

# ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.791.927.93

Г. Н. СОКОЛОВ\*, канд. техн. наук, И. В. ЗОРИН\*, В. И. ЛЫСАК\*, д-р техн. наук,  
В. Н. АРИСОВА\*, канд. техн. наук

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКИ НА ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ ПОЛУЧЕНИЯ ЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al

Исследован тепловой режим электрошлаковой наплавки в секционном кристаллизаторе с полым электродом композиционной порошковой проволокой. Разработана термокинетическая модель ее расплавления в перегретом вращающемся шлаке, которая позволяет прогнозировать образование в наплавленном металле легированного алюминиды  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al.

### Введение

Свойства наплавочного жаропрочного сплава на основе легированного алюминиды  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al, получаемого с помощью электрошлакового процесса, зависят от теплофизических свойств шлака и термических условий в шлаковой ванне, влияющих на кинетику расплавления в ней композиционной порошковой проволоки с содержанием металлических компонентов, различающихся по удельной массе, химическому составу и теплофизическим свойствам [1–3].

Сложные температурно-временные условия в шлаковой ванне при наплавке в секционном кристаллизаторе с полым электродом [4] затрудняют оценку процессов физико-химического взаимодействия разнородных компонентов порошковой проволоки в шлаке на стадии их расплавления, что не позволяет прогнозировать химический состав и свойства получаемого жаропрочного наплавочного сплава на основе  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al.

Цель настоящей работы — исследовать тепловой режим электрошлаковой наплавки в секционном кристаллизаторе с полым электродом и разработать термокинетическую модель расплавления композиционной порошковой проволоки в высокотемпературном шлаке, позволяющую оценить процесс образования сплава с матрицей на основе  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al.

### Материалы

Экспериментальные наплавки на заготовки из стали 40X выполняли на флюсе АНФ-6. Использовали порошковую проволоку диаметром 5 мм, состоящую из трубчатой двухслойной оболочки (наружный слой — никель НП-2, внутренний слой — алюминий А97) и наполнителя, в котором раз-

\*Волгоградский государственный технический университет.

мещены проволоки из технически чистых молибдена, вольфрама, тантала, нихрома НП-Х20Н80Т и смесь металлических порошков алюминия, циркония, борида молибдена и графита ГСП. Содержание никеля и алюминия в проволоке выбирали с учетом стехиометрического соотношения масс (в атомных %) этих элементов, необходимого для образования алюминида  $Ni_3Al$ . При наплавке получали сплавы следующего химического состава: 70–72%Ni; 10–12%Al; 2,8–3,2%W; 2,8–3,2%Mo; 1,6–2,0%Ta; 1,5–1,7%Zr; 4,0–4,5%Cr; 0,0035–0,04%B; 0,56–0,65%C.

### Методика расчета теплового баланса на границе между шлаком и порошковой проволокой

Для качественного протекания процесса электрошлаковой наплавки требуется равенство (с учетом потерь) тепловых мощностей — передаваемой шлаковой ванной элементарному объему плавящейся порошковой проволоки  $Q_{п}$ , рассчитываемой исходя из известных температуры шлака и электрического режима наплавки, и необходимой для расплавления этого объема проволоки  $Q_{п}$ . Количественная оценка величин  $Q_{п}$  и  $Q_{п}$  с достаточной достоверностью рассчитана для случая электрошлаковой наплавки в секционном кристаллизаторе литой чугуновой и стальной дробью [5]. Теплофизические свойства отдельных фракций материала такого типа одинаковы и расчет не затруднен. Но если использовать композиционный наплавочный материал, содержащий различные металлические компоненты (проволоки, порошки, слои оболочки), то тепловоспринимающая способность контактирующей со шлаком плавящейся порошковой проволокой определяется совокупностью их теплофизических свойств. Это усложняет расчет  $Q_{п}$ . Для упрощения его введены условные показатели, позволяющие учесть теплофизические свойства всех входящих в порошковую проволоку материалов. Если имеющую гетерогенный состав проволоку с учетом известного ее термического сопротивления рассматривать как монолитный материал, процесс нагрева которого описывается уравнениями для однофазной среды, то условные показатели теплофизических свойств можно найти из выражения

$$y_i = \sum_{i=1}^n N_i x_i / 100, \quad (1)$$

где  $y_i$  — условные показатели ( $T_{пл}$  — температура плавления композиционной порошковой проволоки, °C;  $q_{ск}$  — скрытая теплота плавления, Дж/кг;  $c_{сп}$  — удельная теплоемкость, Дж/кг·°C);  
 $x_i$  — численные значения условных показателей для каждого компонента порошковой проволоки;  
 $N_i, n$  — содержание компонента (масс. доля) и их количество в проволоке соответственно.

