

Г. Н. СОКОЛОВ, канд. техн. наук, **И. В. ЗОРИН**, аспирант,
С. Н. ЦУРИХИН, аспирант, **В. И. ЛЫСАК**, д-р техн. наук
Волгоградский государственный технический университет

Кинетика процесса электрошлаковой наплавки и структура наплавленного металла на основе алюминида никеля¹

В настоящее время растет спрос на наплавочные материалы, обладающие более высокой жаропрочностью, чем никелевые и кобальтовые суперсплавы [1]. Перспектива получения новых, более эффективных и менее дорогостоящих типов наплавленного металла связана с решением проблемы стабилизации их структуры и уменьшением разупрочнения, возникающего в результате термосилового нагружения при температурах свыше 1000 °С. Одним из возможных механизмов формирования механических свойств наплавочных сплавов, работающих при таких температурах, является упрочнение при образовании композиционной, гетерогенной структуры металла, характерной для современных жаропрочных литейных сплавов на основе алюминидов никеля, получаемых методами высокоградиентной направленной кристаллизации [2].

Для наплавки износостойких и жаропрочных до 1100—1150 °С сплавов на основе легированного алюминида γ' -Ni₃Al, отличающихся значительной химической неоднородностью наплавленного металла и склонностью его к образованию горячих трещин под действием жесткого термомеханического цикла сварки, предпочтительны технологии электрошлаковой наплавки (ЭШН) [3]. Одним из эффективных вариантов получения качественного направленно кристаллизованного металла является разработанная авторами технология ЭШН композиционной проволокой в секционном токоподводящем кристаллизаторе (СК) с полым электродом по двухконтурной схеме питания шлаковой ванны постоянным током [4, 5]².

Цель данной работы — исследование особенностей термо- и массопереноса в шлаке при ЭШН композиционной проволокой, а также изучение фазового состава, морфологии и структуры жаропрочного сплава на основе γ' -Ni₃Al.

Исследования выполняли как на основе прямых экспериментов, так и путем моделирования электрофизических процессов в шлаке, процесса расплавления и физико-химического взаимодействия в нем разнородных ингредиентов композиционной проволоки. Структуру, микроморфологию и элементный состав шлака и наплавленного металла изучали с помощью оптической (цифрового микроскопа OLIMPUS BX61) и электронной микроскопии (растровым масс-спектрометром с автоэмиссионным катодом JEOL JSM6700F). Содержание и распределение легирующих элементов в структурных составляющих определяли при сканировании шлифов в локальном (1—3 нм³) поверхностном объеме металла на глубине до 2 нм в режиме использования сигналов вторичных электронов. Фазовый состав металла определяли рентгеноструктурным анализом в медном излучении на дифрактометре ДРОН-3М. Сопротивление наплавленного металла деформации оценивали по его высокотемпературной твердости на приборе ТШ-2 твердосплавным шариком диаметром 5 мм при нагрузке 7,35 кН и выдержке в течение 10 с.

Для изготовления двухслойной оболочки композиционной проволоки использовали никелевую (НП-2, ГОСТ 2170) и алюминиевую (А97, ГОСТ 7871) ленты, а в качестве наполнителя — проволоки из технически чистых тантала, вольфрама, молибдена и нихрома Нп-Х20Н80, а также шихту из смеси металлических порошков алюминия, никеля, циркония и графита ГСП.

Наплавку экспериментальных образцов и исследование процесса ЭШН проводили в малогабаритном СК с полым неплавящимся графитовым

¹ Исследования выполнены при финансовой поддержке Федерального агентства по образованию РФ в рамках ведомственной научной программы "Развитие научного потенциала высшей школы".

² Патент 2232669, 2254219, 2271267, 2274536 (РФ).

