

Главный редактор Б. Е. Патон

Редакционная коллегия:

Г. М. Григоренко (зам. гл. ред.),
Д. М. Дяченко (отв. секр.),
М. И. Гасик (Украина),
М. Л. Жадкевич (Украина),
В. И. Кашин (Россия),
Б. Короушич (Словения),
В. И. Лакомский (Украина),
Ю. В. Латаш (Украина),
В. К. Лебедев (Украина),
С. Ф. Медина (Испания),
Л. Б. Медовар (Украина),
А. Митчел (Канада),
Б. А. Мовчан (Украина),
А. Н. Петрунько (Украина),
В. Рамакришна Рао (Индия),
Ц. В. Рашев (Болгария),
Н. П. Тригуб (Украина),
А. А. Троянский (Украина),
Ж. Фокт (Франция),
Т. Эль Гаммаль (Германия)

Адрес редакции:

Украина, 03680, г. Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (044) 268 34 84,
261 53 90
Факс: (044) 268 04 86
E-mail: office@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редактор

Л. Д. Конникова
Электронная верстка

Т. Ю. Снегирева, А. И. Сулима,
И. В. Петушков

Свидетельство

о государственной регистрации
КВ 4789 от 09.01.2001

Журнал входит в перечень
утвержденных ВАК Украины изданий
для публикации трудов
соискателей ученых степеней

Содержание

К 85-ЛЕТИЮ Б. И. МЕДОВАРА

Борис Израилевич Медовар — человек, ученый, гражданин 3

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Медовар Б. И., Медовар Л. Б., Саенко В. Я.
Электрошлаковые технологии в XXI веке 12

Ланцман И. А., Яковлев С. Г., Медовар Л. Б. Система
автоматизации печи электрошлакового переплава 18

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Ахонин С. В. Математическое моделирование процесса
растворения включений TiN в расплаве титана при ЭЛП 20

Козловец О. Н., Тригуб Н. П., Пикулин А. Н. Удаление
неметаллических включений и газов из сплавов на основе
никеля при электронно-лучевой плавке с промежуточной
емкостью 24

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**Шейко И. В., Латаш Ю. В., Константинов В. С.,
Степаненко В. В.** К вопросу о применении независимых
источников нагрева для утилизации промышленных отходов
титана и его сплавов 27

ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

**Григоренко Г. М., Шейко И. В., Помарин Ю. М.,
Чадюк Э. Н., Орловский В. Ю.** Разработка технологических
принципов выплавки гомогенных слитков алюминидов титана
с применением плазменно-дугового и индукционного
источников нагрева 32

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Медовар Л. Б., Цыкуленко А. К., Шевченко В. Е.
Современные валки прокатных станов. Требования,
материалы и способы производства 38

Мойсов Л. П., Бурылев Б. П. Расчет растворимости азота
в жидких сплавах на основе железа 49

ИНФОРМАЦИЯ

К 80-летию академика НАН Украины В. А. Ефимова 52

Памяти Эдуарда Семеновича Фалькевича 54

Памяти Алексея Васильевича Лихобабы 55

Памяти Юрия Вадимовича Латаша 56

Календарь международных и национальных мероприятий по
электрометаллургии и родственным технологиям на первое
полугодие 2001 г. 57

Реклама 61

*Журнал в полном объеме переиздается на английском языке под названием
«Advances in Special Electrometallurgy»
издательством «Riecanaky Science Publishing Co» (Великобритания)*

Editor-in-Chief B. E. Paton

Editorial Board:

G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),
D. M. Dyachenko (exec. secr.),
M. I. Gasik (Ukraine),
M. L. Zhadkevich (Ukraine),
V. I. Kashin (Russia),
B. Koroushich (Slovenia),
V. I. Lakomskii (Ukraine),
Yu. V. Latash (Ukraine),
V. K. Lebedev (Ukraine),
S. F. Medina (Spain),
L. B. Medovar (Ukraine),
A. Mitchel (Canada),
B. A. Movchan (Ukraine),
A. N. Petrunko (Ukraine),
V. Ramakrishna Rao (India),
Ts. V. Rashev (Bolgaria),
N. P. Trigub (Ukraine),
A. A. Troyanskii (Ukraine),
J. Foct (France),
T. El Gammal (Germany)

Address:

The E. O. Paton Electric
Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11, Bozhenko str., 03680,
Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 268 34 84,
261 53 90,
Fax: (38044) 268 04 86
E-mail: office@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editor

L. D. Konnikova
Electron galley
T. Yu. Snegireva, A. I. Sulima,
I. V. Petushkov

State Registration Certificate
KV 4789 of 09.01.2001

CONTENTS

TO THE 85th BIRTHDAY ANNIVERSARY OF B. I. MEDOVAR

Boris Israilevich Medovar — a person, scientist and citizen 3

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Medovar B. I., Medovar L. B., Saenko V. Ya. Electroslag technologies in the XXI century 12

Lantsman I. A., Yakovlev S. G., Medovar L. B. System of automation of the electroslag remelting furnace 18

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S. V. Mathematical modelling of process of dissolution of TiN inclusions in titanium melt during EBM 20

Kozlovets O. N., Trigub N. P., Pikulin A. N. Removal of non-metallic inclusions and gases from nickel-based alloys in electron beam melting with an intermediate crucible 24

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Sheiko I. V., Latash Yu. V., Konstantinov V. S., Stepanenko V. V. About the problem of application of independent heat sources for utilization of industrial waste of titanium and its alloys 27

VACUUM-INDUCTION MELTING

Grigorenko G. M., Sheiko I. V., Pomarin Yu. M., Chadyuk E. N., Orlovsky V. Yu. Development of technological principles of melting of homogeneous ingots of titanium aluminide in water-cooled moulds using plasma-arc and induction sources of heating 32

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Medovar L. B., Tsykulenko A. K., Shevchenko V. E. Modern mill rolls, requirements, materials and methods of production 38

Moisov L. P., Burylyov B. P. Calculation of nitrogen solubility in iron-based molten alloys 49

INFORMATION

Efimov V. A., academician of NASU, is 80 52

In memory of Falkevich Eduard Semyonovich 54

In memory of Lihobaba Alexey Vasilievich 55

In memory of Latash Yury Vadimovich 56

Calendar of international and national events on electrometallurgy and related technologies for the first half of 2001 57

Advertising 61

*Journal cover-to-cover English translation under the name
of «Advances in Special Electrometallurgy»
is published in England by «Rieckansky Science Publishing Co»*

Борис Израилевич Медовар — человек, ученый, гражданин

Имя Бориса Израилевича Медовара (29.03.1916 – 19.03.2000) — выдающегося ученого в области сварки, металлургии и технологии металлов, академика Национальной академии наук Украины, заслуженного деятеля науки и техники Украины — неразрывно связано с созданием в конце 50-х начале 60-х годов научных основ электрошлаковой металлургии, промышленных технологий и печей электрошлакового переплава и бурным ростом специальной электрометаллургии как отдельной и самостоятельной подотрасли металлургического производства сталей и сплавов самого высокого качества.

Борис Израилевич родился 29 марта 1916 г. в г. Киеве. Высшее образование инженера-сварщика он получил в Киевском индустриальном институте (ныне Национальный технический университет Украины «КПИ»), который закончил в 1940 г. Работал на станкостроительном заводе в г. Лубнах. В 1941 г., едва начав работать в Институте электросварки, ушел добровольцем в действующую армию и два года сражался на фронтах Великой Отечественной войны, где стал членом КПСС. В 1943 г. он был отозван из действующей армии и откомандирован в Институт электросварки в г. Нижний Тагил. Там, в одном из цехов легендарного Уралвагонзавода, Б. И. Медовар с сотрудниками института под руководством академика Евгения Оскаровича Патона с головой уходит в работу по совершенствованию механизированной технологии сварки бронекорпусов танков Т-34 и другой военной техники для фронта. В Нижнем Тагиле закладываются основы его будущего отношения к трудовому процессу: работать столько, сколько требует дело, которое любишь и которому беззаветно предан. С тех пор и до конца своей жизни Борис Израилевич работал (без малого 60 лет!) в Институте электросварки им. Е. О. Патона Национальной академии наук Украины.

Еще до ухода на фронт Б. И. Медовар по заданию директора института Евгения Оскаровича Патона успевает разработать новую технологию сварки под флюсом угловых швов. Эта технология позволила в годы войны механизировать сварку отдельных

узлов корпусов танков и самоходных артиллерийских установок, а после войны организовать массовое производство сварных шахтных угольных вагонеток на одном из заводов Донбасса. К чести молодого инженера эта разработка была включена Е. О. Патном в монографию «Автоматическая скоростная сварка под слоем флюса», изданную в 1942 г., и в «Руководство по сварке бронеконструкций», вышедшее в 1943 г.

Суровые годы войны закалили характер Б. И. Медовара как человека, ученого, гражданина, развили в нем глубокий патриотизм, упорство и трудолюбие. Он был верным сыном своей страны. Его научная и инженерная биография металловеда, сварщика и металлурга отразила эпохальные потребности родины: создание сталей и сплавов, технология их сварки для танков и подводных лодок, атомных энергетических реакторов и газопроводных труб и перечень еще можно продолжать. Его ратные и трудовые заслуги отмечены орденами и медалями и почти всеми высшими государственными (Сталинская, Ленинская, Государственные УССР и СССР, Совета Министров СССР) и научными (Академии наук СССР — имени Д. К. Чернова, Академии наук Украины — имени Е. О. Патона) премиями, а также избранием действительным членом Академии наук Украины. Ученый вел и большую общественно-политическую работу как депутат Верховного Совета Украины 10 и 11 созывов.

Есть сокровенная и «вечная» проблематика, которая проходит через всю его жизнь, и все же надо признать, что это не только электрошлаковая тематика, хотя он посвятил ей более 40 лет, почти половину своей жизни. Такими «вечными» проблемами (а их, по крайней мере, набралось более чем чертовая дюжина!), к решению которых Борис Израилевич особенно тяготел, неоднократно и постоянно возвращался на протяжении многих лет своей научной и практической деятельности, являются:

1. Сварные трубы большого диаметра для магистральных трубопроводов.

2. Биметаллические и многослойные сосуды высокого давления для нефтехимии и атомной энергетики.

3. Толстолистовой прокат для машиностроительных отраслей и специальной техники с повышенным металлургическим качеством.

4. Крупные кузнечные слитки для тяжелого и энергетического машиностроения.

5. Полые толстостенные заготовки для производства труб и горячей раскатки.

6. Прокатные валки из металла ЭШП.

7. Легированные бором жаропрочные, окалиностойкие и коррозионно-стойкие аустенитные стали и сплавы для сварных конструкций.

8. Материалы и технологии для военно-промышленного комплекса.

9. Стали и сплавы с заданной анизотропией структуры и регламентированными свойствами.

10. Электрошлаковое литье взамен поковок.

11. Применение ЭШП в производстве титановых слитков и полуфабрикатов.

12. Дугошлаковый переплав.

13. Создание безотходных электрошлаковых технологий, в т. ч. для утилизации металлоконструкций.

14. Применение жидкого металла в специальной электрометаллургии.

Достаточно подробный анализ основных научных и технических достижений ученого вместе с подробной био-библиографией приведен в работе [1]. Здесь же мы попытаемся остановиться преимущественно на любимых работах нашего учителя.

Как сотрудник Института электросварки Б. И. Медовар стоял у истоков рождения и развития основополагающих способов сварки, определивших главные направления широкого промышленного применения сварочной технологии в машиностроении во второй половине XX столетия: автоматической сварки под флюсом и электрошлакового процесса. Это определило и главную направленность его научно-практической деятельности, а также позволило ему сформировать в начале 60-х годов свою научную школу, получившую признание сварщиков и металлургов во всех промышленно развитых странах.

По этой же причине Б. И. Медовар, ставший к сорока годам признанным в мире ученым и специалистом в области технологии и металлургии сварки высоколегированных сталей и сплавов, пришел к главному делу своей жизни — разработке в 50-х годах совместно с Б. Е. Патонем принципиально нового способа производства металла особо высокого качества для нужд новой техники — электрошлакового переплава рас-

ходуемого электрода в водоохлаждаемой изложнице (кристаллизаторе), способа, который явился основой новой отрасли металлургического производства — специальной электрометаллургии.

Переход от сварки к специальной электрометаллургии, завершившийся созданием современного ЭШП, произошел не в силу каких-то случайных или конъюнктурных обстоятельств. Переход этот был подготовлен всей предыдущей многолетней научной деятельностью Б. И. Медовара в области сварки и материаловедения и состоялся, прежде всего, в силу уникальных особенностей его пытливого характера, большого таланта ученого. Не последнюю роль сыграли и его активная жизненная позиция, неутомимая организаторская деятельность, постоянно направленная на успешное завершение научных разработок и безусловное воплощение их в практику.

Без ученого-сварщика Б. И. Медовара не состоялся бы ученый-металлург Б. И. Медовар. Творческая судьба Б. И. Медовара, как и других ярких представителей патоновской научной школы, становление которой началось еще до войны, неотделима от решаемых коллективом института самых важных и насущных для страны проблем. Умение выбрать цель, сконцентрировать силы на главном направлении научного поиска, довести результаты исследований до практического внедрения, опора на молодых — вот главные условия успеха патоновской школы.

Страна восстанавливает силы, ликвидирует последствия разрушительной войны, ей нужны трубы, газопроводы. И в первых рядах патоновцев — Борис Израилевич Медовар. Занимаясь разработкой технологии сварки прямошовных труб для магистральных газопроводов, в 1944 – 1946 г. Б. И. Медовар обнаруживает позитивное действие наклона сварочного электрода вдоль шва углом вперед или назад и тем самым вводит еще один режимный параметр в технологический процесс сварки под флюсом [2, 3]. Эта разработка легла в основу кандидатской диссертации Б. И. Медовара, которую он защищает в апреле 1946 г. Принципиально новая идея, позволяющая технологам существенно повысить скорость сварки вплоть до 200 м в час, была детально рассмотрена им в первой монографии «Автоматическая сварка под флюсом наклонным электродом», изданной в 1947 г. [4].

В 1949 – 1952 г. Б. И. Медовар вместе с А. Е. Аснисом впервые в отечественной сварочной науке разрабатывает основы сварки под флюсом двухслойных сталей (углеродистая или низколегированная + нержавеющая аустенитная или ферритная), а также проводит исследование технологии автоматической сварки металлоконструкций при низких температурах [5 – 8].

За разработку технологии скоростной автоматической сварки под флюсом, которая была использована для решения важного народнохозяйственного задания – создания отечественного производства сварных стальных труб большого диаметра [9], Б. И. Медовару вместе с другими сотрудниками ИЭС и работниками Харцызского трубного завода, внедрившего эту новую технологию сварки труб, в 1950 г. была присуждена Сталинская премия. И сегодня сварка газопроводных труб большого диаметра во всем мире базируется на этих работах.

В 1949 – 1953 г. Б. И. Медовар создает теоретические основы металловедения и металлургии сварки аустенитных сталей и сплавов. Ученый открывает зависимость между диаграммой состояния, в соответствии с которой происходит кристаллизация металла шва, и стойкостью последнего против образования кристаллизационных трещин. Он экспериментально обнаруживает и теоретически обосновывает механизм положительного действия первичного δ -феррита на физико-механические свойства сварных швов, исследует влияние двухфазной структуры сварных швов на их сопротивляемость горячим трещинам и межкристаллитной коррозии, разрабатывает оригинальную методику экспрессной оценки стойкости сварных соединений аустенитных сталей против межкристаллитной коррозии.

Изучая процессы кристаллизации металла в специфических условиях сварочного нагрева и охлаждения, Б. И. Медовар устанавливает взаимосвязь структуры и свойств сварных соединений и получает интереснейшие данные о влиянии химического состава металла шва, формы сварочной ванны и некоторых других факторов сварочного процесса на вероятность образования горячих трещин.

В 1950 г. Б. И. Медовар впервые предлагает использовать для сварки аустенитных сталей низкокремнистый высокоглиноземистый флюс АН-26. И сегодня, спустя более 40 лет, этот флюс применяется в промышленности.

В 1950 – 1952 г. Б. И. Медовар выполняет цикл исследований так называемой ножевой

коррозии в околошовной зоне аустенитных сталей, которые стали классическими [10, 11]. Примерно в эти же годы он проводит ряд теоретических и экспериментальных исследований влияния легкоплавких эвтектик на способность сварного шва противостоять образованию горячих (кристаллизационных) трещин. Полученные данные позволили впервые в мировой практике доказать, что с увеличением количества эвтектической составляющей склонность к образованию горячих трещин сначала возрастает, а затем монотонно снижается. Выдвинута и доказана гипотеза относительно механизма залечивания горячих трещин эвтектической составляющей [12 – 14].

Выполненный им цикл работ по исследованию δ -феррита, взаимосвязи структуры и свойств сварных соединений, влияния двухфазной структуры сварных швов на сопротивление горячим трещинам и межкристаллитной коррозии нашел широкое признание специалистов и был отмечен премией имени Д. К. Чернова (1959 г.), присуждаемой Академией наук СССР за выдающиеся работы в области металловедения.

Предложенные Б. И. Медоваром совместно с С. М. Гуревичем для сварки высоколегированных сталей и сплавов флюсы, не содержащие в своем составе оксидных соединений [14], до настоящего времени успешно используются в промышленности. Такие флюсы за рубежом появились и нашли применение лишь много лет спустя.

Монография Б. И. Медовара «Сварка хромоникелевых аустенитных сталей» выдержала три издания (1954, 1958, 1966 г.) [15 – 17] и стала настольной книгой для многих специалистов, занимающихся сваркой высоколегированных сталей и сплавов. Эта монография в марте 1960 г. была защищена им в качестве докторской диссертации. Продолжая заниматься проблемами сварки аустенитных сталей и сплавов, Б. И. Медовар начинает работы по изучению электрошлакового сварочного процесса, открытого в ИЭС в конце 40-х годов.

В 1952 г. совместно с Б. Е. Патном он исследует процесс первичной кристаллизации электрошлакового металла в условиях свободной усадки, получает небольшой электрошлаковый слиток (рис. 1) с превосходными свойствами, а последовавшие затем экспериментальные исследования и обобщения [18 – 20] позволили правильно определить главное направление для реализации в промышленности

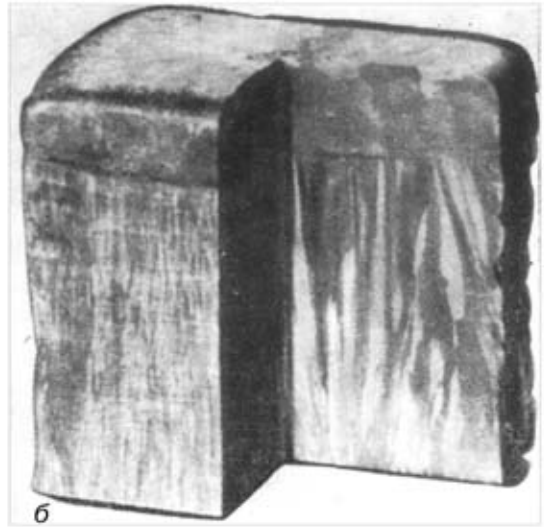
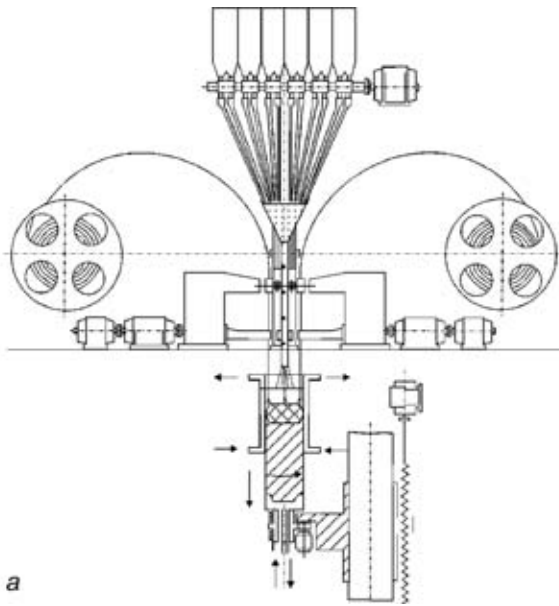


Рис. 1. Схема первой установки для электрошлаковой выплавки слитков (а), разработанной и реализованной в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины и первый электрошлаковый слиток (б), выплавленный в 1952 г. на этой установке

этой принципиально новой и эффективной технологии, основанной на электрошлаковом процессе.

Под руководством Б. И. Медовара в 1956 – 1957 г. в ИЭС им. Е. О. Патона создается первая опытно-промышленная печь ЭШП типа Р-909 для получения слитков круглого сечения массой 500 кг. В мае 1958 г. такая печь впервые в мировой практике вводится в промышленную эксплуата-

цию на электрометаллургическом заводе «Днепроспецсталь» в г. Запорожье. В 1959 – 1960 г. на этом же заводе строится первый в мире крупный специализированный цех ЭШП.

В дальнейшем развитие ЭШП благодаря научной и организационной деятельности Б. И. Медовара и его сотрудников продолжается в нарастающем темпе. Вместе с коллективом ученых он проводит углубленные исследования механизма рафинирования металла при ЭШП, создает основы построения синтетических шлаков для ЭШП, разрабатывает принципиально новые технологические решения и конструкции электрошлаковых печей. В 1959 – 1960 г. при его участии создается 1,5-тонная печь ЭШП типа Р-951 (рис. 2), которой суждено было стать классическим прообразом всех современных печей ЭШП.

В начале 60-х годов работы по исследованию ЭШП, его развитию и практическому применению начинают занимать все большее место в деятельности Б. И. Медовара, постепенно вытесняя работы по сварке аустенитных сталей и сплавов.

В 1963 г. Б. И. Медовар со своими сотрудниками в первой в мировой литературе монографии по ЭШП [21] обобщает выполненные к тому времени исследования сущности электрошлакового переплава, его физико-химических, металлургических и электротехнических характеристик. В этом же году он становится лауреатом Ленинской премии, которая присуждается коллективу ученых и производителей за работы по созданию и промышленному внедрению

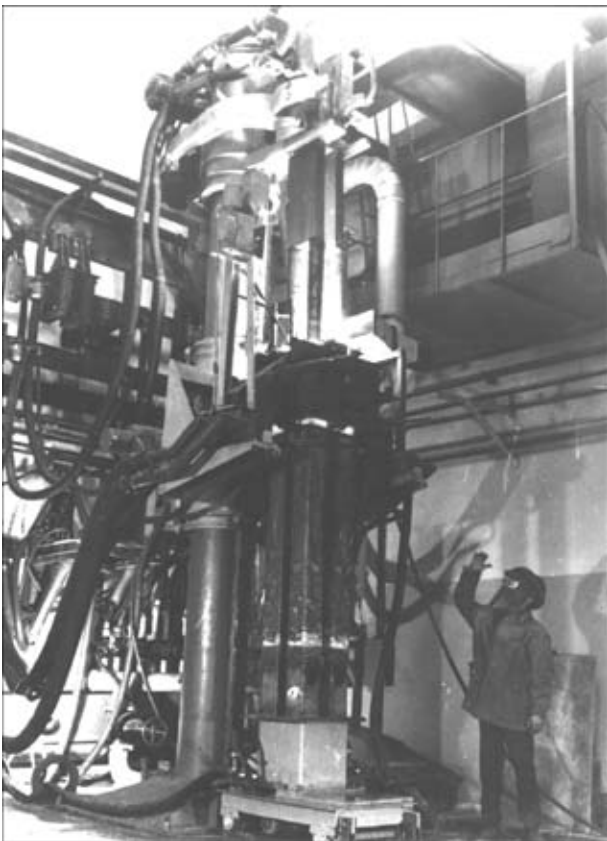


Рис. 2. Электрошлаковая выплавка сортовых слитков \square 150 мм в 4-ручьевом подвижном кристаллизаторе на печи Р-951МР

принципиально нового способа получения сталей и сплавов особо высокого качества — электрошлакового переплава.

В 1963 г. Франция приобретает первую лицензию на ЭШП, а в последующие годы лицензии приобретают другие страны: США, Япония, Швеция, Австрия, СФРЮ, ЧССР, ВНР, ПНР, СРР, НРБ и др. Это означало, что ЭШП получил мировое признание. Начался стремительный рост производства металла ЭШП и всесторонние исследования электрошлакового процесса во всем мире.

В 1967 г. на Первом международном симпозиуме по ЭШП в Питтсбурге (США) американский ученый Р. К. Гопкинс (R. K. Hopkins), запатентовавший еще в 30-е годы так называемый Келлог-процесс, признал в беседе с Б. И. Медоваром, что ему не хватило лишь двух шагов до того, чтобы Келлог-процесс стал тем, что мы знаем сегодня как ЭШП. Именно понимания того, что протекание тока через расплавленный шлак не является дуговым процессом и как следствие этого — использование переменного тока вместо применяемого в Келлог-процессе только постоянного тока.

Именно в те годы среди англоязычных металлургов весьма популярны стали слова «ESR from USSR», т. е. ЭШП из СССР. И взаимно — от специалистов электрометаллургов в СССР при рассмотрении очередных достижений ЭШП в промышленности нередко можно было услышать: «Это наш Келлог-процесс».

Прилагаемый к данной статье список литературы включает любимые работы ученого и те, что знаменовали собой решение особо интересных задач: получение крупных листовых слитков ЭШП, ЭШС слитков особо крупных сечений, электрошлаковое литье и т. п.

Сегодня ЭШП — это стандартный процесс в металлургии и специалистам, работающим в данной области, основные работы ученого, сделавшего ЭШП таковым, хорошо известны.

Как уже отмечалось выше, научная деятельность Б. И. Медовара — один из ярких образцов патоновской школы. Всю свою жизнь ученый был верен заветам своих учителей Е. О. Патона и Б. Е. Патона, всегда чутко отзывался на нужды промышленности, нужды страны. Не удивительно, что именно в силу указанных особенностей патоновской школы Б. И. Медовар в течение многих лет возглавлял работы по созданию и совершенствованию технологии ЭШП высокопрочных толстолистовых сталей для нужд ВМФ и танкостроителей (рис. 3). И сегодня эти стали, созданные в

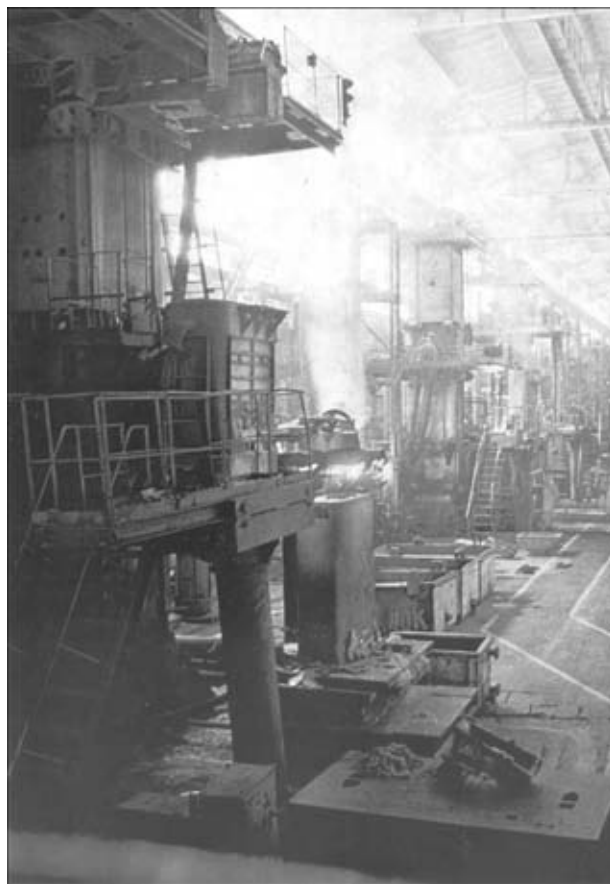


Рис. 3. Электросталеплавильный цех металлургического завода, оснащенный крупнотоннажными листовыми печами ЭШП

СССР в 70-е — 80-е годы, превосходят по комплексу своих физико-механических и служебных свойств аналогичные стали типа НУ.

Практика выдвигает новые задачи, и в конце 60-х — начале 70-х годов под руководством Б. И. Медовара в ИЭС им. Е. О. Патона разрабатываются научные основы новой технологии производства отливок со свойствами деформированного металла, получившей название электрошлаковое литье (ЭШЛ) [26, 27, 30]. В 1978 г. Б. И. Медовару и группе сотрудников ИЭС и работников промышленности за разработку и внедрение ЭШЛ в промышленность присуждается Государственная премия УССР. В середине 70-х годов под его руководством разрабатываются новые разновидности ЭШЛ на основе электрошлаковой тигельной плавки и последующей заливки металлического и шлакового расплавов в неохлаждаемый металлический кокиль, создаются технологии центробежного электрошлакового литья и электрошлакового кокильного литья [32]. Уже в 1983 г. лицензии на эти процессы продаются в США, а в 1985 г. — в Австрию и Индию.