При решении задачи теплопроводности, полагая, что прогрев проволоки в шлаке по ее радиусу равномерен, градиент температур задавали в виде соотношения разностей температур шлака и проволоки в высокотемпературной области шлаковой ванны и диаметра проволоки. Таким образом, необходимую для расплавления порошковой проволоки тепловую мощность (с учетом потерь тепла, определенных в работе [4]) можно рассчитать по формулам

$$Q_{п} = \alpha_{сп} (T_{ш} - T_{п}) F, \quad (2)$$

$$Q_n = V_n F \rho c_{cp} (T_{пл} - T_n) + q_{ск}, \quad (3)$$

а распределение температуры по длине находящегося в шлаке торца проволоки — по данным работы [6]:

$$h_c = \frac{c_{cp} \rho}{4 \lambda_{cp}} D^2 V_n \ln \left( \frac{T_{ш}}{T_{ш} - T_{пл}} \right), \quad (2)$$

В формулах (2), (3) и (4)

- $\alpha_{cp}$  — усредненный коэффициент теплопередачи, Вт/м<sup>2</sup> °С;
- $F$  — «мгновенная» площадь погруженной в шлак поверхности композиционной проволоки, м<sup>2</sup>;
- $F_s$  — суммарная поверхность шлаковой ванны, по которой тепло передается теплопроводностью, м<sup>2</sup>;
- $V_n$  — скорость погружения проволоки в шлак, м/с;
- $T_n, T_{пл}, T_{ш}$  — соответственно начальная температура, температура плавления композиционной порошковой проволоки и температура шлака в высокотемпературной области;
- $h_c$  — глубина погружения проволоки в шлак, м;
- $D$  — диаметр проволоки, м;
- $\lambda_{cp}$  — усредненная теплопроводность проволоки, Вт/м·°С;
- $\rho$  — плотность элементарного объема порошковой проволоки, кг/м<sup>3</sup>.

### Методики экспериментальных исследований и моделирования

Наплавку экспериментальных образцов производили в малогабаритном секционном кристаллизаторе с полым неплавящимся графитовым электродом диаметром 12 мм и отверстием в нем диаметром 6 мм (рис. 1) по двухконтурной схеме

питания шлаковой ванны постоянным током прямой полярности [1, 2]. Торцевой электрод был выполнен в виде полусферической полости. Начинали электрошлаковую наплавку с электродугового расплавления флюса в кристаллизаторе. Скорость подачи проволоки через полый электрод изменяли в пределах 0,1–0,5 см/с. Считали, что формирование высокотемпературной области в шлаковой ванне, в которой шлак нагрет свыше 3000 °С, зависит от удельной плотности тока в шлаке  $j_{ш}$ , А/см<sup>3</sup>, являющейся отношением величины тока с электрода к объему шлака, находящемуся в полости рабочей части электрода, образованной полусферой.

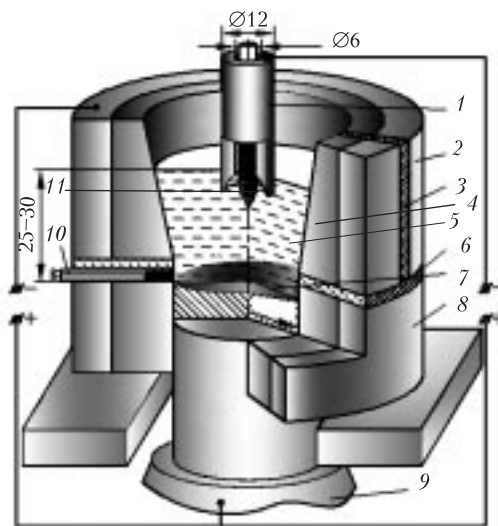


Рис. 1. Схема секционного кристаллизатора для электрошлаковой наплавки:

1 — полый электрод; 2 — токоведущая секция; 3 — изолятор в технологическом раземе; 4 — шлаковая ванна; 5 — изолятор; 6 — нижняя, формирующая секция; 7 — металлическая ванна; 8 — изделие; 9 — термонара; 10 — графитовая вставка; 11 — плавящаяся композиционная порошковая проволока

Для исследования влияния удельной плотности тока в шлаке на температуру шлака и скорость расплавления проволоки в шлаковую ванну сначала поочередно подавали каждый ее проволочный компонент, а также переплавляли всю проволоку и оценивали производительность электрошлаковой наплавки.

Для исследования влияния электрических параметров наплавки на тепловое поле в шлаковой ванне в экспериментах изменяли напряжение на шлаке  $U_{ск}$  и ток от токоведущей секции  $I_{ск}$  в пределах 17–23 В и 100–200 А, соответственно. Напряжение и ток с полого электрода ( $U_э$  и  $I_э$ ) варьировали в диапазонах 17–24 В и 100–250 А. Температуру шлаковой ванны измеряли термомпарами типа ВР-10/20 и вольфрамомолибденовой, а изменение термоЭДС регистрировали потенциометром КСП-4. Термомпары вводили в заданные точки шлаковой ванны по шаблону. Поверхность шлака обдували аргоном.

