Международный научно-теоретический и производственный журнал



Nº 1 (114)

Издается с января 1985 г. Выходит 4 раза в год

СОДЕРЖАНИЕ

 ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ Махиенко В. И., Миленин А. С., Козлитина С. С., Дзюбак Л. И. Моделировани структурного и напряженно-деформированного состояний разнородного стального слитка при электрошлаковой плавке. Полишко А. А., Саенко В. Я., Степаною С. Н., Туник А. Ю., Клочков И. Н. Поведение неметаллических включений в структуре литой электрошлаковой нержавеющей стали AISI типа 316 ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ Полищук С. С., Устиво А. И., Теличко В. А., Моздзен Г., Мерсталлингер А., Мельниченко Т. В. Условия получения бездефектных квазикристаллических покрытий AI-Cu-Fe способом электронно-лучевого вакуумного осаждения Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э., Нероденко Л. М., Микитчик А. В., Акрымов В. А. Исследование функциональных возможностей конденсированных градиентных термобарьерных покрытий	e 4
 Махненко В. И., Миленин А. С., Козлитина С. С., Дзюбак Л. И. Моделированиструктурного и напряженно-деформированного состояний разнородного стального слитка при электрошлаковой плавке Полишко А. А., Саенко В. Я., Степанюк С. Н., Туник А. Ю., Клочков И. Н. Поведение неметаллических включений в структуре литой электрошлаковой пержавеющей стали AISI типа 316 ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ Полишук С. С., Устинов А. И., Теличко В. А., Моздзен Г., Мерсталлингер А., Мельниченко Т. В. Условия получения бездефектных квазикристаллических покрытий АІ-Си-Fe способом электронно-лучевого вакуумного осаждения Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э., Нероденко Л. М., Микитчик А. В., Акрымов В. А. Исспедование функциональных возможностей конденсированных градиентных термобарьерных покрытий ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ Бурнашев В. Р., Шаповалов В. А., Жиров Д. М., Кожемякин В. Г., Ботвинко Д. Плазмевно-дуговой переплав заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных нержавеющих сталей ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ Максюта И. И., Клясс О. В., Квасницкая Ю. Г., Мяльница Г. Ф., Михиян Е. В. Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности дегазации расплава стали от водорода при внепечной обработке в электростатическом поле Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихговых материалов на процессы алюмотермии при выплавке ферротитана ИНФОРМАЦИЯ Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее» Цельносварному мост и М. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! М. Чепурному — 70 лет! 	ie 4
 Полншко А. А., Саенко В. Я., Степанюк С. Н., Туник А. Ю., Клочков И. Н. Поведение неметаллических включений в структуре литой электрошлаковой нержавеющей стали AISI типа 316 ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ Полицук С. С., Устиюв А. И., Теличко В. А., Моздзен Г., Мерсталлингер А., Мельниченко Т. В. Условия получения бездефектных квазикристаллических покрытий Al-Cu-Fe способом электронно-лучевого вакуумного осаждения Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э., Нероденко Л. М., Микитчик А. В., Акрымов В. А Исследование функциональных возможностей конденсированных градиентных термобарьерных покрытий ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ Бурнашев В. Р., Шановалов В. А., Жиров Д. М., Кожемякин В. Г., Ботвинко Д. Плазменно-дуговой переплав заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных нержавеющих сталей ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ Максюта И. И., Клясс О. В., Квасиникая Ю. Г., Мяльница Г. Ф., Михияян Е. В. технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности дегазации расплава стали от водорода при внепечной обработке в электро- статическом поле Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихтовых материалов на процессы алюмотермии при выплавке ферротитана ИНФОРМАЦИЯ Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее» Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! Шающкова, А. Х. Российская ежеголиза конференция молоцих начичих 	10
 ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ Полищук С. С., Устинов А. И., Теличко В. А., Моздзен Г., Мерсталлингер А., Мельниченко Т. В. Условия получения бездефектных квазикристаллических покрытий АІ-Сu-Fe способом электронно-лучевого вакуумного осаждения	. 10
 Полищук С. С., Устинов А. И., Теличко В. А., Моздзен Г., Мерсталлингер А., Мельниченко Т. В. Условия получения бездефектных квазикристаллических покрытий Аl-Cu-Fe способом электронно-лучевого вакуумного осаждения Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э., Нероденко Л. М., Микитчик А. В., Акрымов В. А. Исследование функциональных возможностей конденсированных градиентных термобарьерных покрытий ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ Бурнашев В. Р., Шаповалов В. А., Жиров Д. М., Кожемякин В. Г., Ботвинко Д. Плазменно-дуговой переплав заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных нержавеющих сталей ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ Максюта И. И., Клясс О. В., Квасницкая Ю. Г., Мяльница Г. Ф., Михнян Е. В. Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности високохромистого никелевого сплава, комплексно поле Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихтовых материалов на процессы алюмотермии при выплавке ферротитана ИНФОРМАЦИЯ Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологи — настоящее и будущее» Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! Полишко А. А. Хоссийская сжеголизая конференция мололых научных 	
 Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э., Нероденко Л. М., Микитчик А. В., Акрымов В. А. Исследование функциональных возможностей конденсированных градиентных термобарьерных покрытий ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ Бурнашев В. Р., Шаповалов В. А., Жиров Д. М., Кожемякин В. Г., Ботвинко Д. Плазменно-дуговой переплав заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных нержавеющих сталей ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ Максюта И. И., Клясс О. В., Квасницкая Ю. Г., Мяльница Г. Ф., Михнян Е. В. Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности дегазации расплава стали от водорода при внепечной обработке в электростатическом поле. Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихтовых материалов на процессы алюмотермии при выплавке ферротитана ИНФОРМАЦИЯ Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее». Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! М. Д. Чепурному — 70 лет! 	19
ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ Бурнашев В. Р., Шаповалов В. А., Жиров Д. М., Кожемякин В. Г., Ботвинко Д. Плазменно-дуговой переплав заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных нержавеющих сталей ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ Максюта И. И., Клясс О. В., Квасницкая Ю. Г., Мяльница Г. Ф., Михнян Е. В. технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности дегазации расплава стали от водорода при внепечной обработке в электростатическом поле Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихтовых материалов на процессы алюмотермии при выплавке ферротитана ИНФОРМАЦИЯ Зсльниченко А. Т., Липодасв В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее» Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! А. Д. Чепурному — 70 лет!	
Бурнашев В. Р., Шаповалов В. А., Жиров Д. М., Кожемякин В. Г., Ботвинко Д. Плазменно-дуговой переплав заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных нержавеющих сталей ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ Максюта И. И., Клясс О. В., Квасницкая Ю. Г., Мяльница Г. Ф., Михнян Е. В. Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности дегазации расплава стали от водорода при внепечной обработке в электро- статическом поле Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихтовых материалов на процессы алюмотермии при выплавке ферротитана ИНФОРМАЦИЯ Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее» Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! А. Д. Чепурному — 70 лет!	
Плазменно-дуговой переплав заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных нержавеющих сталей ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ Максюта И. И., Клясс О. В., Квасницкая Ю. Г., Мяльница Г. Ф., Михнян Е. В. Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности дегазации расплава стали от водорода при внепечной обработке в электростатическом поле Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихтовых материалов на процессы алюмотермии при выплавке ферротитана ИНФОРМАЦИЯ Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее» Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! А. Д. Чепурному — 70 лет!	B.
 ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ Максюта И. И., Клясс О. В., Квасницкая Ю. Г., Мяльница Г. Ф., Михнян Е. В. Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности дегазации расплава стали от водорода при внепечной обработке в электростатическом поле Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихтовых материалов на процессы алюмотермии при выплавке ферротитана ИНФОРМАЦИЯ Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее» Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! Доцицко А. А. Х Российская ежегодная конференция мололых научных 	. 37
 Максюта И. И., Клясс О. В., Квасницкая Ю. Г., Мяльница Г. Ф., Михнян Е. В. Технологические особенности высокохромистого никелевого сплава, комплексно-легированного рением и танталом ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности дегазации расплава стали от водорода при внепечной обработке в электростатическом поле Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихтовых материалов на процессы алюмотермии при выплавке ферротитана ИНФОРМАЦИЯ Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее» Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! Доцицко А. А. Х Российская ежегодная конференция мололых научных 	
 ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности дегазации расплава стали от водорода при внепечной обработке в электростатическом поле. Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихтовых материалов на процессы алюмотермии при выплавке ферротитана ИНФОРМАЦИЯ Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее». Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! А. Д. Чепурному — 70 лет! 	41
 Захаров Н. И., Троянский А. А., Дюдкин Д. А. Физико-химические особенности дегазации расплава стали от водорода при внепечной обработке в электростатическом поле	
Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Влияние дисперсности шихтовых материалов на процессы алюмотермии при выплавке ферротитана	1 /C
ИНФОРМАЦИЯ Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее» Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! А. Д. Чепурному — 70 лет! Поницко А. А. Х. Российская ежегодная конференция мололых научных	. 53
Зельниченко А. Т., Липодаев В. Н. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее» Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! А. Д. Чепурному — 70 лет! Поцищко А. А. Х Российская ежегодная конференция мололых научных	
Цельносварному мосту им. Е. О. Патона — 60 лет! ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! А. Д. Чепурному — 70 лет! Поницко А. А. Х. Российская ежегодная конференция мололых научных	58
ОАО «Запорожсталь» — 80 лет! В. С. Куцаку — 70 лет! А. Д. Чепурному — 70 лет! Полицко А. А. Х. Российская ежегодная конференция мололых научных	. 59
В. С. Куцаку — 70 лет! А. Д. Чепурному — 70 лет! Полицико А. А. Х. Российская ежегодная конференция мололых научных	. 61
А. Д. Чепурному — 70 лет!	. 63
Полишко А. А. Х Российская ежегодная конференция молодых научных	. 63
сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов»	65
Металлургия и материаловедение. Рефераты отчетов по темам за 2009–2012 гг.	
Диссертации на соискание ученой степени	. 67
Открытие мемориальной доски Владимиру Ивановичу Махненко	. 67
Памяти В. И. Лакомского	67 72 . 73

Журнал переиздается в полном объеме на английском языке под названием «Advances in Electrometallurgy» (ISSN 1810-0384) издательством «Camdridge International Science Publishing», Великобритания www.cisp-publishing.com

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ: Главный редактор

Б. Е. Патон С. В. Ахонин, Г. М. Григоренко (зам. гл. р Д. М. Дяченко (отв. секр.), Л. Б. Медова Б. А. Мовчан, А. С. Письменный, А. И. Устинов, В. А. Шаповалов (ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина), М. И. Гасик (НМетАУ, Днепропетровск, Укр О. М. Ивасишин (Ин-т металлофизики, Кис П.И. Лобода (НТУУ «КПИ», Киев, Украи А. Н. Петрунько (ГП «ГНИП Институт тита Запорожье, Украина), А. Д. Рябцев, А. А. Троянский (ДонНТУ, Укр

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Д. Аблизер (Ун-т Лотарингии, Нанси, Франция), Г. М. Григоренко (ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина К. В. Григорович (МИСиС, Москва, РФ), А. А. Ильин (МАТИ-РГТУ, Москва, РФ), Б. Короушич (Ин-т металлов и технол., Любляна, Слове С. Ф. Медина (Нац. центр металлург. исслед., Мадрид, Исп А. Митчелл (Ун-т Британской Колумбии, Канада) Б. Е. Патон (ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина **П. В. Рашев** (Ин-т металловед. и технол. металлов София, Болгария), Ж. Фокт (Науч.-технол. ун-т Лилля, Франция), Цохуа Джанг Северо-Восточный ун-т, Шеньян, Кита

Учредители:

Национальная академия наук Украинь Институт электросварки им. Е. О. Патона Н Международная ассоциация «Сварка» (изда

Адрес редакции:

Украина, 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины Тел./факс: (38044) 200 82 77; 200 54 84 Тел.: (38044) 205 22 07 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com

Релактор В. И. Котляр Электронная верстка: Л. Н. Герасименко, Т. Ю. Снегирева

Свидетельство о государственной регистрации КВ 6185 от 31.05.2002 ISSN 0233-7681

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

При перепечатке материалов ссылка на журнал обязательна. За содержание рекламных материалов редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

© НАН Украины, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, МА «Сварка», 2014

International Scientific-Theoretical and Production Journal

ESOVIRIEMIENNAYA (Electrometallurgy Today)