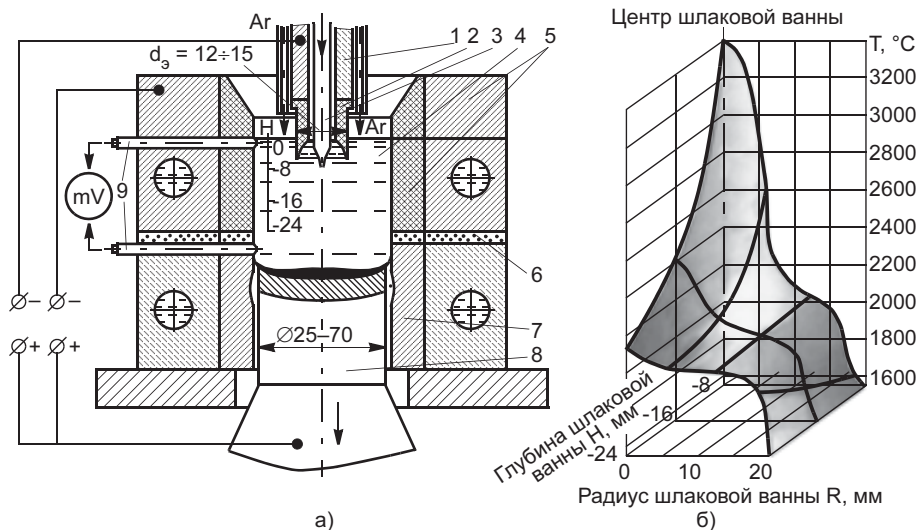


Рис. 1. Схема электрошлаковой наплавки в СК (а) и тепловое поле в шлаковой ванне (б): 1 — токоподвод к полюсу электроду; 2; 3 — композиционная проволока; 4 — шлаковая ванна; 5 — разъемные графитовая и медная токоподводящие секции; 6 — изолятор; 7 — сменная формующая секция; 8 — наплавляемое изделие; 9 — датчики для контроля уровней шлаковой и металлической ванн

электродом, имеющим на торце полусферическую полость (рис. 1, а). При электродуговом расплавлении флюса АНФ-6 в кристаллизаторе поверхность шлака обдували аргоном. Проволоку диаметром 4 мм подавали в шлак через полый электрод со скоростью 0,5 см/с. Высота металла, наплавленного на экспериментальные образцы из стали 40Х, составляла 10 мм. Данный способ ЭШН позволяет наплавлять на торцы изделий слой металла высотой 2—3 мм и неограниченной высоты при перемещении изделия (или заготовки) вниз относительно кристаллизатора (см. рис. 1, а) со скоростью наплавки. Содержание легирующих элементов в наплавленном металле (%): 0,5—0,8 С; 2,5—3,0 W; 2,5—3,0 Mo; 1,0—1,5 Zr; 3,5—4,5 Cr; 1,0—1,5 Ta; 4,0—6,0 Fe; 0,035—0,04 В; 0,15—0,20 Ti; 10,5—11,0 Al; Ni — остальное.

Экспериментально установили, что устойчивый электрошлаковый процесс, равномерное и качественное формирование наплавленного металла обеспечиваются при отношении величин токов с полого электрода и секции кристаллизатора, равном 0,8—1,2. Это позволяет получить в шлаке под полым электродом ограниченную изотерму 3000 °С (рис. 1, б) высокотемпературную область с плотностью тока 550—650 А/мм³. Наличие в шлаке концентрированного источника теплоты с максимальной температурой до 3500 °С в сферической полости электрода позволяет быстро и качественно расплавлять композиционную проволоку и другие наплавочные материалы, содержащие разнородные по физико-химическим свойствам металлические компоненты. При взаимодействии электромагнитных и тепловых полей от двух источников теп-

лоты в шлаковой ванне образуется торообразный быстро движущийся высокотемпературный поток. Его влияние на гидродинамические течения в шлаке способствует увеличению по сравнению с обычным процессом ЭШН времени пребывания капель легированного металлического расплава в нем и повышает вероятность приближения системы шлак — металл к равновесному состоянию, при котором металлургические реакции протекают до конца.