Кинетику расплавления композиционной порошковой проволоки изучали на легкоплавкой модели, в которой шлаковую ванну имитировала нагретая до температуры кипения вода, а модельным материалом служил промышленный пластилин с различным содержанием в нем органической составляющей, позволяющей регулировать температуру плавления смеси. Соотношения геометрических размеров и температур плавления, входящих в проволоку компонентов, в модели были сохранены.

Были проведены металлографические исследования металла оплавленных торцов композиционной порошковой проволоки. Реальный процесс расплавления ее изучали методом сопоставления структуры и твердости различных зон сечений на образцах проволоки, извлеченных из шлака. Выполняли как минимум три сечения по длине (около 5 мм) оплавленного участка проволоки.

Моделирование изменения поверхностного натяжения в системе Ni–Al для широких диапазонов температуры и содержания алюминия проводили на основе расчетов термокинетических зависимостей по данным работы [7].

Влияние высокотемпературных свойств шлака на кинетику плавления проволоки определяли для состава флюса 70%CaF<sub>2</sub> и 30%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Незначительным (до 5%) содержанием CaO, образующимся при температуре шлака 2150°C в ходе реакции CaF<sub>2</sub> + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> = CaO + AlF<sub>3</sub>↑ в расчетах пренебрегали.

Микроструктуру исследовали на цифровом микроскопе OLIMPUS VX61. Фазовый состав металла определяли рентгеноструктурным анализом в медном излучении на дифрактометре ДРОН-3М.

### Результаты и их обсуждение

Экспериментально установлено, что тепловую ситуацию в шлаковой ванне определяет соотношение  $k = I_{ск}/I_э$ , обуславливающее изменение температуры в ее объеме от действия двух источников теплоты, один из которых шлак в полусферической полости рабочего торца электрода, а другой — шлак, прилегающий к стенке токоведущей секции. Установлено, что при токе 150 А обеспечивается достаточная для качественного протекания процесса вязкость шлака. Исследование влияния соотношения токов на тепловое поле в шлаковой ванне (рис. 2) показало, что при  $k$  равном 1,0 тепловой режим работы кристаллизатора позволяет при сохранении устойчивости электрошлакового процесса увеличить градиент температур в подэлектродной области. Такое распределение температуры способствует увеличению времени взаимодействия плавящейся порошковой проволоки с пе-

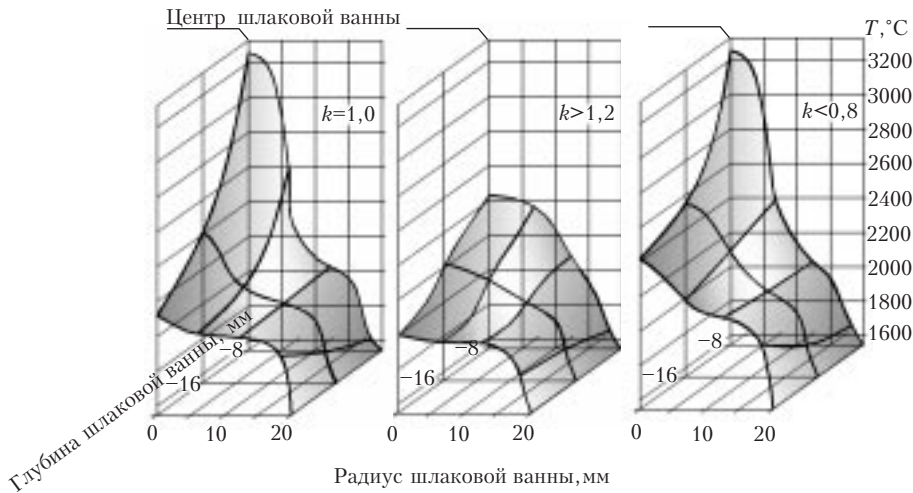


Рис. 2. Влияние соотношения  $k = I_{\text{ск}}/I_{\text{э}}$  на тепловое поле в шлаковой ванне ( $U_{\text{ск}} = 20 \text{ В}$ ,  $I_{\text{ск}} = 150 \text{ А}$ ):

$a - U_{\text{э}} = 20 \text{ В}$ ,  $I_{\text{э}} = 150 \text{ А}$ ;  $b - U_{\text{э}} = 24 \text{ В}$ ,  $I_{\text{э}} = 200 \text{ А}$ ;  $c - U_{\text{э}} = 18 \text{ В}$ ,  $I_{\text{э}} = 120 \text{ А}$ ;  
 $U_{\text{э}}$ ,  $U_{\text{ск}}$ ,  $I_{\text{э}}$ ,  $I_{\text{ск}}$  – соответственно напряжения на шлаке, токи с полого электрода и кристаллизатора

регретым шлаком. При  $k > 1,2$  высокотемпературная область в шлаке не образуется, а при  $k < 0,8$  ее размеры значительно увеличиваются. Последнее обуславливает кипение шлаковой ванны, приводит к нарушению процесса электрошлаковой наплавки и ведет к росту давления шлака на поверхность металлической ванны, что придает ей кратерообразную форму. Изменение формы фронта кристаллизации металла способствует радиальному направлению кристаллитов и снижает качество рафинирования расплава.