В начале 70-х годов в ИЭС был разработан новый процесс переплава металлического рас-

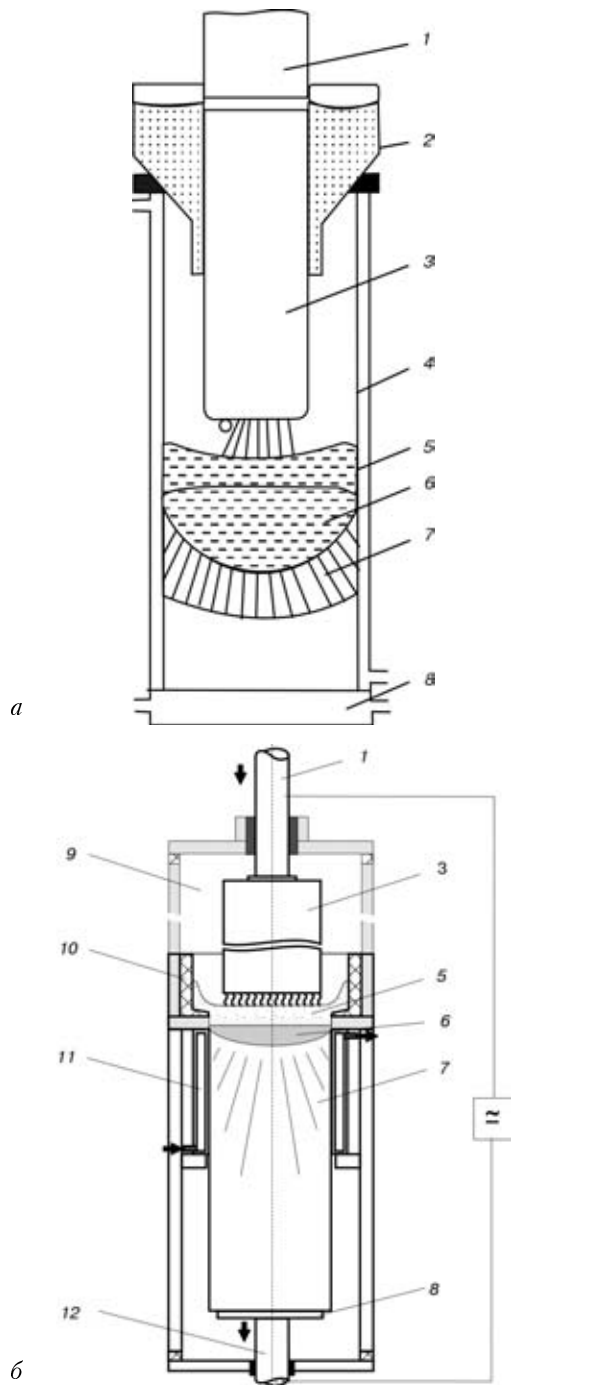
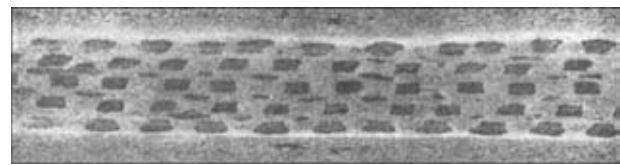
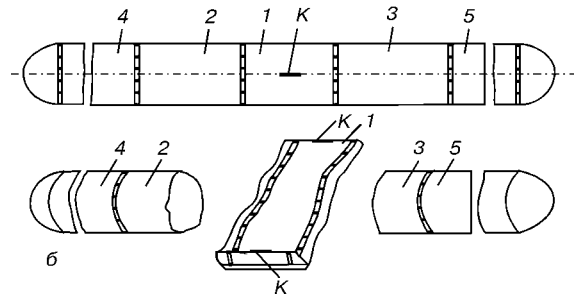


Рис. 4. Схемы дугошлакового переплава в стационарном (а) и подвижном (б) кристаллизаторах: 1 — механизм подачи электрода; 2 — флюсовой затвор; 3 — расходный электрод; 4 — стационарный водоохлаждаемый кристаллизатор; 5 — жидкий шлак; 6 — жидкий металл; 7 — слиток; 8 — водоохлаждаемый поддон; 9 — камера; 10 — футерованная шлаковая надставка; 11 — подвижный водоохлаждаемый кристаллизатор; 12 — механизм вытягивания слитка

ходуемого электрода электрической дугой, горячей между поверхностью жидкой шлаковой ванны и расходным электродом в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе. Б. И. Медоваром вместе с сотрудниками созданы научные основы азотирования сталей и сплавов непосредственно из газовой фазы при дугошлаковом переплаве, в том числе под давлением,



а



б



в

Рис. 5. Макроструктура (а) листовой стали ЗАС для ловушек — гасителей трещин, схема испытаний (б) и внешний вид ловушки-гасителя после разрушения (в): 1 — разгонная труба; 2, 3 — гасители; 4, 5 — трубы; К — кумулятивный заряд

и предложены различные технологические схемы (рис. 4) этого процесса, которые прошли промышленную проверку [38].

В конце 70-х — середине 80-х годов под руководством Б. И. Медовара проводятся работы по созданию нового класса металлических материалов с заданной анизотропией структуры (ЗАС). Одним из наиболее интересных применений таких материалов явилось создание надежных гасителей протяженных трещин для магистральных газопроводов, позволяющих локализовать развитие лавинообразного разрушения в пределах одной трубы (рис. 5). В 1990 г. за эти работы Б. И. Медовар был отмечен премией АН Украины — премией им. Е. О. Патона. Основные результаты исследований по созданию материалов ЗАС обобщены в работах [29, 36, 37].

В 90-е годы под научным руководством Б. И. Медовара разработан принципиально новый электрошлаковый процесс с жидким металлом (ЭШП ЖМ), открывающий новые воз-

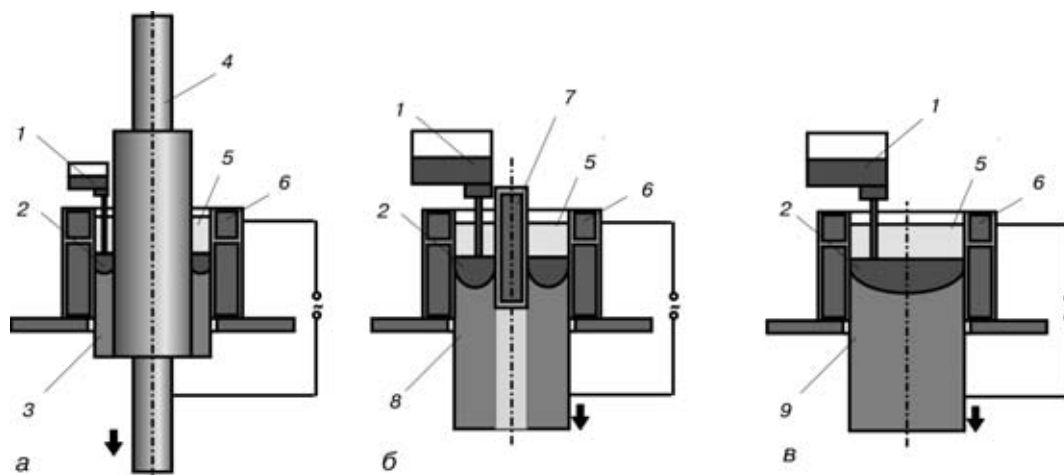


Рис. 6. Схемы реализации процесса ЭШП с жидким металлом: при наплавке прокатных валков (а), выплавке полых слитков (б) и электрошлаковым непрерывном процессе получения слитков сплошного сечения (в): 1 — устройство для заливки исходного (присадочного) жидкого металла; 2 — металлическая ванна; 3 — наплавленный слой; 4 — прокатный валок; 5 — шлаковая ванна; 6 — токоподводящий водоохлаждаемый кристаллизатор; 7 — дорн для формирования внутренней полости слитка; 8 — полый слиток; 9 — слиток сплошного сечения

возможности для совершенствования непрерывного литья, наплавки и сварки [39 – 44, 47 – 51] (рис. 6). Эти работы стали ныне основой деятельности его действующих учеников, авторов данной статьи.

Большое внимание Б. И. Медовар уделял редакционно-издательской деятельности. Он участвует в создании и становится членом редколлегии журнала «Автоматическая сварка». Б. И. Медовар — один из инициаторов организации в 1975 г. Республиканского межведомственного сборника «Проблемы специальной электрометаллургии», член его редколлегии и научный редактор раздела «Электрошлаковая технология». Многие годы он был заместителем главного редактора. В 1985 г. сборник был преобразован в научно-теоретический и производственный журнал, а в 1995 г. — в Международный научно-теоретический и производственный журнал под тем же названием. Журнал в полном объеме переиздается на английском языке под названием «Advances in Special Electrometallurgy» издательством «Rieckensky Science Publishing Co» (Великобритания).

По инициативе Б. И. Медовара и под его редакцией с 1971 г. издаются сборники материалов международных симпозиумов и конференций по специальной электрометаллургии. Всего вышло в свет 10 сборников. Эти труды и сегодня являются настольными книгами научных и инженерно-технических работников, студентов вузов, чьи интересы связаны со специальной электрометаллургией.

Б. И. Медовар был искусным оратором, страстным пропагандистом передовых достижений отечественной науки. Он часто выступал с докладами и лекциями перед самыми

различными аудиториями слушателей: производственными, студентами вузов, научно-техническими и военными специалистами, в прессе, по радио и телевидению. Его имя хорошо известно во многих странах мира, где он достойно представлял отечественную науку, выступая с лекциями и докладами на научных конгрессах, конференциях и симпозиумах. Под его руководством осуществлены крупные работы по реализации отечественных лицензий в области электрошлаковой технологии и слоистых материалов в Японии, Швеции, Франции, Германии, Индии и других странах.

Б. И. Медовар много сделал для расширения и углубления научно-технического сотрудничества с США: в 1974 – 1980 г. он был Сопредседателем (с американской стороны — профессор М. Флемингс) советско-американской группы по ЭШП в рамках советско-американского сотрудничества по специальной электрометаллургии.

Б. И. Медовар был человеком большой души и кипучей энергии, умел создать в научных коллективах атмосферу уважения и активной доброжелательности. Стиль Б. И. Медовара как ученого всегда отличался смелостью экспериментов, был основан не только на глубоких знаниях металлургии, металловедения, сварки, но и на блестящем понимании технологии современного машиностроения, нужд промышленности, общества.

Ученый был щедр и не боялся знакомить со своими идеями конкурентов, справедливо полагая, что залог успеха — в постоянном движении вперед и обновлении, в работе на упреждение. До конца жизни Б. И. Медовар с гордостью называл себя «Патоновцем»,

считал себя учеником и соратником Патонов — выдающихся ученых Евгения Оскаровича создателя нашего института и Бориса Евгеньевича нынешнего директора.

Б. И. Медовар всегда вел активную исследовательскую работу в традициях патоновской школы: от идеи — к лабораторному эксперименту, как можно более близкому к промышленным условиям, затем — быстрому и эффективному применению в реальном производстве. Он верил в силу науки и силу разума, в светлое будущее своей страны, сумел воспринять новые идеи и реалии жизни в новой державе — независимой Украине.

Ученый до последних дней жизни активно общался с коллегами во многих странах мира, не стеснялся учиться у молодых, радовался новым знакомствам и старым друзьям, соратникам, ученикам, а это многие десятки докторов и кандидатов технических наук, многие сотни специалистов, работающих в самых различных сферах науки, техники, образования.

Борис Израилевич оставил потомкам научную школу, десятки книг, сотни и сотни статей, более тысячи патентов и сотни печей ЭШП по всему миру. Несомненно, его блестящие предвидения и идеи, многие из которых ему так и не удалось реализовать в жизнь, найдут достойное воплощение и дальнейшее развитие в научных трудах и делах его многочисленных учеников и последователей в научном мировом сообществе и в промышленности.

1. *Бойко Г. А.* Борис Израилевич Медовар. Библиография ученых Украинской ССР. — Киев: Наук. думка, 1986. — С. 3–14.
2. *Медовар Б. И., Рабкин Д. М.* Автоматическая сварка кольцевых швов // Автоген. дело. — 1945. — № 1. — С. 4–5.
3. *Медовар Б. И., Рабкин Д. М., Патон Б. Е.* Повышение скорости сварки под флюсом // Там же. — № 7. — С. 1–8.
4. *Медовар Б. И.* Автоматическая сварка под флюсом наклонным электродом. — Киев: Изд-во АН УССР, 1947. — 83 с.
5. *Аснис А. Е., Медовар Б. И.* Влияние примеси меди на склонность сварных швов к старению // Тр. по автомат. сварке под флюсом. — 1949. — № 7. — С. 30–37.
6. *Медовар Б. И.* К вопросу о допустимости автоматической сварки металлоконструкций при низких температурах // Сб. тр. по автомат. сварке под флюсом. — 1948. — № 1. — С. 30–37.
7. *Медовар Б. И., Аснис А. Е.* О сварке малоуглеродистой стали на морозе // Автомат. сварка. — 1950. — № 2. — С. 60–67.
8. *Медовар Б. И., Аснис А. Е.* Особенности автоматической сварки двухслойных сталей // Тр. по автомат. сварке под флюсом. — 1949. — № 6. — С. 63–80.
9. *Медовар Б. И., Лошкевич Р. И., Гарагуля А. М.* Автоматическая дуговая электросварка труб большого диаметра // Сталь. — 1951. — № 12. — С. 1104–1109.
10. *Медовар Б. И.* К вопросу о причинах межкристаллитной коррозии сварных швов нержавеющей сталей типа 18-8 // Автомат. сварка. — 1951. — № 3. — С. 22–51.
11. *Медовар Б. И.* О стойкости против межкристаллитной коррозии сварных швов нержавеющей сталей типа 18-8 // Там же. — 1952. — № 2. — С. 63–65.
12. *Медовар Б. И.* Горячие трещины в сварных швах хромоникелевых сталей аустенитного класса // Вестн. танковой пром-сти. — 1951. — № 2. — С. 42–50.
13. *Медовар Б. И.* Исследование причин образования горячих трещин при сварке под флюсом хромоникелетитановой стали // Высокопроизводительные методы сварки в нефтяной промышленности. — М.; Л.: Гостоптехиздат, 1952. — С. 175–184.
14. *Медовар Б. И., Гуревич С. М.* Бескислородные флюсы для сварки высоколегированных сталей и сплавов // Автомат. сварка. — 1955. — № 4. — С. 31–41.
15. *Медовар Б. И.* Сварка хромоникелевых аустенитных сталей. — М: Машгиз, 1954. — 152 с.
16. *Медовар Б. И.* Сварка хромоникелевых аустенитных сталей. — 2-е изд. перераб. и доп. — Киев, М.: Машгиз, 1958. — 339 с.
17. *Медовар Б. И.* Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. — 3-е изд. перераб. и доп. — М.: Машиностроение, 1966. — 430 с.
18. *Патон Б. Е., Медовар Б. И., Патон В. Е.* Новый способ электрической отливки слитков // Бюл. техн. информ. — 1956. — Вып. 1. — С. 3–9.
19. *Патон Б. Е., Медовар Б. И., Латаш Ю. В.* Электрошлаковая выплавка высоколегированной стали и сплавов в водоохлаждаемом кристаллизаторе. — М.: Металлургиздат, 1957. — 7 с.
20. *Патон Б. Е., Медовар Б. И., Латаш Ю. В.* Электрошлаковый переплав сталей и сплавов в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе // Автомат. сварка. — 1958. — № 11. — С. 5–15.
21. *Электрошлаковый переплав* / Б. И. Медовар, Ю. В. Латаш, Б. И. Максимович, Л. М. Ступак. — М.: Металлургиздат, 1963. — 170 с.
22. *Медовар Б. И., Пинчук Н. И., Чеботило Л. В.* Аустенитно-боридные стали и сплавы для сварных конструкций. — Киев: Наук. думка, 1970. — 148 с.
23. *Латаш Ю. В., Медовар Б. И.* Электрошлаковый переплав. — М.: Металлургия, 1963. — 239 с.
24. *Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве* / Под ред. Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1978. — 304 с.
25. *Электрошлаковые печи* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1976. — 414 с.
26. *Патон Б. Е., Медовар Б. И., Бойко Г. А.* Электрошлаковое литье. — Киев: Наук. думка, 1980. — 192 с.
27. *Электрошлаковый металл* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1981. — 680 с.
28. *Электрошлаковая технология за рубежом* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1982. — 320 с.
29. *Многослойная сталь в сварных конструкциях* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1984. — 288 с.
30. *Электрошлаковая технология в машиностроении* / Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, И. Д. Нагаевский, А. Д. Чепурной / Под общ. ред. Б. Е. Патона. — Киев: Техніка, 1984. — 215 с.
31. *Металлургия электрошлакового процесса* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1986. — 248 с.
32. *Электрошлаковая тигельная плавка и разливка металла* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1988. — 216 с.
33. *Обработка стали кальцием.* Матер. Междунар. симп. по обраб. стали кальцием. Глазго, Великобритания, 30 июня 1988 г. / Пер. с англ.; под ред. и с предисловием Б. И. Медовара. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 1989. — 216 с.
34. *Качество электрошлакового металла* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1990. — 312 с.
35. *Медовар Б. И.* Металлургия вчера, сегодня, завтра. — 2-е изд. перераб. и доп. — Киев: Наук. думка, 1990. — 192 с.
36. *New multilayer steel in welded structures* / B. I. Medovar, V. Ja. Saenko, L. V. Medovar, V. I. Us // Harwood Academic Publishers GmbH, 1992. Sov. Tech. Rev. Weld. and Surf. Vol. 2. — 1992. — 160 p.

37. *Горячая раскатка стальных колец и обечаек* / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1993. — 240 с.
38. *Arc-slag remelting of steel and alloys* / B. I. Medovar, V. Ja. Saenko, G. M. Grigorenko et al. // Cambridge International Science Publishing, 1996. — 160 p.
39. *Electroslag cladding by liquid filler metal* / B. I. Medovar, A. V. Chernets, L. B. Medovar et al // The 4th European Conference on Advanced Materials and Processes. «EUROMAT 95», Symposium F-Materials and Processing Control. Padua / Venice, Italy, September 25 – 28, 1995. — P. 165.
40. *Патон Б. Е., Медовар Б. И., Медовар Л. Б.* ЭШП: каким ему быть в ближайшее десятилетие // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 3. — С. 9 – 10.
41. *Electroslag processes without consumable electrodes* / B. I. Medovar, L. B. Medovar, A. K. Tsykulenko et al // International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting. Santa Fe, New Mexico, USA, February 16 – 19, 1997.
42. *Electroslag semi-continuous casting — a new way of clean high-speed steel manufacturing* / B. I. Medovar, L. B. Medovar, V. Ya. Saenko, A. V. Chernets // Clean steel: 5th Intern. Conf. Balatonfured (Hungary, 2 – 4 June, 1997). — 1997, Vol. 2. — P. 188 – 195.
43. *Electroslag technology for TiAl ingots* / B. I. Medovar, L. B. Medovar, B. B. Fedorovsky et al. // Proc. XITC'98, Xi'an, China, Sept. 15 – 18, 1998. — P. 741 – 749.
44. *Медовар Б. И.* Электрошлаковая технология на пороге XXI в. // Современное материаловедение XXI век. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 127 – 132 с.
45. ЭШП титана: вчера, сегодня, завтра / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, М. Г. Бенц и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1999. — № 2. — С. 3 – 9.
46. *Чистый трубный металл — достижения, перспективы, проблемы* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, С. Е. Семенов и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1999. — № 2. — С. 9 – 25.
47. *Электрошлаковая утилизация объектов военной техники* / Б. И. Медовар, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Там же. — 2000. — № 1. — С. 8 – 12.
48. *Утилизация артиллерийских стволов методом ДШП с одновременным легированием металла азотом* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Там же. — С. 13 – 18.
49. *Медовар Б. И., Саенко В. Я., Медовар Л. Б.* Получение заготовок коррозионно-стойкого биметалла методом электрошлаковой наплавки // Там же. — № 2. — С. 3 – 11.
50. *Medovar B. I., Medovar L. B., Saenko V. Ja.* Electroslag technologies in the XXIst century // Proc. «Asia Steel'2000», China, Sept. 15 – 18, 2000.
51. *Декларативний патент 0031837 А.* Україна (19) UA. — 6 С 22В 9/00. Спосіб безперервного розливу титану і його сплавів у камері / Б. Е. Патон, Б. І. Медовар, Л. Б. Медовар, Б. Б. Федоровський, І. А. Ланцман, А. К. Цыкуленко, В. І. Ус, В. Ю. Шевченко, К. А. Цыкуленко, В. Я. Саенко, О. В. Чернець, О. Г. Богаченко, Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарін / ЗАТ «Елмет-Рол — група Медовара». Заявлено 03.11.1998. Опубл. 15.12.2000. Бюл. № 7.

В. Я. Саенко, А. К. Цыкуленко, В. И. Ус, Б. Б. Федоровский, И. А. Ланцман, Г. С. Маринский, А. Г. Богаченко, Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарин, Н. Т. Шевченко, В. Л. Шевцов, Л. Б. Медовар, А. В. Чернец, Ц. Ф. Грабовский, К. А. Цыкуленко, В. Е. Шевченко, Н. П. Коваленко, Д. М. Дяченко, Л. Д. Конникова

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
НИЦ ЭШТ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
ЗАО «Элмет-Рол — группа Медовара», Киев

29 марта 2001 г. состоялось открытие мемориальной доски Борису Израилевичу Медовару.

В этот день к корпусу № 3 («корпусу Медовара») Института электросварки им. Е. О. Патона (ул. Боженко, 13) пришли отдать дань уважения и почтить память родные и близкие ученого, его многочисленные последователи и сотрудники института.

Торжественный митинг открыл заместитель директора ИЭС академик НАНУ С. И. Кучук-Яценко, предоставив первое слово академику Б. Е. Патону. На митинге выступили: академик НАНУ М. И. Гасик (НГМАУ, г. Днепропетровск), доктор техн. наук В. Я. Саенко (ИЭС им. Е. О. Патона, г. Киев), зав. отделом КП «Харьковское КБ по машиностроению им. А. А. Морозова» В. И. Климко, ветеран института Р. О. Ленц и создатель мемориальной доски скульптор А. П. Скобликов.





УДК 669.187.56.001.1

ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В XXI ВЕКЕ*

Б. И. Медовар, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко

Рассмотрены современное состояние и перспективы развития электрошлаковых технологий в XXI веке. Показано, что будущее за всеми разновидностями электрошлаковых технологий, которые используют жидкий присадочный металл.

The state-of-the-art and prospects of development of electroslag technologies in the XXIst century are considered. It is shown that the future will belong to all the varieties of electroslag technologies which use the liquid filler metal.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; электрошлаковое литье; электрошлаковая сварка; электрошлаковый процесс с жидким металлом

Одному из ведущих и перспективных технологических процессов в области специальной электрометаллургии — электрошлаковому переплаву (ЭШП), разработанному в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины [1], в 1998 г. исполнилось 40 лет.

Рождению ЭШП предшествовали работы, проведенные в конце 1940-х — начале 1950-х годов учеными Института электросварки Б. Е. Патонем и Г. З. Волошкевичем в Киеве и Запорожье, в результате которых был открыт электрошлаковый процесс. Он основан на использовании тепла, выделяемого при сварке в жидком флюсе (шлаковой ванне) при прохождении через него электрического тока, для плавления электродного металла в виде сварочной проволоки, а также для оплавления подлежащих сварке кромок деталей изделия. В итоге впервые было описано новое физическое явление — электрошлаковый процесс, который впоследствии сыграл поистине революционную роль в машиностроительном и металлургическом производстве, хотя тогда ни сами первооткрыватели, ни участники открытия, ни исследователи нового процесса не могли знать, какая судьба уготована их детищу.

Главная особенность нового технологического процесса — возможность однопроходной электрошлаковой сварки (ЭШС) без разделки

кромки металла практически неограниченной толщины. Уже первые обнадеживающие результаты привлекли к ЭШС внимание специалистов-машиностроителей. Многие заводы тяжелого, энергетического, химического и транспортного машиностроения как в бывшем СССР, так и за его рубежами взяли на вооружение этот эффективный и высокопроизводительный способ сварки, благодаря чему были созданы уникальные лито-сварные и ковано-сварные изделия (статоры и роторы гидротурбин, сверхкрупные заготовки станин рабочих клеток прокатных станков и мощных прессов и др.), которые практически невозможно было изготовить без применения ЭШС.

Важнейшим событием, определившим дальнейшее развитие электрошлакового процесса в металлургическом производстве и рождение электрошлакового переплава, явилась выплавка в 1952 г. в Институте электросварки Б. Е. Патонем и Б. И. Медоваром первого в мире небольшого электрошлакового слитка с уникальными свойствами из аустенитной стали. Последовавшие затем экспериментальные исследования и обобщения [2, 3] позволили правильно определить главное направление реализации в промышленности этой принципиально новой и эффективной технологии, основанной на электрошлаковом процессе. В результате в июле 1958 г. в цехе № 6 завода «Днепроспецсталь» в Запорожье была введена в промышленную эксплуатацию первая в мире печь ЭШП, что знаменовало собой

* Данная статья является изложением доклада на английском языке «Electroslag technologies in the XXI st century», представленного авторами на Международной конференции «Asia Steel 2000».



рождение новой металлургической отрасли — специальной электрометаллургии, в основе которой лежал ЭШП.

Главное преимущество ЭШП по сравнению с вакуумно-дуговым (ВДП), вакуумно-индукционным (ВИП), плазменно-дуговым (ПДП), электронно-лучевым (ЭЛП) переплавами и другими переплавными процессами — это простота и надежность оборудования для его реализации, высокая универсальность и эффективность технологии, что способствовало его широкому и быстрому распространению.

В процессе ЭШП в результате рафинирования активным шлаковым расплавом переплавляемый металл очищается от вредных примесей, газов, неметаллических включений, а последовательная снизу вверх кристаллизация слитка обуславливает формирование плотного литого металла с высокой химической и структурной однородностью. Электрошлаковому переплаву подвергают инструментальные, конструкционные, низко- и среднелегированные, высокопрочные стали, высоколегированные нержавеющие и жаростойкие стали, сплавы на железной, никелевой, никель-кобальтовой основе, медь и ее сплавы, электротехнические стали и сплавы, высокореакционные металлы и сплавы на основе интерметаллидов [4 – 6].

Дальнейшим развитием электрошлакового процесса в специальной электрометаллургии явилось создание электрошлакового литья (ЭШЛ), что в ряде случаев позволило отказаться отковки литого металла и объединить в сварной заготовке оптимальную форму, присущую отливке, и высокое качество поковки. При этом необходимое качество металла электрошлаковой отливки, отсутствие присущих обычному литью дефектов, высокий уровень физико-механических свойств, высокая степень чистоты литого металла по вредным примесям, газам и неметаллическим включениям сочетаются с чрезвычайно высоким выходом годного, достигающим 85...95 %, и отсутствием брака в заготовительном производстве [7, 8].

Следует отметить, что основное назначение ЭШЛ и его разновидностей (центробежного электрошлакового литья — ЦЭШЛ и электрошлакового кокильного литья — ЭКЛ) состоит не в замене таких традиционных технологических процессов, как литье иковка [9]. ЭШЛ следует рассматривать как один из высокоэффективных и металлосберегающих методов заготовительного производства, позво-



Рис. 1. Корпус сосуда высокого давления с выплавленными на его поверхности методом ЭШВ патрубками диаметром 160 мм

ляющих расширить выпуск заготовок и другой продукции, не требующих значительной механической обработки [10].

В тяжелом машиностроении ЭШЛ применяется при изготовлении заготовок штампов горячей и холодной штамповки, цапф и подцапфовых плит к крупным сталеразливочным ковшам, валков горячей и холодной прокатки, бандажей валков и цементных печей, коленчатых валов, металлургического инструмента, например калибров к станам холодной прокатки труб, а также при изготовлении литосварных баллонов высокого давления, в частности при электрошлаковой выплавке (ЭШВ) патрубков непосредственно на корпусах сосудов. При ЭШВ обеспечивается плавный переход от патрубка к поверхности сосуда, поверхность литых ЭШВ патрубков получается гладкой и чистой, не требующей дополнительной механической обработки (рис. 1).

Заметим, что созданные в одном институте оба технологических процесса ЭШС и ЭШП, основанные на одном и том же физическом явлении — электрошлаковом процессе, на протяжении многих десятилетий одновременно развивались, взаимно обогащая друг друга: электрошлаковая бифилярная сварка (ЭШСб) крупных поковок и отливок, применение галоидных и бескислородных флюсов для переплава и для сварки, использование токоподводящего кристаллизатора для наплавки и переплава.

Благодаря созданному в ИЭС им. Е. О. Патона методу дугошлакового переплава (ДШП), удачно объединяющему ряд преимуществ ЭШП, ПДП и ВДП, открываются новые

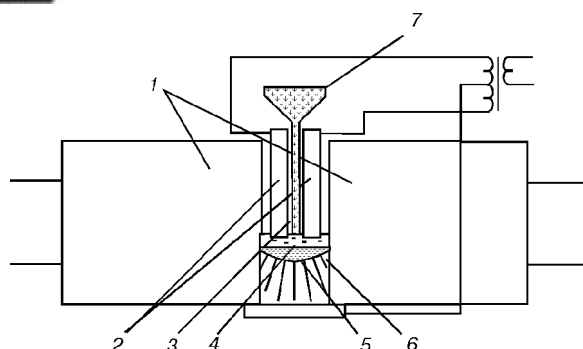


Рис. 2. Схема электрошлаковой бифилярной сварки двумя неподвижными электродами с подачей в сварочный зазор с помощью дозатора кусковых присадочных материалов: 1 — свариваемые заготовки; 2 — неподвижные расходные электроды; 3 — кусковой присадочный материал; 4 — шлаковая ванна; 5 — металлическая ванна; 6 — сварочный шов; 7 — бункер для подачи кускового присадочного материала

возможности для производства высокоазотистых сталей и сплавов [10].

