

ПОЛУЧЕНИЕ ТИТАНА ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ ПУТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ КИСЛОРОДОМ В ПРОЦЕССЕ КАМЕРНОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА

А. Д. Рябцев, С. И. Давыдов, А. А. Троянский,
Л. Я. Шварцман, О. А. Рябцева,
В. В. Пашинский, К. Л. Феофанов

Показана возможность использования кислородсодержащей легатуры для контролируемого ввода кислорода в титан с целью повышения его прочностных характеристик. Использован способ камерного электрошлакового переплава составных расходных электродов.

The opportunity of using oxygen-containing master alloy for controllable adding of oxygen to titanium with the purpose of increasing its strength characteristics is shown. The method of chamber electroslag remelting of composite consumable electrodes is used.

Ключевые слова: титан; кислород; долегиrowание; камерный ЭШП; твердость; структура

Титан — один из наиболее распространенных в природе элементов. Несмотря на то, что этот металл открыли еще в 1791 г., его использование как самостоятельного конструкционного материала и основы сплавов началось лишь пятьдесят с небольшим лет назад после успехов, достигнутых в области металлургии химически активных металлов и сплавов.

Титановые сплавы применяют в областях техники, где требуются высокая удельная прочность и сопротивление ударным нагрузкам. Сегодня в отечественном и зарубежном машиностроении находят применение технический титан и (в большей степени) его низколегиrowанные сплавы из-за более высоких прочностных показателей.

Наряду с совершенствованием технологий производства титановой губки как исходного сырья повышается качество титана и его сплавов. В результате резкого снижения количества вредных примесей, в частности газов, возрастает пластичность и вязкость титана и сплавов на его основе. Однако не всегда титан высокой степени чистоты находит широкое применение в качестве конструкционного материала, поскольку при высокой пластичности он отличается небольшой прочностью.

Значительного повышения прочности достигают путем легирования титана различными элементами, в частности алюминием и ванадием. Так, в пос-

леднее время находят применение сплавы на основе титана с прочностью, в 4–5 раз превосходящей прочность йодидного титана.

Вместе с тем в случае применения титановых сплавов для изделий медицинской техники важнейшим требованием является коррозионная стойкость и биосовместимость. В настоящее время для этих целей используют титановые сплавы типа BT6C. Однако наличие в сплаве ванадия (легирующего компонента) может при определенных условиях [1] приводить к образованию небезопасных для организма человека химических соединений.



Рис. 1. Общий вид камерной печи ЭШП

© А. Д. РЯБЦЕВ, С. И. ДАВЫДОВ, А. А. ТРОЯНСКИЙ, Л. Я. ШВАРЦМАН, О. А. РЯБЦЕВА,
В. В. ПАШИНСКИЙ, К. Л. ФЕОФАНОВ, 2007

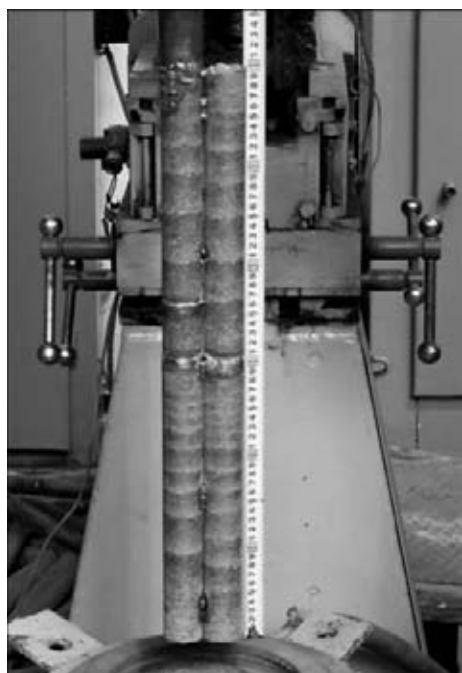


Рис. 2. Прессованный расходный составной электрод

Поэтому разработка титановых сплавов, легированных безопасными элементами, является весьма актуальной задачей.

В этом отношении интересен кислород как элемент, упрочняющий титан. При высоких температурах он легко растворяется и в α -Ti, и в β -Ti [2], образуя растворы внедрения. Максимальная растворимость кислорода в титане составляет около 30 ат. %. Наиболее заметно на механические свойства титана кислород влияет при содержании его в металле до 0,6 мас. % [3]. При этом зафиксировано значительное повышение значений прочностных характеристик при относительно небольшом ухудшении пластических свойств.

Таким образом, путем управления количеством кислорода в титане можно в значительной степени влиять на его механические свойства. При этом сле-



Рис. 3. Слиток ЭШП из титановой губки ТГ-110 (плавка 1)

дует иметь в виду, что соединения кислорода с титаном являются безвредными для человеческого организма и используются в фармацевтике и медицине [4].

Производство титана, легированного кислородом, требует разработки надежной металлургической технологии ввода кислорода в металл и обеспечения равномерности распределения его по высоте и сечению слитков и отливок.

Такая технология может быть создана на базе процессов специальной электрометаллургии, в частности камерного электрошлакового переплава (КЭШП). Последний наряду с известной гибкостью в долегировании позволяет обеспечивать высокую чистоту, а также структурную и химическую однородность материала вследствие равномерного плавления расходного электрода с лигатурой и одновременной кристаллизации слитка в контролируемой атмосфере [5–8].

В качестве кислородсодержащего материала предложено использовать так называемую титано-кислородную лигатуру. Исходным сырьем для её получения являются счистки реакционной массы с крышки реторты, подвергаемые специальной выдержке на воздухе с целью насыщения кислородом и азотом, а затем вакуумной сепарации для удале-

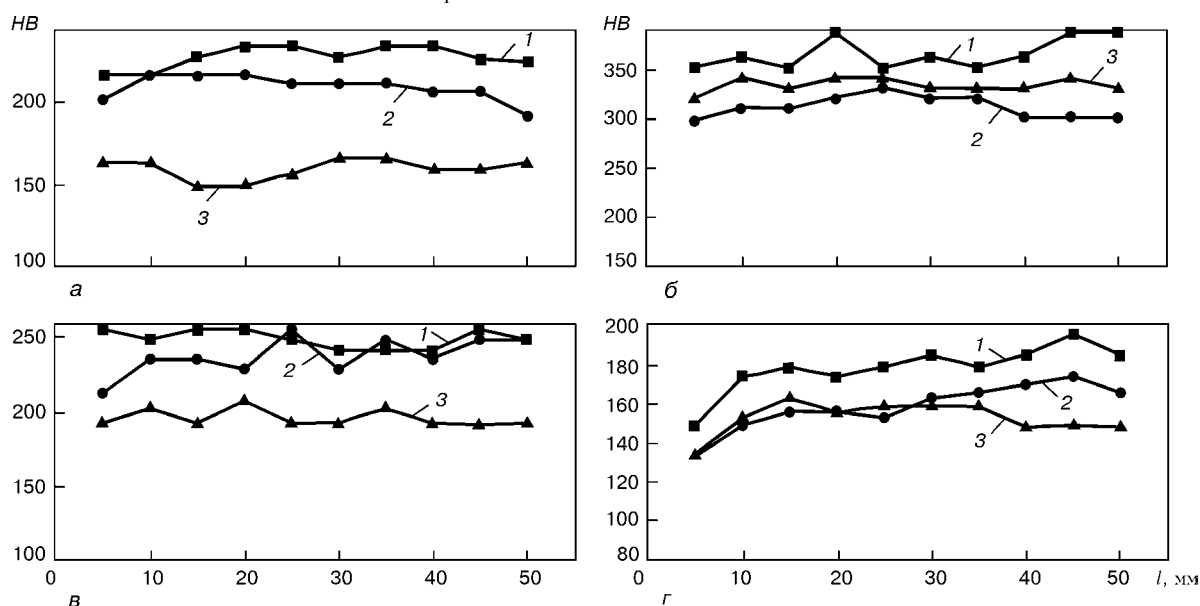


Рис. 4. Распределение твердости по сечению образцов: а — плавка 1; б — плавка 2; в — плавка 3; г — плавка 4; 1 — дно; 2 — середина; 3 — голова; l — расстояние от центра слитка



Результаты исследования опытного металла										
Тип электрода	Состав шлака	Массовая доля примесей, %						HB	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %
		Fe	Si	Ni	C	N	O			
Титановая губка ТГ-110	—	0,056	0,003	0,032	0,004	0,011	0,044	105	—	—
Плавка 1 (ТГ-110)	CaF ₂	0,090	0,002	0,032	0,015	0,055	0,100	150... 200	438	12,0
Плавка 2 (РМ)	CaF ₂	0,090	0,003	0,018	0,016	0,098	0,400	300... 360	708	—
Плавка 3 (50 % ТГ-110 + 50 % РМ)	CaF ₂	0,080	0,004	0,019	0,011	0,110	0,300	200... 260	637	10,8
Плавка 4 (ТГ-110)	CaF ₂ + Ca	0,044	0,003	0,034	0,015	0,033	0,070	135... 180	480	16,0

ния остатков магния и хлора [9]. Из этого материала способом прессования изготавливали электроды-спутники для КЭШП.

Переплав осуществляли в камерной электрошлаковой печи ЭШП, созданной на базе аппарата А-550 (рис. 1). Установка позволяет вакуумировать рабочее пространство до остаточного давления 665... 1330 Па при малом натекании атмосферного воздуха и вести переплав в инертном газе при нормальном и избыточном (до уровня $3 \cdot 10^4 \dots 5 \cdot 10^4$ Па) значениях давления, что обеспечивает исключение подсосов атмосферного воздуха в плавильное пространство печи и сохранение геттерной активности конденсата металлической составляющей флюса.

Водоохлаждаемую камеру устанавливали непосредственно на фланец верхней части кристаллизатора и перед плавкой откачивали, а затем заполняли аргоном. В ходе плавления в системе поддерживали избыточное давление аргона (около 15 кПа) для компенсации его возможных потерь.

Прессованные отдельно из титановой губки марки ТГ-110 и из счинок реакционной массы заготовки диаметром 40 мм и длиной 300 мм сваривали аргонодуговой сваркой в расходные электроды длиной 600 мм (рис. 2).

Полученные составные электроды переплавали в медный водоохлаждаемый кристаллизатор диаметром 115 мм и длиной 500 мм. Рассматривали следующие варианты: плавка 1 — электрод из 100%-й титановой губки ТГ-110; плавка 2 — электрод из 100%-й реакционной массы (РМ), плавка 3 — составной электрод из 50%-й титановой губки ТГ-110 и 50%-й РМ, плавка 4 — электрод из 100%-й титановой губки ТГ-110.

В качестве флюсообразующих материалов использовали прокаленный при температуре 973 К в течение 3 ч порошок фтористого кальция CaF₂ марки Ч (ТУ 6-09-5335-88) и металлический кальций. Флюс расплавляли непосредственно в кристаллизаторе, используя «твердый» старт. Переплав производили под флюсом из чистого CaF₂ (плавки 1–3) и под флюсом системы CaF₂ + Ca (плав-

ка 4). Электрические параметры поддерживали постоянными ($U = 47$ В, $I = 3,0$ кА), обеспечивающими хорошее качество формирования поверхности выплавляемых слитков.

Слитки после выплавки охлаждали в кристаллизаторе примерно 30 мин, затем «раздевали». Они имели гладкую боковую поверхность (рис. 3). Шлаковая шапка и гарнисаж легко отделялись. Слитки подвергали ультразвуковому контролю (УЗК) при частоте 5 МГц с помощью прибора Krautkramer Branson USN 52, затем разрезали вдоль продольной оси и отбирали образцы для исследования химического состава и структуры металла в литом состоянии. Структуру исследовали при увеличении 50... 500 на микроскопах «Neophot-21» и «Neophot-2». Образцы фотографировали цифровой камерой и оцифрованный файл анализировали при помощи компьютерной программы Image Tool для получения количественных характеристик структуры. Твердость измеряли на приборе Роквелл по шкале HRC, а затем с помощью таблиц переводили в HB. Газосодержание металла в образцах определяли на приборе «Лесо».

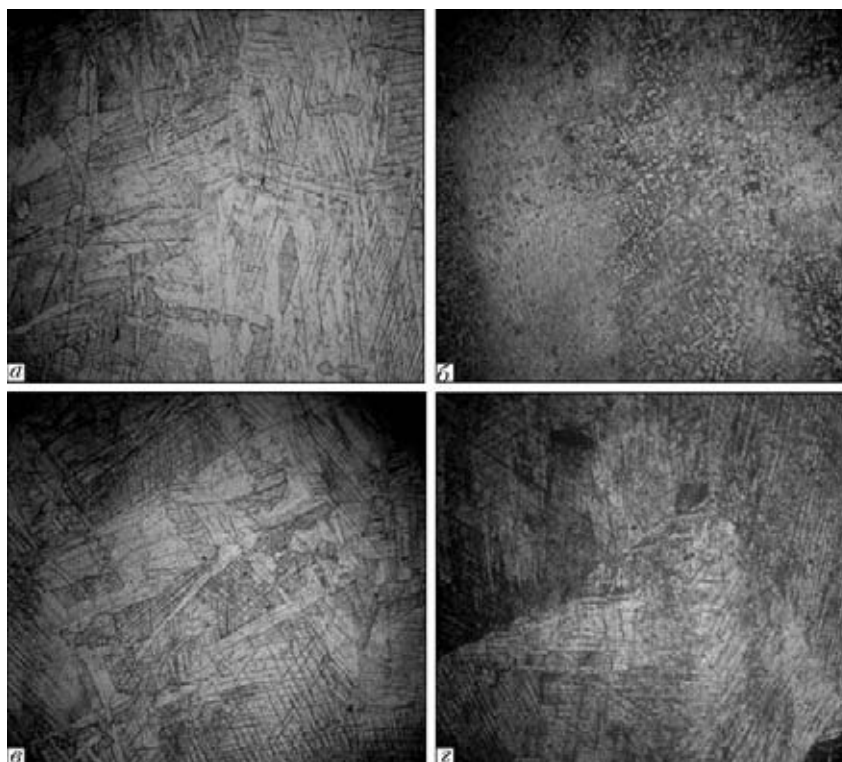


Рис. 5. Микроструктура металла, $\times 50$: а — плавка 1; б — плавка 2; в — плавка 3; г — плавка 4

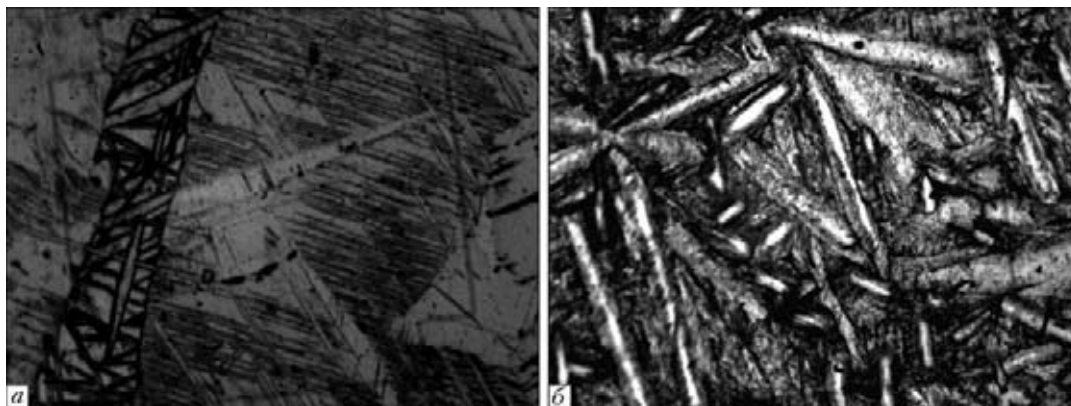


Рис. 6. Микроструктура металла, $\times 500$: а — плавка 4; б — плавка 2

Результаты химического анализа и механических испытаний металла опытных слитков приведены в таблице.

Значения твердости представлены на рис. 4.

Установлено, что твердость металла исследуемых образцов повышается с увеличением содержания в них кислорода. Так, наибольшая твердость характерна для образцов с 0,4 мас. % кислорода (плавка 2), наименьшая — с 0,07 мас. % кислорода (плавка 4). При этом в радиальном направлении (от поверхности к центру) твердость во всех слитках на всех уровнях остается примерно постоянной, что свидетельствует о равномерном распределении примесей по горизонтальному сечению слитков. В то же время зафиксирована тенденция к возрастанию твердости от головы слитка к его дну. Это связано с переходом примесей из флюса в металл на начальной стадии формирования слитка.

Микроструктура металла образцов, вырезанных из середины слитков, приведена на рис. 5, 6.

Как видно из рисунков, металл всех плавки имеет однофазную α или α' структуру, дисперсность которой зависит от массовой доли кислорода. Микроструктура металла при содержании в нем 0,1 % кислорода (плавка 1) типична для технического титана. Увеличение массовой доли кислорода до 0,3 % (плавка 3) не приводит к существенному изменению морфологии α -фазы. Зафиксировано увеличение дисперсности пакетов α -фазы.

При дальнейшем повышении содержания кислорода в титане до 0,4 % (плавка 2) микроструктура приобретает типичный игольчатый характер, что позволяет классифицировать ее как α' -фазу. Формирование этой структуры сопровождается резким возрастанием твердости. При низкой массовой доле (0,07 %) кислорода в титане, которую может обеспечить камерный электрошлаковый переплав под флюсом, содержащим металлический кальций (плавка 4), формируется микроструктура, близкая к типичной для технического титана аналогично структуре металла плавки 1 и 3.

Результаты испытаний (таблица) показывают, что изменения механических характеристик коррелируют со структурными. В металле с повышенным содержанием кислорода (0,3... 0,4 %) обнаружено значительное повышение значений прочностных характеристик. В то же время в плавке 3 сохраняется уровень пластичности, близкий к таковому технического титана, тогда как формирование α' -фазы в

металле плавки 2 приводит к полной потере пластичности.

Таким образом, анализ приведенных микроструктур опытного металла свидетельствует о влиянии содержания кислорода в титане в рассмотренном диапазоне на изменение их морфологии и формирование фаз.

Выводы

1. Установлено, что кислород можно использовать как экономнолегирующий элемент, позволяющий существенно поднимать уровень прочности титана за счет снижения природного запаса его пластических характеристик.

2. Показано, что камерный ЭШП как металлургический процесс дает возможность путем долегирования вводить необходимое количество кислорода в титан и обеспечивать таким образом химическую однородность металла слитков.

1. *Краткий химический справочник* / Под ред. В. А. Рабиновича. — Л.: Химия, 1978. — 392 с.
2. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник*. В 3 т. / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение. — 1999. — Т. 3. Кн. 1. — 880 с.
3. *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов* / Под ред. С. М. Гуревича — Киев: Наук. думка, 1979. — 300 с.
4. *Николаев Г. И.* Металл века. — М.: Металлургия, 1987. — 168 с.
5. *Рябцев А. Д., Троянский А. А.* Производство слитков титана, хрома и сплавов на их основе в камерных печах под «активными» металлосодержащими флюсами // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2001. — № 4. — С. 6–10.
6. *Рябцев А. Д., Троянский А. А.* Электрошлаковый переплав металлов и сплавов под флюсами с активными добавками в печах камерного типа // Электрометаллургия. — 2005. — № 4. — С. 25–3.
7. *Легирование металла азотом из газовой фазы в процессе ЭШП* / А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, Е. Л. Корзун и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 4. — С. 3–8.
8. *Использование электрошлаковой технологии для рафинирования титана и титановых сплавов от обогащенных азотом включений* / А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, В. В. Пашинский и др. // Там же. — 2002. — № 3. — С. 10–13.
9. *Некоторые особенности легирования титана кислородом* / С. И. Давыдов, Л. Я. Шварцман, А. В. Овчинников, С. М. Теслевич // Ti-2006 в СНГ: Материалы межд. науч.-техн. конф. (Суздаль, Россия 21–24 мая 2006 г.). — Киев: Наук. думка, 2006. — С. 253–257.

Нац. техн. ун-т, Донецк
КП «ЗТМК», Запорожье
Поступила 27.03.2007



УДК 669.117.56

ПРОИЗВОДСТВО ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩИХ ЛИГАТУР С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Ф. К. Биктагиров, Б. И. Худик, М. Л. Жадкевич,
К. К. Прохоренко, В. А. Шаповалов,
А. Д. Коростин, В. М. Муратов

Выполнены исследования и отработана высокоэффективная технология выплавки способом силикотермического восстановления в электрошлаковой печи из конверторного ванадиевого шлака ванадийсодержащей лигатуры. Мас-совая доля ванадия в получаемой лигатуре составляла 17...22, а кремния 4...7 %. Достигнута степень извлечения ванадия в металл 92...95 % при остаточном содержании V_2O_5 в отвальном шлаке до 0,5 %.

Studies were made and high-effective technology of melting by silicothermic reduction in electros slag furnace from converter vanadium slag of vanadium-containing master alloy is fulfilled. The mass fraction of vanadium in the produced master alloy was 17...22, and silicon — 4...7 %. The degree of extraction of vanadium in metal is 92...95 % at residual content of V_2O_5 in waste slag up to 0.5 %.

Ключевые слова: ванадиевый шлак; электрошлаковая плавка; силикотермическое восстановление; степень извлечения; ванадийсодержащая лигатура

Ванадий является одним из высокоэффективных легирующих элементов, широко используемых при производстве чугуна, сталей и сплавов. Так, по некоторым прогнозам, к середине XXI века от 20 до 30 % всего мирового производства будут составлять стали, легированные ванадием.

Основным ванадийсодержащим материалом в металлургии служит феррованадий с массовой долей ванадия 35...80 %. Такой феррованадий является продуктом пирометаллургического передела технического пентаоксида ванадия (75...95 % V_2O_5), получаемого способами гидрометаллургии из шлаков конверторной деванадизации чугуна, выплавленного в доменных печах из обогащенных ванадийсодержащих титаномагнетитовых руд.

Производство ванадиевого конверторного шлака на территории СНГ сосредоточено в основном на Нижнетагильском металлургическом комбинате (НТМК). Его средний химический состав следующий, %: 18...22 V_2O_5 ; 14...18 SiO_2 ; 8...11 MnO ; 7...10 TiO_2 ; 2...4 Cr_2O_3 ; 1...4 CaO ; 2...4 MgO ; 1...3 Al_2O_3 ; 0,03...0,06 P; 26...32 $Fe_{общ}$ (в виде оксидов). Кроме того, эти шлаки содержат металлические включения (железо) в виде королек в количестве 8...12 % (свыше 100 %) [1].

Ввиду многостадийности переработки титаномагнетитовых руд, содержащих 0,1...1,5 % V_2O_5 , сквозное извлечение ванадия из железованадиевого концентрата до феррованадия составляет менее 50 %, причем наибольшие потери приходятся на стадию извлечения из ванадиевого шлака пентаоксида ванадия. Это, а также значительные трудо- и энергозатраты определяют высокую стоимость феррованадия, что нередко сдерживает производство ванадийсодержащих сталей. Поэтому при комплексной переработке указанных титаномагнетитов важное значение имеет освоение различных технологий, обеспечивающих более рациональное извлечение ванадия.

Одной из таких технологий является получение ванадийсодержащих лигатур непосредственно из конверторных шлаков НТМК, что позволяет значительно снизить потери. Эти лигатуры вполне пригодны для легирования ванадием большинства разработанных ванадиевых сталей, особенно с учетом того, что в них содержится ванадия в основном 0,03...0,20 %.

В работах [2–6] приведены данные о процессах карбо-, силико- и алюмотермического восстановления, а также выплавки в руднотермических печах из конверторных шлаков НТМК ванадиевых лигатур с массовой долей ванадия от 8 до 15 %, среди которых наиболее приемлемыми с экономической точки зрения являются два первых.

© Ф. К. БИКТАГИРОВ, Б. И. ХУДИК, М. Л. ЖАДКЕВИЧ, **К. К. ПРОХОРЕНКО**, В. А. ШАПОВАЛОВ,
А. Д. КОРОСТИН, В. М. МУРАТОВ, 2007

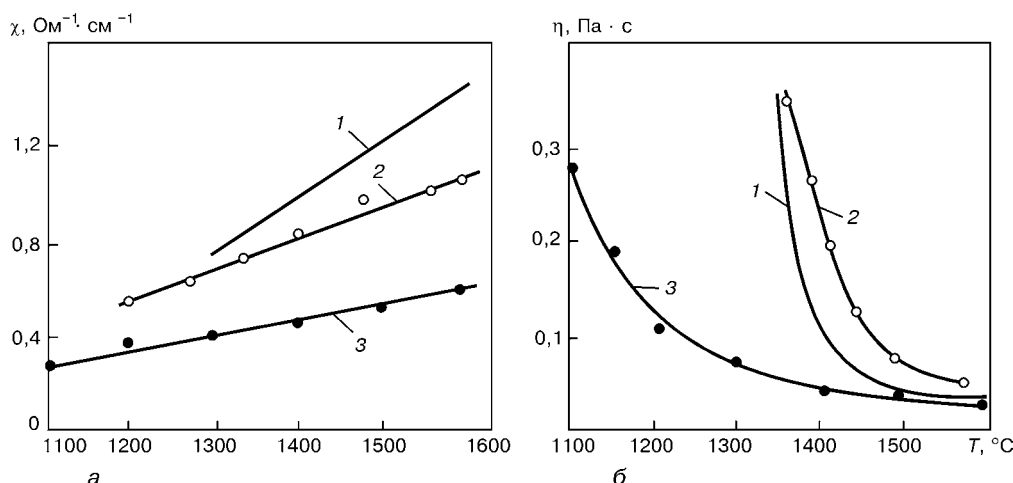
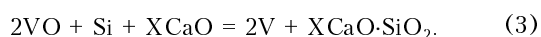
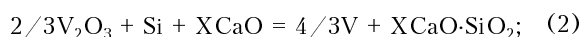
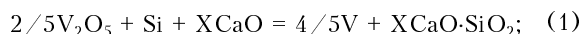


Рис. 1. Электропроводность (а) и вязкость (б) шлаков: 1 — АНФ-6; 2 — исходный ванадиевый; 3 — конечный известково-силикатный

Карботермический способ позволяет более полно извлекать ванадий из шлаков, но при этом в значительной мере восстанавливаются марганец, титан и кремний, вследствие чего массовая доля последнего в лигатуре составляет 35... 40 %. Кроме того, в ходе этого процесса неизбежно образуются карбиды ванадия, титана и хрома, что приводит к получению сплава с повышенным содержанием углерода.

Силикотермический способ во многом лишен отмеченных недостатков, однако разработанные технологии обеспечивают сравнительно невысокую степень извлечения ванадия, примерно 70 % [4].

Для успешного восстановления оксидов ванадия кремнием, особенно низших V_2O_3 и VO , необходимо понижать активность образующегося кремнезема. Поэтому при силикотермической переработке ванадиевых шлаков повышают их основность присадками извести, и процесс восстановления описывают следующими реакциями:



Согласно данным работ [7–10], посвященных изучению термодинамики шлаков системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$, среди всевозможных кальций-кремнистых соединений наиболее отрицательное изменение энергии Гиббса происходит при образовании двухкальцевого силиката, т. е. наилучшие термодинамические условия для протекания реакций (1)–(3) будут при $\text{X}=2$.

Таким образом, для связывания кремнезема, изначально имеющегося в шлаке НТМК и образующегося при реакции восстановления, требуются значительные добавки оксида кальция.

В итоге, силикотермический процесс сопровождается образованием большого количества оксидного расплава (шлака). При этом кратность шлака может составлять 3,5... 4,0, а с учетом трехкратной разницы в значениях плотности физический объем шлака более чем в десять раз превышает объем ме-

талла, т. е. силикотермический способ можно представить как процесс выплавки известково-силикатного шлака, сопровождающийся восстановлением ванадия. Поэтому для его осуществления более приемлем не классический руднотермический процесс, а электрошлаковый [11].

Успешному применению электрошлаковой технологии должно способствовать соответствие физических свойств (вязкости и электропроводности) исходного конверторного и конечного известково-силикатный шлаков требованиям устойчивого протекания процесса плавки в режиме сопротивления или близкому к нему (рис. 1). Температура плавления исходного ванадиевого шлака составляет около 1673, а конечного — 1423... 1523 К.

Исследована электрошлаковая переработка ванадийсодержащих шлаков НТМК (далее шлак ШВд-1) с целью создания высокоэффективной технологии производства ванадийсодержащих лигатур. Первоначально выполнили анализ термодинамических явлений, сопутствующих высокотемпературной обработке шлака ШВд-1. Восстановление оксидов ванадия в реальных условиях не ограничивается протеканием реакций (1)–(3), поскольку в окислительно-восстановительных процессах одновременно принимают участие и другие соединения, а также образующиеся промежуточные продукты реакций — субоксиды, силициды, карбиды и т. д., которые могут быть по отношению к оксидам ванадия как восстановителями так и окислителями. Таким образом, для анализа протекающих реакций необходимо привлечение соответствующего математического аппарата.

Взаимодействие веществ в многокомпонентных системах до достижения состояния равновесия можно оценить с помощью многоцелевого программного комплекса «Астра-4», созданного МВТУ и Институтом высоких температур АН СССР на основании обработки и обобщения всех имеющихся физико-химических и термодинамических констант известных веществ. Соответствующие вычисления по заданным исходным данным (состав шихты, температурные условия процесса) позволяют рассчитывать



Расчетные данные силикотермического восстановления шлака ШВД-1							
Добавки, % от массы шла- ка ШВД-1	Массовая доля компонентов, %						Шлаковая фаза
	Металлическая фаза						
	V	V ₅ Si ₃	Mn	Cr	Cr ₃ Si	Ti ₅ Si ₃	
—	—	—	—	—	—	—	V ₂ O ₃ –17; FeO–30; Fe ₃ O ₄ –7; MnO–7; Cr ₂ O ₃ –5; TiO ₂ –7; SiO ₂ –18; CaTiO ₃ –4
20 FeSi, 80 CaO	11,8	3,5	5,5	3,6	—	—	V ₂ O ₃ –3,2; Cr ₂ O ₃ –1,6; MnO–2,3; Ca ₃ Si ₂ O ₇ –79,8; CaSiO ₃ –2,5; CaTiO ₃ –9,2
25 FeSi, 80 CaO	11,1	12,0	9,2	5,0	0,8	0,5	Ca ₃ Si ₂ O ₇ –85,6; CaSiO ₃ –3,8; CaTiO ₃ –9,0
30 FeSi, 100 CaO	—	24,8	8,9	3,7	2,2	1,2	Ca ₃ Si ₂ O ₇ –81,4; Ca ₃ Ti ₂ O ₇ –8,6; CaO–8,1
25 FeSi, 60 CaO	5,5	12,5	9,5	5,1	1,3	3,5	V ₂ O ₃ –3,1; Ca ₃ Si ₂ O ₇ –39,5; CaSiO ₃ –48,5; CaTiO ₃ –7,4

равновесный состав образовавшихся веществ и соотношение фаз (металлической, шлаковой и газовой).

Целесообразность использования подобной программы для металлургических расчетов отмечена в работе [12], в том числе применительно к процессам восстановления ванадиевого конверторного шлака [13]. В настоящее время эта программа и ее версии широко используются специалистами.

Следует принимать во внимание, что такие расчеты не дают абсолютно точных результатов, поскольку невозможно учесть все особенности конкретного задания. Например, в случае переработки шлака ШВД-1 в программе не учитывается нахождение оксидов ванадия в сложных соединениях типа шпинелеидов (Fe,Mn,Mg)O·(V,Fe,Cr)₂O₃, что вносит определенные изменения в характер взаимодействия компонентов шихты. Кроме того, любой химический анализ имеет определенную погрешность, а в реальных условиях невозможно точно соблюсти заданную температуру. Тем не менее, подобные расчеты позволяют правильно оценивать динамику тех или иных изменений и существенно сокращать количество уточняющих экспериментов и анализов.

Для вычислений по программе «Астра-4» задавали указанный в сертификате на шлак ШВД-1 его состав, %: 20V₂O₅; 35FeO; 18SiO₂; 7MnO; 5Cr₂O₃; 8TiO₂; 2CaO; остальное — оксиды магния и алюминия, а также другие примеси, которые при расчетах не учитывали. К шлаку в качестве восстановителя добавляли кремний в виде 75%-го ферросилиция и в качестве флюсующего — оксид кальция.

Результаты некоторых вариантов расчетов для значения температуры 2000 К приведены в таблице. Здесь в первой строке показано изменение состава шлака ШВД-1 при его расплавлении без каких-либо добавок.

Согласно расчетным данным, восстановление содержащихся в шлаке ШВД-1 оксидов и состав получаемых металлической и шлаковой фаз зависит от количества и соотношения вводимых восстановителя и флюсующего. При недостатке в шихте кремния (ферросилиция) в шлаковой фазе остаются

оксиды не только ванадия, но и марганца и хрома, а при сравнительно небольшом количестве оксида кальция не полностью восстанавливаются только оксиды ванадия. «Свободный», т. е. не связанный с другими элементами, оксид кальция в конечном шлаке образуется при содержании в шихте более 80 % CaO (при не более 20 % Si), поэтому расчеты свидетельствуют о нецелесообразности его больших добавок.

В случае избытка ферросилиция весь ванадий в получаемой лигатуре связывается в силициды, что приводит к увеличению массовой доли кремния в металле. Согласно данным этих же расчетов, при температуре 1900 К количество образующейся газовой фазы составляет около 1 % всей массы шихты. С увеличением температуры это значение возрастает и при температуре 2100 К достигает уже 9 % (рис. 2), что обусловлено главным образом испарением марганца. Одновременно, но в меньшей степени, происходят потери хрома и ванадия. Поэтому для силикотермической переработки ванадийсодержащего шлака повышенные температуры нежелательны.

С учетом результатов расчетов в электрошлаковой печи мощностью 260 кВт проводили опытные плавки по переработке шлака ШВД-1. Осуществляли их в периодическом режиме и завершали сливом образующихся продуктов в чугунную изложницу.

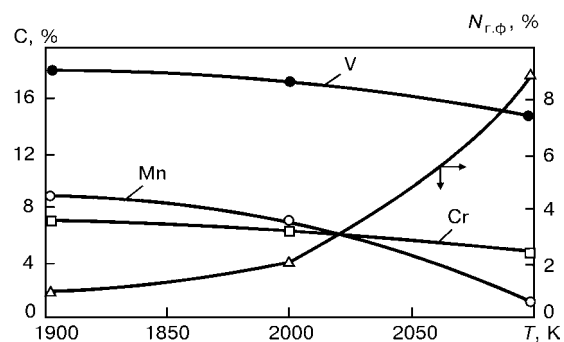


Рис. 2. Влияние температуры на количество образующейся газовой фазы $N_{г.ф}$ и содержание ванадия, марганца и хрома в лигатуре при силикотермическом восстановлении ванадийсодержащего шлака

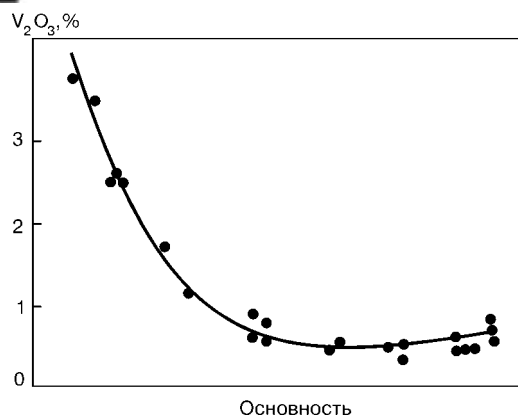


Рис. 3. Влияние основности конечного шлака на степень восстановления оксида ванадия

Получаемая при этом лигатура содержала 8... 10 % ванадия и около 10 % кремния, а в шлаке оставалось до 3... 5 % оксидов ванадия, преимущественно в виде V_2O_5 . Степень восстановления ванадия не превышала 70 %.

Подобные результаты (сочетание повышенного количества кремния в металле и оксидов ванадия в шлаке) свидетельствуют о том, что скорость плавки превышает скорость протекания восстановительных процессов. Поэтому в ходе плавления шихты не весь восстановитель успевает прореагировать с восстанавливаемыми оксидами, и его остаток переходит в металл.

Выдержка в печи продуктов плавления способствует повышению степени извлечения ванадия в результате взаимодействия содержащегося в металлической ванне кремния с находящимися в шлаковом расплаве оксидами ванадия. Однако подобный прием приводит к снижению производительности

процесса, увеличению расхода электроэнергии и дополнительной тепловой нагрузке на конструктивные элементы печи.

В работе [2] при силикотермической переработке и плавке конверторных шлаков НТМК в руднотермической печи предложена и опробована технология, при которой в шихту задается только часть (большая) необходимого ферросилиция, а остальное подается в печь перед сливом, что дало возможность улучшить показатели извлечения ванадия.

Нами были предприняты меры для повышения эффективности извлечения ванадия в ходе электрошлаковой переработки ванадийсодержащих шлаков. Они касались как подготовки шихты, так и оптимизации режимов технологии плавки, в том числе электрических параметров процесса.

В полученной по скорректированной технологии лигатуре массовая доля ванадия повысилась до 12... 13 %, а кремния снизилась до 5... 7 %. В шлаке остаточное содержание V_2O_5 уменьшилось до 2,0... 2,5 %, а степень извлечения ванадия достигла 80... 85 %.

Как видно, результаты оказались заметно лучше предыдущих, однако в шлаке оставалось еще значительное количество недовосстановленного ванадия. Ни продолжительная выдержка шлакового и металлического расплава в печи, ни добавки ферросилиция и даже алюминия заметно не улучшили показатели извлечения ванадия.

Трудность восстановления оксидов ванадия из шлака ШВД-1, видимо, определяется тем, что они находятся в сложных соединениях и связаны с другими оксидами. Поэтому эти связи необходимо ослабить, например с помощью флюсующих компонентов и добавок извести.