Установлено, что при  $k = 1,0$  и  $j_{\text{ш}} = 550\text{--}650 \text{ А/см}^2$  (для рассмотренных габаритов полого электрода) наблюдается относительно равномерное расплавление проволочных компонентов, при этом небольшая разница в скоростях их расплавления и плавления проволоки, отражает процесс уменьшения ее тепловоспринимающей способности при повышении удельной плотности тока в шлаке за счет аккумуляции тепла наполнителем (рис. 3). Равные скорости расплавления порошковой проволоки и ее тугоплавких компонентов возможны только при повышенной (более  $750 \text{ А/см}^2$ ) удельной плотности тока в шлаке при которой процесс электрошлаковой наплавки неустойчив. Из анализа теплового баланса на границе шлака и КПП, рассчитанного по формулам 2, 3, следует, что на расплавление композиционной проволоки оказывают влияние как скорость ее погружения в шлак  $V_{\text{п}}$ , так и ее условная температура плавления  $T_{\text{пл}}$ . При скорости погружения КПП в шлак  $0,4 \text{ см/с}$  величина

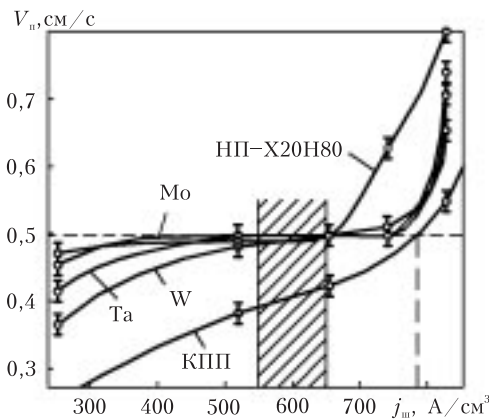


Рис. 3. Влияние удельной плотности тока в шлаке  $j_{\text{ш}}$  на скорость расплавления  $V_{\text{п}}$  проволочных компонентов наполнителя и композиционной порошковой проволоки

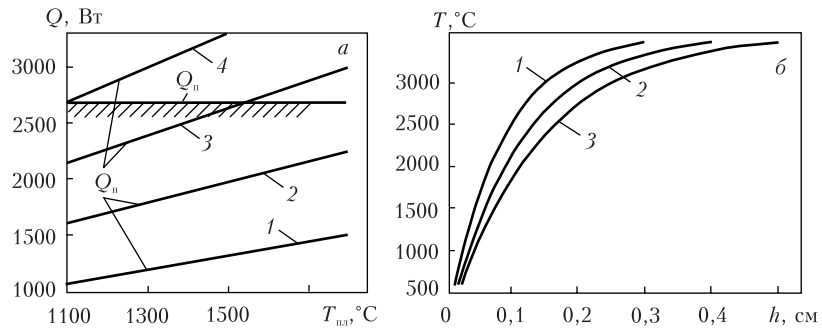


Рис. 4. Тепловой баланс процесса расплавления порошковой проволоки (а) и распределение температуры по длине ее торца, погруженного в шлак (б): 1, 2, 3, 4 – скорости подачи проволоки  $V_n$  в шлак соответственно 0,2; 0,3; 0,4; 0,5 см/с;  $Q_n, Q_{пл}$  – необходимая для расплавления и передаваемая шлаком тепловая мощность соответственно

на  $Q_n$  становится равной мощности, передаваемой проволоке перегретым шлаком  $Q_{пл}$ , и торцевая ее часть при погружении в шлак на глубину до 5 мм успевает прогреться до 3200°C (рис. 4, а и б). Таким образом, условие равенства скоростей погружения и плавления проволоки в шлаке выполняется, что хорошо согласуется с экспериментальными данными (рис. 3).

Совместный анализ теплового режима электрошлаковой наплавки и моделирования процесса расплавления КПП (рис. 5, а) позволяет представить нагрев и расплавление подаваемой с заданной скоростью в перегретый шлак проволоки в виде термокинетического процесса (рис. 5, б).

Экспериментально установлено, что при небольших скоростях подачи порошковой проволоки (до 0,5 см/с) шлак под действием капиллярного эффекта поднимается в зазор между электродом и проволокой и перегревается проходящим током до температуры кипения 3500°C. В нем совместно плавятся никель и алюминий оболочки (рис. 5, б, 1). Высокая активность никеля в многокомпонентной системе (рис. 6) позволяет ему более энергично взаимодействовать с алюминием, чем с другими элементами. Движущая сила этого взаимодействия обеспечивается разностью химических потенциалов компонентов в термодинамически неравновесных системах  $Ni_3Al-Al$ ,  $NiAl-Al$  при 1400–1600°C [8]. Следует полагать, что при 3200–3500°C скорость химического взаимодействия элементов в указанных системах в несколько раз выше. Но с учетом стехиометрического соотношения между содержанием никеля и содержанием алюминия образование алюминида никеля  $\gamma-Ni_3Al$  в рассматриваемых условиях электрошлаковой наплавки термодинамически более вероятно.