№ 1 (114) 2014

Published since January, 1985 Is published 4 times a year

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief **B. E. Paton** S.V. Akhonin, G. M. Grigorenko (vice-chief ed.), D. M. Dyachenko (exec. secr.), L. B. Medovar, B. A. Movchan, A. S. Pismenny, A. I. Ustinov, V. A. Shapovalov (PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine), M. I. Gasik (NMetAU, Dnipropetrovsk), O. M. Ivasishin (Institute of Metal Physics, Kyiv, Ukraine), P. I. Loboda (NTUU «KPI», Kyiv, Ukraine), A. N. Petrunko (Institute of the Titan, Zaporozhye, Ukraine), A. D. Ryabtsev, A. A. Troyansky (DonNTU, Donetsk, Ukraine)

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

D. Ablitzer (Universite de Lorraine, Nansy, France), G. M. Grigorenko (PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine), K. V. Grigorovich (MISIS, Moscow, Russia), A. A. Iljin (MATI, Moscow, Russia), **B.** Koroushich (IMT, Ljubljana, Slovenia), S. F. Medina (CENIM, Madrid, Spain), A. Mitchell (University of British Columbia, Canada), B. E. Paton (PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine), Ts. V. Rashev (Institute of Metal Science, Sofia, Bulgaria), J. Foct (Universite de Lille, France), **Zhouhua Jiang** Notheastern University, Shenyang, China

Founders:

The National Academy of Sciences of Ukraine The E. O. Paton Electric Welding Institute International Association «Welding» (Publisher)

Address:

The E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU, 11, Bozhenko Str., 03680, Kyiv, Ukraine Tel./Fax: (38044) 200 82 77; 200 54 84 Tel.: (38044) 205 22 07 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com

> Editor V. I. Kotlyar Electron galley: L. N. Gerasimenko, T. Yu. Snegiryova

> > State Registration Certificate KV 6185 of 31.05.2002 ISSN 0233-7681

All rights reserved. This publication and each of the articles contained here in are protected by copyright

Permission to reproduce material contained in this journal must be obtained in writing from the Publisher

CONTENTS

Decrees of the President of Ukraine about rewarding of B.E. Paton and L.M. Lobanov	3
ELECTROSLAG TECHNOLOGY	
Makhnenko V.I., Milenin A.S., Kozlitina S.S., Dzyuba L.I. Modeling of structural and stress-strain state of dissimilar steel ingot in electroslag melting	4
Polishko A.A., Saenko V.Ya., Stepanyuk S.N., Tunik A.Yu. Klochkov I.N. Behavior of non-metallic inclusions in structure of cast electroslag stainless	

ELECTRON BEAM PROCESSES

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Burnashev V.P., Shapovalov V.A., Zhirov D.M., Kozhemyakin V.G., Botvinko D.V. Plasma-arc remelting of billets compacted from chips of austenitic stainless steels 37

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

Zakharov N.I., Troyansky A.A., Dyudkin D.A. Physical-chemical peculiarities of steel melt degassing from hydrogen during ladle treatment in electrostatic field 49

INFORMATION

Zelnichenko A.T., Lipodaev V.N. International Conference «Welding and Related TechnologiesPresent and Future»
E.O. Paton all-welded bridge is 60 59
OJSC «Zaporozhstal» is 80
V.S. Kutsak is 70
A.D. Chepurnoy is 70
Polishko A.A. X Russian Annual Conference of young scientists and post-graduates «Physics-Chemistry and Technology of Inorganic Materials»
Metallurgy and Materials Science. Abstracts for 2009–2012
Theses for scientific degree
Opening of memorial plaque of Makhnenko Vladimir Ivanovich
In memory of Lakomsky V.I
Calendar of conferences and exhibitions for 2014

«Sovremennaya Elektrometallurgiya» journal (Electrometallurgy Today) is published in English under the title of «Advances in Electrometallurgy» by Camdridge International Science Publishing, United Kingdom www.cisp-publishing.com



У К А З ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ № 650/2013

Про відзначення Б. Патона орденом «За заслуги»

За визначні особисті заслуги у зміцненні науково-технічного потенціалу Української держави, багаторічне самовіддане служіння вітчизняній науці П О С Т А Н О В Л Я Ю:

Нагородити орденом «За заслуги» І ступеня ПАТОНА Бориса Євгеновича – президента Національної академії наук України, м. Київ.

Президент України Віктор ЯНУКОВИЧ 27 листопада 2013 року

У К А З ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ № 655/2013

Про відзначення державними нагородами України з нагоди річниці підтвердження всеукраїнським референдумом Акта проголошення незалежності України 1 грудня 1991 року.

За значний особистий внесок у соціально-економічний, науково-технічний, культурно-освітній розвиток Української держави, вагомі трудові досягнення, багаторічну сумлінну працю П О С Т А Н О В Л Я Ю:

Нагородити орденом «За заслуги» І ступеня ЛОБАНОВА Леоніда Михайловича – заступника директора Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона Національної академії наук України, м. Київ.

Президент України Віктор ЯНУКОВИЧ 3 грудня 2013 року



УДК 669.117.56

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЙ РАЗНОРОДНОГО СТАЛЬНОГО СЛИТКА ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ПЛАВКЕ

В. И. Махненко, А. С. Миленин, С. С. Козлитина, Л. И. Дзюбак

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Показано, что использование разнородных конструкций, элементов машин и механизмов в различных отраслях (энергетическом комплексе, трубопроводном транспорте, авиакосмической промышленности) позволяет получать уникальный комплекс эксплуатационных свойств, сложно достижимых при использовании однородных материалов. В этом случае возникают естественные трудности в получении разнородных деталей и заготовок с гарантированным качеством металла. Для изготовления разнородных элементов существуют различные технологические приемы, одним из которых является электрошлаковая плавка в токоведущем кристаллизаторе с жидким присадочным металлом, применяемая, в частности, для производства разнородных по высоте стальных слитков большого диаметра, используемых для валов роторов турбин. Одной из задач оптимизации технологических параметров такого процесса является минимизация склонности металла разнородного слитка к появлению холодных трещин. Для численного анализа кинетики тепловых, физико-химических и механических процессов разработали комплекс математических моделей и программных средств, посредством которых обнаружены некоторые особенности формирования переходной зоны разнородного слитка. Предложен подход относительно выбора оптимального химического состава присадочного металла и продемонстрирована возможность минимизации таким образом склонности металла слитка к образованию холодных трещин в переходной зоне. Также показано существенное влияние материала с химическим составом, отличным от оптимального, на склонность металла слитка к растрескиванию, предложены способы эффективной оптимизации процесса электрошлаковой плавки разнородных по высоте слитков для снижения риска появления такого рода дефектов. Библиогр. 13, табл. 1, ил. 2.

Ключевые слова: разнородный стальной слиток большого сечения; электрошлаковая плавка; структурный состав; напряженно-деформированное состояние; холодные трещины; математическое моделирование

Использование разнородных элементов в современных конструкциях и механизмах является одним из эффективных способов получения уникального набора их эксплуатационных характеристик (повышенная прочность, стойкость против воздействия агрессивных сред и высоких температур, сопротивляемость различным нагрузкам и др. [1-3]. При этом возникает необходимость в неразъемном соединении элементов из различных материалов, для чего требуется соответствующая оптимизация металла разнородной переходной зоны с точки зрения определенного уровня эксплуатационных свойств конструкции в целом [4]. Примером таких конструкционных элементов являются разнородные по длине оси турбин, используемые в энергетической отрасли. Для их получения применяют электрошлаковую сварку цилиндрических заготовок большого диаметра из различных сталей, что является трудоемким и энергозатратным процессом. В качестве альтернативы может быть предложен процесс электрошлаковой плавки (ЭШП) заготовок с изменением состава переплавляемого металла по мере выплавления слитка.

В Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины разработана технология ЭШП в токоведущем кристаллизаторе с жидким присадочным металлом [5], позволяющая получать слитки большого диаметра, в том числе переменного по высоте химического состава (рис. 1). Одной из задач оптимизации данного технологического процесса является снижение склонности металла переходной зоны к образованию дефектов несплошности типа холодных трещин (XT). Необходимым условием появления XT является одновременное наличие в

© В. И. МАХНЕНКО, А. С. МИЛЕНИН, С. С. КОЗЛИТИНА, Л. И. ДЗЮБАК, 2014

4

конкретной области металла растягивающих напряжений, закалочных структур и диффузионного водорода [6, 7].

Одним из путей обеспечения хорошего качества выплавляемых способом ЭШП слитков (наряду со снижением объемной доли водорода в металле переплавляемого металла) служит оптимизация производственных процессов с позиций минимизации количества мартенситных фаз в области высоких растягивающих напряжений. При этом рациональной является оценка склонности металла слитка к образованию указанных дефектов при различных режимах плавки с помощью современных методов математического и компьютерного моделирования кинетики температурного, фазового и напряженно-деформированного состояний металла слитка.

В настоящей работе с целью численного анализа кинетики структурного и напряженно-деформированного состояний разнородного стального слитка в зависимости от его химического состава и оценки склонности металла к появлению ХТ при ЭШП разработаны математические модели и средства компьютерного моделирования.

Как показано в работе [8], для минимизации переходной области между разнородными частями слитка, а также получения неглубокой и однородной в радиальном направлении цилиндрического слитка ванны жидкого металла оптимальным является режим, состоящий из следующих последовательных этапов: выплавки первой части слитка состава X_{I} ; уменьшения размеров жидкой ванны при остановке вытягивания слитка (скорость перемещения поддона v = 0) и варьировании подводимой мощности w_0 ; формирования переходной зоны за счет присадки металла состава X_{III} ; выплавки второй части слитка состава X_{III} .

Прогнозирование кинетики фазового состояния металла слитка в процессе ЭШП вплоть до его полного остывания производится с учетом численного анализа температурных циклов при конкретных режимах плавки, химического состава сталей слитка и диаграмм анизотропного распада аустенита (АРА). Такие диаграммы с учетом длительности выдержки выше соответствующих температур в настоящее время разработаны для многих сталей [9, 10]. С помощью диаграмм АРА можно оценить массовую часть V_n конкретной *n*-ной структурной составляющей ($n = A, \Phi, \Pi, Б, M -$ соответственно аустенитная, ферритная, перлитная, бейнитная, мартенситная) в областях как чистых, так и смешанных фаз: аустенитная (А), аустенитно-ферритная (A + Ka), перлитная (A + F + Ka), где Ка – карбиды, бейнитная (А + F + Ка), примыкающая к зоне, ограниченной температурой начала мартенситного превращения и сверху температурами ниже 600 °С. Точки пересечения кривых температурных циклов T(t), характеризующиеся средней скоростью охлаждения в зоне 800...500 °С $W_{8/5}$, определяют температуры начала и конца соответствую-



Рис. 1. Схема ЭШП разнородного по высоте слитка большого диаметра: 1 — слиток; 2 — ванна жидкого метала; 3 — шлак; 4 — графитовая футеровка; 5 — токоведущий кристаллизатор; 6 — изолятор; 7 — кристаллизатор, шунтирующий шлаковую ванну; 8 — кристаллизатор; 9 — поддон

щих структурных превращений аустенита в *n*-ную фазу. Самым простым способом использования диаграммы APA для конкретного цикла охлаждения с величиной [$W_{8/5}$] является интерполяция данных диаграммы соответствующей стали на конкретную область, т. е. искомая величина A_K при [$W_{8/5}$] ($W_{8/5}^* > [W_{8/5}] > W_{8/5}$) определяется из следующего соотношения:

$$A_{K} = \frac{A_{K}^{+} - A_{K}^{-}}{W_{8/5}^{+} - W_{8/5}^{-}} (W_{8/5}^{+} - [W_{8/5}]) + A_{K}^{-},$$

где A_{K}^{+} соответствует $W_{8/5}^{+}; A_{K}^{-} - W_{8/5}^{-}$.

Таким образом, для любой кривой охлаждения $\frac{\partial T}{\partial t} < 0$ в металле рассматриваемого слитка на осно-

 ∂t ве соответствующей оцифрованной диаграммы АРА определяются необходимые данные относительно температур начала и конца *n*-ной фазы превращения аустенита, длительность превращения в фазу $n = \Phi$, П, Б, М, массовые доли начала и конца *n*-ого превращения V_n^{st} , V_n^{e} .