Рис. 4. Плавка ванадиевого шлака в электрошлаковой печи: а — печь; б — процесс плавки



Проведенные исследования показали, что повышение основности конечного шлака переработки ШВД-1 способствует повышению степени извлечения ванадия в металл (рис. 3). Кроме того, это улучшает условия рафинирования выплавляемого материала, в том числе от серы, что существенно при его дальнейшем использовании. Дополнительно для повышения серопоглотительной способности образующегося шлака в шихту добавляли плавиковый шпат [14]. Таким образом, при оптимальной основности конечное содержание V_2O_5 в отвальном шлаке снижается до 0,5 %, а степень извлечения ванадия повышается до 92...95 %. При этом из шлака ШВД-1 стабильно получают до 50 % ванадийсодержащей лигатуры следующего состава, %: 17–22 V; 4–7 Si; 2–6 Cr; 5–10 Mn; 2–3 Ti; 0,1–0,4 C; 0,01–0,05 P; 0,02–0,03 S; остальное железо.

Разработанная технология силикотермического восстановления конверторного шлака прошла промышленную проверку в модернизированной электрошлаковой печи УО-109 (конструкция ОКБ ИЭС им. Е. О. Патона), оснащенной источником питания мощностью до 1 МВт (рис. 4). Полученные при этом результаты подтвердили эффективность технологии.

Для улучшения условий плавки, уменьшения пылевых выделений и потерь материала освоен процесс брикетирования шихты, что, помимо снижения нагрузки на газоочистное оборудование, позволило сократить продолжительность плавки и повысить производительность. Расход электроэнергии на переработку 1 т шихты составил 700...900 кВт, а в пересчете на 1 т получаемой лигатуры — 3500...4500 кВт.

В настоящее время подготовлено технико-экономическое обоснование и разработан проект цеха, позволяющего перерабатывать 10000 т ванадийсодержащих шлаков НТМК в год, который планируется разместить на одном из предприятий Украины.

Исследования по извлечению ванадия из шлаков ШВД-1 продолжаются с целью оптимизации технологии и снижения производственных затрат, в частности путем замены в шихте части ферросилиция коксом, т. е. создания комбинированного одностадийного карбосиликотермического процесса. О по-

добной технологии упоминается в работе [1], однако в ней отсутствуют данные об особенностях такого процесса.

Еще одним перспективным способом производства ванадийсодержащей лигатуры может быть дуплекс процесс, т. е. двухстадийная плавка с первоначальным восстановлением железа, получением обогащенного ванадием шлака и выплавкой затем из него феррованадия с массовой долей ванадия от 40 до 50 %.

1. Филиппенков Д. А., Дерябин Ю. А., Смирнов Л. А. Эффективные технологии легирования стали ванадием. — Екатеринбург, 2001. — 210 с.
2. Байрамов Б. И., Зайко В. П. Выплавка ванадийсодержащих лигатур // Сталь. — 1981. — № 7. — С. 37–39.
3. Рысс М. А. Производство ферросплавов. — М.: Металлургия, 1985. — 344 с.
4. Получение силикованадия в промышленной рудовосстановительной электропечи // Г. И. Сальников, Ю. П. Канаев, С. В. Лукин и др. // Сталь. — 1985. — № 10. — С. 45–47.
5. Технология ванадийсодержащих ферросплавов / В. П. Зайко, В. И. Жучков, Л. И. Леонтьев и др. — М.: Академкнига, 2004. — 515 с.
6. Производство и применение ванадийсодержащих ферросплавов / В. И. Жучков, О. Ю. Шиуков, Л. И. Леонтьев, В. П. Зайко // Технология металлов. — 2005. — № 9. — С. 2–4.
7. Гасик М. И., Лякишев Н. П., Емлин Б. И. Теория и технология производства ферросплавов. — М.: Металлургия, 1988. — 784 с.
8. Бабушкин В. И., Матвеев Г. М., Мчедлов-Петросян О. П. Термодинамика силикатов. — М.: Стройиздат, 1972. — 351 с.
9. Емлин Б. И., Гасик М. И. Справочник по электротермическим процессам. — М.: Металлургия, 1978. — 288 с.
10. Якушевич Н. Ф., Кондратьев Д. В. Термодинамика первичных шлаков в системе $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ // Изв. вузов. Черная металлургия. — 2000. — № 2. — С. 4–9.
11. Применение электрошлаковой плавки для производства ферросплавов из минерального сырья / М. Л. Жадкевич, Ф. К. Биктагиров, В. А. Шаповалов и др. // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 1. — С. 12–16.
12. Попель С. И., Сотников А. И., Бороненков В. Н. Теория металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1986. — 464 с.
13. Маршук Л. А., Жучков В. И. Термодинамическое моделирование процесса восстановления алюминием ванадиевого конверторного шлака переменного состава // Электрометаллургия. — 2003. — № 6. — С. 25–30.
14. Биктагиров Ф. К. Сульфидная емкость оксидно-фторидных шлаков // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 14–16.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 11.05.2007



ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЕ ЛИТЬЕ С ПРИПЛАВЛЕНИЕМ. Обзор

М. Л. Жадкевич, В. Л. Шевцов, Л. Г. Пузрин

Выполнен обзор публикаций по ЭШЛ с приплавлением. Описаны особенности этого способа электрошлакового литья, приведены данные о качестве металла получаемых заготовок. Показано, что свойства металла в зоне приплавления после термической обработки не уступают таковым литого электрошлакового металла. Даны примеры успешного применения этого вида электрошлакового литья для получения заготовок из различных марок сталей. Сделан вывод о целесообразности применения способа ЭШЛ с приплавлением в современных экономических условиях для изготовления деталей сложной формы ответственного назначения.

A review of publications on electroslag casting with additional fusion is presented. Features of this method of electroslag casting are described; data on quality of metal of billets produced are cited. It is shown, that properties of metal in fusion zone after heat treatment are not inferior to those of electroslag cast metal. Examples of successful application of this method of electroslag casting for producing billets from different steel grades are given. A conclusion on expediency of application of electroslag casting with additional fusion in modern economic conditions for manufacturing complex-shaped critical components is drawn.

Ключевые слова: электрошлаковое литье; приплавление; качество металла зоны приплавления; крупные коленчатые валы; оборудование для АЭС; прокатные валки

Электрошлаковое литье (ЭШЛ) — способ получения фасонных заготовок ответственного назначения, в дальнейшем используемых в литом виде. Литые электрошлаковые заготовки зачастую применяют взамен поковок, поскольку по своим служебным свойствам они не уступают последним, а по ряду показателей даже превосходят их [1]. Высокое качество электрошлакового металла обеспечивается в результате рафинирования расплавленного металла в процессе переплава и его последующего направленного затвердевания в водоохлаждаемой литейной форме — кристаллизаторе [2].

При ЭШЛ применяют кристаллизаторы, внутренняя конфигурация которых с необходимыми припусками соответствует форме наружной поверхности будущей фасонной заготовки. Их изготавливают разборными с более сложной конструкцией, чем у кристаллизаторов, используемых для выплавки передельных слитков способом классического электрошлакового переплава (ЭШП).

Процесс ЭШЛ отличается от ЭШП не только формой выплавляемых заготовок, но и рядом технологических особенностей. Так, по ходу плавки при ЭШЛ может в значительных пределах изменяться глубина шлаковой и металлической ванн, что существенно сказывается на режиме электрошлакового процесса и условиях формирования структуры выплавляемой заготовки [3]. Кроме того, процесс образования основного тела заготовки отличается от такового в местах формирования патрубков и других выступающих частей [4]. В этих местах при наличии дополнительных охлаждающих поверхностей образуется новый фронт кристаллизации,

направление движения которого не совпадает с основным. В зоне встречи этих фронтов могут образовываться дефекты усадочного происхождения [5].

Указанных выше недостатков лишен способ ЭШЛ с приплавлением, при котором в процессе электрошлаковой выплавки основной заготовки происходит ее соединение с заранее изготовленными частями. В этом случае сохраняются условия кристаллизации металла, близкие к классическому ЭШП, который стабильно обеспечивает наиболее высокое качество литого металла [3].

ЭШЛ с приплавлением дает возможность изготавливать заготовки значительно более сложной формы и большего размера, чем при обычном ЭШЛ. Применение этого способа позволяет повысить производительность литья, уменьшить расход вспомогательных материалов и энергозатраты. При этом способе используют кристаллизаторы простой формы и меньших размеров, что особенно важно в современных экономических условиях.

Бесспорным достоинством ЭШЛ с приплавлением является возможность получать композиционные заготовки, части которых изготавливают из сталей разных марок или чугунов. Кроме того, заготовки могут быть удачно приспособлены к различным условиям эксплуатации их отдельных частей, как например, композиционные валки прокатных станов [6].

В зависимости от взаимного расположения выплавляемой заготовки и приплавляемых к ней частей можно выделить три различных способа ЭШЛ с приплавлением.

Согласно первому, заранее изготовленные части будущей заготовки устанавливают в специальные отверстия, выполненные в стенках разборного кристаллизатора. При втором способе эти части устанавливают внутрь кристаллизатора.



При третьем, уже подготовленные части располагают под или над кристаллизатором, где производят электрошлаковую выплавку заготовки.

При ЭШЛ с приплавлением почти всегда происходит шунтирование рабочего тока, проходящего через металлическую ванну, приплавляемыми деталями. От тока, проходящего через приплавляемую деталь, зависит глубина ее провара. При разработке технологии ЭШЛ с приплавлением во многих случаях чрезвычайно важно иметь возможность управлять значением этого тока с тем, чтобы гарантировать качественное приплавление детали без ее чрезмерного провара.

Классическим примером первого способа ЭШЛ с приплавлением является электрошлаковая выплавка коленчатых валов или отдельных их частей (кривошипов). Коленчатый вал — одна из основных деталей поршневых машин (двигателей внутреннего сгорания, насосов, компрессоров). Конструктивно его выполняют из коренных и шатунных шеек и соединяющих их щек, расположенных в различных пространственных положениях.

На ПО «Брянский машиностроительный завод» по технологии Института электросварки им. Е. О. Патона освоено серийное производство кривошипов для коленчатых валов мощных судовых дизелей [7]. Кривошипы для них изготавливают способом ЭШЛ с приплавлением. Каждый кривошип представляет собой две щеки, соединенные между собой шатунной шейкой. Масса электрошлаковой литой заготовки кривошипа составляет около 5 т, а диаметр шейки — примерно 0,5 м. После термической и механической обработок кривошипы собирают в коленчатые валы на коренных шейках путем горячей посадки.

Кривошипы изготавливают в кристаллизаторе, имеющем форму щеки с водоохлаждаемой нишей на месте будущей шатунной шейки. Выплавляют сначала заготовку щеки с шейкой в виде прилива (рис. 1, а). Затем отливку извлекают из кристаллизатора и устанавливают рядом с ним снаружи таким образом, чтобы заготовка шейки вошла в нишу. Завершающая операция сводится к выплавке второй щеки с одновременным приплавлением к ней шатунной шейки, изготовленной вместе с первой щекой кривошипа (рис. 1, б).

Способом ЭШЛ с приплавлением путем последовательной выплавки щек с одновременным приплавлением к ним заранее изготовленных шеек можно получать не только отдельные кривошипы, но и весь коленчатый вал целиком. При этом коренные и шатунные шейки вставляют в соответствующие отверстия в стенках водоохлаждаемого кристаллизатора, предназначенного для ЭШЛ щек (рис. 2, а). После выплавки каждой второй щеки полученный кривошип разворачивают вокруг оси коренной шейки на требуемый угол и производят выплавку следующей щеки (рис. 2, б). Эту операцию повторяют до полного изготовления всего коленчатого вала. Таким способом получают коленчатый вал, предназначенный для газомотокомпрессора массой в несколько тонн [8].

На заводе в городе Тяньцзинь (КНР) используют подобную технологию для производства дизельных коленчатых валов длиной до 3 м [9].

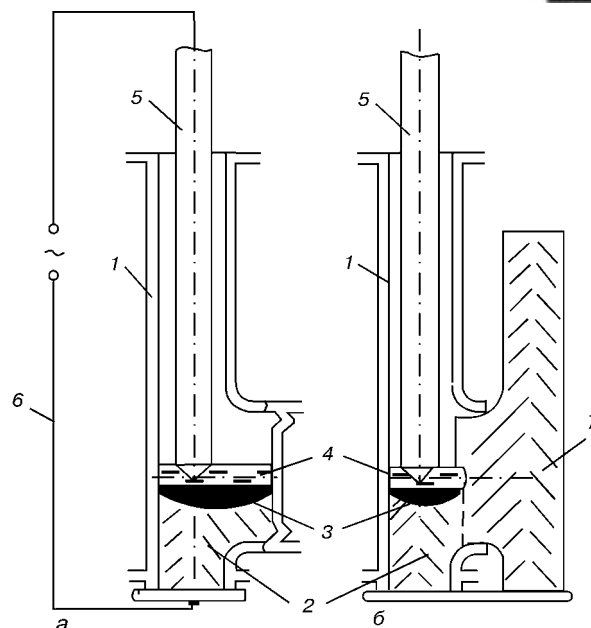


Рис. 1. Схема изготовления кривошипа: а — выплавка первой щеки кривошипа с шейкой; б — выплавка второй щеки с приплавлением к шейке; 1 — кристаллизатор; 2 — выплавляемая заготовка; 3 — металлическая ванна; 4 — шлаковая ванна; 5 — расходный электрод; 6 — источник питания; 7 — приплавляемая часть

Способом ЭШЛ с приплавлением предварительно изготовленных частей, вставленных в отверстие кристаллизатора, получают заготовки шатунов компрессорных установок из стали 40 [10], резцедержателей крупных станков [11], вилок ножей бульдозеров для тяжелых промышленных тракторов [12] и ряд других деталей сложной формы.

Примером другого применения способа ЭШЛ с приплавлением является электрошлаковая наплавка (ЭШН) толстым слоем наружной поверхности прокатных валков или других цилиндрических деталей, которая позволяет не только ремонтировать изношенные валки, но и изготавливать новые биметаллические. Первоначально такую наплавку осуществляли с помощью кольцевого подвижного кристаллизатора и расходных электродов в виде частотола прутков, установленных посередине зазора между кристаллизатором и наплавляемой заготовкой [13].

При таком способе ЭШН в поперечном сечении наплавляемой заготовки зафиксировано неравномерное проплавление. Напротив расходных электродов проплавление намного больше, чем в промежутках между ними. Избежать этого явления можно, если вместо частотола прутков применять сплошной трубчатый расходный электрод [14], изготавливаемый способом центробежного литья, катаные трубы.

Однако при использовании для ЭШН любых типов расходных электродов имеет место неравномерное по высоте проплавление наплавляемой заготовки. По ходу электрошлакового процесса глубина проплавления возрастает. Причем предотвратить это явление не удастся путем программируемого изменения мощности, поскольку в классическом процессе с использованием расходных электродов существует прямая связь между мощностью,

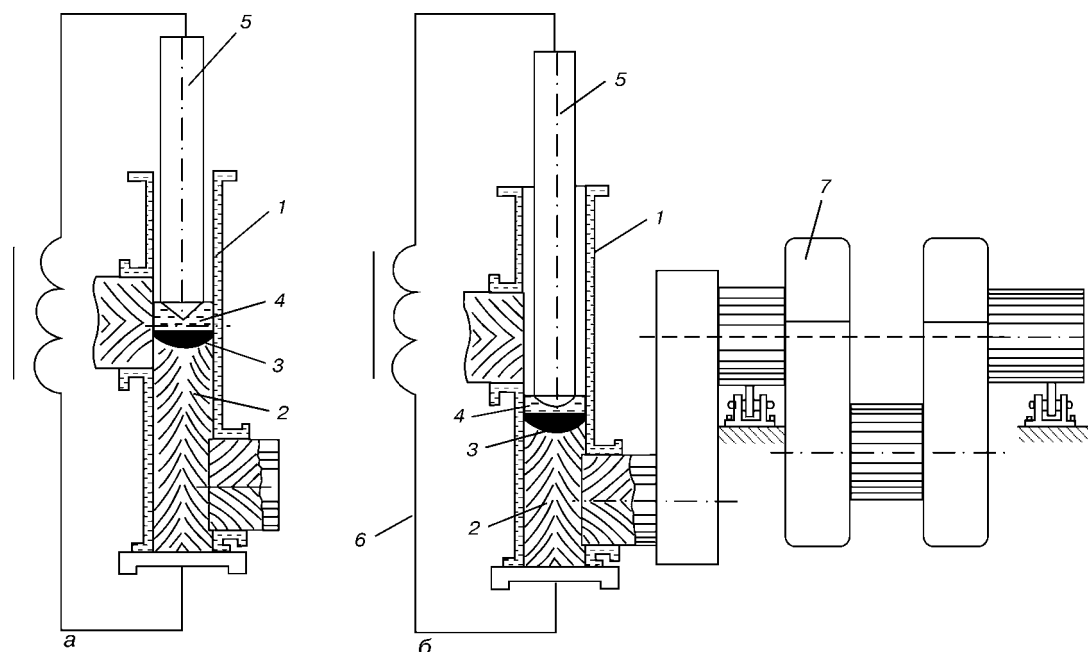


Рис. 2. Схема электрошлакового литья коленчатого вала целиком: *а* — выплавка первой щеки с приплавлением щеек; *б* — выплавка коленчатого вала; обозн. 1–6 см. на рис. 1; 7 — коленчатый вал

выделяемой в шлаковой ванне, и количеством металла, расплавляемого в ней [14].

Значительно изменить энергетическую ситуацию в шлаковой ванне удалось благодаря применению в ходе ЭШН токоподводящего кристаллизатора (ТПК), позволяющего вводить в шлаковую ванну энергию независимо от количества расплавляемого в ней металла и, таким образом, отказаться от использования расходующихся электродов. При ЭШН цилиндрических заготовок ТПК дает возможность проще поддерживать неизменной глубину проплавления по длине выплавляемой заготовки [15].

При помощи ТПК осуществляют ЭШН, используя кусковой присадочный материал в виде дробы, стружки, сечки или мелких кусков (рис. 3, *а*) [16],

а также подавая в шлаковую ванну отдельными порциями жидкий металл, предварительно расплавленный в другом агрегате, например в индукционной печи (рис. 3, *б*) [9].

С помощью ЭШЛ с приплавлением (третий способ), как правило, получают на полуфабрикате крупного изделия приливы в виде различных патрубков. Для этого кристаллизатор, предназначенный для формирования литого патрубка, устанавливают непосредственно на корпус будущего изделия (рис. 4). Предварительно в корпусе в местах расположения будущих патрубков высверливают технологические отверстия и над ними соосно устанавливают кристаллизатор. Патрубок формируют способом ЭШП расходующего электрода, изготовленного из той же стали, что и корпус изделия. В процессе выплавки патрубка происходит его сплавление с корпусом. При дальнейшей обработке полученного полуфабриката по оси патрубков высверливают отверстия необходимого диаметра.

Этот способ ЭШЛ с приплавлением, созданный Институтом электросварки им. Е. О. Патона, нашел применение при серийном изготовлении сепараторов пара и компенсаторов объема для атомных электростанций. На одном корпусе сепаратора пара имеется 432 патрубка диаметром 105 мм из стали 22К, а на корпусе компенсатора объема — 108 патрубков диаметром 150 мм из той же стали. Для их выплавки применяют специальный стенд, обеспечивающий точное позиционирование кристаллизатора относительно оси будущего патрубка и осуществление в нем ЭШН [17, 18].

Подобным способом патрубки с фланцами выплавляют на корпусе клапана Ду 800 из стали 20 для второго контура энергоблока АЭС. Предварительно сам корпус выплавляют способом ЭШЛ [10]. Аналогично выплавляют цилиндрические патрубки на крышках задвижек Ду 400 из стали 20 для трубопроводов блока РБМК 1000 АЭС, а также на крышке паровой коробки из стали 15Х1М1Ф [19].

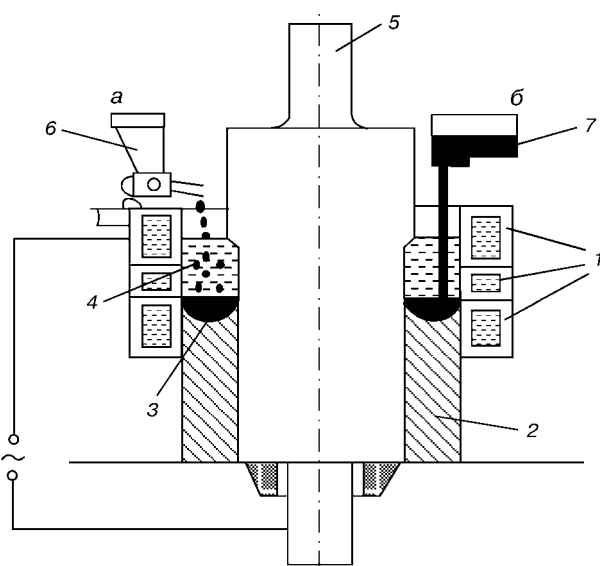


Рис. 3. Электрошлаковая наплавка валков в ТПК: *а* — с подачей в шлаковую ванну кускового присадочного материала; *б* — с подачей в шлаковую ванну жидкого металла; обозн. 1–4 см. на рис. 1; 5 — наплавляемая заготовка; 6 — дозатор подачи кускового материала; 7 — емкость для подачи жидкого металла



Подобным образом изготавливают детали типа ступицы на полном валу из стали 38 ХС, для чего заранее изготовленный полый вал вставляют в кристаллизатор и выплавляют в нем фланец с одновременным приплавлением к валу [20].

Широкому внедрению деталей ответственного назначения для судостроительной, химической, энергетической и других отраслей промышленности, полученных способом ЭШЛ с приплавлением, способствовало высокое качество этих изделий и экономическая эффективность их производства. Имеющиеся в литературе данные, полученные на основе различных исследований, и (что особенно важно) положительные результаты эксплуатации убедительно подтвердили это.

Способ ЭШЛ с приплавлением соединяет в одном технологическом процессе ЭШЛ и ЭШС. Заготовки, полученные этим способом, фактически состоят из двух частей с разной структурой металла (заранее изготовленные приплавляемые детали и основная отливка), а также зоны их соединения. Механические свойства такой заготовки прежде всего зависят от качества металла зоны соединения.

Приплавляемые детали, как правило, имеют простую форму и изготавливаются из поковок или проката, что обеспечивает их высокое качество, а в отдельных случаях — способом ЭШЛ и даже ЭШЛ с приплавлением.

Высокое качество литого электрошлакового металла основной части заготовки несомненно, поскольку оно многократно подтверждалось самыми тщательными и разнообразными исследованиями в течение уже многих десятилетий [1].

Особое внимание при разработке технологического процесса ЭШЛ с приплавлением уделяют получению требуемых свойств металла в зоне соединения, включая область термического влияния на металл приплавляемой детали. При ЭШЛ с приплавлением масса отливаемой части заготовки значительно превышает массу сварного шва при ЭШС. Поэтому несмотря на то, что при литье с приплавлением в шлаковой ванне выделяется значительно большее количество теплоты, чем при ЭШС, скорость приплавления мала и, по нашим оценкам, составляет 0,2... 0,4 м/ч, тогда как при ЭШС металла толщиной 100 мм она не менее 0,8 м/ч [21].

Низкая скорость приплавления способствует более растянутому во времени термическому циклу, чем при обычном ЭШС, и более длительному пребыванию металла приплавляемой детали в условиях высокой температуры. Такой термический цикл вызывает неблагоприятное изменение структуры металла переходного слоя и требует дополнительного изучения.

Имеющиеся данные свидетельствуют, что в условиях ЭШС низколегированных и легированных конструкционных сталей, как и при ЭШЛ с приплавлением заготовок из этих сталей, в зоне термического влияния зафиксированы значительный рост зерна, образование видманштеттовой структуры и ферритных оторочек по границам зерен. Это вызывает значительное снижение пластичности и вязкости металла в зоне перегрева. Для восстановления свойств металла в этой зоне после сварки низколегированных сталей с низким содержанием углерода

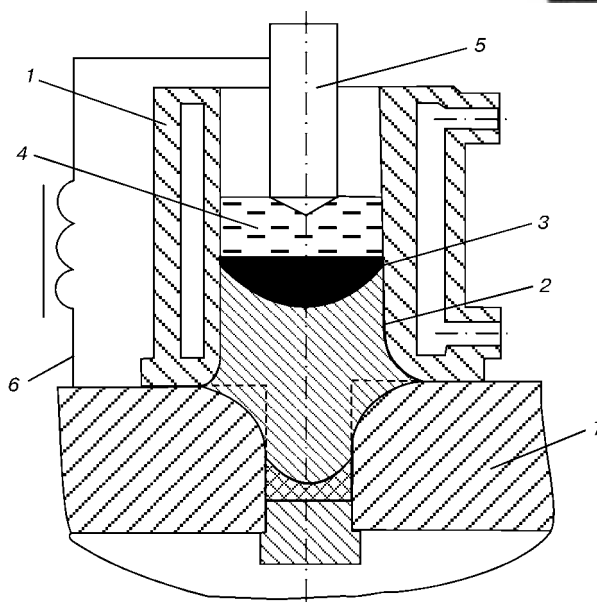


Рис. 4. Схема процесса электрошлаковой выплавки патрубков: обозн. 1–6 см. на рис. 1; 7 — основное изделие

иногда применяют лишь высокий отпуск. Однако в большинстве случаев для получения требуемых свойств необходимо нагревать изделие до температуры полного или частичного аустенитного превращения.

При ЭШЛ с приплавлением задача получения высоких параметров свойств в зоне перегрева успешно решена. Так, в кривошипных коленчатых валах из стали 20Г мощных судовых дизелей качество ЭШЛ металла щек и шеек в зоне приплавления после отжига и последующей нормализации с отпуском значительно превосходит качество металла кривошипов, изготавливаемых обычным литьем, по значениям не только прочности, пластичности и вязкости [7], но и усталостной прочности [22]. При этом свойства металла в зоне приплавления ничем не отличаются от электрошлакового литого металла щек, не подвергавшегося перегреву. При детальном исследовании качества ЭШЛ коленвалов после их длительной эксплуатации на судах не выявлено каких-либо дефектов [23].

В ходе многочисленных исследований качества металла переходной зоны и патрубков, выплавленных на корпусах оборудования АЭС из стали 22К зафиксировано, что и на этой стали после нормализации с отпуском достигают полного восстановления свойств металла в зоне перегрева. Исследования структуры металла переходной зоны, его механических свойств, склонности к охрупчиванию и сопротивлению малоциклового усталости показали полную идентичность свойств металла этой зоны и основного металла корпуса изделия и литого электрошлакового металла патрубка [17, 18].

Аналогичные результаты по устранению последствий перегрева получены и при изготовлении способом ЭШЛ с приплавлением заготовок деталей типа ступицы из легированной стали с повышенным содержанием углерода марки 38ХС [20]. После отжига и закалки в масле с последующим отпуском механические свойства металла в зоне сплавления не отличались от таковых металла в других местах заготовки и были выше требуемых стандартом для



этой марки стали. Более того, у некоторых образцов из зоны сплавления обнаружено заметно большее значение ударной вязкости, чем у образцов из участков заготовки, не подвергавшихся перегреву при изготовлении.

При производстве композиционных валков (сталь-чугун) путем наплавки в ТПК хромистого чугуна присадкой в виде дробы [24] значения скоростей наплавки и приплавления при ЭШЛ близки (около 0,4 м/ч). Поскольку температура плавления применяемого для наплавки хромистого чугуна ниже температуры плавления стали, зона термического влияния наплавки на стальной заготовке имеет более низкую максимальную температуру и в ней не обнаружено металла с видманштеттовой структурой. Механические свойства металла зоны термического влияния не указываются, сообщается лишь о некотором повышении его твердости.

Таким образом, последствия неблагоприятного воздействия растянутого термического цикла ЭШЛ на приплавляемые стальные детали, как показывает опыт, устраняет термическая обработка с нагревом отливки выше температуры аустенитного превращения и последующий отпуск. Во многих случаях она совпадает с режимом термической обработки используемой стали, требуемой для приобретения ею необходимых свойств.

При разработке технологии ЭШЛ с приплавлением следует учитывать разную чувствительность сталей к воздействию на них термических циклов и тщательно отрабатывать режим их термической обработки для достижения требуемого уровня механических свойств.

Выводы

1. Установлено, что наиболее универсальным способом получения высококачественных массивных стальных заготовок сложной формы является ЭШЛ с приплавлением, применение которого в настоящее время может оказаться весьма эффективным для развития многих отраслей машиностроения.

2. Показано, что способ ЭШЛ с приплавлением гарантирует получение механических свойств металла заготовок на уровне таковых литого электрошлакового металла.

3. Определено, что ЭШЛ с приплавлением является наиболее экономичным по сравнению с другими способами ЭШЛ по стоимости оснастки и вспомогательных материалов, расходу электроэнергии и использованию металла.

4. Показано, что при разработке технологических процессов ЭШЛ с приплавлением следует изыскивать возможность влиять на уровень части рабочего тока, который шунтируется приплавляемыми деталями.

5. Определено, что для каждой конкретной марки стали, используемой при изготовлении заготовок способом ЭШЛ с приплавлением, необходимо отработать режим термической обработки, обеспечивающий получение требуемых механических свойств.

1. *Электрошлаковый металл* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1981. — 680 с.
2. *Электрошлаковый переплав* / Б. И. Медовар, Ю. В. Латаш, Б. И. Максимович, Л. М. Ступак. — М.: Металлургиздат, 1963. — 170 с.

3. *Патон Б. Е., Медовар Б. И., Бойко Г. А.* Электрошлаковое литье. Обзор. — М.: НИИМАШ, 1974. — 70 с.
4. *Заполнение шлаком и металлом охлаждаемых кристаллизаторов при электрошлаковом литье изделий сложной формы* / В. Л. Шевцов, И. И. Кумыш, Г. С. Маринский и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1975. — № 2. — С. 26–31.
5. *Электрошлаковое литье заготовок корпусов фонтанной арматуры высокого давления* / В. Л. Шевцов, В. Я. Майданник, М. Л. Жадкевич и др. // Там же. — 1998. — № 4. — С. 3–12.
6. *Ксендзык Г. В.* Возможности и перспективы электрошлаковой наплавки. // Новые способы механизированной наплавки. — Киев: ИЭС, 1968. — С. 49–57.
7. *Электрошлаковое литье в производстве коленчатых валов крупных судовых дизелей* / Б. И. Медовар, Г. А. Бойко, Л. В. Попов и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1979. — № 10. — С. 37–41.
8. *Получение заготовок коленчатых валов газомотокомпрессоров методом электрошлакового литья* / В. В. Бежин, Р. С. Дубинский, Б. И. Медовар и др. // Электрошлаковая технология. — Киев: Наук. думка, 1983. — С. 101–106.
9. *Медовар Б. И., Медовар Л. Б., Маенко В. Я.* Развитие электрошлакового процесса в специальной электрометаллургии // Автомат. сварка. — 1999. — № 9. — С. 7–12.
10. *Аликин А. П., Бойко Г. А.* Электрошлаковое литье в химическом машиностроении // Электрошлаковая технология. — Киев: Наук. думка, 1983. — С. 123–128.
11. *Южанин Ж. И.* Комбинированные (ЭШП+прокат) заготовки резцедержавок тяжелых карусельных станков // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1976. — № 5. — С. 45–46.
12. *Миронов Ю. М.* Электрошлаковые печи для плавки и литья. Учеб. пособие. — Чебоксары: Изд-во Чуваш. ун-та, 2005. — 294 с.
13. *Ксендзык Г. В.* Кольцевая электрошлаковая наплавка цилиндрических деталей в вертикальном положении // Автомат. сварка. — 1966. — № 5. — С. 63–67.
14. *Ксендзык Г. В.* Некоторые закономерности проплавления основного металла при кольцевой электрошлаковой наплавке // Высокопроизводительные процессы наплавки и наплавочные материалы. — Коммунарск, 1973. — С. 26–33.
15. *Кусков Ю. М.* Наплавка в токоподводящем кристаллизаторе — перспективное направление развития электрошлаковой технологии // Автомат. сварка. — 1999. — № 9. — С. 76–80.
16. *Кусков Ю. М.* Электрошлаковый процесс и технология наплавки дискретными материалами в токопроводящем кристаллизаторе: Дис. ... д-ра техн. наук. — Киев: ИЭС, 2005. — С. 307 с. (Машинопис.)
17. *Новый прогрессивный технологический процесс изготовления патрубков на корпусах оборудования АЭС методом электрошлаковой выплавки* / Б. Е. Патон, Л. В. Тупицын, Ю. В. Соболев и др. // Энергомашиностроение. — 1977. — № 1. — С. 27–29.
18. *Фойта А., Розкошны К.* Опыт электрошлаковой выплавки патрубков компенсатора объема // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1988. — № 1. — С. 37–43.
19. *Кризер Ю. Н., Нечаев Е. А., Карпов О. С.* Электрошлаковая выплавка в энергетическом машиностроении // Там же. — 1985. — № 3. — С. 24–28.
20. *Цыгузов Л. Г., Ковалев В. Г., Бойко Г. А.* Технологические схемы ЭШЛ заготовок деталей типа ступица // Там же. — 1991. — № 1. — С. 11–15.
21. *Электрошлаковая сварка и наплавка* / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1980. — 511 с.
22. *Гончаров И. Т., Егоров С. П.* Исследование усталостной прочности кривошипов коленчатых валов судовых дизелей, изготовленных методом электрошлакового литья // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1984. — № 21. — С. 39–41.
23. *Опыт применения технологии электрошлакового литья в производственном объединении «Брянский машиностроительный завод»* / Л. В. Попов, С. С. Анциферов, Г. А. Бойко и др. // Электрошлаковая технология: Сб. ст. — Киев: Наук. думка, 1983. — С. 118–122.
24. *Ксендзык Г. В.* Переходная зона при электрошлаковой наплавке дробью хромистого чугуна на сталь // Новые процессы наплавки, свойства наплавленного металла и переходной зоны: Сб. ст. — Киев: ИЭС, 1984. — С. 120–124.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 07.05.2007



ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СПОСОБ ИСПАРЕНИЯ ГРАФИТА И ПОЛУЧЕНИЕ КОНДЕНСАТОВ, СВОБОДНЫХ ОТ ПРИМЕСЕЙ ВОЛЬФРАМА

Ю. А. Курапов, Б. А. Мовчан

Исследованы закономерности испарения и конденсации углерода при его электронно-лучевом испарении через расплав вольфрама в условиях прямого и отраженного паровых потоков. Вследствие разделения парового потока получен конденсат углерода без примеси вольфрама.

Mechanisms of evaporation and condensation of carbon at its electron-beam evaporation through a tungsten melt in the conditions of direct and reflected vapour streams are investigated. Owing to splitting a vapour stream, carbon condensate without tungsten impurity is produced.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение; расплав вольфрама; испарение и конденсация углерода; примеси вольфрама; прямой паровой поток; рефлектор; отраженный паровой поток; реиспарение; критическая температура конденсации

В работе [1] рассмотрены результаты исследования некоторых закономерностей электронно-лучевого испарения и конденсации углерода из расплава вольфрама. В силу разности степени упругости паров из ванны преимущественно испаряется углерод. Это позволяет существенно повышать скорость электронно-лучевого испарения углерода и получать при этом достаточно мощный паровой поток данного материала. Недостатком указанного способа получения углеродсодержащих материалов является наличие в конденсате небольшого количества тугоплавкой примеси. Концентрация вольфрама при испарении углерода через расплав вольфрама может составить от 2,5 до примерно 10 мас. % в зависимости от режима испарения [1, 2].

Очистка углеродсодержащих материалов от примесей и прежде всего от примесей тугоплавких металлов является довольно трудоемким процессом, который может в ряде случаев вызвать деградацию структурных составляющих материала. С другой стороны, для ряда областей применения, например электроники, медицины, необходимы достаточно чистые углеродсодержащие материалы с наноразмерной структурой. В связи с этим весьма актуальной является задача очистки парового потока углерода от примеси вольфрама непосредственно в процессе получения углеродсодержащих материалов.

Решить данную проблему можно путем использования техники получения покрытий отраженными молекулярными пучками. Так, в работе [3] пред-

ложен способ нанесения покрытия отраженным молекулярным пучком от вогнутого экрана. В качестве испаряемых материалов использовали олово и цинк, т. е. материалы с низкой температурой плавления.

Исследования процессов реиспарения при вакуумной конденсации меди, никеля, железа и титана представлены в работах [4, 5]. Конденсация этих материалов осуществляется до определенной критической температуры $T_{кр}$ подложки, выше которой процесс отсутствует. Установлено влияние температуры плавления конденсирующегося металла на $T_{кр}$. С увеличением температуры плавления конденсирующегося металла $T_{кр}$ возрастает. Для конденсатов меди, никеля, железа и титана $T_{кр} = 0,75... 0,79T_{пл}$. Эффект критической температуры конденсации обусловлен тем, что среднее время жизни адсорбированного атома на поверхности (до реиспарения) уменьшается с увеличением температуры подложки [6–8]. При температуре подложки выше $T_{кр}$ атомы конденсирующегося металла отличаются энергией, необходимой для преодоления потенциального рельефа подложки и испарения с ее поверхности.

Исходя из результатов исследований зависимости коэффициента конденсации углеродного покрытия от температуры молибденовой подложки в работе [9] рассчитана критическая температура $T_{кр} = 1150$ °С. Относительно низкую критическую температуру в приведенных условиях конденсации здесь объясняют тем, что паровой поток испаряемого через вольфрамовую ванну углерода состоит из кластеров размером примерно 1... 2 нм.

Цель настоящей работы заключается в исследовании закономерностей испарения и конденсации углерода в условиях прямого и отраженного паро-

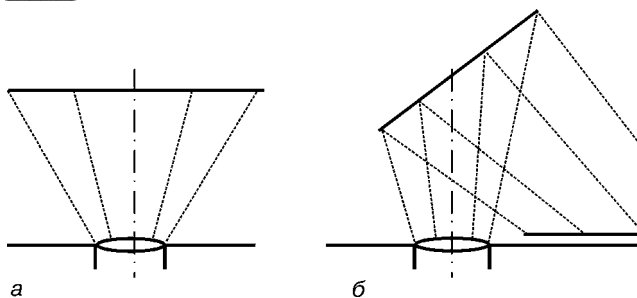


Рис. 1. Схемы электронно-лучевого испарения и конденсации парового потока углерода: а — прямого; б — отраженного

вых потоков при электронно-лучевом испарении его из ванны жидкого вольфрама.