Процесс взаимодействия между никелем и алюминием в перегретом шлаке может проходить в четыре этапа (рис. 7): 1) формирование контакта; 2) адсорбция никеля в жидкий алюминий; 3) инициирование реакции образования интерметаллического соединения  $Ni_3Al$ ; 4) образование расплава  $\gamma-Ni_3Al$ . При нагреве КПП алюминиевый ее слой плавится быстрее, что приводит к развитию процессов адсорбции никеля в жидкий алюминий, обусловленных меньшей энергией активации диффузии атомов твердого металла в жидкий, чем жидкого в твердый. Кратковременность этого процесса и ограниченная концентрация жидкого алюминия лимитируют процессы взаимодиффузии в системе  $Ni-Al$  [9]. Кинетика дальнейшего взаимодействия никеля и алюминия зависит от соотношения энергий активации химической реакции образования  $Ni_3Al$  и хемосорбции, которое опре-

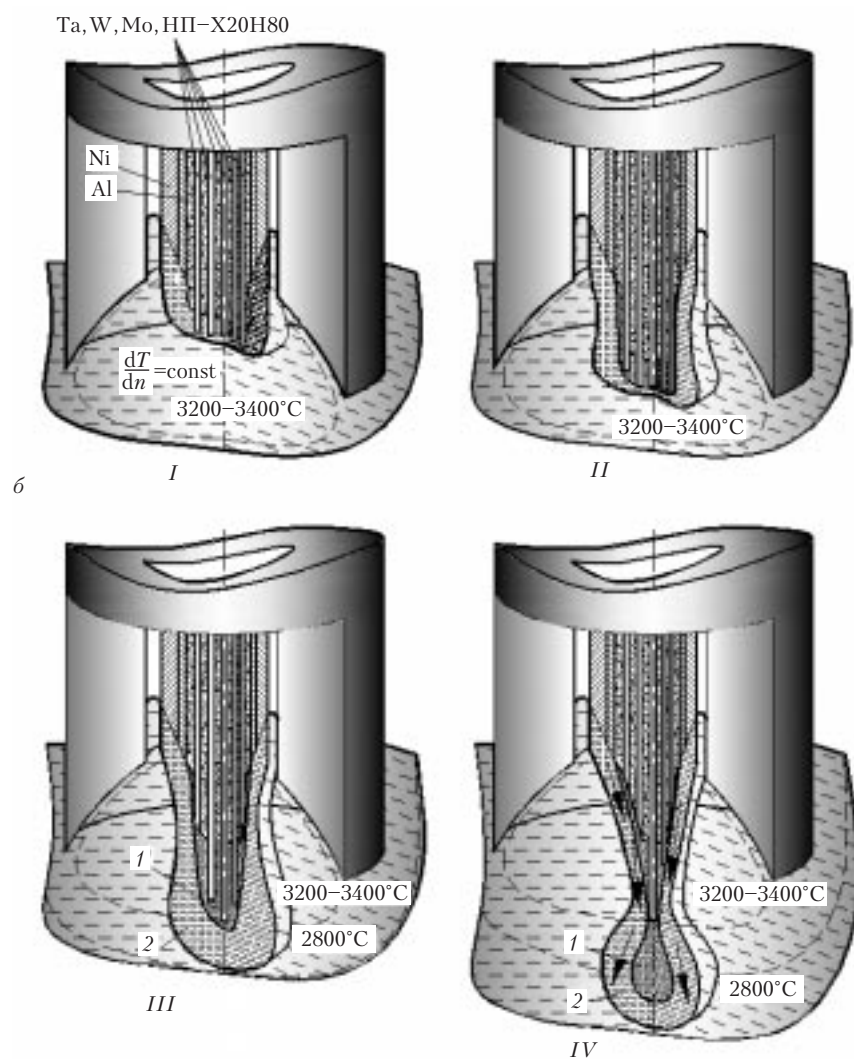
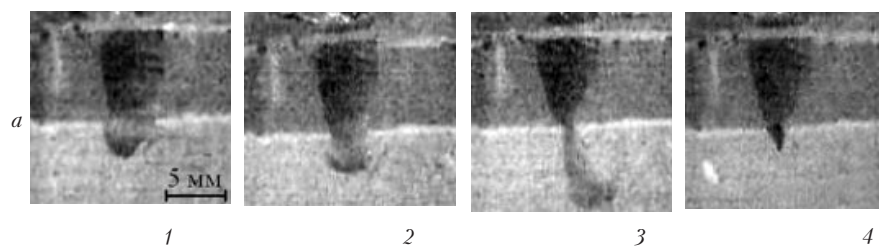


Рис. 5. Последовательность плавления легкоплавкой модели проволоки:  
*a* – период между кадрами  $\tau = 2$  с; *б* – термикнетика расплавления торца порошковой проволоки (*б*);  
*1* – расплав  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al; *2* – расплав компонентов наполнителя

деляет способ формирования расплава алюминида – диффузионный или химический [10]. Вместе с тем в высокотемпературной области шлаковой ванны при малом (до 0,1 с) времени нахождения в ней контактирующих фаз маловероятен диффузионный характер образования интерметаллического соединения  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al.