Соответственно при температуре T(t) в момент времени t при $T_n^{st} > T(t) > T_n^e$ относительная массовая доля n-ной микроструктуры $V_n(t, T)$ определяется следующим образом:

$$\begin{split} V_n(t, \ T) &= \frac{V_n^e}{2} \Biggl[\frac{T_n^{st} - T(t)}{T_n^{st} - T_n^e} + \frac{t_n^{st} - t}{t_n^{st} - t_n^e} \Biggr] + \ V_n^{st}. \end{split}$$
В случае $\frac{\partial T}{\partial t} > 0$ принимается условие

$$rac{\partial V_n}{\partial t} = 0$$
при $T < 800$ °C;
 $V_{n \neq A} \equiv 0, V_A = 1,0$ при $T \ge 800$ °C

В случае, если диаграмма АРА конкретной стали не содержит подробных данных о микроструктурном состоянии для необходимого цикла охлаждения, они могут быть восстановлены с помощью соответствующих теоретических гипотез. В частности, довольно популярной является гипотеза Аврами [11], используемая в сварочной литературе, согласно которой скорость появления новых фаз ∂V

 $\left.\frac{\partial V}{\partial t}\right|_{n \neq A}$ при данной температуре T(t) пропорцио-

нальна содержанию остаточного аустенита $V_{\rm A}(t)$, т. е.

$$\frac{\partial V_{n \neq A}}{\partial t} = -\frac{\partial V_A(t)}{\partial t} = k(T)V_A(t), \tag{1}$$

где k(T) — функция температуры.

Из уравнения (1) следует, что в температурном интервале $\Delta T = T_2 - T_1$

$$\Delta V(t) = C_0 \exp \left[-k(T)(t - t_0) \right],$$

где константа интегрирования C_0 определяется при температуре T_1 и времени $t = t_0: C_0 = V_A(t_0)$.

Анализ напряженно-деформированного состояния слитка в процессе ЭШП в данной работе производили на основе численного решения задачи нестационарной термопластичности путем прослеживания упруго-пластических деформаций с момента начала плавки вплоть до полного остывания слитка [12]. Связь между приращениями компонент тензоров напряжений $\Delta \sigma_{ij}$ и деформаций $\Delta \varepsilon_{ij}$ определяется законом Гука и ассоциированным законом пластического течения исходя из следующих соотношений [13]:

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij} / \sigma_m) + \delta_{ij} (K \sigma_m + \Delta \varepsilon_m)$$
$$- \frac{1}{2G} (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma_m)^* + (K \sigma_m)^*,$$

где $K = \frac{1-2\nu}{E}$; $G = \frac{E}{2(1+\nu)}$; E — модуль Юнга, ν — коэффициент Пуассона: σ — мембранные на-

ν – коэффициент Пуассона; σ_m – мембранные напряжения; δ_{ij} – символ Кронекера; ψ – функция состояния материала, определяемая условием пластического течения согласно критерию Мизеса.

$$\psi = \frac{1}{2G}$$
, если $\sigma_i < \sigma_{\mathrm{T}}$,
 $\psi > \frac{1}{2G}$, если $\sigma_i = \sigma_{\mathrm{T}}$,

где σ_i — интенсивность напряжений; $\sigma_{\rm r}$ — предел текучести.

Для учета влияния объемных эффектов фазовых превращений определяются относительные линейные изменения элементарного объема при наличии соответствующей диаграммы APA и справочных данных относительно объемного изменения соответствующей микроструктуры $\gamma_n(T)$ согласно следующим зависимостям, см³/г:

$$\begin{split} \gamma_{\rm A}(T) &= 0,12282 + 8,76\cdot 10^{-6}(T+273) + 2,13\cdot 10^{-6}{\rm C}; \\ \gamma_{\rm M}(T &= 0,12708 + 4,448\cdot 10^{-6}(T+273) + 2,79\cdot 10^{-3}{\rm C}; \\ \gamma_{\rm \Phi}(T) &= \gamma_{\rm \Pi}(T) = \gamma_{\rm B}(T) = 0,12708 + \\ &+ 5,528\cdot 10^{-6}(T+273), \end{split}$$

где С — содержание углерода, %.

Предполагается, что в каждом достаточно малом элементарном объеме слитка температура и свойства имеют постоянные значения, а также сохраняется масса. Тогда относительное изменение линейных размеров данного элементарного объема $\Delta \phi$, связанное с изменением температуры и микроструктур за временной отрезок $\Delta t = t_k - t_{k-1}$, при известных $\gamma_n(T)$ и $V_n(T, t)$ можно представить в виде

$$\Delta \varphi = \frac{\sum_{n = A, \dots, M} V_n(T, t_k) \gamma_n(T_k) - \sum_{n = A, \dots, M} V_n(T, t_{k-1}) \gamma_n(T_{k-1})}{3 \sum_{n = A, \dots, M} V_n(T_{0, 0}) \gamma_n(T_0)},$$

где T_0 — начальная температура формирования материала твердого слитка (например, температура солидус).

Для вычисления предела текучести металла в зависимости от \boldsymbol{V}_n обычно используют зависимость

$$\sigma_{\mathrm{T}}(T) = \sum_{n = \mathrm{A}, \ldots, \mathrm{M}} \sigma_{\mathrm{T}}^{(n)}(T) V_{n}(T),$$

где $\sigma_{T}^{(n)}$ — предел текучести *n*-ной структурной составляющей в зависимости от температуры.

При этом для многих сталей $\sigma_{\rm T}^{(n)}(T)$ можно представить в виде

$$\sigma_{T}^{(n)}(T) = \sigma_{T}^{(n)}(20 \ ^{\circ}\text{C})f(T) \dots ,$$

где f(T) не зависит от n.

Приведенные модели кинетики структурного состава и напряженно-деформированного состояния металла, разнородного по высоте слитка, объединяются с разработанными моделями изменения полей температур и химического состава в рамках обобщенных конечно-разностных и конечно-элементных схем. В качестве примера численного анализа склонности металла разнородного по высоте слитка большого диаметра к образованию XT рассмотрен процесс ЭШП цилиндрического слитка диаметром 1200 мм из сталей различного класса: сталь SAE2330 (состав XI), мас. %: 0,3 С–51 Мп– 0,32 Si–0,007 S–0,011 P–3,03 Ni–0,07 Сг–0,032 Al– 0,001 Ti; сталь 28NiCrMo74 (состав XII), мас. %:

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ



Рис. 2. Распределение тангенциальных (*a*), аксиальных (*b*) напряжений и мартенсита (*b*) в поперечном сечении разнородного цилиндрического слитка из сталей SAE2330 и 28NiCrMo74 с присадочным металлом оптимального состава 30CAD6-12 (*I*); без него (*II*); с присадочным металлом 14NiCr1,4 (*III*); с присадочным металлом 30NCD12 после выплавки способом ЭШП (*IV*)

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

0,3 C-0,46 Mn-0,24 Si-0,025 S-0,03 P-2,06 Ni-1,44 Cr-0,37 Mo-0,2 Cu-0,001 V.

Скорость плавки в рассматриваемом случае принята равной 6 мм/мин, температура заливаемого металла — 1550 °С. Соответственно первые 2,75 ч (1000 мм слитка по высоте) в кристаллизатор подается расплав состава $X_{\rm I}$, вторая половина слитка должна иметь состав $X_{\rm II}$. Более плавного разнородного по высоте перехода можно достичь за счет разбавления предыдущего состава жидкой металлической ванны составом $X_{\rm III}$. Для расчета оптимального химического состава присадки $X_{\rm onr}$ можно воспользоваться формулой

$$X_{\rm offr} = X_{\rm II} + \frac{4G_F}{\pi D^2 \upsilon \tau} (X_{\rm II} - X_{\rm I}),$$
(2)

где $G_{\rm F}$ — объем жидкой металлической ванны в конце выплавки части слитка состава $X_{\rm I}.$

В общем случае, если известен химический состав X(t) жидкой металлической ванны объемом G(t) в момент времени t и объемная скорость внесения жидкого металла $\pi \frac{D^2}{4} v(t)$ с химическим составом $X_{\rm III}$, то за промежуток времени Δt химический состав жидкой металлической ванны $X(t + \Delta t)$ определяется зависимостью

$$X(t + \Delta t) = \frac{X(t)[2G(t) - G(t + \Delta t)] + X_{\text{III}} \frac{\pi D^2}{4} v(t)\Delta t}{2G(t) - G(t + \Delta t) + \frac{\pi D^2}{4} v(t)\Delta t}$$

где G(t) — объем ванны жидкого металла; v(t) — скорость плавки; D — диаметр слитка.

Следует отметить, что при оптимизации рассматриваемого технологического процесса актуальным является вопрос выбора промежуточного металла. Так как подбор химического состава согласно формуле (2) для каждой конкретной пары металлов разнородного слитка является трудоемким и усложняет процесс выплавки, то целесообразным является использование для присадки существующих марок сталей, состав которых наиболее приближен к расчетному. В таблице приведены результаты расчета состава жидкой ванны, здесь в качестве присадки используется сталь 30CAD6-12, мас. % (0,28 % C-0,49 % Mn-0,32 % Si-0,050 % S-0,012 % P-0,13 % Ni-1,65 % Cr-0,22 % Mo-1,050 % Al).

В этом случае в переходной области не замечены предпосылки к избыточной склонности металла к образованию XT (рис. 2, *I*). Процессы тепломассобмена приводят к плавному переходу структурных составляющих от одного состава слитка к другому, наибольшая вероятность появления дефектов несплошности зафиксирована в центральной части слитка. Это связано со спецификой отвода тепла и усадочных процессов, в то время как формирование разнородной переходной зоны происходит в режимах, приближенных к оптимальным.

Следует отметить, что использование многоэтапного ЭШП разнородного по высоте слитка с оптимальным химическим составом присадки снижает склонность металла слитка к образованию дефектов в сравнении с технологией, не предусматривающей применение промежуточного слоя [8]. Использование при плавке только двух основных сталей влечет за собой формирование более высоких растягивающих напряжений в слитке, вызванных большими градиентами механических свойств металла переходной зоны при сходных распределениях закалочных структур (рис. 2, *II*).

Отклонение химического состава присадочного металла от оптимального, определенного согласно формуле (2), в зависимости от структурного состояния основного слитка может изменить склонность к образованию XT в переходной области. На рис. 2, *III* показаны результаты моделирования выплавки слитка из сталей того же состава, но в качестве промежуточного выбран металл 30NCD12, мас. % (0,3 C–0,4 Mn–0,3 Si–0,016 S–0,015 P–3,2 Ni–0,86 Cr–0,4 Mo–0,17 Cu).

В переходной области при этом формируются участки с повышенным содержанием мартенсита и одновременным наличием растягивающих аксиальных напряжений. Это свидетельствует о существен-

Результаты расчета состава жидкой ванны $X(t_n$ + $ au$) для металлов с составами $X_{ m I}$, $X_{ m II}$ и присадки с составом $X_{ m III}$							
Химический	X_{I}	X_{II}	$X_{\rm III}$	τ =	17 мин	τ = 34 мин	
элемент		%		X_{ont}	$X(t_{\rm H} + \tau)$	$X_{\rm ont}$	$X(t_{\rm H} + \tau)$
С	0,3	0,3	0,28	0,3	0,29	0,3	0,29
Mn	0,51	0,46	0,49	0,46	0,50	0,44	0,50
Si	0,32	0,24	0,32	0,24	0,32	0,21	0,32
S	0,007	0,025	0,05	0,03	0,03	0,03	0,04
Р	0,0011	0,03	0,012	0,03	0,01	0,04	0,01
Ni	3,03	2,06	0,13	2,05	1,22	1,75	0,87
Cr	0,07	1,44	1,65	1,46	1,05	1,87	1,25
Mo	0	0,37	0,22	0,37	0,14	0,49	0,16

ном росте склонности металла переходной зоны к появлению XT из-за некорректного выбора присадочного материала. В то же время, если в качестве присадки выбрать сталь 14NiCr1,4, мас. % (0,13 C– 0,46 Mn–0,26 Si–0,012 S–0,013 P–3,69 Ni–0,78 Cr– 0,04 Mo–0,16 Cu–0,012 Al), количество закалочных структур переходной зоны незначительно (рис. 2, IV), а наличие разнородного перехода не меняет склонности слитка к появлению таких дефектов несмотря на существенное отличие от оптимального состава присадки.