Важным этапом в развитии отечественного сварочного производства является создание на основе ЭШП принципиально нового способа — ЭШС заготовок сверхбольших толщин по бифилярной схеме, сущность которого состоит в том, что в зазоре между свариваемыми заготовками выполняется не узкий шов, как это имеет место при известном способе ЭШС, а выплавляется практически электрошлаковый слиток. В результате сварной шов из простого соединительного элемента превращается в составную часть сварной заготовки.

В промышленных условиях реализовано несколько разновидностей способа ЭШСб. Наиболее простая и эффективная технология — электрошлаковая сварка с двумя неподвижными электродами с подачей в сварочный зазор кусковых присадочных материалов (КПМ) в виде дробы или сечки из проволоки диаметром 3...6 мм (сталь марки 50ХН) (рис. 2), получившая сокращенное название ЭШС КПМ [11]. Впервые она была освоена на заводе «Ждановтяжмаш» (г. Мариуполь) при изготовлении ковано-сварных заготовок рабочих валков из стали 50ХН для толстолистового стана горячей прокатки ЛП-4500 [8]. Диаметр и длина бочки валка равны соответственно 1250 и 4500 мм, общая длина валка 6890 мм. Масса заготовки валка после сварки составляла 103 т (рис. 3).

При реализации ЭШС КПМ не требуется сложных установок для подачи расходных электродов. Металл швов отличается полностью дезориентированной измельченной структурой. Сварное соединение имеет минимальную зону термического влияния и, следовательно, высокую стойкость против

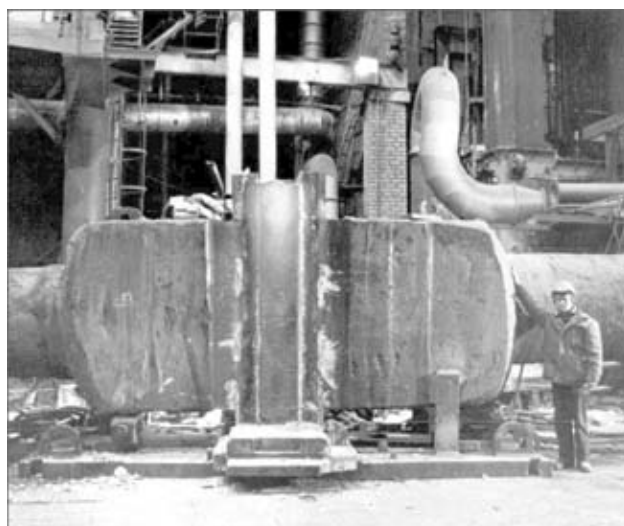


Рис. 3. Ковано-сварная заготовка рабочего валка из стали 50ХН массой 103 т для стана ЛП-4500 после сварки способом ЭШС КПМ

кристаллизационных трещин. Способ ЭШС КПМ обеспечивает получение высококачественных сварных соединений с однородными физико-химическими свойствами из сталей практически любого химического состава.

Используемые в специальной электрометаллургии оборудование и технологии, основанные на электрошлаковом процессе, имеют хорошие перспективы для дальнейшего развития в металлургическом и машиностроительном производствах в XXI веке.

Сегодня в мире доля развитых стран, применяющих в специальной металлургии печи ЭШП, очень высока. Об этом свидетельствует тот факт, что, например, в США, Великобритании, Германии, Франции и других странах ЭШП как обязательный технологический процесс предусматривается в ряде производств жаропрочных сплавов для авиационной и космической техники.

Как правило, электрошлаковому переплаву подвергаются расходные электроды, изготавливаемые в вакуумно-индукционных печах, работающих на первоклассной чистой шихте. Слитки ЭШП при необходимости могут быть далее переплавлены в вакуумно-дуговых печах. Такая трехэтапная технология принята, например, на фирме «Инко-алой интерн. корп.» — одной из крупнейших в мире производителей сплавов на никелевой и кобальтовой основе. Для этого на фирме построено 14 печей ЭШП, полностью загруженных производством слитков и «кормящих» своей продукцией печи ВДП.

Довольно интересный агрегат ЭШП, сочетающий электрошлаковую плавку со спрей-процессом, создан в США фирмой «Дженерал электрик».

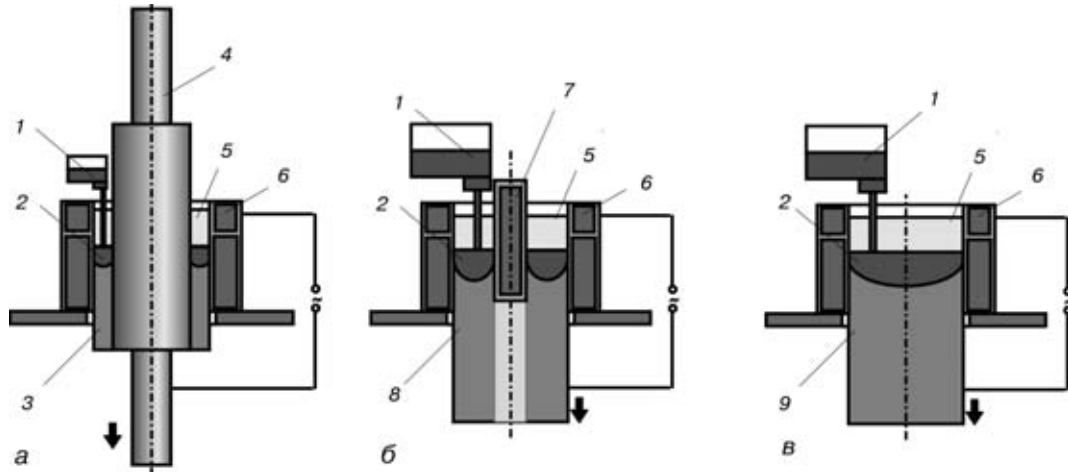


Рис. 4. Схемы реализации процесса ЭШП с жидким присадочным металлом: при наплавке прокатных валков (а); выплавке полых слитков (б) и электрошлаковом непрерывном процессе получения слитков сплошного сечения (в): 1 — устройство для заливки исходного (присадочного) жидкого металла; 2 — металлическая ванна; 3 — наплавленный слой; 4 — прокатный валок; 5 — шлаковая ванна; 6 — токоподводящий водоохлаждаемый кристаллизатор; 7 — дорн для формирования внутренней полости слитка; 8 — полый слиток; 9 — слиток сплошного сечения

Достижения в области ЭШП впечатляют особенно в Германии. По различным причинам в бывшей ГДР, как известно, не было печей ЭШП, что отличало ее от других стран бывшего Варшавского договора. Восточные немцы увлекались электронно-лучевой плавкой. Однако как только ГДР и ФРГ объединились, в так называемых восточных землях (г. Грёдиц и Липпендорф) были построены мощные (до 85 т) печи ЭШП.

Известно, что печи и цеха ЭШП работали в СФРЮ, Болгарии, Румынии, Польше, Венгрии.

Не может не радовать, да и не вызывать хорошую зависть, положение дел с развитием ЭШП в КНР. В прошлом году в мае месяце авторы этого доклада посетили новый современный цех ЭШЛ в Тяньцзине и воочию ознакомились с выпускаемой здесь продукцией, в частности производством уникальных коленвалов длиной до 3 м для дизелей, изготавливаемых по схеме ЭШЛ с приплавлением.

На полную загрузку работает на ПО «БелАЗ» в Республике Беларусь промышленное производство крупномодульных цементированных зубчатых колес из литых заготовок, получаемых методом ЦЭШЛ на этом же объединении, для планетарных редукторов мотор-колес карьерных самосвалов большой грузоподъемности (до 180 т). Использование для зубчатых шестерен вместо поковок литого электрошлакового металла, отличающегося высокой химической и структурной однородностью, увеличивает предел усталости зубьев по изгибу на 30 %, долговечности по контактной усталости не менее чем в 2 раза, при этом одновременно повышается (в 3 раза) коэффициент использования материала в процессе их изготовления.

Надо сказать, что сегодня значение ЭШП в промышленном производстве сильно отличается от того, что было еще 10 – 15 лет тому назад. Все меньшее место занимает ЭШП как рафинирующий переплав, как средство получения, например, особонизкосернистой стали или стали, чистой по неметаллическим включениям.

Металлурги научились получать особо чистый жидкий металл в требуемых количествах и достаточно дешево. Но металлурги, даже имея чистый жидкий металл, все еще не научились получать из него плотный, химически и физически гомогенный твердый металл. Здесь, как нигде, особенно эффективен ЭШП. Ни один из известных процессов разливки чистого жидкого металла не может сравниться с ЭШП по этим важным показателям. Поэтому современные цеха ЭШП все чаще и чаще оснащают агрегатами, способными давать исходный жидкий металл наивысшей степени чистоты, например установкам ВИП. Независимо от того, будет или не будет

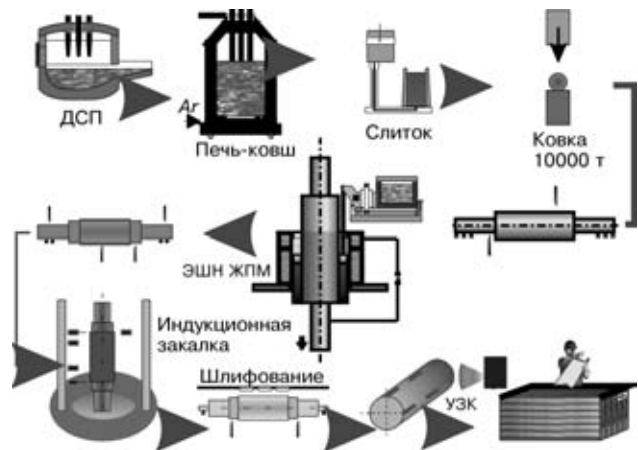


Рис. 5. Схема технологического процесса производства валков на АО «НКМЗ» методом ЭШН ЖПМ

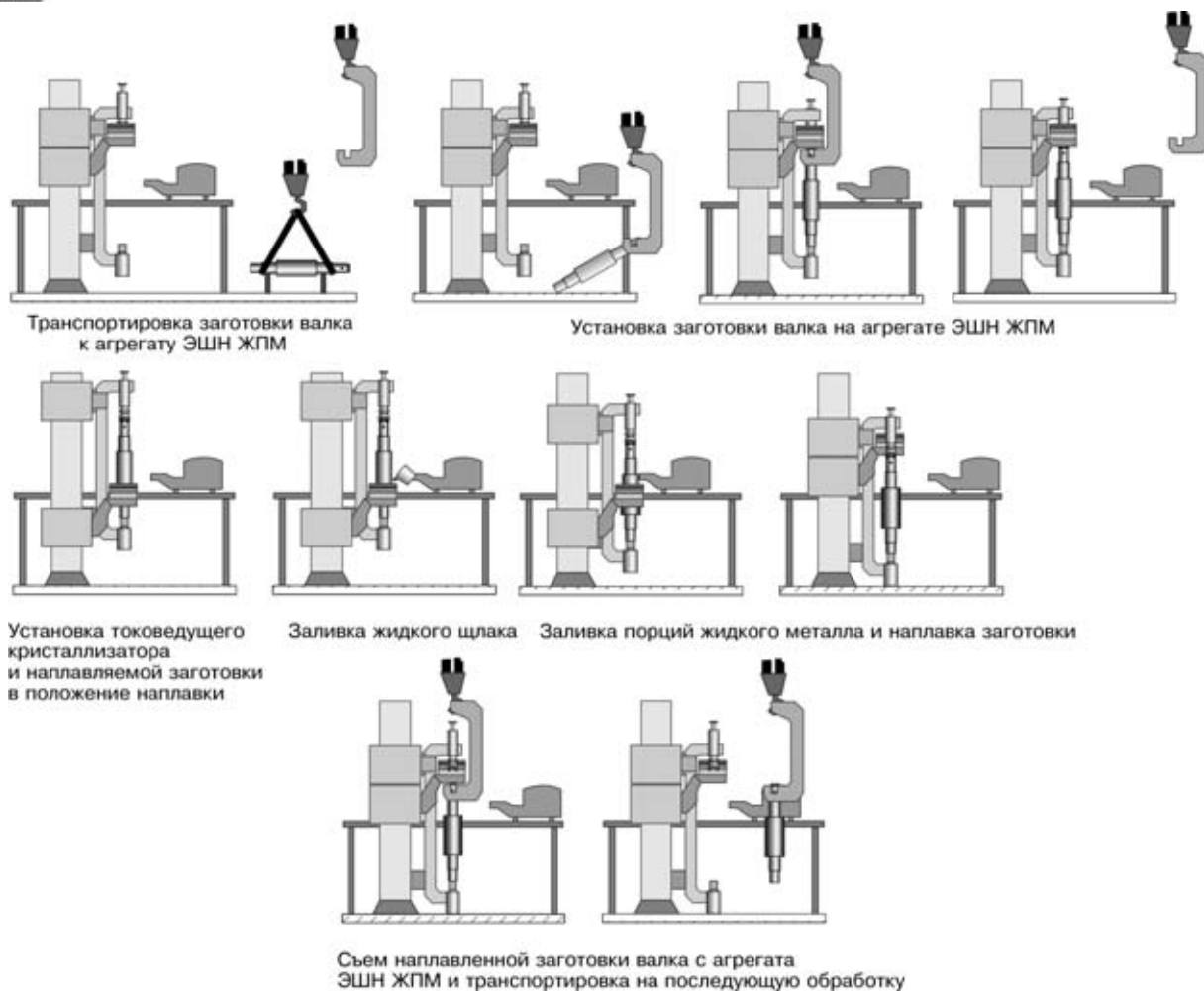


Рис. 6. Схема работы агрегата ЭШН ЖПМ

из металла ВИП изготовлен расходный электрод, ЭШП сыграет свою роль как процесс управления затвердеванием (кристаллизацией) чистого жидкого металла.

Так или иначе, ЭШП имеет несомненно хорошие перспективы развития в обозримом будущем. Но теперь нельзя не сказать о том, что сдерживает его развитие. Это, прежде всего, высокая стоимость процесса, обусловленная дороговизной расходных электродов. Каким бы ни был способ их производ-

ства — прокат, ковка, прессование, непрерывное литье или литье в изложницу, — расходный электрод остается дорогим и это отражается на экономических показателях ЭШП. Во вторых, высокая энергоемкость переплава расходных электродов. Решение этой важнейшей проблемы — в отказе от расходных электродов и переходе на жидкий присадочный металл.

Идея жидкого присадочного металла давно витает в воздухе. Да и не только витает, но



Рис. 7. Внешний вид агрегата ЭШН ЖПМ

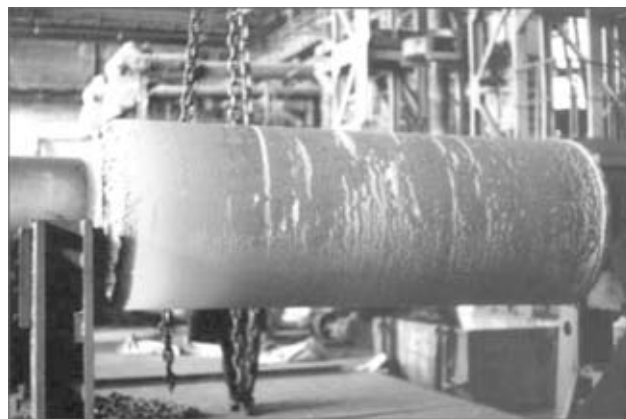


Рис. 8. Внешний вид композитной заготовки ЭШН ЖПМ валка прокатного стана с рабочим слоем из быстрорежущей стали



развивается и реализуется [12 – 22]. Основные изобретения в этой области еще треть века тому назад были запатентованы Институтом электросварки им. Е. О. Патона во всех передовых в техническом отношении странах. Но лишь сегодня появилось оригинальное оборудование и созданы принципиально новые технологические процессы ЭШП, позволяющие с уверенностью заявить — будущее за электрошлаковым переплавом с жидким присадочным металлом (ЭШП ЖПМ), не требующим применения твердых расходуемых электродов (рис. 4).

Лучшим подтверждением сказанному является создание в 1998 г. на НКМЗ в г. Краматорске (Украина) совместно с «Элмет-Рол — группа Медовара» первого в мире промышленного комплекса для производства методом ЭШН ЖПМ композиционных заготовок прокатных валков диаметром до 1000 мм, длиной наплавляемой бочки до 2500 мм и массой до 20 т и изготовление первой партии валков, наплавленных по новой технологии [23].

Схема технологического процесса изготовления валков на НКМЗ с применением ЭШН ЖПМ показана на рис. 5. Схема работы и внешний вид созданного специалистами НКМЗ и «Элмет-Рол — группа Медовара» агрегата для ЭШН ЖПМ, а также внешний вид наплавленных валков горячей прокатки диаметром 740 мм с рабочим слоем из быстрорежущей стали представлены на рис. 6 – 8.

Проведенные исследования наплавленных валков первой партии, а также промышленное опробование их на прокатных станах Украины подтвердили эффективность применения метода ЭШН ЖПМ в производстве композиционных валков.

В заключение мы с полной уверенностью можем утверждать, что сегодня возможности электрошлакового процесса еще далеко не исчерпаны, поэтому технологии и оборудование, базирующиеся на этом выдающемся физическом явлении, и в будущем будут иметь важное значение и перспективы дальнейшего развития.

В XXI веке будущее за всеми разновидностями электрошлаковых технологий, которые используют жидкий присадочный металл, т. е. за ЭШТ ЖПМ!

1. Патон Б. Е., Медовар Б. И. Электрошлаковому переплаву 40 лет // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1998. — № 1. — С. 4 – 8.

2. Патон Б. Е., Медовар Б. И. Новый способ электрической отливки слитков // Бюл. техн. информ. — 1956. — Вып. 1. — С. 3 – 9.
3. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Латаш Ю. В. Электрошлаковый переплав сталей и сплавов в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе // Автомат. сварка. — 1958. — № 11. — С. 5 – 15.
4. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных и аустенитных сталей и сплавов. — М.: Машиностроение, 1966. — 430 с.
5. Электрошлаковые печи / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1976. — 414 с.
6. Электрошлаковый металл / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1981. — 680 с.
7. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Бойко Г. А. Электрошлаковое литье. — Киев: Наук. думка, 1980. — 192 с.
8. Электрошлаковая технология в машиностроении / Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, И. Д. Нагаевский, А. Д. Чепурной. — Киев: Техніка, 1984. — 215 с.
9. Электрошлаковая тигельная плавка и разливка металла / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1988. — 216 с.
10. Arc-slag remelting of steel and alloys / В. I. Medovar, V. Ja. Saenko, G. M. Grigorenko et al. — Cambridge International Science Publishing. CB1 6AZ, England, 1996. — 160 p.
11. Новые способы сварки заготовок сверхкрупных сечений — электрошлаковая сварка неподвижными электродами с добавкой кусковых материалов (ЭШС КПМ) / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. П. Андреев и др. // Проблемы электрошлаковой технологии. — Киев: Наук. думка, 1978. — С. 41 – 47.
12. Electroslag cladding by liquid filler metal / В. I. Medovar, A. V. Chernets, L. B. Medovar et al // 4th European Conference on Advanced Materials and Processes. «EUROMAT 95», Symposium F-materials and Processing Control, Padua, Venice, Italy, September 25 – 28, 1995. — P. 165.
13. Electroslag processes without consumable electrodes / В. I. Medovar, L. B. Medovar, A. K. Tsykulenko et al // International Symposium on Liquid Metal Processing and Casting. Santa Fe, New Mexico, USA, February 16 – 19, 1997.
14. Electroslag semi-continuous casting — a new way of clean high-speed steel manufacturing / В. I. Medovar, L. B. Medovar, V. Ja. Saenko, A. V. Chernets // Clean steel: 5-nd Inter. Conf. Balatonfured, Hungary, 2 – 4 June, 1997. — Vol. 2. — P. 188 – 195.
15. Wolf M. M. Clean, cleaner, cleanest // 5th Steel Conference in Hungary. Steel Times International, July 1997. — P. 34 – 36.
16. Electroslag technology for TiAl ingots / В. I. Medovar, L. B. Medovar, B. B. Fedorovskii et al // Proc. XI TC'98, Xi'an, China, Sept. 15 – 18, 1998. — P. 123.
17. Medovar L. B., Benz M. G. Electro-conductive crucible for ESR refining of titanium alloys with independent control of slag temperature, slag rotational velocity and electrode melt rate // Ibid. — P. 124.
18. Медовар Б. И. Электрошлаковая технология на пороге XXI века // Современное материаловедение XXI век. — Киев: Наук. думка, 1999. — 656 с.
19. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Медовар Л. Б. 40 лет ЭШП: есть ли перспективы // Сталь. — 1998. — № 11. — С. 24 – 27.
20. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Медовар Л. Б. Возможности ЭШП: каким ему быть в ближайшее десятилетие // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 3. — С. 9 – 10.
21. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Медовар Л. Б. Возможности ЭШП в производстве интерметаллидов (ЭШП: каким ему быть в ближайшее десятилетие. Сообщ. 2) // Там же. — 1998. — № 1. — С. 9 – 11.
22. Медовар Б. И., Медовар Л. Б., Саенко В. Я. Развитие электрошлакового процесса в специальной электрометаллургии // Автомат. сварка. — 1999. — № 9. — С. 7 – 12.
23. Создание комплекса ЭШН жидким присадочным металлом рабочих валков горячей прокатки для непрерывных широкополосных станков / Шабанов В. Б., Свиридов О. В., Белобров Ю. Н. и др. // Там же. — 1999. — № 9. — С. 51–54.

ЗАО «Элмет-Рол — группа Медовара», Киев
Поступила 15.01.2001



УДК 669.187:621.3.078

СИСТЕМА АВТОМАТИЗАЦИИ ПЕЧИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВА*

И. А. Ланцман, С. Г. Яковлев, Л. Б. Медовар

Представлена система автоматизации печи электрошлакового переплава, внедренная в Научно-инженерном центре электрошлаковых технологий Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. Особое внимание уделено техническим аспектам применения устройств ввода-вывода производства фирм «Холит Дэйта Системс» (г. Киев) и «L-Card» (г. Москва), а также графической системы программирования LabVIEW фирмы «National Instruments» (США). Проект был реализован фирмой «Элмет-Рол — группа Медовара» в течение 1998 – 1999 годов.

System of automation of the electroslag remelting furnace, implemented at the Engineering Center of electroslag technologies of the E.O.Paton Electric Welding Institute, is presented. A special attention is paid to the technical aspects of using input-output devices, manufactured by companies «Holit Data Systems» (Kiev) and «L-Card» (Moscow), and also a graphical system of programming LabVIEW of «National Instruments» company (USA). The project was realized by the «Elmet-Roll» company during 1998 – 1999.

Постановка задачи. Задача автоматизации печи электрошлакового переплава (ЭШП) состояла в разработке, изготовлении и внедрении оборудования и программного обеспечения для управления процессами получения сплошных и полых слитков из высоколегированных металлов и сплавов методом ЭШП в токоведущем кристаллизаторе, а также наплавки валков прокатных станов. Помимо собственно кристаллизатора, в состав печи ЭШП входят: силовые трансформаторы, тиристорные регуляторы, устройства перемещения электрода (верхняя каретка), устройства перемещения слитка (нижняя каретка), система охлаждения кристаллизатора и силовых кабелей, трансформаторы тока и измерительные преобразователи, система измерения уровня жидкого металла в кристаллизаторе, система управления вращением жидкого металла в кристаллизаторе.

С точки зрения автоматизации печь ЭШП представляет собой объект, с которого снимается информация о его состоянии и формируются сигналы для управления оборудованием, установленным на печи. Анализируемая информация включает в себя:

напряжение на электроде (до 100 В переменного тока);
ток электрода (до 10 кА переменного тока);
напряжения на секциях кристаллизатора (до 100 В переменного тока) — до 3-х точек;
ток кристаллизатора (до 10 кА переменного тока);
сигналы с датчиков уровня жидкого металла;

скорости перемещения верхней и нижней кареток;

температура воды в системе охлаждения (до 8 точек);

дискретные сигналы с датчиков протока воды в системе охлаждения;

дискретные сигналы с концевых выключателей кареток.

Сигналы управления включают в себя: уставка напряжения на кристаллизаторе; уставка напряжения на электроде; задание скорости верхней каретки; задание скорости нижней каретки; уставка направления и скорости вращения расплава.

Конструктивно печь ЭШП состоит из несущей колонны с верхней и нижней каретками и неподвижной платформы с установленными на ней силовыми тиристорными регуляторами и кристаллизатором.

Система управления печью ЭШП должна обеспечивать: автоматическое или ручное регулирование мощности электрода; автоматическое или ручное регулирование мощности кристаллизатора; автоматическое или ручное управление перемещением электрода; автоматическое или ручное управление перемещением слитка; работу по заданной программе плавки; отображение параметров плавки на экране монитора в удобном для оператора виде; регистрацию параметров текущей плавки в виде файла; обработку аварийных ситуаций.

Система должна сохранять работоспособность при:

* По материалам доклада на конференции «National Week», США, г. Остин, август 2000.



наличии сильных переменных электромагнитных полей, обусловленных работой силовых тиристорных регуляторов;

работе в широком температурном диапазоне; наличии в производственной атмосфере мелкодисперсной пыли, содержащей графит и соли фтора, а также газообразного фтороводорода (фтор является активным окислителем);

сильных электромагнитных помехах, вызванных работой цехового оборудования (краны, электроинструмент и т. п.).

Структурная схема автоматической системы управления. Общая структурная схема автоматической системы управления (АСУ) печью ЭШП приведена на рис. 1. Основным элементом АСУ является пульт управления, выполненный на базе персонального компьютера с операционной системой Windows 98. Пульт управления оснащен устройствами ввода — вывода, которые обеспечивают сбор информации и формирование необходимых выходных сигналов. В состав пульта управления входят: АЦП типа L-264 (фирма «L-Card»); ЦАП типа DAC-1268G; устройство дискретного ввода-вывода PIO-0808G; устройство дискретного ввода-вывода PIO-2408G.

Особенностью источников питания установки ЭШП является использование силовых тиристорных регуляторов, что обуславливает искажение формы тока и напряжения в цепях электрода и кристаллизатора. Для корректного измерения действующих значений токов и напряжений применяются термометрические преобразователи напряжения.

Основные технические характеристики применяемых устройств ввода-вывода следующие:

Плата АЦП L-264

разрядность АЦП — 12 разрядов;
количество каналов — 32/16;
диапазон входных напряжений — $\pm 1 \dots 10$ В;
быстродействие — 200 кГц;
гальваническая развязка — 1,5 кВ.

Плата ЦАП DAC-1268G

разрядность ЦАП — 12 разрядов;
количество каналов — 8;
диапазон выходных напряжений — ± 5 В или 0...10 В;
быстродействие — 15 мкс/канал;
гальваническая развязка — 1,0 кВ.

Плата дискретного ввода-вывода PIO-2408G

количество входов — 24 («сухой контакт»);
количество выходов — 8 (открытый коллектор);
гальваническая развязка — 500 В.

Плата дискретного ввода-вывода PIO-0808G

количество входов — 8 («сухой контакт»);
количество выходов — 8 (открытый коллектор);
гальваническая развязка — 500 В.

Все используемые изделия поставляются с подробным техническим описанием, примерами программ или готовыми к использованию библиотеками драйверов (DLL, VXD).

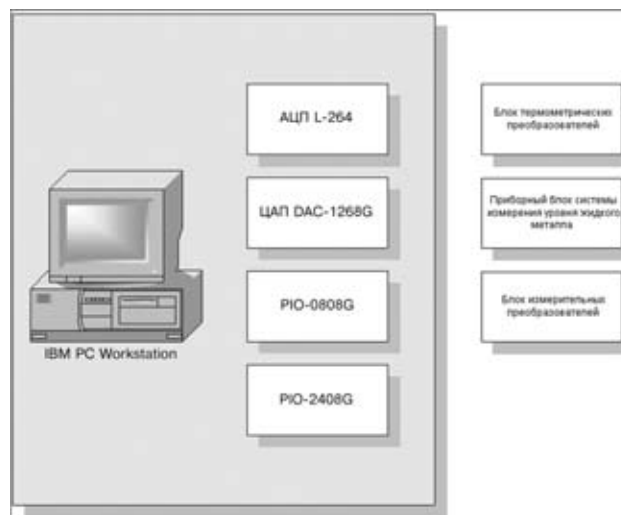


Рис. 1. Структурная схема пульта управления

Программное обеспечение. Для реализации информационных и управляющих функций верхнего уровня АСУ используется система графического программирования LabVIEW фирмы «National Instruments» (США). Удобный и интуитивно понятный графический интерфейс системы LabVIEW позволил разработчикам создать эффективное приложение в кратчайшие сроки и с минимальными затратами. Программа в LabVIEW представляет собой графическую диаграмму, подобную обычной мнемосхеме (или блок-схеме). Связь между блоками программы определяет последовательность и направление потоков данных в системе. Такой подход к проектированию сложной системы управления упрощает ее разработку и сопровождение в процессе эксплуатации.

Система LabVIEW поставляется с большим количеством примеров, которые могут быть использованы при разработке пользовательского приложения.

Открытость LabVIEW позволяет легко интегрировать в программу DLL библиотеки, поставляемые с платами ввода — вывода, а также элементы ActiveX связи между приложениями. Интерфейс оператора пульта управления печи ЭШП приведен на рис. 2. Отдельные индикаторы мнемосхемы процесса ЭШП содержат всю необходимую оператору информацию о параметрах плавки, тренды параметров, справочную информацию. В процессе плавки автоматически создается файл-протокол, где регистрируются все режимы процесса.