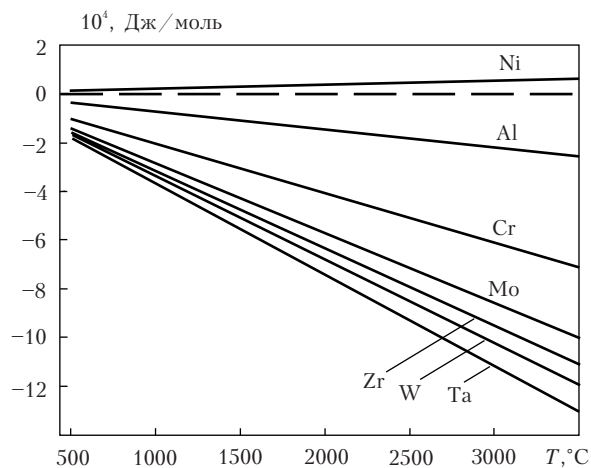


Рис. 6. Расчетная зависимость химического потенциала  $\mu$  компонентов системы Ni-Al-Cr-Mo-W-Zr-Ta от температуры

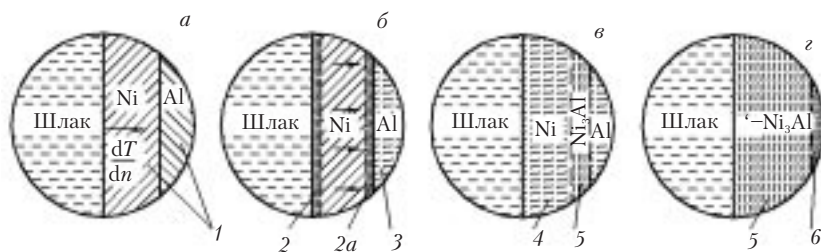


Рис. 7. Схема взаимодействия никелевого и алюминиевого слоев оболочки:  
*a* – формирование контакта, *б* – адсорбция никеля в жидкий алюминий; *в* – инициирование реакции образования  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ; *з* – образование расплава  $\gamma\text{-Ni}_3\text{Al}$ ;  
 1 – слои оболочки КПП; 2, 2*a* – фронты плавления никеля и алюминия; 3 – расплав алюминия;  
 4 – расплав никеля; 5 – расплав  $\gamma\text{-Ni}_3\text{Al}$ ; 6 – фронт плавления наполнителя

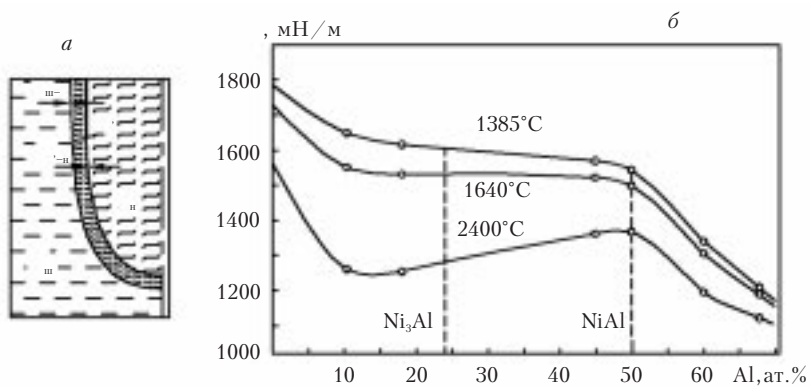


Рис. 8. Схема взаимодействующих фаз (*a*) и расчетная зависимость поверхностного натяжения  $\sigma$  в системе Ni-Al от температуры и содержания алюминия (*б*):  
 $\sigma_{\text{ш}}$ ,  $\sigma_{\gamma}$ ,  $\sigma_{\text{ш-}\gamma}$  – поверхностные натяжения шлака, расплава  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , расплава компонентов наполнителя соответственно;  $\sigma_{\text{ш-}\gamma}$ ,  $\sigma_{\gamma\text{-ш}}$  – межфазные поверхностные натяжения на границах шлака с расплавом  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , расплава  $\text{Ni}_3\text{Al}$  с расплавом компонентов наполнителя соответственно