Выводы

1. С целью численного анализа склонности металла разнородного по высоте стального слитка к образованию ХТ при ЭШП разработана комплексная математическая модель кинетики температурного, структурного и напряженно-деформированного состояний металла цилиндрических слитков. Предложены подходы к определению химического состава присадочного металла для получения оптимальной переходной зоны с позиций конечного качества слитка.

2. Показано, что при рациональном выборе присадочного металла наличие переходной зоны не влияет на общую склонность металла слитка к образованию XT, поскольку количество закалочных структур в областях с растягивающими напряжениями не превышает их объемной доли в других частях слитка.

3. Проанализирована возможность использования в качестве присадочного материала сталей с химическим составом, отличным от оптимального (с позиций склонности металла слитка к образованию XT). Показано, что этот фактор может иметь существенное влияние на склонность металла переходной зоны к появлению таких дефектов, поскольку может вызвать увеличение количества мартенсита в областях с растягивающими аксиальными напряжениями.

- 1. Characterization and properties of dissimilar metal combinations of Fe/Al and Ti/Al-sheet materials / F. Wagner, I. Zerner, M. Kreimeyer et al. // Proc. ICALEO (Orlando, Florida, USA, Sept., 2001). – Orlando: LIA Congress Proc., 2001. – P. 365–374.
- Kahraman N., Gulenc B., Findik F. Corrosion and mechanical-microstructural aspects of dissimilar joints of Ti-6Al-4V and Al plates. // // Intern. J. of Impact Engineering. – 2007. – № 34. – P. 1423–1432.
- 3. Darwish S. M. Analysis of weld-bonded dissimilar materials // Intern. J. of Adhesion & Adhesives. 2004. \aleph 24. P. 347–354.
- Сварка разнородных металлов и сплавов / В. Р. Рябов, Д. М. Рабкин, Р. С. Курочко и др. — М.: Машиностроение. — 1984. — 239 с.
- Исследование параметров электрошлаковой плавки в токоведущем кристаллизаторе // Ю. М. Кусков, В. И. Ус, С. В. Томиленко и др. / Пробл. спецэлектрометаллургии. – 1995. – № 3. – С. 24–28.
- *Прохоров Н. Н.* Физические процессы в металлах при сварке. Т. 2. М.: Металлургия, 1976. 600 с.
- 7. Риск образования холодных трещин при сварке конструкционных высокопрочных сталей // В. И. Махненко, В. Д. Позняков, Е. А. Великоиваненко и др. // Зб. наук. праць НУК. – 2009. – № 3. – С. 5–12.
- Получение способом ЭШП ЖМ разнородного по длине слитка большого сечения с минимальной переходной зоной // В. И. Махненко, Л. Б. Медовар, С. С. Козлитина и др. // Современ. электрометаллургия. — 2012. — № 2. — С. 3–7.
- 9. Atlas of time-temperatures diagrams for irons and steels / Ed. by G. Vander Voort. Ohio: ASM Publication, 1991. 804 p.
- Atkins M. Atlas of continuous cooling transformation diagrams for engineering steels. – Ohio: ASM Publication, 1980. – 260 p.
- 11. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. М.: Мир, 1978. 541 с.
- Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2010. — 618 с.
- Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.

It is shown that the application of dissimilar structures, elements of machines and mechanisms in various branches (power complex, pipeline transport, aerospace industry) allows producing the unique complex of service properties, which is difficult to provide when using the similar materials. In this case the natural difficulties are encountered in producing the dissimilar parts and billets with a guaranteed quality of metal. To manufacture the dissimilar elements, there are different technological procedures, one of which is the electroslag melting in a current-carrying mould with a molten filler metal, in particular for producing of large-diameter steel ingots, dissimilar in height, used for turbine rotor shafts. One of the problems of optimizing the technological parameters of this process is the minimizing the tendency of dissimilar ingot metal to the initiation of cold cracks. A complex of mathematical models and programming means for the numerical analysis of kinetics of thermal, physical-chemical and mechanical processes was developed, owing to which some peculiarities of formation of transition zone of the dissimilar ingot were revealed. An approach was suggested for selection of optimum chemical composition of filler metal and, thus, the feasibility of minimizing the ingot metal susceptibility to the formation of cold cracks in transition zone was demonstrated. The significant influence of material with chemical composition, different from optimum one, on the susceptibility of ingot metal cracking was also shown and methods of effective optimizing the process of electroslag melting of ingots, dissimilar in height, were offered for reducing the risk of initiation of these types of defects. Ref. 13., Table 1, Figures 2.

Key words: large-section dissimilar steel ingot; electroslag melting; structural composition; stress-strain state; cold cracks; mathematical modeling

Поступила 04.10.2013

УДК 669.117.56

ПОВЕДЕНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СТРУКТУРЕ ЛИТОЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ AISI ТИПА 316

А. А. Полишко, В. Я. Саенко, С. Н. Степанюк, А. Ю. Туник, И. Н. Клочков

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлены результаты исследования поведения неметаллических включений в литом металле нержавеющей стали AISI типа 316, полученном способом электрошлакового переплава расходуемых электродов (ЭШП) и электрошлакового наплавления с применением жидкого металла (ЭШН ЖМ). Проведен комплексный анализ неметаллических включений на всех этапах изготовления слитков ЭШП и ЭШН ЖМ — от передела исходного металла до формирования готовых слитков; металлографические исследования; оценка дисперсности дендритной структуры. Оценен уровень физико-механических свойств литого металла слитков ЭШП и ЭШН ЖМ. Выполнены фрактографические исследования и анализ неметаллических включений на поверхностях изломов образцов после их испытаний на статическое растяжение и ударный изгиб. Библиогр. 9, табл. 2, ил. 13.

Ключевые слова: неметаллические включения; расходный материал; расходуемый деформированный электрод; жидкий металл; слиток ЭШП; слиток ЭШН ЖМ; капля металла; проба типа «чашечка»; дендритная структура; расстояния между вторичными ветвями дендритов; механические свойства; испытания на статическое растяжение и ударный изгиб; фрактографические исследования

Металлургическое качество металла зависит от технологии выплавки стали и сплавов, технологий изготовления полуфабрикатов, термической обработки, последующей технологии изготовления элементов конструкций (сварка, пайка, физико-механическое воздействие).

Важными критериями качества, влияющими на структуру и свойства литого и деформированного металла, являются степень загрязненности конструкционных сталей и сплавов неметаллическими включениями, их химический состав и размер [1, 2]. Неметаллические включения в условиях больших нагрузок при эксплуатации деталей ответственного назначения могут служить концентраторами напряжений и местами зарождения трещин, что является недопустимым. Сложность проблемы значительно усиливается, когда речь идет о крупногабаритных заготовках таких, например, как корпуса энергетических реакторов.

В связи с разработкой в ИЭС им. Е. О. Патона нового технологического процесса получения крупных слитков способом электрошлакового наплавления жидким металлом (ЭШН ЖМ) [3, 4] следовало оценить поведение (трансформацию) неметаллических включений в процессе изготовления слитков ЭШН ЖМ и ЭШП из нержавеющей стали AISI типа 316, а также влияние их на металлургическое качество литого металла.

Для этого потребовалось выполнить комплексный анализ неметаллических включений на всех этапах изготовления слитков ЭШП и ЭШН ЖМ; металлографические исследования; оценку дисперсности дендритной структуры путем измерения расстояний между вторичными ветвями дендритов; оценку уровня физико-механических свойств литого металла слитков ЭШП и ЭШН ЖМ; фрактографические исследования поверхностей изломов образцов после механических испытаний.

В качестве расходного материала для ЭШП и ЭШН ЖМ использовали нержавеющую сталь AISI типа 316. Согласно международному стандарту ASTM A240/A240M [5] и ASTM A480/ A480M [6] марочный состав стали следующий, мас. %: ≤0,08 C; ≤2,00 Mn; ≤0,045 P, ≤0,03 S, ≤1,00 Si; 16,0...18,0 Cr; 10,0...14,0 Ni; 2,00...3,00 Мо. Выплавку слитков ЭШП и ЭШН ЖМ^{*} проводили по схеме вытяжки с применением токоподводящих водоохлаждаемых кристаллизаторов (ТПВК) диаметром соответст-

^{*} Работу выполняли под руководством Л. Б. Медовара. Также принимали участие Б. Б. Федоровский, Н. Т. Шевченко, В. Л. Петренко, В. А. Зайцев, В. М. Ярош, В. М. Журавель.

[©] А. А. ПОЛИШКО, В. Я. САЕНКО, С. Н. СТЕПАНЮК, А. Ю. ТУНИК, И. Н. КЛОЧКОВ, 2014





Рис. 1. Схема получения слитков ЭШП (а) и ЭШН ЖМ (б)

венно 350 и 180 мм, а также шлака одного и того же химического состава, мас. %: 34...40 CaF₂; 17... ...21 Al₂O₃; 11...22 CaO; 14...20 SiO₂; 7...11 MgO; ≤2 MnO. Принципиальная схема получения слит-ков ЭШП и ЭШН ЖМ представлена на рис. 1.

В качестве расходуемого электрода для ЭШП использовали пакет из шести прутков, изготовленных из сортового проката (квадрат 80 мм).

Для получения жидкого металла при ЭШН ЖМ в тигель-ковше ЭШП также проводили переплав расходуемого электрода в виде пакета прутков (6 шт.) из сортового проката, квадрат 80 мм, с применением шлака марки АН-295 (ГОСТ 30756-2001) следующего химического состава, мас. %: 11... ...17 CaF₂; 49...56 Al₂O₃; 26...31 CaO; 2,5 SiO₂; ≤6 MgO. Жидкий металл из тигля-ковша ЭШП в токоподводящих водоохлаждаемых кристаллизаторах заливали порциями с помощью металлических холодных ковшиков диаметром 75 мм путем периодического зачерпывания жидкого металла, покрытого слоем шлака, и подачи их сверху через шлаковую ванну в кристаллизатор таким образом, чтобы исключить возможность контакта жидкого металла с атмосферой. После выливания каждой порции жидкого металла из ковшика на внутренней его поверхности остается тонкий слой металлического гарнисажа, который образуется еще в тиглековше ЭШП в первый момент контакта холодного металлического ковшика с жидким металлом, покрытым толстым слоем шлака. Образовавшаяся на внутренней поверхности металлического ковшика металлическая «чашечка» (гарнисаж) легко отделялась в результате термической усадки от ковшика и использовалась нами как технологическая проба для оценки степени загрязненности металла неметаллическими включениями на этапе получения жилкой стали в тигле-ковше ЭШП.

Неметаллические включения исследовали на всех этапах получения готовых слитков ЭШП и ЭШН ЖМ (рис. 2).

Внешний вид расходуемого электрода, закристаллизовавшейся в шлаке капли жидкого металла на торце электрода и зафиксированных проб жидкого металла типа «чашечка» представлены на рис. 3.

Исследования продольных макротемплетов, вырезанных из слитков ЭШП и ЭШН ЖМ диаметром 350 и 180 мм из нержавеющей стали AISI типа 316 (рис. 4), зафиксировали высокую плотность и однородность литого электрошлакового металла, отсутствие каких-либо дефектов.

Исследования неметаллических включений осуществляли с применением электронной микроскопии, которая позволяет согласно изображениям полированной нетравленой поверхности образцов выполнять автоматическое разделение неметаллических включений по морфологическим типам и размерам.

Процедура анализа заключается в следующем. Идентификация неметаллических включений происходит по яркостным характеристикам в режиме BEI (изображение в обратных электронах) или SEI (изображение во вторичных электронах) при помощи аналитического комплекса, состоящего из сканирующего электронного микроскопа JSM-35CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments», Великобритания).