Созданная автоматизированная система управления печью ЭШП подтверждает правильность выбора концепции развития системы и аппаратно-программных средств.

ЗАО «Элмет-Рол — группа Медовара», Киев
Поступила 23.01.2001



УДК 669.187.2:51.001.57

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСТВОРЕНИЯ ВКЛЮЧЕНИЙ TiN В РАСПЛАВЕ ТИТАНА ПРИ ЭЛП

С. В. Ахонин

Построена математическая модель процесса растворения неметаллических включений нитрида титана в расплаве титановых сплавов, устанавливающая зависимость скорости растворения частицы от температуры расплава. Применительно к условиям электронно-лучевой плавки определено время растворения азотсодержащих включений различного химического состава и начальных размеров.

Mathematical model of process of dissolution of nitride non-metallic inclusions in the melt of titanium alloys, establishing the relationship between the rate of dissolution of particles and the melt temperature, has been constructed. The time of complete dissolution of nitrogen-containing inclusions of different chemical composition and initial sizes was defined with respect to the electron beam melting conditions.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; титановые сплавы; включения; нитрид титана

Важной проблемой, стоящей во всем мире перед производителями титановых слитков и полуфабрикатов, является обнаружение и удаление из расплава включений с повышенным содержанием азота, состоящих из твердых частиц α -титана, насыщенного азотом, или из частиц нитрида титана, называемых в литературе «включениями низкой плотности» (LDI) [1]. Так, плотность нитрида титана составляет $5,44 \text{ г/см}^3$ [2], что несколько выше плотности расплавленного титана — $4,11 \text{ г/см}^3$.

Твердость этих частиц более чем в три раза превышает твердость металлического титана.

Поэтому они являются концентраторами напряжений и источниками зарождения усталостных трещин [1], приводящих к разрушению ответственных деталей машин и, как следствие, катастрофическим авариям.

Особую остроту проблеме обнаружения азотсодержащих включений в титане придает тот факт, что их трудно выявить методами неразрушающего контроля [1]. Это обусловлено тем, что структурные характеристики кристаллической решетки насыщенной азотом твердой частицы α -титана близки к параметрам решетки основного металла. Частицы нитрида титана имеют решетку типа NaCl с параметром около $0,432 \text{ нм}$, что очень близко к параметру решетки α -титана, равному $0,423 \text{ нм}$ [3].

Как правило, насыщенные азотом включения образуются в процессе производства титановой губки. Согласно работам [1, 4], эти включения на 95 % состоят из твердых частиц α -титана, а 5 % составляют частицы нитрида титана с содержанием азота более 15 %. Согласно диаграмме состояния системы титан-азот (рис. 1), температура плавления α -титана при концентрации азота более 4,1 % превышает $2020 \text{ }^\circ\text{C}$, а температура конгруэнтного плавления нитрида титана, содержащего 23 % азота, составляет $2950 \text{ }^\circ\text{C}$. При производстве слитков титана вакуумно-дуговой плавкой перегрев расплава выше температуры плавления титана ($1725 \text{ }^\circ\text{C}$) и время пребывания металла в жидком состоянии ограничены. Поэтому удаления азотсодержащих включений в про-

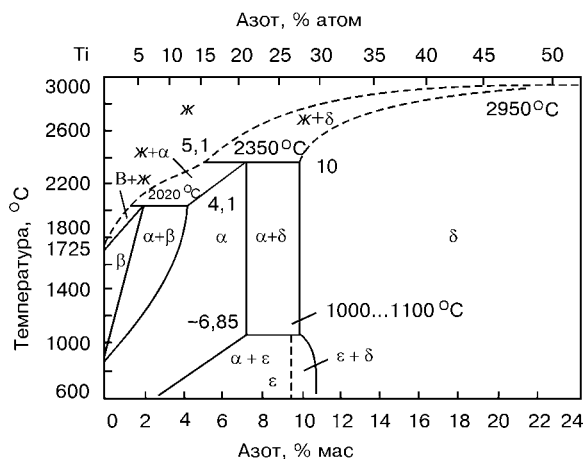


Рис. 1. Диаграмма состояния системы титан-азот

© С. В. АХОНИН, 2001



цессе плавки путем их плавления или растворения практически не происходит [4].

В настоящее время наиболее перспективной технологией удаления азотсодержащих включений из титана считается электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью, позволяющая перегревать поверхность расплава до 200 °С выше температуры плавления, а в отдельных зонах и более. Кроме того, она дает возможность поддерживать металл в жидком состоянии любое необходимое время [4 – 6].

В работах [7 – 10] предложен следующий механизм растворения азотсодержащих включений. Содержание азота в расплаве титана не превышает 0,03 %, поэтому азот начинает диффундировать из включения в расплав и, соответственно, концентрация азота в поверхностном слое включения начинает снижаться. В этом случае, согласно диаграмме состояния (рис. 1), α -титан превращается в β -титан, который при дальнейшем снижении концентрации азота растворяется.

Цель настоящей работы — изучение методами математического моделирования закономерностей растворения частиц нитрида титана в расплаве титана в условиях электронно-лучевого нагрева.

Для упрощения расчетов будем считать, что частица нитрида титана в расплаве титана имеет форму шара радиусом R_{in} , а ее температура равна температуре расплава T_{in} . В этом случае уравнение диффузии азота во включении в сферической системе координат будет иметь вид

$$\frac{\partial C_N}{\partial \tau} = \frac{1}{r^2} \frac{\partial}{\partial r} \left(D_N r^2 \frac{\partial C_N}{\partial r} \right) \quad (1)$$

где r — текущий радиус в пределах от 0 до R_{in} , м; $C_N = C_N(r, \tau)$ — концентрация азота во включении, %; $D_N = D_N(C_N)$ — коэффициент диффузии азота во включении, м²/с; τ — время с момента начала процесса растворения, с.

Граничное условие в центре частицы определяется требованиями симметричности

$$\left. \frac{\partial C_N}{\partial r} \right|_{r=0} = 0. \quad (2)$$

В процессе электронно-лучевой плавки жидкий металл интенсивно перемешивается [11], поэтому граничное условие на поверхности включения будет иметь вид [3]

$$-D_N \frac{\partial C_N}{\partial r} \Big|_{r=R_{in}} = \beta_N (C \Big|_{r=R_{in}} - L C_N^L), \quad (3)$$

где β_N — коэффициент массопередачи азота в расплаве титана, м/с; L — равновесный коэффициент распределения азота между

твердой и жидкой фазами; C_N^L — концентрация азота в объеме расплава, %.

Начальное распределение концентрации азота по объему включения примем постоянным

$$C_N(r, 0) = C_0. \quad (4)$$

Для численного решения математической модели растворения азотсодержащих включений в титане воспользуемся конечно-разностным методом Кранка–Николсона. Аппроксимацию уравнения (1) проведем по неявному шеститочечному шаблону, который обеспечивает безусловную устойчивость и сходимость численного решения.

После помещения включения в расплав титана атомы азота начнут переходить с поверхности включения в расплав и после прохождения пограничного диффузионного слоя будут уноситься в объем жидкого металла конвективными потоками. На место ушедших с поверхности атомов азота из объема включения будут диффундировать новые атомы. Когда концентрация азота в поверхностном слое твердой частицы станет меньше концентрации, соответствующей линии «ликвидус» при данной температуре, этот слой растворится и диаметр включения уменьшится. В программе этот процесс реализован путем анализа значений концентраций после каждого шага по времени и уменьшения рабочего массива на то количество точек, в которых концентрация азота меньше концентрации, соответствующей линии «ликвидус» при расчетной температуре.

При определении коэффициента диффузии азота в титане необходимо учитывать, что его численное значение существенно зависит от типа кристаллической решетки титана. Так, например, при температуре 1657 °С коэффициент диффузии азота в α -титане D_α составляет 10^{-7} см²/с, в β -титане $D_\beta = 1,6 \cdot 10^{-6}$ см²/с и δ -титане (нитриде титана) $D_\delta = 1,5 \cdot 10^{-9}$ см²/с [12]. Так как диффузия является активационным процессом, то температурные зависимости коэффициентов диффузии можно выразить в экспоненциальном виде. Усреднение результатов экспериментальных работ по определению коэффициента диффузии азота в титане [12 – 15] позволило получить следующие температурные зависимости:

$$D_\alpha = 1,2 \cdot 10^{-2} \exp \left\{ -\frac{189450}{RT} \right\}; \quad (5)$$

$$D_\beta = 3,5 \cdot 10^{-2} \exp \left\{ -\frac{141510}{RT} \right\}; \quad (6)$$

$$D_\delta = 5,4 \cdot 10^{-3} \exp \left\{ -\frac{218400}{RT} \right\}. \quad (7)$$



В программе, реализующей численное решение математической модели (1) – (4), коэффициент диффузии определяли в каждой точке по содержанию азота в этой же точке на предыдущем шаге по времени. То есть при заданной температуре и вычисленной по диаграмме состояния концентрации азота определяли фазовый состав титана и затем по формулам (5), (6) или (7) вычисляли значения коэффициентов диффузии соответственно α - β - и δ -титана. При этом считали, что в двухфазных зонах, например $\alpha + \beta$, коэффициент диффузии изменяется линейно с уменьшением концентрации азота соответственно от D_α до D_β .

Для численной оценки коэффициента массопередачи азота в расплаве титана воспользуемся уравнением, устанавливающим соотношение между толщинами диффузионного δ и гидродинамического δ_0 пограничных слоев в жидкости на границе с твердой фазой [16]:

$$\delta = \left(\frac{D_N}{\nu}\right)^{1/3} \delta_0, \tag{8}$$

где ν – вязкость жидкого титана, $\text{м}^2/\text{с}$.

Так как коэффициент массопередачи определяется как отношение коэффициента диффузии к толщине диффузионного пограничного слоя, то для азота и водорода в расплаве титана, с учетом уравнения (8), можно записать соответственно:

$$\beta_N = \frac{D_N^{2/3} \nu^{1/3}}{\delta_0}; \tag{9}$$

$$\beta_H = \frac{D_H^{2/3} \nu^{1/3}}{\delta_0}, \tag{10}$$

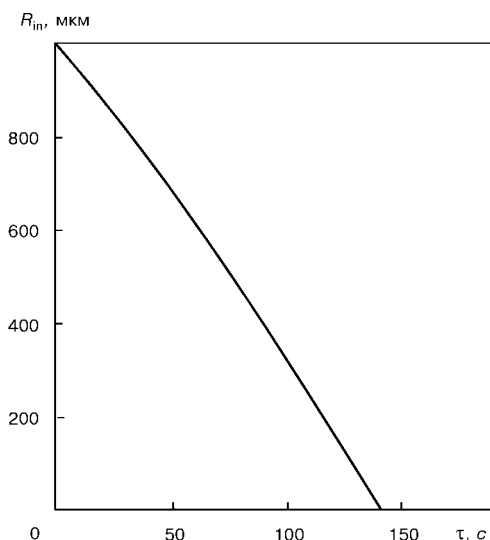


Рис. 2. Изменение размера частицы нитрида титана начальным диаметром 2 мм в зависимости от времени ее нахождения в расплаве титана

где D_H – коэффициент диффузии водорода в расплаве титана, $\text{м}^2/\text{с}$; β_H – коэффициент массопередачи водорода в расплаве титана, $\text{м}/\text{с}$.

Так как вязкость расплава титана и толщина гидродинамического пограничного слоя не зависят от вида примеси, то из уравнений (9) и (10) следует

$$\beta_N = \left(\frac{D_N}{D_H}\right)^{2/3} \beta_H. \tag{11}$$

Численное значение коэффициента массопередачи водорода в расплаве титана в условиях электронно-лучевой плавки экспериментально определено в работе [17]. Усредняя значения коэффициентов диффузии в интервале температур, наблюдаемых при ЭЛП, и подставляя полученные данные в формулу (11), получим $\beta_N = 0,01 \text{ см}/\text{с}$. Коэффициент распределения азота в титане между твердой и жидкой фазами, согласно диаграмме состояния [13], можно принять равным 0,5.

Результаты расчетов распределения азота с помощью математической модели (1) – (4) показали, что по всему объему включения, кроме узкого слоя на границе раздела фаз, концентрация азота постоянна. Однако в узком приповерхностном слое толщиной несколько десятков микрон наблюдается резкое уменьшение концентрации азота практически до нуля в сравнении с исходной. С течением времени наружные слои включения (с низким содержанием азота) растворяются, а градиент концентрации по мере растворения частицы перемещается к центру включения вместе с поверхностью раздела фаз.

Анализ зависимости радиуса нитридного включения от времени пребывания в расплаве при температуре $1827 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 2) показывает, что нитрид титана начальным размером 2 мм растворяется со средней скоростью перемещения поверхности $7 \text{ мкм}/\text{с}$, что превышает экспериментально полученные значения $2,2 \text{ мкм}/\text{с}$ [17] и $3,7 \text{ мкм}/\text{с}$ [1]. Это расхождение объясняется тем, что эксперименты проводились при температуре $1723 \text{ }^\circ\text{C}$, то есть без перегрева расплава, тогда как в условиях ЭЛП конвективные потоки более интенсивно перемешивают расплав, чем в условиях экспериментов. Действительно, расчеты по математической модели (1) – (4), выполненные для температуры $1723 \text{ }^\circ\text{C}$, показали линейную скорость растворения нитрида титана $2,5 \text{ мкм}/\text{с}$, т. е. построенная модель описывает полученные в работе [18] экспериментальные результаты с высокой степенью точности.

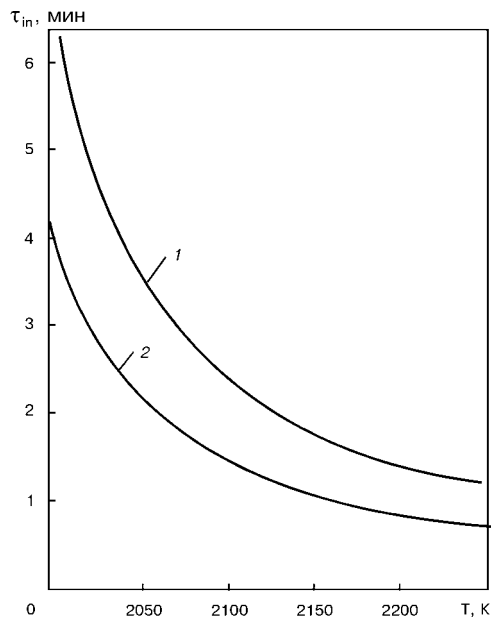


Рис. 3. Зависимость времени полного растворения включения τ_{in} от температуры расплава при различных начальных содержаниях азота: 1 — $C_0 = 12\%$; 2 — $C_0 = 7,5\%$

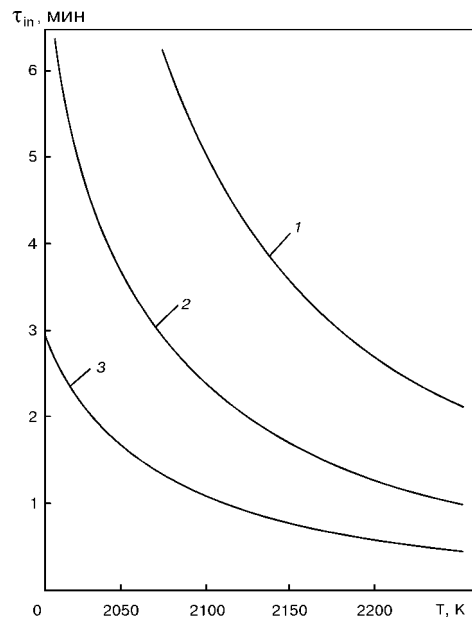


Рис. 4. Зависимость времени полного растворения частицы нитрида от температуры расплава при различных начальных диаметрах включения: 1 — 4 мм; 2 — 2 мм; 3 — 1 мм

С помощью предложенной математической модели была изучена возможность удаления азотсодержащих включений из титана и его сплавов в процессе ЭЛП с промежуточной емкостью. Для этого построены зависимости времени полного растворения включения от температуры расплава для твердых частиц различного химического состава (рис. 3) и размеров (рис. 4)

Влияние температуры жидкого титана на время растворения азотсодержащих включений велико: с ростом температуры время существования включения в расплаве резко сокращается. Так, например, для частицы нитрида титана диаметром 2 мм перегрев расплава на 100° (с 1777 до 1877°C) снижает время растворения включения в 1,5 раза — с 3 мин до 130 с. С ростом начальной концентрации азота в частице скорость ее растворения уменьшается. Это обусловлено тем, что диффузия азота в нитриде титана протекает значительно медленнее, чем в α -титане. Поэтому частицы α -титана растворяются в 1,6...1,7 раза быстрее, чем частицы нитрида титана.

Зависимость времени существования включения в расплаве от его линейных размеров имеет практически линейный характер. Увеличение или уменьшение диаметра включения в два раза соответственно увеличивает или уменьшает время его растворения в два раза, причем это соотношение соблюдается при любых температурах.

Таким образом, предложена математическая модель процесса растворения азотсодержащего включения титана (альфированной частицы титана или частицы нитрида титана) в жидком

титане, позволяющая рассчитать скорость растворения частицы в зависимости от температуры расплава. Применительно к условиям электронно-лучевой плавки определено время полного растворения азотсодержащих включений в зависимости от морфологии и начальных размеров включений.

1. Nitride inclusions in titanium ingots / J. L. Henry, S. D. Hill, J. L. Schaller, T. T. Campbell // *Met. Trans.* — 1973. — N 4. — P. 1859 — 1864.
2. Еременко В. Н. Титан и его сплавы. — Киев: Изд-во Акад. наук УССР, 1960. — 500 с.
3. Кошелан А. В., Райченко А. И. О возможности измельчения структуры литого титана и его сплавов за счет их модифицирования частицами нитрида титана // *Процессы литья.* — 1999. — № 3. — С. 44 — 52.
4. Bakish R. The State of the art in electron beam melting and ref. // *J. of Metals.* — 1991. — 43. — P. 42 — 44.
5. Tripp D. W., Mitchell A., Hayden M. The effect of power on the thermal regime in an EB hearth // *Proc. Conf. on Electron Beam Melting and Refining.* — State of the Art 1986, Bakish Materials Corporation, Englewood, New Jersey, 1986. — P. 30 — 44.
6. Numerical simulation of the EBCHR process / J. P. Bellot, E. Floris, A. Jardy, D. Ablitzer // *Proc. Conf. on Electron Beam Melting and Refining.* — State of the Art 1993, Bakish Materials Corporation, Englewood, New Jersey, 1993. — P. 139 — 152.
7. Bellot J. P., Mitchell A. Hard-Alfa particle behaviour in a titanium alloy liquid pool // *Light Metals.* — 1994. — N 2. — P. 1187 — 1193.
8. Dissolution du nitrure de titane dans le titane liquide et dans le TA6V / A. Guillou, Y. P. Bars, E. Etchessahar et al. // *Proc. of Sixth World Conf. on Titanium.* Les Editions de Physique, Cedex, France, 1988. — P. 697 — 699.
9. Jarrett R. N., Reichman S. H, Broadwell R. G. Defect removal mechanisms in hearth melted T1-6Al-4V // *Ibid.* — P. 593 — 598.
10. Jarrett R. N. Removal of defects from titanium alloys with E.B.C.H.R. // *Proc. Conf. on Electron Beam Melting and Refining.* — State of the Art 1986, Bakish Materials Corporation, Englewood, New Jersey, 1986. — P. 332 — 346.
11. Westerberg K. W., McClell M. A., Finlayson B. Numerical simulation of material and energy flow an E-beam melt furnace // *Ibid.* — P. 153 — 166.



12. Коган Я. Д., Колачев Б. А., Левинский Ю. В. Константы взаимодействия металлов с газами. Справочник — М.: Металлургия, 1987. — 268 с.
13. Вульф Б. К. Термическая обработка титановых сплавов. — М.: Металлургия, 1969. — 375 с.
14. Свойства элементов. Физические свойства. Справочник / Под ред. Г. В. Самсонова. — М.: Металлургия, 1976. — 600 с.
15. Фромм Е., Гебхард Е. Газы и углерод в металлах: Пер. с нем. / Под ред. Б. В. Линчевского. — М.: Металлургия, 1980. — 711 с.
16. Левич В. Г. Физико-химическая гидродинамика. — М.: Физматгиз, 1959. — 699 с.
17. Математическое моделирование процессов рафинирования металлов от газов при электронно-лучевом переплаве с промежуточной емкостью / С. В. Ахонин, Н. П. Тригуб, А. Н. Калинин, С. В. Цвелодуб // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1995. — № 2. — С. 36–42.
18. Bewley B. P., Gigliotti M. F. X. Dissolution rate measurements of TiN in Ti-6242 // Acta met. — 1977. — 45, N 1. — P. 357–370.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 12.09.2000

УДК 669.187.526.001.5

УДАЛЕНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ И ГАЗОВ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКЕ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ЕМКОСТЬЮ

О. Н. Козловец, Н. П. Тригуб, А. Н. Пикулин

Приведены результаты сравнительных исследований качества сплавов на основе никеля открытой дуговой, вакуумно-дуговой плавки и электронно-лучевой переплава с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ). Изучено влияние переплава на содержание неметаллических включений и газов. Показано, что наиболее полно идет рафинирование от водорода, остаточное содержание которого не превышает 0,00006...0,00009 %. В процессе ЭЛПЕ металл полнее очищается от вредных газовых примесей, а неметаллические включения уменьшаются в размерах и более равномерно распределяются по сечению слитка.

Results of comparative investigations of quality of nickel-based alloys using open arc, vacuum-arc melting and electron beam remelting with an intermediate crucible are given. The effect of remelting on the content of non-metallic inclusions and gases was examined. It is shown that the most complete refining is provided from hydrogen whose residual content does not exceed 0.00006...0.00009 %. During EBMC the metal is refined from harmful gas impurities, and the non-metallic inclusions are decreased in sizes and distributed more uniformly in the ingot section.

Ключевые слова: рафинирование; электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью; неметаллические включения; газы; карбиды

Основным процессом получения качественных слитков из сплавов на основе никеля в промышленности до настоящего времени остается вакуумно-дуговая плавка с расходуемым электродом (ВДП). Для жаропрочных сплавов на основе никеля с этой целью используют дуплекс-процесс: электроды для ВДП получают вакуумно-индукционной плавкой. В последние годы в производстве слитков из сплавов на основе никеля находят применение альтернативные методы плавки, основанные на процессах с независимым источником нагрева,

такие как электронно-лучевая и плазменно-дуговая. Интерес к их использованию вызван, прежде всего, возросшими требованиями к качеству металла со стороны потребителей продукции аэрокосмического назначения [1].

Плавка в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью в наибольшей степени отвечает задачам получения бездефектных слитков никелевых сплавов. Такое преимущество электронно-лучевой переплава основывается на наличии концентрированного источника нагрева, позволяющего в широких пределах изменять температуру жидкого металла, а также вести плавку с переливом и осуществлять контролируемое затвердевание рас-

© О. Н. КОЗЛОВЕЦ, Н. П. ТРИГУБ, А. Н. ПИКУЛИН, 2001

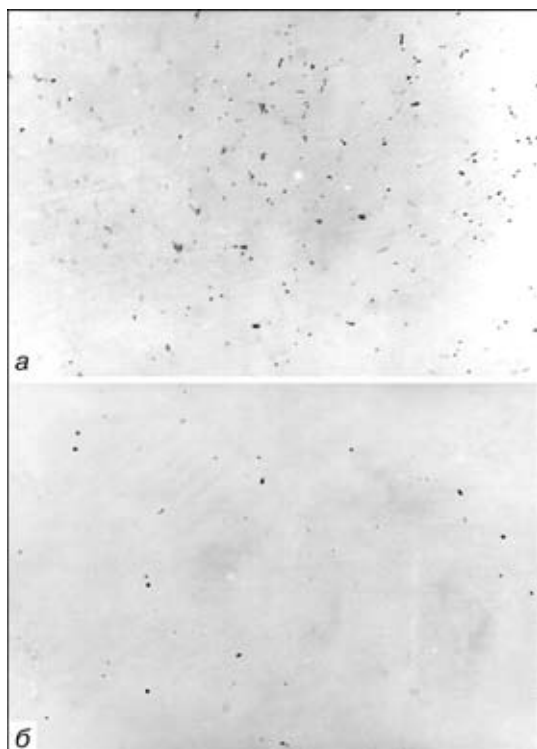


Рис. 1. Характер распределения неметаллических включений в сплаве ЭП975 после ВДП (а) и ЭЛПЕ (б)

плавленного металла в кристаллизаторе. Процессы рафинирования при ЭЛПЕ протекают в три стадии — на торце оплаиваемой заготовки, в промежуточной емкости и в кристаллизаторе, что способствует уменьшению содержания газов и неметаллических включений [1].

Исследовали образцы ЭЛПЕ из никелевых сплавов ЭП741, ЭП975 вакуумно-дуговой плавки, а также ЭИ698 открытой дуговой плавки. Содержание газов в слитках сплавов на основе никеля после ЭЛПЕ приведено в табл. 1. Наиболее полно происходит рафинирование от водорода. Остаточное его содержание составляет не более 0,00006... 0,00009 % вне зависимости от исходного содержания. Незначительно снижается концентрация кислорода и азота. Четкой зависимости содержания газов в металле слитков ЭЛПЕ от скорости плавки не наблюда-

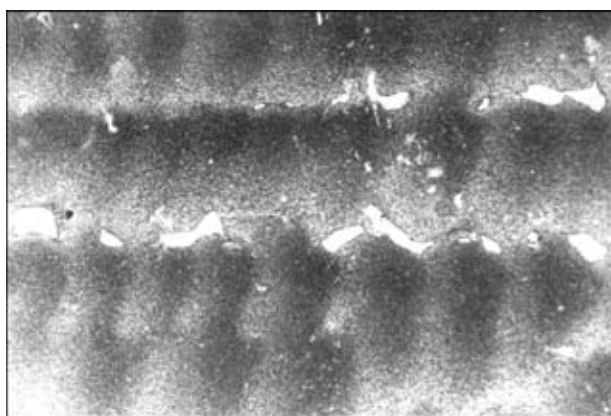


Рис. 2. Выделения эвтектики ($\gamma - \gamma$) и карбидов МС в междендритных объемах литого никелевого сплава ЭП975

Таблица 1. Содержание газов в сплавах на основе никеля после ЭЛПЕ

Способ переплава	Сплав	Содержание, %		
		[O]	[N]	[H]
ОД	ЭИ698	0,0022	0,0051	0,00170
ЭЛПЕ		0,0015	0,0034	0,00009
ВДП	ЭП741	0,0035	0,0012	0,00012
ЭЛПЕ		0,0021	0,00064	0,00007
ВДП	ЭП975	0,0018	0,00214	0,00004
ЭЛПЕ		0,0017	0,00086	0,00003

Примечание. Скорость ЭЛПЕ составляла 150 кг/ч.

ется. Следует заметить, что полученные данные о содержании оксидных включений хорошо согласуются с результатами определения содержания кислорода в сплавах.

Металлографические исследования образцов ЭЛПЕ никелевых сплавов осуществляли на оптическом микроскопе «Neophot 32», а для идентификации фаз и определения химического состава использовали аналитический электронный микроскоп и микроанализатор «Ка-мека» (MS-46).

На всех исследованных образцах основным видом включений были первичные карбиды типа МС (рис. 1, а, б). Большей частью такие карбиды выделяются из жидкой фазы при

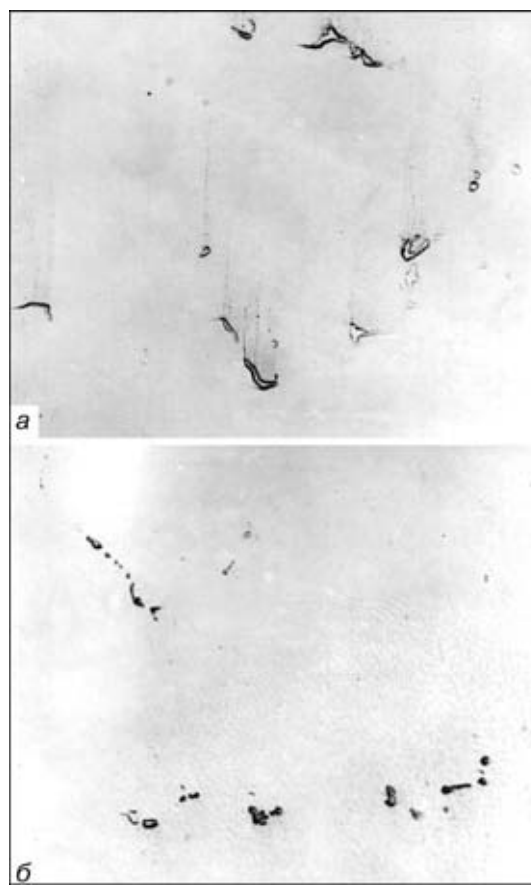


Рис. 3. Распределение карбонитридов в сплаве ЭП975 после ВДП (а) и ЭЛПЕ (б)

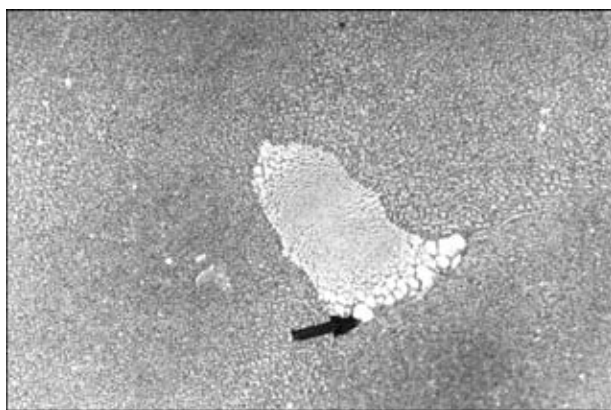


Рис. 4. Карбонитридные включения в составе эвтектики ($\gamma - \gamma'$)

кристаллизации и располагаются в междендритных пространствах (рис. 2). Карбиды чаще всего содержат небольшое количество азота и, по сути, являются карбонитридами $M(C, N)$.