Расплав сварочной ванны под действием сил поверхностного натяжения между шлаком и металлом также движется, что позволяет перераспределить капли по ее объему и получить при последовательном их растворении наплавленный металл с улучшенными сварочно-технологическими свойствами.

Временную интерпретацию процесса наплавки иллюстрирует циклограмма (рис. 2, а). В результа-

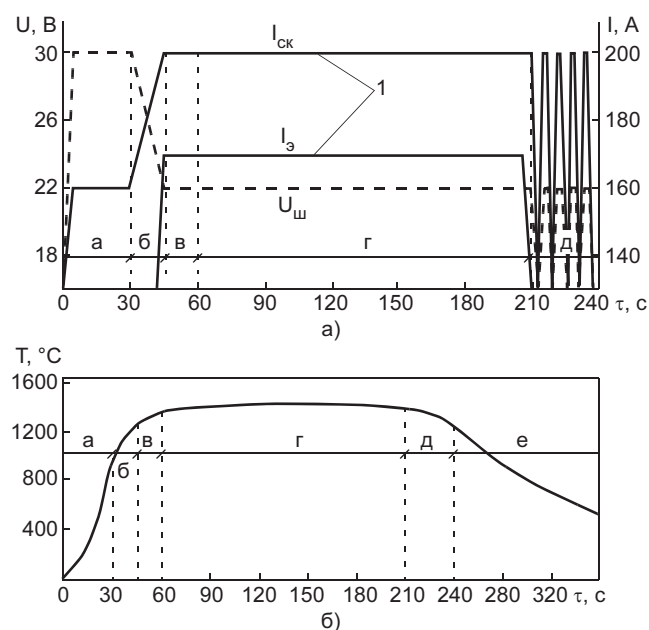


Рис. 2. Циклограмма процесса ЭШН цилиндрического торца диаметром 30 мм (а) и термический цикл наплавки вблизи условной линии сплавления (б) ($U_{ш}$ — напряжение на шлаковой ванне, а — дуговой процесс, б — нестабильный электрошлаковый процесс, в — начало вращения шлаковой ванны, г — подача проволоки в шлак, д — формирование наплавленного металла, е — охлаждение металла после наплавки): 1 — изменение тока с токоведущей секции кристаллизатора $I_{ск}$ и полого электрода $I_{э}$

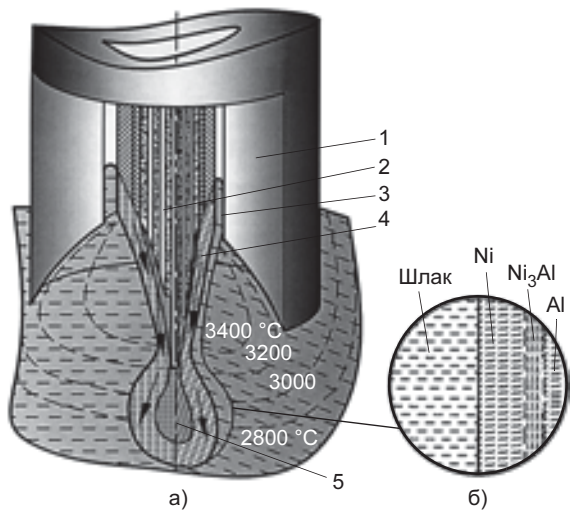


Рис. 3. Схема расплавления торца композиционной проволоки (а) и взаимодействия слоев ее оболочки (б): 1 — полый графитовый электрод; 2 — композиционная проволока; 3 — перегретый шлак в зазоре между электродом и проволокой; 4 — расплав γ' -Ni₃Al; 5 — капля расплава наполнителя проволоки, покрытая алюминидом никеля