Характерной особенностью данного микрорентгеноспектрального анализа является локальность. Максимальная область возбуждения составляет 2 мкм. Эксперименты проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ, увеличении от 200 до 10000,



Рис. 2. Объекты исследований неметаллических включений при ЭШП и ЭШН ЖМ



Рис. 3. Внешний вид расходуемого электрода (пакет сваренных прутков) с оплавленным торцом (*a*), а также пробы жидкого металла типа «чашечка» при ЭШН ЖМ (*б*)



Рис. 4. Макроструктура и распределение твердости *HB* на продольных темплетах слитков ЭШП диаметром 350 (*a*) и ЭШН ЖМ диаметром 180 мм (*6*)



2

0,19

8,39

<u>16,</u>23

Рис. 5. Типичные включения сульфида марганца в металле расходуемого электрода (*a*) и зоне предплавления (*б*); режим ВЕІ, ×4000

9,76

17,45

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ



Рис. 6. Включения в капле металла (a) и «чашечке» (б); режим BEI, ×4000

элементный анализ осуществляли в диапазоне от B до U. По морфологическим признакам и химическому составу на основе энергодисперсионного спектрального анализа производили автоматическое разделение включений на типы (элементный состав) и определяли их размеры. Обработку результатов анализа неметаллических включений выполняли с помощью специальной программы количественного распределения фаз и включений (Feature). Все результаты представлены в массовых процентах.

Неметаллические включения исследовали в металле исходного расходуемого электрода, закристаллизовавшейся в шлаке капле жидкого металла на торце электрода, пробе жидкого металла типа «чашечка», литом металле слитка ЭШП и слитка ЭШН ЖМ из нержавеющей стали AISI типа 316.

В результате оценки металла исходного расходуемого деформированного электрода обнаружены вытянутые строчечные включения сульфида марганца MnS длиной до 20 мкм. Типичное сульфидное включение для электрода представлено на рис. 5, a. В зоне предплавления на расстоянии около 2 мм от торца поверхности электрода обнаружены их деление и сфероидизация, образование цепочек глобулей размером 13 мкм (рис. 5, b). Размер включений в цепочках составляет от 0,24 до 7,0 мкм.

На торце расходуемого электрода в металле закристаллизовавшейся капли после остановки процесса ЭШП обнаружены включения сульфида марганца MnS правильной глобулярной формы размером от 0,5 до 1,5 мкм. Выявлены двухфазные включения AlO–MnS размером до 1 мкм, не обнаруженные в металле расходуемого электрода. Это свидетельствует о взаимодействии металла со шлаком уже на уровне плавления электрода (рис. 6, *a*). В металле проб типа «чашечка» также преобладают включения сульфида марганца правильной глобулярной формы размером до 1,5 мкм, обнаружены включения оксида алюминия AlO размером до 2 мкм. Выявлены единичные двухфазные включения AlO–MnS размером до 2,3 мкм (рис. 6, *б*).

Высокая дисперсность включений в металле закристаллизовавшейся капли и проб типа «чашечка» позволила нам провести их автоматическую идентификацию по химическому составу в виде диаграмм относительного содержания включений AlO– MnS и гистограмм количественного распределения по размеру в металле капли (рис. 7, *I*) и пробах типа «чашечка» (рис. 7, *II*).

В литом металле слитка ЭШП обнаружены включения сульфида марганца размером до 5,4 мкм, оксида алюминия до 5,2 мкм и двухфазные включения AlO–MnS до 7 мкм (рис. 8, *a*).

В литом металле слитка ЭШН ЖМ выявлены включения сульфида марганца среднего размера (до 3 мкм), оксида алюминия и двухфазные включения AlO–MnS до 2,9 мкм (рис. 8, *б*).

Морфология характерного двухфазного включения AlO–MnS как для металла слитка ЭШП, так и для слитка ЭШН ЖМ представлена на рис. 9.

Установлено, что средний линейный размер включений в металле электрода составляет 9,4 мкм, в закристаллизовавшейся капле, за счет их деления, почти на порядок меньше — 1,2 мкм, а в слитке ЭШП примерно в четыре раза больше — 4,7 мкм, чем в капле. В металле пробы «чашечка» средний размер неметаллических включений составляет 1,8 мкм, что также на порядок ниже, чем в металле исходного расходуемого электрода, но чуть крупнее, чем в металле капли. В металле слитка ЭШН ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ



Рис. 7. Диаграммы относительного содержания включений AlO-MnS (*a*) и гистограммы количественного распределения *A* их по размеру *d* в металле капли (*I*) и пробы типа «чашечки» (*б*) (*II*)



Рис. 8. Включения оксида алюминия и сульфида марганца в металле ЭШП (а) и ЭШН ЖМ (б); режим SEI, ×4000



Рис. 9. Морфология двухфазного включения AlO–MnS (концентрационные карты распределения элементов): *a* – электронное изображение; *б* – кислород; *в* – алюминий; *г* – сера; *д* – марганец; *е* – железо; ×1000

ЖМ крупнее, чем в металле пробы «чашечка» (2,8 мкм), но почти в два раза мельче, чем в слитке ЭШП. Возможно, это связано с меньшим объемом металла, который одновременно кристаллизуется при ЭШН ЖМ, чем при ЭШП, т. е., вероятно, за счет уменьшения объемов ванны жидкого металла можно управлять размерами включений.

Металлографические исследования проводили на образцах металла исходного расходуемого электрода, закристаллизовавшейся в шлаке капли жидкого металла на торце электрода, пробы жидкого металла типа «чашечка», литого металла слитков ЭШП и ЭШН ЖМ из нержавеющей стали AISI типа 316. Структуры исследовали на травленых шлифах (электролитическое травление в растворе хромовой кислоты H₂CrO₄ с применением металлографического

микроскопа «Неофот-32», оснащенного приставкой для цифрового фотографирования.

Традиционно для количественного описания дендритной структуры используют параметр в виде расстояния между дендритами, зависящего от скорости охлаждения. Важным критерием качества литого металла является дисперсность дендритной структуры, показателем которой считают расстояние между вторичными ветвями дендритов [7]. Расстояние между ветвями дендритов литого металла слитков, закристаллизовавшейся капли и зафиксированных проб типа «чашечка» оценивали в результате металлографических исследований с применением компьютерной программы Tescan.

В металле исходного расходуемого электрода выявлена характерная для деформированного ме-



Рис. 10. Структура зоны предплавления и закристаллизовавшейся капли металла на торце электрода (*a*); микроструктуры исходного (деформированного) расходуемого электрода ЭШП (*b*) и закристаллизовавшейся капли металла (*b*)

О ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Рис. 11. Структура металла зафиксированной пробы типа «чашечка» при ЭШН ЖМ (а) и ее микроструктура (б)



Рис. 12. Микроструктура литого металла слитков ЭШП (а) и ЭШН ЖМ (б)

Таблица 1. Взаимосвязь размеров неметаллических включений и дисперсности дендритной структуры					
Объект исследований	Расстояние между вторичными ветвями дендритов, мкм	Размер неметаллических включений, мкм			
Исходный (деформирован- ный) расходуемый электрод	_	$\frac{2,220,0}{16,0}$			
Зона предплавления расхо- дуемого электрода	_	$\frac{0,213}{4}$			
Капля металла, закристал- лизовавшаяся на торце электрода в шлаке	$\frac{725}{17}$	$\frac{0,31,3}{1,2}$			
Порция жидкого металла, зафиксированная на пробах типа «чашечка» из тигель- ковша при ЭШН ЖМ	$\frac{935}{22}$	$\frac{0,42,5}{1,8}$			
Слиток ЭШП	$\frac{33152}{126}$	$\frac{1,9\dots8,5}{5,0}$			
Слиток ЭШН ЖМ	$\frac{2895}{84}$	$\frac{1,5\dots5,6}{3}$			

Примечание. В числителе приведен разбег значений, в знаменателе — среднее значение результатов примерно 100 измерений. талла строчечная структура, которая в зоне предплавления переходит в закристаллизовавшейся капле жидкого металла на торце электрода в ярко выраженную дендритную структуру (рис. 10). В результате исследований установлено, что расстояние между вторичными ветвями дендритов в закристаллизовавшейся капле метала составляет 8...25 мкм.

В металле стенки зафиксированной технологической пробы жидкого металла типа «чашечка» при ЭШН ЖМ хорошо различимы светлые оси дендритов и темное междендритное пространство. Обнаружена разориентированная дендритная структура (рис. 11). Расстояния между вторичными ветвями дендритов в металле пробы типа «чашечка» составляет 9...35 мкм.

Микроструктура характерных участков образцов металла слитков ЭШП и ЭШН ЖМ представлена на рис. 12. Исследования показали, что расстояние между вторичными ветвями дендритов в слитке ЭШП составляет 96...152, а в слитке ЭШН ЖМ — 67...95 мкм.

В результате проведенных исследований получены следующие результаты (табл. 1).

Механические испытания литого металла слитков ЭШП и ЭШН ЖМ выполняли в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84 на сервогидравлической испытательной машине MTS 318.25 (США) с максимальным усилием 250 кН на кратковременное растяжение. Результаты обрабатывались при





Рис. 13. Макрофрактограммы (I) и фрактограммы (II) поверхностей изломов образцов после статического растяжения (a, в) и испытаний на ударный изгиб (б, г)

помощи программного обеспечения TestWorks4 фирмы «MTS». Погрешность полученных результатов составляла ±0,5 %, а согласно ГОСТ 1497–84 допускается до 1 %. Испытания на ударный изгиб проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 9454–78 на образцах с концентратором (острый надрез) посередине одним ударом маятникового копра на маятниковом пневматическом копре типа 2130-КМ-03 с номинальной потенциальной энергией маятника 300 Дж при температуре 20 °С. Результаты испытаний приведены в табл. 2.

По всем показателям свойства литого металла ЭШП и ЭШН ЖМ соответствуют требованиям, предъявляемым к деформируемому металлу согласно «Metals Handbook 9th edition» (American Society for Metals) [8].

В результате макро- и микрофрактографических исследований (рис. 13) поверхностей изломов образцов литого металла слитков ЭШП и ЭШН ЖМ

Таблица 2. Механические свойства литого металла ЭШП и ЭШН ЖМ (приведены средние значения)					
Объект исследований	$\sigma_{_{\rm B}}$	$\sigma_{_{T}}$	δ	ψ	KCV^{+20}
	МПа		%		,
Слиток ЭШП	433	194	43	56	197
Слиток ЭШН ЖМ	474	191	49	52	268

после испытаний на статическое растяжение и ударный изгиб установлено, что они волокнистые, со следами боковой утяжки. На изломах присутствуют мелкие фасетки, ямки и вырывы, на боковых гранях образовались скосы с шелковистой поверхностью. В целом фрактографический анализ показал вязкий характер разрушения [9].

Выводы

1. Установлено, что в металле слитков ЭШП и ЭШН ЖМ размер неметаллических включений составляет соответственно 1,9...8,5 и 1,5...5,6 мкм (в среднем 5 и 3 мкм), по своему химическому составу они идентичны и представлены в основном оксидами алюминия и сульфидами марганца. Выявлены также двухфазные включения — оксид алюминиясульфид марганца.

2. В исходном деформированном металле средний размер неметаллических включений (преимущественно сульфидов марганца) составляет 16 мкм, при этом максимальный размер сульфидных строчек достигает 20 мкм.

3. При ЭШП в металле расходуемого электрода по мере приближения его к плавильной шлаковой зоне происходит дробление и растворение сульфидных строчек, в зоне предплавления их средний размер составляет 4,0 мкм, а в закристаллизовавшейся капле металла на оплавленном торце электрода ЭШП они трансформируются до среднего размера 1,3 мкм. В металле закристаллизовавшейся пробы типа «чашечка», отобранного из металлического расплава тигля-ковша ЭШП, средний размер неметаллических включений равняется 1,8 мкм. При этом в металле как капли, так и пробы «чашечка» выявлены двухфазные неметаллические включения оксид алюминия-сульфид марганца.

4. Определена взаимосвязь размеров неметаллических включений в литом металле нержавеющей стали AISI типа 316 и дисперсности дендритной структуры, определяемой расстояниями между вторичными ветвями дендритов.

5. Установлено, что литой металл слитков ЭШП и ЭШН ЖМ диаметрами 350 и 180 мм по прочностным характеристикам находится на одном уровне и соответствует требованиям к деформированному металлу «Metals Handbook 9th ed.» (American Society for Metals). При этом показано, что ударная вязкость KCV^{+20} литого металл ЭШН ЖМ составляет 268, а для слитка ЭШП — 197 Дж/см². Более высокие показатели ударной вязкости, очевидно, связаны с большей дисперсностью дендритной структуры металла ЭШН ЖМ.

6. Фрактографические исследования поверхности изломов образцов после испытаний свидетельствуют о вязком характере разрушения литого метала ЭШП и ЭШН ЖМ нержавеющей стали AISI типа 316.