На образцах никелевых сплавов, выплавленных в открытой дуговой и вакуумно-дуговой печах, чаще всего наблюдались крупные включения правильной формы (полиэдрической морфологии) розоватого цвета, а также включения в форме «иероглифов», образующиеся в результате эвтектической реакции в процессе затвердевания и классифицирующиеся как эвтектические. Иногда наблюдались скопления, огрубляющие структуру. Преимущественный размер карбидов 10...20 мкм, иногда встречались крупнее — до 30 мкм (рис. 3, а). Более мелкие карбиды разбросаны в межосных участках и по телу зерна, но распределены они неравномерно. Карбидная фаза ограниченной формы встречалась и на периферии эвтектик ($\gamma - \gamma'$) (рис. 4).

Как полигональные карбиды, так и карбиды в форме «иероглифов» представляли собой карбиды типа $M(C, N)$, а морфология их определялась химическим составом и температурой образования. При металлографических исследованиях какой-либо строгой ориентировки карбидов относительно матрицы не обнаружено.

Исследование химического состава карбонитридных фаз, проведенное с помощью микрорентгеноспектрального анализа непосредственно на шлифах без изолирования фаз, показало, что карбидные фазы имеют переменный состав с преимущественным содержанием ниобия, титана, вольфрама, молибдена (элементы расположены в порядке уменьшения их концентрации в фазе).

Более крупные включения представляют собой $(Nb, Ti, W)C$, на границах эвтектик — NbC , в которых часть атомов ниобия заменена

Таблица 2. Механические свойства никелевых жаропрочных сплавов в литом состоянии после ЭЛПЕ

Сплав	$\sigma_{0,1}$ МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	δ , %	ψ , %	a_{11} , кДж/м ²
ЭИ698	915	541	19,0	22,0	810
	820	530	16,0	17,0	567
ЭП741	950	702	17,0	19,0	597
	910	765	16,0	16,4	440
ЭП975	1020	808	16,0	19,0	547
	967	829	16,2	16,6	430

Примечания: 1. Приведены средние значения из результатов испытаний трех образцов. 2. Над чертой представлены данные для образцов, вырезанных вдоль слитка, под чертой — поперек слитка.

атомами титана. В сплавах присутствуют карбобориды сложного состава, содержащие вольфрам, молибден, хром. Различия по морфологии и химическому составу фаз связано с их образованием при различной температуре.

При кристаллизации жидкого металла в процессе ЭЛПЕ формируется более дисперсная структура, что способствует измельчению всех фаз, выделяющихся в межосных пространствах, в том числе и неметаллических включений [2, 3] (рис. 1, б).

ЭЛПЕ не оказал влияния на фазовый состав, но уменьшил количество выделений карбидов, а также существенно повлиял на их морфологию. На образцах никелевых сплавов после ЭЛПЕ преимущественный размер включений составлял до 5 мкм. Грубых включений карбидов, которые являются концентраторами напряжений и могут привести к разрушению, не выявлено (рис. 3, б).

Другие фазы если и присутствовали в сплавах, то в столь незначительных количествах, что при исследовании методом микрорентгеноспектрального анализа обнаружены не были.

Таким образом, в процессе ЭЛПЕ металл полнее очищается от вредных газовых примесей и неметаллических включений, которые уменьшаются в размерах и более равномерно распределяются по сечению слитка. Как следует из табл. 2, повышение чистоты металла после ЭЛПЕ обеспечивает требуемое сочетание прочности и пластичности.

1. *Электронно-лучевая плавка* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 267 с.
2. *Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления* / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.
3. *Масленков С. Б., Масленкова Е. А.* Стали и сплавы для высоких температур. Справ. изд. — М.: Металлургия, 1991. — 832 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 10.01.2001



УДК 669.187.58.002.3

К ВОПРОСУ О ПРИМЕНЕНИИ НЕЗАВИСИМЫХ ИСТОЧНИКОВ НАГРЕВА ДЛЯ УТИЛИЗАЦИИ ПРОМЫШЛЕННЫХ ОТХОДОВ ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ

И. В. Шейко, Ю. В. Латаш, В. С. Константинов, В. В. Степаненко

Дан анализ методов переплава отходов титана с применением независимых источников нагрева. Акцент сделан на использовании плазменно-дугового переплава и индукционной плавки в секционном кристаллизаторе. Приведены технические характеристики плазменно-дуговой печи УП-100 и индукционной печи с секционным кристаллизатором ОП-117, а также химический состав титановых слитков, полученных из отходов на этих установках. Показана перспективность применения последних для утилизации отходов титана и его сплавов.

Analysis of remelting titanium waste using independent heat sources is given. Application of plasma-arc remelting and induction melting in a sectioned mould is emphasized. Technical characteristics of plasma-arc furnace of UP-100 type and induction furnace of OP-117 type with a sectioned mould, as well as chemical composition of titanium ingots produced from waste in these furnaces are described. The application of the latter is promising for utilization of waste of titanium and its alloys.

Ключевые слова: вакуумно-дуговая плавка; плазменно-дуговая плавка; индукционный переплав; плазмотрон; индуктор; кристаллизатор; шихта; слиток; структура металла

Титан и сплавы на его основе являются важными конструкционными материалами, потребность в которых возрастает, однако стоимость изделий из титана еще довольно высокая. Одна из основных причин дороговизны металлопродукции из титана — это низкий коэффициент использования металла (менее 0,3). Другая причина — трудности вовлечения в металлооборот титановых отходов, образующихся на различных этапах производства изделий из титана.

На этапе производства титановой губки образуется около 10 % отходов. Они имеют различный фракционный состав (от 1,0 до

70 мм) и повышенное содержание газовых и техногенных примесей [1, 2]. Анализ различных партий губчатого титана марки ТГ-ТВ показал, что определенное количество его (около 60 %) можно использовать при выплавке титановых слитков. Эти слитки в дальнейшем могут применяться в качестве расходных электродов, которые переплавляют в вакуумно-дуговых литейных печах и получают титановые отливки, например, корпуса и другие детали запорной арматуры для химической промышленности [3].

Анализ известных методов, используемых в области специальной электрометаллургии, — вакуумно-дугового (ВДП), электрошлакового (ЭШП), электронно-лучевого (ЭЛП) и плазменно-дугового (ПДП) переплавок выявил определенные возможности и перспективы вовлечения

Таблица 1. Химический состав губчатого титана марки ТГ-ТВ

Материал	Содержание, %						
	Fe	C	Cl	[N]	[O]	[H]	Si
Исходная шихта	0,34	0,025	0,07	0,105	0,125	0,019	0,006
ГОСТ 17746-72	2,0	0,15	0,3	0,3	—	—	—

Примечание. Приведены среднестатистические данные по 20-ти партиям губчатого титана.



Таблица 2. Содержание примесей в титановых слитках, выплавленных из 100 % отходов губчатого титана в печи УП-100

Шихта	Место отбора проб в слитке	Массовая доля, %			Объемная доля, %			Твердость, НВ
		C	Fe	Si	[N]	[O]	[H]	
Губка ТГ-ТВ (фракция 2...12 мм)	Верх	0,070	0,35	0,020	0,065	0,14	0,010	219
	Середина	0,065	0,32	0,018	0,071	0,13	0,009	213
	Низ	0,068	0,38	0,025	0,081	0,18	0,015	230
Губка ТГ-ТВ (фракция 12...50 мм)	Верх	0,065	0,28	0,150	0,058	0,13	0,009	209
	Середина	0,070	0,25	0,170	0,065	0,12	0,008	201
	Низ	0,070	0,32	0,180	0,075	0,15	0,012	215
Прессованные остатки губчатого титана	Верх	0,050	0,08	0,008	0,021	0,10	0,008	150
	Середина	0,040	0,09	0,008	0,022	0,09	0,007	160
	Низ	0,040	0,10	0,009	0,030	0,12	0,010	170

в металлооборот значительных количеств низкосортного губчатого титана путем переплава его с помощью независимых источников тепловой энергии, в первую очередь в электронно-лучевых печах и агрегатах с плазменно-дуговыми нагревателями (плазмотронами) [4, 5].

Известно, что основными критериями оценки качества титановой губки являются наличие примесей в ней и однородность металла. Данные о содержании примесей в губке марки ТГ-ТВ приведены в табл. 1.

Из данных табл. 1 видно, что содержание примесей в исследованных партиях титановой губки достаточно высокое, но тем не менее оно ниже уровня, допускаемого ГОСТом и, следовательно, губка может быть использована в качестве шихты при выплавке слитков.

Для утилизации отходов губчатого титана главным образом мелких фракций (2... 12 мм) на Запорожском титаномагниево-комбинате (ЗТМК) введена в эксплуатацию опытно-промышленная плазменно-дуговая печь УП-100. Ее основные технические характеристики следующие:

Размеры выплавляемых слитков, мм:	
диаметр	270; 300
длина	2500
Максимальная масса слитка (по титану), кг	
Годовая производительность, т	800
Количество одновременно выплавляемых слитков, шт.	1000
Скорость вытягивания слитков, мм/мин:	
рабочая	2
маршевая	4...40
Давление в рабочей камере во время плавки, кПа:	
пониженное	330
повышенное	13,3...53,0
Производительность системы рециркуляции плазмообразующего газа, м ³ /ч	
Количество плазмотронов, шт.	100
Суммарная мощность плазмотронов, кВт	6
Род тока	1600
	Переменный

Максимальная сила тока на одном плазмотроне, А	3000
Количество источников питания плазмотронов типа А-1474, шт.	2
Напряжение питающей сети, В:	
силового блока	380
системы управления	220
Габаритные размеры печи, мм:	
длина	15100
ширина	7390
высота (над уровнем пола)	9300

Печь УП-100 включает следующие основные узлы и агрегаты: плавильную камеру, кристаллизаторы, бункеры для шихты, вибропитатели, механизм вытягивания слитка, плазмотроны типа ПДМ-13РМ, тележку для транспортировки слитка, систему водоснабжения, систему рециркуляции плазмообразующего газа, систему гидропривода, источники питания плазмотронов, системы блокировок и аварийной сигнализации.

Печь УП-100 позволяет вести переплав шихты одновременно в двух кристаллизаторах. Применение переменного тока дает возможность объединить плазмотроны в две группы — по три на каждый кристаллизатор. Корпус плавильной камеры представляет собой сварную водоохлаждаемую оболочку из нержавеющей стали с множеством вводов и фланцев для присоединения других узлов и агрегатов.

Плазменно-дуговая печь позволяет выплавлять титановые слитки непосредственно из кусковой шихты (губчатого титана), минуя операцию прессования расходуемых заготовок.

В дальнейшем печь УП-100 была несколько модернизирована — ее оснастили двумя кристаллизаторами прямоугольного сечения (405×215 мм). Применение прямоугольных кристаллизаторов позволило выплавлять слитки прямоугольной формы размером 400×210×2500 мм и массой до 900 кг, вследствие чего производительность печи значительно повысилась.

О качестве слитков титана, выплавленных в плазменно-дуговой печи УП-100, можно



судить по данным, приведенным в табл. 2. Из данных таблицы следует, что по высоте слитков азот, кислород и водород распределены достаточно равномерно. В то же время для азота характерна тенденция к снижению по мере наплавления слитка. Содержание кислорода и водорода повышается в донной и головной частях слитков. Повышенное содержание водорода и кислорода в донной части слитков, по-видимому, можно объяснить поглощением этих газов жидким металлом из атмосферы плавильной камеры, которая в начале плавки насыщена водяными парами, образующимися при испарении конденсированной на стенках плавильной камеры и шихте влаги под воздействием плазменных дуг.

Железо, кремний и углерод распределены в слитках равномерно и содержание их зависит от исходного содержания в губчатом титане.

Наряду с низкотемпературной плазмой одним из наиболее универсальных независимых источников нагрева является высокочастотное электромагнитное поле, создаваемое электрическим током, протекающим в индукторе. Индукционный нагрев имеет ряд характерных особенностей, которые привлекают специалистов различных отраслей, а именно:

- интенсивное перемешивание жидкого металла, обеспечивающее выравнивание химического состава и температуры в объеме ванны;

- низкий угар легирующих элементов благодаря отсутствию локального перегрева металла;

- возможность выдерживать металлический расплав в жидком состоянии неограниченное время;

- источник нагрева не зависит и не оказывает влияния на параметры техногенной среды, в которой осуществляется нагрев или плавка;

- возможность вести нагрев или плавку в вакууме или в газовой среде любого состава и давления;

- возможность создавать процессы и агрегаты с комбинированным нагревом, например индукционный в сочетании с плазменным [6 – 8];

- высокая надежность работы технологического оборудования из-за отсутствия в источнике нагрева расходующихся элементов (например электродов).

Благодаря отмеченным особенностям индукционный нагрев нашел широкое применение в различных отраслях промышленности, например, для закалки, сварки и плавки металлов [9, 10].

Однако в существующих плавильных печах с тиглем из огнеупорного материала указанные достоинства индукционного источника нагрева реализуются не в полной мере, поскольку во

время плавки жидкий металл контактирует с огнеупорной стенкой тигля и загрязняется продуктами взаимодействия (неметаллическими и газовыми примесями). Интенсивное перемешивание расплава в данном случае интенсифицирует этот процесс и способствует насыщению металла продуктами взаимодействия. Это сужает возможности применения индукционных тигельных печей для выплавки и рафинирования высокореакционных металлов, а также металлов, имеющих высокую температуру плавления.

Задача устранения источника загрязнения жидкого металла при индукционной плавке решена в плавильных агрегатах с охлаждаемым секционным кристаллизатором. Сущность индукционной плавки с формированием слитка в секционном кристаллизаторе (ИПСК) заключается в том, что вместо огнеупорного тигля применяется секционный водоохлаждаемый кристаллизатор, «прозрачный» для электромагнитного поля, в котором собственно и происходит расплавление металла и формирование слитка [11 – 13]. Во внутреннем объеме кристаллизатора, выполненном из отдельных, электрически изолированных водоохлаждаемых секций, при помощи небольшого по высоте индуктора создается высокочастотное электромагнитное поле, в котором осуществляется плавление кусковой шихты и формирование металлической ванны.

Благодаря взаимодействию токов, протекающих в секциях кристаллизатора и поверхностном слое металлической ванны, последняя отжимается от стенки кристаллизатора и ее открытая поверхность принимает куполообразную форму (рис. 1). При этом наблюдается интенсивная циркуляция жидкого металла, которая ускоряет расплавление кусковой шихты и способствует гомогенизации расплава по температуре и химическому составу. Кроме того,



Рис. 1. Форма открытой поверхности металлической ванны при ИПСК. Диаметр кристаллизатора 69 мм

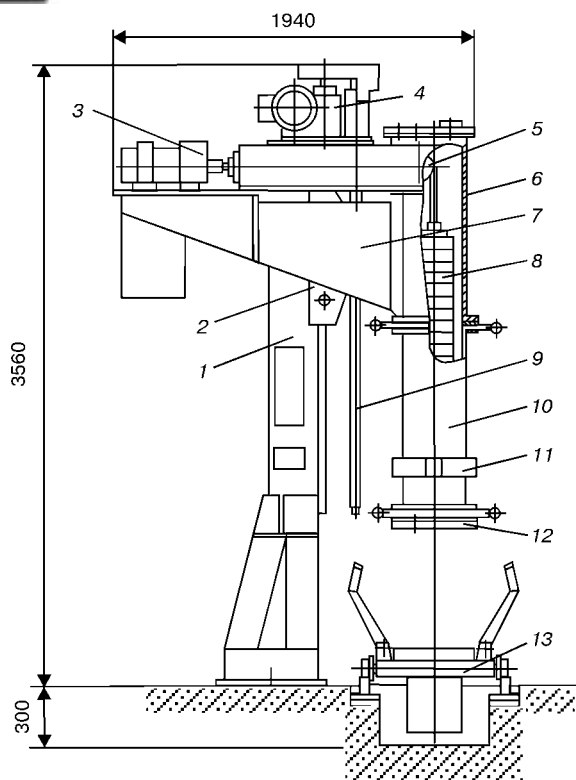


Рис. 2. Принципиальная схема опытно-промышленной установки ОП-117: 1 – колонна; 2 – каретка механизма перемещения кристаллизатора; 3 – привод перемещения расходуемой заготовки; 4 – привод перемещения кристаллизатора; 5 – барабан привода перемещения расходуемой заготовки; 6 – камера заготовки; 7 – подвижная траверса; 8 – расходуемая заготовка; 9 – винт механизма перемещения кристаллизатора; 10 – секционный кристаллизатор; 11 – индуктор; 12 – поддон; 13 – тележка для приема и транспортировки слитка

отжатие металлического расплава от стенки кристаллизатора в зоне индуктора приводит к снижению тепловых потерь в системе индуктор – секционный кристаллизатор – садка.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины создана опытно-промышленная установка ОП-117 для индукционной выплавки слитков из отходов титана. Эта установка введена в эксплуатацию на одном из киевских заводов для переплава отходов титанового сплава ОТ4-2. Схема установки ОП-117

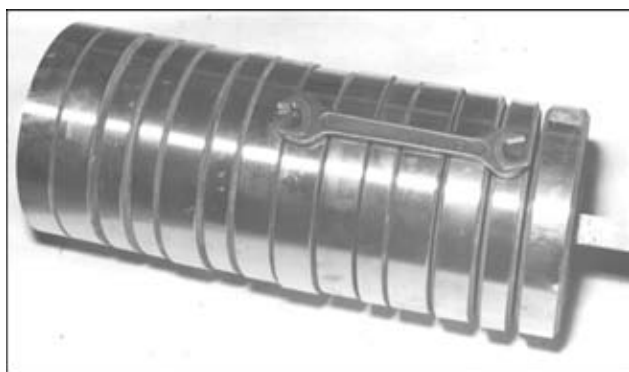


Рис. 3. Расходуемая заготовка, собранная из отработанных титановых фланцев



Рис. 4. Внешний вид слитков ИПСК из титанового сплава ОТ4-2. Диаметр слитков 225 мм

представлена на рис. 2, а ее основные технические характеристики следующие:

Размеры секционного кристаллизатора, мм:	
диаметр	230
длина	1150
Электрическая мощность на индукторе, кВт:	
в стартовый период	300...320
во время плавки	200...250
Максимальная длина расходуемой заготовки, мм	
1200	
Масса слитка (по титану), кг	
До 130	
Атмосфера в плавильном объеме во время плавки	
Аргон	
Скорость перемещения кристаллизатора, мм/мин:	
рабочая	2...20
маршевая	100...300

Отличительной особенностью установки ОП-117 является то, что секционный кристаллизатор с камерой заготовки образуют герметичную плавильную камеру, а последовательное наплавление слитка осуществляется путем вертикального перемещения кристал-

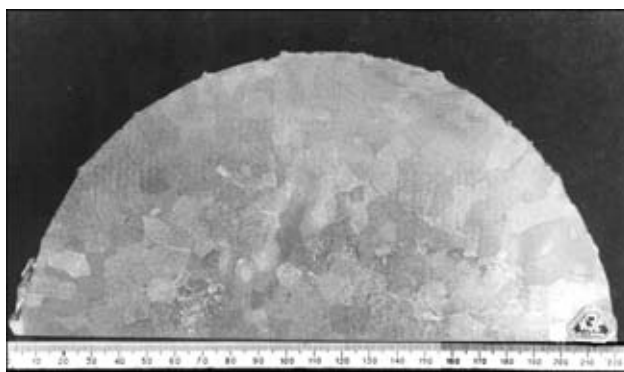


Рис. 5. Макроструктура головной части слитка (поперечный разрез)



Таблица 3. Содержание газовых примесей в слитках сплава ОТ4-2 после ИПСК

Объект исследования	Место отбора проб	Содержание, %			Твердость, НВ
		[N]	[O]	[H]	
Исходный металл	Фланцы	0,039...0,043	0,225	0,053	270...285
Слиток из неочищенных фланцев	Верх слитка	0,071...0,076	0,370	0,020	360...375
	Низ слитка	0,075...0,079	0,367	0,022	375...385
Слиток из очищенных фланцев	Верх слитка	0,050...0,053	0,248	0,013	228...248
	Низ слитка	0,053...0,057	0,252	0,013	263...277
Регламентируемое содержание газов		0,06	0,30	0,015	300

лизатора относительно неподвижного индуктора. Кристаллизатор состоит из 24-х охлаждаемых секций, выполненных из медной трубки толщиной 20 мм трапециевидной формы. Наружная цилиндрическая гильза кристаллизатора покрыта слоем стеклоткани, пропитанной эпоксидной смолой. Толщина покрытия 5 мм. Установка оснащена одновитковым разъемным индуктором высотой 55 мм.

Расходуемая заготовка (рис. 3) представляет собой пакет отработанных фланцев, сваренных аргонодуговой сваркой. Перед сваркой поверхность фланцев зачищается на дробеструйном аппарате. Особенностью заготовок является наличие осевой сквозной полости диаметром 100 мм.

Слитки вторичного титана, выплавленные на установке, имеют хорошее качество поверхности (рис. 4) и крупную дендритную структуру (рис. 5), характерную для слитков переплавных процессов. О качестве металла слитков можно судить по данным, приведенным в табл. 3.

Как видно из таблицы, в слитках, полученных переплавом заготовок, собранных из неочищенных фланцев, заметно увеличивается содержание азота и кислорода. В слитках, выплавленных из предварительно очищенных фланцев, прирост газов незначительный. Это свидетельствует о том, что основная доля примесей во время переплава вносится в жидкий металл вместе с окисными пленками на поверхности фланцев. Дробеструйная очистка поверхности фланцев позволяет существенно снизить поступление кислорода и азота в переплавляемый металл. Содержание водорода в слитках значительно ниже исходного независимо от качества подготовки фланцев к переплаву.

Результаты измерения твердости показали, что металл, выплавленный из неочищенных фланцев, имеет большую твердость, чем исходный металл. Дробеструйная зачистка фланцев позволяет получать металл, твердость которого не превышает исходную.

Эксплуатация деталей (фланцев), изготовленных из вторичного титана, показала, что их рабочий ресурс не ниже ресурса деталей, изготовленных из проката первичного титана.

Таким образом, опыт и результаты промышленной эксплуатации плавильных агрегатов с независимыми источниками тепла (плазменно-дуговым и индукционным) свидетельствуют о принципиальной возможности и перспективности их применения для переплава отходов титана и его сплавов (наряду с электронно-лучевой плавкой).

1. Гармата В. А., Гуляницкий Б. С., Крамник В. Ю. *Металлургия титана*. — М.: Металлургия, 1968. — 642 с.
2. Родяник В. В., Гегер В. Э., Скрыпнюк В. М. *Магнитотермическое производство губчатого титана*. — М.: Металлургия, 1971. — 216 с.
3. *Титановые сплавы*. Плавка и литье титановых сплавов / А. А. Андреев, А. Ф. Аношкин, К. М. Борцезовская и др. — М.: Металлургия, 1978. — 383 с.
4. *Применение независимого источника теплоты для утилизации отходов губчатого титана* / В. В. Тэлин, Ю. В. Латаш, В. С. Константинов, В. А. Шаповалов // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1989. — № 2. — С. 68 — 73.
5. *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. // Там же. — 1989. — № 3. — С. 71 — 75.
6. Шейко И. В., Латаш Ю. В., Степаненко В. В. Некоторые особенности создания плазменно-дуговых нагревателей для индукционных плавильных печей. Открытые индукционные печи // Там же. — 1996. — № 2. — С. 26 — 31.
7. Шейко И. В., Латаш Ю. В., Степаненко В. В. Некоторые особенности создания плазменно-дуговых нагревателей для индукционных плавильных печей. Вакуумно-индукционные печи // Там же. — 1996. — № 3. — С. 37 — 43.
8. Рудой А. П., Филковский Д. В. Индукционно-дуговой способ плавления металлов // *Металлофизика*. — 1976. — Вып. 65. — С. 104 — 107.
9. Глуханов Н. П., Богданов В. Н. Сварка металлов при высокочастотном нагреве. — М., Л.: Машгиз, 1962. — 191 с.
10. Демичев А. Д. Поверхностная закалка индукционным способом. — Л.: Машиностроение. Ленинградское отделение, 1979. — 87 с.
11. Тур Л. Л., Фомин Н. И. *Современные методы индукционной плавки*. — М.: Энергия, 1975. — 112 с.
12. Shippereit G. H., Zetherman A. F., Everts D. H. Cold-crucible induction melting of reactive metals // *J. of Metals*. — 1961. — 13, N 2. — P. 140 — 144.
13. Sheiko I. V., Latash Yu. V. Induction melting with an ingot formation in a sectional mould. Part 4, vol. 11. — Gordon and Breach Publishing Group, 1999. — P. 98.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 17.01.2001



УДК 669.187.58.001.5

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРИНЦИПОВ ВЫПЛАВКИ ГОМОГЕННЫХ СЛИТКОВ АЛЮМИНИДА ТИТАНА С ПРИМЕНЕНИЕМ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОГО И ИНДУКЦИОННОГО ИСТОЧНИКОВ НАГРЕВА

Г. М. Григоренко, И. В. Шейко, Ю. М. Помарин,
Э. Н. Чадюк, В. Ю. Орловский

Показана целесообразность использования плазменно-дугового переплава и индукционной плавки в секционном кристаллизаторе для получения слитков алюминидов титана с высокой химической однородностью, разработаны технологические рекомендации для выплавки однородных слитков, проведены всесторонние исследования полученного материала и обоснована возможность одностадийной технологии производства литого алюминидов титана.

It is shown that the use of plasma-arc remelting and induction melting in a sectioned mould is rational for producing titanium aluminide ingots of a high chemical homogeneity. Technological recommendations for melting homogeneous ingots are issued, comprehensive examination of the material produced is carried out and the feasibility of a single-stage technology of cast titanium aluminide production is grounded.

Ключевые слова: интерметаллид; алюминид титана; индукционная плавка; плазменно-дуговая плавка; микроструктура; макроструктура; слиток; водоохлаждаемый кристаллизатор; затравка

Одним из наиболее перспективных направлений, которые достаточно успешно развиваются в мире в области новых металлических материалов с высоким уровнем жаростойкости и термической стабильности, является создание интерметаллических сплавов системы Ti-Al и усовершенствование технологий их получения [1 – 4].

Эти сплавы в ближайшем будущем могут составить серьезную конкуренцию суперсплавам на основе никеля, поскольку по некоторым характеристикам они превосходят показатели никелевых сплавов. Так, алюминиды титана более легкие по сравнению с никелевыми сплавами, не требуют для легирования дорогостоящих и дефицитных легирующих компонентов, а значит более дешевые, отличаются высокой жаростойкостью при температурах, характерных для рабочих камер авиационных двигателей, и имеют достаточно высокие прочностные характеристики (предел прочности при 1200 °C более 100 МПа и при 1500 °C более 50 МПа).

К недостаткам алюминидов титана можно отнести практически нулевую пластичность при комнатной и особенно минусовой температуре, что сдерживает, а в некоторых случаях ограничивает возможности их применения в промышленных масштабах. В этом случае весьма проблематичным представляется получение и эксплуатация изделий сложной конфигурации. В то же время они могут быть широко использованы в виде литых изделий, например клапанов сверхмощных двигателей внутреннего сгорания [5]; в качестве жаростойких покрытий на лопатках газотурбинных двигателей и других деталей, подвергающихся воздействию высокотемпературных газовых потоков, наносимых методом электронно-лучевого испарения материалов в вакууме [6, 7]; в качестве присадочного материала при дуговой сварке [1], поскольку алюминид титана сравнительно несложно измельчить до порошкообразного состояния.

Промышленное применение алюминидов титана в значительной мере сдерживается из-за отсутствия надежной технологии получения слитка, которая обеспечивала бы равномерное распределение компонентов в объеме слитка,



жесткие требования к химическому составу по легирующим элементам и содержанию растворенных газов и примесей.

Процесс изготовления интерметаллидных сплавов системы Ti–Al достаточно сложный и многостадийный. Он включает в себя непосредственно выплавку сплава как такового, разливку его в изложницы и формы и достаточно длительный изотермический отжиг полученных изделий (слитков). Выплавка интерметаллидных сплавов в особых плавильных агрегатах сопряжена с определенными техническими трудностями из-за большого количества алюминия, входящего в состав сплава, значительной разницы в температурах плавления и кипения титана и алюминия, большой летучести алюминия, высокой химической активности расплава и необходимости перемешивания расплава для его гомогенизации [2].

Несмотря на указанные трудности в настоящее время выплавка интерметаллидов производится с использованием вакуумно-дугового перепада, индукционной плавки в секционном кристаллизаторе (ИПСК) и электрошлакового перепада.