Эксперименты проводили в электронно-лучевой установке УЭ-150. Вакуум в рабочей камере составлял $1,33 \cdot 10^{-2}$ Па, внутренний диаметр тигля — 50 мм. Испаряемый стержень диаметром 48,5 мм и высотой 200 мм изготовили из мелкозернистого графита марки МГ-1. На расходимый торец графитового стержня поместили шайбу диаметром 48,5 мм из вольфрама марки ВЧ массой 125 г. Конденсацию парового потока углерода осуществляли по двум схемам (рис. 1). В качестве подложек (рис. 1, а) и рефлектора (рис. 1, б) использовали пластины молибдена $210 \times 170 \times 4$ мм; подложки для конденсации отраженного парового потока (рис. 1, б) — листовой поддон из железа размерами $500 \times 500 \times 1$ мм.

Испарение графита осуществляли при различных значениях мощности электронного луча в пределах 27...42 кВт (ток луча соответствовал 1,15; 1,3; 1,5; 1,7А) при фиксированном ускоряющем напряжении 24 кВ. Массу навески вольфрама поддерживали постоянной.

Зависимости скорости конденсации прямого потока углерода от скорости его испарения и температуры подложки представлены на рис. 2, где штриховой линией нанесена аналогичная зависимость, полученная в работе [2] для температуры подложки 1000°C . Скорость конденсации определяли исходя из толщины конденсатов, полученных при различных режимах испарения. Анализ этих данных свидетельствует о снижении скорости конденсации углерода на молибденовой подложке с увеличением температуры последней, что согласуется с данными работы [9], где изучали зависимость коэффициента конденсации углерода от температу-

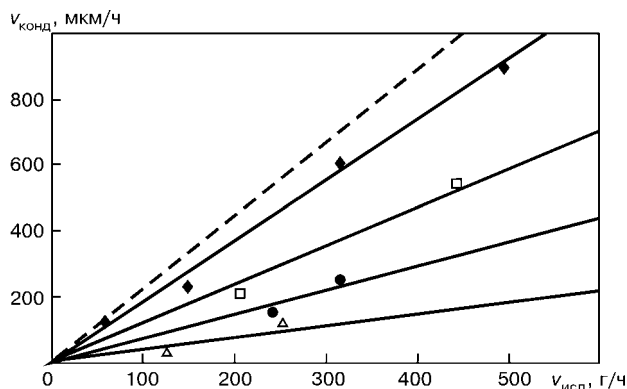


Рис. 2. Зависимость скорости конденсации прямого потока углерода от скорости испарения и температуры подложки (эксперимент); $^\circ\text{C}$: --- — 1000 [1]; $\blacklozenge$ — 1200; $\square$ — 1350; $\bullet$ — 1500; Δ — 1650

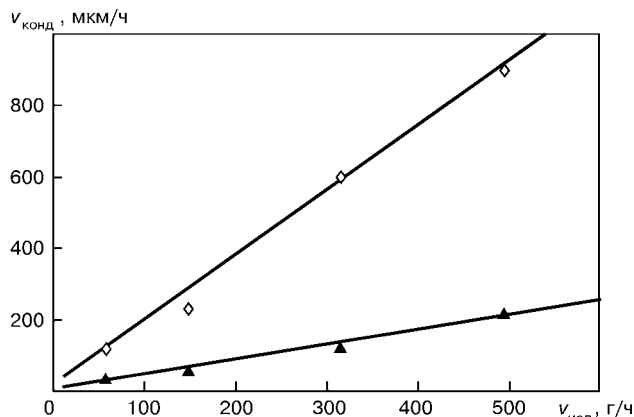


Рис. 3. Зависимости скорости конденсации прямого и отраженного паровых потоков углерода от скорости его испарения: $\blacklozenge$ — прямой ($T_{\text{пл}} = 1200^\circ\text{C}$); $\blacktriangle$ — отраженный поток ($T_{\text{рефл}} = 1200^\circ\text{C}$; $T_{\text{пл}} = 400^\circ\text{C}$)

ры молибденовой подложки в области критической температуры.

Зависимости скорости конденсации прямого и отраженного паровых потоков углерода от скорости его испарения представлены на рис. 3. Прямой паровой поток конденсировали на молибденовой подложке, нагретой до температуры 1200°C (рис. 1, а). Отраженный паровой поток, полученный с помощью рефлектора, нагретого до температуры 1200°C , конденсировали на железный поддон при температуре 400°C (рис. 1, б). Экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что скорость конденсации отраженного парового потока в 5...6 раз ниже, чем прямого.

При испарении (рис. 1, б) контролировали содержание примеси вольфрама в конденсатах, полученных на рефлекторе и подложке. Массовую долю вольфрама в конденсате определяли с помощью растрового электронного микроскопа CamScan с рентгеновской приставкой INCA-200 Energy. Пробы на анализ отбирали с центра рефлектора и на расстоянии 60 мм от центра, а также с центральной зоны поддона (рис. 4).

Процесс снижения количества вольфрама в конденсате рефлектора при малой скорости испарения графита связан [1] с увеличением массовой доли углерода в расплаве вольфрама в результате его растворения и доставки на реакционную поверхность конвективными потоками с учетом возраста-

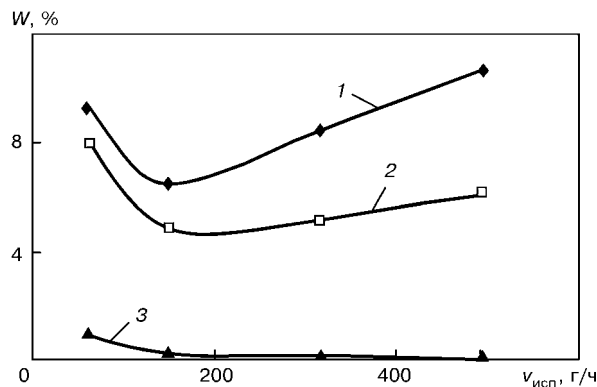


Рис. 4. Зависимость содержания вольфрама в конденсате от скорости испарения графита (рис. 1, б): 1 — в центре рефлектора ($T_{\text{рефл}} = 1200^\circ\text{C}$); 2 — на расстоянии 60 мм от центра рефлектора; 3 — на поддоне ($T_{\text{пл}} = 400^\circ\text{C}$)



ния объема жидкой ванны вольфрама и площади контакта расплава с твердым углеродом.

Увеличение скорости испарения графита при повышении мощности нагрева до 180 г/ч способствует насыщению расплава углеродом за счет стабилизации размера ванны и установления постоянной площади контакта жидкого вольфрама с твердым углеродом, в результате чего наступает некоторое равновесное содержание вольфрама, согласно диаграмме состояния W–C [2]. По мере дальнейшего повышения скорости испарения графита до 500 г/ч снижение массовой доли вольфрама в конденсате (в периферийных областях рефлектора) приостанавливается и возрастает лишь в центре рефлектора. В то же время содержание вольфрама в конденсате углерода на поддоне снижается практически на порядок (0... 0,92 мас. %).

Зависимости массовой доли вольфрама в конденсатах рефлектора и поддона от температуры нагрева рефлектора, представленные на рис. 5, получены для двух скоростей испарения углерода — 150 и 500 г/ч. Исследование влияния коэффициента реиспарения, т. е. температуры нагрева рефлектора, на содержание примеси вольфрама в конденсатах рефлектора и поддона показало, что если при слабом режиме испарения углерода (150 г/ч, рис. 5, а) массовая доля вольфрама в конденсатах рефлектора монотонно возрастает от 5... 6 до 7... 9 % с увеличением температуры рефлектора от 1200 до 1700 °С, то в конденсатах поддона содержание примеси вольфрама изменяется соответственно от 0,22 до 0,68 %.

При интенсивном режиме испарения углерода (500 г/ч, рис. 5, б) содержание вольфрама в конденсате рефлектора характеризуется разбегом 6... 10 % с максимумом 9... 13 %, причем существенная разница в его количестве по поверхности рефлектора объясняют преимущественно разделением парового потока по массам и изменением профиля поверхности жидкой ванны расплава. В то же время конденсаты поддона на всех режимах изменения температуры рефлектора при интенсивном испарении углерода (рис. 5, б) не содержат примеси вольфрама.

Вероятно, что в процессе конденсации на более нагретую поверхность рефлектора определенная доля частиц парового потока углерода отразится от поверхности рефлектора, участвуя таким образом в процессе реиспарения. Например, экспериментальный коэффициент конденсации углерода на рефлекторе, определенный как отношение полученной нами скорости конденсации углерода при $T_{\text{реф}} = 1200$ °С к скорости конденсации углерода, полученной в работе [9] для $T_{\text{п}} = 1000$ °С (штриховая линия, рис. 2), составляет 0,82, что согласуется с результатами исследования работы [9]. В таком случае 18 % парового потока углерода должно реиспариться и сконденсироваться на поддоне, что подтверждается экспериментальными данными (рис. 3).

Значительная часть атомов вольфрама, попадая на поверхность рефлектора, нагретого ниже $T_{\text{кр}}$ для вольфрама, конденсируется на нем, а кластерный поток углерода (для которого $T_{\text{кр}} = 1150$ °С [9]) отражается частично от рефлектора с учетом коэффициента реиспарения, определяемого температурой нагрева рефлектора. Таким образом, рефлектор, выполняя в данном случае роль сепаратора,

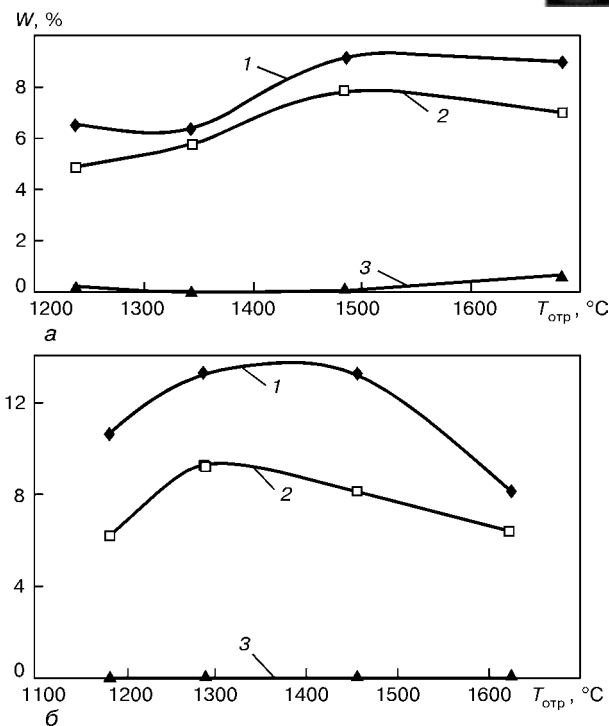


Рис. 5. Зависимости содержания вольфрама в конденсатах рефлектора и поддона от температуры нагрева рефлектора при следующих значениях скорости испарения углерода: а — 150 г/ч; б — 500 г/ч; 1 — в центре рефлектора; 2 — на расстоянии 60 мм от центра рефлектора; 3 — на поддоне

очищает паровой поток углерода от вольфрама и позволяет получать конденсаты с малым содержанием примеси вольфрама или даже без него.

Результаты проведенных исследований свидетельствуют о возможности полной очистки парового потока углерода от примеси вольфрама и получения чистых конденсатов углерода.

1. Мовчан Б. О., Курапов Ю. А., Крушинская Л. А. Исследование некоторых закономерностей электронно-лучевого испарения и конденсации углерода // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 1. — С. 8–10.
2. Чуйков Ю. Б., Мовчан Б. А., Гречанюк Н. И. Некоторые закономерности электронно-лучевого испарения углерода через расплавленную вольфрамовую ванну // Спец. электрометаллургия. — 1987. — № 63. — С. 43–48.
3. Палатник Л. С., Грищенко Ю. И. Рефлектор для конденсации пленок с заданным распределением толщины // Завод. лаб. — 1967. — № 7. — С. 774–776.
4. Мовчан Б. А., Ушакова С. Е., Ляхов В. И. Исследование процессов реиспарения при вакуумной конденсации меди, никеля, железа и титана // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1980. — № 13. — С. 66–69.
5. Мовчан Б. А., Ушакова С. Е., Ляхов В. И. Исследование отражения паровых потоков никеля и меди от нагретых поверхностей // Там же. — 1981. — № 15. — С. 49–52.
6. Комник Ю. Ф. Характерные температуры конденсации тонких пленок // Физика твердого тела. — 1964. — 6, № 10. — С. 2897–2908.
7. Палатник Л. С., Комник Ю. Ф. О критической температуре конденсации Вi, Sb и Pb // Докл. АН СССР. — 1960. — 134, № 2. — С. 337–340.
8. Семенов Н. Н. К теории адсорбции и конденсации // Журн. физ.-хим. обраб. неорг. материалов. — 1930. — № 62. — С. 33–39.
9. Структура углеродных материалов, получаемых электронно-лучевым испарением и конденсацией в вакууме / Б. А. Мовчан, Г. Ф. Бадиленко, Ю. Б. Чуйков, Т. А. Молдина // Спец. электрометаллургия. — 1992. — № 70. — С. 39–42.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 20.04.2007



ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА, ФОРМИРУЕМОГО КОЛЬЦЕВЫМ КАТОДОМ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ЗОННОЙ ПЛАВКЕ

В. Ф. Демченко, Е. А. Аснис, А. Б. Лесной,
С. П. Заболотин, Н. Е. Шегельский

Методом разрезного анода исследовано распределение плотности электронного тока на поверхности цилиндрического металлического образца, оценены ширина зоны нагрева и эффективный коэффициент полезного действия источника тепла при электронно-лучевой бестигельной зонной плавке

Using the split anode method the distribution of density of electron current on the surface of cylindrical metal sample was investigated, the width of heating zone and effective efficiency of heating source in electron-beam crucible-free zonal melting are estimated.

Ключевые слова: электронный луч; зонная плавка; электронный ток; разрезной анод

Теоретическое обоснование эксперимента. Для анализа теплового состояния и размеров расплавленной зоны при выращивании монокристалла кремния способом электронно-лучевой бестигельной зонной плавки (ЭЛЗП) необходимо иметь количественные данные о характеристиках источника электронно-лучевого нагрева — ширины зоны нагрева, коэффициента полезного действия (КПД) и плотности распределения источника тепла на поверхности образца. При ЭЛЗП с кольцевым катодом цилиндрический образец (анод) нагревается электронным лучом, который в процессе плавки перемещается вдоль образца с постоянной скоростью v . Нагреваемый образец и стенки камеры являются анодом, поэтому часть потока электронов, генерируемого катодом, взаимодействует с образцом, другая часть электронов падает на стенки вакуумной камеры. В соответствии с этим анодный ток I_A можно представить в виде двух слагаемых: $I_A = I_{обр} + I_{кам}$, где $I_{обр}$, $I_{кам}$ — составляющие анодного тока, приходящиеся соответственно на образец и стенки вакуумной камеры.

Пусть z — аксиальная координата, $i(z, t)$ — распределение ленточной плотности электронного тока в образце в момент времени t (под ленточной плотностью тока подразумевают ток, приходящийся на участок кольцевой поверхности образца единичной длины). Для нахождения $i(z, t)$ используем идею метода разрезного анода. С этой целью рассмотрим составной анод из двух соосных цилинд-

рических образцов 1 и 2 (суммарная длина L разрезного анода равна длине цельного анода).

Между двумя частями разрезного анода при сборке устанавливали узкую щель для исключения перетекания тока между частями разрезного анода (рис. 1).

Образец 1 имеет непосредственный электрический контакт со стенками вакуумной камеры, образец 2 через сопротивление R параллельно с вольтметром V замыкается на стенку камеры. При обработке результатов экспериментов измеряли напряжение U , которое по закону Ома пересчитывали на ток, проходящий через образец 2. При произвольном расположении электронного луча относительно щели между образцами 1 и 2 его можно записать как

$$I_{обр}(t) = I_{обр}^{(1)}(t) + I_{обр}^{(2)}(t), \quad (1)$$

где $I_{обр}^{(1)}(t)$, $I_{обр}^{(2)}(t)$ — составляющие анодного тока, приходящиеся соответственно на образцы 1 и 2. В этом соотношении учтено падение электронного пучка на образец под углом 80° , поэтому при малой ширине щели можно не принимать во внимание перетекание электронов через щель. КПД электронно-лучевого нагрева, рассчитанный относительно доли анодного тока, протекающего через образец, можно представить в виде

$$\eta = \frac{I_{обр}}{I_A}. \quad (2)$$



Для определения КПД необходимо измерить $I_{\text{обр}}$ и I_A , однако этого недостаточно для оценки ширины зоны нагрева и распределения плотности теплового потока на поверхности образца.

Основная идея метода разрезного анода заключается в том, чтобы измерить одну из составляющих тока $I_{\text{обр}}^{(1)}(t)$ или $I_{\text{обр}}^{(2)}(t)$ при различных положениях электронного пучка относительно щели и затем восстановить по измеренным характеристикам распределение ленточной плотности электронного тока по поверхности образца. При проведении эксперимента фиксировали ток $I_{\text{обр}}^{(2)}(t)$ и дополнительно измеряли анодный ток I_A , который поддерживали в ходе плавки постоянным. Обозначим через ζ координату щели составного образца. Тогда при произвольном расположении пучка относительно щели можно записать

$$I_{\text{обр}}^{(2)}(t) = \int_{\zeta}^L i(z, t) dz. \quad (3)$$

Длина образца 2 и начальное расположение каретки катода выбирали таким образом, чтобы ток $I_{\text{обр}}^{(2)}(t)$ в образце 2 в начальный момент времени $t = 0$ отсутствовал. Затем каретка перемещалась с постоянной скоростью v в направлении образца 2, и при каждом положении каретки измеряли ток $I_{\text{обр}}^{(2)}$ как функцию времени t . Ленточная плотность тока в образце 2 при непрерывном перемещении каретки является функцией двух переменных — пространственной координаты z и времени t , т. е. $i = i(z, t)$. С учетом отсутствия каких-либо динамических процессов, могущих влиять на распределение ленточной плотности тока, функция $i(z, t)$ удовлетворяет условию квазистационарности, которое можно определить следующим образом. Для любых z , t и приращения времени dt функция $i(z, t)$ удовлетворяет условию

$$i(z + v dt, t) = i(z, t). \quad (4)$$

Из выражения (4) следует, что полный дифференциал функции $i(z, t)$ равен нулю. Поскольку $i(z + v dt, t + dt) = i(z, t) + v \frac{\partial i}{\partial z} dt + \frac{\partial i}{\partial t} dt$, то из формулы (4) следует условие квазистационарности распределения плотности тока $i(z, t)$

$$v \frac{\partial i}{\partial z} = \frac{\partial i}{\partial t}. \quad (5)$$

Проинтегрируем уравнение (5) по длине образца 2 в пределах $[\xi, L]$:

$$v[i(L, t) - i(\xi, t)] = - \frac{d}{dt} \int_{\xi}^L i(z, t) dz. \quad (6)$$

Примем во внимание выражение (3), тогда уравнение (6) можно переписать в виде

$$\frac{dI_{\text{обр}}^{(2)}}{dt} = v[i(\xi, t) - i(L, t)]. \quad (7)$$

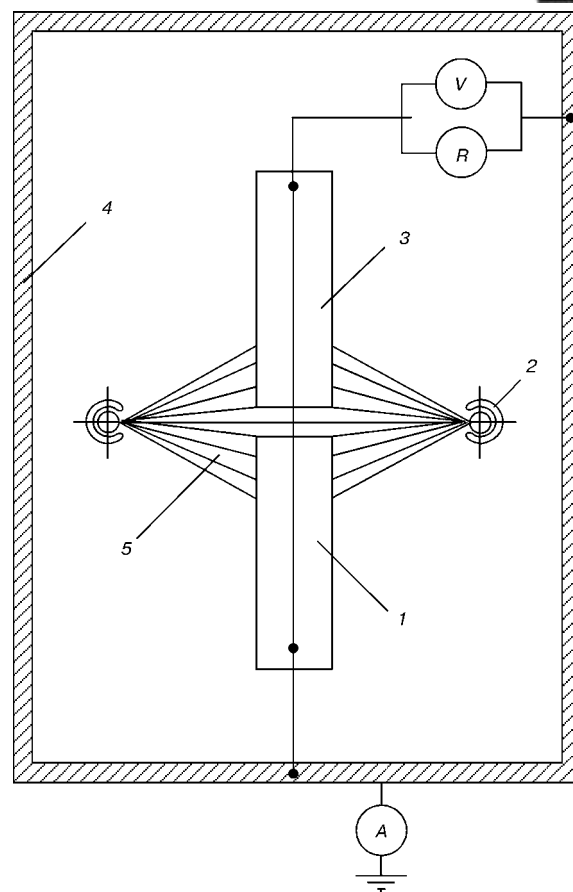


Рис. 1. Схема разрезного анода и расположение измерительных приборов: 1, 3 — образцы 1 и 2; 2 — кольцевой катод; 4 — стенка вакуумной камеры; 5 — электронный луч

Из уравнения (7) вытекает, что длину образца 2 целесообразно выбирать настолько большой, чтобы при полном смещении пучка на образец 2 (т. е. при условии, что $I_{\text{обр}}^{(1)} = 0$) ленточная плотность тока на торце $z = L$ образца 2 равнялась нулю. Как оказалось при проведении эксперимента, стандартный образец длиной 100 мм, разрезанный на две равные части, полностью удовлетворяет этому условию.

Пусть $l(t) = vt$ — перемещение пучка за время t . Тогда с учетом того, что $dl = v dt$, уравнение (7) можно переписать в виде

$$i(\xi, l) = \frac{dI_{\text{обр}}^{(2)}}{dl}. \quad (8)$$

Из этого соотношения, предварительно измерив $I_{\text{обр}}^{(2)}(l)$, путем дифференцирования $I_{\text{обр}}^{(2)}(l)$ можно определить распределение ленточной плотности тока в пятне нагрева образца электронным лучом. Зависимость $I_{\text{обр}}^{(2)} = I_{\text{обр}}^{(2)}(l)$ позволяет также оценить эффективную ширину пятна нагрева образца электронным лучом. Для определения эффективного КПД электронно-лучевого нагревателя, согласно формуле (2), отождествляем анодный ток образца I_A с током, измеряемым амперметром, подключенным к цепи стенка вакуумной камеры—земля (рис. 1).

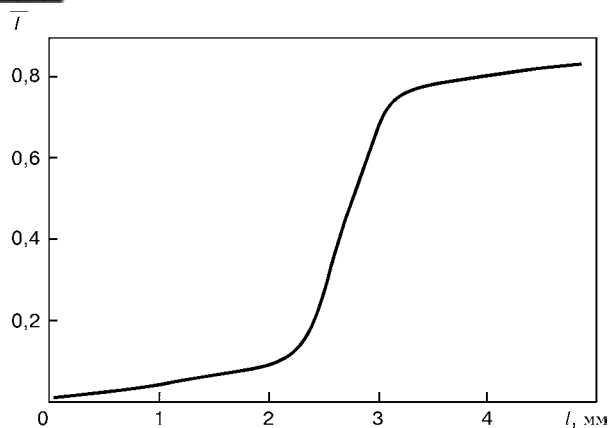


Рис. 2. Изменение безразмерного электронного тока в образце 2 в зависимости от положения каретки электронно-лучевого нагревателя относительно щели разрезного анода

Обработка и анализ результатов экспериментальных исследований. При экспериментальном исследовании распределенных характеристик кольцевого катода следует принимать во внимание, что они, а также количество отраженных электронов могут зависеть от анодного тока I_A и материала анода. В качестве анода использовать кремний нецелесообразно, поскольку в рабочем диапазоне токов при нагреве кремния образуется жидкая фаза, которая заполняет щель, являющуюся электрическим изолятором между составными частями разрезного анода. Таким образом, в качестве материала разрезного анода следует выбирать более тугоплавкие материалы с температурой плавления на 200°C большей, чем кремния. В связи с этим в качестве материала разрезного анода использовали ниобий и титан, причем последний можно рассматривать как имитатор анода из кремния. Исследования проводили для трех вариантов тока: 20, 25 и 30 мА. Для разрезного анода из ниобия использовали первые два режима, а из титана анодный ток поддерживали равным 30 мА. Значения $I_{\text{опр}}^{(2)}(l)$ фиксировали через каждые 30 с, скорость перемещения каретки v для всех вариантов составляла $2 \cdot 10^{-3}$ см/с.

Для анализа влияния материала анода и анодного тока на изменение электронного тока в образце результаты экспериментальных измерений обрабатывали относительно безразмерного тока $\bar{I}(l) = \frac{I_{\text{опр}}^{(2)}(l)}{I_A}$. С погрешностью, неразличимой при графическом построении, результаты трех экспериментов, выраженные в безразмерной форме, являются идентичными (рис. 2).

Это свидетельствует о том, что материал анода и значение анодного тока I_A практически не влияют на КПД, размер анодного пятна и распределение плотности анодного тока на поверхности образца (в последнем случае с точностью до постоянного множителя, пропорционального анодному току).

Приведенные на рис. 2 данные свидетельствуют о том, что КПД источника электронно-лучевого на-

грева равняется 0,83. При этом 17 % мощности составляют потери на отраженные электроны и электроны, пролетающие мимо образца и осаждающиеся на стенках вакуумной камеры.

Для оценки распределения плотности электронного тока $i(l)$ на поверхности образца при фиксированном ζ следует в соответствии с выражением (8) вычислить производную функции $I_{\text{опр}}^{(2)}(l)$. Как следует из работы [1], задача численного восстановления производной по измеренным значениям функции является некорректно поставленной. Действительно, измеренные значения функции $I_{\text{опр}}^{(2)}(l)$ могут отличаться от истинных значений на погрешность измерений $\delta(l)$, являющуюся заведомо негладкой или даже разрывной функцией параметра l , поэтому несмотря на незначительность погрешности измерений, не превышающей несколько процентов, производная функции $\delta(l)$ может быть сколь угодно большой.

В связи с этим для расчета распределения плотности тока (или других распределенных параметров, например плотности теплового потока) по измеренным интегральным характеристикам обычно поступают следующим образом: постулируют закон распределения плотности тока в виде некоторой функциональной зависимости с числовыми параметрами, а затем измеренный ток $I_{\text{опр}}^{(2)}(l)$ используют для идентификации этих параметров [2]. Недостаток такого подхода состоит в том, что выбранный закон распределения функции $i(z)$ может не соответствовать истинному закону распределения искомой функции, а, следовательно, рассчитанные данные не всегда можно считать достоверными. Во избежание погрешностей такого рода следует устойчиво восстановить производную $\frac{dI_{\text{опр}}^{(2)}}{dl}$ по измеренным значениям функции $I_{\text{опр}}^{(2)}(l)$, для чего воспользуемся методом регуляризации некорректно поставленных задач, предложенным в работе [3]. В соответствии с публикацией [1] введем на интервале $[l - \alpha, l + \alpha]$ осредненную функцию

$$I_\alpha(l) = \int_{l-\alpha}^{l+\alpha} \omega_\alpha(l, \tau) \bar{I}_\alpha(\tau) d\tau,$$

где $\omega_\alpha(l, \tau)$ — ядро осреднения:

$$\omega_\alpha(l, \tau) = \frac{C_0}{\alpha} \exp \frac{(l-\tau)^2}{(l-\tau)^2 - \alpha^2},$$

где 2α — длина интервала осреднения (параметр регуляризации). Функция $\omega_\alpha(l, \tau)$ обращается в нуль на концах интервала осреднения, а константа $C_0 = 0,82856884$ выбирается из условия $\bar{I}_\alpha(l) = 1$ при $\bar{I}_\alpha(l) \equiv 1$. Приближенная производная от функции $I_\alpha(l)$ вычисляется по формуле, приведенной в работе [1]:



$$\frac{dI_\alpha}{dl} = \int_{l-\alpha}^{l+\alpha} \rho(l, \tau) \bar{I}_\alpha(\tau) d\tau, \quad (9)$$

$$\text{где } \rho(l, \tau) = \frac{d\omega(l, \tau)}{dl} = \frac{2C_0\alpha(l-\tau)}{[(l-\tau)^2 - \alpha^2]} \exp \left[\frac{(l-\tau)^2}{(l-\tau)^2 - \alpha^2} \right].$$

Таким образом, для устойчивого восстановления производной по измеренным значениям $I_{\text{опр}}^{(2)}(l)$ достаточно вычислить интеграл из выражения (9). Пусть $(0, H)$ — интервал изменения параметра l (в данном эксперименте $H = 50$ мм). Функцию $\bar{I}_\alpha(l)$ экспериментально измерили на интервале $(0, H)$ в виде таблицы значений $\bar{I}_\alpha(l_k)$ для $l = l_k = k\Delta l, (k = \overline{0, N}, kN = H)$. Для повышения точности вычисления интеграла на каждом интервале $[l_k, l_{k+1}]$ функция $\bar{I}_\alpha(l)$ восполнялась при помощи кубического сплайна, сглаживающего зашумленные данные [4]. Интеграл в правой части выражения (9) вычисляли по квадратурной формуле Симпсона, количество точек восполнения m и интервал осреднения α варьировали.

На рис. 3 представлены графики распределения безразмерной ленточной плотности тока $\bar{i}_\alpha(l) = \frac{dI_\alpha}{dl}$, вычисленные для двух значений параметра осреднения α . Более адекватной физическим представлениям о законе распределения плотности электронного тока на поверхности образца следует считать производную, восстановленную при интервале осреднения, равному удвоенному шагу Δl измерения функции $I_{\text{опр}}^{(2)}(l)$.

Из рис. 3 следует, что в пятне нагрева можно выделить центральный участок, в котором функция распределения плотности тока хорошо описывается нормальным законом распределения. Периферийные участки имеют невысокую и практически постоянную ленточную плотность тока. Протяженность центрального участка составляет 14 мм. В этой зоне нагрева выделяется примерно 90 % мощности электронного пучка. Рис. 3 позволяет получить информацию о распределении поверхностной плотности выделения энергии электронного луча, количественные данные о которой необходимы для выбора параметров режима плавки, проектирования тепловых экранов, оценки параметров сканирования электронного луча и расчета тепловых процессов при формировании монокристалла.

Выводы

1. Применительно к нагреву цилиндрического образца электронным лучом, формируемым кольце-

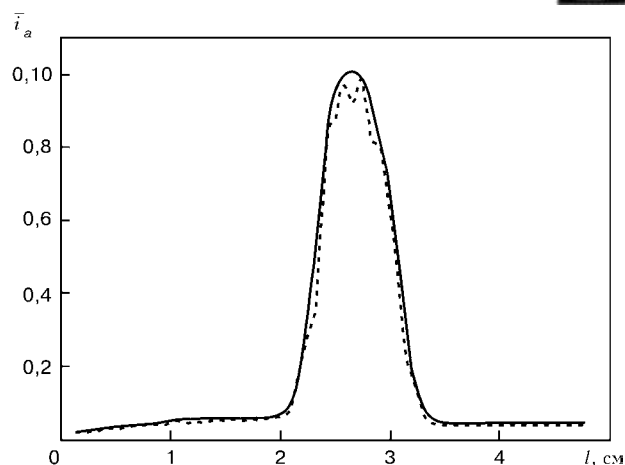


Рис. 3. Распределение безразмерной плотности электронного тока на поверхности образца при различных значениях параметра осреднения (штриховая линия $\alpha = \Delta l$; сплошная линия $\alpha = 2\Delta l$)

вым катодом, предложена и теоретически обоснована методика измерения плотности электронного тока на поверхности образца, базирующаяся на использовании разрезного анода.

2. Показано, что ленточная плотность тока на поверхности образца равна производной от тока, протекающего в одной из частей составного образца и изменяющегося в зависимости от смещения оси пучка относительно щели.

3. Для вычисления производной по измеренной интегральной характеристике ленточной плотности электронного тока использован вариант метода регуляризации некорректных задач, позволяющий устойчиво восстанавливать производную на зашумленных экспериментальных данных.

4. В результате экспериментальных измерений и их математической обработки получены количественные данные о распределении плотности электронного тока на поверхности нагреваемого образца и эффективном КПД источника электронно-лучевого нагрева кольцевым катодом прямого действия.

1. Математическое обеспечение сложного эксперимента. Т.1. Обработка измерений при исследовании сложных систем / Ю. А. Белов, В. П. Диденко, Н. Н. Козлов и др. — Киев: Наук. думка, 1982. — 304 с.
2. Гвоздецкий В. С., Кривцун И. В., Шевелов М. В. Методика определения параметров функции распределения плотности тока в анодном пятне сварочной дуги // Автомат. сварка. — 1984. — № 4. — С. 6–10.
3. Тихонов А. Н., Арсенин В. Я. Методы решения некорректных задач. 2-е изд. — М.: Мир, 1980. — 407 с.
4. Craven P., Wahba G. Smoothing noisy data with spline function, Numerische Mathematik. — 1979. — № 31. — P. 377–403.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 07.05.2007



РЕКОНСТРУКЦИЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ УСТАНОВКИ ТІСО-15М

В. И. Костенко, П. А. Пап, А. Н. Калинюк,
Д. В. Ковальчук, Н. П. Кондратий, В. Б. Чернявский

Рассмотрен опыт восстановления устаревшей электронно-лучевой плавильной установки с применением новейших разработок в области электронно-лучевой техники и технологии. Реконструкция установки с использованием новых газоразрядных электронных пушек и системы управления позволила освоить выпуск новых видов продукции, в том числе с повышенными требованиями к химическому составу. Проведенные работы позволили в 2,5 раза повысить производительность оборудования, а также создать задел для дальнейшего развития.

Experience of reconstruction of old electron beam melting installation using the updated developments in the field of electron beam engineering and technology is described. Reconstruction of the installation with use of new gas-discharge electron guns and control systems allowed mastering the new types of products including those with increased requirements to the chemical composition. The carried out works enabled 2.5 times increase in equipment efficiency, as well as making premises for the further development.

Ключевые слова: титан; электронно-лучевая установка; реконструкция; механизм подачи; блок управления; слиток; кислородный эквивалент

В начале 2006 г. ООО «Стратегия БМ» купило у компании «Фико» установку электронно-лучевого переплава ТІСО-15М. В течение двух месяцев был создан коллектив технологов, инженеров, плавильщиков и в марте получен первый слиток титана марки Grade 2 из губчатого титана производства ЗТМК (г. Запорожье, Украина). Размеры выплавляемых слитков были следующими: диаметр 640 мм, длина до 2000 мм, масса до 2900 кг (рис. 1).

Следует отметить, что установка ТІСО-15М, созданная в 1990 г., никогда ранее не производила более 20 т слитков в месяц, а с 2003 г. вообще не работала. Поэтому первоочередной задачей являлось восстановление ее работоспособности. Для этого заменили некоторые конструктивные элементы и системы, выработавшие свой ресурс.

Далее с целью повышения эффективности производства потребовалась реконструкция ТІСО-15М, проводимая в тесном сотрудничестве с ООО «КБ

ВМО», имеющим большой опыт в создании электронно-лучевых плавильных печей.

Реконструкция коснулась прежде всего механизма подачи расходуемой заготовки. Новый механизм предусматривает применение несплаваемых коробов для подачи шихты в зону плавки. Увеличена масса возможной загрузки шихты до 4,6 т. Для повышения надежности работы приводов подачи расходуемых заготовок и вытягивания слитка применили асинхронные двигатели, импульсные преобразователи частоты фирмы «Mitsubishi» (Япония) с системами самоконтроля и самодиагностики, позволяющие в дальнейшем подключать их к компьютеризированной системе управления электронно-лучевой установки в целом.

Совместно с НТУУ «КПИ» установлены новые электронные пушки ПГЭ-450 конструкции ООО «КБ ВМО» номинальной мощностью 450 кВт (ускоряющее напряжение 30 кВ), оснащенные двумя фокусирующими и одной отклоняющей катушками. Пушки просты в изготовлении, удобны в эксплуатации, не требуют дополнительных вакуумных насосов для создания рабочего давления в рабочем объеме. В них предусмотрена возможность установки датчика «режима защиты края тигля».

Установлен новый главный пульт управления установки (рис. 2), основанный на новых блоках управления электронными пушками (рис. 3), разработанными ООО «Соло» (г. Киев, Украина), которые выполняют обычные функции (управляют перемещением электронных лучей, фокусировкой лучей, натекателями рабочего газа). Кроме того, блоки позволяют формировать и программировать от одной до шести конфигураций лучей с независимым заданием одной электронной пушки для создания необходимого температурного поля, управлять системой разверток в реальном масштабе вре-



Рис. 1. Слитки из титана марки Grade 2



Рис. 2. Главный пульт управления установкой TICO-15M



Рис. 3. Блок управления электронной пушкой

мени при помощи встроенного манипулятора типа джойстик, хранить в энергонезависимой памяти до шести заранее запрограммированных форм разверток, отображать на цветном видеотерминале установленные параметры плавки и формы разверток в графическом, символьном и цифровом виде. Блоки обеспечивают так называемый режим защиты края тигля, означающий, что электронный луч в процессе плавки не может выйти за реальные геометрические размеры технологической оснастки. Эта функция блоков управления электронными пушками исключает аварийные ситуации, связанные с прожогом промежуточной емкости, кристаллизатора, систем охлаждения. Блоки имеют встроенные ресурсы для обеспечения режима самоконтроля и самодиагностики, сопрягаются с периферийным компьютером посредством последовательного канала RS-485.

Большинство работ по реконструкции установки TICO-15M проводили без остановки производства. В результате реконструкции производительность установки TICO-15M составляет 600 т слитков в год.

С момента начала работы произведено более 650 т слитков нелегированного титана Grade 1, Grade 2 ASTM B348.

Одним из путей повышения эффективности производства в изменившихся условиях рынка титана является выплавка слитков заданного химического



Рис. 4. Кованые слябы из титана марки Grade 2

состава, в частности для нелегированного титана, слитков с определенным кислородным эквивалентом.

Получено более 200 т нелегированного титана Grade 2 ASTM B348 с кислородным эквивалентом O_{eq} в пределах 0,17... 0,21 из титановой губки марок ТГ-100, ТГ-110, ТГ-120, ТГ-130. В зависимости от содержания примесей (азота, железа, углерода), влияющих на уровень O_{eq} , выплавляли слитки диаметром 640 мм, массой до 2,8 т с концентрацией кислорода в двух диапазонах (0,11... 0,13 и 0,14... 0,16 %). Дополнительный кислород вводили в металл путем добавления оксида титана IV.