- 1. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Цыкуленко А. К. Металлургическое качество металла как основа его физикомеханических и технологических свойств // Пробл. спец. электрометаллургии. 1989. № 2. С. 3–8.
- Медовар Б. И., Емельяненко Ю. Г., Тихонов В. А. Исследование процессов рафинирования при ЭШП электродов большого сечения // Рафинирующие переплавы – Киев: Наук. думка, 1974. – С. 3–5.
- Новый технологический процесс получения сверхкрупных стальных слитков способом ЭШН ЖМ / Б. Е. Патон, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Современ. электрометаллургия. – 2007. – № 1. – С. 3–7.
 Пат. 94333 Україна, МПК В 22 Д 19/16; С 22 В 9/18. Спосіб пирограсния с спостал.
- Пат. 94333 Україна, МПК В 22 Д 19/16; С 22 В 9/18. Спосіб виготовлення великотоннажного металевого зливка / Л. Б. Медовар, Г. П. Стовпченко, В. Я. Саєнко та ін. — Опубл. 26.04.2011; Бюл. № 8.
 ASTM A240/A240M. Specification for heat-resisting chro-
- ASTM A240/A240M. Specification for heat-resisting chromium and chromium-nickel stainless steel plate, sheet, and strip for pressure vessels. – New-York: American Society for Testing and Materials, 2003. – 14 p.
- 6. ASTM A480/ A480M. General requirements for flat-rolled stainless and heat-resisting steel plate, sheet, and strip. New-York: American Society for Testing and Materials, 2003. 26 p.
- Флемингс M. Процессы затвердевания / Пер. с англ. под ред. А. А. Жукова и Б. В. Рабиновича. — М.: Мир, 1977. — 424 с.
- 8. *Metals* Handbook 9th Edition. V. 3. Properties and selectionstainless steels, tool materials, and special purpose metals. New-York: American Society for Metals, 1980. 882 p.
- 9. *Феллоуза Дж.* Фрактография и атлас фрактограмм: Справ. изд. / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1982. 488 с.

The results of investigations are presented concerning the behavior of non-metallic inclusions in cast metal of stainless steel AISI of the type 316 produced using the method of electroslag remelting of consumable electrodes (ESR) and electroslag surfacing with applying liquid metal (ESS LM). Carried out was the complex analysis of non-metallic inclusions at all the stages of manufacture of ESR and ESS LM ingots - from the processing of initial metal up to formation of ready ingots; metallographic investigations; evaluation of dispersion of dendritic structure. The level of physical and mechanical properties of cast metal of ESR and ESS LM ingots of cast metal was evaluated. Fractographic investigations at the fracture surfaces and fractures of specimens after their tests on static tension and impact bending were performed. Ref. 9, Tables 2, Figures 13.

Key words: non-metallic inclusions; consumable material; consumable deformed electrode; liquid metal; ESR ingot; ESS LM ingot; drop of metal; sample of the «cup» type; dendritic structure; distances between secondary branches of dendrites; mechanical properties; tests on static tension and impact bending; fractographic investigations

Поступила 17.12.2013

18

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ



УДК 669.187.826

УСЛОВИЯ ПОЛУЧЕНИЯ БЕЗДЕФЕКТНЫХ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ Al-Cu-Fe СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ВАКУУМНОГО ОСАЖДЕНИЯ

С. С. Полищук¹, А. И. Устинов², В. А. Теличко², Г. Моздзен³, А. Мерсталлингер³, Т. В. Мельниченко²

¹Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины. 03680, Киев, 6-р Академика Вернадского, 36. Е-mail: polis7@yandex.ua; ²Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, Киев, ул. Боженко, 11, Украина. Е-mail: office@paton.kiev.ua. ³Aerospace & Advanced Composites GmbH.

Viktor Kaplan-Strasse 2, 2700 Wiener Neustadt, Austria. E-mail: andreas.merstallinger@aac-research.at.

Показано, что покрытия с квазикристаллической структурой системы Al–Cu–Fe могут быть получены способом электронно-лучевого вакуумного осаждения при температурах подложки 570...870 К. В осажденных таким образом покрытиях иногда обнаруживаются сквозные трещины. Рентгенодифракционным методом установлено, что остаточные напряжения в бездефектных покрытиях Al–Cu–Fe линейно возрастают с увеличением температуры их осаждения, что связывается с ростом термических напряжений, обусловленных различием в линейных коэффициентах термического расширения (ЛКТР) подложки и покрытия. В случаях, если в процессе охлаждения подложки до комнатной температуры упругие напряжения достигают некоторого критического значения, они приводят к образованию сквозных трещин. Из анализа зависимости уровня остаточных напряжений в покрытия от температуры осаждения был определен ЛКТР ($\alpha_c = (17, 1\pm 1, 3) \cdot 10^{-6}/K^{-1}$) материала покрытия. Вязкость разрушения покрытия оценили как $\Gamma = 15, 7\pm 1, 1$ Джм⁻². Полученные характеристики покрытия Al–Cu–Fe использовали для расчета его критической толщины, при которой сохраняется бездефектная структура поверхности в зависимости от материала подложки и температуры осаждения покрытия. Экспериментальные исследования структуры поверхности покрытий, осажденных при различных значениях температуры на подложки из сталей К600, К890 и К110, показали, что сквозное растрескивание покрытий не зафиксировано в тех случаях, когда их толщина меньше рассчитанной критической. Библиогр. 19, табл. 5, ил. 10.

Ключевые слова: квазикристалл; покрытие; электронно-лучевое вакуумное осаждение; трещины; температура осаждения; термические напряжения в покрытиях; критическая толщина покрытия

Алюминиевые сплавы с квазикристаллической структурой характеризуются уникальным сочетанием таких свойств, как высокие значения твердости (7...10 ГПа) и модуля упругости (120... ...200 ГПа), относительно низкий коэффициент трения (по алмазу — 0,07...0,10; по стали — 0,19... ...0,22), низкая теплопроводность (0,8... ...2,0 Вт/(м·К)), низкая поверхностная энергия (28...30 мДж/м²), высокая коррозионная стойкость и др. [1]. Такие свойства, а также относительно невысокая стоимость металлов, содержащихся в этих сплавах, позволяют рассматривать их перспективными при использовании в качестве основы для нового класса функциональных покрытий (износостойких, термобарьерных, антифрикционных, антипригарных и т. п.) [2].

Показано, что способ электронно-лучевого осаждения (ЭЛО) покрытий может обеспечить формирование квазикристаллической структуры непосредственно в процессе конденсации паровой фазы на подложке, находящейся при температуре 570...870 К [3–5]. Если линейный коэффициент термического расширения (ЛКТР) материала подложки меньше, чем у квазикристаллического сплава Al–Cu–Fe, то при охлаждении системы подложка–покрытие от температур осаждения до комнат-

© С. С. ПОЛИЩУК, А. И. УСТИНОВ, В. А. ТЕЛИЧКО, Г. МОЗДЗЕН, А. МЕРСТАЛЛИНГЕР, Т. В. МЕЛЬНИЧЕНКО, 2014

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Таблица 1. Химический состав слитков сплава Al-Cu-Fe, мас. %							
№ слитка	Al	Cu	Fe				
1	66,54	20,18	13,28				
2	66,11	16,45	17,44				
3	59,74	26,69	13,57				
4	62,64	24,35	13,01				

ной температуры в покрытии возникнут растягивающие напряжения.

Возникновение остаточных растягивающих напряжений в квазикристаллических покрытиях может привести к их растрескиванию [6] и отделению от подложек [7], что, в конечном итоге, сказывается на износостойкости и усталостной прочности этих покрытий. В то же время, с практической точки зрения, важно, чтобы покрытие выдерживало остаточные напряжения без появления трещин или нарушения его адгезии с подложкой.

Таким образом, цель данной работы заключается в определениии условий, необходимых для формирования бездефектного квазикристаллического покрытия с хорошей адгезией к подложкам разного типа. Для решения данной задачи с помощью рентгенодифракционного метода исследовали уровень остаточных напряжений в осажденных покрытиях Al-Cu-Fe. Из зависимости термических напряжений в покрытиях от температуры их осаждения определили ЛКТР материала покрытия и вязкость его разрушения. Это дало возможность установить для заданного материала положки и температуры осаждения покрытий их критическую толщину, ниже которой трещины в покрытии не образуются. Рассчитанные значения критической толщины удовлетворительно согласуются с экспериментальными исследованиями структуры поверхности покрытий, осажденных на подложки из различных материалов.

Методика получения и исследования покрытий. Слитки сплава Al-Cu-Fe различного химического состава (табл. 1) диаметром 50 мм и длиной 250 мм получали способом плазменно-дуговой плавки в аргоне. Для изготовления слитков использовали алюминий марки A0, медь M1У и железо технически чистое (армко-железо).

Покрытия получали при однотигельном электронно-лучевом стационарном режиме испарения,

при котором в жидкую ванну на торцевой поверхности подается слиток с постоянной скоростью. Для реализации этой схемы слитки помещали в медный водоохлаждаемый тигель.

Состав покрытия в условиях стационарного режима испарения приближается к составу исходного слитка. Путем использования слитков различного химического состава варьировали состав осажденных покрытий. Покрытия толщиной от 10 до 70 мкм получали на подложках из различных сталей фирмы BOHLER (табл. 2) при температуре от 570 до 870 К при скорости осаждения 50 нм/с. Для обеспечения хорошей адгезии покрытия и подложки на ее поверхность предварительно осаждали тонкий слой (толщиной 1...2 мкм) никеля.

Химический состав покрытий определяли способом рентгенофлуоресцентного анализа на установке X' Unique II. Распределение химических элементов по толщине покрытия устанавливали с помощью микроанализатора Energy-200, размещенного на сканирующем электронном микроскопе Cam-Scan4. Структурные исследования проводили с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН-4 в Cu- K_{α} излучении.

Как показано в работе [8], для измерения макронапряжений в квазикристаллических материалах можно использовать рентгенодифракционный метод sin² ψ [9]. В предположении биаксиальности остаточных напряжений в покрытии ($\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_{\parallel}$ и $\sigma_{13} = \sigma_{23} = \sigma_{12} = 0$) деформация в заданном направлении определяется уравнением, приведенным в работе [10]:

$$\varepsilon(HKL, \psi) = \left[\frac{1}{2}s_2(HKL)\sin^2\psi + 2s_1(HKL)\right]\sigma_{\parallel};$$

$$s_1(hkl) = -\frac{\nu(HKL)}{E(HKL)}; \quad s_2\frac{(hkl)}{2} = \frac{1+\nu(HKL)}{E(HKL)},$$
(1)

где ε — деформация; σ — напряжение; s_1 и $\frac{1}{2}s_2$ —

дифракционные упругие постоянные; v(HKL) и E(HKL) — соответственно коэффициент Пуассона и модуль Юнга для кристаллографического направления [HKL]; ψ — угол наклона образца вокруг оси A-A (рис. 1). В случае изотропного материала v(HKL) = v и E(HKL) = E. Напряжение определяли из наклона линейной интерполяции зависимости $\varepsilon(HKL, \psi)$ от sin² ψ .

В случае квазикристаллического материала напряжение $\varepsilon(HKL, \psi)$ вдоль направления [*HKL*],

Таблица 2. Материалы подложек (средние значения), мас. %										
Марка стали	С	Si	Mn	Cr	Мо	Ni	v	W	Co	Отечественные аналоги
BOHLER K600	0,45	0,25	0,40	1,30	0,25	4,00	_	_	_	38XH3MA
BOHLER K110	1,55	0,25	0,35	11,80	0,80	-	0,95	-	_	Х12МФ, Х12Ф1
BOHLER K890	0,85	0,55	-	4,35	2,8	-	2,1	2,55	4,5	-

рассчитывали из экспериментально определенных значений параметра решетки квазикристалла a_{6D} в соответствии с выражением

$$\varepsilon(HKL, \psi) = (a_{6D}(HKL, \psi) - a_{6D0}(HKL))/a_{6D0}(HKL),$$

где согласно определению, данному в работе [10]; $H = h + h'\tau$; $K = k + k'\tau$; $L = l + l'\tau$, где h, h', k, k', l и l' — целые числа; $\tau = (1 + \sqrt{5})/2$; a_{6D} и a_{6D0} параметры решетки квазикристалла соответственно при наличии и отсутствии напряжений. Параметры используя уравнение определяли, a_{6D} $a_{6D} = \frac{\lambda}{2\sin\theta} \sqrt{\frac{N+M_{\tau}}{2(2+\tau)}}$, где λ — длина волны; θ брэгговский угол для (N, M) рефлекса икосаэдрической структуры в соответствии с системой индексации Дж. Кана [10] из расположения рефлекса (52,84), что соответствует направлению вдоль оси симметрии второго порядка квазикристаллической икосаэдрической структуры.