Цель нашего исследования — разработка технологических принципов выплавки однородных слитков алюминидов титана в охлаждаемых кристаллизаторах с применением плазменно-дугового и индукционного источников нагрева.

Модельные образцы алюминидов титана изготавливали методом плазменно-дугового перепада на лабораторной плазменно-дуговой печи У-686 (рис. 1). Она представляет собой герметичную водоохлаждаемую емкость, в верхней части которой смонтирован плазмотрон ПДМ-7М-1, имеющий независимое водяное охлаждение катодного узла и медного сопла. Внутри камеры расположен медный водоохлаждаемый кристаллизатор емкостью 250 г. В верхней части камеры установлен механизм поворота плазмотрона, позволяющий регулировать его наклон в двух взаимно перпендикулярных плоскостях в пределах 0... 15° от вертикальной оси.

Доступ в рабочий объем камеры осуществляется через люк, закрывающийся плоской герметичной крышкой. Люк расположен соосно с окном смотровой системы и служит для загрузки шихтовых материалов в медный водоохлаждаемый кристаллизатор. Установленный на печи мановакуумметр дает возможность следить за давлением в плавильной камере как

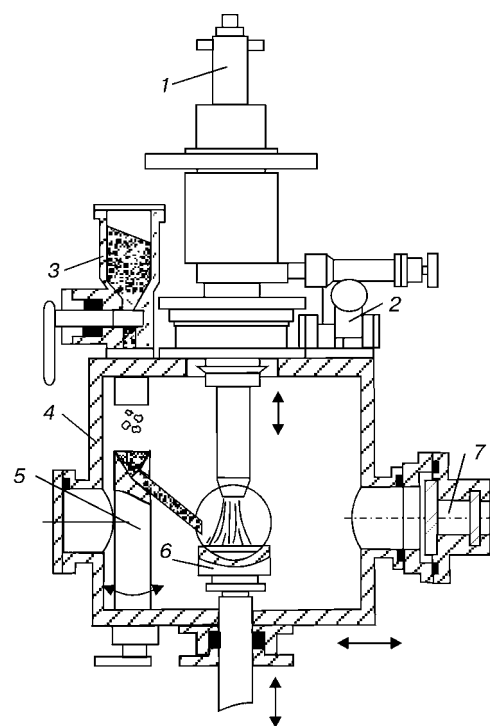


Рис. 1. Схема экспериментальной камеры лабораторной плазменной установки У-686: 1 — плазмотрон ПДМ-7М; 2 — механизм перемещения плазмотрона; 3 — дозатор флюса; 4 — плавильная камера; 5 — поворотная воронка; 6 — кристаллизатор; 7 — смотровое окно

при вакуумировании, так и во время работы. Плазменная установка У-686 позволяет проводить плавки при давлении газов до 5 ата и снабжена предохранительным клапаном максимального давления. Герметизация камеры достигается с помощью резиновых и фторопластовых уплотнителей. В качестве исходных материалов для плавки применяли иодидный титан и алюминий марки А-000. Плавки проводили в атмосфере аргона.

Слитки проходили трехкратный перепад с целью гомогенизации химического состава. Было выплавлено пять слитков Ti–Al диаметром 45 мм, высотой 12 мм и массой 100 г, содержание алюминия в которых изменялось от 32 до 40 %. Полученные слитки разрезали пополам вдоль продольной оси. Одну половину использовали для определения содержания алюминия химическим методом, а другую — для изучения макро- и микроструктуры в литом состоянии. В соответствии с химическим анализом были получены сплавы следующего химического состава: Ti — 31,9 % мас Al; Ti — 33,8 % мас Al; Ti — 35,4 % мас Al; Ti — 38,5 % мас Al; Ti — 40,6 % мас Al. Возможная ошибка в определении содержания алюминия химическим методом не превышает ±0,5 % мас. Содержание кислорода в полученных слитках не превышает 0,10 %, а азота 0,025 %. На рис. 2 представ-

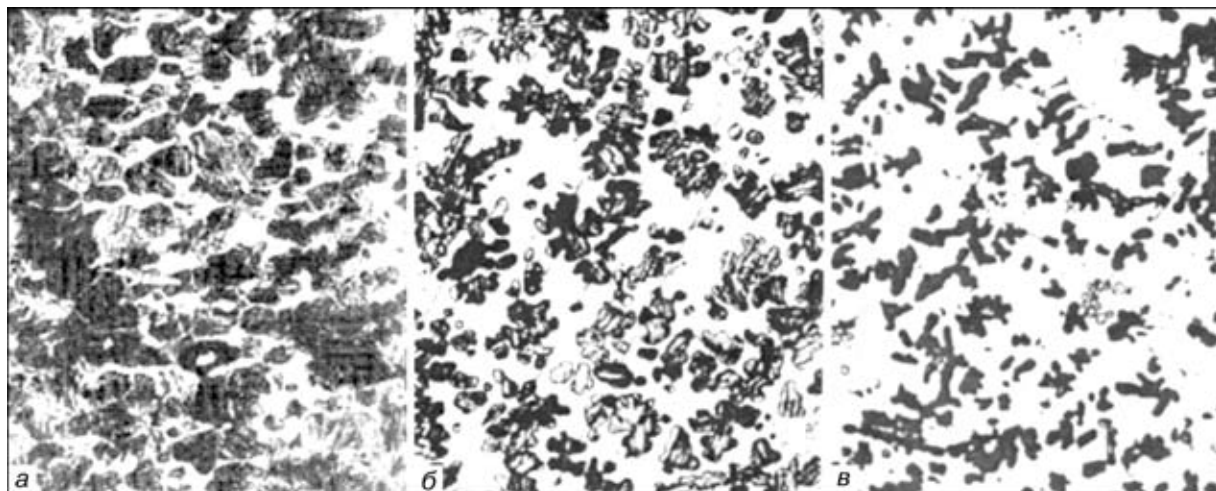


Рис. 2. Микроструктуры сплавов системы Ti–Al плазменно-дугового переплава ($\times 125$): а – Ti – 36,8 % Al; б – Ti – 38,2 % Al; в – Ti – 40,69 % Al

лены микроструктуры сплавов системы Ti–Al в литом состоянии, полученных плазменно-дуговым методом.

С целью обеспечить более равномерное распределение компонентов сплава модельные слитки подвергали повторному переделу с использованием индукционной плавки в секционном кристаллизаторе. Широко известно, что индукционный источник нагрева является наиболее мягким источником тепловой энергии, который во время плавки обеспечивает [8]:

интенсивное перемешивание жидкого металла, что способствует выравниванию температуры и химического состава в объеме металлической ванны;

низкий угар легирующих компонентов благодаря отсутствию локального перегрева металла;

возможность выдерживать металлический расплав в жидком состоянии неограниченное время;

возможность вести плавку в вакууме или газовой среде любого состава и при любом давлении.

Сущность процесса ИПСК заключается в том, что вместо огнеупорного тигля используется секционный водоохлаждаемый кристаллизатор, «прозрачный» для электромагнитного поля, в котором собственно и происходит плавление металла и формирование слитка. Отсутствие тигля из огнеупорного материала исключает загрязнение металлического расплава продуктами реакции взаимодействия компонентов тигля и расплава и позволяет переплавлять металлы и сплавы, обладающие высокой активностью в жидком состоянии, в том числе и титан.

В настоящее время в отечественной и зарубежной литературе сведения о применении ИПСК для выплавки интерметаллидных сплавов системы Ti–Al представлены в небольшом объеме. Так, в работе [2] приводятся данные о содержании кислорода в алюминиде титана (~35 % Al), выплавленного в различных агрегатах, в том числе и на индукционной установке с холодным тиглем. При индукционной плавке в холодном тигле расплавление шихты и накопление жидкого металла происходит в секционном водоохлаждаемом кристаллизаторе, после чего металл разливается в обычные изложницы или литейные формы и полученный таким образом слиток имеет пороки, характерные для обычного литья. При ИПСК плавление металла (шихты) и формирование слитка происходит в секционном охлаждаемом кристаллизаторе путем его последовательного наплавления. На основании полученных данных авторы делают вывод о том, что в индукционных агрегатах с холодным тиглем можно выплавлять сплавы системы Ti–Al с содержанием кислорода в металле не более 0,02 %. Каких-либо сведений о структуре и свойствах выплавленного интерметаллидного сплава в работе не приводится. В работе [9] представлены данные, свидетельствующие о высокой эффективности индукционной плавки в секционном кристаллизаторе при выплавке интерметаллидного сплава системы Al–Zr, содержащего до 55 % Zr.

При выплавке слитков алюминиды титана на лабораторной установке ИПСК исследования проводились в двух направлениях: в качестве исходных материалов использовали модельные слитки, полученные плазменно-дуговой плавкой, а также шихту, состоящую из



Таблица 1. Химический состав компонентов для выплавки алюминидов титана

Материал	Содержание примесей, %				
	C	Fe	[O]	[N]	[H]
ТГ-100	0,25	0,03	0,055	0,009	0,006
А-000	0,004	0,001	0,002	0,002	0,0001

титановой губки марки ТГ-100 фракцией 8... 12 мм и стружки алюминия марки А-000. Химический состав исходных шихтовых материалов приведен в табл. 1.

Отработку технологических режимов и выплавку самих слитков осуществляли на лабораторной установке ИПСК, основные технические характеристики которой следующие:

- Диаметр секционного кристаллизатора, мм 69
- Количество секций в кристаллизаторе, шт. 16
- Скорость вытягивания слитка, мм/мин 1,5... 7,0
- Максимальная длина выплавляемого слитка, мм 270
- Мощность ВЧ генератора, кВт 100
- Частота рабочего тока, кГц 66
- Количество витков в индукторе, шт. 2
- Высота индуктора, мм 52
- Среда в плавильной камере во время плавки Разрежение, инертный газ

Лабораторная установка ИПСК (рис. 3) включает в себя водоохлаждаемую стальную камеру диаметром 400 мм. Плавильная камера оснащена технологическими люками, которые обеспечивают ее подключение к вакуумным насосам, газовой системе и ввода шихты, а также к смотровой системе. На днище плавильной камеры установлен плавильный узел, в состав которого входят секционный кристаллизатор и индуктор. Для размещения кусковой шихты и ее подачи в кристаллизатор установка имеет бункер, выполненный в виде горизонтальной трубы с толкателем.

Вытяжка слитка во время плавки производится с помощью винтового механизма с электроприводом, который обеспечивает заданную (регулируемую) скорость вытягивания.

Вакуумирование плавильной камеры осуществляется с помощью вакуумной системы, состоящей из двух насосов (РВН-20 и АВП-05), вакуумной задвижки, кранов и трубопроводов.

Для заполнения плавильной камеры после ее вакуумирования инертным газом и организации его протока через камеру в процессе плавки установка подключена к газовой системе, состоящей из блока очистки и приборов для регулирования и контроля расхода инертного газа. В качестве затравок для выплавки алюминидов титана использовали

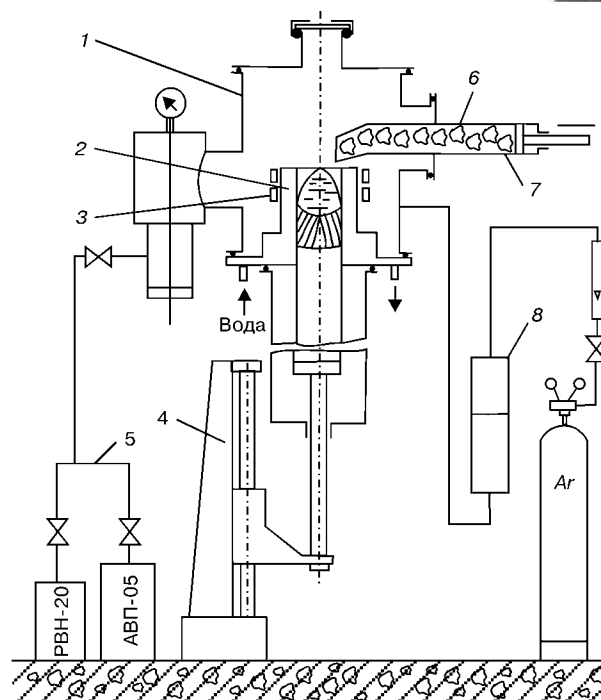


Рис. 3. Принципиальная схема лабораторной установки ИПСК: 1 – плавильная камера; 2 – секционный кристаллизатор; 3 – индуктор; 4 – механизм вытягивания слитка; 5 – вакуумная система; 6 – бункер; 7 – шихта; 8 – газовая система

технически чистый титан марки ВТ1-0. Толщина затравок составляла 20... 25 мм, а диаметр на 1,0... 1,5 мм меньше диаметра кристаллизатора.

Процесс выплавки начинали с нагрева засыпанного на поддон более тугоплавкого компонента шихты (титановой губки) и ее расплавления, после чего в металлическую ванну вводили необходимое количество алюминиевой стружки. Последняя, попадая на выпуклую поверхность ванны, скатывалась к стенкам кристаллизатора. Находясь у основания мениска, стружка алюминия под воздействием электромагнитных сил вдавливалась в расплав, где при высокой температуре алюминий достаточно быстро расплавлялся и усваивался жидким титаном.

После полного растворения алюминия производилась подача заранее подготовленных порций шихты. Каждая из порций представляла собой предварительно взвешенную навеску (150 г) со строго установленным количеством алюминиевой стружки и титановой губки. Масса каждой порции примерно составляла 1/4... 1/3 массы металлической ванны. Выплавленные слитки имели хорошее качество поверхности (рис. 4).

На поперечном изломе головной части слитка (рис. 5) структура металла была достаточно плотной за исключением осевой зоны, в которой имелась пористость. Объясняется

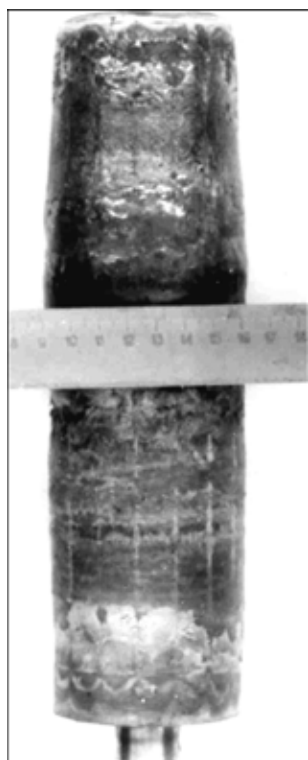


Рис. 4. Внешний вид слитка алюминид титана, полученного на установке ИПСК

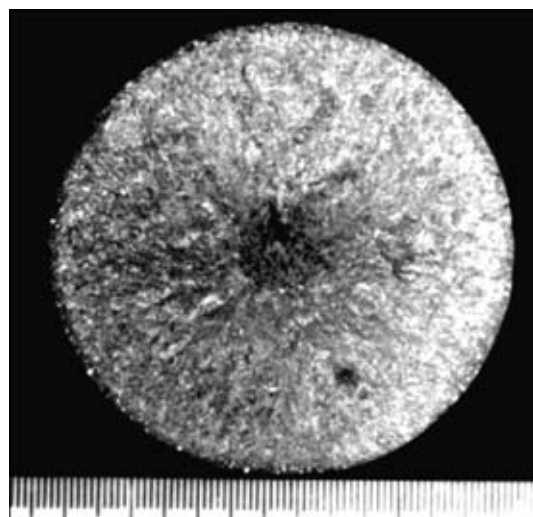


Рис. 5. Поперечный излом головной части слитка, полученного на установке ИПСК (X1,5)

это тем, что при выплавке слитков не применялся комплекс технологических приемов по выведению усадочной раковины.

Как показали результаты химического анализа (табл. 2, 3), слитки, выплавленные из чистой шихты и полученные повторным переплавом размельченного слитка ИПСК и модельных слитков плазменно-дугового переплава, достаточно однородные по распределению алюминия и существенно не отличаются друг

Таблица 2. Распределение алюминия в слитках алюминид титана, выплавленных на установке ИПСК из «чистых» шихтовых материалов

Расчетное содержание алюминия в сплаве, %	Высота слитка, мм	Место отбора проб по высоте слитка	Содержание алюминия по сечению слитка, %		
			Ось слитка	0,5R	Поверхность
36	252	Низ	35,90	35,87	35,85
		Середина	35,62	35,60	35,64
		Верх	35,74	35,80	35,77
40	246	Низ	40,62	40,58	40,44
		Середина	40,10	40,02	40,13
		Верх	40,14	40,04	40,06

Таблица 3. Распределение алюминия в слитках алюминид титана, выплавленных на установке ИПСК с повторным переплавом

Переплавляемый материал	Расчетное содержание алюминия в сплаве, %	Высота слитка, мм	Место отбора проб по высоте слитка	Содержание алюминия по сечению слитка, %		
				Ось слитка	0,5R	Поверхность
Измельченный слиток ИПСК	36	250	Низ	35,83	35,8	35,81
			Середина	35,85	35,84	35,80
			Верх	35,84	35,86	35,84
Модельный слиток ПДП	36	248	Низ	35,30	35,20	35,15
			Середина	35,20	35,45	35,25
			Верх	35,40	35,25	35,22

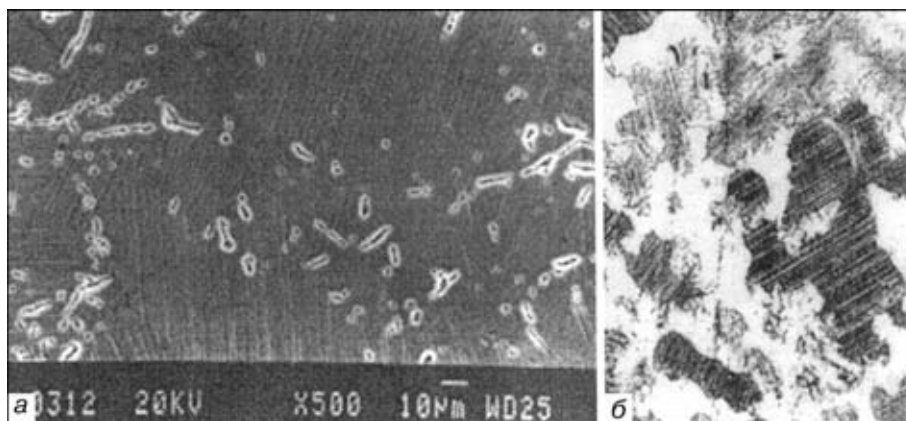


Рис. 6. Включения в зернах сплава Ti — 36 % Al, полученного на установке ИПСК:
а — $\times 500$; б — $\times 125$

от друга. Это свидетельствует о нецелесообразности повторных переделов в любой их последовательности (высокий уровень гомогенности слитка достигается уже при первичной выплавке, а повторный переплав увеличивает риск загрязнения металла газовыми примесями).

На рис. 6 приведены микроструктуры сплавов системы Ti-Al в литом состоянии, полученных методом индукционной плавки в секционном кристаллизаторе. При анализе структуры слитков, выплавленных с использованием плазменного и индукционного источников нагрева, обнаружена разная величина зерен, что, по нашему мнению, объясняется различной скоростью охлаждения. Детальная идентификация фаз и структурных составляющих проводилась на растровом электронном микроскопе JSM-840. Из рисунка видно, что все сплавы имеют характерную двухфазную ($\alpha_2 + \gamma$) + γ структуру, в которой с повышением содержания алюминия увеличивается площадь γ -фазы. Структура $\alpha_2 + \gamma$ -фазы имеет характерное «видманштеттово» строение. В обеих фазах наблюдаются включения, в которых содержание титана превосходит его содержание в матрице. Характер происхождения этих включений на данный момент не нашел объяснения у исследователей.

Таким образом, проведенные исследования позволили отработать технологические режимы выплавки гомогенных слитков алюминидов титана с использованием индукционного и плазменно-дугового нагревов и рекомендовать как наиболее рациональную схему их получения — выплавку из исходной шихты слитков на установках ИПСК и последующий

переплав на установках ПДП или ИПСК для более полного усреднения состава. В случае использования шихты мелких фракций в качестве первичного переплава целесообразно применять ПДП, так как переплав с использованием ИПСК в такой ситуации затруднен.

1. *Банних О. А., Поварова К. Б.* Перспективы создания жаропрочных и жаростойких сплавов и интерметаллических соединений // Новые металлические материалы: Сб. науч. тр. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1989. — С. 29 — 33.
2. *Changes in oxygen contents of titanium aluminides by vacuum induction. Cold crucible induction beam melting* / K. Sakamoto, K. Yoshikawa, T. Kusamichi, T. Onoje // *ISIJ International*. — 1992. — **32**, N 5. — P. 616 — 624.
3. *Химический состав и структура алюминидов титана электрошлаковой выплавки* // Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, Л. Б. Медовар и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 3. — С. 3 — 8.
4. *Electroslag technology for TiAl ingots* / B. I. Medovar, L. B. Medovar, V. B. Fedorovskii et al. // *Proc. XITC'98*, Xi'an, China, Sept. 15 — 18, 1998. — P. 741 — 750.
5. *Economical production of titanium-aluminide valves using. Cold crucible induction melting and centrifugal casting in permanent mold* / A. Choundhury, M. Blum, H. Sholz, P. Busse // *Proc. of the International symposium on liquid metal processing and casting*, ed. A. Mitchell and P. Auburtin. Vacuum Metallurgy Division of AVS, 1997. — P. 226 — 236.
6. *Мовчан Б. А., Малащенко И. С.* Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. — Киев: Наук. думка, 1983. — 220 с.
7. *Бадиленко Г. Ф., Кривасов А. К., Мовчан Б. А.* Некоторые закономерности испарения и конденсации бинарных сплавов системы титан — алюминий // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1986. — № 3. — С. 43 — 46.
8. *Индукционный переплав отходов титана и его сплавов* / И. В. Шейко, В. С. Константинов, Ю. В. Латаш, В. В. Степаненко // *Металл и литье Украины*. — 1994. — № 6.
9. *Качур Л. И., Губченко А. П.* Особенности плавки и получения гомогенных сплавов в индукционных печах с холодным тиглем // *Цветные металлы*. — 1978. — № 3. — С. 67 — 69.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 18.01.2001



УДК 669.187.2.002.2

СОВРЕМЕННЫЕ ВАЛКИ ПРОКАТНЫХ СТАНОВ. ТРЕБОВАНИЯ, МАТЕРИАЛЫ И СПОСОБЫ ПРОИЗВОДСТВА *

Л. Б. Медовар, А. К. Цыкуленко, В. Е. Шевченко

Приведены данные о состоянии современного производства рабочих и опорных валков различных типов станов. Проанализированы существующие направления в выборе материалов валков и технологии их производства. На основании проведенного анализа показана устойчивая тенденция использования композитных валков с рабочим слоем из высоколегированных материалов.

Data are presented about the status in production of working and supporting rolls of different types of mills. Existing directions in the selection of roll materials and technology of their production are analyzed. The steady tendency in using composite rolls with a working layer made from high-alloyed materials is stated on the basis of the analysis.

Ключевые слова: прокатные станы; рабочий слой; высокохромистые валки; быстрорежущая сталь; карбидная фаза; износ рабочей поверхности; рабочие валки

Валки прокатных станов являются одним из основных элементов, от которых в решающей степени зависят производительность прокатки, качество выпускаемой продукции и, в конечном счете, ее стоимость. Несмотря на сравнительно простую конструкцию валка, условия его эксплуатации таковы, что валок находится в сложном напряженном состоянии, вызывающем возникновение в нем различных дефектов, препятствующих выполнению предназначенных ему функций. Однако до настоящего времени нет сколько-нибудь строгой теории, позволяющей на основе данных о параметрах прокатки определить необходимые свойства материала валка. Все большее признание находит тот факт, что свойства валка и свойства материала, из которого он изготовлен, суть разные категории [1]. Даже такое фундаментальное свойство как твердость однозначно не определяет работоспособность валка. Твердость поверхности бочки валков, изготовленных из разных по классу материалов, может быть одинаковой, а долговечность этих валков в идентичных условиях экс-

плуатации будет существенно различаться. То же самое можно отметить и в отношении других свойств, обычно принимаемых во внимание при выборе материала для прокатных валков. Например, данные об усталостной прочности материала, полученные при испытании стандартных небольших образцов, зачастую оказываются совершенно бесполезными для практики, поскольку не учитывают влияния ни размеров валков, ни концентраторов напряжений, ни окружающей среды, ни объемного напряженного состояния и еще множества других факторов, воздействующих на валок при прокатке. Поэтому изготовители и прокатчики при выборе материала для валков пользуются в основном статистическими данными, накопленными в процессе эксплуатации валков в конкретных условиях.

Условия прокатки, определяющие эксплуатационное качество валка, существенно различаются в зависимости от сортамента проката, конструкции стана, расположения клетки в стане и многих других факторов. Валки могут быть рабочие и опорные, горячей и холодной прокатки, листовые и сортовые и располагаться в чистовых и черновых клетях. Прокатные станы могут быть непрерывные и реверсивные, многовалковые и обжимные, снабженные устройст-

* По материалам зарубежной печати.



Таблица 1. Типичный химический состав и твердость рабочего слоя валков горячей прокатки

Материал	Содержание, %									Твердость, HSC
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	
IC	3,0...3,4	0,7...1,0	0,6...1,0	1,4...1,85	4,2...4,6	0,2...0,5	–	–	–	70...85
Adamite	0,7...2,5	0,5...1,0	1,0...1,5	1...2	0,5...2,0	< 1,0*	–	–	–	40...65
Высокохромистый чугун	2...3	0,5...1,0	0,5...1,5	15...25	0,5...1,5	0,5...1,5	–	–	–	73...83
Высокохромистая сталь	1,0...1,8	0,5...1,0	0,5...1,0	10...15	0,5...1,0	1...3	–	–	–	70...80
Полубыстрорежущая сталь	0,4...1,2	1,0...1,3	0,4...0,9	3...10	0,5...0,8	1,5...3,0	≤ 5	0,5...1,0	–	60...90
Быстрорежущая сталь	1,5...2,2	0,5...1,6	0,5...1,5	4...10	1...4	1...6	0...9	3...7	0...1,5	75...90

*Или $Mo + V + W + Nb = 0,5...1,0 \%$.

вами для охлаждения и смазки валков или без оных. Все это создает большую гамму самых различных условий прокатки, в которых должен работать валок. Поэтому в различных клетях прокатного стана часто используются валки, изготовленные из разных материалов, обеспечивающие необходимую продолжительность прокатной кампании до остановки стана для осмотра и перешлифовки валков.

На основании вышеизложенного рассматривать материалы, применяющиеся при изготовлении валков, целесообразно в соответствии с назначением валков.

Рабочие валки листовых станов горячей прокатки. Эти валки одни из наиболее распространенных в прокатном производстве. Они работают в следующих условиях [2]:

нагрев от 80 до 600 °С за 1 с;

охлаждение до 80 °С за 4 с;

высокоскоростные ударные нагрузки каждые 2...3 мин (в результате удара концевых частей прокатываемой полосы);

абразивное истирание прокатываемой полосой;

контакт с опорным валком, через который при каждом обороте передается на валок усилие, необходимое для деформации полосы, вызывающее на глубине 5... 8 мм от поверхности рабочего валка максимальные напряжения;

переменные изгибающие нагрузки;

переменный крутящий момент;

периоды бездействия, когда температура может падать до 40... 50 °С;

окисление и образование окалины;

внезапные термические удары при аварийных остановках стана, когда валок контактирует с полосой, нагретой до температуры 1200 °С.

Традиционным материалом валков горячей прокатки является чугун, отбеленный слой ко-

торого имеет высокую твердость и износостойкость. Благодаря высокой теплопроводности и отличным литейным свойствам литые чугунные валки нашли широкое распространение при горячей прокатке. Сначала чугунные рабочие валки горячей прокатки состояли из отбеленного рабочего слоя, в котором весь углерод был связан в карбиды или находился в растворе, переходного слоя и сердцевины из серого чугуна. При этом химический состав всего валка был один и тот же. Изготавливали эти валки литьем по технологии, обеспечивающей ускоренное охлаждение наружного слоя, в результате которого в нем происходил отбел чугуна. В дальнейшем (более 50 лет назад) стали применять чугунные валки с отбеленным слоем, в котором содержалось контролируемое количество мелкодисперсных частиц свободного графита. В англоязычной технической литературе такой чугун называется «Indefinite chill» (IC), «Ni-hard» или «Nickel grain». Типичный химический состав такого чугуна и твердость бочки изготовленных из него валков приведены в табл. 1. Чугун имеет повышенные теплопроводность и вязкость. Высокое содержание карбидной фазы и присутствие мелкодисперсного свободного графита в легированной хромом и никелем мартенситно-бейнитной матрице обеспечивает ему хребтообразную структуру с повышенным сопротивлением ударной нагрузке [2, 3].

Одно время валки IC применялись во всех случаях горячей прокатки, особенно для плоского проката. С появлением новых технологий изготовления валков и высоколегированных материалов валки IC стали вытесняться: в черновых клетях непрерывных станом и в обжимных станом — валками из высокохромистой и полубыстрорежущей стали, а в первых чистовых клетях — валками из высоко-



хромистого чугуна или стали и из быстрорежущей стали. Только в последних чистовых клетях станов горячей прокатки валки IC остаются вне конкуренции из-за высокого сопротивления прихватыванию полосы к валкам, стойкости против растрескивания и выкрашивания, что обеспечивает высокое качество поверхности проката.