те предварительной обработки наплавляемой поверхности перегретым вращающимся шлаком в торцевом объеме изделия образуется направленный тепловой поток (рис. 2, б), не только способствующий равномерному растеканию металлического расплава, но и ускоряющий образование сварочной ванны, что обуславливает бездефектное формирование зоны сплавления. Высокое качество наплавленного металла, не содержащего сварочных дефектов в виде пор, неметаллических включений, горячих и холодных трещин, достигается за счет эффективной металлургической обработки его перегретым основным шлаком, а также под влиянием направленной кристаллизации. Формирование поверхности наплавленного металла обеспечивается дозированным вводом теплоты в сварочную ванну на конечной стадии ЭШН при пульсации тока с секции кристаллизатора.

Анализ диаграмм состояния Ni—Al и процесса расплавления присадочного материала показал, что на стадии погружения композиционной проволоки в перегретый шлак при взаимодействии алюминидового и никелевого слоев ее оболочки термодинамически более вероятно образование расплава алюминида γ' -Ni₃Al. При нагреве оболочки проволоки ее алюминиевый слой плавится быстрее, что приводит к развитию процессов адсорбции никеля в жидкий алюминий и инициированию между ними химической реакции. Диффузионный характер образования интерметаллического соединения в этом случае маловероятен ввиду кратковременного (до 0,1 с) нахождения контактирующих фаз в высоко-

температурной области шлаковой ванны (рис. 3). На следующей стадии процесса плавления в условиях сопоставимости величин поверхностного натяжения жидкого алюминида и на межфазной границе между ним и шлаком происходит смачивание расплава наполнителя проволоки и растворение его в алюминиде.

При исследовании структуры и состава закристаллизовавшегося после наплавки шлака установлено, что содержащиеся во флюсе АНФ-6 химические элементы распределены по высоте шлако-

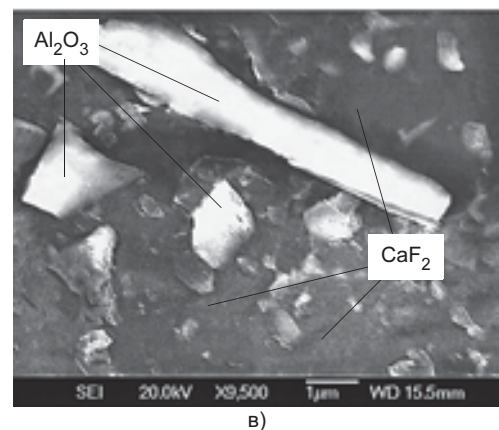
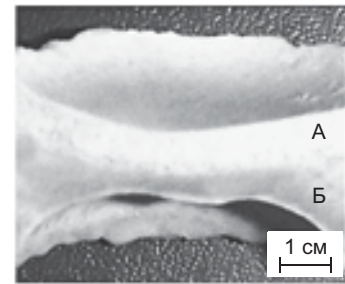
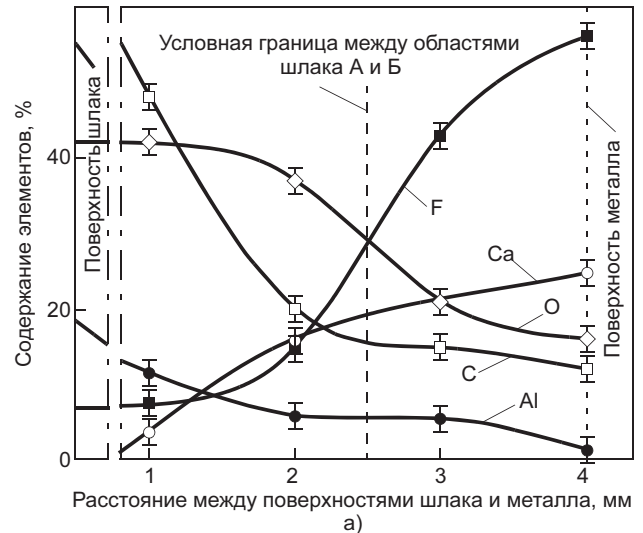