Следует отметить, что в случае двухфазного (квазикристаллическая *ico*- и кубическая β-фазы) покрытия средние значения напряжения для каждой из фаз $\langle \sigma_{\parallel} \rangle_{ico}$ и $\langle \sigma_{\parallel} \rangle_{\beta}$ могут быть определены следующим образом [11]:

$$\begin{split} \langle \sigma_{\parallel} \rangle_{ico} &= \sigma_{\parallel}^{m} + \langle \sigma_{\parallel}^{pm} \rangle_{ico}; \quad \langle \sigma_{\parallel} \rangle_{\beta} = \sigma_{\parallel}^{m} + \langle \sigma_{\parallel}^{pm} \rangle_{\beta}; \\ (1 - f) \langle \sigma_{\parallel}^{pm} \rangle_{ico} + f \langle \sigma_{\parallel}^{pm} \rangle_{\beta} = 0, \end{split}$$
(2)

где σ_{\parallel}^{m} — макронапряжение (одинаковое в обеих фазах); $\langle \sigma_{\parallel}^{pm} \rangle_{ico}$ и $\langle \sigma_{\parallel}^{pm} \rangle_{\beta}$ — псевдомакронапряжение соответственно в *ico*- и β-фазах; *f* — объемная доля кубической β-фазы в двухфазном покрытии. Псевдомакронапряжения [12] возникают вследствие микроскопической неоднородности зерен в поликристалле, а также разницы коэффициентов термического расширения, пределов текучести, упругих модулей зерен двух фаз. Измерение средних напряжений для обеих квазикристаллической и кубической фаз позволяет определять значения макронапряжений (возникающих вследствие разницы ЛКТР



Рис. 1. Схема съемки по методу $\sin^2 \psi$; n — нормаль к поверхности образца; ψ — угол наклона образца вокруг оси A-A

подложки и покрытия), а также псевдомакронапряжений (из-за различных ЛКТР и упругих свойств зерен двух фаз).

Характеристика структуры покрытий. Типичная микроструктура поперечного сечения покрытия Al–Cu–Fe на подложке из нержавеющей стали представлена на рис. 2, *а*. Видно, что в покрытии отсутствуют макропоры, а на границе раздела подложка–покрытие — дефекты, обусловленные отслоением покрытия от подложки.

Распределение концентрации элементов вдоль поперечного сечения покрытий свидетельствует о том, что оно однородно по толщине (рис. 2, 6).

Химический состав покрытий, определенный методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, представлен в табл. 3. Рентгеновские исследования структуры полученных покрытий Al– Cu–Fe показали, что в зависимости от химического состава они могут иметь однофазную квазикристаллическую *ico* или гетерогенную структуру, содержащую *ico*-фазу и кубическую β-фазу (рис. 3). Оценка объемных долей квазикристаллической фазы и кубической β-фазы в покрытиях Al–Cu–Fe по данным рентгеновской дифрактометрии приведена в табл. 3.

При исследовании микроструктуры поверхности покрытий различной толщины, осажденных на подложки из разных материалов (марок сталей), установлено, что в одних случаях покрытия не содер-



Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения покрытия на основе сплава Al–Cu–Fe (*a*) и распределение алюминия, меди и железа по толщине *h* покрытия (*б*)

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ



Рис. 3. Рентгенограммы однофазного квазикристаллического Al-Cu-Fe (*a*) и двухфазного (*i*co + β) (*б*) покрытий; *I* – интенсивность

жат трещин (рис. 4, *a*), а в других обнаруживается образование сетки трещин (рис. 4, *б*). Из рис. 4, *б* видно, что трещины равномерно распределены по всей поверхности покрытия. Детальный анализ взаимного распределения трещин и других дефектов (застывшие капли, шероховатость и др.) по поверхности покрытий свидетельствует об отсутствии корреляции между ними.

Анализ микроструктуры сечений покрытий, в которых обнаружены трещины, показал, что они обычно ориентированы перпендикулярно к интерфейсу между подложкой и покрытием и распространяются поперек покрытия (рис. 5). Кроме того, ориентация трещин не коррелирует с такими микроструктурными характеристиками, как границы столбчатых зерен, пустоты и т. п. На этом основании можно предположить, что образование трещин является следствием релаксации напряжений, которые могут образовываться в покрытиях Al-Cu-Fe как в результате конденсации пара, так и вследствие различия ЛКТР подложки и покрытия. Поскольку трещины распространяются только в квазикристаллическом слое покрытия и не проникают в промежуточный слой на основе никеля, можно сделать вывод о том, что промежуточные слои не только обеспечивают хорошую адгезию подложки и покрытия, но и предотвращают проникновение трещин из покрытия в подложку. Стойкость промежуточного слоя против проникновения трещины может быть связана с реализацией в нем иных механизмов релаксации напряжений, свойственных пластичным материалам, тогда как материалы с квазикристаллической структурой при температурах ниже 870 К не способны к релаксации напряжений за счет пластической деформации.

Таблица З. Свойства покрытий							
№ образца	Подложка	Температура подложки <i>T_s</i> , К	ЛКТР материала подложки, 1·10 ⁶ /К	Химический состав	Фазовый состав, об. %	Макронапряжение, МПа	
1	K110	570	11,0	Al _{64,0} Cu _{25,1} Fe _{10,9}	100ico	360	
2	K110	850	12,0	Al _{64,0} Cu _{25,1} Fe _{10,9}	100ico	600	
3	K110	720	11,7	Al _{60,1} Cu _{25,6} Fe _{14,2}	$50ico + 50\beta$	555	
4	K890	690	11,9	Al57,9Cu _{28,2} Fe _{13,9}	$60ico + 40\beta$	390	
5	K890	770	12,1	Al56Cu31,2Fe12,8	$60ico + 40\beta$	440	
6	K890	810	12,2	Al _{58,1} Cu _{29,2} Fe _{12,7}	$60ico + 40\beta$	500	
7	K600	890	14,5	Al56,0Cu23,4Fe20,6	$50ico + 50\beta$	370	



Рис. 4. Характерная микроструктура покрытий без (а) и с трещинами (б)

A

8

MKM

Проанализируем условия образования трещин в результате релаксации упругих напряжений в покрытии на основе хрупкого материала.

Условия образования трещин в покрытиях Al– Cu–Fe. Современные модели механики разрушения хрупких материалов в виде покрытий основаны на простом анализе, предложенном еще в 1920-х гг. Гриффитом для расчета растрескивания хрупких материалов. В этом подходе предусматривается, что существование трещин или других дефектов в материалах играет решающую роль в определении их прочности. Условие механической стабильности материала с трещиной по Гриффиту предусматривает, что его вязкость разрушения Γ должна быть выше, чем скорость высвобождения энергии G при распространении трещины по материалу, т. е. $\Gamma > G$ [6].

Скорость высвобождения энергии *G*, связанная со сквозным растрескиванием (энергия, необходимая для процесса растрескивания), определяется следующим образом [13]:

$$G = \frac{\pi \sigma^2 h}{2E_1} g(\alpha, \beta); \quad \overline{E}_j = \frac{E_j}{1 - v_j^2} (j = 1, 2);$$

$$\alpha = \frac{\overline{E}_1 - \overline{E}_2}{\overline{E}_1 + \overline{E}_2}; \quad \beta = \frac{\mu_1 (k_2 - 1) - \mu_2 (k_1 - 1)}{\mu_1 (k_2 + 1) - \mu_2 (k_1 + 1)},$$
(3)

где σ — напряжение в покрытии; h — толщина покрытия; E_1 , v_1 и E_2 , v_2 — соответственно модуль Юнга и коэффициент Пуассона для материалов покрытия и подложки; $g(\alpha, \beta)$ — безразмерный параметр, зависящий от параметров α и β [13]; $\mu_j(j =$ = 1,2) — модуль сдвига; $k_j = 3 - 4v_j(j = 1,2)$. Растрескивание происходит, когда $G > \Gamma$, где Γ — вязкость разрушения или критическая скорость высвобождения энергии, необходимая для распространения трещины в покрытии. Следует отметить, что Γ связана с критическим коэффициентом интенсивности напряжений первой моды деформации материала покрытия $K_{\rm IC}$ посредством соотношения $\Gamma =$ = $(K_{\rm IC})^2/E_1$.

Минимальную толщину покрытия (далее критическая толщина h_c), в котором возможно образование трещины, можно оценить исходя из соотношения $\Gamma \approx G$. Тогда воспользовавшись выражением (3) критическую толщину покрытия можно оценить из уравнения

$$h_c = \frac{2\Gamma \overline{E}_1}{\pi \sigma^2 q(\alpha, \beta)}.$$
 (4)

Таким образом, определив величины, входящие в выражение (4), можно рассчитать критическую толщину, ниже которой в покрытии трещины не образуются. Для этого необходимо экспериментально оценить уровень напряжений, возникающих в покрытии, и вязкость разрушения материала покрытия.

Оценка остаточных напряжений в покрытиях. Для экспериментальной оценки остаточных макро-



тить, что значение модуля упругости для квазикристаллических покрытий почти совпадает с таковым у массивного квазикристаллического материала, определенного резонансным методом E == 168 ГПа [15]. Мы также использовали коэффициент Пуассона для квазикристаллической фазы, определенный в работе [15]: $v_{ico} = 0,232$. Для кубической фазы предполагали $v_{\beta} = 0,3$.

Рис. 5. Микроструктура поперечного сечения покрытия Al-Cu-Fe,

осажденного на стальную подложку К890; стрелки показывают

трещину, распространяющуюся вдоль интерфейса А и никеле-

напряжений в покрытиях использовали покрытия

вый промежуточный слой Б толщиной 1 мкм

В случае гетерофазных покрытий макронапряжения определяли из положений пиков (52,84) и (211) соответственно для квазикристаллической и кубической фаз. На рис. 6 представлены зависимости $(a_{6D} - a_{6D0})/a_{6Do}$ и $(d - d_0)/d_0$ от sin² ψ соответственно для квазикристаллической *ico*-фазы и кубической β-фазы в двухфазном покрытии Al-Cu-Fe. Квазикристаллическая и кубическая фазы в данном



Рис. 6. Зависимости $(a_{6D} - a_{6D0})/a_{6D0}$ и $(d - d_0)/d_0$ от sin² ψ соответственно для квазикристаллической *ico*-фазы и кубической β-фазы в покрытии Al-Cu-Fe

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ



Рис. 7. Зависимость $(a_{6D} - a_{6D0}) / a_{6D0}$ от sin² ψ , построенная из положений рефлекса (52,84) квазикристаллической фазы покрытия Al–Cu–Fe, осажденного на стальную (сталь K110) подложку

покрытии составляют приблизительно одинаковую объемную долю — 50 % (образец 3, табл. 3). Видно, что обе зависимости могут быть интерполированы линейной функцией с хорошим корреляционным фактором. Средние значения напряжений для обеих фаз, рассчитанные с использованием уравнения (1), показаны на рис. 6. Значения средних напряжений для квазикристаллической σ_{ico} и кубической σ_{β} фаз близки — соответственно (576±50) и (536±50) МПа. Это может быть обусловлено тем, что квазикристаллическая и кубическая фазы имеют близкие значения ЛКТР. Возникающие в обеих фазах микронапряжения (псевдомакронапряжения), в основном связанные с микроскопической неоднородностью зерен, разницей в пределах текучести зерен квазикристаллической и кубической фаз, имеют относительно небольшое значение (±20 МПа). Уровень макронапряжений в двухфазных покрытиях вычисляли с помощью системы уравнений (2). В тех случаях, когда из-за острой текстуры кубической β-фазы при некоторых положениях угла ү пик (211) имел недостаточную интенсивность, оценку макронапряжений о^{*m*} производили в предположении $\sigma_{\parallel}^m \cong \sigma_{\parallel}^{ico}$.



