смесь в качестве дополнительных активаторов олеиновокислого цинка и кремнефтористого натрия.

Специальная обработка поверхности металла заключается в химической обработке его в 1 %-м водном растворе плавиковой кислоты с целью разрушения оксидной пленки с последующим нанесением на поверхность металла слоя парафина путем погружения в его расплав.

Для диффузионного насыщения были выбраны наиболее широко приме-

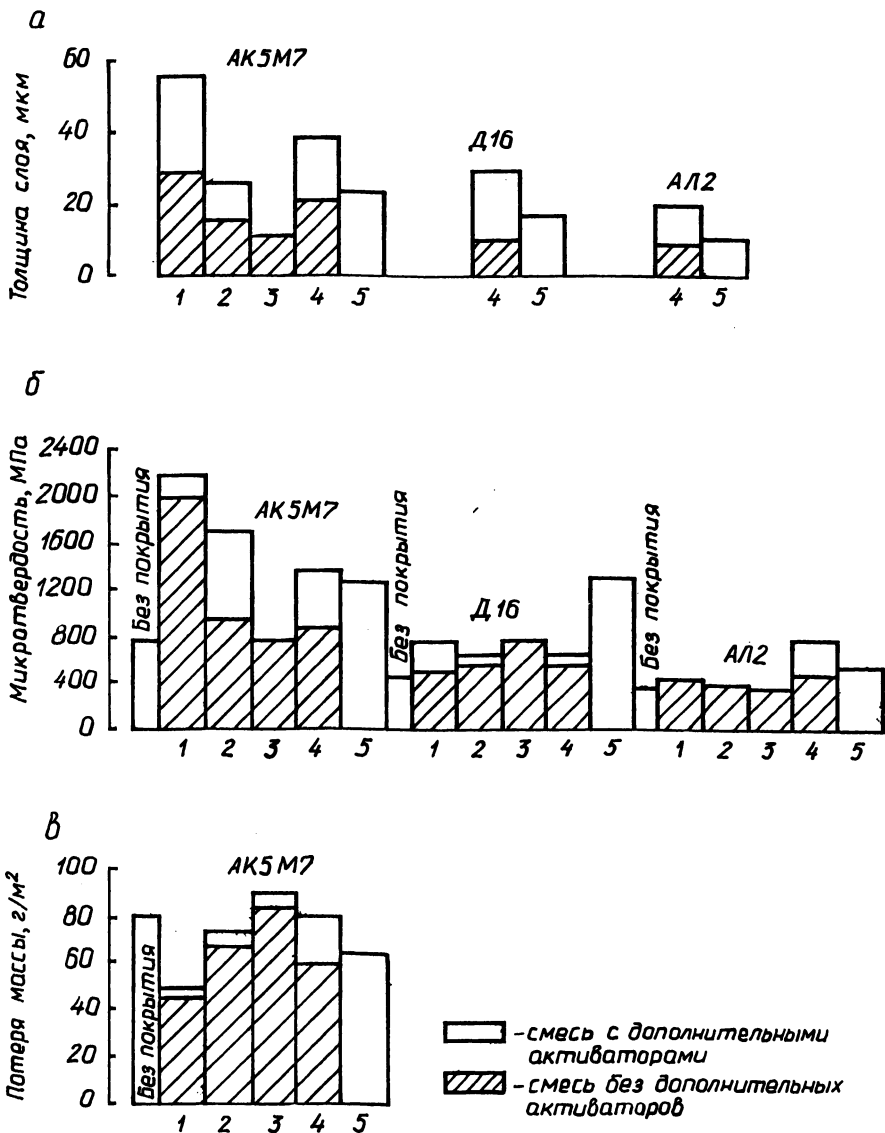


Рис. 1. Толщина и свойства диффузионных слоев на сплавах алюминия после ХТО:

1 — смесь, содержащая 35 % Zn-Ni; 2 — 25 % Zn-Ni; 3 — 12,5 % Zn-Ni; 4 — Zn-Si; 5 — Si

няемые сплавы Д16, АК5М7 (АЛ10В) и АЛ2. Исследовались 9 насыщающих порошковых смесей с добавками предложенных активаторов и без них, с разным содержанием цинка и без него. В качестве дополнительных легирующих элементов в порошковую смесь вводились никель и кремний, восстановлен-

ные из оксида кремния. Диффузионное насыщение осуществлялось в муфельных печах при температуре  $500^{\circ}\text{C}$  в течение 6 ч.

После диффузионного насыщения были проведены металлографический и рентгеноструктурный анализы, исследована микротвердость и коррозионная стойкость образцов в 10 %-м водном растворе  $\text{HNO}_3$ . Результаты исследований приведены на рис. 1, а–в.

На основании проделанной работы можно сделать следующие выводы.

Диффузионный слой состоит из  $\alpha$ -твердого раствора легирующих элементов на базе алюминия. Добавка в порошковую смесь предложенных активаторов и специальная обработка поверхности повышают эффективность диффузионного насыщения, увеличивая толщину диффузионного слоя в 2–2,5 раза. Наибольшее повышение твердости имело место при цинконикелировании на сплаве АК5М7 (в 3 раза), при силицировании на сплаве Д16 (в 2,5 раза), при цинкосилицировании на сплаве АЛ2 (в 2 раза).

Повышение коррозионной стойкости в 2 раза при цинконикелировании имело место только на сплаве АК5М7.

УДК 669.018:536

П.А. ПАРХУТИК (ФТИ), Б.Б. ХИНА (БПИ),  
кандидаты техн. наук

### ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ В БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВАХ АЛЮМИНИЙ–ЖЕЛЕЗО

При закалке из жидкого состояния (ЗЖС) фазовый состав и структуры сплавов значительно отличаются от равновесных: формируются пересыщенные твердые растворы, метастабильные кристаллические и аморфные фазы, что приводит к резкому изменению свойств. ЗЖС со скоростями охлаждения  $v = 10^3 - 5 \cdot 10^6$  К/с сплавов Al + 1 ... 10 % Fe повышает их механические свойства и жаропрочность по сравнению с равновесным состоянием [1]. В сплавах Al + 4 ... 5 % Fe при  $v = 10^3 \dots 10^4$  К/с подавляется выделение  $\text{FeAl}_3$  и формируется мелкодисперсная эвтектика Al +  $\text{FeAl}_3$ , окружающая дендриты алюминия. При  $v = 10^5 \dots 5 \cdot 10^6$  К/с в сплавах Al + 5...7,5 % Fe образуется пересыщенный твердый раствор ячеисто-дендритной структуры и наряду с равновесной  $\text{FeAl}_3$  появляется метастабильная фаза  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  [1]. При реакциях в конденсированных средах система переходит к равновесию через ряд метастабильных состояний. Полагают, что первой образуется фаза с минимальной энергией Гиббса [2]. Проведем приближенную термодинамическую оценку образования  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и  $\text{FeAl}_3$  из переохлажденного расплава Al–Fe. Используем модель идеальных растворов для жидкой фазы L:  $\mu_{\text{Al}} = \mu_{\text{Al}}^0 + RT \ln(1-x)$ ,  $\mu_{\text{Fe}} = \mu_{\text{Fe}}^0 + RT \ln x$ , где  $R$  – газовая постоянная;  $x$  – атомная доля Fe. За стандартные значения химических потенциалов (Дж/моль) примем энергии Гиббса чистых расплавов  $\mu_{\text{Al}}^0 = -777 + 177,49 T - 31,77 T \ln T$ ,  $\mu_{\text{Fe}}^0 = -10328,8 + 291,2 T - 46,05 T \ln T$  [3]. Для алюминидов энтальпии образова-