Рис. 4. Распределение легирующих элементов по высоте шлаковой ванны (а), макросечение закристаллизовавшейся шлаковой ванны (б) и микроструктура шлака (в. × 9500)

вой ванны неравномерно (рис. 4). На химическую неоднородность шлака влияет распределение температуры по его объему после окончания ЭШН. Из-за повышенной температуры шлака в поверхностном объеме ванны содержание имеющего низшую температуру кипения в системе $Al_2O_3-CaF_2$ фторида кальция снижается, что подтверждается данными работы [6], при этом соотношение кислорода и алюминия, соответственно, увеличивается. Увеличение содержания углерода в шлаке объясняется эрозией графитового покрытия токоподводящей секции СК и полого электрода. Следует отметить, что в прилегающих к межфазной границе объемах в соответствии с законом гетерогенного равновесия содержание углерода и алюминия в шлаке и металле одинаково (рис. 4, б и 5, а).

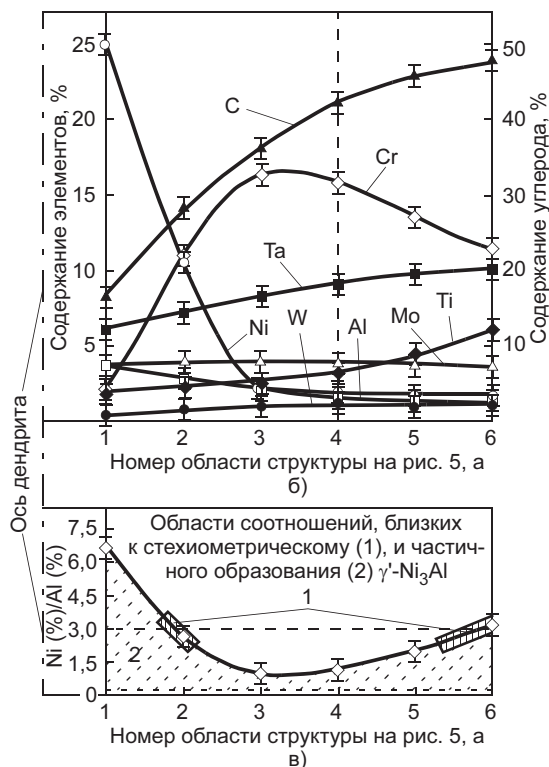
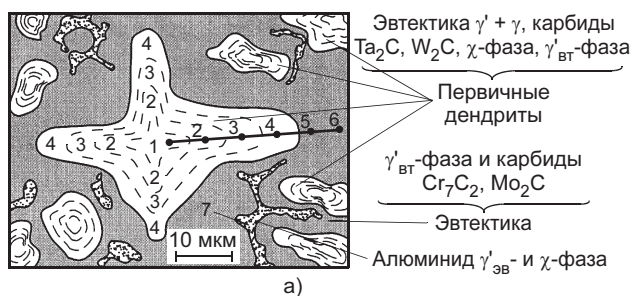


Рис. 5. Распределение фаз в структуре наплавленного металла (места анализа химического состава металла в локальных микрообъемах обозначены точками) (а), содержание элементов по сечению первичного дендрита $\gamma'-Ni_3Al$ (б) и никеля и алюминия по сечению дендрита $\gamma'-Ni_3Al$ (в)

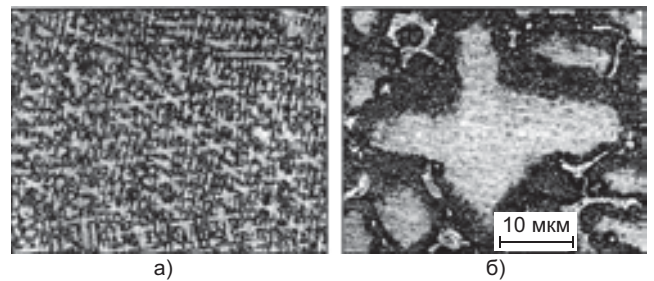


Рис. 6. Микроструктура наплавленного металла: а — общий характер ($\times 100$); б — дендрит $\gamma'-Ni_3Al$ и окружающие его фазы ($\times 1000$)