Расчеты показывают, что возможное увеличение количества алюминия в расплаве системы Ni–Al в ходе необратимых процессов массопереноса алюминия из расплава порошкового наполнителя проволоки, не оказывает заметного влияния на величину  $\sigma_\gamma$  (рис. 8). Существенное снижение поверхностного натяжения в системе Ni–Al возможно только при концентрации алюминия свыше 50 ат. % и образовании интерметаллической фазы NiAl, изменяющей свойства расплава. С повышением температуры поверхностное натяжение в системе Ni–Al уменьшается и при содержании алюминия в ней, характерном для фазы Ni<sub>3</sub>Al, интенсивность этого снижения в диапазоне 750–2400°C составляет около 36 мН/м на каждые 100°C. Отсюда следует, что в высокотемпературной области шлаковой ванны  $\sigma_\gamma$  составит примерно 1200 мН/м, а значение  $\sigma_{\text{ш}}$  будет существенно выше вследствие развития процессов адсорбции на границах раздела, размещенных в расплаве наполнителя тугоплавких компонентов. При этом поверхностное натяжение  $\sigma_{\text{ш}}$  шлака АНФ-6 в диапазоне 3000–3200°C составляет не более 200 мН/м [11], а межфазное натяжение  $\sigma_{\text{ш}} - \sigma_\gamma$  вследствие склонности алюминия образовывать с кислородом сложные комплексы алюминиевых ионов (типа  $\text{AlOF}^-$ ,  $\text{AlO}_2\text{F}_2^{2-}$ ) [12] не превышает  $\sigma_\gamma$ . В этих условиях расплавленный алюминид никеля в виде непрерывного тонкого слоя обволакивает и хорошо смачивает расплав наполнителя КПП (рис. 5 и рис. 9, а). После создания между этими расплавами физического контакта их совместное движение относительно друг друга продолжается до момента расплавления наиболее тугоплавкого проволочного компонента в расплаве наполнителя (рис. 5, б, IV), после чего более «тяжелый» расплав наполнителя 1, покрытый слоем алюминид никеля 2, образует каплю и отделяется от торца проволоки.

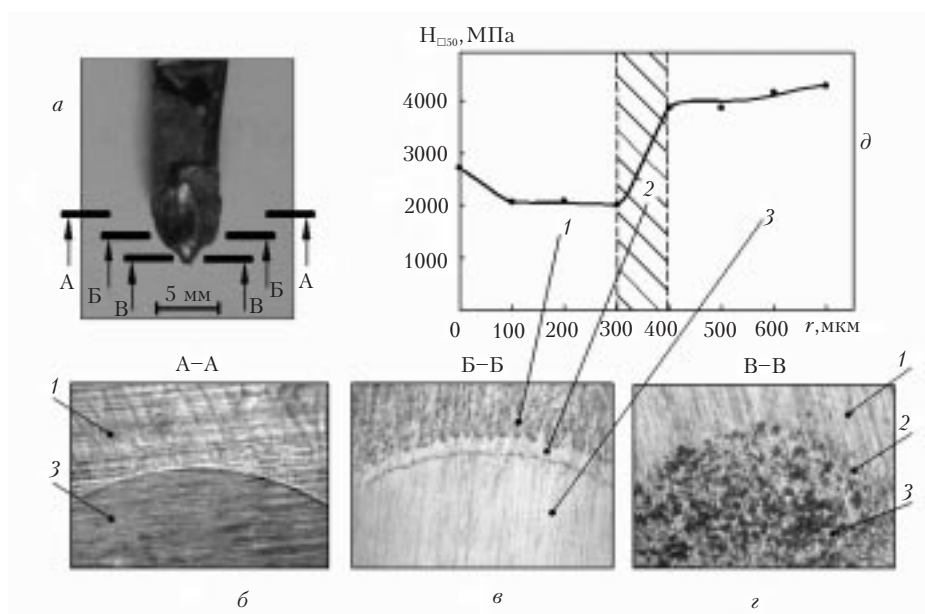


Рис. 9. Вид оплавленного торца порошковой проволоки (а) и структура ( $\times 100$ ) его сечений на различных стадиях плавления проволоки (б–д): б – образование контакта проволоки X20H80 с расплавом наполнителя содержащим  $\gamma\text{-Ni}_3\text{Al}$  (1); в – взаимодействие проволоки (3) с расплавом (1) с образованием диффузионной зоны (2); г – растворение проволоки (3) в расплаве (1); д – распределение микротвердости в сечении Б-Б



Исследованиями сечений оплавленных торцов КПП (рис. 9, б–г) установлено, что на стадии ее расплавления идет взаимодействие между проволочными компонентами наполнителя (в данном случае проволокой Х20Н80) и содержащим  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al расплавом его порошковой шихты. При этом сначала вблизи межфазной границы образуется и растет диффузионная зона, в которой изменяются химический состав и микротвердость металла (рис. 9, д), а затем проволочный компонент растворяется в расплаве наполнителя. Как следует из эксперимента, уже на стадии расплавления порошка металл содержит матричную фазу  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al, интерметаллиды CrNiMoZr –  $\kappa$ -фаза и карбиды Mo<sub>2</sub>C, Ta<sub>2</sub>C, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> (рис. 10, а). Образование фазы, фиксирующейся в твердом растворе  $\gamma$ -NiAl<sub>3</sub> [8], обусловлено высокой скоростью охлаждения и кристаллизации металла капли при изъятии проволоки из шлака.