Результаты химического и газового анализов показали высокую однородность состава слитков по высоте и сечению. Отклонение содержания кислорода от среднего значения составило 0,01, азота — 0,002, железа — 0,01, углерода — 0,002 абс. % для обоих диапазонов концентраций.

С конца 2006 г. совместно с Сумским МНПО им. М. В. Фрунзе проведены работы по ковке слитков диаметром 640 мм в плоские слябы толщиной 200 и 220 мм (рис. 4).

Кованые слябы успешно прокатаны в листы на предприятиях Европы. В настоящее время разрабатываются технические условия на эту продукцию для организации серийного производства.

В ближайшее время на предприятии ООО «Стратегия БМ» планируется провести следующий этап реконструкции установки TICO-15M, в результате которого длина получаемых слитков увеличится до 3000 мм, масса до 4,3 т, а годовая производительность установки TICO-15M возрастет до 900 т.

На предприятии внедрена и функционирует система обеспечения качества в соответствии с требованиями стандарта ДСТУ ISO 9000. В настоящее время проводится работа по получению соответствующего сертификата в «УкрСЕПРОЗ».

ООО «Стратегия БМ», Киев
 ЗАО «НВО «Червона Хвиля», Киев
 ООО «КБ ВМО», Киев
 ФТИМС, Киев
 Поступила 03.08.2007



УДК 669.187.58.001.2

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА ПЛАЗМЕННОГО ЖИДКОФАЗНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ЖЕЛЕЗА

М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Д. М. Жиров,
Г. А. Мельник, М. С. Приходько, А. А. Ждановский

Определены вольт-амперные характеристики и градиенты напряжения дуг в условиях плазменного жидкофазного восстановления железа. Выявлены зависимости температуры шлакометаллического расплава от ряда факторов. Предложены и оптимизированы удельные энергетические, геометрические и технологические параметры плавильных реакторов на базе ДСП и РВП для плазменного жидкофазного восстановления железа.

The volt-ampere characteristics and gradients of voltage of arcs in the conditions of plasma liquid-phase reduction of iron were determined. Dependences of slag-metal melt temperature on some factors were revealed. Specific power, geometrical and technological parameters of melting reactors on the basis of arc steel-making and ore-smelting furnaces for plasma liquid-phase reduction of iron are suggested and optimized.

Ключевые слова: восстановление железа; вольт-амперная характеристика; градиент напряжения; температура расплава; энергетический баланс; удельные энергетические и геометрические параметры печей

Разработка технологии и установок для плазменного восстановления железа невозможна без расчета электрических характеристик дуг и энергетических параметров установки в целом, необходимых для обеспечения надежной плавки шихтовых материалов с требуемой скоростью, формирования расплавленной ванны жидкого металла и шлака, протекания процессов восстановления, достижения нужной температуры зоны металлургических реакций.

Напряжение на дуге в процессе выплавки металла зависит от многих факторов: состава газов, в которых горит дуга, тока, длины дуги и т. д. В зависимости от диапазона изменений напряжений дуги в тот или другой период выбирают напряжение холостого хода источника питания и наклон его внешней вольт-амперной характеристики (ВАХ). Удельные энергетические показатели зависят от геометрических параметров плавильной зоны, расположения электродов, плотности тока на поверхности ванны.

Цель данной работы заключалась в исследовании ВАХ и градиента напряжения дуг в режиме плазмен-

ного жидкофазного восстановления железа, а также в определении тепловых параметров процесса.

Энергетические параметры исследовали в условиях плазменного жидкофазного восстановления железа из окисленных окатышей на лабораторной установке, описанной в работе [1]. На рис. 1 показана принципиальная схема электроснабжения установки. Электропитание установки осуществляется от сети переменного тока напряжением 380 В через дроссель насыщения и разделительный трансформатор с регулируемым напряжением холостого хода. Значение тока регулируется дросселем насыщения $A\ 1474$ в пределах 600...3000 А, напряжение холостого хода достигает 576 В, крутизна ВАХ составляет не менее 0,025 В/А.

Экспериментальные ВАХ в пусковом (аргон в качестве плазмообразующего газа) и рабочем режимах (пропан-бутан и его смесь с воздухом) представлены на рис. 2, 3. Как видно из рисунков, они являются слабо возрастающими, их наклон в пусковом режиме (аргон) составляет $(0,2...0,7) \cdot 10^{-2}$, в рабочем (пропан-бутан) — $(0,5...2,0) \cdot 10^{-2}$ и $(0,4...1,6) \cdot 10^{-2}$ В/А (пропан-бутан-воздушная смесь). Большой наклон ВАХ и более высокий общий уровень напряжения дуги (пропан-бутан или его смесь с воздухом), по сравнению с работой на аргоне,

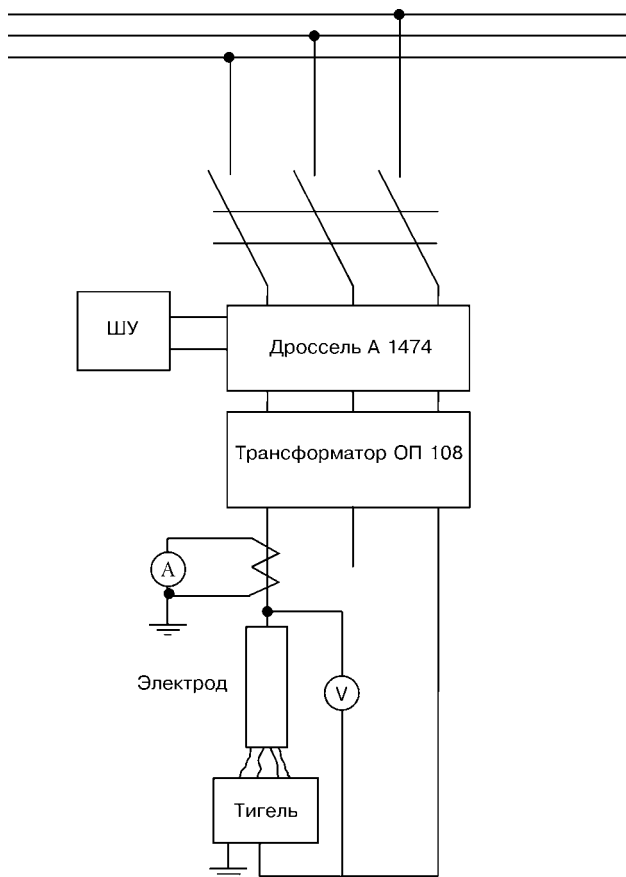


Рис. 1. Принципиальная схема электроснабжения установки: ШУ — шкаф управления

объясняются значительными затратами энергии на диссоциацию и ионизацию многоатомных газов.

Градиент напряжения плазменной дуги при работе в пусковом режиме на аргоне составляет примерно 4, в рабочем режиме на пропан-бутане 15 и на пропан-бутан-воздушной смеси 12 В/см (рис. 4). С увеличением тока градиент растет незначительно. Большой градиент при использовании в качестве плазмообразующего газа пропан-бутана, по сравнению с аргонем, можно объяснить, как и для ВАХ, более значительными затратами энергии на диссоциацию и ионизацию многоатомных газов.

В результате проведенных исследований установлено, что ВАХ плазменной дуги в условиях плазменного жидкофазного восстановления железа опи-

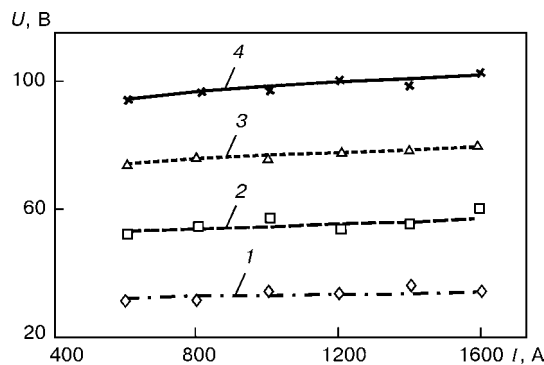


Рис. 2. ВАХ плазменной дуги в пусковом режиме на аргоне при различных значениях длины дуги, см: 1 — 5; 2 — 10; 3 — 15; 4 — 20

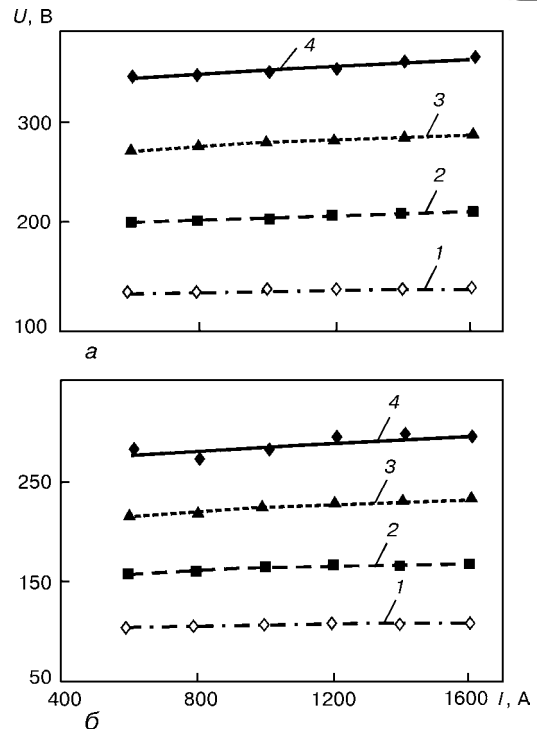


Рис. 3. ВАХ плазменной дуги в рабочем режиме на пропан-бутане (а) и пропан-бутан-воздушной смеси (б) при различных значениях длины дуги; обозн. поз. 1–4 см. на рис. 2

сываются эмпирической зависимостью для дуг трехфазной группы плазматронов или плазменно-дуговых нагревателей других типов (например с полыми графитированными электродами) [2], которая при использовании аргона в качестве плазмообразующего газа имеет следующий вид:

$$U_{\text{длг}} = 1,1[(b I_{\text{д}}^m L_{\text{д}}) + L_{\text{э}} E_{\text{с}} + 10], \quad (1)$$

где $U_{\text{длг}}$ — падение напряжения на дуге при работе на аргоне; b — коэффициент, равный 1,65...1,70; $I_{\text{д}}$ — ток дуги, А; m — показатель степени, равный 0,065...0,072; $L_{\text{д}}$ — длина дуги, см; $L_{\text{э}}$ — заглубление электрода в сопло, мм; $E_{\text{с}}$ — градиент напряжения части столба дуги, находящейся в сопловом канале, В/мм.

Для расчета ВАХ в пусковом режиме общий вид уравнения (1) остается неизменным, но значения

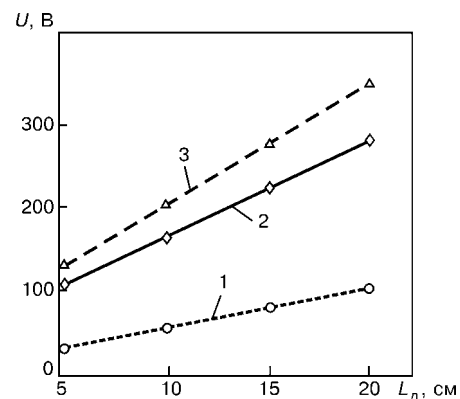


Рис. 4. Градиент напряжения плазменной дуги при токе 1000 А: 1 — в пусковом режиме на аргоне; 2 — в рабочем режиме на пропан-бутан-воздушной смеси; 3 — в рабочем режиме на пропан-бутане

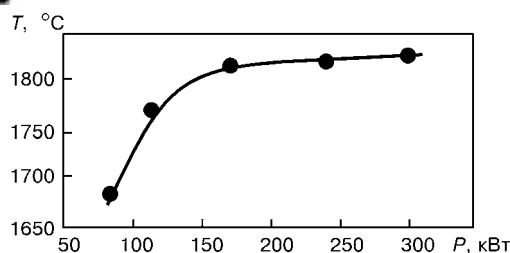


Рис. 5. Зависимость температуры T шлакометаллического расплава от мощности дуги P при ее длине 7 см

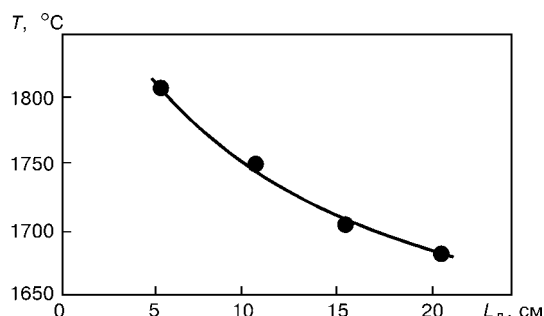


Рис. 6. Зависимость температуры шлакометаллического расплава от длины дуги ($P = 130$ кВт)

некоторых коэффициентов в этом случае следует принимать такими: $b = 1,75... 2,2$; $m = 0,075... 0,085$.

В работе [2] отмечено, что при использовании смеси газов напряжение на дуге $U_{д.см}$ рассчитывается по формуле

$$U_{д.см} = U_{д.лг} [10^2 \{ \Gamma \}]^n, \quad (2)$$

где Γ — объемная доля газа в смеси его с аргонном; n — показатель степени, зависящий от вида газа.

В результате проведенных экспериментов установлено, что для пропан-бутана значение n равняется 0,35, а для его смеси с воздухом — 0,32.

Исследовано влияние ряда факторов на температуру шлакометаллического расплава. Температуру измеряли вольфрам-рениевой термонарой. Для

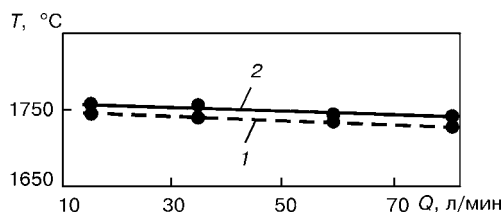


Рис. 7. Зависимость температуры шлакометаллического расплава от расхода Q пропан-бутана при мощности дуги 100 (1) и 150 (2) кВт

этого в полученном ранее слитке параллельно оси на расстоянии 0,5 его радиуса (50 мм) просверлили отверстие, через которое снизу ввели термонару до уровня поверхности. Массу загруженных железорудных окатышей распределили таким образом, чтобы в расплавленном состоянии слой шлака составлял около 7 мм.

На рис. 5 показана зависимость температуры шлакометаллического расплава от мощности дуги при ее длине 7 см, резко возрастающая при увеличении мощности от 70 до 150 кВт, а затем растущая довольно медленно, что, очевидно, объясняется испарением шлакометаллического расплава при большой температуре.

Определено влияние на температуру расплава длины дуги при неизменной мощности 130 кВт (рис. 6). Причиной снижения мощности, передаваемой расплаву при увеличении длины, является повышение тепловых потерь из столба дуги путем излучения.

Влияние расхода плазмообразующего газа (пропан-бутан) на температуру шлакометаллического расплава в исследуемом диапазоне ощущается слабо, хотя четко прослеживается ее снижение при увеличении его расхода (рис. 7). Очевидно, при больших расходах газ не успевает прогреться в столбе дуги до достаточно высокой температуры, что вы-

Таблица 1. Расход энергии на плазменное жидкофазное восстановление железа при различных условиях, %

Статья баланса	Водоохлаждаемый кристаллизатор			Графитовый тигель
	длина дуги 5 см, мощность 100 кВт	длина дуги 5 см, мощность 200 кВт	длина дуги 20 см, мощность 200 кВт	длина дуги 5 см, мощность 100 кВт
Нагрев и плавление шихты (КПД)	27	17,5	12	43
Нагрев тигля, заправки, электрода	15	19,0	23	29
Потери с охлаждающей водой	51	55,0	55	15
Потери с отходящим газом	1	1,5	2	3
Потери с нагретых поверхностей в окружающую среду	6	7,0	8	10
Примечание. Приход энергии составляет 100 %.				

Таблица 2. Удельные параметры плавильных реакторов для плазменного жидкофазного восстановления железа

Параметры	Рекомендуемые	Расчетные	
		ДСП-6	ДСП-50
Максимальная плотность тока в сечении электрода, А/см ²	13,8... 20,0	14	17,3
Удельная мощность на поверхности пода, кВт/м ²	700... 1000	670	800
Удельная активная мощность на площади распада электродов, кВт/м ²	2500... 4400	3180	6250
Плотность тока на поверхности ванны, А/м ²	6000... 9000	6900	6250
Отношение диаметра пода к диаметру электрода	7,4... 10,0	7,43	9,12
Отношение диаметра распада электродов к диаметру электрода	3,00... 3,12	3,33	3,2
Отношение диаметра пода к диаметру распада электродов	2,50... 2,85	2,23	2,85



Предполагаемые технологические параметры плавильных реакторов для жидкофазного восстановления железа

	ДСП-6	ДСП-50
Ток дуги, А	4200... 5600	15000... 21600
Напряжение на дуге, В	150... 200	200... 290
Напряжение холостого хода трансформатора, В	220... 281	300... 407
Рабочая мощность печи, кВт	2500... 2600	12500... 13000
Диаметр электрода, мм	300	500
Диаметр полости в электроде, мм	40	75

зывает некоторое снижение температуры шлакометаллического расплава.

Составлен энергетический баланс процесса при протекании его в различных условиях. Потери теплоты в водоохлаждаемых панелях и кристаллизаторе определяли способом калориметрирования. Температуру отходящих из реакционного пространства газов, электрода и графитового тигля измеряли вольфрам-рениевой термпарой. Потери тепла от нагретых поверхностей в окружающее пространство определяли по выражениям, приведенным в работе [3]. Распределение энергии по статьям показано в табл. 1.

Следует отметить, что при плавке в графитовом тигле при равных тепловложениях полезная энергия, расходуемая на нагрев и плавление шихты, значительно больше, чем при плавке в водоохлаждаемом кристаллизаторе. Это объясняется меньшими потерями с охлаждающей водой при одинаковой мощности дуги. Таким образом, увеличение вкладываемой электрической мощности и длины дуги приводит к уменьшению КПД, что согласуется с данными о влиянии этих факторов на температуру шлакометаллического расплава.

Анализ результатов, полученных в промышленных условиях на дуговой сталеплавильной печи ДСП 6Н2 и рудовосстановительной печи типа РКЗ 1,2, а также описанных в работах [4–7], позволил

определить такие обобщенные удельные энергетические и геометрические параметры для расчета агрегатов плазменного жидкофазного восстановления железа, использование которых обеспечивает сокращение затрат электроэнергии и увеличение выхода готового продукта (табл. 2). Кроме того, здесь представлены сравнительные расчетные значения удельных параметров на базе плавильных реакторов ДСП-6 и ДСП-50 применительно к плазменному жидкофазному восстановлению железа с учетом использования отходящих газов для предварительного твердофазного восстановления.

Выводы

1. Установлено, что ВАХ плазменной дуги в условиях плазменного жидкофазного восстановления железа описываются установленной ранее эмпирической зависимостью для дуг трехфазной группы плазменно-дуговых нагревателей с уточненными коэффициентами для случаев использования пропан-бутана и его смеси с воздухом.

2. Получены технико-экономические параметры для расчета реакторов плазменного жидкофазного восстановления.

3. Показана возможность использования ДСП и РВП в качестве реакторов плазменного жидкофазного восстановления железа.

1. *Плазменное жидкофазное восстановление железа из его оксидов с применением газообразных восстановителей* / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Г. А. Мельник, Д. М. Жиров и др. // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 2. — С. 20–24.
2. *Инженерная методика расчета основных энергетических параметров плазменных ковшей-печей* / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Г. А. Мельник и др. // Там же. — 2004. — № 3. — С. 33–36.
3. *Смоляренко В. Д., Кузнецов Л. Н.* Энергетический баланс дуговых сталеплавильных печей. — М.: Энергия, 1973. — 88 с.
4. *Гасик М. И., Лякишев Н. П., Емлин Б. И.* Теория и технология производства ферросплавов. — М.: Металлургия, 1988. — 320 с.
5. *Егоров А. В.* Расчет мощности и параметров электрических печей черной металлургии. — М.: Металлургия, 1990. — 280 с.
6. *Никольский Л. Е., Смоляренко В. Д., Кузнецов Л. Н.* Тепловая работа дуговых сталеплавильных печей. — М.: Металлургия, 1981. — 320 с.
7. *Емлин Б. И., Гасик М. И.* Справочник по электротермическим процессам. — М.: Металлургия, 1978. — 288 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 21.06.2007



УДК 621.793

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИИ В МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЯХ

Ю. С. Борисов, Л. И. Адеева, Г. С. Каплина,
А. Ю. Туник, Г. Н. Гордань, И. А. Демьянов, С. Л. Рево

Исследованы процессы диффузионного взаимодействия при отжиге в аргоне между двумя слоями покрытия, нанесенными способами плазменного напыления и электродуговой металлизации. Слой плазменного покрытия получали с помощью напыления композиционного порошка $\text{TiSi}_2\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{Ni}\cdot\text{Cr}_3\text{C}_2$, поверх него способом электродуговой металлизации наносили слой из алюминиевого сплава. Структура покрытия после отжига при 700 °С в течение 1,5 ч характеризуется отсутствием сквозной пористости, а также повышенной когезионной прочностью, что способствует повышению его стойкости против газоабразивного изнашивания при 600 °С более чем в 3 раза.

Processes of diffusion interactions at annealing in argon between two layers of coating applied by plasma spraying and electric arc metallizing are investigated. A layer of plasma coating was obtained by means of depositing a composite $\text{TiSi}_2\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{Ni}\cdot\text{Cr}_3\text{C}_2$ powder, atop of it a layer of aluminium alloy was deposited by electric arc metallizing. The structure of coating after annealing at 700 °С during 1.5 h is characterized by absence of through porosity, and also increased cohesive strength promoting more than 3 times increase in its resistance against gas-abrasive wear at 600 °С.

Ключевые слова: газотермическое напыление; многослойное покрытие; диффузионное взаимодействие; структура; газоабразивный износ

Введение. Одним из препятствий на пути к использованию плазменных покрытий при высоких температурах в условиях агрессивной среды является возможное присутствие в их структуре сквозных пор. Это может способствовать проникновению компонентов этой среды на границу раздела покрытие–основной металл и развитию в указанных зонах активных процессов коррозии, приводящих к образованию промежуточного слоя продуктов коррозии и отслоению покрытия. Для эффективного использования таких покрытий в данных условиях необходимым является устранение сквозной пористости. Одним из путей решения данной проблемы может быть применение дополнительной химико-термической обработки (ХТО) напыленного слоя.

Кроме практического, ХТО плазменных покрытий представляет и научный интерес в связи с особенностями структуры напыленных покрытий [1] — слоистый, дискретный, неоднородный характер структуры покрытий, присутствие в них пор и оксидных включений, а также наличие в структуре,

помимо обычных межзеренных, различных дополнительных границ (между частицами, расположенными в одном слое; межслойных, параллельных плоскости основы и, наконец, границ между основой и покрытием), — являющимися барьером для протекания диффузионных процессов. Кроме того, специфика процесса напыления создает предпосылки к формированию неравновесных структур, возникновению сложного напряженного состояния. Такое отличие в структурах покрытия и литого материала оказывает влияние на процессы диффузионного взаимодействия при проведении ХТО газотермических покрытий.

Имеющиеся в литературе данные относятся преимущественно к ХТО покрытий, полученных способом газотермического напыления (ГТН) порошков металлов и металлических сплавов [2–10], а также композиционных порошков [11–16]. Основным технологическим вариантом ХТО является диффузионное насыщение в порошковых смесях в контейнере с плавящимся затвором либо в защитной среде.

При всех видах ХТО, реализованных путем применения различных технологических вариантов,

© Ю. С. БОРИСОВ, Л. И. АДЕЕВА, Г. С. КАПЛИНА, А. Ю. ТУНИК, Г. Н. ГОРДАНЬ, И. А. ДЕМЬЯНОВ,
С. Л. РЕВО, 2007



целью данной обработки является улучшение некоторых характеристик покрытия, например плотности, твердости, прочности сцепления с основой.

В ряде работ комбинацию ГТН и ХТО осуществляли нанесением на поверхность изделия способом металлизации хрома [17], сплавов NiCr [18]; AlSn [19, 20] или плазменного напыления кремния [21] с последующим отжигом, что приводит к изменению фазового состава поверхностного слоя.

Основная особенность процесса ХТО ГТН покрытий заключается в необходимости выбора режима ХТО, позволяющего получить требуемые характеристики покрытия без снижения прочности его сцепления с основой и прочностных свойств основного металла. Важно при этом избежать эффекта Киркендалла, т. е. образования пористости на границе слоев в результате различной скорости диффузии химических элементов. Для прогнозирования долговечности покрытий (с учетом потери защитных свойств из-за диффузионного рассасывания) необходимо изучить процессы диффузионного взаимодействия, протекающие в многослойном покрытии при температурах возможной эксплуатации.

В настоящей работе объектом исследования являются композиционные покрытия, содержащие кислородные и бескислородные соединения на никелевой связке. Для них наиболее приемлемым видом ХТО, приводящим к повышению износостойкости, жаро- и коррозионной стойкости, может быть алитирование и алюмосилицирование, в результате которого должно происходить образование жаростойких интерметаллидов системы Ni–Al и силицидов $Ni_{16}Ti_6Si_7$, Ti_5Si_4 . Поэтому в качестве второго верхнего слоя выбран слой сплава Al–Si.

Материал и методика эксперимента. Для плазменного напыления использовали композиционный порошок с размером частиц 40...80 мкм, полученный способом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, следующего состава, мас. %: $TiSi_2$ –30,5; Al_2O_3 –17; Ni–42,5; Cr_3C_2 –10. Для электродуговой металлизации использовали проволоку сплава Al–95, Si–5 (мас. %) диаметром 2 мм.

На слой, полученный плазменным напылением порошка $TiSi_2$ – Al_2O_3 –Ni– Cr_3C_2 на основу из углеродистой стали (первый слой), путем электродуговой металлизации наносили покрытие AlSi (второй слой). Режимы напыления приведены в табл. 1. Затем проводили отжиг при значениях температуры 700 и 750 °С в течение 1,5 ч в потоке аргона высокой чистоты (ГОСТ 1057–79).

Металлографические исследования образцов (полированных и после химического травления в 0,5%-м водном растворе плавиковой кислоты) выполняли на металлографическом микроскопе «Неофот-32».

Микротвердость покрытий определяли на приборе М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 0,249 и 0,490 Н. Прочность сцепления покрытия с основой оценивали клеевым методом.

Таблица 1. Режимы напыления двухслойного покрытия

Тип установки	Напряжение, В	Ток, А	Плазмообразующий газ	Дистанция напыления, мм	Расход порошка, кг/ч	КИМ*
<i>Плазменное напыление — первый слой</i>						
УПУ-8М	55	500	Ar + N ₂	120	3,5	0,8
<i>Электродуговая металлизация — второй слой</i>						
КДМ-2	35	200	—	200...210	Не определяли	0,75
* Коэффициент использования материалов.						

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) выполняли на дифрактометре Дрон-УМ1 в медном излучении $Cu_{K\alpha}$. Химический состав отдельных участков покрытия определяли с помощью рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на приборе SAMEBAX SX-50.

Износостойкость покрытий оценивали в условиях газоабразивного износа при высоких значениях температуры в специально сконструированной установке при следующих параметрах: температура образца (600 ± 10) °С, давление нагретого воздуха, подаваемого компрессором через сопло 0,5 МПа, что обеспечивает скорость воздушного потока с абразивом 140 м/с, расстояние от среза сопла до образца 50 мм. В качестве абразива использовали порошок электрокорунда Al_2O_3 дисперсностью 0,6...0,8 мм. Угол атаки воздушно-абразивного потока составлял 90°.

Износ покрытия устанавливали по потере массы, отнесенной к единице площади образца и к 1 кг массы абразива, попадающего на образец, т. е. определяли интенсивность массового износа ($mg/(cm^2 \cdot kg)$).

Результаты и их обсуждение. В результате ГТН сформировалось плотное двухслойное покрытие без трещин и отслоений в зоне соединения с основой и прочностью сцепления с основой 40 МПа. Пористость слоя, полученного плазменным напылением, составляла 10...12 об. %; слоя, электродуговой металлизацией — 4...5 об. %.

На рис. 1 и в табл. 2 приведены микроструктура и характеристика двухслойного покрытия. Структура внутреннего слоя носит ламellarно-зернистый характер. В ней преобладают белые ламели никеля, светлые округлые частицы и ламели силицидов титана сложного состава, мелкодисперсные частицы карбидов хрома размером до 5 мкм и темные крупные частицы и ламели оксидов алюминия.

Внешний слой покрытия, полученный способом электродуговой металлизации, сформирован из ламелей сплава алюминий-кремний, содержащих дисперсные (до 1 мкм) частицы оксидов кремния SiO_2 и алюминия (α -, γ - Al_2O_3).

На рентгенограмме поверхностного слоя обнаружено диффузное гало в интервале углов $28 \leq 2\theta \leq 52^\circ$, что свидетельствует о наличии в структуре аморфной составляющей.

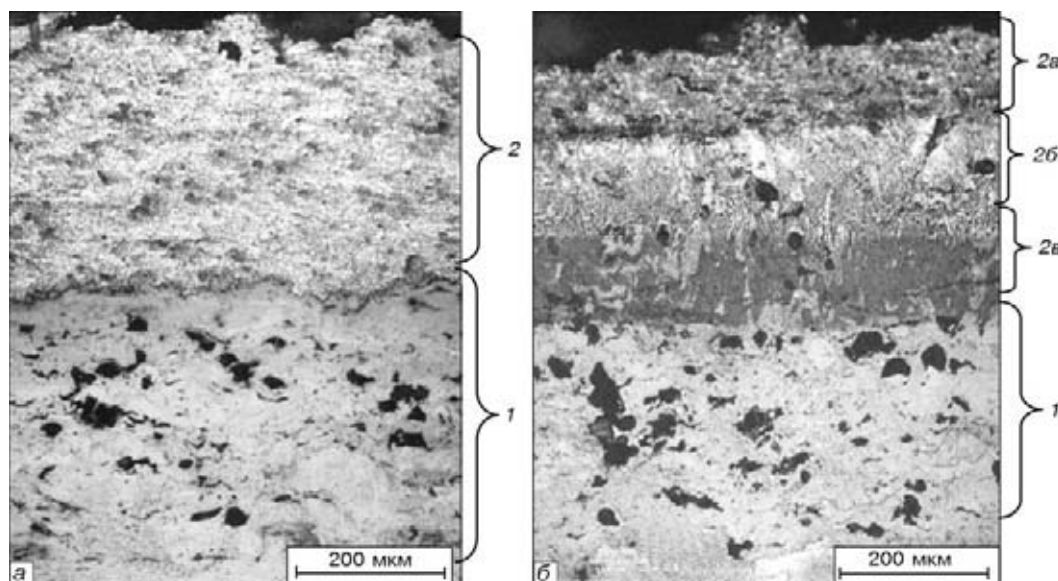


Рис. 1. Микроструктура многослойного покрытия (первый слой получен плазменным напылением $\text{TiSi}_2\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{Ni}\cdot\text{Cr}_3\text{C}_2$, второй — электродуговой металлизацией AlSi): а — после напыления; б — после термообработки, травлено

В результате термообработки при температуре 700°C в течение 1,5 ч между слоями покрытия произошли процессы интенсивного диффузионного взаимодействия (рис. 1, б и 2, табл. 2). Зафиксирована диффузия никеля, хрома, титана из композиционного, полученного плазменным напылением, слоя во внешний слой на основе алюминия с образованием алюминидов никеля и титана, сложных соединений алюминия, хрома, кремния.

Источниками никеля и титана являются никелевая связка плазменного покрытия и сложный силицид $\text{Ni}_{16}\text{Ti}_6\text{Si}_7$, при нагреве образующий термодинамический, более устойчивый, низший силицид $\text{Ni}_3\text{Ti}_2\text{Si}$. Карбиды хрома Cr_3C_2 и Cr_7C_3 в результате нагрева преобразовались в низшие карбиды $\text{Cr}_7\text{C}_3\text{—Cr}_{23}\text{C}_6$ с уменьшением их общего количества. Этим можно объяснить образование соединения $(\text{Si},\text{Al})_2\text{Cr}$ в зоне, примыкающей к плазменному слою (рис. 2, в). В зоне соединения двух слоев

обнаружена микропористость, вызванная диффузией никеля, титана и хрома. В результате диффузии этих элементов происходит уплотнение верхнего металлизационного слоя. В то же время образовавшаяся микропористость не приводит к расслоению двухслойных покрытий и не снижает прочность сцепления с основой.

Встречная диффузия алюминия из внешнего слоя во внутренний композиционный, характерная для алюминидных покрытий на никеле и его сплавах [22], не зафиксирована. По-видимому, это связано со сложным составом и наличием дополнительных границ в композиционном газотермическом слое, служащем барьером для прохождения диффузионных процессов.

Микроструктура наружного слоя (второго), в отличие от внутреннего (первого), претерпела существенные изменения: уплотнилась, стала практически беспористой, в ней можно выделить три диф-

Таблица 2. Характеристика многослойного покрытия

Состояние покрытия	Слой покрытия	Толщина слоя, мкм	Фазовый состав	$HV_{0,05}$, ГПа
После напыления	Первый	300	Ni , $\text{Ni}_{16}\text{Ti}_6\text{Si}_7$, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, TiSi_2 , Cr_3C_2 , Cr_7C_3	$8,66 \pm 1,50$
	Второй	350	Al , Si , $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, SiO_2 , гало $28 \leq 2\theta \leq 52^\circ$	$0,76 \pm 0,10$
После отжига при 700°C , 1,5 ч	Первый	300	Ni , $\text{Ni}_3\text{Ti}_2\text{Si}$, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, TiSi , Ti_5Si_4 , Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$	$8,20 \pm 1,00$
	Второй	350	а — Al , Al_3Ni , $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, Al_2SiO_3 , SiO_2 , гало $28 \leq 2\theta \leq 54^\circ$	$1,60 \pm 0,50$
			б — Al , AlNi , Al_3Ni , $\text{Al}_{23}\text{Ti}_9$, Ti_5Si_4 , $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	$7,86 \pm 0,65$
			в — AlNi , Al_3Ni , Al , Al_3Ti , Ti_5Si_4 , $(\text{Si}, \text{Al})_2\text{Cr}$	$8,69 \pm 1,00$
После отжига при 750°C , 1,5 ч	Первый	300	Ni , $\text{Ni}_3\text{Ti}_2\text{Si}$, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, TiSi , Ti_5Si_4 , Cr_{23}C_6 , Cr_7C_3 , $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$	$8,10 \pm 1,00$
	Второй	350	а — Al , Al_3Ni , $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, Al_2SiO_3 , SiO_2 , гало $28 \leq 2\theta \leq 54^\circ$	$1,76 \pm 0,50$
			б — Al , AlNi , Al_3Ni , $\text{Al}_{23}\text{Ti}_9$, Ti_5Si_4 , $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	$6,69 \pm 0,70$
			в — AlNi , Al_3Ni , Al , Al_3Ti , Ti_5Si_4 , $(\text{Si}, \text{Al})_2\text{Cr}$	$8,34 \pm 1,00$

Примечание. Первый слой получен путем плазменного напыления $\text{TiSi}_2\cdot\text{Al}_2\text{O}_3\cdot\text{Ni}\cdot\text{Cr}_3\text{C}_2$, второй — электродуговой металлизации Al_5Si .



фузионные зоны, отличающиеся структурой, фазовым составом и твердостью (рис. 1, б, табл. 2).

В поверхностной зоне 2 а увеличилось содержание дисперсных упрочняющих частиц, по сравнению с неотожженным состоянием, преимущественно за счет вновь образовавшихся алюминидов никеля NiAl и присутствия оксидов.

На рентгенограмме поверхностного слоя, как и до отжига, зафиксировано диффузное гало в том же угловом интервале, свидетельствующее о наличии аморфной составляющей структуры. Микротвердость этого слоя после отжига возросла вдвое.

Расположенная ниже зона 2 б состоит из светлой матрицы с удлинёнными и столбчатыми кристаллами темного цвета. Направление роста кристаллов совпадает с направленной диффузией элементов никеля, хрома, титана из первого слоя во второй. По данным послойного РСФА, в результате диффузионного взаимодействия между этими элементами и алюминий-кремниевым сплавом образуются алюминиды никеля, титана и силициды титана, что приводит к значительному упрочнению этой зоны. Микротвердость этого участка увеличилась на порядок (табл. 2).

В непосредственной близости к плазменному слою располагается наиболее твердая, темная зона 2 в, образовавшаяся в основном из частиц алюминидов никеля (AlNi , Al_3Ni), титана (Al_3Ti), силицидов титана (Al_5Si_4) и сложных соединений — алюмосилицидов хрома $(\text{Si}, \text{Al})_2\text{Cr}$. В этой зоне второго слоя отмечено наименьшее количество алюминийсодержащей составляющей (табл. 2).

Фазовый состав продуктов твердофазной химической реакции между двумя компонентами предопределяется соответствием термодинамических условий равновесия фаз какого-либо состава и условий, установившихся в той или иной области реакционной зоны. Чаще всего последовательность расположения однофазных слоев качественно соответствует таковой фаз вдоль изотермической горизонтали на диаграмме состояния. Такая зависимость соблюдается при диффузии никеля, массовая доля которого преобладает в плазменном покрытии (42,5 мас. %), в металлизированный слой на основе алюминия с образованием алюминидов.