Другие легирующие элементы в шлаке не обнаружены, что свидетельствует о достаточно полном их растворении в металле сварочной ванны. Одной из вероятных причин такого малоактивного массового обмена между образовавшейся при плавении проволоки каплей жидкого металла и шлаком является экранирующее действие жидкого алюминида $\gamma'-Ni_3Al$, в оболочке из которого в течение некоторого времени находится легированный легкоокисляющимися танталом, цирконием, титаном и алюминием расплав наполнителя проволоки.

При металлографических исследованиях установлено, что направленно кристаллизованный в результате электрошлаковой наплавки металл имеет сложное гетерофазное строение. Его структура (рис. 6) состоит преимущественно из относительно крупных (линейный размер 10—40 мкм, объемное содержание 65—70 %) первичных дендритов легированного алюминида $\gamma'-Ni_3Al$. В них содержатся неупорядоченный, также легированный хромом, вольфрамом, молибденом, танталом, титаном и железом γ -твердый раствор на основе никеля; дисперсные (0,2—0,5 мкм) вторичные $\gamma'_{вт}$ -фазы; интерметаллиды $CrNiMo-TiZr$ (χ -фаза); тугоплавкие карбиды Ta_2C , WC , Mo_2C и небольшое количество неравновесных включений $\beta-NiAl$ -фазы, не прореагировавшей в результате перитектической реакции $L + \beta-NiAl \leftrightarrow \gamma'-Ni_3Al$. В междендритных пространствах (см. рис. 5, а) расположены имеющие неправильную форму алюминиды $\gamma'_{эв}$ эвтектического происхождения, в которых имеются выделения χ -фазы (см. рис. 5, а, область 7). Состоящая из карбидов Cr_7C_3 и Mo_2C карбидная эвтектика и $\gamma'_{вт}$ -фаза (область б) равномерно распределены между первичными кристаллитами γ' . Суммарное содержание фаз $\gamma'-Ni_3Al$ различного происхождения в наплавленном металле составляет 85—90 %.

При электронном зондировании поверхности сплавов экспериментальных образцов в локальных (3 мкм на рис. 5, б и 30 мкм на рис. 7) участках се-

чений дендритов установлено, что их состав характеризуется довольно большой химической микро-неоднородностью. Это влияет на соотношение содержания никеля и алюминия, обуславливающее образование алюминида γ' . Данное соотношение наиболее близко к стехиометрическому (рис. 5, в) в областях первичных кристаллитов, близко расположенных к пересыщенным никелем осевым объемам, а также в пространствах между ними, где сосредоточены выделения γ'_{BT} -фазы. Установлено, что особенно активно в сплаве ликвируют никель, хром и углерод. Это свидетельствует о преимущественном выделении прослоек γ -твердого раствора в осевых объемах дендритов и более активном карбидообразовании в удаленных от них областях структуры наплавленного металла. Имеющие размер от 4 до 8 мкм труднорастворимые при высоких температурах интерметаллические соединения χ -фазы, содержание которых в сплаве составляет до 15—18 %, с высокой плотностью (расстояние между частицами 10—15 мкм) равномерно распределены как в первичных кристаллитах, так и в γ' -фазе эвтектического типа.

Очевидно, что повышенная жаропрочность исследованного наплавленного металла может быть объяснена совокупным действием структурного упрочнения двух типов, что обуславливает образование так называемого естественного композита.