За пределами высокотемпературной области шлаковой ванны вихревое течение шлака перемешивает металлические капли, химические потенциалы входящих в них компонентов выравниваются и образуется однородный расплав легированного алюминид никеля Ni<sub>3</sub>Al. Усреднение химического состава капель легированного алюминид никеля завершается в сварочной ванне, в результате вращения которой выравнивается температура в различных ее зонах и предотвращается избирательная кристаллизация металла.

Структура полученного таким способом сплава (рис. 10, б, в) состоит преимущественно из легированного интерметаллида  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al (до 70 об. %). В междендритных участках содержатся интерметаллиды  $\kappa$ -фазы CrNiMoZr (15–20 об. %) и (5–7 об. %) пластичная  $\gamma$ -фаза – неупорядоченный твердый раствор алюминия в никеле). Наблюдаются также отдельные выделения  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al и карбидов WC, Mo<sub>2</sub>C, Ta<sub>2</sub>C и Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>.

## ВЫВОДЫ

1. При электрошлаковой наплавке в секционном кристаллизаторе тепловые условия для качественного расплавления композиционной порошковой проволоки и легирования образующегося расплава алюминид никеля обеспечиваются в высокотемпературной области шлаковой ванны с плотностью тока  $j_{\text{ш}} = 550\text{--}650 \text{ А/см}^2$  при равенстве токов с кристаллизатора и с полого электрода и погружении композиционной порошковой проволоки в шлак со скоростью 0,35–0,40 см/с.

2. Кинетику образования капли расплава легированного алюминид никеля определяют преимущественно температуры плавления компонентов порошковой проволоки, а также поверхностное натяжение на межфазных границах плавящейся композиционной порошковой проволоки и расплавов алюминид никеля и порошкового наполнителя.

3. Разработанная термокинетическая модель расплавления композиционной порошковой проволоки в высокотемпературном шлаке позволяет прогнозировать образование легированного алюминид никеля  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al при электрошлаковой наплавке и может служить основой для проектирования и разработки новых композиционных наплавочных материалов.

*Исследования выполнены в рамках научно-исследовательской работы по гранту А04-3.17-544 Федерального агентства по образованию РФ (приказ № 43 от 05 августа 2004 г.) и ведомственной научной программы «Развитие научного потенциала высшей школы».*

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Электрошлаковая наплавка термостойкого сплава на основе  $Ni_3Al$  на сталь с целью упрочнения инструмента для горячего деформирования сталей/Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, С. Н. Цурихин и др.//Вопросы материаловедения. – 2004. – № 2. – С. 87–98.
2. Патент РФ № 2232669, МКИ<sup>3</sup> B23 K25/00.
3. Патент РФ № 2254219 МКИ<sup>3</sup> В 23К 35/368.
4. Особенности процесса ЭШН композиционным стержнем в малогабаритном секционном кристаллизаторе/Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, С. Н. Цурихин, В. И. Лысак/Автоматическая сварка. – 2004. – № 10. – С. 26–30.
5. Ксендзык Г. В. Особенности тепловой работы токоподводящего кристаллизатора при электрошлаковой наплавке зернистым присадочным материалом//Промышленная тепло-техника – 1982. – № 2. – С. 45–50.
6. Данилов В. А., Боченин В. И., Филобок С. А. Определение длины «мокрого» вылета электрода при электрошлаковой наплавке плавящимся мундштуком//Сварочное производство – 1988. – № 7. – С. 5–7.
7. Ниженко В. И. Поверхностное натяжение жидких металлов. – М.: Металлургия, 1981. – 208 с.
8. Диаграммы состояния металлических систем/Под ред. А. Л. Петровой. – М.: ВИНТИ. – 1988. – С. 37–38.
9. Ершов Г. С., Касаткин А. А., Голубев А. А. Растворение и диффузия легирующих элементов в жидком алюминии//Известия АН СССР, Металлы, 1979. – № 2. – С. 77–79.
10. Рохлин Э. А. Анализ температурно-временных условий взаимодействия расплавленного металла с твердым при сварке-пайке разнородных металлов//Сварка: Сб. статей, Вып. 11. – Л.: Судостроение, 1968. – С. 99–107.
11. Mills K. S., Keene B. J. Physicochemical properties of molten  $CaF_2$ -based slag//Int. Met. Revs. – 1981. – N 1. – P. 21–69.
12. Van Mun But, Krauss S., Burgherd H. Unterschund der Grenzflächen-spannung zwischen Schlacken des Systems  $CaO-CaF_2-Al_2O_3$  und Stahlschmelzen aus 100Cr6 und X85WMoCo6,5,5//Neue Hutte. – 1976. – В. 6. – S. 335–340.