В многокомпонентных системах нужно учитывать также соотношение скоростей диффузии разных компонентов, диффундирующих совместно в одном и том же направлении, а также их химическую активность. Оба эти фактора могут обуславливать неравномерность распределения концентраций компонентов сложной системы в слоях образовавшихся продуктов реакции. Это в свою очередь способствует образованию соединений, не соответствующих

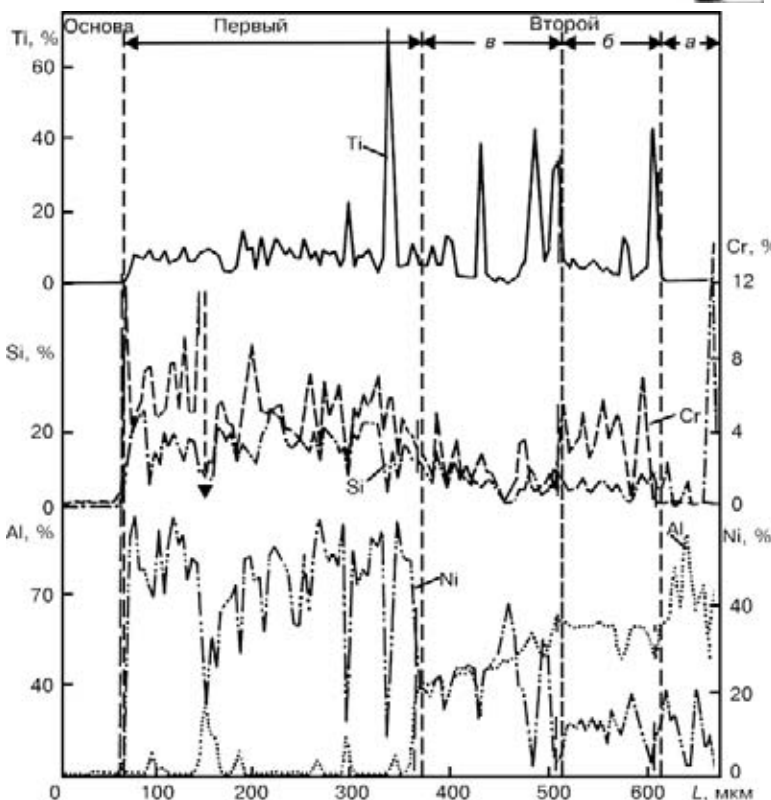


Рис. 2. Распределение химических элементов в двухслойном покрытии, отожженном при температуре 700 °С в течение 1,5 ч в потоке аргона; L — длина исследуемого участка

ющих последовательности расположения фаз вдоль изотермической горизонтали на диаграмме состояния. Именно такой эффект зафиксирован при образовании алюминидов титана $\text{Al}_{23}\text{Ti}_9$ и Al_3Ti в зонах 2 б и 2 в.

По результатам металлографического анализа, послойного РСФА и РСМА, принципиальных отличий в фазовом составе, структуре покрытий после термообработки при температурах 700 и 750 °С не обнаружено, как и в характере диффузии никеля, титана, хрома, аналогично расположенных слоев и диффузных зон этих сложных покрытий. Однако зафиксирована тенденция к снижению микротвердости при температуре отжига 750 °С. Очевидно, дальнейшее повышение температуры термообработ-

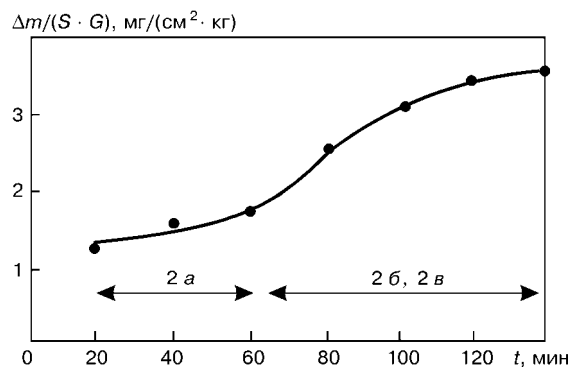


Рис. 3. Кинетика газоабразивного изнашивания модифицированного многослойного покрытия при температуре испытания 600 °С; Δm — потеря массы многослойного покрытия; S — площадь; G — масса абразива

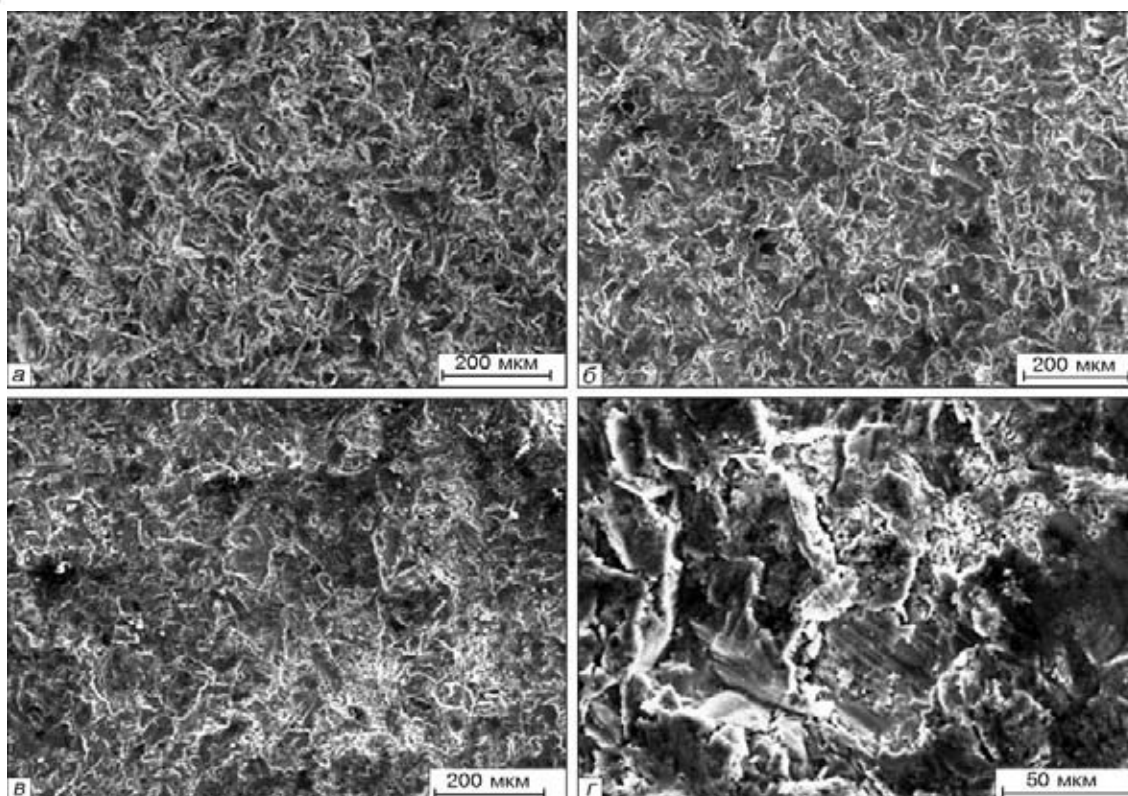


Рис. 4. Топография поверхности модифицированного многослойного покрытия до (а) и после (б) газоабразивного изнашивания на глубину 100 (б) и 200 (в-г) мкм при 600 °С

ки может способствовать снижению микротвердости слоя, полученного путем металлизации, в результате коагуляции дисперсных упрочняющих частиц, образовавшихся вследствие диффузионного взаимодействия между слоями покрытия.

На характер кинетической зависимости интенсивности газоабразивного износа при 600 °С (рис. 3) влияет то, что данное двухслойное покрытие после термообработки имеет фазовый состав, изменяющийся по глубине. Исследования фрактографии поверхности (рис. 4) и фазового состава покрытия на разных стадиях испытаний показали, что внешняя плотная зона 2 а, состоящая в основном из алюминиевокремниевых сплава, упрочненного дисперсными включениями алюминидов никеля, оксидов алюминия и кремния, наиболее износостойкая. Интенсивность ее изнашивания не превышает 1,5 мг/(см²·кг), при этом образование трещин и выкрашиваний на поверхности в процессе испытаний не обнаружено (рис. 4, б).

После удаления поверхностной зоны 2 а толщиной около 100 мкм интенсивность изнашивания возрастает до 3,0...3,5 мг/(см²·кг) и остается постоянной до полного истирания металлизационного слоя. При переходе в слой, полученный путем плазменного напыления, интенсивность газоабразивного изнашивания резко увеличивается до 12,5 мг/(см²·кг).

Структура зон 2 б и 2 в менее однородна, в них образовались столбчатые кристаллы, содержащие, согласно данным РСМА, алюминий, титан, никель, кремний, являющиеся алюминиды никеля и ти-

тана, силицидами титана (табл. 2). Изнашивание указанных зон сопровождается образованием трещин и когезионным разрушением (рис. 4, в, г).

Таким образом, механические свойства диффузионных зон зависят от формы и распределения упрочняющих частиц. Наиболее округлые, равномерно распределенные мелкие частицы, способствуют высокой пластичности и относительно высокой прочности слоя, игольчатые (столбчатые) кристаллы значительно увеличивают его твердость, но существенно снижают пластичность. Износостойкость зон 2 а и 2 б выше таковой слоя, полученного путем плазменного напыления соответственно в 8,0 и 3,5 раза.

Выводы

1. Исследованы процессы диффузионного взаимодействия между слоями двухслойного газотермического покрытия, нижний слой которого получен путем плазменного напыления композиционного порошка $\text{TiSi}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Ni-CrC}_2$, верхний — электродуговой металлизации сплава AlSi при отжиге в потоке аргона при 700 °С в течение 1,5 ч.

2. Установлено, что отжиг способствует существенным изменениям в фазовом составе слоев. В уплотненном верхнем слое обнаружены алюминиды никеля и титана, алюмосилициды хрома, силициды титана, образовавшиеся при диффузии никеля, хрома и титана плазменного покрытия. При этом встречная диффузия алюминия не зафиксирована,



т. е. алитирование плазменного покрытия не происходит.

3. Определено, что изменения в морфологии и фазовом составе покрытий в результате диффузионного взаимодействия приводят к резкому повышению (свыше 3 раз) износостойкости при температуре 600 °С.

Авторы выражают благодарность Научно-техническому центру в Украине за финансовую поддержку данной работы, проводимой в рамках проекта G 046.

- Борисова А. Л., Адеева Л. И., Туник А. Ю. Влияние характеристик исходного материала и условий напыления на структуру и свойства газотермических покрытий: (Препр. ИЭС АН УССР-94-1). — Киев, 1994. — 32 с. —
- Керкуш И. Р., Мельник П. И. Повышение свойств плазменно-напыленных железных покрытий путем хромирования // Порошк. металлургия. — 1996. — № 1-2. — С. 58-61.
- Разработка технологии диффузионного насыщения газотермических покрытий / Р. А. Васильев, А. М. Гонопольский, И. Л. Копылова и др. // Теория и практика газотермического нанесения покрытий: Тез. докл. (Дмитров, сент. 1988 г.). — Дмитров, 1989. — Т. IV. — С. 119-121.
- Структура и некоторые свойства науглероженных плазменных покрытий / Г. В. Земсков, А. С. Синьковский, В. С. Балыков и др. // Защитные покрытия на металлах. — 1980. — Вып. 14. — С. 43-55.
- Накамури М., Харада Е. Стойкость против высокотемпературной коррозии комбинированных покрытий, состоящих из слоя, полученного плазменным напылением, и слоя, сформированного в результате диффузионной обработки // Босеку гидзюцу. — 1984. — 33, № 7. — С. 395-401.
- Медюх Р. М., Даниленко В. А. Исследование кинетики диффузионного хромирования стальных и молибденовых плазменных покрытий // Нанесение, упрочнение и свойства защитных покрытий на металлах: Тез. докл. конф. (Ивано-Франковск, окт. 1990 г.). — Ивано-Франковск, 1990. — С. 17.
- Влияние борирования на свойства газотермических порошковых покрытий / А. П. Эпик, А. Н. Степанчук, Н. С. Вдовиченко и др. // Там же. — 1990. — С. 18.
- Сравнительное исследование износостойкости композиционных плазменных и плазменно-диффузионных покрытий / Г. В. Земсков, А. А. Слободянюк, В. И. Глебов и др. // Теория и практика газотермического нанесения покрытий: Тез. докл. конф. (Дмитров, сент. 1988 г.). — Дмитров, 1989. — Т. 11, ч. 2. — С. 51-52.
- Медюх Р. М. Структура и некоторые свойства плазменного и молибденового покрытий после диффузионного хромирования // Защитные покрытия на металлах. — 1994. — Вып. 28. — С. 69-71.
- Влияние химико-термической обработки на триботехнические свойства плазменных покрытий на основе бронз / В. Д. Деркач, А. И. Юга, Т. М. Чевычелова и др. // Нанесение, упрочнение и свойства защитных покрытий на металлах: Тез. докл. конф. (Ивано-Франковск, окт. 1990 г.). — Ивано-Франковск, 1990. — С. 34.
- Термостойкость стали с защитными покрытиями / Г. В. Земсков, Р. Л. Коган, А. С. Синьковский и др. // Термоустойчивые покрытия: Сб. тр. — Л.: Наука, 1986. — С. 168-172.
- Алитирование и хромирование плазменных покрытий на стали и титане / А. А. Слободянюк, Г. В. Земсков, Р. Л. Коган и др. // Защитные покрытия на металлах. — 1985. — Вып. 19. — С. 30-32.
- Диффузионная металлизация плазменных покрытий / Г. В. Земсков, Р. Л. Коган, А. А. Слободянюк и др. // Там же. — 1980. — Вып. 14. — С. 69-70.
- Исследование алитирования плазменных покрытий на титане / Г. В. Земсков, Р. Л. Коган, А. А. Слободянюк и др. // Там же. — 1982. — Вып. 16. — С. 58-61.
- Разработка и исследование плазменных и плазменно-диффузионных покрытий на титане и его сплавах / А. А. Слободянюк, Г. В. Земсков, Р. Л. Коган и др. // Теория и практика газотермического нанесения покрытий: Тез. докл. всесоюз. совещ. (Рига, май 1980 г.). — Рига, 1980. — Том. 2. — С. 70-72.
- Takeuchi J., Murata Y., Harada Y., Hyogo-Ken, Nakamura S. An improvement of Cr₂C₃-NiCr sprayed coatings followed by chromium diffusion treatment // Proc. of ITSC'98. — V. 2. — P. 1425-1430.
- Диффузионное хромирование с использованием метода нанесения плазменного покрытия на стальную поверхность / И. Я. Рязанцев, И. В. Гончаренко, Н. Г. Филатов и др. // Металловед. и терм. обработ. металлов. — 1986. — № 1. — С. 34-36.
- Vacuum heat treatment and low pressure carburizing of APS NiCr coatings / C. Gauding, P. Jacquot, P. Prince et al. // Proc. of ITSC'98. — V. 2. — P. 1387-1392.
- Oki S., Veno G., Gohda S. Spray diffusion: new method for surface modification combined with thermal spray and heat treatment // Surface Engineering. — 1998. — 14, № 2. — P. 155-158.
- Создание износостойких слоев на поверхности медных изделий / А. Е. Титлянов, А. Г. Радюк, А. С. Захаров и др. — М.: Материаловедение, 1998. — С. 42-44.
- Akiro Ohmori, Kohei Yoshida, Chang Liu Li. Characterization of graded Ti silicide coating formed by thermal diffusion treatment of Low Pressure Plasma Sprayed silicon coating on titanium substrate // Trans JWRI. — 1997. — № 2. — P. 35-41.
- Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. — М.: Машиностроение, 1965. — 489 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Киевск. нац. ун-т имени Тараса Шевченко

Поступила 28.02.2007



УДК 669.187.2

ТИТАН. ПРОБЛЕМЫ ПРОИЗВОДСТВА. ПЕРСПЕКТИВЫ. Аналитический обзор. Часть 3*

К. А. Цыкуленко

Кратко рассмотрены различные способы индукционного и электронно-лучевого переплавов титана, а также существующие трудности производства титановых слитков этими способами. Показаны возможные пути снижения стоимости титановой продукции, а также роль и перспективы Украины в мировой титановой промышленности.

Various methods of induction and electron beam titanium remelting, and also existing difficulties in manufacturing titanium ingots by such methods are briefly considered. Possible ways of reducing cost of titanium production, and also a role and prospects of Ukraine in the world titanium industry are shown.

Ключевые слова: способы индукционного и электронно-лучевого переплавов; факторы снижения стоимости титановой продукции; возможная роль и перспективы Украины в мировой титановой промышленности

Использование различных электродов при выплавке слитков вызывает проблемы, связанные с их изготовлением, стойкостью и пр. Отказаться от применения как расходующихся, так и нерасходующихся электродов позволяют различные способы индукционного и электронно-лучевого переплавов.

При плавке в индукционной печи нагрев и расплавление металла происходят в результате наведения в шихте переменной электродвижущей силы и создания вихревых токов, которые преобразуются в теплоту, непосредственно выделяющуюся в металле. Расплавленный металл интенсивно перемешивается вследствие возникающих в нем электродинамических сил. Поэтому во всей массе расплава поддерживается требуемая температура при наименьшем угаре, по сравнению с различными способами дуговой и электронно-лучевой плавки.

Важнейшее достоинство индукционных печей, обусловленное генерацией тепла внутри расплавленного металла, становится недостатком в случае использования их для рафинирующей плавки. Шлаки со сравнительно низкой электропроводностью нагреваются в индукционных печах от расплавленного металла, что затрудняет проведение процессов рафинирования металла. Это обуславливает использование индукционных плавильных печей преимущественно в литейных цехах.

Вакуумно-индукционные печи используются в основном для плавления шихты, защиты расплава

от влияния атмосферы, доведения его до кондиции (в общем случае при неизменной площади межфазной поверхности изменение содержания примесей в расплаве пропорционально продолжительности выдержки в вакууме), а также для разливки металлов и сплавов в вакууме.

Вакуумно-индукционная плавка, наряду с другими способами, используется при производстве титановых слитков [1]. Помимо трехкратного ВДП расходующего электрода, возможно применение таких схем с участием вакуумно-индукционной плавки, как ВИП + ЭШП + ВДП или ВИП + ВДП + ЭЛП. Здесь вакуумно-индукционная плавка является процессом, применяемым для предварительного рафинирования металла и компактирования шихтовых материалов в расходующий электрод, имеющий максимальную химическую однородность для последующих переплавов «квазиравновесными» процессами — ВДП, ЭШП, ЭЛП.

Конструкции вакуумных индукционных печей проще, чем вакуумных дуговых [2, 3]. Как правило, в кожухе вакуумно-индукционной печи имеются камера с плавильным индуктором и тиглем, механизм его поворота и разливочная камера, в которой расположена одна или несколько изложниц. Из-за взаимодействия металла с материалом футеровки плавильного тигля продолжительность выдержки расплава при ВИП ограничиваются несколькими минутами. Взаимодействие выплавленного металла с материалом тигля при ВИП больше, чем при открытой индукционной плавке [4]. В процессах индукционной плавки требования, предъявляемые к материа-

* Части 1, 2 см. в № 1, 2, 2007 г.



ду тигля, практически те же, что и в процессах гарнисажной плавки.

Потребность в полностью химически инертной емкости для плавки активных металлов, в частности титана, способствовала развитию вакуумно-дугового, электрошлакового, электронно-лучевого и плазменно-дугового процессов переплава в медных водоохлаждаемых кристаллизаторах. Не стал исключением и индукционный способ.

Ещё в 1920-х гг. была предложена конструкция индукционной печи с охлаждаемым тиглем из электропроводного металла. Впоследствии такие емкости стали называть холодными тиглями [5]. Для возможности передавать энергию от индуктора к расплаву стенку охлаждаемого тигля выполняли в виде отдельных охлаждаемых секций, электрически изолированных друг от друга. Жидкий металл из холодного тигля сливали в изложницы или формы.

Развитие процессов получения слитков в холодных тиглях с использованием индукционного нагрева описано в работе [6]. Здесь пришли к выводу о принципиальной возможности и перспективности применения процесса переплава титановых отходов в секционном кристаллизаторе.

Индукционный переплав в секционном кристаллизаторе имеет свои особенности. В отличие от вакуумно-индукционной и индукционной плавки в обычных или холодных тиглях, когда слиток получают путем заливки всей накопленной массы металла в изложницу или форму, при переплаве в секционном кристаллизаторе, как и во всех других видах переплава в водоохлаждаемом кристаллизаторе, происходит процесс одновременного плавления подаваемого металла и кристаллизации полученного расплава. Слиток может формироваться путем относительного перемещения индуктора и секционного кристаллизатора. Металлическая ванна в последнем из-за влияния электромагнитных сил, отжатия ее верхней части от стенок кристаллизатора приобретает форму купола. Переплаву в таком кристаллизаторе могут подвергаться как расходные заготовки, так и различные кусковые и сыпучие материалы. Процесс может происходить под слоем шлака, а также в инертных газах или в вакууме.

В первых конструкциях индукционных секционных кристаллизаторов не предусмотрено каких-либо особых мер по изоляции секций друг от друга. В промежутки между секциями индукционного кристаллизатора помещали глиноземистые изолирующие колпачки для термопар, являющиеся и уплотнителями, предотвращающими выливание расплава через промежутки между сегментами [7]. Подобные конструкции не позволяли выплавлять титановые слитки сколь-нибудь существенного диаметра.

Увеличение мощности установки и диаметра кристаллизатора от 63,5 до 355,6 мм приводило к постоянным авариям из-за возникновения дуговых разрядов в промежутках между секциями кристаллизатора и закорачиванием последних расплавленным металлом, что показало невозможность ведения

процесса без надежной изоляции секций друг от друга. Опыт электрошлакового переплава, при котором слиток формируется в тонкой корочке шлакового гарнисажа, обусловил применение для этой цели шлака, что позволило избежать указанных проблем. Жидкий шлак заполнял промежутки между секциями и, закристаллизовавшись, служил надежной изоляцией секций и металла формируемого слитка.

Индукционно-шлаковый переплав нашел применение при выплавке титановых слитков небольшого диаметра. Необходимо отметить, что наличие шлака не позволяет производить переплав при пониженном давлении. При давлении менее 75 мм рт. ст. зафиксировано сильное испарение шлака, поэтому удаление водорода при этом способе переплава происходит менее эффективно, чем при ВИП или ВДП. Кроме того, при индукционно-шлаковом переплаве нецелесообразно использовать схемы с вытягиванием слитка из кристаллизатора [5]. При перемещении слитка относительно стенки кристаллизатора возможен разрыв шлаковой корочки, в результате чего происходит замыкание секций жидким металлом.

Современные конструкции секционных кристаллизаторов предусматривают изоляцию секций слоем стеклоткани. Кроме того, стеклотканью покрывают и наружную поверхность гильзы кристаллизатора, что придает ему дополнительную жесткость и изолирует гильзу от индуктора. Предотвращения пробоев между секциями вследствие замыкания их расплавом переплавляемого металла достигают путем использования согласующих высокочастотных трансформаторов, поддержания на индукторе пониженного (80... 100 В) напряжения и применения большого количества секций. Если в конструкции кристаллизатора, описанной в работе [7], таких секций всего четыре, то в современных секционных кристаллизаторах их может быть 15, 20 и более [7]. В случае увеличения количества секций существенно (на порядок) снижается напряжение между ними. Кроме того, процесс ведут таким образом, чтобы фронт кристаллизации расплава находился у нижнего витка индуктора. Расплавленный металл, находящийся выше этого уровня, отжимается от стенок кристаллизатора и не контактирует с ними, образует «купол», а формирующийся слиток находится уже за пределами области влияния индуктора и не представляет опасности с точки зрения пробоя между отдельными секциями за счет закорачивания их металлом слитка при напряжении 4... 5 В. Такой подход позволяет отказаться от применения шлака в качестве изолятора и использовать возможность работы при пониженном давлении или в защитных газах. Из-за характерного «купола» площадь зеркала металлической ванны при индукционном переплаве в секционном кристаллизаторе превышает сечение выплавляемого слитка, т. е. металлическая ванна имеет развитую поверхность. Интенсивное перемешивание расплава и развитая поверхность



металлической ванны способствуют интенсификации процесса дегазации расплава.

Что касается возможности индукционного переплава титана в секционном кристаллизаторе, то переплав расходуемых электродов, прессованных из титановой губки, прекращен ввиду явного преимущества технологии с применением сыпучей титановой губки при ее подаче в кристаллизатор сбоку. Перспективным направлением считают переплав различных отходов — стружки, обрезки, пришедших в негодность деталей, например фланцев литейной оснастки машин центробежного литья [6], а также газонасыщенной титановой губки [8, 9].

Способом индукционного переплава в секционном кристаллизаторе получают, как правило, слитки малого и среднего диаметра (до 300... 350 мм). Производство более крупных слитков нецелесообразно из-за необходимости использовать мощные генераторы, питающие установки индукционного переплава. И если применение таких генераторов при ВИП, когда емкость печи составляет десятки тонн, а плавление металла осуществляется за сравнительно короткий промежуток времени, оправдано, то при переплаве в секционном кристаллизаторе в случае формирования слитка при скоростях не более нескольких миллиметров в минуту увеличение мощности генератора сверх определенного значения становится экономически невыгодным.

Крупные титановые слитки могут быть получены способом электронно-лучевого переплава, в процессе которого нагрев и плавление металла происходят, как и при ВИП, в результате генерации теплоты непосредственно в самом переплавляемом металле, только в этом случае — за счет обработки поверхности потоком электронов, кинетическая энергия которых при столкновении с поверхностью облучаемого материала превращается в тепловую энергию движения частиц.

Поток электронов получают вследствие эффекта термоэлектронной эмиссии нагретого катода. Как правило, материалом катода электронно-лучевой пушки служит вольфрам или тантал. Для придания электронам необходимой кинетической энергии применяют ускоряющее напряжение от нескольких киловатт до нескольких десятков киловатт (чем выше напряжение, тем больше энергия электронов). При этом положительный вывод высоковольтного источника питания электрически соединяют либо с облучаемым материалом, либо с неплавящимся охлаждаемым анодом.

Для эффективного использования полученного потока электронов (электронного луча) требуется высокий вакуум, поскольку из-за малой массы электронов их поток при столкновении с другими частицами по пути к облучаемому материалу рассеивается. В ходе столкновения электронов с молекулами остаточных газов часть энергии теряется, при этом происходят процессы ионизации и рекомбинации частиц, создающие видимое излучение. Путь луча становится видимым.

Взаимодействие электронов с ионизированным газом способствует дополнительному рассеиванию луча. На всё это уходит 1... 15 % энергии луча. Более значительные (от 6 до 25 %) потери энергии происходят при непосредственном столкновении электронов с поверхностью металла, и обусловлены они отражением части электронов луча от поверхности металла, а также возникновением вторичной электронной эмиссии и рентгеновского излучения [10].

Мощность рентгеновского излучения при ЭЛП невелика (несколько долей процента от мощности установки), однако его биологическое воздействие представляет серьезную опасность для обслуживающего персонала. Поэтому диапазон значений ускоряющего напряжения ограничивают 35... 40 кВ. Толщину стальных стенок установки выбирают с учетом надежного экранирования персонала от облучения (как правило, 10... 15 мм).

При ускоряющих напряжениях до 40 кВ глубина проникновения электронов в металлы не превышает нескольких микрон. Однако из-за высокой плотности энергии электронного луча (на три порядка выше, чем у электрической дуги) облучаемый металл не только плавится, но и интенсивно испаряется, в результате чего на пути луча образуется тонкий канал глубиной, в тысячи раз превышающей глубину диффузии электрона.

При электронно-лучевой плавке и переплаве металлов такой эффект вреден. Поэтому для рассредоточения энергии электронного луча по всей обрабатываемой поверхности используют электромагнитные системы, отклоняющие луч по заданной программе и обеспечивающие необходимую траекторию движения пятна нагрева. Для равномерного нагрева поверхности и обеспечения минимального угара необходимо сканировать луч с частотой более 50, а иногда и более 100 Гц [11, 12]. При этом перегрев поверхности металлической ванны примерно на 100... 150 °С выше, чем при ВДП [10].

Известны две принципиально различные системы электронных пушек для плавки металлов: без ускоряющего анода (с кольцевым катодом) или с ним. При плавке электронными пушками без ускоряющего анода, когда напряжение прикладывается между катодом и нагреваемым материалом, электронный луч формируется в пространстве, непосредственно примыкающем к нагреваемой поверхности. Это позволяет получать мощный электронный луч при относительно низком ускоряющем напряжении. Низкие значения ускоряющего напряжения (несколько киловатт) определяют более низкий уровень рентгеновского излучения и стоимость источника питания. Электронно-лучевые пушки без ускоряющего анода просты в конструкции и легки в обслуживании. В пушках такого типа расстояние между катодом и оплавленной поверхностью заготовки или поверхностью металлической ванны в кристаллизаторе должно быть сравнительно небольшим и соответствовать ускоряющему напряжению.



Близкое расположение катодного узла к поверхности переплавляемого металла приводит к попаданию на катод и фокусирующий электрод паров и брызг расплавленного металла [10, 11]. Наличие электрического поля в области плавки влечет за собой усиленную ионную бомбардировку катодного узла и зачастую возникновение тлеющих разрядов. В результате нарушается стабильность процесса, а срок службы катода обычно не превышает нескольких часов.

Общая для формирования луча и вакуумной обработки расплава камера обуславливает необходимость поддерживать в ней существенно более низкие значения остаточного давления газопаровой фазы, чем это необходимо при проведении процессов дегазации и дисциплины расплава. Для обеспечения устойчивой работы электронно-лучевых пушек нельзя допускать даже на относительно небольшое время повышения давления в камере свыше $1 \cdot 10^{-4}$ мм рт.ст. [11]. Поэтому неизменным атрибутом ЭЛП является высокопроизводительная вакуумная система, состоящая из множества вентиляей, затворов, насосов различных типов (диффузионных, бустерных и форвакуумных). При увеличении мощности электронно-лучевых пушек и производительности плавильной установки резко возрастают требования к производительности вакуумной системы. Важным показателем здесь является отношение скорости откачки диффузионных насосов установки к её мощности. Для установок различных типов это отношение составляет 50... 200 л/с·кВт.

Уменьшить нагрузку на вакуумную систему позволяет использование более совершенной системы пушек с ускоряющим анодом, что дает возможность применить так называемую систему дифференциальной откачки, при которой вакуумирование небольшого пространства до ускоряющего анода и собственно самой плавильной камеры (после анода) осуществляется раздельно. Уровни давления в плавильной камере и камере, где расположен катод, могут различаться на 2–3 порядка [12].

В установках с дифференциальной откачкой для эффективного использования полученного электронного луча и вакуумной обработки расплава давление в плавильной камере может быть существенно выше, чем в установках без ускоряющего анода, однако и здесь оно не должно превышать $1 \cdot 10^{-2}$ мм рт.ст.

Электронно-лучевые пушки с ускоряющим анодом могут быть удалены на значительное расстояние от плавящегося металла (обычно на 800... 1500 мм). Это способствует уменьшению количества паров и брызг жидкого металла, попадающих на катодный узел. Отсутствие электрического поля в зоне плавки, значительное снижение влияния внезапных газовыделений на работу системы катод–анод существенно уменьшает вероятность возникновения тлеющего разряда. В результате срок службы катода таких пушек составляет 100 ч и более [11].

В заанодном пространстве можно легко управлять электронным лучом с помощью электромагнит-

ных полей (фокусировать, отклонять, перемещать по заданной программе) и таким образом обеспечивать требуемые условия нагрева. Различают три разновидности электронно-лучевых пушек с ускоряющим анодом: кольцевые, аксиальные и плоско-лучевые. Их принципиальное отличие заключается в форме генерируемого луча. Электромагнитные системы таких пушек при направлении электронного луча на металл отклоняют его на угол 45, 60, а иногда и до 180... 270°. Это дает возможность располагать пушки сбоку и даже снизу от нагреваемой поверхности, защищая катодный узел от паров и брызг металла. Отметим, что аксиальные и плоско-лучевые электронные пушки как самые совершенные агрегаты позволяют в наибольшей степени реализовать принцип независимости источника теплоты, который коренным образом отличает ЭЛП от ВДП.

С помощью независимого источника теплоты можно регулировать продолжительность пребывания расплава в жидком состоянии, что сказывается на эффективности его рафинирования. Кроме того, при ЭЛП расплав подвергается воздействию более глубокого вакуума и повышенной температуры, чем при ВДП. Большая глубина откачки плавильного пространства печи при ЭЛП улучшает условия протекания процессов дегазации, дисциплины и диссоциации неметаллических включений. Увеличение температуры расплава существенно влияет преимущественно на процессы испарения элементов. Однако перегрев и длительная выдержка расплава наряду с удалением вредных примесей приводят к потерям металла (основы и легирующих элементов). Зависимость этих потерь от мощности электронно-лучевой установки и удельных затрат электроэнергии является практически линейной [10].

Электронно-лучевая плавка титановой губки не оказывает существенного влияния на содержание основных примесей [11]. Концентрация кислорода и азота находится на уровне исходного металла [12]. Это связано с высокой упругостью пара титана и термодинамической стабильностью его оксидов. Исключение составляет водород, массовая доля которого при ЭЛП снижается в 3... 6 раз, т.е. заметно больше, чем при ВДП. Как следствие, ударная вязкость металла ЭЛП примерно в 2 раза выше, чем металла ВДП. При плавке титановых сплавов происходит значительное снижение содержания легирующих компонентов с более высокой упругостью пара, чем у титана, например, марганца, алюминия, хрома и др., особенно при плавке кусковой шихты. Прежде всего это касается алюминия, поскольку он является легирующим элементом практически всех титановых сплавов. Потери на испарение можно уменьшить путем применения вместо шихты расходуемой заготовки или добавления при плавке соответствующих лигатур.

Интенсификации процессов рафинирования титана от азота и кислорода способствует увеличение приведенной поверхности реагирования, что осуществлено в схемах переплава с промежуточной ем-



костью. Использование последней предусматривает более длительное пребывание расплава в жидком состоянии, при этом происходят усреднение химического состава; удаление тугоплавких включений из расплава за счет их осаждения на дно емкости; всплывание неметаллических включений низкой плотности и их диссоциация под воздействием электронного луча. Кроме того, такая схема позволяет использовать в качестве исходной шихты лом (до 100 %) и губчатый титан несколько худшего качества, а также выплавлять слитки-слябы [13, 14] и полые слитки [15].

Использование такого сложного и дорогого процесса, как ЭЛП, должно быть оправдано либо невозможностью производить высококачественный металл другими способами, либо получением преимуществ при переделе [10]. Как видим, для производства титана существует много других способов, помимо ЭЛП, однако в настоящее время последний показал свою эффективность при переработке титанового скрапа и получении вторичного титана [12]. Возможность отказаться от применения расходных электродов (что потребовало бы создания соответствующего производства) предопределило главенствующую роль этого процесса в титановой промышленности Украины.

Сравнительная характеристика показателей и качественная оценка различных способов плавки и переплава металлов и сплавов, приведенные в работе [4], показали, что самыми производительными являются вакуумно-индукционная и плазменно-дуговая гарнисажная плавки (до 5,0 т/ч); наименее производительными — плазменно-дуговой и электронно-лучевой переплавы (до 1,2 т/ч), электрошлаковый и вакуумно-дуговой переплавы имеют промежуточное значение (до 2 т/ч). С точки зрения энергоемкости самым экономичным является процесс вакуумно-дугового переплава (около 1 кВт·ч/кг), а вакуумная индукционная плавка наиболее энергоемка (около 4 кВт·ч/кг). Эффект испарения компонентов расплава зафиксирован во всех процессах, использующих вакуумирование, причем интенсивность испарения повышается по цепочке ВИП—ВДП—ЭЛП.

Выбор того или иного процесса для производства титановых слитков весьма индивидуален и зависит от множества факторов (сложившейся инфраструктуры сопутствующих производств; требований к качеству металла; предназначения последнего, требуемого объема его производства и пр.).

Снижение стоимости титановой продукции и более широкое использование титана в промышленности может происходить за счет следующих факторов:

совершенствования и разработки новых технологических процессов передела титана (новых, дешевых способов получения титановой губки и переработки газонасыщенной с повышенным содержанием техногенных примесей губки, новые способы плавки и переплава);

организационно-технологических мероприятий, связанных с объединением различных технологических переделов, организацией вертикально интегрированного производства, а также с вовлечением в переработку различных отходов титановой промышленности;

соответствующего качества металла и предназначения.

Ярким примером может служить создание в России крупной титановой компании «ВСМПО-Ависма». Объединение двух стадий металлургического передела позволило снизить себестоимость продукции на 10... 12 % [16]. Компания «ВСМПО-Ависма» и «Boeing» в 2006 г. объявили об организации совместного предприятия, которое будет осуществлять механическую обработку штампованных изделий из титана для последующего применения на пассажирских самолетах «Boeing» [17]. Отходы производства (титановая стружка) будут возвращаться на «ВСМПО-Ависма» для последующей переработки и вовлечения в производственный цикл.

Для обеспечения требуемых свойств содержание примесей в титане и его сплавах ограничивают. Так, массовая доля кислорода в деформируемых титановых сплавах не превышает 0,30, азота 0,15, водорода 0,015 %. Наиболее газонасыщенным является сплав ВТ1-2 (общее содержание этих примесей составляет 0,46 %), предназначенный для изготовления различных прутков. Из-за высокого содержания примесей этот сплав имеет примерно в 2 раза более высокое значение временного сопротивления, чем подобные ему сплавы ВТ1-00 и ВТ1-0 (технический титан). В последнее время потребителям иногда требуется поставлять слитки титановых сплавов с повышенным содержанием кислорода, т. е. с несколько увеличенной за счет этого прочностью сплава (рисунок).

По-видимому, и производители, и потребители титана уже стали понимать необходимость компромисса между чистотой сплава и его предназначением, а, следовательно, способом производства и стоимостью. Высокая стоимость титановой продукции при низкой исходного сырья определяется затратами переделов. И, вероятно, в некоторых случаях нет необходимости на ранних стадиях производства добиваться высокой чистоты металла, затрачивая при этом немалые ресурсы, а потом в готовом сплаве получать повышенное содержание тех или других примесей. Целесообразнее выстроить технологическую цепочку таким образом, чтобы сразу с минимальными затратами достигать требуемого качества металла, например с повышенным содержанием кислорода.

Подобная ситуация сложилась в производстве стали, когда с появлением доменной печи и бессемеровского конвертера закончилась тысячелетняя эпоха «чистой» стали. Замена древесного угля коксом привела к загрязнению чугуна, а значит, и получаемой из него стали серой, продувка жидкого металла воздухом вызвала загрязнение его ещё и азо-



том [20]. Придавать требуемые свойства «грязной» стали научились при помощи различных легирующих добавок, поскольку потребителя интересует не состав получаемого сплава, а его свойства. Содержание вредных примесей в сталях, как и в титановых сплавах, ограничивают. Так, например, для обеспечения высокой надежности и долговечности шарикоподшипников содержание серы в сталях, из которой их изготавливают, доводили до десятитысячных долей процента. Стоило это недешево. Однако оказалось, что важно само по себе не содержание серы в стали, а соотношение в металле кислорода и серы.