Первый тип упрочнения определяется наличием длительно сохраняемой и стабильной композиционной структуры, состоящей из прочного каркаса γ'_{BT} -фазы и карбидной эвтектики в сочетании с пластичной матрицей в виде легированного тугоплавкими элементами дендритообразного твердого

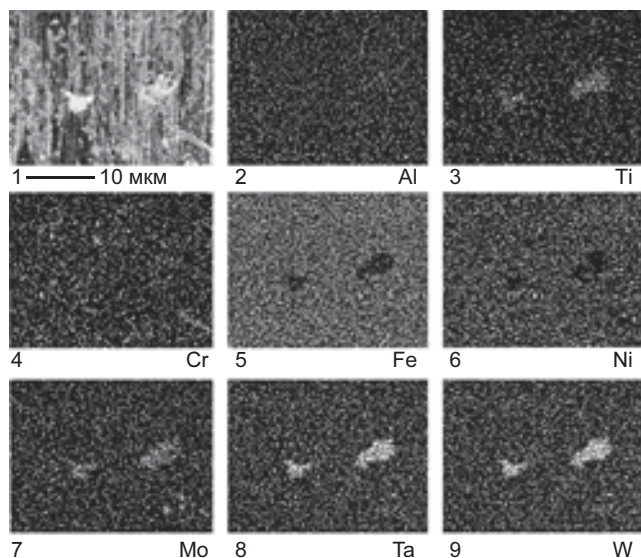


Рис. 7. Микроструктура локального участка первичного дендрита γ' -Ni₃Al (1) и распределение легирующих элементов в нем (2—9)

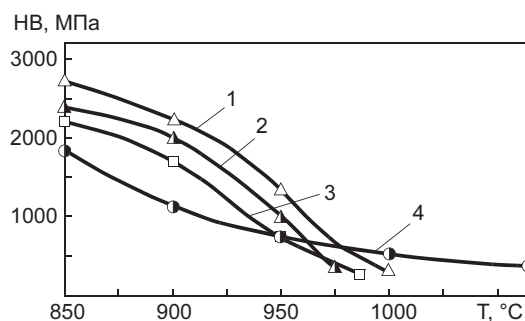


Рис. 8. Зависимость твердости наплавленного металла при высокой температуре от температуры испытаний: 1 — стеллит 160X28K60B8H; 2 — Хастеллой-С; 3 — 250X22H66M452Ц; 4 — наплавленный металл на основе легированного γ' -Ni₃Al

раствора, представляющего эвтектику на основе $\gamma' + \gamma$. Второй — характеризуется наличием в сплаве достаточно большой объемной доли термодинамически устойчивых микрочастиц χ -фазы, имеющих стабильный размер, морфологию и распределение.

Сравнительный анализ результатов испытаний жаропрочного наплавленного металла различных структурных классов (рис. 8) показал, что полученный ЭШН сплав на основе γ' -Ni₃Al обладает повышенным сопротивлением пластической деформации в диапазоне температур 950—1100 °С.

Применение нового материала в промышленности позволит повысить эффективность наплавленных тяжело нагруженных деталей машин и инструмента, длительно испытывающих термическое и силовое воздействие при температурах до 1100 °С.

ВЫВОДЫ

1. При электрошлаковой наплавке с флюсом АНФ-6 по двухконтурной схеме питания шлаковой ванны постоянным током при сопоставимости величин токов с неплавящихся электродов в шлаке создаются термокинетические условия для равномерного расплавления разнородных ингредиентов композиционной проволоки и достаточно полного перехода легирующих элементов, в том числе и легкоокисляющихся алюминия, тантала, титана и циркония, из проволоки в сварочную ванну, что позволяет получить качественный наплавленный металл на основе γ' -Ni₃Al.