Улучшение качества чугунных валков с отбеленным слоем продолжается в направлении повышения износостойкости путем совершенствования технологии их изготовления. Тщательный контроль параметров отливки валков, поддержание необходимого баланса между элементами-графитизаторами (углерод, никель, кремний) и карбидообразующими элементами (хром, молибден) позволили снизить пределы твердости этих валков с 70...85 до 75...80 HSC и диспергировать карбидную и графитную фазы. В свою очередь, это обеспечило повышение наработки на валок до 40 %, увеличило стойкость против выкрашивания, что позволило улучшить качество поверхности листа [3]. Другим эффективным средством повышения износостойкости чугунных валков с отбеленным слоем явился ввод экзогенных карбидов вольфрама, ванадия, ниобия или соответствующих карбидообразующих элементов при отливке рабочего слоя валков. Это обеспечило повышение наработки на валок на 45 % при использовании этих валков в последних чистовых клетях станов горячей прокатки и позволило продлить на 50 % кампанию на стане Стеккеля, валки которого работают в условиях, соответствующих одновременно условиям работы в чистовых и черновых клетях непрерывных станов горячей прокатки [2, 4].

Условия работы валков в черновых и чистовых клетях существенно различаются. Соответственно различаются и требования, предъявляемые к материалу валков. Основное назначение черновых клетей — обжатие заготовки до нужного размера за минимальное количество проходов. Поэтому коэффициент захвата валков должен быть по возможности максимальным. В свою очередь, коэффициент захвата зависит от материала валков. Известно, что этот коэффициент увеличивается с уменьшением содержания карбидов и углерода в материале валков и их твердости [5, 6]. Необходимость прокатки с большими обжатиями обуславливает применение больших усилий, что предъявляет к материалу валков повышенные требования по вязкости разрушения, в том

числе и от механических и термических перегрузок вследствие аварийных ситуаций на стане, его внезапной остановки и т. п. Эти условия вызвали применение в черновых клетях валков из материалов пониженной твердости с относительно низким содержанием карбидов и углерода. В частности, довольно широкое распространение в черновых клетях непрерывных и полунепрерывных станов получили валки из литейной стали «Adamite» (табл. 1) [5 – 7]. По мере увеличения коэффициента захвата валковые материалы располагаются в ряд: чугун с шаровидным графитом, высокохромистый чугун, чугун «Indefinite chill», высокохромистая сталь, «Adamite», полубыстрорежущая сталь, высокоуглеродистая (до 0,8...0,9 % C) хромомолибденовая (до 0,5 % Cr и до 0,2 % Mo) литая или ковкая сталь. Несмотря на несколько больший коэффициент захвата валков из материала «Adamite», они были вытеснены в черновых клетях валками из высокохромистой стали, имеющими более высокую износостойкость и сопротивление образованию разгарных трещин и обеспечивающими более высокое качество поверхности проката и большую длительность прокатной кампании (табл. 2).

Сравнительно низкая износостойкость валков из материала «Adamite» обусловила разработку американской компанией «National Roll» разновидности этого материала с улучшенной износостойкостью за счет введения в нее карбидов ванадия, ниобия и вольфрама более твердых, чем карбиды железа. Этот материал, получивший название BIO сталь, имеет твердость 55...65 HSC, его износостойкость в 1,5–2 раза выше, чем стали «Adamite» и потому он используется для валков чистовых клетей [8].

В конце 60-х годов валки из высокохромистых материалов (чугуна и стали) начали вытеснять валки IC и адамитовые валки в клетях с более высокой температурой прокатываемой заготовки и соответственно более высокой температурой нагрева валков. Авторы работы [2] объясняют это следующим. В процессе циклического нагрева поверхности валка до 600 °C и охлаждения ее до 80 °C в поверхностных слоях возникают переменные напряжения то сжимающие (при нагреве), то растягивающие (при охлаждении), которые могут превышать предел текучести материала. В результате происходит усталостное растрескивание поверхностных слоев валка и его микровыкрашивание. Это ухудшает качество



Таблица 2. Сравнительная характеристика эксплуатационных свойств валков черновых клетей листовых прокатных станов горячей прокатки из различных материалов [5]

Материал	Твердость, <i>HSC</i>	Эксплуатационные свойства					
		Захват	Износостойкость	Сопротивление образованию разгарных трещин	Качество поверхности	Длительность кампании	Безопасность в эксплуатации
Кованая Ст–Мо сталь (0,4...0,8 % С)	28...38	Отличный	Плохая	Плохое	Плохое	Плохая	Удовлетворительная
Литая Ст–Мо сталь (0,5...0,9% С)	32...42	»	Удовлетворительная	»	»	»	»
ICDP	60...70	Хороший	Плохая	Хорошее	Удовлетворительное	»	Хорошая
Чугун с шаровидным графитом	50...70	Плохой	Достаточная	Достаточное	»	Достаточная	Достаточная
Adamite (1,2...1,7 % С)	40...55	Хороший	»	»	Достаточное	»	Удовлетворительная
Высокоуглеродистая сталь (1,5...1,9 % С; 0,7...1,5 % Cr; 0,1...0,5 % Mo)	35...50	Удовлетворительный	»	Удовлетворительное	Удовлетворительное	»	»
Высокохромистый чугун	65...78	»	Удовлетворительная	Достаточное	Достаточное	Удовлетворительная	Хорошая
Высокохромистая сталь	68...78	Хороший	Хорошая	Удовлетворительное	Хорошее	Хорошая	»
Полубыстрорежущая сталь	70...90	Отличный	Отличная	Отличное	Отличное	Отличная	»

поверхности вала и соответственно качество поверхности проката и вынуждает производить замену валков. Более высокий предел текучести высокохромистых материалов при высокой температуре препятствует их пластической деформации при циклической нагрузке, повышая предел усталости и уменьшая склонность к поверхностному растрескиванию. В результате длительность прокатной кампании без замены валков увеличивается. Интересно отметить, что успех высокохромистых валков был несколько неожиданным. Их выбор поначалу был обусловлен успешным применением высокохромистого чугуна в промышленности абразивных материалов. И только после первых положительных результатов использования высокохромистых валков были проведены (в 70-х годах) серьезные исследования в области оптимизации состава и режимов термической обработки высокохромистых материалов, которые позволили повысить их предел текучести и вязкость разрушения. Сейчас оптимальной твердостью валков из высокохромистого чугуна считается твердость 780...815 Ld [2].

В свете вышеизложенного становится ясно, почему валки из высокохромистого чугуна пошли на замену валков IC прежде всего в первых чистовых клетях, а валки из высоко-

хромистой стали с меньшим содержанием карбидов и углерода, обеспечивающие более высокий коэффициент захвата, — на замену адамитовых валков в черновых клетях прокатных станов горячей прокатки.

Высокохромистый чугун прокатных валков содержит обычно 20...30 % эвтектических карбидов типа M_7C_3 . Матрица представляет собой отпущенный мартенсит с распределенными в нем тонкодисперсными вторичными карбидами. Такая структура обеспечивает существенное повышение износостойкости прокатных валков из этого материала. В результате наработка на валок существенно увеличивается, составляя обычно в первых клетях чистовой группы в среднем 5000...6000 т/мм, что примерно в 1,5 – 2 раза больше, чем у валков IC [3, 9].

Высокохромистая валковая сталь имеет такую же износостойкость, что и высокохромистый чугун, но более высокие прочность и вязкость разрушения и потому используется в более нагруженных условиях. Она содержит обычно 5...12 % карбидов типа M_7C_3 . Матрица — отпущенный мартенсит с вторичными карбидами.

Развитием высокохромистых валковых материалов явились так называемые валковые быстрорежущие (БРС) и полубыстрорежущие



Таблица 3. Содержание карбидной фазы, морфология и твердость карбидов в различных материалах валков горячей прокатки [1, 6, 11, 12]

Материал валка	Карбидная фаза		
	Общее содержание, %	Морфология карбидов	Твердость карбидов, HV
Чугун	40...50	Fe ₃ C	1340
Чугун «Indefinite chill»	25...40	M ₃ C	850...1100
Высокохромистый чугун	18...28	M ₇ C ₃	1200...1600
Быстрорежущая сталь	5...15	M ₆ C	1100...1650
		M ₂ C	2000...2400
		MC	2400...3200
Высокохромистая сталь	5...10	M ₇ C ₃	1200...1600
		Mo ₂ C	1400...1700

(ПБРС) стали, в которых хром частично заменен такими карбидообразующими элементами, как молибден, вольфрам, ванадий, ниобий. С момента первого появления этих материалов для валков горячей прокатки прошло не более 10 лет, но они довольно быстро завоевали популярность благодаря своим исключительно высоким эксплуатационным свойствам и их применение быстро расширяется. В настоящее время параллельно с промышленным использованием валков из этих сталей идет оптимизация их составов и режимов термической обработки, а также поиск оптимальных условий эксплуатации валков. Поэтому в литературе крайне редко приводятся конкретные составы этих сталей, чаще ограничиваются системой легирования, а содержание элементов приводится в очень широких пределах. В табл. 1 приведено минимальное и максимальное содержание элементов, наиболее часто встречающихся в литературе составов быстрорежущей и полубыстрорежущей сталей. Тем не менее, можно выделить три группы БРС [10], используемых для изготовления валков горячей прокатки. К первой группе относятся стали, разработанные на базе молибден-содержащих инструментальных быстрорежущих сталей с повышенным содержанием

углерода и ванадия. Карбидная фаза этих сталей представлена большим количеством карбидов типа M₂C из-за высокого содержания молибдена или вольфрама. Ко второй группе относятся высокоуглеродистые ванадиево-молибденовые стали, в которых карбидная фаза состоит в основном из карбидов типа MC диаметром не более 30 мкм. Третью группу составляют высокохромистые стали с повышенным содержанием углерода, ванадия и молибдена. Полагают, что карбидная фаза этих сталей состоит в основном из карбидов типа M₇C₃. Микроструктура быстрорежущих сталей, так же как и высокохромистых, представляет собой отпущенный мартенсит с карбидной фазой. Считается [1, 10], что именно карбидная фаза, ее количество, а главное морфология карбидов определяют эксплуатационные свойства валков. В свою очередь состав карбидной фазы, ее количество и морфология карбидов зависят от состава стали, содержания в ней углерода и карбидообразующих элементов, а также от условий кристаллизации металла (табл. 3). Карбиды такой сложнoleгированной стали, как быстрорежущая содержат в своем составе несколько карбидообразующих элементов, причем их соотношение в карбиде зависит от состава стали (табл. 4) и потому их твердость изменяется в определенных пределах и отличается от твердости простых карбидов стехиометрического состава:

Карбид	Fe ₃ C	Cr ₇ C ₃	Mo ₂ C	WC	NbC	VC	TiC
HV	1340	1600	1600	2100	2400	2900	3200

Более того, соотношение объемной доли карбидов в самой карбидной фазе БРС определяется [7] составом стали (табл. 5).

Как видим, количество карбидной фазы в быстрорежущих сталях примерно то же, что и в высокохромистых, но оно существенно ниже, чем в чугунах. Однако твердость этих карбидов намного выше, что и определяет в конечном счете свойства стали. Хотя по твердости валковые материалы не очень сильно разнятся между собой, другие их свойства, особенно

Таблица 4. Типичный состав эвтектических карбидов в быстрорежущей стали валков горячей прокатки [7, 9]

Карбид	Содержание, %				
	V	W	Mo	Cr	Fe
MC	71...87	1,5...5,5	2,5...4,8	3...7	2,0...2,9
M ₇ C ₃	8,5...9,8	4,2...8,0	5,9...13,0	26...35	44...45
M ₆ C	5,7	24...38	23...40	4,3...8,6	21...29
M ₃ C	2,9	10	7	18	62
M ₂ C	10...20	0...20	20...60	13...20	10...20



износостойкость, существенно различны (табл. 6). В некоторых работах [12] стойкость валков против термического усталостного растрескивания поверхностных слоев оценивают фактором качества, который представляет собой интегральный параметр, суммирующий влияние отдельных физических и механических параметров. Более низкий коэффициент Пуассона и более высокая теплопроводность и особенно прочность при повышенных температурах при примерно одинаковых коэффициентах термического расширения и модуле упругости обеспечивают валкам из быстрорежущих сталей существенно больший фактор качества по сравнению с валками из высокохромистых материалов. Соответственно термическая усталость быстрорежущих валков и их поверхностное растрескивание, приводящее к микровыкрашиванию, наступает значительно позже, чем у валков из высокохромистых материалов. Более высокая износостойкость и стойкость против усталостного выкрашивания обеспечивают существенно более высокое эксплуатационное качество валков БРС, что обусловило их распространение в первых чистовых клетях станов горячей прокатки взамен валков из высокохромистого чугуна (табл. 7). Распространение валков БРС на другие клетки пока наталкивается на определенные трудности, что вынуждает принимать альтернативные решения. В частности, в черновых клетях непрерывных станов и в обжимных станах находят распространение валки ПБРС (см. табл. 1, 2). По системе легирования эти стали такие же, что и БРС, однако содержат меньшее количество углерода и карбидообразующих элементов. В результате количество карбидной фазы в этих сталях в

Таблица 5. Объемная доля эвтектических карбидов (%) в быстрорежущих сталях различного состава

Сталь	МС	M ₇ C ₃	M ₆ C	M ₃ C
А	7,9	3,7	–	–
В	7,1	–	1,6	4,2
С	13,4	2,1	–	–

два раза меньше, чем в быстрорежущих и обычно не превышает 10 % [11]. В полубыстрорежущих сталях сочетается высокая прочность и вязкость, а благодаря меньшему содержанию карбидной фазы валки из этой стали обеспечивают при прокатке больший угол захвата. Эти свойства валков ПБРС и обусловили их применение в черновых клетях взамен валков из высокохромистой стали, кроме того, наработка на валок в 1,5 – 2 раза больше [6]. Дискуссионным является также вопрос об использовании валков БРС в последних чистовых клетях станов горячей прокатки. Некоторые специалисты считают, что их применение здесь без соответствующих изменений технологии прокатки и реконструкции прокатного оборудования имеет существенно более низкую эффективность [20, 21]. Снижение эффективности применения валков из БРС в клетки F4 по сравнению с F2–F3 объясняется [20] более низкой температурой полосы и более высокой скоростью прокатки. Здесь также может наблюдаться гофрирование полосы, поэтому не рекомендуется применять эти стали в клетях, где толщина проката меньше 2,5 мм [17]. Имеющийся зарубежный опыт эксплуатации валков из БРС в станах горячей прокатки [20 – 24] показывает, что эффективность их использования зависит от конкретных условий эксплуатации. Отмечается,

Таблица 6. Механические и физические свойства материала валков станов горячей прокатки [7, 11, 12 – 16]

Материал	Физические свойства					Механические свойства				
	Коэф-фициент Пуассона	Тепло-проводность, В/(м·К)	Модуль упругости E·10 ⁻³ , Н/мм ²	Коэффициент расширения, α·10 ⁻⁶ /К	Фактор качества, ε	σ _в , МПа		σ _{изг} , МПа	K _{1с} , МПа·м ^{1/2}	Индекс износостойкости
						+20 °С	+600 °С			
Кованая сталь	–	42,0	–	14,0	–	690...970	–	–	–	–
Отбеленный чугун	–	27,0	–	12,0	–	450	–	–	–	–
Чугун «Indefinite chill»	–	–	–	–	–	345...490	238	–	23...25	1
Высокохромистый чугун	0,30	20,0	170...220	13,0...14,1	3913	400...870	549	–	–	1,7
Высокохромистая сталь	–	–	200	–	–	650...800	–	–	–	1...2
Быстрорежущая сталь	0,27	25,5	220...235	14,0	5567	700...1100	700...800	1020...1228	23...26	3...7

$$\epsilon = \frac{(1 - \mu)\sigma_v}{E\alpha}$$



Таблица 7. Нарботка на валок (т/мм) из различных материалов в первых чистовых клетях станов горячей прокатки

Материал валка	Средние данные по клетям стана компании «Dofasco» [17, 18]					Обобщенные данные по клетям F1–F4 [7, 9, 16, 19]
	F1	F2	F3	F4	F5	
Чугун «Indefinite chill»	–	–	–	2230	3000	2800
Высокохромистый чугун	5600	6180	6190	3140	–	4500...10510
Быстрорежущая сталь	9050	9025	10360	6270	2580	8240...18320
СРС	34500	23400	–	–	–	29000

что валки БРС при своей выдающейся способности сопротивляться износу имеют в то же время определенные недостатки, которые необходимо учитывать при их эксплуатации. В частности, они могут быть склонны к неконтролируемому экспоненциальному окислению при высоких температурах [22], которое в отличие от контролируемого линейного окисления может приводить к нежелательным последствиям. Если тонкая однородная оксидная пленка считается желательной на поверхности валка, т. к. способствует уменьшению сил трения и улучшению сопротивления износу [22], то толстая и прочная пленка вызывает шелушение и огрубление поверхности валка, что приводит к увеличению силы трения при прокатке. В свою очередь, увеличение силы трения ведет к увеличению усилия при прокатке, а следовательно, к снижению долговечности валка. Поэтому для повышения эффективности работы валков БРС необходимо снижать их температуру, используя систему принудительного охлаждения [20, 22, 25].

Еще одной причиной огрубления поверхности и повышения коэффициента трения является неоптимальный состав БРС или неправильная термообработка валков из этой стали, при этом очень твердые карбиды распределяются в относительно мягкой матрице. Вследствие этого при прокатке, особенно в поздних чистовых клетях, происходит износ матрицы и выкрашивание карбидов [23].

Вероятность огрубления поверхности валков БРС и соответствующее повышение коэффициента трения при прокатке делают весьма целесообразной смазку прокатных валков БРС [15, 17, 22, 25].

Еще одной особенностью валков БРС является их чувствительность к ударным нагрузкам. В этом плане оказалась полезной замена литых опорных валков коваными в станах, использующих рабочие валки БРС [20]. Это позволило устранить растрескивание концевых участков валков, происходящее вследствие неравномерного износа опорных и рабочих валков, приводящего к концентрации

усилия при прокатке в концевой части валка и имеющего ударный характер.

Исторически сложилось так, что рабочие валки горячей прокатки (или их рабочий слой) имеют литую структуру. Этому способствовало то обстоятельство, что свои «конечные» свойства валок приобретал при кристаллизации металла или во время термической обработки при высокой температуре, соответствующей высокотемпературным условиям его эксплуатации. Использование чугуна в качестве материала для валков горячей прокатки также обусловило доминирующее положение литейных технологий для валков горячей прокатки.

Повышение эксплуатационных свойств рабочего слоя и увеличение изгибающих нагрузок в станах (в конце 80-х годов) потребовали улучшения вязкости сердцевин валка. Проблема была решена при использовании для сердцевин валка таких составов, которые обеспечивают формирование чугуна с шаровидным графитом или высокопрочного чугуна с хлопьевидным графитом. При этом оптимальные составы материалов рабочего слоя и сердцевин валка оказались разными. В связи с этим чугунные валки стали композитными по составу и отливаются с отдельной заливкой рабочего слоя и сердцевин чаще всего центробежным литьем. Чугун с шаровидным графитом имеет более высокий предел прочности (450... 530 МПа) по сравнению с высокопрочным чугуном с хлопьевидным графитом (320... 370 МПа), но его использование порождает некоторые проблемы совместимости с чугуном ИС.

Проблемы связаны с содержанием серы в чугуне. Если для регулирования объемной доли графита и его формы в чугуне «Indefinite chill» необходимо не менее 0,04 % серы, то для чугуна с шаровидным графитом такое содержание серы недопустимо из-за связывания магния в сульфиды MgS. В результате в зоне перемешивания металлов рабочего слоя и сердцевин образуются неблагоприятные структуры, склонные к хрупкому разрушению [2].



Валки с наружным слоем из чугуна IC и сердечником из высокопрочного чугуна с шаровидным или хлопьевидным графитом, получаемые центробежным литьем с отдельной заливкой рабочего слоя и сердцевин, в англоязычной технической литературе получили название «Indefinite chill double poured» (ICDP). Они положили начало широкому использованию при горячей прокатке композитных валков. Композитные валки в наибольшей степени удовлетворяют разнообразным требованиям, предъявляемым к их различным частям: поверхностный (рабочий) износостойкий при высокой температуре слой, высоковязкий сердечник, износостойкие и стойкие против изгиба и среза шейки. Способы производства композитных валков горячей прокатки должны обеспечивать в поверхностном слое однородное распределение тонкодисперсных карбидов в мартенситной матрице с мелкозернистой структурой и необходимые свойства при высоких температурах; в сердечнике — отсутствие сплошной карбидной сетки и макросегрегаций при необходимой вязкости разрушения материала; шейки должны иметь соответствующие механические свойства после термической обработки по режимам, назначаемым для материала стержня. При этом в переходной зоне между поверхностным слоем и сердцевиной структура и свойства одного материала должны по возможности плавно переходить к структуре и свойствам другого материала, не вызывая эффекта «металлургического концентратора напряжений».

В отличие от центробежной отливки с сердцевиной из высокопрочного чугуна, разработанные в последние годы способы производства композитных валков предусматривают, как правило, использование в качестве стержня стальную поковку, на которую посредством наплавки, напыления или горячего изостатического прессования наносят поверхностный слой. Наибольшего распространения при производстве валков с поверхностным слоем из БРС получила наплавка жидким присадочным металлом с использованием индукционного нагрева — СРС (Continuous pouring cladding). Все большее применение находит также электрошлаковая наплавка с использованием жидкого и кускового присадочного металла [26, 27]. Применение дорогого процесса СРС связано исключительно с наплавкой БРС, тогда как электрошлаковая наплавка может быть экономически целесообразной и при использовании более дешевых наплавочных

материалов. Популярность этих процессов связана с возможностью получения гораздо более мелкодисперсной структуры матрицы и карбидной фазы, чем при центробежном литье. Высокие скорости кристаллизации металла и возможность заливки присадочного металла при температуре, близкой к ликвидусу, обеспечивают благоприятную морфологию высоколегированных карбидов и их равномерное распределение в матрице. В свою очередь, такая структура металла обеспечивает сверхвысокие эксплуатационные свойства прокатных валков (табл. 7), с лихвой оправдывающие затраты на их производство.

Валки листовых станов холодной прокатки. В отличие от рабочих валков горячей прокатки валки холодной прокатки приобретают свои «конечные» свойства в результате термической обработки, предусматривающей низкий отпуск. В силу этого необходимые высокие прочностные свойства и твердость валки холодной прокатки приобретают при существенно меньшем содержании углерода и легирующих элементов. Это обусловило широкое применение при изготовлении валков холодной прокатки поковок из легированной инструментальной стали.

Материал валков холодной прокатки должен обеспечивать [28]:

- прокаливаемость на глубину, требуемую условиями эксплуатации стана;

- достаточную поверхностную твердость, чтобы противостоять индентированию и ударам при эксплуатации;

- сопротивление высоким контактными нагрузкам, позволяющее избежать усталостного выкрашивания поверхности валка;

- высокое сопротивление коррозионному и абразивному износу поверхности;

- способность сохранять кривизну профиля и гладкость поверхности;

- сопротивление локальным воздействиям типа размягчения или термического растрескивания при аварийных ситуациях на стане или при поломке полосы;

- достаточную упругость и вязкость, чтобы свести к минимуму риск катастрофического разрушения в условиях аномального нагружения стана;

- способность сохранять хромовое покрытие на поверхности валка;

- высокую прочность сердцевин на кручение и изгиб при одновременно хорошей стойкости против усталости;



Таблица 8. Номинальный химический состав традиционных материалов рабочих валков широкополосных станов холодной прокатки

Материал валка	Содержание, %			Твердость, <i>HV</i>	Диаметр валков, мм	Год начала применения
	C	Mo	Cr			
Кованая сталь (2 % Cr)	0,8	0,2	1,8	790...860	25...40	1940
Кованая сталь ЭШП (2 % Cr)	0,8	0,2	1,8	790...860	25...40	1970
Литая сталь ЭШП (2 % Cr)	0,8	0,2	1,8	790...860	40	1975
Высокохромистый чугун	2,8	2,0	18,0	730...800	75	1982
Кованая сталь (3 % Cr)	0,9	0,3	3,0	760...840	50...60	1988
Кованая сталь (5 % Cr)	0,9	0,2	5,0	760...840	45...50	1988

сопротивление сердцевины катастрофическому разрушению при аномальной нагрузке стана;

сопротивление шеек сплющиванию.

Традиционными материалами, удовлетворяющими этим требованиям, являются деформируемые высокоуглеродистые и инструментальные стали, полностью закаляющиеся на мартенсит, и высокохромистый (18 % Cr) отбеленный чугун (табл. 8, 9).

Низкая температура отпуски валков холодной прокатки препятствует снятию внутренних напряжений: сжатия на поверхности валка и растяжения в сердцевине, возникающих в процессе закалки валка. Суммируясь с рабочими напряжениями, эти напряжения могут привести к разрушению валка. Величина остаточных напряжений зависит от способа закалки. В отличие от канонической объемной закалки закалка с индукционного нагрева обеспечивает меньший уровень внутренних напряжений.

Опыт эксплуатации валков холодной прокатки показывает [28], что валки, закаленные с индукционного нагрева, меньше склонны к катастрофическому разрушению при аварийных ситуациях на стане по сравнению с объемно-закаленными валками. Для снижения уровня внутренних напряжений в объемно-закаленных валках их рекомендуется изго-

тавливать с центральным отверстием. Оно позволяет получить при закалке сжимающие напряжения также и в сердцевине валка и перераспределить растягивающие напряжения в область на середине радиуса бочки.

Толщина рабочего слоя валка определяется прокаливаемостью стали и минимально допустимой твердостью рабочей поверхности валка. Обычно твердость поверхности валка не бывает ниже 700 *HV*. С учетом этого глубина закаленного слоя по радиусу валка из различных материалов составляет [28]: сталь объемной закалки (2 % Cr) — 17 мм; сталь индукционной закалки (2 % Cr) — 20 мм; сталь (5 % Cr) — 25 мм; сталь (3 % Cr) — 28 мм; сталь глубокой прокаливаемости (5 % Cr) — 45 мм; высокохромистый чугун — 47 мм.

Считается, что микроструктура рабочего слоя стальных валков холодной прокатки должна представлять собой тонкодисперсную мартенситную матрицу с распределенными в ней карбидами размером порядка 1 мкм. Увеличение содержания в стали хрома от 2 до 5 % приводит к увеличению доли карбидов типа M_7C_3 вместо M_3C , что обеспечивает более высокую стойкость валка против абразивного износа. Кроме того, повышение легированности стали влечет за собой увеличение ее отпускостойкости, что положительно ска-

Таблица 9. Номинальный состав инструментальных сталей для многовалковых станов (типа Сендзимир) и узкополосных станов холодной прокатки

Материал валка	Содержание, %					Твердость, <i>HRC</i>	Применение
	C	Mo	Cr	V	W		
Сталь VD4A	1,30	4,6	4,3	4,0	5,6	—	Рабочие валки многовалковых станов
Сталь ASP23	1,30	5,0	4,2	3,1	6,4	62...66	То же
Сталь D2	1,60	0,9	12,0	0,9	—	60...64	»
Сталь ZP	0,55	1,2	8,0	—	1,1	56...58 60...62	1-е промежуточные валки 2-е промежуточные валки
Сталь A2	1,0	1,0	5,0	0,3	—	56...58 60...62	1-е промежуточные валки 2-е промежуточные валки
Сталь MTC	0,40	1,4	5,3	0,4	—	—	Рабочие валки узкополосных станов
Сталь EN31	1,0	0,15	1,8	—	—	—	То же
Сталь ZP62	0,85	1,5	8,0	3,0	—	—	»



зывается на сопротивлении валка термоударам и локальному разупрочнению при аварийных ситуациях на стане. Поэтому в последнее время уделяется внимание БРС и ПБРС применительно к изготовлению валков холодной прокатки как цельнокованых [29], так и наплавленных композитных [27] (табл. 10). Благодаря вторичному твердению при температуре 500 °С в результате образования вторичного мартенсита и выделению сложных карбидов молибдена, ванадия и вольфрама эти материалы дают возможность сделать следующий шаг по повышению сопротивления валков холодной прокатки износу и катастрофическому разрушению при аварийных ситуациях на стане. Ожидается, что, кроме увеличения (почти в три раза) продолжительности кампании между сменой валков, эти материалы позволят обойтись без хромирования поверхности валков, которое применяется в настоящее время для сохранения ее шероховатости в процессе эксплуатации.

Опорные валки. Эти валки предназначены предохранять рабочие валки от изгиба и тем самым сохранять необходимую геометрию проката, а также обеспечивать безаварийную работу рабочих валков при высоких усилиях прокатки. При эксплуатации эти валки испытывают высокие сжимающие нагрузки, в результате которых в их приповерхностных слоях возникают циклические напряжения среза, иногда превышающие 500 МПа. Следовательно, если прочность материала валка будет недостаточна, в его приповерхностных слоях может протекать пластическая деформация. Известно, что переменные напряжения среза величиной 420 МПа в сочетании с деформационным упрочнением в конечном итоге вызывают усталость материала и выкрашивание валков [30]. Кроме этого, опорные валки подвергаются абразивному износу в результате попадания различных частиц, например

Таблица 10. Типичный состав быстрорежущей и полубыстрорежущей стали поковок валков холодной прокатки

Материал	Содержание, %				
	C	Cr	Mo	V	W
ПБРС	0,5...1,0	4,0...10,0	0,5...2,0	0,5...1,0	< 1,0
БРС	0,8...1,5	8,0...13,0	0,5...3,0	0,5...3,0	< 2,0

окалина, между опорными и рабочими валками. Следовательно, в идеале материал опорного валка должен обеспечивать высокое сопротивление возникновению и распространению усталостных трещин, малую способность к деформационному упрочнению и высокую износостойкость. Для опорных валков, используемых при горячей прокатке, материал должен также обеспечивать и высокую стойкость против разгарных трещин. Во всех случаях желательно иметь однородную микроструктуру и равномерные свойства валка по всей бочке.