Металлургия титана, по сравнению с металлургией стали, ещё очень молода и, возможно, в будущем появятся дешёвые титановые сплавы, в которых негативное влияние повышенного содержания примесей будет скомпенсировано соответствующей системой легирования. По-видимому, легирующие металлы, содержащиеся в титановых сплавах ВТЗ, ВТЗ-1 и ВТ4, влияют на их механические свойства в большей мере, чем водород [21]. В настоящее время следует уделять внимание классификации имеющихся и разработке новых титановых сплавов в зависимости от их возможного применения. Конечно, в военной и авиакосмической сфере, как и прежде, требуются сплавы высокой чистоты. Снизить их стоимость можно только за счет новых технологических решений. Но в других областях, например в ювелирном деле, при изготовлении оправ очков, подложек жестких дисков для компьютеров, корпусов часов и т. д., очевидно, не требуется «космическая» чистота сплава, а только высокая удельная прочность или только коррозионная стойкость, или же немагнитность и т. д. Поэтому такие титановые сплавы могут быть изготовлены известными способами по упрощенной техно-

логии (без использования вакуума или из некондиционной губки, отходов и пр.), что позволит заметно снизить их стоимость. Необходимость компромисса между чистотой сплава и его предназначением, потребность в обеспечении минимальной себестоимости, вероятно, и подтолкнули компании «Allegheny Technologies» (США) и «ВСМПО» (Россия) к созданию совместного предприятия UNITI, специализирующегося на выпуске титановых сплавов только гражданского предназначения. UNITI

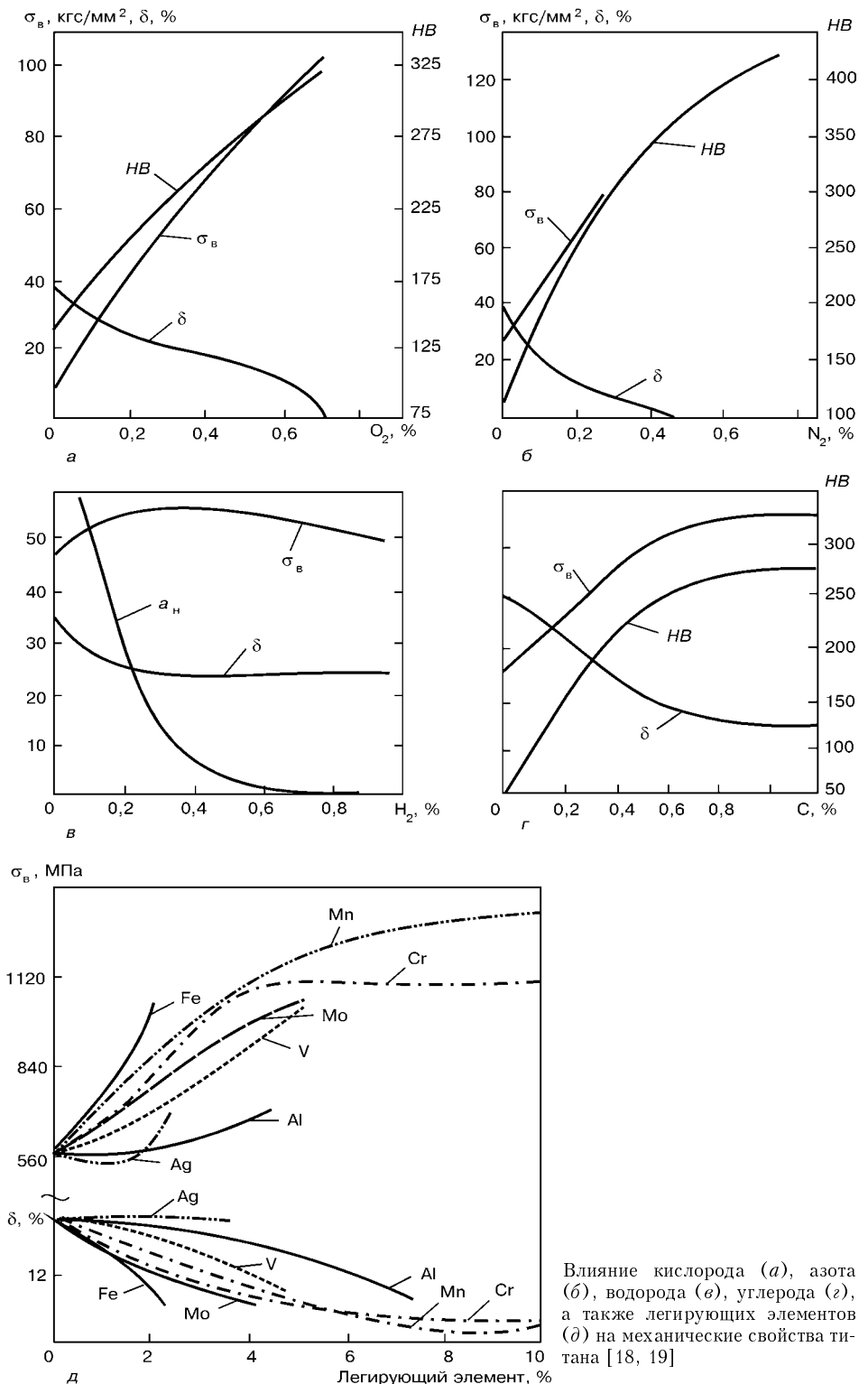




Таблица 1. Химический состав ферротитана согласно ГОСТ 4761-80 (СТ СЭВ 989-89)

Марка	Массовая доля элементов, %										
	Ti	Al	Si	C	P	S	Cu	V	Mo	Zr	Sn
	не менее	не более									
ФТн70С05	68...75	5	0,5	0,2	0,05	0,05	0,2	0,6	0,6	0,6	0,10
ФТн70С08	68...75	4	0,8	0,3	0,03	0,03	0,3	1,8	2,0	1,5	0,15
ФТн70С1	65...75	5	1	0,4	0,05	0,05	0,4	3,0	2,5	2,0	0,15
ФТн35С5	28...40	8	5	0,2	0,04	0,04	2,0	0,4	0,4	0,2	0,04
ФТн35С7	28...40	9	7	0,2	0,07	0,05	2,0	0,8	0,5	0,2	0,05
ФТн35С8	28...40	14	8	0,2	0,07	0,07	3,0	1,0	1,0	0,7	0,08
ФТн30	28...37	8	4	0,12	0,04	0,03	0,4	0,8	0,4	0,2	0,01
ФТн25	20...30	5...25	5...30	1,0	0,08	0,03	—	—	—	—	—

Примечание. Ферротитан марок ФТ и 70С08 содержит дополнительно по 0,8 % марганца и хрома.

будет заниматься развитием рынков титана не авиакосмического и не военного предназначения [22].

Роль Украины и ее перспективы в мировой титановой промышленности. Кроме добычи, производства и поставок титанового сырья (концентратов и губки), Украина начала производить и титановые слитки. Создание производства титановых слитков стало первым шагом на пути к повышению роли Украины в мировой титановой промышленности. В основном это производство основано на электронно-лучевом переплаве, который является весьма дорогим способом. Несмотря на возможность выплавлять этим способом слитки из шихтовых материалов, содержащих до 100 % титановых отходов, такой подход к снижению себестоимости не всегда оправдан. Содержащиеся в шихте примеси кислорода и азота, не удаляемые при ЭЛП, не позволяют получить высококачественный титановый слиток. Наибольшая эффективность этого способа производства слитков может быть достигнута при переработке высококачественной губки для получения титана авиакосмического и военного назначения.

Следующим шагом могло бы стать увеличение объемов производства при одновременном снижении стоимости титановой продукции за счет создания вертикально интегрированной цепочки по производству титана. Однако такие попытки пока

не увенчались успехом и без требуемых инвестиций в ближайшее время на это рассчитывать не приходится. Доля Украины в мировом производстве титановых слитков пока невелика и составляет примерно 1 %. При постепенном увеличении объемов производства потребление титановых слитков в Украине незначительно и в последние годы падает. Полученные слитки в основном идут на экспорт. Поэтому путь снижения стоимости титана в результате организационно-технологических мероприятий, объединения различных технологических переломов пока закрыт.

Уменьшение стоимости титановой продукции за счет использования более дешевых способов производства слитков предусматривает и определенное ухудшение чистоты титанового сплава. Так, электрошлаковый способ, не нашедший практического применения для производства титана и его сплавов в авиакосмической и военной сферах, успешно применяется для получения ферротитана, поскольку требования к ферротитану, предназначенному для раскисления и легирования стали, сплавов и чугунов, а также для производства сварочных материалов, вообще не регламентируют содержание в нем таких вредных примесей, как водород, кислород и азот (табл. 1).

Ферротитан и титановые сплавы для авиакосмической техники занимают две противоположные позиции в линейке чистоты титановых сплавов. Однако между ними возможны определенные компромиссы относительно цены и качества титана для так называемого неответственного назначения, т. е. применяемого в ювелирном деле, при изготовлении оправ очков, подложек жестких дисков для компьютеров, корпусов часов, спортивных изделий и пр. Этот еще мало освоенный сегмент мирового рынка титана может стать для Украины реальным шансом в повышении её роли в мировой титановой промышленности. Имея большие мощности по производству металла ЭШП, украинская промышленность может относительно быстро переориентироваться на выпуск дешевых титановых сплавов неответственного

Таблица 2. Содержание основных примесей в губке и полученных слитках

Объект анализа (условия плавки)	Массовая доля основных примесей, % $\times 10^{-4}$			
	C	N	O	H
Губка (очищенная в вакууме)	91	47	685	47
Слиток ВДП	64	113	713	17
Слиток ЭШП (CaF ₂ химически чистый, гелий, прямая полярность)	108	115	955	22
То же (CaF ₂ неочищенный)	89	63	811	20



назначения. Необходимо ещё раз отметить, что качество титана, полученного способом ЭШП, достаточно высоко. В начале освоения титанового рынка в бывшем СССР, между сторонниками процессов ЭШП и ВДП велась борьба за владение авиационной сферой. Конечно, способ ЭШП практически исключает возможность удаления газов из титана и в этом смысле не может конкурировать ни с одним вакуумным процессом. Однако, как отмечается во многочисленных исследованиях, основным фактором, определяющим чистоту металла слитка ЭШП, является чистота исходного переплавляемого материала (электрода, губки и других шихтовых материалов). Содержание примесей в электрошлаковом титане, в зависимости от применяемого шлака, рода и полярности тока, состава атмосферы переплава, может заметно меняться [23]. Так, минимальное содержание кислорода в электрошлаковом титане достигается при переплаве в застойной атмосфере гелия или при переплаве на токе при обратной полярности; минимальное количество азота — при пониженном давлении или на переменном токе. Кроме того, при использовании в качестве шлака неочищенного фтористого кальция содержание азота в слитке ЭШП даже меньше, чем в слитке ВДП (табл. 2). В зависимости от допустимой загрязненности титана теми или иными примесями можно выбирать соответствующую технологическую схему ЭШП.

Сравнительные исследования качества литого и деформированного титана ЭШП и двойного ВДП показали, что и в литом, и в деформированном состоянии титан ЭШП и ВДП имеет довольно близкие значения механических характеристик. Лишь при использовании в качестве исходного материала высококачественной губки, подвергнутой вакуумной сепарации, титан ЭШП заметно уступает титану ВДП по такому показателю, как ударная вязкость. Именно этот факт и не позволил процессу ЭШП занять свою нишу в титановой промышленности бывшего СССР, где практически вся продукция шла на нужды оборонного комплекса. Однако не во всех случаях необходимы высокие значения вязкостных характеристик титана, например в ювелирном деле они не имеют существенного значения.

С появлением нового оборудования и технологических решений (токоподводящий кристаллизатор, двухконтурная схема переплава, магнитоуправляемая плавка и пр.) возможности ЭШП в целом и ЭШП титана, в частности, расширились. И эти возможности надо максимально эффективно использовать. Для освоения рынка титана неотвеченного назначения, который может потреблять и 45 % титановой продукции, потребуются координация усилий многих специалистов. Это и разработка новых титановых сплавов, соответствующих шлаковых систем, оценка применимости конкретного сплава для той или иной области, разработка соответствующих стандартов и многое другое. Чтобы

двигаться вперед, надо делать шаги в выбранном направлении. Украина, обладая большими сырьевыми ресурсами и средствами производства, старается занять достойное место в мировой титановой промышленности.

1. Медовар Б. И. Новые разработки в области электрошлаковой технологии // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 2. С. 3–6.
2. Индукционные печи для плавки металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1968. — 120 с.
3. Целиков А. И. Металлургические машины и агрегаты. — М.: Металлургия, 1997. — 143 с.
4. Металлургия прецизионных сплавов / Ю. А. Грицианов, Б. Н. Путимцев, Б. В. Молотиллов и др. — М.: Металлургия, 1975. — 448 с.
5. Петров Ю. Б., Ратников Д. Г. Холодные тигли. — М.: Металлургия, 1972. — 93 с.
6. Индукционный переплав в секционном кристаллизаторе, возможности и перспективы применения его для переплава титановых отходов / Ю. В. Латаш, И. В. Шейко, В. Н. Бернадский и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1986. — № 2. — С. 64–70.
7. Клайтес П. Дж. Индукционно-шлаковый переплав титана // Вакуумная металлургия. — М.: Металлургия, 1973. — С. 93–103.
8. К вопросу о возможности переплава губчатого титана с повышенным содержанием техногенных примесей. Сообщение 1 / М. Л. Жадкевич, Ю. В. Латаш, И. В. Шейко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1997. — № 1. — С. 55–60.
9. К вопросу о возможности переплава губчатого титана с повышенным содержанием техногенных примесей. Сообщение 2 / М. Л. Жадкевич, Ю. В. Латаш, В. С. Константинов и др. // Там же. — 1998. — № 3. — С. 43–45.
10. Латаш Ю. В., Матях В. Н. Современные способы производства слитков особо высокого качества. — Киев: Наук. думка, 1987. — 336 с.
11. Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л., Курапов Ю. А. Электронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1973. — 240 с.
12. Электронно-лучевая плавка / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 266 с.
13. Некоторые тенденции развития металлургического переплава титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 1. — С. 25–31.
14. Жук Г. В., Калинюк А. Н., Тригуб Н. П. Производство титановых слитков-слябов методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью // Современ. электрометаллургия. — 2004. — № 3. — С. 22–24.
15. Получение полых титановых слитков методом ЭЛПЕ / Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Жук Г. В. и др. // Там же. — 2004. — № 3. — С. 18–21.
16. www.infogeo.ru/metals/press/ И. Рубанов. Неладно с титаном // Эксперт. — 14.11.2005.
17. www.vsmpro.ru
18. Гуревич С. М. Справочник по сварке цветных металлов. — Киев: Наук. думка, 1981. — 607 с.
19. Металлы и сплавы. Справочник / Под ред. Ю. П. Солнцева. — СПб: НПО «Профессионал», 2003. — 163 с.
20. Медовар Б. И. Металлургия вчера, сегодня, завтра. — Киев: Наук. думка, 1990. — 192 с.
21. Металлургия титана / В. А. Гармата, Б. С. Гуляницкий, В. Ю. Крамник и др. — М.: Металлургия, 1967. — 643 с.
22. Александров А. В., Прудковский Б. А. Разные грани титана и его сплавов // Титан. — 2003. — № 2. — С. 66–71.
23. Электрошлаковый металл / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара — Киев: Наук. думка, 1981. — 680 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 10.01.2007



АЛЬТЕРНАТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПЕРЕПЛАВА ПРОМЫШЛЕННЫХ ОТХОДОВ ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ

И. В. Шейко, В. А. Шаповалов, В. С. Константинов

Представлены данные о применении индукционной плавки в секционном кристаллизаторе для рафинирования и утилизации отходов титана и его сплавов.

Data on application of induction melting in a sectional mould for refining and utilization of waste titanium and its alloys are presented.

Ключевые слова: индуктор; электромагнитное поле; титан; металлическая ванна; слиток; секционный кристаллизатор; титан; титановая губка

Титан и его сплавы являются незаменимыми конструкционными материалами во многих областях новой техники, например в случаях, когда уменьшение массы имеет большое значение, а также в химическом машино- и судостроении, где требуется высокая коррозионная стойкость в химически активных средах, в том числе и морской воде. Поэтому несмотря на высокую стоимость титановой металлопродукции с каждым годом возрастает ее потребление промышленностью.

Получение металлического титана (титановой губки), служащего основой для производства сплавов, литых и деформированных изделий, является многостадийным и весьма энергоемким химико-металлургическим процессом, требующим применения дорогостоящих оборудования и реагентов. В результате из сравнительно дешевого и довольно распространенного природного сырья получают металл, стоимость которого значительно выше, чем у стали, алюминия, меди и других цветных металлов.

Основными этапами производства металлического титана являются следующие:

- выплавка титанового шлака в руднотермической печи из ильменитового концентрата;

- хлорирование полученного шлака в хлораторах с расплавом солей;

- очистка четыреххлористого титана $TiCl_4$ путем химической обработки, ректификации и дистилляции;

- магнийтермическое восстановление с получением первичного металлопродукта (губчатого титана);

- вакуумная дистилляция (сепарация) губчатого титана от техногенных примесей (в основном хлоридов магния);

- прессование расходуемых электродов из очищенного губчатого титана;

- переплав электродов в вакуумно-дуговых печах с получением слитков технически чистого титана и сплавов на его основе.

Наиболее энергоемкой стадией в технологической цепочке производства титановой губки является вакуумная дистилляция, предусматривающая нагрев полученной массы до температуры 1000...1020 °С в вакууме и выдержка ее при этой температуре в течение нескольких десятков часов [1–4].

Остаточное содержание хлора и других примесей в титановой губке регламентируется соответствующими стандартами (ГОСТ 17746–72), согласно которым количество хлора в губке марок ТГ90–ТП20 не должно превышать 0,08 мас. %. Для получения такого количества хлора в титановой губке требуется длительное время выдерживать реакционную массу в аппаратах при высокой температуре, что приводит к значительному расходу электроэнергии, снижению производительности и ресурса работы аппаратов вакуумной дистилляции [4].

В процессе производства титановой губки образуется около 10 % отходов, имеющих различный фракционный состав и повышенное содержание газовых и техногенных примесей [1, 3, 5]. Анализ различных партий титановой губки марки ТГ–ТВ свидетельствует о том, что часть ее (около 60 %) можно использовать для выплавки титановых слитков, а в дальнейшем — в качестве расходуемых электродов, например при отливке корпусов и деталей запорной арматуры для химического машиностроения [6]. Данные о содержании примесей в титановой губке, согласно ГОСТ 17746–72, приведены в табл. 1.



Таблица 1. Химический состав и твердость губчатого титана (ГОСТ 17746–72)

Марка титана	Массовая доля примесей, %, не более						HB, не более
	Fe	Si	C	Cl	[N]	[O]	
ТГ-90	0,06	0,01	0,02	0,08	0,02	0,04	90
ТГ-100	0,07	0,02	0,03	0,08	0,02	0,04	100
ТГ-110	0,09	0,03	0,03	0,08	0,03	0,05	110
ТГ-120	0,11	0,03	0,04	0,08	0,03	0,06	120
ТГ-130	0,13	0,04	0,04	0,10	0,03	0,08	130
ТГ-150	0,20	0,04	0,05	0,20	0,04	0,10	150
ТГ-ТВ	2,00	–	0,05	0,30	0,30	–	–
ТГ-ТВ (ЗТМК)*	0,34	0,026	0,025	0,07	0,105	0,125	–

*Приведены среднестатистические данные по 20 партиям производимой титановой губки ЗТМК.

Из табл. 1 видно, что содержание примесей в некондиционной губке ТГ-ТВ, полученной на Запорожском титаномагниево-комбинате (ЗТМК) довольно высокое, хотя и ниже уровня, допускаемого стандартом. Следовательно, губка этой марки может быть использована в качестве шихты для выплавки слитков и получения литых изделий неотвеченного назначения.

Кроме того, значительное количество титановых отходов в виде стружки и обрезки образуется на предприятиях химического машиностроения. Большинство из них является кондиционным металлом, химический состав которого соответствует марочному. Таким образом, отходы могут вовлекаться в шихту при производстве слитков и литых изделий.

Ограниченное количество отходов в виде стружки, скрапа и пр. (не более 30 %) может быть смешано с металлической титановой губкой и скомпактировано в брикеты или расходные электроды для последующего переплава. Эта технология широко применяется в промышленности, однако является сложной, дорогостоящей и существенно увеличивающей стоимость титановой металлопродукции. А самый главный недостаток заключается в невозможности полного вовлечения отходов при выплавке слитков, особенно на предприятиях машиностроительного комплекса. Весьма заманчивыми являются попытки многих исследователей использовать процесс индукционной плавки в секционном кристаллизаторе (ИПСК) для получения титановых слитков с применением различной шихты, в том числе ранее не используемой для выплавки титаносодержащих ферросплавов [7–10].

Индукционная плавка с формированием слитка в секционном кристаллизаторе, как и индукционная плавка в холодном тигле, в настоящее время еще не заняла устойчивую нишу в области специальной электрометаллургии. Имеющиеся в литературе сведения можно охарактеризовать как поиск возможных путей использования этого способа для рафинирования различных металлов и сплавов (преимущественно высокорекреационных в жидком состоянии), утилизации различных видов дорогостоящих металлоотходов и выплавки сложнолегирован-

ных сплавов высокого качества из компонентов с резкими физическими отличиями (плотность, температура плавления и кипения и др.).

Важной особенностью ИПСК является то, что плавление шихты и кристаллизация слитка происходят в электромагнитном поле большой интенсивности, вызывающем энергичное перемешивание металлического расплава. Интенсивная циркуляция металла является одним из важнейших достоинств этого процесса, поскольку обеспечивает выравнивание температуры и химического состава в объеме ванны, ускоряет расплавление шихты и способствует активному взаимодействию металла со шлаком.

Первые сведения о применении ИПСК для выплавки титановых слитков относятся к 1960–1970-м гг. В лаборатории «Бюроу оф майнз» (США) под руководством П. Клайтса и Р. Билла опробована выплавка слитков из титанового скрапа с применением бескислородного флюса (фтористого кальция), подаваемого в ходе плавки в кристаллизатор вместе с титановой губкой [8]. Расплавляясь, фтористый кальций образовывал в зоне отжата металлической ванны кольцевую шлаковую ванну, способствующую получению тонкого шлакового гарнисажа на охлаждаемой стенке кристаллизатора. Этот гарнисаж предотвращал шунтирование секции кристаллизатора металлом и (как при электрошлаковом переплаве) изолировал слиток от охлаждаемой стенки кристаллизатора.

Общее количество фторида кальция составляло около 4 % массы металлической шихты. Используемый в этом процессе фтористый кальций не только не обеспечивал удаление примесей из титана, а наоборот, имеющиеся в нем примеси переходили в слиток. Поэтому его подвергали переплаву в вакууме с тем, чтобы свести к минимуму загрязнение титана.

Сравнительный химический анализ выплавленных слитков с металлом вакуумно-дуговой плавки показал, что первые имеют более высокое содержание контролируемых примесей, особенно кремния, железа и водорода [8]. В результате показатели таких физико-механических характеристик, как твердость, временное сопротивление и предел текучести были несколько выше, а относительное удлинение

Таблица 2. Содержание примесей в слитках, выплавленных из титановой губки марки ТГ-ТВ ($D_{сл} = 105$ мм)

Характеристика шихты	Место отбора проб	Массовая доля элементов, %			Объемная доля элементов, %			HB
		Fe	C	Si	[N]	[O]	[N]	
Губка ТГ-ТВ (фракции 2... 12)	Верх	0,33	0,022	0,020	0,098	0,117	0,010	201
	Середина	0,33	0,020	0,018	0,094	0,110	0,008	104
	Низ	0,34	0,024	0,025	0,102	0,124	0,012	212

Таблица 3. Содержание примесей в слитках, выплавленных из титановой губки различных сортов ($D_{сл} = 67$ мм)

Состав шихты, %	Массовая доля примесей, %				
	Fe	C	[N]	[O]	[H]
80 ТГ-100	0,058	0,035	0,012	0,068	0,007
20 ТГ-ТВ					
70 ТГ-100	0,100	0,045	0,018	0,085	0,007
30 ТГ-ТВ					
60 ТГ-100	0,150	0,057	0,025	0,120	0,008
40 ТГ-ТВ					
50 ТГ-100	0,250	0,070	0,035	0,160	0,008
50 ТГ-ТВ					
Регламентируемый техническими условиями для сплава ВТ1-0	0,300	0,070	0,040	0,200	0,010

Таблица 4. Содержание примесей в слитках, выплавленных из губчатого титана с повышенным содержанием хлорида магния ($D_{сл} = 67$ мм)

Место отбора проб	Массовая доля примесей, %			
	Cl	Fe	[N]	[O]
Титан губчатый	0,15	0,28	0,22	1,05
Слиток	0	0,28	0,22	0,24
Титан губчатый	0,30	0,32	0,14	1,10
Слиток	0	0,32	0,15	0,22
Титан губчатый	0,52	0,15	0,14	0,68
Слиток	0	0,17	0,15	0,25

и сужение ниже, чем у титана, выплавленного с применением индукционно-шлаковой технологии. Особенностью металла индукционно-шлаковой выплавки является его пониженная ударная вязкость. К сожалению, авторы не проверили, сохраняется ли эта особенность после переплава полученных расходоуемых электродов в печах ВДП.

Более детальное изучение поведения основных легирующих элементов и примесей в титане при ИПСК проведено в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины [11–14]. Выполненные работы направлены преимущественно на утилизацию отходов титанового производства (титановая губка марки ТГ-ТВ) и машиностроительных предприятий.

О качестве слитков титана, произведенных из титановой губки марки ТГ-ТВ на установке ИПСК, можно судить по данным, приведенным в табл. 2.

Из табл. 2 следует, что такие примеси, как железо, углерод и кремний, распределены в слитках довольно равномерно и их содержание зависит от исходного количества в титановой губке, т. е. не обнаружено изменение массовой доли этих элементов в слитке, по сравнению с содержанием их в шихте в результате переплава.

Газовые примеси также распределены в объеме слитков весьма равномерно. Повышенное содержание кислорода и водорода в донной части слитков объясняется поглощением их жидким металлом из атмосферы плавильной камеры в начальный период

плавки в результате испарения адсорбированной на стенках плавильной камеры влаги при появлении излучения с поверхности металлической ванны.

Интересные результаты получены при выплавке титановых слитков из некондиционной титановой губки ТГ-ТВ, которую разбавляли высокосортной губкой марки ТГ-100 в различных соотношениях (табл. 3).

Полученные результаты (табл. 3) свидетельствуют о том, что процесс ИПСК позволяет выплавлять слитки, полностью соответствующие требованиям технических условий даже при содержании в шихте 50 % некондиционной титановой губки ТГ-ТВ. Это на 20 % больше, чем в шихте, применяемой при прессовании расходоуемых электродов для вакуумно-дугового переплава.

При производстве губчатого титана наиболее энергоемким этапом его получения является вакуумное рафинирование (сепарация) губчатого титана от хлоридов магния.

В случае сокращения продолжительности этого этапа в губчатом титане остается повышенное количество хлора и магния, могущих значительно превышать уровень, установленный государственным стандартом.

Для оценки возможностей процесса ИПСК с целью удаления указанных примесей использовали титановую губку, содержащую заведомо значительное количество хлора (0,15; 0,30 и 0,52 %) [3].

Результаты исследования химического состава слитков, выплавленных из этой губки, приведены в табл. 4.

Как видно из табл. 4, содержание железа и азота в слитках остается на том же уровне что и в исходной титановой губке. В то же время в процессе плавки существенно удаляется кислород, что, по мнению авторов, происходит в результате испарения адсорбированной на поверхности губки влаги в результате вакуумирования плавильной камеры установки, а также нагрева шихты на желобе питателя.

Плавки губчатого титана с повышенным содержанием хлоридов магния сопровождаются бурным газовыделением, о чем свидетельствует барботаж металлической ванны, а в отдельных случаях — локальный выброс расплава в местах погружения кусочков губки к основанию отжатой части ванны.

При переплаве губки с 0,52 % Cl_2 происходит образование конденсата на стенке кристаллизатора выше уровня жидкого титана в виде пленки хлоридов.

На отдельных участках поверхности слитков обнаружили тонкий слой мелкодисперсных возгонов (рис. 1), легко удаляемых при помощи металлической щетки. В целом поверхность слитков удовлетворительная, без явных дефектов.

Особые трудности связаны с переплавом титановой стружки, имеющей чрезвычайно развитую поверхность, на которой при резании образуется тонкая пленка оксидов, и, кроме того, загрязненной смазочными материалами (эмульсией), применяемыми во время механической обработки. Такая стружка, как правило, идет в руднотермические печи на выплавку ферротитана, а также на прессование брикетов, используемых в процессах раскисления стали.

Технологические исследования показали, что при переплаве очищенной должным образом стружки технически чистого титана BT1-0 и сплава BT5 (промывка в горячем растворе щелочи с последующим обезжириванием в авиационном бензине) можно выплавлять слитки с содержанием примесей, соответствующим требованиям стандарта (табл. 5).

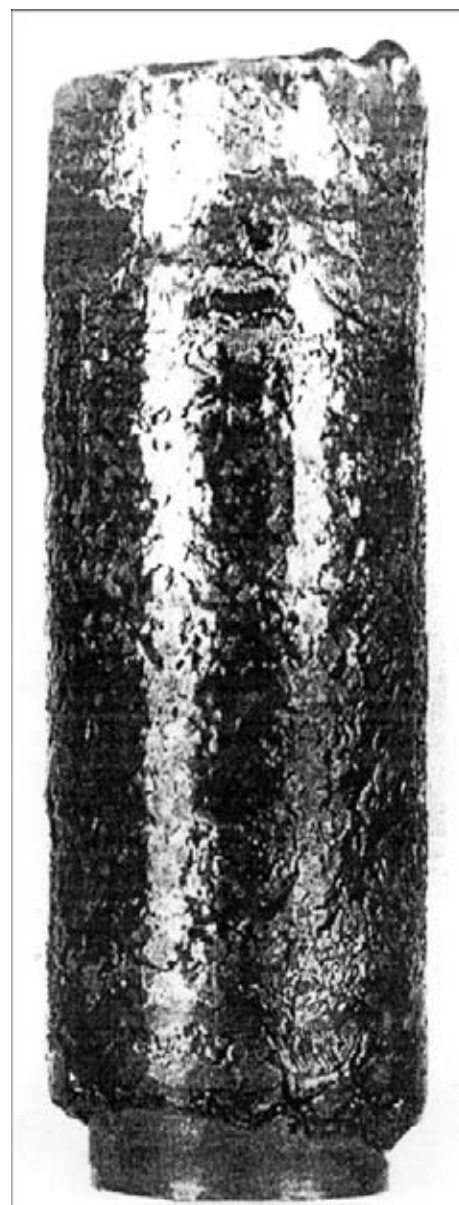


Рис. 1. Общий вид слитка, выплавленного из губчатого титана с содержанием 0,30 % Cl ($D_{\text{сл}} = 67 \text{ мм}$)

Таблица 5. Содержание примесей в слитках ИПСК, выплавленных из стружки

Марка сплава	Атмосфера в плавильной камере	Массовая доля примесей, %				
		Fe	C	[N]	[O]	[H]
BT1-0 (исходный)	—	0,22	0,056	0,04	0,16	0,012
BT1-0	Аргон	0,20	0,055	0,04	0,15	0,008
BT1-0	Гелий	0,12	0,048	0,03	0,12	0,006
Регламентируемое техническими условиями	—	0,30	0,070	0,03	0,20	0,010
BT5 (исходный)	—	0,23	0,052	0,04	0,25	0,009
BT5	Аргон	0,23	0,059	0,04	0,25	0,008
BT5	Гелий	0,16	0,045	0,03	0,21	0,007
Регламентируемое техническими условиями	—	0,30	0,100	0,05	0,30	0,015

Таблица 6. Химический состав слитков, выплавленных из отходов гранулированного порошка сплава ВТ5-1 кт

Газовая атмосфера в плавильной камере	Давление в плавильной камере, МПа	Массовая доля, %							
		легированных элементов		примесей					
		Al	Sn	C	Fe	Si	[O]	[N]	[H]
Аргон	0,05	5,40	2,64	0,018	0,078	Следы	0,086	0,023	0,0045
»	0,10	5,41	2,67	0,018	0,080	»	0,088	0,025	0,0046
Гелий	0,05	5,40	2,63	0,017	0,078	»	0,082	0,016	0,0037
»	0,10	5,41	2,65	0,018	0,079	»	0,085	0,019	0,0043
Исходный металл	–	5,42	2,68	0,018	0,080	0,01	0,080	0,011	0,0050
ТУ91-1-192-87	–	4,0...5,5	2,00...3,00	0,005	0,200	0,10	0,120	0,040	0,0080

Значительное количество кондиционных отходов титановых сплавов образуется при гранульной технологии, разработанной сравнительно недавно и нашедшей применение в авиационной и ракетно-космической технике для изготовления деталей ответственного назначения, таких как крыльчатки, турбины, корпуса различной сложности из жаропрочных сплавов, в том числе и на основе титана.

Высокая скорость кристаллизации гранулированных порошков $4 \cdot 10^3 \dots 2 \cdot 10^4$ град/с, производимых преимущественно способом центробежного распыления расходуемых заготовок, оплаваемых низкотемпературной плазмой в инертном газе, обеспечивает получение однородной мелкозернистой структуры, равномерность распределения фазовых составляющих сплавов и возможность введения в них легирующих компонентов в количестве, недоступном традиционными способами литья.

Одной из проблем является сложность производства гранулированных порошков, а в ряде случаев и отсутствие эффективных технологий переработки образующихся отходов, представляющих собой кондиционный по химическому составу металл, но не соответствующий гранулометрии [15–18]. Доля этих отходов в общем балансе расхода металла достигает 35...40 %.

В этой связи опробовали переплав отходов гранулированного порошка из титанового сплава ВТ5-1

на установке ИПСК (диаметр 67 мм). Такой диаметр слитков соответствовал диаметру расходуемых заготовок (с небольшим допуском на механическую обработку), используемых в установках центробежного распыления (УЦР). Результаты исследования приведены в табл. 6.

Как следует из приведенных данных, переплав по технологии ИПСК практически не оказывает влияния на массовую долю основных легирующих элементов в сплаве (алюминий и олово). Содержание газовых примесей (кислорода и азота) в металле слитка выше, чем в гранулах, используемых в качестве шихты. Это обусловлено не столько газовой средой в плавильной камере, сколько наличием адсорбированных газов и влаги на поверхности шихты, имеющей чрезвычайно развитую поверхность. При этом удалить с поверхности гранул адсорбированные примеси обычным вакуумированием плавильной камеры не представляется возможным из-за высокой компактируемости шихты в бункере.

Мягкий рассредоточенный нагрев расплава, характерный для индукционного источника нагрева, в сочетании с перемешиванием расплава предотвращает его локальный перегрев поверхности и тем самым не вызывает испарение легирующих элементов даже таких, как алюминий и олово, имеющих достаточно высокие значения упругости пара.

Выплавленные из отходов слитки имеют хорошее качество поверхности, какие-либо дефекты на поверхности отсутствуют (рис. 2).

Исследование макроструктуры слитков показало, что они имеют структуру, характерную для слитков, получаемых способами ВДП, ЭШП, ЭЛП и ПДП (рис. 3).

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины впервые реализовали в промышленных условиях на ПО «Киевтрактородеталь» переплав расходуемых заготовок из титанового сплава ОТ4-2, собранных из отработанных элементов оснастки машин центробежного литья гильз.

В литейном цехе этого объединения в качестве теплоизолирующих вставок в кокилях машин центробежного литья гильз для тракторных двигателей использовали фланцы из титанового сплава ОТ4-2, что позволило исключить отбел чугуна в краевых



Рис. 2. Слитки ИПСК, выплавленные из отходов гранулированных порошков сплава ВТ5-1 кт



Рис. 3. Макроструктура слитка ИПСК сплава BT5-1 кт

(торцевых) зонах отливок. Титановые вставки (фланцы) работают в напряженных термических условиях — быстрый нагрев при заливке чугуна во вращающийся кокиль чередуется с резким охлаждением их в водяной ванне после извлечения чугунной гильзы из кокиля. Таким образом, после отливки нескольких сотен гильз на рабочей поверхности фланцев образуется большое количество радиальных трещин, которые в процессе последующих заливок быстро углубляются. В дальнейшем такие фланцы уже нельзя использовать (рис. 4). Ежегодно на заводе для изготовления новых фланцев расходовали до 15 т дорогостоящего листового титанового проката.

Из-за значительных габаритов отработанных титановых фланцев применять их в качестве шихты при ИПСК не представлялось возможным, а их

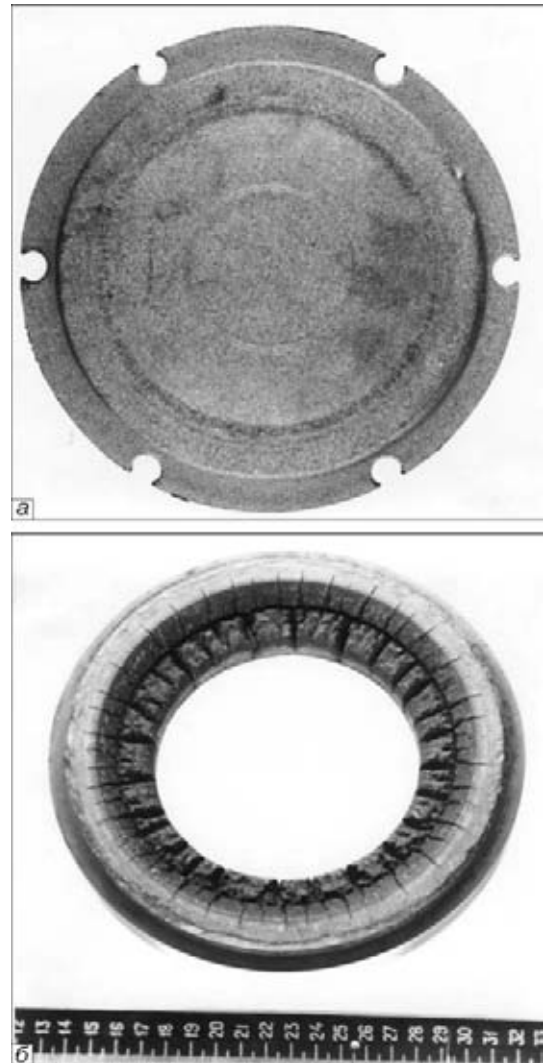


Рис. 4. Общий вид отработанных фланцев из титанового сплава ОТ4-2: а, б — соответственно передний и задний фланцы кокиля

дробление или порезка на более мелкие куски экономически не оправданы. Переплав таких отходов с одинаковыми габаритными размерами оказался возможным благодаря применению расходоуемых заготовок, собираемых из отработанных фланцев.