2. Повышенные в сравнении с наплавочными сплавами на основе никеля и кобальта высокотемпературные свойства наплавленного электрошлаковой наплавкой металла на основе γ' -Ni₃Al достигаются за счет построения гетерофазной композиционной структуры, обусловленной перераспределением легирующих элементов в объемах дендритов γ' -Ni₃Al и образованием в них областей concentra-

ционной неоднородности при выделении микро-частиц интерметаллидов $\gamma'_{\text{ВТ}}$ и χ -фаз, а также монокарбидов тугоплавких металлов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Скачков О. А. Перспективные жаростойкие и жаропрочные сплавы на основе интерметаллидов NiAl и Ni₃Al // *Сталь*. 2002. № 2. С. 74—77.
2. Сравнительный анализ принципов создания жаропрочных никелевых суперсплавов и сплавов на основе интерметаллида Ni₃Al (γ' -фаза) / К. Б. Поварова, В. П. Бунтушкин, Н. К. Казанская, А. А. Дроздов // *Перспективные материалы*. 2005. № 2. С. 10—18.

3. *Электрошлаковая* наплавка термостойкого сплава на основе Ni₃Al 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.

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. Порошковая проволока для наплавки сплава на основе алюминид никеля / С. Н. Цурихин, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак и др. // *Сварочное производство*. 2006. № 1. С. 17—22.

6. Мойсов Л. П., Бурылев Б. П., Кретов А. И. Термодинамическая активность компонентов во флюсе АНФ-6 // *Сварочное производство*. 1983. № 3. С. 10—11.

УДК 621.791.793

В. Н. ПАНИН, канд. техн. наук
ОАО ИТЦ "Прометей" (г. Чехов, Московская обл.)

Расчетные методы анализа параметров термического цикла электрошлаковой сварки

Термический цикл сварки (ТЦС) наряду с реакцией металла на него являются основными факторами, формирующими свойства сварного соединения. В связи с чем расчетное прогнозирование ТЦС и его отдельных параметров является, в сущности, и прогнозированием свойств сварных соединений. Это особенно актуально, если прогноз максимально приближен к реальному циклу. Применительно к традиционной электрошлаковой сварке до настоящего времени не существует единого подхода к методике расчета температурных полей вследствие большой сложности учета многообразия источников теплоты, сложно распределенных по объему и высоте шлаковой и металлической ванн.

Среди численных методов расчета наиболее достоверную картину с определенным приближением дает метод конечных разностей [1]. Более простой метод расчета, отображающий также приближенную картину распределения температурных полей в свариваемом металле, основан на использовании формул Н. Н. Рыкалина [2]. Применительно к электрошлаковой сварке уравнение предельного состояния процесса распространения теплоты при нагреве пластины подвижным линейным источником теплоты постоянной мощности q , перемещающимся с постоянной скоростью v относительно связанной с источником подвижной системы координат X — Y , имеет следующий вид [2]:

$$T(r, x) = \frac{q}{2\pi\lambda\delta} e\left(\frac{vx}{2a}\right) K_0\left(r\sqrt{\frac{v^2}{4a^2} + \frac{b}{a}}\right). \quad (1)$$

При расчете с помощью этого уравнения используются несколькими схемами. Наиболее часто встречающаяся схема [3] предполагает использование одного источника теплоты, эквивалентного действующему и расположенного на линии максимального провара. В другой схеме [4] используются три линейных источника теплоты, суммарно эквивалентные действующему, распределенные по высоте шлаковой ванны и приложенные к первоначальным кромкам свариваемых пластин как полубесконечного источника теплоты. ТЦС, рассчитанные по первой и второй схемам, существенно отличаются максимальной температурой, однако в области более низких температур (больше 800 °С) имеют вполне удовлетворительное совпадение. Что касается совпадения с экспериментальным циклом, то эту задачу в рамках данных расчетных схем решают в каждом конкретном случае путем варьирования теплофизических констант.

Ни первая, ни вторая схемы расчета не отображают реального тепловложения в свариваемый металл. Вместе с тем распределение источников теплоты по высоте шлаковой ванны, их количество, единичная мощность (при постоянной суммарной мощности) даже на примере одного из трех фикси-