Разнообразие материалов, используемых для изготовления опорных валков, существенно меньше, чем для рабочих валков холодной и особенно горячей прокатки. Наибольшее распространение за рубежом для этой цели нашли материалы, приведенные в табл. 11.

Опорные валки имеют обычно существенно больший диаметр, чем рабочие валки. Например, при диаметре рабочих валков чистовых клетей непрерывного листового стана горячей прокатки 650... 700 мм диаметр опорных валков составляет 1250... 1350 мм. Условия работы и размер опорных валков делают нерентабельным их изготовление целиком из высоколегированных сталей. Более целесообразно изготавливать их композитными. Поэтому опорные валки с рабочим слоем из высоколегированных сталей, в том числе и БРС, часто изготавливают путем наплавки [30].

Приведенный выше анализ показывает, что устойчивой тенденцией современного прокатного производства является использование

Таблица 11. Наиболее употребляемые материалы для изготовления опорных валков [28, 30]

Применение	Материал валка	Содержание, %								Твердость
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Co	
Горячая прокатка	Литая сталь	0,3...0,7	0,2...0,8	< 1,5	> 2,5	< 0,5	0,4...0,7	–	–	60...65 HSC
	Кованая сталь	0,3...0,5	0,5...0,9	0,3...0,8	> 2,5	< 1,0	0,4...0,6	–	–	60...65 HSC
	Наплавленный слой*	0,2...0,5	0,5...1,8	0,5...1,2	2,5...7,5	0,1...1,0	0,5...5,5	0,1...1,0	0,1...0,5	67...70 HSC
Холодная прокатка	Литая сталь	0,5	–	–	3,2	–	0,6	0,1	–	410...490 HV
	Кованая сталь	0,5	–	–	3,2	–	0,6	0,1	–	410...540 HV
	Чугун легированный	–	–	–	–	–	–	–	–	500...600 HV

*Исследуемые составы.



композитных валков с рабочим слоем из высоколегированных материалов, причем эта тенденция прослеживается как для рабочих валков горячей и холодной прокатки, так и для опорных валков. Более того, по-видимому, в ближайшие годы практически весь парк традиционных прокатных валков, т. е. изготовленных в моноблочном исполнении из одного материала, будет заменен композитными валками с относительно дешевой осью, но с рабочим слоем из все более дорогих высоколегированных материалов. В связи с этим гибкость и дешевизна различных технологий производства композитных валков будут приобретать все большее значение. Поэтому перспективы электрошлаковой наплавки жидким металлом [26] представляются достаточно хорошими. При этом опять актуальной становится давняя проблема восстановительной наплавки бочки валков, т. е. не просто ремонта валков, а изготовления композитных валков из отработанных традиционных моноблочных валков как стальных, так и чугунных.

1. Schröder K. H. Questions, answers, more questions. Twenty five years experience in discussing rolls and rolling technology // 42nd Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. — Toronto, Ontario, Canada, October 22 – 25, 2000. — P. 697 – 708.
2. Carles P. Present and future hot strip mill finishing train work rolls // Rolls 2000+ «Advances in Mill Roll Technology» Conf. Papers — Birmingham, UK, April 12 – 14, 1999. — P. 49 – 59.
3. Indefinite chill: upgrading an old HSM work roll grade / B. Feistritzer, K. H. Schröder, M. Windhager, K. H. Ziehenberger // 41st Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. — Baltimore, M. D., USA, October 24 – 27, 1999. — P. 103 – 108.
4. Nylen T. Development of carbide reinforced rolls for hot rolling // Rolls 2000+ «Advances in Mill Roll Technology» Conf. Papers — Birmingham, UK, April 12 – 14, 1999. — P. 121 – 127.
5. Martiny F. Roufing work roll for hot strip mills // Ibid. — P. 269–280.
6. Prenni L. J., McGregor J. Technology enhanced work rolls for the roughing mill application // 42nd Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. — Toronto, Ontario, Canada, October 22 – 25, 2000. — P. 675 – 684.
7. Microstructure, mechanical properties and wear resistance of high speed rolls for hot rolling mills / M. A. de Carvalho, R. R. Xavier, C. S. P. Filho, et al. // Ibid. — P. 685 – 694.
8. Kane T. K. Section mill sleeves. Product development and improvements // Rolls 2000+ «Advances in Mill Roll Technology» Conf. Papers — Birmingham, UK, April 12 – 14, 1999. — P. 7 – 16.
9. Skoczynsky R. J., Walmag G., Breyer J. P. Improvement of the work roll performance on 2050 mm hot strip mill at ISCOR VANDERBIJLPARK // 42nd Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. — Toronto, Ontario, Canada, October 22 – 25, 2000. — P. 665 – 673.
10. Kudo T. HSS rolls: carbide morphology and properties // Rolls 2000+ «Advances in Mill Roll Technology» Conf. Papers — Birmingham, UK, April 12 – 14, 1999. — P. 71 – 80.
11. Ott G. A. The development of forged steel roll metallurgy for hot steel mill applications // 41st Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. — Baltimore, M. D., USA, October 24 – 27, 1999. — P. 321 – 334.
12. Ryu J. H., Park J. I. Thermal fatigue and wear properties of high speed steel roll for hot strip mill // Rolls 2000+ «Advances in Mill Roll Technology» Conf. Papers — Birmingham, UK, April 12 – 14, 1999. — P. 91 – 99.
13. Xin Z., Perks M. C. Production of HSS rolls for use in narrow hot strip mills and rod mills // Ibid. — P. 17 – 24.
14. New type of high speed steel rolls for hot strip mills / T. Yamaguchi, T. Hattori, H. Sorano, Y. Sano // Ibid. — P. 101 – 109.
15. Caithness L., Cox S., Emery S. Surface behaviour of HSS in hot strip mills // Ibid. — P. 111 – 120.
16. Development of high speed steel rolls at Villares / C. S. P. Filho, M. A. de Carvalho, C. Morone, A. Sinatora // 41st Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. — Baltimore, M. D., USA, October 24 – 27, 1999. — P. 335 – 339.
17. High speed steel work rolls at Dofasco's hot mill / E. J. Kerr, R. A. Hishon, W. J. Hill, R. J. Weber // Rolls 2000+ «Advances in Mill Roll Technology» Conf. Papers — Birmingham, UK, April 12 – 14, 1999. — P. 61 – 69.
18. Kerr E. J. High speed steel work rolls at Dofasco // 41st Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. — Baltimore, M. D., USA, October 24 – 27, 1999. — P. 117 – 121.
19. High performance HSS rolls with excellent surface deterioration resistance / K. Ichino, T. Koseki, T. Toyooka, H. Hiraoka // Ibid. — P. 109 – 115.
20. Webber R. J., Kerr E. J., Hill W. The use of high-speed steel rolls in the hot mill finishing stands at Dofasco // Rolls 2000, Programme and Conference Papers. — Birmingham, UK, March 28 – 29, 1996. — P. 67 – 76.
21. Collins D. HSS Rolls through 2000 // Ibid. — P. 90 – 100.
22. Adams T. P., Collins D. B. Properties of hot strip mill rolls and rolling // Proc. of 40th Mechanical working and steel processing conf. — Pittsburgh, Pennsylvania. — Oct. 25 – 28, 1998. — P. 427 – 431.
23. Hashimoto M., Shibao S. Recent technical trends of hot strip mill rolls at Nippon Steel Corporation // Rolls 2000, Programme and Conference Papers. — Birmingham, UK, March 28 – 29, 1996. — P. 76 – 89.
24. Delaitre L., Briot F., Milon O. High speed steel rolls: tracking methods for first stands, performance optimization and metallurgical evolution. // Ibid. — P. 101 – 107.
25. Beverley I., Robertson T., Woodland M. Developing the use of high speed steel work rolls in the hot strip mills of British Steel // Ibid. — P. 81 – 89.
26. Ukrainian ESS LM HSS rolls for hot strip mills / B. I. Medovar, L. B. Medovar, A. V. Chernets et al // 42nd Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. — Toronto, Ontario, Canada, October 22 – 25, 2000. — P. 647 – 653.
27. Application of the ESR technology to the manufacturing of bimetallic HSS rolls for cold and hot strip mills / C. Gaspard, S. Bataille, D. Battazzi, P. Thonus // Ibid. — P. 655 – 663.
28. McCann M. J. An overview of work rolls for cold rolling // Rolls 2000, Programme and Conference Papers. — Birmingham, UK, March 28 – 29, 1996. — P. 145 – 154.
29. Forged semi-HSS and HSS rolls designed for cold rolling reduction mills / C. Gaspard, S. Bataille, D. Battazzi et al // 41st Mechanical Working and Steel Processing Conf. Proceed. — Baltimore, M. D., USA, October 24 – 27, 1999. — P. 559 – 565.
30. Atamert S. Back-up rolls: new surface, new life // Ibid. — P. 547 – 557.

ЗАО «Элмет-Рол — группа Медовара», Киев

НИЦ ЭШТ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 26.01.2001



УДК 669.187.2.001.2

РАСЧЕТ РАСТВОРИМОСТИ АЗОТА В ЖИДКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА*

Л. П. Мойсов, Б. П. Бурылев

На основании ранее полученной формулы для растворимости газов в бинарных и многокомпонентных системах показана ее применимость к растворам азота в расплавах и обоснованы существующие уравнения для расчета. Проверка выражения выполнена при сопоставлении результатов расчета с опытными данными для систем Fe-Ni-N, Fe-Co-N, Fe-Cu-N, Co-Ni-N и прогнозированы зависимости для неизученных систем Co-Cu-N и Ni-Cu-N.

The present equation for the calculation is based on the basis of the formula for the gas dissolubility in binary and multi-component systems its adaptability to nitrogen solutions in melts. The checking of the expression was made in comparison with the calculation results with the experimental data for the systems: Fe-Ni-N, Fe-Co-N, Fe-Cu-N, Co-Ni-N and the dependence for the not studied systems Co-Cu-N, Ni-Cu-N was predicted.

Ключевые слова: железо и его сплавы; азот; растворимость; избыточная энергия Гиббса; коэффициенты взаимодействия

Азот в разных количествах присутствует в металлургических расплавах, но может быть не только вредной примесью, но и элементом, улучшающим строение и свойства сталей с повышенным содержанием хрома [1].

Очень важна, наряду с получением экспериментальных данных, разработка методов расчета растворимости азота в сплавах. В работе [2] предложено уравнение для расчета растворимости азота в расплавах железа в широком диапазоне температур, концентраций легирующих элементов и парциальных давлений азота на основе выражений Вагнера [3] и введенных позднее Люписом с Эллиоттом и Десре с Бонье [4] коэффициентов взаимодействия первого, второго и третьего порядка и их зависимости от температуры.

В исследованиях [5, 6] показано и на примере многих бинарных и более сложных систем подтверждено, что для растворимости газа в смешанных растворителях из компонентов 1 и 2 уравнение растворимости для бинарного сплава имеет вид

$$\ln x_3 = x_1 \ln x_3^{-1} + x_2 \ln x_3^2 + \frac{\Delta G_{1-2}^{\text{изб}}}{RT}, \quad (1)$$

где x_3 , x_3^1 и x_3^2 — растворимость газа в сплаве и чистых компонентах 1 и 2; x_1 и x_2 — молярные доли растворителей; $\Delta G_{1-2}^{\text{изб}}$ — избыточная молярная энергия Гиббса для бинарной

системы из чистых растворителей; T — абсолютная температура, К; R — универсальная газовая постоянная.

Для любых многокомпонентных систем из k компонентов уравнение приводится к виду

$$\ln x_3 = \sum_{i=1}^k x_i \ln x_3^i + \frac{\Delta G^{\text{изб}}}{RT}. \quad (2)$$

С помощью этих уравнений прогнозированы значения растворимости водорода и азота в разных сплавах и результаты сопоставлены с опытными данными разных авторов [7 – 9].

В данной работе эти соотношения и их производные применены для растворов азота в разных сплавах. Как следует из уравнений (1) и (2), для определения влияния разных элементов на растворимость и активность азота необходимы сведения о растворимости азота в чистых металлах и термодинамических свойствах сплавов-растворителей.

Растворение азота в металлах и сплавах можно представить уравнением

$$1/2N_2 = [N]_{\text{p-p}}. \quad (3)$$

В состоянии равновесия

$$\mu_N^{\text{p-p}} = \frac{1}{2} \mu_{N_2}^{\text{газ}}. \quad (4)$$

При не слишком высоких давлениях (когда фугитивность можно заменить на парциальные давления) для химического потенциала азота в газовой фазе получим

$$\mu_{N_2}^{\text{газ}} = \mu_{N_2}^0 + RT \ln P_{N_2}, \quad (5)$$

* Статья не редактировалась и публикуется в точном соответствии с авторским оригиналом.



а для химического потенциала азота в сплаве

$$\mu_N^{p-p} = \mu_{N_2}^* + RT \ln \alpha_N. \quad (6)$$

Из уравнений (4) – (6) находим

$$RT \ln \alpha_N = 1/2 RT \ln P_{N_2} - \left(\mu_N^* - \frac{1}{2} \mu_{N_2}^0 \right). \quad (7)$$

Так как

$$\mu_N^* = \bar{H}_N^* - T \bar{S}_N^* \quad (8)$$

и

$$\mu_{N_2}^0 = H_{N_2}^0 - T S_{N_2}^0, \quad (9)$$

то

$$\begin{aligned} - \left(\mu_N^* - \frac{1}{2} \mu_{N_2}^0 \right) &= - \left[\left(\bar{H}_N^* - 1/2 H_{N_2}^0 \right) - T \left(\bar{S}_N^* - \frac{1}{2} S_{N_2}^0 \right) \right] = \\ &= - \Delta \bar{H}_N + T \Delta \bar{S}_N \end{aligned} \quad (10)$$

и из уравнения (7) получим для активности растворенного азота

$$\ln \alpha_N = - \frac{\Delta \bar{H}_N}{RT} + \frac{\Delta \bar{S}_N}{R} + \ln P_{N_2}^{1/2}. \quad (11)$$

Из этого выражения для растворимости азота находим

$$\ln x_N = - \frac{\Delta \bar{H}_N}{RT} + \frac{\Delta \bar{S}_N}{R} + \ln P_{N_2}^{1/2} - \ln f_N. \quad (12)$$

По Вагнеру [3] для бинарного сплава 1 – 2 получим

$$\ln f_N = \ln f_N^0 f_N^{(2)} = \ln f_N^0 + \ln f_N^{(2)}, \quad (13)$$

где

$$\ln f_N^{(2)} = \epsilon_N^{(2)} x_2. \quad (14)$$

Применяя уравнение (2) для растворов азота, находим

$$\ln x_N = x_1 \ln x_N^{(1)} + x_2 \ln x_N^{(2)} + \frac{\Delta G_{1-2}^{изб}}{RT}. \quad (15)$$

Для невысокой растворимости азота в металлах и сплавах можно принять $x_1 + x_2 \approx 1$, тогда

$$\ln x_N = \ln x_N^{(1)} + x_2 \ln \frac{x_N^{(2)}}{x_N^{(1)}} + \frac{\Delta G_{1-2}^{изб}}{RT}. \quad (16)$$

Из формул (12) и (16) получим

$$\ln f_N = x_2 \ln \frac{x_N^{(1)}}{x_N^{(2)}} - \frac{\Delta G_{1-2}^{изб}}{RT}. \quad (17)$$

Даже если принять, что

$$\Delta G_{1-2}^{изб} = Q (1 - x_2) x_2, \quad (18)$$

то

$$\epsilon_N^{(2)} = \ln \frac{x_N^{(1)}}{x_N^{(2)}} - \frac{Q}{RT} + \frac{Q}{RT} x_2 = M + r N x_2 \quad (19)$$

отсюда следует, что параметр взаимодействия линейно изменяется в зависимости от концен-

трации добавляемого элемента. Это случай Люписа, Эллиотта, Бонье и др. [4], улучшающих соотношение Вагнера [3] в направлении введения коэффициентов взаимодействия второго и третьего порядка.

Для оценки избыточной энергии Гиббса выражения, приведенные в работе [10]

$$\Delta G_{1-2}^{изб} = Q_1 (1 - x_2) x_2 + Q_2 (1 - x_2) x_2^2, \quad (20)$$

то получим соотношение

$$\begin{aligned} \epsilon_N^{(2)} = \ln \frac{x_N^{(1)}}{x_N^{(2)}} - \frac{Q_1}{RT} + \left(\frac{Q_1}{RT} - \frac{Q_2}{RT} \right) x_2 + \\ + \frac{Q_2}{RT} x_2^2 = \epsilon + p x_2 + \tau x_2^2. \end{aligned} \quad (21)$$

Более того, независимо от аналитической формы уравнения для $\Delta G_{1-2}^{изб}$, можно по независимым опытными данным для $\Delta G_{1-2}^{изб}$ и значениям растворимости азота в чистых металлах рассчитать по уравнениям (16) и (17) растворимость и активность азота.

Проверку полученных соотношений выполним при сопоставлении результатов расчета с опытными данными для систем Fe–Ni–N, Fe–Co–N, Ni–Co–N, Fe–Cu–N, Co–Cu–N и Ni–Cu–N.

Качественное согласие типа изотерм растворимости [5, 6] с опытными данными [11, 12] наблюдается для систем с отрицательными отклонениями (например Fe–Ni, где кривая растворимости вогнута к оси концентрации [11], практически линейна для систем, близких к идеальным, например Co–Ni [13] и для систем с положительными отклонениями (например Fe–Cu, где кривая растворимости выпукла по отношению к оси концентрации [11]).

Для количественных расчетов необходимы отобранные значения растворимости азота в чистых металлах, которые на основании обзора многих данных для $P_{N_2} = 1$ атм (101325 Па) можно принять следующими: $N^{Fe} = 0,044$ %, $N^{Co} = 0,0048$ %, $N^{Ni} = 0,0014$ % при 1873 К. Опытные данные о растворимости азота в чистой меди отсутствуют. Построив зависимость $\lg (\% N^{Me})$ от порядкового номера Me четвертого периода, методом экстраполяции получим $\lg (\% N^{Cu}) = -3,35$ или $\% N^{Cu} = 0,00045$.

Для сопоставления с экспериментальными данными о растворимости азота в сплавах Fe–Ni–N необходимы сведения об избыточной энергии Гиббса в системе Fe–Ni. Из

* Редакция может указать на одну из работ по растворимости азота в жидкой меди, а именно: Ю. И. Костенко, Н. Н. Калинюк, Г. Ф. Торхов, Ю. В. Латаш. Растворимость азота в жидкой меди // Пробл. спец. электрометаллургии – 1984. – Вып. 21. – С. 74 – 78.



данных измерения активности компонентов [13] при 1873 К находим:

x_{Ni}	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9
$\Delta G_{Fe-Ni}^{изб}$	500	1000	1460	1880	2300	2680	2590	2050	1380
Дж/моль									

Расчет по уравнению (15) для $x_{Ni} = 0,5$ дает величину $N = 0,006 \%$, что несколько ниже имеющихся данных. Использование же величины $N^{Ni} = 0,024 \%$ по [11] приводит к значению $N = 0,008 \%$ для $x_{Ni} = 0,5$, что хорошо согласуется с данными многих авторов. Поэтому для получения точных результатов необходимы прецизионные данные для бинарных систем.

Хорошее совпадение расчетных и опытных данных [11, 12] для системы Fe-Co-N получается, если предположить небольшие отрицательные отклонения от идеальности [6].

Для системы Co-Ni-N получаем практически линейную зависимость изменения растворимости азота с составом сплава, что обусловлено незначительными отклонениями от идеальности и малым различием в растворимостях азота в чистых кобальте и никеле. Данные работы [12] подтверждают эти результаты.

Для системы Fe-Cu из данных Морриса и Зелларса [14] по активности компонентов находим для $x_{Cu} = 0,217$ избыточную энергию Гиббса $\Delta G_{Fe-Cu}^{изб} = 5440$ Дж/моль при 1823 К. Из уравнения (15) для $x_{Cu} = 0,217$ с учетом определенной выше методом экстраполяции величины $x_N^{Cu} = 0,000020$ находим $N = 0,034 \%$, что хорошо совпадает с данными работы [11].

Хорошее совпадение результатов расчета с опытными данными позволяет прогнозировать растворимость азота в неизученных системах Co-Cu-N и Ni-Cu-N. Данные о термодинамических свойствах систем Co-Cu и Ni-Cu, в которых наблюдаются положительные отклонения, можно найти в работе [6].

Применение уравнения (12) позволит рассчитывать растворимость азота в сплавах при любых температурах и давлениях азота в газовой фазе. С помощью уравнения (2) можно рассчитывать растворимость азота в многокомпонентных системах. Проведение эксперимента будет оправдано для контроля результатов в отдельных точках и использования опытных данных для корректировки расчетных констант.

Величины растворимости азота в жидких металлах и сплавах имеют значения при оценке максимально возможного количества растворенного азота при данных внешних условиях (температура, давление и состав легирующих элементов), а также для кинетики

адсорбции и десорбции азота, где градиент фактического количества и растворимости газа является движущей силой растворения или удаления азота в пирометаллургическом процессе, включая и электродуговую сварку.

Выводы

1. На основании ранее полученной формулы для растворимости газов в бинарных и многокомпонентных системах показана ее применимость к растворам азота в расплавах и обоснованы существующие уравнения для расчета.

2. Проверка выражения выполнена при сопоставлении результатов расчета с опытными данными для систем Fe-Ni-N, Fe-Co-N, Fe-Cu-N, Co-Ni-N, и прогнозированы зависимости для неизученных систем Co-Cu-N и Ni-Cu-N.

1. Королев М. Л. Азот как легирующий элемент стали. — М.: Metallurgizdat, 1961. — 162 с.
2. Поляри Ю. М., Григоренко Г. М. Уравнение для расчета растворимости азота в сплавах железа // Металлы. — 1989. — № 4. — С. 40–45.
3. Вагнер К. Термодинамика сплавов / Пер. с англ. под ред. А. А. Жуховицкого. — М.: Metallurgizdat, 1957. — 179 с.
4. Жуков А. А. Некоторые вопросы геометрической термодинамики спиноподобного распада пересыщенных твердых растворов // Термодинамические свойства расплавов. Матер. конф. под ред. Б. П. Бурылева. — Новокузнецк: Изд. Сиб. металлургического института, 1969. — С. 36–48.
5. Бурылев Б. П. О растворимости водорода в жидких сплавах // Журн. прикл. химии. — 1966. — 39, № 2. — С. 460–462.
6. Бурылев Б. П. Термодинамика сплавов на основе металлов группы железа. Дисс. на соискание уч. степени д-ра техн. наук. Новокузнецк, 1967. — 504 с.
7. Бурылев Б. П. Растворимость водорода в твердых сплавах железа // Журн. физ. химии. — 1966. — 40, № 4. — С. 822–825.
8. Бурылев Б. П., Мойсов Л. П. Термодинамика растворов азота в железе и его сплавах // Журн. физ. химии. — 1977. — 51, № 11. — 475 с. Деп. от 23 июня 1977 г. № 2450-77. — 66 с. Ред. Журн. физ. химии.
9. Бурылев Б. П. Прогнозирование термодинамических свойств растворов азота в сплавах металлов // Физико-химические исследования металлургических процессов. Межвузовский сб. Вып. 5. — Свердловск: Изд. УПИ, 1977. — С. 67–70.
10. Бурылев Б. П. Метод расчета термодинамических свойств бинарных растворов на основе никеля // Изв. вузов. Цв. металлургия. — 1964. — № 4. — С. 65–72.
11. Schenck H., Froberg M. G., Graf H. Untersuchungen über die Beeinflussung der Gleichgewichte von Stickstoff mit flüssigen Eisenlösungen durch den Zusatz weiterer Elemente (II) // Arch. Eisenhüttenw. — 1959. — 30, N 9. — S. 533–537.
12. Blossey R. G., Pehlke R. D. The solubility of nitrogen in liquid Fe-Ni-Co alloys // Trans. AJME. — 1966. — 236, N 4. — P. 566–569.
13. Belton G. R., Fruehan R. J. The determination of activities by mass spectrometry. I. The liquid metallic systems iron-nickel and iron-cobalt // J. Phys. Chem. — 1967. — 71, N 5. — P. 1403–1409.
14. Цемехман Л. Ш., Мицис В. П., Бурылев Б. П. Термодинамические свойства расплавов системы железо-медь // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1984. — № 6. — С. 1–4.

ОАО НИИМонтаж, Краснодар
Поступила 14.12.2000



К 80-летию академика НАН Украины В. А. Ефимова



Академик НАН Украины В. А. Ефимов был третьим по счету директором Физико-технологического института металлов и сплавов (бывшего Института проблем литья) в 42-летней истории его деятельности, однако по продолжительности пребывания на этом посту, а это более 24 лет, остается на первом месте.

Родился будущий известный ученый в области черной металлургии и литейного производства 5 марта 1921 г. в г. Никополе, инженерное образование получил в Днепропетровском металлургическом институте. На протяжении ряда лет работал инженером. С 1951 г., то есть со времени окончания аспирантуры при Киевском политехническом институте, его деятельность неразрывно связана с Академией наук Украины. Сначала он работал в Институте горной металлургии, затем (до 1964 г.) —

в Институте газа. В Институт проблем литья (в 1964 г.) он перешел уже вполне сформировавшимся ученым — доктором технических наук, поэтому его назначение заместителем директора по научной работе, а затем в 1966 г. директором института было вполне закономерным. Одновременно он руководил отделом плавки стали и формирования кристаллической структуры слитка.

Глубокие исследования жидкого состояния металлических и шлаковых расплавов, выполненные В. А. Ефимовым, позволили теоретически обосновать влияние турбулентных потоков жидкой стали на кристаллизацию слитков и отливок и возникновение в них дефектов, явились вкладом в изучение вопросов зарождения и развития газовых и других фаз при формировании слитков кипящей, спокойной и полуспокойной стали, всплывания неметаллических включений, взаимодействия шлаков с металлами при разливке стали. Большой теоретический и практический интерес представляют работы В. А. Ефимова по изучению гидродинамических процессов литья металлических расплавов, теплофизических условий формирования крупных слитков и отливок. Созданные под руководством В. А. Ефимова высокоэффективные технологии разливки стали в слитки получили широкое применение на многих металлургических и машиностроительных заводах бывшего СССР с годовым объемом производства десятки миллионов тонн.

Не менее значительный вклад внес В. А. Ефимов в изучение деформации и напряженного состояния первичной корки слитков различного назначения, разработку научно обоснованных принципов рационального конструирования их формы, создание методов получения тонкостенных стальных отливок выжиманием жидкого металла с кристаллизацией его под давлением, исследование влияния импульсной обработки и фильтрации расплавов на процессы кристаллизации слитков и качество металлургической продукции.

В. А. Ефимов по результатам исследований опубликовал свыше 600 научных статей, в числе которых 12 монографий, получил 230 авторских свидетельств. Его публикации пользуются широкой популярностью среди специалистов и служат надежной научной базой для создания и усовершенствования технологических процессов получения высококачественной продукции в металлургии и литейном производстве. Плодотворные идеи, заложенные в фундаментальных трудах В. А. Ефимова, успешно развивают многочисленные представители основанной им научной школы, в числе которых 6 докторов и более 30 кандидатов наук.



В. А. Ефимов много сделал для становления и развития Института проблем литья, который под его руководством стал ведущим в области процессов литья, получил признание отечественных и зарубежных специалистов.

В. А. Ефимов является основателем издания сборника «Процессы литья», который затем при его же активном участии был преобразован в научно-технический журнал. На протяжении ряда лет В. А. Ефимов был главным редактором журнала и в том, что ныне журнал пользуется широкой популярностью среди специалистов в области металлургии и литейного производства его большая заслуга.

На протяжении 20 лет В. А. Ефимов был руководителем научного совета по проблеме кристаллизации стального слитка, а затем секции «Процессы литья». Результаты этой работы были изданы в 10 томах научных конференций и послужили основой для создания журнала по этой проблеме. В. А. Ефимов был ответственным руководителем комплексной программы по внедрению передовых технологий, разрабатываемых в институтах АН УССР, на московском ПО «Автозил».

И сейчас, работая советником при дирекции института, В. А. Ефимов продолжает научно-исследовательскую работу, не отстает в стороне от активной общественной деятельности. Он является членом редакционной коллегии журнала «Процессы литья», членом ученого совета института и специализированного совета по защите докторских и кандидатских диссертаций.

Красноречивым подтверждением значимости научной, научно-организационной, педагогической и общественной деятельности академика НАН Украины В. А. Ефимова является присуждение ему двух Государственных премий СССР в области науки и техники, премии им. Е. О. Патона, награждение двумя орденами Трудового Красного Знамени, орденом «Знак Почета», медалями и орденами зарубежных государств.

Свой юбилей В. А. Ефимов встречает полным творческих замыслов и обширных планов. Об их реальности свидетельствует тот факт, что только за последние три года увидели свет две монографии ученого.

Научная общественность сердечно поздравляет Виктора Алексеевича с юбилеем и желает ему крепкого здоровья, счастья и новых творческих свершений.

Редакционная коллегия