Для получения расходоуемых заготовок обработанные на дробеструйной установке титановые кольца собирали в стопку по 20... 25 шт. и сваривали между собой способом аргонодуговой сварки (рис. 5). Дополнительно снаружи приваривали полосы шириной 15... 20 мм из титанового листа для предотвращения обрыва колец во время плавки.

При ИПСК не требуется защита поддона от воздействия высококонцентрированного источника тепловой энергии, как в случае ВДП. Роль затравки при ИПСК сводится к тому, чтобы расплавившись она образовывала металлическую ванну, достаточную для нормального ведения процесса. При выплавке слитков на установке ОП117 (рис. 6) в качестве затравки использовали 2... 3 отработанных фланца, перед плавкой уложенные стопкой на поддон. Внутреннюю полость фланцев заполняли титановой обрезью или стружкой.



Рис. 5. Расходуемая заготовка, собранная из отработанных фланцев титанового сплава ОТ4-2

Выплавленные слитки диаметром 220 мм имеют характерные особенности — на поверхности слитков зафиксированы продольные тонкие ребра высотой 0,5... 2,0 мм, образовавшиеся в результате заполнения жидким металлом стыков между секциями кристаллизатора. Эти ребра не влияют на структуру слитка и его последующую механическую обработку, поэтому их не следует рассматривать как дефекты поверхности (рис. 7).

В поверхностном слое слитков не обнаружено заворотов или подкорковой пористости. При соблюдении технологического режима на завершающем этапе плавки усадочная раковина в слитках ИПСК отсутствует (рис. 8). Все это повышает выход годного металла до 96 %.

В целом кристаллическое строение слитков ИПСК по характеру направленности кристаллов такое же, как и у других переплавных процессов, но размер кристаллов, как показали металлографические исследования, на 1,0... 1,5 балла меньше, что обусловлено интенсивным перемешиванием металлической ванны в электромагнитном поле.

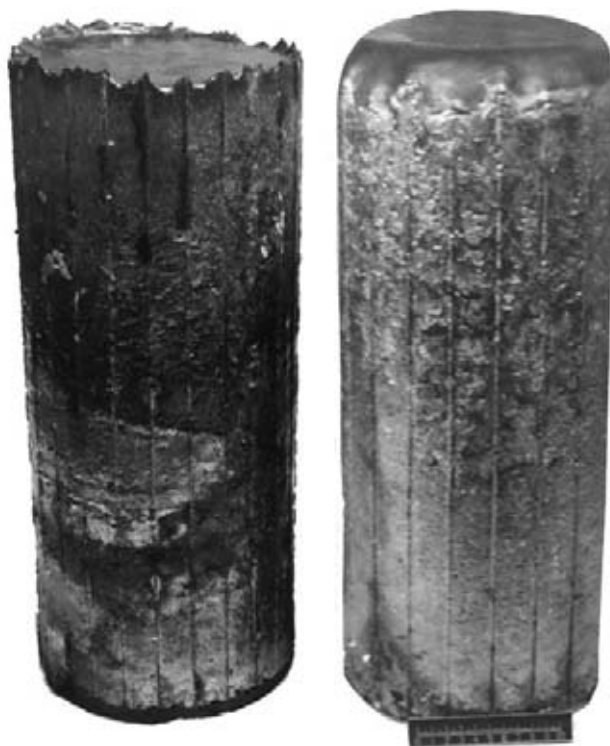


Рис. 6. Слитки, выплавленные из отходов титанового сплава ОТ4-2 ($D_{сл} = 220$ мм)

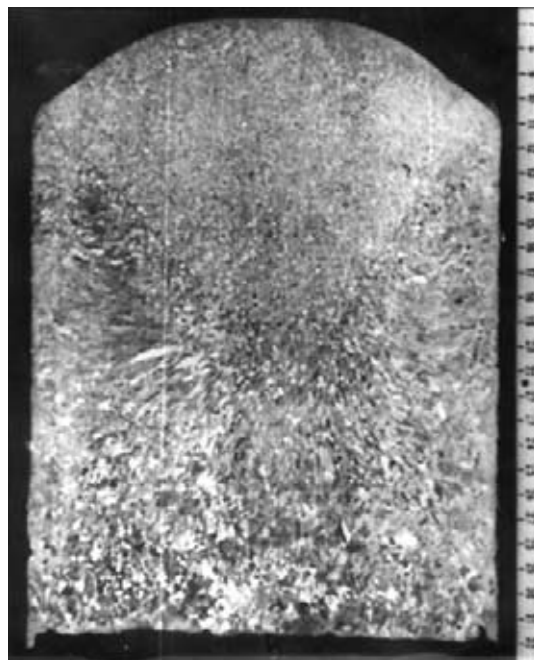


Рис. 7. Макроструктура головной части слитка, выплавленного с выведением усадочной раковины

Химический состав металла слитков, выплавленных из отработанных элементов литейной оснастки, приведен в табл. 7.

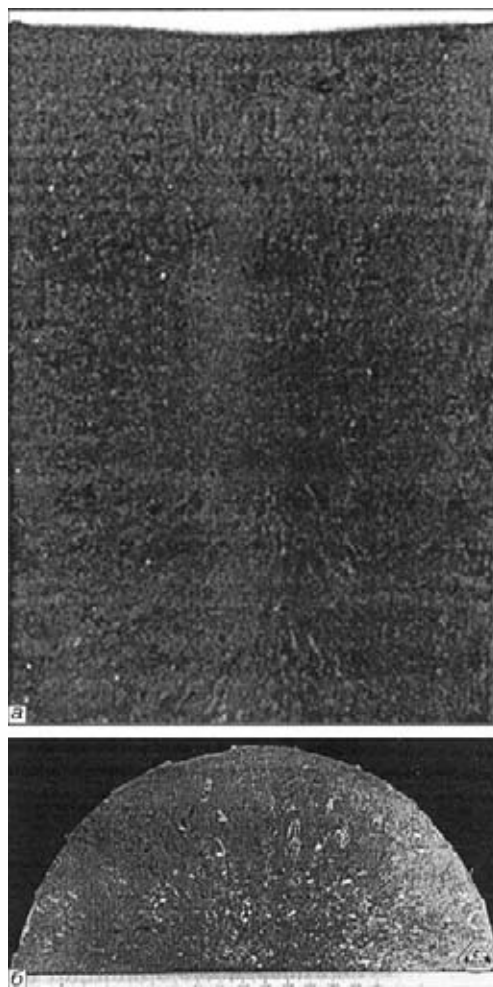


Рис. 8. Макроструктура слитков ИПСК диаметром 200 мм (сплав ОТ4-2): а, б — соответственно продольный и поперечный разрезы



Таблица 7. Химический состав металла слитков сплава ОТ4-2

Место отбора проб	Массовая доля, %				
	легирующих элементов		примесей		
	Al	Mn	Fe	Si	C
Исходный металл	3,69	1,27	0,22	0,13	0,07
Слитки	3,62	1,06	0,41	0,19	0,12
Регламентируемый стандартом и техническими условиями	0,50... 4,00	0,50... 2,00	≤ 0,60	≤ 0,30	≤ 0,15

Таблица 8. Содержание газовых примесей в слитках ИПСК сплава ОТ4-2

Вид шихты	Место отбора проб в слитках	Массовая доля газов, %		
		[O]	[N]	[H]
Фланцы без очистки	Голова	0,224... 0,227	0,047... 0,051	0,012... 0,014
	Середина	0,280... 0,234	0,050... 0,056	0,013... 0,016
	Низ	0,292... 0,328	0,051... 0,062	0,013... 0,017
Фланцы после дробеструйной очистки	Голова	0,218... 0,225	0,034... 0,039	0,008... 0,009
	Середина	0,218... 0,224	0,035... 0,039	0,010... 0,012
	Низ	0,231... 0,244	0,038... 0,044	0,010... 0,012
Фланцы после дробеструйной очистки и промывки	Голова	0,183... 0,191	0,030... 0,033	0,007... 0,009
	Середина	0,194... 0,198	0,029... 0,033	0,007... 0,009
	Низ	0,213... 0,218	0,036... 0,041	0,009... 0,012
Исходный металл	Фланцы	0,177... 0,225	0,029... 0,043	0,018... 0,038
Регламентируемое по техническим условиям	—	≤ 0,30	≤ 0,06	≤ 0,015

По содержанию основных легирующих элементов металл слитка соответствует требованиям стандарта для сплава ОТ4-2, а по содержанию регламентированных примесей не превышает требований технических условий для вторичных сплавов.

Представляют интерес результаты исследования влияния способов подготовки к переплаву отработанных титановых фланцев на массовую долю газовых примесей в металле слитков (табл. 8).

Количество газовых примесей в металле слитков, выплавленных из предварительно неочищенных фланцев, несколько превышает допустимые нормы. Предварительная дробеструйная очистка фланцев перед сборкой расходомерных заготовок позволяет снизить содержание газовых примесей до уровня, удовлетворяющего требованиям технических условий. Еще чище получают металл слитков, выплавленных из фланцев, дополнительно промытых в горячем растворе соды, затем водой и просушенных при температуре 380... 400 К. Более высоких качественных результатов можно достичь, подвергнув переплавляемые фланцы травлению в растворе кислот.

Как следует из данных табл. 8, при переплаве расходомерных заготовок из неочищенных фланцев заметно увеличивается в металле содержание азота и кислорода, в отличие от слитков, выплавленных из предварительно очищенных фланцев, где при-

рост газовых примесей незначителен. Полученные данные свидетельствуют о том, что основная доля примесей в ходе переплава вносится в жидкий металл вместе с оксидными пленками, покрывающими поверхность фланцев. Дробеструйная обработка фланцев резко снижает поступление азота и кислорода в металл, и содержание газовых примесей укладывается в регламентированные пределы.

Массовая доля водорода в слитках значительно меньше, по сравнению с исходным содержанием, независимо от качества подготовки к переплаву фланцев.

Следует отметить, что в донной части слитков зафиксирована более высокая концентрация газовых примесей. Такой характер их распределения обусловлен тем, что в стартовый период плавки при повышении температуры в плавильной камере адсорбированные на ее стенках азот и кислород переходят в атмосферу печи и затем растворяются в жидком металле. Дальнейшее наплавление слитка происходит в очищенной таким образом атмосфере.

Результаты измерения твердости показали, что металл, выплавленный из неочищенных фланцев, как и следовало ожидать, имеет большую твердость, чем исходный (табл. 9). Поверхностная очистка фланцев способствовала получению металла, твердость которого не превышала исходную.

Большинство титановых сплавов, в том числе сплав ОТ4-2, в качестве легирующих компонентов

Таблица 9. Показатели твердости титанового сплава ОТ4-2

Объект исследования	HV		
	Донная часть	Середина	Головная часть
Слиток из фланцев:			
неочищенных	375... 385	370... 380	360... 375
очищенных	253... 277	251... 263	228... 248
Исходный металл	—	270... 285	—
Регламентируемая твердость сплава согласно техническим условиям	—	Г 300	—

содержат алюминий и марганец, имеющие высокую упругость пара при температуре плавления титана. Поэтому выплавка сплавов, включающих эти элементы, а также утилизация образующихся отходов

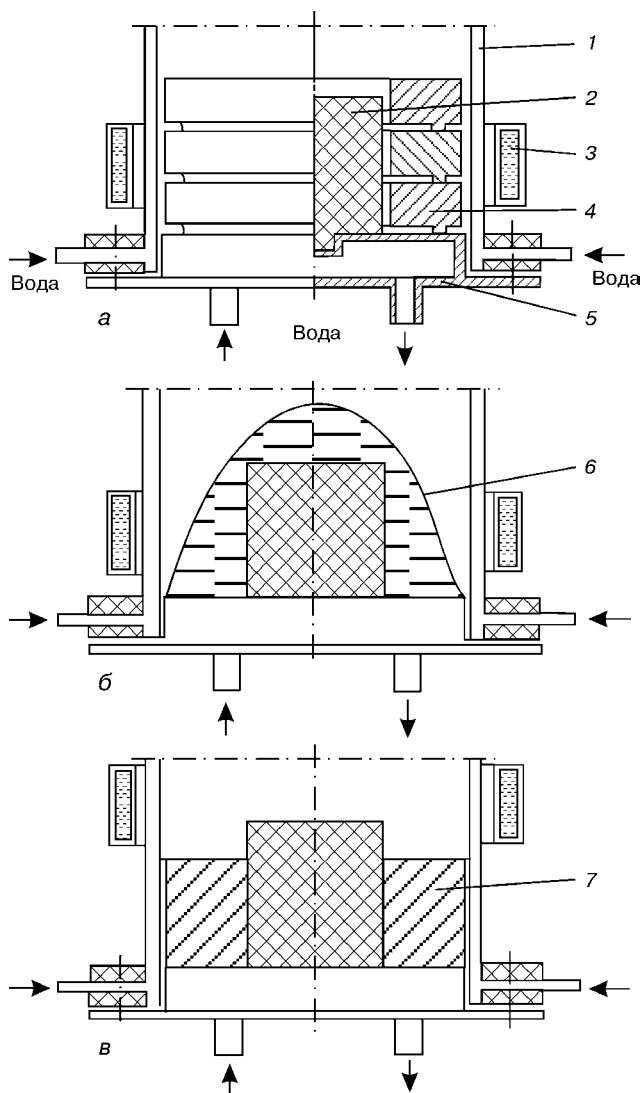


Рис. 9. Пооперационная схема выплавки полых слитков-заготовок (типа шайбы) на установке ОП117: а — размещение шихты и стержня в секционном кристаллизаторе; б — расплавление шихты; в — затвердевание металла; 1 — кристаллизатор; 2 — графитовый стержень; 3 — индуктор; 4 — лом титановых изделий; 5 — поддон; 6 — расплавленный металл; 7 — отливка

Таблица 10. Изменение содержания алюминия и марганца в титановых сплавах в зависимости от длительности выдержки в жидком состоянии

Легирующие элементы	Исходная массовая доля элементов в сплаве, %	Изменение массовой доли элементов, %, при длительности выдержки, мин				
		5	10	15	20	25
Алюминий	2,97	2,96	2,96	2,96	2,93	2,90
Марганец	2,09	2,08	2,06	2,05	2,03	2,01
Алюминий	3,83	3,82	3,80	3,76	3,74	3,71
Марганец	1,82	1,82	1,80	1,79	1,77	1,76

путем их переплава связаны с определенными трудностями, обусловленными значительными потерями алюминия и марганца в условиях вакуумной плавки. Процесс ИПСК осуществляется, как правило, в инертном газе при атмосферном давлении в плавильной камере. Поэтому даже весьма продолжительная выдержка (до 25 мин) металлического расплава в аргоне при атмосферном давлении не приводит к ощутимым потерям алюминия и марганца в сплавах титана (табл. 10).

Потери этих элементов не превышают 3,5 (алюминий) и 2,8 отн. % (марганец) при выдержке расплавов в расплавленном состоянии в течение 25 мин. В реальных условиях переплава длительность пребывания порции металла в жидком состоянии не превышает 10... 15 мин и, следовательно, потери этих элементов еще меньше.

О влиянии кратности индукционного переплава отходов сплава ОТ4-2 на содержание газовых примесей можно судить по данным, приведенным в табл. 11.

Как видно из представленных данных, на каждой стадии переплава происходит прирост содержания таких примесей, как кислород и азот, позволяющий неоднократно переплавлять пришедшие в негодность элементы литейной оснастки из титанового сплава.

Количество водорода в сплаве даже после многократного переплава практически остается на одном уровне. Более того, отмечается тенденция к его снижению.

С целью сокращения объема механической обработки при изготовлении литейной оснастки из вторичного титанового сплава ОТ4-2 разработана

Таблица 11. Содержание газовых примесей в титановом сплаве ОТ4-2 после ИПСК

Количество переплавов	Массовая доля элементов, %		
	[O]	[N]	[H]
Исходный металл	0,182	0,034	0,018
Первый переплав	0,218	0,039	0,013
Второй переплав	0,242	0,045	0,010
Третий переплав	0,255	0,052	0,009
Регламентируемые техническими условиями	≤ 0,300	≤ 0,060	≤ 0,015



Рис. 10. Внешний вид полого слитка-заготовки (типа шайбы) диаметром 220 мм с графитовым стержнем

технология выплавки на установке ОП117 заготовок с размерами, близкими к таковым изделий. Для этого ранее используемый кристаллизатор высотой 800 мм заменен более коротким высотой 40 мм. За счет этого объем плавильной камеры, заполняемой аргоном, сократился более чем на 30 %, что способствовало экономии инертного газа и сокращению цикла выплавки заготовок.

Кроме того, установку ОП117 дополнительно дооборудовали пневматическим устройством, на котором закрепили поддон. При помощи пневмоустройства производили герметичное поджатие поддона к нижнему фланцу секционного кристаллизатора, что дало возможность значительно сократить время на подготовительные операции, связанные с загрузкой титановой шихты в кристаллизатор и извлечением слитка.

В поддоне по оси выполнили цилиндрическое углубление, в которое перед каждой плавкой устанавливали графитовый стержень диаметром 80...85 мм. Установка стержня позволила выплавлять заготовку в форме кольца, что резко уменьшило объем механической обработки и количество отходов металла в стружку.

Схема выплавки кольцевых заготовок из титанового сплава на установке ОП117 приведена на рис. 9. Внешний вид полученной кольцевой заготовки показан на рис. 10.

При выплавке кольцевых заготовок каждая плавка фактически сводится к стартовому периоду обычной плавки. При этом полное расплавление шихты (отработанных фланцев) происходит в течение 10...12 мин, а весь цикл выплавки кольцевой заготовки (от загрузки шихты до извлечения заготовки) длится около 20...22 мин.

Небольшой перегрев расплава и кратковременный контакт его с поверхностью графитового стержня не приводит к ощутимому увеличению количества углерода в сплаве и не может быть причиной отбраковки полученных изделий.

Выводы

1. В ходе выполненных в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины технологических исследований, а также промышленного применения показано, что процесс ИПСК может с успехом использоваться для утилизации промышленных отходов титана и его сплавов на машиностроительных и металлургических предприятиях.

2. Установлено, что конструктивное исполнение плавильных установок для ИПСК, а также их обслуживание делают их конкурентоспособными, в сравнении с электронно-лучевой плавкой, а в ряде случаев и единственным экономически оправданным способом переплава титановых отходов в условиях машиностроительного предприятия.

1. *Титан* / В. Л. Гармата, А. Н. Петрунько, Н. В. Галицкий и др. — М.: Металлургия, 1983. — 559 с.
2. *Влияние технологии процесса магнитермического восстановления на остаточное содержание хлора в титановой губке*: Сб. тр. / В. В. Родякин, Б. Н. Кушник, Э. Л. Арутюнов, А. Н. Петрунько. — М.: Металлургия, 1967. — Т. 1. — С. 112–122.
3. *Родякин В. В.* Магнитермическое производство губчатого титана. — М.: Металлургия, 1977. — 213 с.
4. *Переработка блоков губчатого титана* / Р. А. Сандлер, А. Н. Петрунько, В. А. Лихтерман, А. Н. Павлюченко. — М.: Металлургия, 1987. — 158 с.
5. *Родякин В. В., Гегер В. Э., Скрипнюк В. М.* Магнитермическое производство губчатого титана. — М.: Металлургия, 1971. — 216 с.
6. *Промышленное применение низкотемпературной плазмы при выплавке слитков электродов из низкосортного губчатого титана для производства запорной титановой арматуры* / Ю. В. Латаш, В. С. Константинов, В. А. Горбенко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1989. — № 3. — С. 71–75.
7. *Schipperleit G. H., Zetsepman A. F., Evers D.* Cold-crucible induction melting of reactive metals // J. of Metals. — 1961. — 13, № 2. — P. 140–144.
8. *Clites P. G., Beall R. A.* Inductoslag melting of titanium // Kept. investig. bur. mines. US. Dept. Interior. — 1969. — № 7268. — P. 1–20.
9. *Chonister D.* Induction Melting of Titanium, Zirconium and reactive metals // Paper presented at the AVS/ASM vacuum metallurgy conf. (Pittsburgh, June, 1986). — Pittsburgh, 1986. — P. 2–4.
10. *Латаш Ю. В., Шейко И. В., Константинов В. С.* Плавка высокореакционных, благородных и редкоземельных металлов и сплавов в плазменных и индукционных установках с холодным тиглем-кристаллизатором // Пробл. сварки и спец. электрометаллургии. — Киев: Наук. думка, 1990. — С. 281–285.
11. *Индукционный переплав в секционном кристаллизаторе, возможности и перспективы применения его для переплава титановых отходов* / Ю. В. Латаш, И. В. Шейко, В. Н. Бернацкий и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1986. — № 2. — С. 64–70.
12. *К вопросу о возможности переплава губчатого титана с повышенным содержанием техногенных примесей. Сообщение 1* / М. Л. Жадкевич, Ю. В. Латаш, В. С. Константинов и др. // Там же. — 1997. — № 1. — С. 55–60.
13. *К вопросу о возможности переплава губчатого титана с повышенным содержанием техногенных примесей. Сообщение 2* / М. Л. Жадкевич, Ю. В. Латаш, В. С. Константинов и др. // Там же. — 1998. — № 2. — С. 43–45.
14. *К вопросу о применении независимых источников нагрева для утилизации отходов титана и его сплавов* / М. Л. Жадкевич, Ю. В. Латаш, В. С. Константинов и др. // Там же. — 2001. — № 1. — С. 27–31.
15. *Порошковая металлургия титановых сплавов* / Под ред. А. С. Фроуса. — М.: Металлургия, 1985. — 312 с.
16. *Дисперсные порошки и материалы на их основе* / Под ред. В. В. Скорохода. — Киев: ИПМ АН УССР, 1979. — 185 с.
17. *Сверхбыстрая закалка жидких сплавов* / Под ред. Г. Германа. — М.: Металлургия, 1986. — 373 с.
18. *Порошковая металлургия* // Итоги науки и техники. — М.: ВИНТИ, 1983. — Т. 1. — 216 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 16.03.2007



Пятая международная конференция «Водородная экономика и водородная обработка материалов» (ВОМ-2007)

Донецк, Украина, 21–25 мая 2007 г.

Международная ассоциация водородной энергетики (МАВЭ, США) начиная с 1976 г. каждые два года проводит всемирные обобщающие конференции по водородной энергетике (последняя WHES-16 состоялась в Лионе в 2006 г.), а также специализированные международные конференции по актуальным проблемам, определяющим развитие водородной энергетики и водородной экономики на данном этапе развития.

Пятая международная конференция «Водородная экономика и водородная обработка материалов» (ВОМ-2007), входящая в последнюю из упомянутых серию мероприятий МАВЭ, проведена 21–25 мая 2007 г. в Донецке на базе Донецкого национального технического университета.

Соучредителями конференции выступили: Международная ассоциация водородной энергетики; Международный центр по водородным энергетическим технологиям Организации индустриального развития ООН (INIDO-ICHET, Вена–Стамбул); ФГУП «Научно-производственный комплекс «Суперметалл» (Россия); Донецкая областная государственная администрация; Министерство образования и науки Украины; Донецкий национальный технический университет (ДонНТУ); Донецкий государственный университет управления (ДонГУУ); Международная инженерная академия (Москва); Инженерная академия Украины (ИАУ) и Донецкий инженерно-физический центр Инженерной академии Украины (ДонИФЦ ИАУ).

Для подготовки и проведения конференции образовали международные комитеты. Международный почетный комитет возглавили президент МАВЭ проф. Т. Н. Везируглу (США) и ректор ДонНТУ проф. А. А. Минаев (Украина). В международный научно-организационный комитет во главе с профессором В. А. Гольцовым (Украина) вошли представители Украины, России, Индии, Сингапура, Китая, Южной Кореи, Италии, Японии, Норвегии, Швеции.

Международный программный комитет возглавили сопредседатели канд. техн. наук Л. Ф. Гольцова (Украина), академик МАИ В. В. Васекин (Россия), профессор Я. Хайяши (Япония). Также в него вошли представители Украины, Великобри-

тании, Франции, Польши, Италии, Китая. Международный комитет поддержки возглавили соучредитель и генеральный спонсор ВОМ-2007 ФГУП «НПК «Суперметалл» (Россия) и генеральный информационный спонсор НТЦ «Психея», «Нефтяное обозрение: Терминал» (Украина).

В международный комитет поддержки вошли международный журнал «International Journal of Hydrogen Energy» (США), по 10 научно-технических журналов Украины и России, а также по одному из Беларуси и Молдовы. Таким образом, настоящая информация публикуется в журналах-членах Международного комитета поддержки ВОМ-2007. В конференции приняли участие более 130 ученых, инженеров, экспертов, производителей из 28 стран.

Открытие конференции организовали в духе физиков и лириков 1970-х гг. Современный представительный международный форум требует спонсорской поддержки. Организаторы конференции провели презентации спонсоров. Прежде всего представили соучредителя и генерального спонсора ФГУП НПК «Суперметалл» (Россия) и генерального информационного спонсора НТЦ «Психея», «Нефтяное обозрение: Терминал» (Украина). Затем были представлены все участники Международного комитета поддержки: научно-технические журналы США, России, Украины, Беларуси и Молдовы.

Далее профессор В. А. Гольцов огласил решение МАВЭ о награждении ряда ученых из разных стран. Профессор из Японии Ясунори Хаяши вручил им Золотые и Серебряные дипломы МАВЭ за выдающиеся успехи в развитии водородной энергетики и водородной обработки материалов.

Научная работа конференции была организована по четырем направлениям:

некоторые аспекты мирового и регионального движения человечества по вектору водородная энергетика → водородная экономика → водородная цивилизация;

платиновые и редкие металлы в топливных элементах, технологиях хранения, транспортировки и использования водорода;

теория и технология водородной обработки материалов;



водородная деградация материалов и сопутствующие явления.

На аудиторных и пленарных заседаниях участники конференции заслушали и обсудили 65 пленарных, ключевых, аудиторных докладов и 95 стендовых. Состоялось заседание международного молодежного водородного клуба.

24 мая прошло выездное заседание и состоялся круглый стол, а 25 мая на заключительном пленарном заседании подвели итоги работы конференции, обсудили и приняли меморандум «Новая концепция МАВЭ о водородной цивилизации будущего: исторические аспекты и новые вызовы настоящего времени», рекомендованный для опубликования в специальном выпуске международного журнала «International Journal of Hydrogen Energy», посвященном данной конференции, а также в национальных научных журналах, вошедших в Международный комитет поддержки ВОМ–2007.

К началу работы конференции издали ее труды в двух томах. Читатели журнала могут ознакомиться с информацией о ВОМ–2007 и оглавлением трудов ВОМ–2007 в Интернете:

<http://donntu.edu.ua/hydrogen-community/>.

Пятая международная конференция ВОМ–2007 особое внимание уделила выводам, сделанным 2-й международной конференцией «Платиновые металлы в современной промышленности, водородной энергетике и в сферах жизнеобеспечения будущего» (Берлин–ПМ'2006) о стратегической важности платиновых металлов для успешного становления и коммерциализации мировой водородной экономики. Важность этой проблемы особо подчеркнута в упомянутом меморандуме. Обсуждение и поиски путей решения проблемы платиновых металлов будут продолжены на 3-й международной конференции «Платиновые металлы в современной промышленности, водородной энергетике и в сферах жизнеобеспечения будущего» (Сиань–ПМ'2008), которая состоится в Китае в мае 2008 г.

Читатели журнала, заинтересованные в получении дополнительной информации о ВОМ–2007 и ее участниках, могут обращаться в Международный научно-организационный комитет ВОМ–2007 г.

*Профессор В. А. Гольцов,
председатель МНОК ВОМ–2007,
член Совета директоров МАВЭ*

ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ

Объявляет ежегодный набор по следующим специальностям:

ДОКТОРАНТУРА

- сварка и родственные технологии
- автоматизация технологических процессов
- металловедение и термическая обработка металлов
- металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов

АСПИРАНТУРА

- сварка и родственные технологии
- автоматизация технологических процессов
- металловедение и термическая обработка металлов
- металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов

Прием документов проводится в сентябре.

Контактный телефон: 289-84-11.

Подробная информация на сайте института (раздел аспирантура): www.paton.kiev.ua

Документы направлять по адресу:

03680, Украина, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11,

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ученому секретарю



Представляем рефераты научно-исследовательских работ, выполненных в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины по бюджетной тематике в период 2003–2006 гг.

Тема 1.6.1.22.33 «Разработка методологии проведения исследований и оценка деградации структуры, фазового и химического состава конструкционных сталей после длительной эксплуатации в сложных условиях»

Руководитель чл.-кор. НАН Украины Г. М. Григоренко

Работу выполняли в 2002–2006 гг. в отделе № 22 ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. Цель работы заключалась в установлении возможных причин и механизмов процессов, приводящих к уменьшению ресурса металла ответственных конструкций различного назначения и отрицательно влияющих на продолжительность безопасной эксплуатации агрегатов, механизмов, конструкций, сооружений, узлов и т. п. в условиях взаимодействия металла с агрессивной средой (рабочей, внешней).

Работу выполняли комплексно, с привлечением 15 различных методов исследования на современных научных приборах как отечественного, так и зарубежного производства. Предварительный анализ литературы по этому вопросу показал, что только в некоторых отраслях техники предпринимались отдельные попытки выявить причины уменьшения сроков безопасной эксплуатации металлов, но они, как правило, ограничивались лишь металлографией, испытанием механических и коррозионных свойств. Однако выяснилось, что указанные методы для решения данной задачи малопригодны, поскольку на макроуровне они практически не выявляли никаких изменений в металле, вплоть до момента его разрушения. Поэтому реально ресурс безопасной работы металлических изделий в условиях эксплуатации до настоящего времени устанавливали не на основе научно обоснованных положений, а с учетом предыдущего опыта эксплуатации аналогов этого оборудования или статистических данных по этой же отрасли. Систематических целенаправленных исследований процессов, происходящих в металле на мезо- и микроуровне во время длительной (многолетней) эксплуатации, до настоящего времени не проводили.

Поскольку методы исследования, используемые до настоящего времени для контроля за состоянием металла (прежде всего методы световой металлографии), оказались малочувствительными к возможным изменениям в металле в процессе длительной эксплуатации, то нами задействованы более чувствительные методы и современное научное оборудование (приборный комбайн-лаборатория для

трехмерного анализа поверхностных слоев металла с разрешающей способностью в 1...2 нм по глубине — LAS-2000, Riber, Франция), на котором выполняли исследования методами оже-электронной спектроскопии (ОЭС), масс-спектрометрии вторичных ионов (ВИМС), термодесорбционной масс-спектрометрии, электронной спектроскопии для химического анализа — ЭСХА) и др.; использовали также методы микрорентгенографии (установки Comebax-4M и Comebax-SM-50 фирмы «Comesa», Франция); световой микроскопии (микроскопы Versamet-2 и Neofot-32), растровой электронной микроскопии (электронные микроскопы SEM-515 фирмы «Phillips» (Нидерланды) и JSM-840 фирмы «JEOL» (Япония) с энергодисперсионными детекторами Link Systems (Великобритания), локального масс-спектрального анализа с лазерным микрозондом (установка ЭХО-4M, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Украина); электронный просвечивающий микроскоп JEM-200CX фирмы «JEOL» (Япония) и др.

Изучены возможные изменения в структуре, фазовом и химическом составе на мезо- и микроуровнях (зерен, границ зерен, микровключений и т. п.) ряда агрегатов, механизмов и конструкций с целью выявления общих процессов, развитие которых могло бы повлиять на продолжительность сохранения первичных механических и других служебных характеристик металла в условиях длительной эксплуатации. Поэтому выбрали широкую гамму разнообразных объектов: отдельные элементы пароводяного тракта паровых котлов тепловых и атомных электростанций (трубопровод питательной воды, парогенераторы, паронагреватели и др.); лопатки паровых турбин; трубы нефтепроводов и газопроводов; кожух доменной печи; корпус емкости нефтехранилища, а также отдельные ответственные узлы гидроагрегата Днепрогэса, эскалатора киевского метрополитена и др.

Для повышения степени достоверности полученных результатов и их соответствия реальному состоянию в металле после длительной (до 45 лет) эксплуатации усовершенствованы некоторые существ-



вующие и разработаны две новые методики электронно-микроскопического исследования, а также создано два новых метода исследования наноструктурных элементов в металлах (в том числе и ультрамикродисперсных включений нанометровых размеров). В результате проведенных исследований установлено следующее:

на макро-, частично на мезоуровне, в металле после продолжительной эксплуатации не происходит существенных изменений структуры, но появляются ультрадисперсные неметаллические включения, скапливающиеся в определенных местах. В межзеренных прослойках происходит локализованная пластическая деформация и изменяется локальный химический состав основного металла в приграничной полосе шириной 250...300 нм. Это способствует изменению локальных механических свойств, ослаблению межзеренных связей и охрупчиванию металла;

межзеренные прослойки в металле, а также его внешняя поверхность обогащаются во время эксплуатации (по сравнению с исходным основным металлом) такими химическими элементами, как водород, кислород, углерод, азот, фтор, хлор, медь. Внутренняя поверхность труб парохладителей котла поглощает из питательной воды натрий, кальций, серу, кремний, марганец;

причиной формирования коррозионных поражений и свищей на поверхности труб змеевика по ходу парового потока в котле является наличие в нем примесей органических и неорганических кислот, а также появление первичного конденсата, содержащего повышенное количество этих кислот на поверхности труб, лопаток, которые обращены в сторону потока пара. На поверхности распределения металл-капля первичного конденсата (в трубах котлов на поверхности лопатки турбины, а при атмосферных условиях — конденсат из воздуха на поверхности металлоконструкций) одновременно протекает как минимум два процесса: химические коррозионные реакции между кислотами, содержащимися в конденсированной капле, и металлом со всей поверхностью их контакта. Именно это вызывает активное коррозионное разрушение металла; в местах выхода дислокаций на поверхность (чаще всего в зоне большеугольных границ зерен) деструкция металла более интенсивная. Возможно локальное растворение металла с последующим выкрашиванием целых блоков металла, содержащих до нескольких сотен (тысяч) зерен;

в местах выхода дислокаций на поверхность зафиксирован структурно-деформационный эффект, обнаруженный сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. Он заключается во взаимодействии дислокаций металла с молекулами вещества среды, контактирующей с металлом. В результате дисло-

кации металла во время деформации поатомно расщепляют молекулы среды (газовой, жидкой, твердотельной), сорбируют освобожденные благодаря этому процессу атомы как квази-ионы и транспортируют их в глубину;

в результате продолжительной эксплуатации под действием знакопеременных напряжений, структурно-деформационного эффекта и взаимодействия поверхности металла лопаток турбины с паром и конденсатом происходит постепенное изменение химического состава сначала приповерхностного слоя, а потом и всего объема металла. В результате первично гомогенный металл лопатки с постоянным и однородным химическим составом становится гетерогенным. Мигрируют и перераспределяются между телом зерна и его границами не только химические элементы внедрения (водород, кислород, углерод, азот), но и легирующие элементы (марганец, хром, никель и др.). Возникают локальные зоны другого химического состава, а, следовательно, и с иными механическими свойствами, что, в конечном итоге, вызывает разрушение металла лопатки паровой турбины;

с появлением в металле неметаллических включений при эксплуатации происходит постепенная деградация его механических свойств;

обнаружено существование, по крайней мере, двух механизмов формирования трещин в металле — при относительно небольших (до 200...250 °С) и повышенных (до 500 °С) температурах, дано их описание;

металл труб практически всех элементов пароводяного тракта блочного котла тепловой электростанции, труб нефте- и газопровода, строительных конструкций, пешеходного моста, емкости нефтехранилища, работавших длительное время в контакте с агрессивной средой, содержащей воду или ее пары, кислоты и т.п., насыщается водородом в количествах, достаточных для водородного охрупчивания. Это приводит к изменению степени химической неоднородности стали, уменьшению ее прочности и ухудшению других механических свойств.

Таким образом, при продолжительной (до 45 лет) эксплуатации на металл действует целый ряд факторов, отрицательно влияющих на его служебные характеристики. Наибольший вклад в этот процесс вносит действие различных видов нагрузок, температур и контакт со средой, что способствует постепенному формированию в металле на мезо- и микроуровнях химической, а затем и физической неоднородности, ухудшению служебных характеристик, формированию благоприятных условий для зарождения и роста сначала деформационных, а потом и деформационно-коррозионных трещин, язв, каверн, вплоть до разрушения металла.



Тема 1.6.1.22.13 «Усовершенствование методики эксперимента, исследование физико-химических процессов и изучение их влияния на структурно-фазовый состав и свойства при формировании слитков, сварных соединений и покрытий»

Руководитель чл.-кор. НАН Украины Г. М. Григоренко

Выполняли комплекс аналитических, материаловедческих и технологических работ. Использовали методы химического атомно-абсорбционного, кулонометрического, эмиссионно-спектрального, рентгеновского микроспектрального анализа. Металлографические исследования выполняли с привлечением световой, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, оже- и масс-спектрометрии. При исследовании фаз и фазовых преобразований использовали методы рентгеновской дифракции, рентгеноструктурный, дифференциальный термический анализ и дилатометрию.

В технологических работах применяли индукционную, электро- и плазменно-дуговую плавку, диффузную и ударную сварку в вакууме. В работах, выполняемых вместе с технологическими отделами, использовали разные способы сварки, наплавки и напыления. Работы по теме выполняли по одиннадцати разделам.

Раздел 1. «Исследование кинетики транспорта азота в системе газ–шлак–жидкий металл при использовании разных источников нагрева». Разработана методика и проведены исследования азотопроницаемости оксидных и фторидных шлаков различного состава при разных способах плавки. По кинетическим зависимостям рассчитаны коэффициенты массопереноса азота. Наибольшей скорости переноса достигают при дуговом плавлении. Определены главные положения механизма поведения азота в системе газ–шлак–жидкий металл. Увеличивая основность шлаков и содержание оксидов кальция, алюминия, марганца и титана, а также фтористого кальция, можно легировать азотом металл и защищать его от азота.

Раздел 2. «Разработка литейной технологии изготовления медно-алюминиевых переходников, делающей невозможным образование на границе интерметаллидных соединений и легкоплавкой эвтектики». Исследовано взаимодействие меди и алюминия при температуре до 660 °С. В качестве барьерной прослойки выбрали никель и исследовали электропроводность данного соединения.

Разработана литейная технология изготовления высокоамперных медно-алюминиевых переходников, проведено их испытание в условиях, приближенных к производству предприятия «Украинский графит».

Раздел 3. «Изучение особенности структуры и свойств нанокристаллических порошков и полученных из них газотермических покрытий разного на-

значения». В качестве объектов исследования выбраны следующие три группы материалов:

порошки и покрытия из гидроксипатита (ГА) — биокерамического материала, широко используемого в ортопедии;

порошки и плазменные покрытия из сплава системы Al–Cu–Fe, состоящие из смеси кристаллических (β , θ и др.) и квазикристаллических (ψ) фаз;

композиционные порошки из нанокристаллической матрицы (феррохрома) и упрочняющей фазы (ультрадисперсных частиц карбонитрида титана — TiCN), а также плазменные покрытия из этих порошков.

Для получения порошков, содержащих компоненты с квазикристаллической или нанокристаллической структурой (второй и третьей групп), впервые применен способ механохимического синтеза (МСХ).

Микроплазменное напыление позволило путем формирования градиентных покрытий с ГА обеспечить высокую прочность сцепления с металлической основой (имплантантом), с одной стороны, и необходимую биосовместимость с живой костной тканью, с другой.

Установлено, что плазменные покрытия из порошков Fe–Cr–TiCN, полученные способом МХС, отличаются низкой пористостью, высокой твердостью, отсутствием трещин и отслоений на границе с основой. Покрытия имеют высокую коррозионную стойкость.

Сравнение результатов испытаний покрытий системы Al–Cu–Fe из порошков, изготовленных способом МХС, с покрытиями того же состава из порошков, полученных путем распыления расплава аргоном, показало, что они превосходят последние как по коррозионной стойкости (в 1,5... 10,0 раз в зависимости от состава коррозионной среды), так и по изнosoустойчивости в условиях газоабразивного изнашивания при всех углах атаки (при 90° почти на порядок).

Выполненный цикл исследований свидетельствует о перспективности применения способа МХС с целью получения порошков для газотермического напыления покрытий с более высокими служебными характеристиками благодаря наличию в их структуре квази- и нанокристаллических фаз, в сравнении с покрытиями из порошков того же состава, изготовленных традиционными способами.

Раздел 4. «Исследование механизма и кинетики структурных превращений в сварных швах низко-



легированных сталей с ультранизким содержанием углерода и определение условий оптимизации механических свойств». Изучен механизм и кинетика распада аустенита в металле низколегированных швов. Установлено, что в швах, кроме обычных ферритно-перлитных структур, формируются необычные морфологические образования феррита, которые кристаллизуются в виде дендритных форм или «конгломератов» кристаллов неправильной формы, отделенных друг от друга выделениями МАК-фазы.

Установлено, что нестабильность высоких значений вязкости металла швов низколегированных сталей при низких температурах связана с наличием как МАК-фазы, так и пластинчатых форм феррита.

Для получения стабильно высоких значений свойств прочности и пластичности металла швов необходимо, чтобы объемная часть МАК-фазы в его структуре не превышала 5...6 % при минимальном содержании феррита с благоустроенной второй фазой и приблизительно 60 % игольчатого феррита.

Раздел 5. «Исследование формирования метастабильных структур в многослойных наплавках дисперсионно-твердеющих и мартенситно-стареющих сталей, позволяющих повысить эксплуатационные свойства». Изучен механизм вторичного твердения и особенности структуры наплавленного металла дисперсионно-твердеющих сталей системы Fe-C-Ni-Cr-Si-Al-Cu. Установлено, что путем подбора состава наплавки и режимов отпуска можно получить износостойкую наплавку с высокой твердостью.

Исследована структурная неоднородность и твердость наплавки мартенситно-стареющих сталей. Определены оптимальные режимы, обеспечивающие наилучшее формирование металла наплавки, минимальное количество неметаллических включений и равномерное распределение твердости после старения при использовании порошковой проволоки ПП-НпОП9. Такие режимы обеспечивают высокий уровень теплостойкости металла наплавки рабочих поверхностей штампового инструмента.

Раздел 6. «Определение способов и эффективности улучшения структуры и свойств металла сварных соединений путем регулирования термического цикла и послесварочной термической обработки сталей типа 30ХГСА». В результате комплексного исследования установлено, что из всех параметров термического цикла дуговой обработки температура нагрева оказывает наибольшее влияние на улучшение структуры и свойств металла сварного соединения. Существенное снижение твердости, повышение ударной вязкости и стойкости против образования трещин в сварном соединении стали 30ХГСА достигается при параметрах дуговой сварки, обеспечивающих нагрев металла ЗТВ и шва до температуры отпуска и межкритического интервала. Эффективность дуговой обработки усиливается при увеличении ее кратности.

Раздел 7. «Исследование физико-химических закономерностей взаимодействия приконтактных

объемов металла при разных термодетформационных условиях сварки давлением одно- и разнородных металлов».

Разработаны технологические процессы сварки давлением в вакууме композитных материалов на основе дисперсно-упрочненных сплавов алюминия 1013 и 1501 с 4 % углерода и сплава АМг5 с 23 % карбида кремния. Качественные сварные соединения могут быть получены благодаря интенсивной пластической деформации в стыке мягкой промежуточной прослойки из алюминия, при сварке композитных материалов, легированных магнием и марганцем путем укрепления промежуточной прослойки из алюминия за счет диффузии магния и марганца из матрицы. Прочность соединений соответствует прочности основного металла.

Исследованы процессы возгонки металлов в условиях автовакуума. Установлено, что в замкнутых герметичных объемах при нагревании происходит возгонка меди с образованием конденсата на поверхностях молибдена, хрома, ниобия и стали 12Х18Н10Т. Показано, что процессы возгонки металлов в зоне контакта целесообразно использовать в технологических процессах сварки как одно-, так и разнородных металлов.

Проведен сравнительный анализ особенностей формирования и легирования соединений из трубных сталей, выполненных при различных скоростях деформации и способах сварки (ударной сваркой в вакууме, контактной стыковой сваркой, сопротивлением и оплавлением). Показано, что существование пласта жидкого металла в стыке обуславливает при осадке развитие широкой зоны объемного взаимодействия, минимальное искривление строчной структуры и незначительное снижение плотности металла в зоне соединения.

Раздел 8. «Изучение влияния термических циклов сварки и внешней нагрузки на структурно-фазовые изменения и свойства стыковых сварных соединений закаливаемых сталей для повышения их трудоспособности в условиях эксплуатации». На всех структурных уровнях (от зеренного до дислокационного) изучены изменения структурного и фазового составов сварных соединений закаливаемых высокопрочных низкоуглеродистых сталей типа 17Х2М и высокоуглеродистых сталей типа 30Н14МДФ в зависимости от скорости охлаждения при сварке (от 2,5 до 20 °С/с), режимов сварки, состава наплавленного металла (феррито-перлитный, аустенито-ферритный, мартенсито-бейнитный) и последующего внешнего нагружения.

Выполнены аналитические оценки влияния структурных факторов на показатели прочности и вязкости в зоне термического влияния.

Построены прогнозные номограммы, отображающие возможный путь повышения механических свойств в зависимости от структурно-фазового состава металла сварных соединений.

Результаты исследований позволяют выбрать для стали 17Х2Г режимы сварки, обеспечивающие



высокий уровень служебных свойств и сопротивления хрупкому и замедленному разрушению при температуре минус 40 °С.

Для соединений 30Н4МДФ наиболее значительных показателей прочности и вязкости можно достичь при высоких скоростях охлаждения и использовании проволоки Св-08Х20Н9Г7Т и Св-10ХН2ГСМФТЮ.

Установлены критические уровни внутренних напряжений и инициирующие их структурные составляющие, при которых снижается порог склонности металла ЗТВ к образованию холодных трещин.

Раздел 9. «Изучение влияния и определение качественного и количественного содержания модификаторов на формирование литой структуры и химической микронеоднородности (ХМН) в алюминиевых сплавах, оптимальных для обеспечения необходимых свойств металла сварного шва». Проведенные исследования позволили определить закономерности образования ХМН распространения легирующих и модифицирующих элементов в структурных составляющих литого металла и металла сварных швов алюминиевых сплавов разных систем в зависимости от температуры начала их кристаллизации.

Установлено оптимальный, экономически оправданный, состав модифицирующей добавки (0,3 % Si и 0,2 % Zr), улучшающий прочностные характеристики сплавов. Результаты исследований позволяют рекомендовать технологам использовать при сварке проволоки с оптимальным составом легирующих и модифицирующих элементов для составов конкретной системы легирования с учетом значительного повышения погонной энергии сварки, способствующей увеличению ХМН в металле швов и ухудшению их прочностных свойств.

Раздел 10. «Разработка некоторых специальных методик анализа для обеспечения контроля химического состава в слитках и металле сварных швов». Разработаны методики пламенно-фотометрического определения щелочных металлов лития, натрия и калия и атомно-абсорбционного выявления малых примесей меди, магния, марганца, никеля.

Показана возможность одновременного определения легирующих и примесных элементов в молибдене электронно-лучевого переплава методом эмиссионного спектрального анализа на металлических образцах.

Отработаны методические процедуры локального послойного количественного эмиссионного спектрального анализа наплавов и металла сварных соединений сталей с использованием вакуумных спектрометров, а также воздушных квантометров, обо-

рудованных усовершенствованными источниками возбуждения света.

Разработаны методики определения особонизких концентраций кислорода, азота и водорода в сплавах на основе титана, циркония и молибдена способами восстановительной плавки на анализаторах фирмы «ЛЕСО», для чего изготовлены стандартные образцы предприятия.

Раздел 11. «Исследование распределения электрического потенциала вдоль столба дуги дуготрона с оксидным катодом». Разработано и изготовлено оборудование для исследования столба дуги нерасходуемыми электродами способом вращающихся зондов. Экспериментальные исследования позволили определить градиент потенциала столба дуги, уменьшающейся по мере отдаления от катода. В основной части дуги значение градиента обратно пропорционально току, что связано с увеличением диаметра токопроводной части столба дуги, согласно теории канального построения дуги.

Получены теоретические и экспериментальные данные, необходимые при создании оксидных катодов нового типа для энерго- и ресурсосберегающих технологий электродуговой обработки токопроводных материалов.

В ходе выполнения работы по теме получены следующие практические результаты. Изучена кинетика и обоснован механизм транспорта азота из газовой фазы через шлаки в металл. Разработаны новые аналитические методики для химического, спектрального анализов легирующих и примесных элементов, а также анализа газов в молибдене и его сплавах.

Разработаны основы повышения механических и эксплуатационных свойств сварных соединений и защитных покрытий путем оптимизации структурно-фазового и химического составов сварных швов, наплавов и покрытий при электродуговой сварке теплостойких сталей и низколегированных высокопрочных закаливающихся сталей, стойких против хрупкого разрушения; при электродуговой и электронно-лучевой сварке высокопрочных алюминиевых сплавов, легированных скандием и цирконием; при наплавке дисперсионно-твердеющих и мартенситно-стареющих сталей; при диффузной сварке алюминиевых композитов. Созданы технологические основы изготовления нового типа оксидных термохимических катодов для дуготронов и медно-алюминиевых высокоамперных контактных переходников.

По теме напечатано одна монография, 60 статей, докладов и тезисов докладов.



Тема 1.6.1.34.33 «Разработка системы расчетных алгоритмов и компьютерных программ для прогнозирования остаточного ресурса сварных соединений и узлов современных ответственных конструкций, срок эксплуатации которых близок к проектному»

Руководитель акад. НАН Украины В. И. Махненко

Ответственные исполнители: канд. физ.-мат. наук Е. А. Великоиваненко,

канд. техн. наук О. В. Махненко, д-р техн. наук О. Г. Касаткин

В отделе № 34 «Математические методы исследования физико-химических процессов» по бюджетной тематике в период 2003–2006 гг. выполнено пять научно-технических работ.

В основу разработки положена концепция соответствия назначению, предусматривающая построение алгоритмов прогнозирования с использованием исходных данных, полученных при очередной технической диагностике состояния конструкции, относительно геометрических дефектов несплошности, утонения и т. п. соответствующих сварных соединений (узлов), а также относительно возможной деградации механических свойств материала, определяющих сопротивление деформированию и разрушению в характерных условиях работы конструкции, в том числе включая нерелаксированные остаточные напряжения.

В рамках этого подхода разработана система расчетных алгоритмов и компьютерных программ для решения типовых задач, выполнены конкретные исследования для ряда характерных случаев по запросам промышленности:

исследование остаточных напряжений при стыковой контактной сварке оплавлением стыков разнородных железнодорожных рельсов с позиций совершенствования технологии сварки рельсовых пе-

реходов из стали типа 110Г13Л с основными рельсами из стали типа Р65;

определение допустимых размеров непроплавов в угловых швах рамы ветроэнергетических установок мощностью 2500 кВт для немецкой фирмы «Nordex» при заданном спектре переменных нагрузок на базе $2 \cdot 10^8$ циклов. (Работу выполняли по заказу «Азовмаш»);

исследование вероятности образования ламелярных трещин при варке обечаек люков из стали 09Г2С в корпус резервуара РВС-75000 м³ (г. Броды). (Работу выполняли по заказу SNGS «Engineering»);

исследование причин разрушения стоек траверсы разливочного стенда МНЛЗ №2 на Нижне-Тагильском металлургическом комбинате в 2004 г. (Работу выполняли по заказу ОМЗ «Уралмаш»).

Результаты этой работы указали на большой интерес к использованию средств математического моделирования и современных информационных технологий для прогнозирования качества (прочностных свойств) сварных соединений различных конструкционных материалов, поэтому следующая научно-исследовательская работа была направлена на повышение эффективности создания новых технологических решений.

Тема 1.6.1.34.14 «Использование средств математического моделирования и современных информационных технологий для повышения прочности, надежности и долговечности сварных соединений различных конструкционных материалов»

Руководитель акад. НАН Украины В. И. Махненко

Ответственные исполнители: канд. физ.-мат. наук Е. А. Великоиваненко,

д-р техн. наук В. Ф. Демченко

Работа состоит из трех разделов.

Первый связан с созданием более совершенных математических моделей для исследования сложных термомеханических процессов при сварочном нагреве, в частности учитывающих анизотропию свойств материала при сварочном нагреве элементов из монокристаллических материалов. Например, при ремонте сваркой лопаток газовых турбин из монокристалла никелевого сплава ЖС-32 показано, что риск образования горячих трещин в темпера-

турном интервале 800...1050 °С (ТИХ-II) значительно зависит от ориентации оси шва по отношению к основным кристаллографическим осям монокристалла.

Другой пример использования такого нового математического моделирования термомеханических процессов при сварке закаливающихся сталей позволил установить причину появления продольных «подваликовых» холодных трещин. Показано, что неодновременность мартенситных превращений



по длине сварного шва является причиной появления довольно существенных временных пиков поперечных напряжений либо напряжений по толщине в зоне сварки, что обуславливает возникновение продольных подваликовых трещин. Указаны пути предупреждения их образования.

Второй раздел отчета посвящен развитию методов прогнозирования химического состава–микроструктуры–механических свойств сварных соединений современных конструкционных сталей с целью резкого сокращения объема экспериментальных исследований на образцах (макетах) соединений при поиске рациональных решений по условиям, режимам сварки, выбору присадочных материалов для дуговой сварки.

Для этих целей создана компьютерная система Arc Weld Sys, признанная на ряде предприятий, в частности на ОАО «Уралмашзавод» в 2005 г. при обосновании применения уменьшенных углов разделки кромок стыковых, тавровых и угловых соединений при дуговой сварке тонкой проволокой

в смеси газов (по сравнению с рекомендациями ГОСТ 14771–76).

Такое обоснование потребовало рассмотрения целого ряда вариантов сочетания основного, присадочных материалов и режимов сварки с позиции влияния углов разделки кромок на микроструктуру, свойства, угловые деформации и поперечную усадку. Использование системы Arc Weld Sys позволило существенно сократить объем экспериментальных исследований, роль которых, по сути, свелась к валидации расчетных данных.

Третий раздел содержит результаты, связанные с разработкой современных информационных систем, способствующих повышению прочности и надежности сварных соединений. Отличительной особенностью таких систем является то, что для получения необходимой информации здесь, наряду с традиционным путем использования соответствующих баз данных, широко применяют методы математического моделирования.

Тема 1.6.1.34.32 «Исследование методом математического моделирования физико-металлургических процессов в сварочной ванне применительно к технологии дуговой сварки и наплавки современных материалов. Создание системы информационного обеспечения для проектирования»

Руководитель акад. НАН Украины В. И. Махненко

Ответственные исполнители: д-р техн. наук В. Ф. Демченко,

канд. техн. наук А. Б. Лесной, инж. С. С. Козлитина

Разработана математическая модель формирования сварного шва относительно общего случая неполного проплавления при произвольном расположении шва в пространстве, учитывающая деформацию свободной поверхности сварочной ванны, трехмерное поле температур в свариваемом изделии, испарение металла с поверхности ванны, электромагнитные процессы в сварочной ванне, а также наличие не-

равновесной двухфазной зоны при кристаллизации сплавов.

Модель эффективно использовали при исследовании условий формирования швов при сварке ТИГ и АТИГ, обосновании механизма образования слоистой кристаллизации сварочной ванны, а также повышенной глубины проплавления при сварке АТИГ.

Проект 34.38 «Разработка унифицированных методов и процедуры оценки состояния и риска нарушения целостности сварных конструкций объектов повышенной опасности на территории Украины с учетом специфики характерных отраслей (атомной и тепловой энергетики, трубопроводного транспорта и т.д.)»

Руководитель акад. НАН Украины В. И. Махненко

Ответственные исполнители: канд. физ.-мат. наук Е. А. Великоиваненко,

кандидаты технических наук И. Ю. Романова, В. М. Шекера, Г. Ю. Сапрыкина

Работа состоит из четырех разделов.

В первом разделе выполнено обобщение современных подходов относительно процедуры определения ресурса, соответствующих расчетных кодов и мониторинга нагруженности.

Во втором разделе рассмотрены вопросы схематизации обнаруженных дефектов несплошности, расчетов коэффициентов интенсивности напряжений и σ_{ref} , ответственных за хрупко-вязкое разрушение в зоне трещинообразных дефектов.



В *третьем разделе* изложены вопросы определения степени деградации материала сварных соединений и узлов при технической диагностике.

Заключительный *четвертый раздел* связан с решением конкретных задач по прогнозированию ресурса безопасной эксплуатации сварных соединений (узлов) характерных технических объектов — оценкой остаточного ресурса сварных соединений

трубопроводов первого контура АЭС типа РБМК-1000; обоснованием уровня допускаемого давления воздуха при контроле герметичности теплообменных труб и сварных соединений, их приварки к коллектору парогенераторов ПГВ-1000 М; продлением срока безопасной эксплуатации участков магистральных трубопроводов путем ремонта сваркой дефектов на действующем трубопроводе и т. п.

Проект 34.39 «Расчетно-экспериментальные исследования остаточных напряжений в сварных соединениях трубопроводов и оборудования АЭС, обоснование их безопасной эксплуатации после ремонта. Оценка остаточных напряжений в сварных соединениях корпуса реактора и остаточного ресурса корпуса на разных стадиях эксплуатации»

Руководитель канд. физ.-мат. наук Е. А. Великоиваненко

Ответственные исполнители: акад. НАН Украины В. И. Махненко,

кандидаты техн. наук В. М. Шекера, О. В. Махненко

Работа состоит из трех разделов, в которых рассмотрены следующие основные вопросы:

существующие методы (экспериментальные и расчетные) определения остаточных напряжений в зоне сварных соединений трубопроводов и оборудования относительно объектов атомной энергетики;

методы оценки влияния остаточных напряжений на несущую способность и ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений трубопроводов и оборудования относительно объектов атомной энергетики;

рекомендации относительно расчетно-экспериментальной методики определения остаточных напряжений;

формулирование условий рациональных режимов локальной термообработки после ремонта сваркой трубопроводов и оборудования;

разработка расчетных алгоритмов для выбора энергетических и геометрических параметров локальных нагревателей;

численные исследования, связанные с выбором рациональных режимов локальной термообработки трубопроводов из стали 10ГН2МФА после ремонта с помощью сварки;

исследование остаточных напряжений в зоне сварных соединений № 3 и 4 корпусов реакторов ВВЭР-1000 при возможной вариации режимов печного высокого отпуска;

исследование влияния вариации режимов высокого отпуска корпусов ВВЭР-1000 на сопротивление радиационному охрупчиванию металла сварных швов при аварийных ситуациях, связанных с «термошоком».

Тема 58/32 «Разработка технологии производства крупногабаритных слитков многокомпонентных сплавов в электронно-лучевых установках»

Научный руководитель д-р техн. наук Н. П. Тригуб

Ответственные исполнители: д-р техн. наук Г. В. Жук, канд. техн. наук В. А. Березос,

А. И. Тищенко, Ю. Т. Ищук, А. Ю. Северин

Среди новых отраслей промышленности, получивших широкое развитие в современном машиностроении, производство титановых сплавов занимает особое место. В настоящее время слитки титановых сплавов получают способами ВДП, ЭЛП, ПДП,

ИПСК, ЭШП. Наиболее распространена технология ВДП. ЭЛП с промежуточной емкостью является самой перспективной с точки зрения рафинирования металла и удаления неметаллических включений высокой и низкой плотности.



Анализ структуры себестоимости и издержек производства на единицу продукции позволяет рекомендовать следующие пути снижения себестоимости титановых слитков: удешевление основных сырьевых материалов в результате использования недробленых губчатых блоков и губки низших сортов; сокращение отходов при механической обработке за счет увеличения размеров слитка (как диаметра, так и длины); получение товарных слитков за один переплав.

Объектом исследования были тепловые процессы при формировании крупногабаритного слитка, процессы рафинирования и удаления включений из титановых сплавов способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ), механические свойства, структура слитков большого диаметра и полуфабрикатов титановых сплавов.

Установлено, что процесс ЭЛПЕ является эффективным способом получения бездефектных слитков титана и его сплавов с высокой долей использования отходов и несортированной губки. Механизм удаления дефектов при ЭЛПЕ заключается в растворении включений с низкой плотностью LDI и осаждении включений с высокой плотностью HDI.

Установлено, что для слитков диаметром 600...1200 мм при рабочих значениях производительности плавки 113...916 кг/ч глубина жидкой ванны не превышает $1/2$ диаметра слитка, что зна-

чительно меньше, чем при традиционных способах переплава, и с точки зрения теории кристаллизации является удовлетворительным результатом.

Разработан способ плавления губчатого титана в виде блока крицы электронным лучом, позволяющий уменьшить потери титана на 10...15 %, по сравнению с плавкой дробленой губки фракцией 12...70 мм.

По разработанной технологии выплавки крупногабаритных слитков титана на промышленной многоцелевой электронно-лучевой установке УЭ5810 получены за один переплав слитки диаметром 830 мм массой до 10 т. Распределение элементов в выплавленных слитках соответствует стандартам (отсутствуют несплошности, неметаллические включения размером более 1 мм, а также плотные скопления более мелких включений).

В результате проведенных исследований разработана технология получения крупногабаритных слитков в электронно-лучевых установках с промежуточной емкостью, оборудование для ее реализации, установлены оптимальные технологические параметры изготовления слитков большого диаметра из сплавов на основе титана из первичной шихты в виде недробленых блоков губчатого титана.

Область их применения — специальная металлургия, в частности производство крупногабаритных слитков из титановых сплавов в электронно-лучевых установках.

Тема 58/4 «Разработка и исследование многокомпонентных титановых сплавов из первичной шихты и технологии их получения способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью»

Научный руководитель д-р техн. наук Н. П. Тригуб

Ответственные исполнители: д-р техн. наук Г. В. Жук, канд. техн. наук В. А. Березос,

А. И. Тищенко, Ю. Т. Ищук, А. Ю. Северин

Высокая удельная прочность и коррозионная стойкость титана обуславливают все более широкое применение изделий из титановых сплавов в авиа-, ракетно- и судостроении, химическом и энергетическом машиностроении, а также в производстве медицинского оборудования и спортивного инвентаря.

При выплавке слитков титана в последние годы все больше применяют технологию электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ). Среди современных способов специальной металлургии электронно-лучевая плавка является наиболее эффективным с точки зрения качества слитков способом вакуумной металлургии, позволяющим практически полностью обеспечивать удаление включений высокой и низкой плотности. Однако при выплавке слитков титановых сплавов способом ЭЛПЕ возникает проблема получения металла заданного химического состава. Это вызвано тем, что

при ЭЛПЕ легирующие элементы алюминий, хром, марганец и др. с упругостью пара, превышающей таковую титана, испаряются интенсивнее, чем при традиционном ВДП. И в первую очередь это касается алюминия, поскольку он является легирующим элементом практически всех титановых сплавов.

Объектом исследования были тепловые процессы при формировании слитка многокомпонентного титанового сплава, процессы рафинирования и удаления включений из многокомпонентных титановых сплавов, разработка технологии ЭЛПЕ слитков многокомпонентных титановых сплавов из первичной шихты.

Разработана математическая модель процессов испарения элементов в вакууме, позволяющая прогнозировать химический состав выплавляемых слитков титановых сплавов, которая может быть исполь-



зована для производства слитков с гарантированным химическим составом.

Создана термическая математическая модель тепловых процессов, происходящих в кристаллизаторе во время формирования слитков-слябов способом ЭЛПЕ, позволяющая вычислять распределение температур в слитке ЭЛПЕ в любой момент, а следовательно, форму и глубину металлической ванны. Установлена зависимость глубины жидкой ванны и зоны двухфазного состояния от производительности процесса плавки.

Определена зависимость структуры слитков от скорости охлаждения расплава $v_{\text{охл}}$. Установлено, что для слитков-слябов Ti-6Al-4V $v_{\text{охл}} = 1 \text{ K/с}$ является критической при переходе от столбчатой к равноосной структуре слитков.

Создана электронно-лучевая установка УЭ5812 промышленного типа. В конструкции УЭ5812 штокковые механизмы подачи сырья на плавку и для вытягивания слитка замены цепными, что позволи-

ло увеличить массу выплавляемых слитков в два раза при сохранении габаритов установки.

Разработана технология электронно-лучевой выплавки многокомпонентных сплавов титана BT6, BT22, T110 из чистых компонентов, создано специализированное оборудование для реализации указанной технологии, что позволило организовать в Украине конкурентоспособное производство высококачественных слитков титановых сплавов как круглого, так и прямоугольного сечений.

Комплексные исследовательские работы по изготовлению полуфабрикатов в виде прутков, поковок, штамповок и труб из слитков титановых сплавов показали, что свойства полуфабрикатов, изготовленных из слитков, выплавленных по разработанной технологии ЭЛПЕ, отвечают всем требованиям, предъявляемым авиационной промышленностью к качеству титановых сплавов. Область применения — производство слитков многокомпонентных титановых сплавов в электронно-лучевых установках из первичной шихты.

Тема 1.6.1.73.10 «Исследование физико-металлургических процессов формирования нанокристаллической структуры покрытий, разработка способов получения и составов покрытий с нанокристаллической фазой»

Научный руководитель д-р техн. наук Ю. С. Борисов

Ответственные исполнители: д-р техн. наук Е. А. Астахов,

канд. техн. наук М. В. Кузнецов, С. Г. Войнарович

Одним из путей получения на поверхности слоев из материалов, характеризующихся повышенными твердостью, износостойкостью, коррозионной стойкостью, является получение покрытий с нанокристаллической структурой.

Цель настоящей работы заключается в разработке составов и технологий получения покрытий с нанокристаллической структурой способами ГТН и магнетронного распыления.

Анализ современного состояния технологий ГТН наноструктурных покрытий показал, что основные принципы формирования нанокристаллических фаз в этих условиях заключаются или в сохранении наноразмерной фазы в напыляемом нанокompозитном порошке (путем управления степенью нагрева его частиц), или в формировании наноструктурных фаз при затвердевании расплава частицы в результате торможения роста зерна (композиции из несмешивающихся расплавов), или в формировании нанокристаллической структуры при термообработке напыленных покрытий с метастабильными фазами (аморфные, пересыщенные твердые растворы и

т. п.). В связи с этим для выполнения работы выбраны следующие способы получения покрытий с нанокристаллической фазой: термообработка покрытий, содержащих аморфную фазу; напыление нанокompозитных порошков, полученных путем механического легирования; напыление покрытий с использованием суспензий наноструктурных порошков, а также магнетронное напыление покрытий.

Проведен расчетно-теоретический анализ особенностей процесса ГТН нанокompозитных порошков, разработана методика определения области параметров ГТН нанокompозитных порошков, где исключается возможность плавления наноструктурного компонента.

С целью обеспечения технологии ГТН покрытий порошками, содержащими нанокристаллическую фазу, разработаны способы получения композиционных порошков системы Fe-Cr-TiCN с включениями ультрадисперсного TiCN размером примерно 10... 20 нм путем спекания-дробления и механического легирования. Показано, что в процессе механического легирования происходит измельчение



как FeCr-матрицы, так и TiCN, размеры области когерентного рассеивания достигают соответственно 32 и 7 нм.

В качестве объекта исследования при изучении процесса формирования нанокристаллической фазы путем кристаллизации аморфной фазы выбраны детонационные и плазменные покрытия, полученные при напылении порошка аморфизующегося сплава Fe80B20. Термообработку напыленных покрытий проводили при температурах 200...650 °C в течение 30 мин.

Изучение структуры покрытий методом просвечивающей электронной микроскопии показало, что в результате их термической обработки при 330...400 °C в течение 0,5 ч за счет распада аморфной фазы в их структуре происходит образование наноразмерных (10...20 нм) кристаллических включений боридов железа.

Данные микроидентирования покрытий показали, что экстремальные значения микротвердости, модуля Юнга, коэффициента пластичности и предела текучести, зафиксированные после термообработки, соответствуют температуре, при которой вследствие распада аморфной фазы произошло образование в структуре нанодисперсных включений. Аналогично происходит и изменение абразивной износостойкости покрытий. Максимальный уровень износостойкости превышает таковой исходного аморфизированного детонационного покрытия в 2,5...3,0 раза и достигается для нанокомпозитной структуры с твердостью 11,6 ГПа, сформированной в условиях термообработки при 330 °C. Повышение температуры термообработки способствует дальнейшему распаду аморфной фазы и коагуляции зеренной структуры, в результате чего износостойкость уменьшается.

Один из современных способов ГТН покрытий с нанокристаллической структурой заключается в использовании для напыления суспензий порошков нанокристаллических материалов. Исследованы различные системы плазменного напыления покрытий из суспензий.

Освоены методики приготовления и способы повышения стойкости суспензий наноразмерных материалов для ГТН. Получены спиртовые и водные суспензии, содержащие ультрадисперсный порошок карбонитрида титана и нанодисперсный гидроксидтитанит.

Показано преимущество использования в качестве дисперсионной среды этанола. Проведены эксперименты по плазменному напылению покрытий из данных суспензий с формированием покрытий толщиной 10...100 мкм.

Исследован процесс магнетронного напыления покрытия из церия, сплавов Zr-Co и Zr-Ti-Ni на поверхность образцов из нержавеющей стали толщиной 0,5 и 0,18 мм и проволоку диаметром 0,3 и 0,5 мм.

Установлено, что покрытия Zr-Ti-Ni имеют ячеисто-столбчатую структуру, соответствующую первой зоне модели Мовчана-Демчишина с размером ячеек около 100 нм. Лучшее адгезионно-прочное покрытие получено при плотности тока ионной очистки 3 мА/см², удельной мощности разряда 20,7 Вт/см², скорости напыления 0,36 мкм/мин, напряжении смещения 100 В. Толщина покрытий составляет 2,5...15,0 мкм.

Исследования механических свойств покрытия Zr-Ti-Ni толщиной 2...5 мкм методом микроидентирования показали возможность изменения микротвердости, модуля Юнга и коэффициента пластичности покрытия путем регулирования скорости напыления и напряжения смещения.

Биомедицинские испытания «in-vivo» образцов из стали X18H10T с магнетронным нанокристаллическим покрытием Zr Ti Ni показали, что они по показателям биосовместимости превосходят нержавеющую сталь X18H9 в 4 и более раз.

В результате исследований установлены условия формирования покрытий с нанокристаллическими фазами при газотермическом и магнетронном напылении, разработаны практические подходы к созданию технологий нанесения покрытий с нанокристаллическими фазами, предназначенных для повышения износостойкости деталей и узлов, работающих в условиях авиационной, металлургической и нефтегазовой промышленности, автомобиле- и судостроения, энергетики и других отраслей, а также повышения биосовместимости и надежности эндопротезов, стентов и других изделий медицинского назначения.

Натурные испытания партий деталей с газотермическими покрытиями из аморфизующегося сплава Fe-B, структура которых в результате термообработки содержит нанокристаллическую фазу, показали повышение их износостойкости в 2,0...2,4 раза.



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

М. Л. ЖАДКЕВИЧУ — 70 лет!

12 июля исполнилось 70 лет известному специалисту в области материаловедения, технологии металлов и специальной электрометаллургии, заместителю директора Института электросварки им. Е. О. Патона, члену-корреспонденту НАН Украины, доктору технических наук Михаилу Львовичу Жадкевичу.

Проблемами технологии металлов М. Л. Жадкевич начал заниматься в 1955 г. на Куйбышевском металлургическом заводе, куда был направлен после окончания техникума. Здесь он прошел путь от прессовщика до начальника крупнейшего в стране прессового цеха, закончив Всесоюзный заочный политехнический институт и став одним из ведущих специалистов в области материаловедения и обработки металлов давлением. Под руководством М. Л. Жадкевича было налажено производство заготовок и узлов из высокопрочных алюминиевых и других сплавов для машино-, судо-, авиа- и ракетостроения.

В 1977 г. М. Л. Жадкевича перевели на работу в Киевский зональный НИИ типового и экспериментального проектирования жилых и общественных зданий, где он возглавлял отделение экспериментальных алюминиевых сооружений, разрабатывал технологии производства алюминиевых изделий. Под руководством Жадкевича освоены технологии по прессованию и изготовлению типовых и уникальных конструкций и пущены заводы строительных алюминиевых конструкций в Броварах, Воронеже, Хабаровске и Кишиневе.

С 1984 г. М. Л. Жадкевич работал в НТК «ИЭС им. Е. О. Патона», с 1985 г. — директором Опытного завода специальной электрометаллургии. В непростых условиях перестройки экономики страны он сумел обеспечить успешную работу завода по созданию нового поколения оборудования и технологий электрошлакового литья заготовок для тяжелого и энергетического машиностроения, электронно-лучевой сварки крупногабаритных узлов ракет из сверхпрочных алюминиевых сплавов, упрочняющего и ремонтного напыления лопаток газотурбоагрегатов и других деталей и узлов энергетики, судостроения и оборонной промышленности, решить организационные и научные проблемы.

С 1993 г. М. Л. Жадкевич работает заместителем директора ИЭС им. Е. О. Патона по научной работе и заведующим отделом «Новые физико-технические способы сварки и специальной электрометаллургии». Им впервые разработаны новые многокомпонентные сплавы на основе кобальта и никеля для упрочняющих и ремонтных технологий; созданы научные основы моделирования сложных процессов электрометаллургии, получения нанокристаллических и других материалов с высокими эксплуатационными качествами.

Теоретические и экспериментальные исследования М. Л. Жадкевича выполнены на высоком научном уровне и представляют интерес для специалистов, работающих над проблемами развития сварки и родственных технологий. Он подготовил



четыре доктора и три кандидата наук, создал научную школу, эффективно участвующую в решении сложных проблем научно-технического прогресса. Михаил Львович — автор более 420 научных работ, из которых восемь монографий. Оборудование, материалы и технологии, созданные под руководством М. Л. Жадкевича, являются заметным вкладом в научно-технический прогресс и широко внедрены в производство ответственных аэрокосмических конструкций, энергетического оборудования, изделий оборонной промышленности, приборостроение и др. Разработки М. Л. Жадкевича защищены несколькими десятками патентов и авторских свидетельств, отмечены многими медалями ВДНХ и грамотами.

Научную работу Михаил Львович успешно сочетает с научно-организационной деятельностью. Он является членом межведомственной комиссии по государственной программе «Титан Украины», членом Межведомственной комиссии по цветной металлургии, членом Ученого совета ИЭС им. Е. О. Патона, ученого совета по защите диссертаций при ИЭС, совета директоров совместного Украинско-американского экспериментального центра «Пратт и Уитни Патон», членом редколлегий ряда изданий.

Вклад М. Л. Жадкевича в развитие материаловедения, создание высокоэффективных технологий производства и обработки новых материалов, решение проблем научно-технического прогресса и плодотворная научно-организационная деятельность отмечены орденом Трудового Красного Знамени, медалями, почетным званием «Заслуженный деятель науки и техники», Государственной премией Украины в области науки и техники. Он избран членом-корреспондентом НАН Украины, действительным членом Академии технологических наук.

Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, члены комиссий и советов, в работе которых принимает участие Михаил Львович, редакционная коллегия журнала «Современная электрометаллургия» сердечно поздравляют юбиляра, желают ему доброго здоровья, новых творческих успехов и благополучия.