Рис. 8. Зависимость $\left(\sigma + \alpha_s \frac{E_c}{1 - v} \Delta T\right)$ от разности температур осаждения и комнатной ΔT , линейная интерполяция которой позволяет определить ЛКТР $\alpha_c = (17, 1\pm 1, 3) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$

На рис. 7 представлены зависимости $(a_{6D} - a_{6D0})/a_{6D0}$ от sin² ψ для однофазного квазикристаллического покрытия, осажденного на стальную подложку из стали К110, нагретую до различных значений температуры. Видно, что уровень макронапряжений в покрытии зависит от температуры подложки.

В табл. З представлены результаты измерения остаточных напряжений в покрытиях Al-Cu-Fe, осажденных на различные подложки (стали марок K110, K890, K600). Уровень макронапряжений в покрытии зависит как от температуры, так и от ЛКТР материала подложки.

Оценка ЛКТР покрытия. Общее напряжение в вакуумных покрытиях состоит из термических и внутренних напряжений. Термическое напряжение обусловлено разницей в значениях ЛКТР материалов покрытия и подложки. Внутреннее напряжение возникает вследствие аккумулирующего эффекта кристаллографических дефектов, которые встраиваются в покрытие в процессе его осаждения. Таким образом, общее напряжение в покрытии может быть представлено следующим образом:

$$\sigma = \sigma_i + \sigma_{th} = \sigma_i + (\alpha_c - \alpha_s) \Delta T \frac{E_c}{1 - v_c},$$
(5)

где σ_i — внутреннее напряжение в покрытии; $\sigma_{\rm th}$ — термическое напряжение; α_c , E_c , ν_c — соответственно ЛКТР, модуль Юнга и коэффициент Пуассона для материала покрытия; α_s — ЛКТР материала подложки; ΔT — разность между температурой осаждения и комнатной температурой.

Внутренние напряжения σ_i сильно зависят от условий осаждения и, в частности, от параметра T/T_m (T — температура подложки; T_m — температура плавления материала покрытия). В данном исследовании проанализированы покрытия, осажденные при значениях температуры подложки в диапазоне от 570 до 870 К, что соответствует диапазону соотношения T/T_m от 0,50 до 0,77 (температура плавления икосаэдрической фазы в системе Al-Cu-Fe, $T_m \cong 1140$ К [16]). Считается, что при

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ



Рис. 9. Поверхность покрытия Al-Cu-Fe, осажденного на стальную подложку (сталь K110), при температуре 600 (*a*); 620 (*b*); 720 (*b*); 870 K (*c*)

температурах подложки, соответствующих $T/T_m > 0.2$, внутренние напряжения, возникающие в процессе роста покрытия, релаксируют вследствие явлений возврата и рекристаллизации [17]. Таким образом, мы можем пренебречь значением внутренних напряжений σ_i в выражении (5) вследствие процессов возврата и рекристаллизации в покрытиях.

На рис. 8 представлена зависимость величины

$$\left(\sigma + \alpha_s \frac{E_c}{1 - v_c} \Delta T\right)$$
 от разности температуры осаж-

дения и комнатной температуры ΔT . Линейная аппроксимация данной зависимости дает следующие значения ЛКТР: $\alpha_c = (17, 1\pm 1, 3) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Оценка вязкости разрушения покрытий. Для оценки вязкости разрушения квазикристалличес-

Таблица 4. Оценка вязкости разрушения в покрытиях Al-Cu-Fe различной толщины						
Толщина, мкм	Температура подложки T _{sc} , К	Термические напряжения σ, МПа	Вязкость разрушения К _{1с} , МПа√м			
10,0	600620	375400	1,571,68			
8,5	620650	430465	1,671,79			
Примечание. Здесь T _{sc} — температура, при которой в по-						
крытии і	после остывания і	лоявляются треци	аны; σ – терми-			
ческие н	апряжения, соотве	етствующие T _{sc} .				

ких покрытий воспользуемся соотношением $\Gamma \approx G$, которое выполняется при условии $h \approx h_c$. В случае квазикристаллического покрытия на стальной подложке подстановка $E_1 = 168$ ГПа, $v_1 = 0,232$, $\mu_1 = 68$ ГПа [14] и $E_2 = 210$ ГПа, $v_2 = 0,29$, $\mu_1 = 79,3$ ГПа в выражение (3) дает $\alpha \approx -0,1$ и $\beta \approx -0,06$, что соответствует значению безразмерного параметра $q(\alpha, \beta) = 1,184$ [13].

Тогда вязкость разрушения покрытия при данной критической толщине с учетом выражения (4) определяется соотношением:



Рис. 10. Зависимость критической толщины покрытия от температуры осаждения, рассчитанной для подложек с ЛКТР: $t = \alpha_c = (12, 1\pm 1, 3) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, сталь К110; $2 = \alpha_c = (15\pm 1, 3) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, сталь СтЗ0

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Таблица 5. ности	Сравнение	рассчитанного	э значені	ия критичес	кой толщины 1	покрытий с результ	татами исследования поверх-
Покрытие	Подложка	Подслой, мкм	<i>Т</i> _s , К	Толщина, мкм	Критическая толщина	Фазовый состав	Наличие трещин
EWI_008	K600	Нет	910	52	19	100 % ico	Трещины
EWI_009	K600	*	890	53	20	50/50 <i>ico</i> /β	*
EWI_010	K600	*	890	43	20	20/80 <i>ico</i> /β	*
EWI_007	K600	*	870	9	21	20/80 <i>ico</i> /β	Крайне редкие трещины
EWI_011	K600	*	870	10	21	30/70 <i>ico</i> /β	*
EWI_014	K890	1,5 Ni	900	50	6	60/40 <i>ico</i> /β	Тещины
EWI_020	K890	Нет	830	6,5	8	$60/40~ico/\beta$	Редкие трещины
EWI_027	K110	2 Ni	790	25	8	60/40 <i>ico</i> /β	Трещины
EWI_030	K110	1,5 Ni 2,5 Cu	750	31	9	$60/40~ico/\beta$	*
EWI_031	K110	2 Cu	720	36	10	70/30 <i>ico</i> /β	»
EWI_032	K110	2 Ni	720	38	10	70/30 <i>ico</i> /β	*

$$\Gamma = 1,859((\alpha_c - \alpha_s)\Delta T)^2 E_c h_c \frac{1 + v_c}{1 - v_c}.$$
 (6)

Для определения критической толщины покрытия на подложку из стали К110, вдоль которой создали градиент температур от 570 до 870 К, осадили покрытие толщиной 10 мкм. На рис. 9. представлены поверхности покрытий Al–Cu–Fe, осажденных при различных температурах подложки. Видно, что трещины в покрытии появляются при его осаждении на подложку при температуре T_s между 600 и 620 К, что соответствует термическим напряжениям в диапазоне от 375 до 400 МПа.

Из рис. 9 следует, что с повышением температуры осаждения уменьшается расстояние между трещинами (рис. 8, *в*, *г*), что, как показано в работах [6, 18]; также связано с увеличением уровня напряжений в этих покрытиях.

С помощью соотношения (6) вязкость разрушения покрытия Al–Cu–Fe может быть оценена, как 14,7...16,8 Дж·м⁻² или в терминах критического коэффициента интенсивности напряжений 1-ой моды деформации K_{1c} как 1,57...1,68 МПа·м^{1/2}. Результаты аналогичного эксперимента с покрытием Al–Cu–Fe толщиной 8,5 мкм представлены в табл. 4. Следует отметить, что полученная величина K_{1c} достаточно близка к вязкости разрушения массивных образцов $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ с квазикристаллической структурой ($K_{1c} = 1,64$ МПа·м) [19].

Определение условия для получения бездефектных квазикристаллических покрытий. С учетом полученных значений вязкости разрушения квазикристаллического покрытия его ЛКТР и модуля упругости были рассчитаны критические значения толщины покрытий, осажденных при температурах от 520 до 920 К на подложки из сталей с различными значениями ЛКТР (рис. 10). Как следует из рисунка, критическая толщина покрытия монотонно убывает с ростом температуры осаждения. Поскольку значения ЛКТР сталей изменяются в диапазоне от $11 \cdot 10^{-6}$ (сталь K110) до $15 \cdot 10^{-6}$ (сталь 30), диапазон изменения критической толщины покрытия может варьироваться, например при температуре осаждения 770 К, от 20 до 5 мкм.

Для экспериментальной проверки методики определения условий получения бездефектного квазикристаллического покрытия в работе были проанализированы микроструктуры поверхностей покрытий Al–Cu–Fe, осажденных при различных температурах на подложки из различных сталей. В табл. 5 представлены данные об условиях получения покрытий, рассчитанные значения критической толщины и результаты анализа трещин на поверхности покрытий. Во всех образцах при толщине покрытия, превышающей критическое значение, зафиксировано существенное растрескивание на поверхности, а если толщина покрытия меньше критической, — растрескивание не происходит.

Выводы

1. Показано, что термические напряжения вносят основной вклад в общие остаточные макронапряжения в покрытиях Al–Cu–Fe, содержащих квазикристаллическую фазу.

2. Из температурной зависимости остаточных напряжений в относительно тонких покрытиях Al–Cu–Fe, где релаксация напряжений вследствие микрорастрескивания мала, ЛКТР материала покрытия может быть оценен как $\alpha_c = (17, 1\pm 1, 3) \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

3. Показано, что основным механизмом релаксации напряжений в покрытиях Al–Cu–Fe является сквозное растрескивание. Оценка критического коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} ма-



териала покрытия показала, что это значение находится на уровне (1,6 \pm 0,1) МПа·м^{1/2}.

4. На основе экспериментально полученных значений ЛКТР и критического коэффициента интенсивности напряжений в квазикристаллических покрытиях Al-Cu-Fe определены значения их критической толщины в зависимости от ЛКТР подложки и температуры осаждения, выше которой становится вероятным их сквозное растрескивание.

5. Анализ поверхностей квазикристаллических покрытий, осажденных при различных температурах на подложки из разных материалов (сплав К10, сталь К600, К890 и К110), показал, что интенсивное растрескивание покрытия зафиксировано в случае, когда толщина покрытия становится больше соответствующей критической толщины.

Работа выполнена по проекту № 214407 FP7-NMP-2007-SMALL-1 7-й рамочной программы ЕС.

- Sordelet D. J., Dubois J. M. Quasicrystals: perspectives and potential applications // MRS Bulletin. 1997. -22. P. 34-37.
- 2. Sordelet D. J., Kim J.S., Besser M.F. Dry sliding of polygrained quasicrystalline and crystalline Al–Cu–Fe alloys MRS Proceedings. — 1999. — **553**. — P. 459–470.
- 3. Ustinov A. I., Movchan B. A., Polishchuk S. S. Formation of nanoquasicrystalline Al-Cu-Fe coatings at electron beam physical vapour deposition // 2004. - 50, N_{0} 4. - P. 533–537. Scripta Materialia.
- 4. Ustinov A. I., Polishchuk S. S. Peculiarities of the structure and properties of quasicrystalline Al-Cu-Fe coatings produced by Eb PVD process // Phil. Mag. – **86**. – P. 971–977. 2006.
- *Effect* of grain size on the damping capacity of quasicrystal-line Al–Cu–Fe materials / A. I. Ustinov, S. S. Polishchuk, V. S. Skorodzievskii, V. V. Bliznuk // Surface and Coat. Tech. 2008. **202**. P. 5812–5816.

- Hutchinson J. W., Suo Z. Mixed mode cracking in layered materials // Advances in Applied Mechanics. 1992. –
- 6. Hatchingson J. H., Pare L., materials // Advances in Applied Mechanics. 1992. -29. P. 63-191.
 7. Ye T., Suo Z., Evans A. G. Thin film cracking and the roles of substrate and interface // Inter. J. Solids Structures. -1992. 29, № 21. P. 2639-2678.
- 8. Residual stress in as-deposited Al-Cu-Fe-B quasicrystalline The status sets in as deposited AF out for the data of the status of the status of the status of the status of the state of the state
- 356 p.
- Cahn J. W., Shechtman D., Gratias D. Indexing of icosa-hedral quasiperiodic crystals // J. Mater. Res. 1986. 1, № 1. P. 13–26.
- 11. Noyan C., Cohen J. B. An X-ray diffraction study of the residual stress-strain distributions in shot-peened two-phase brass // Mater. Sci. Eng. – 1985. – **75**. – P. 179–193. 12. *Balasingh C., Singh A. K.* Residual stresses and their meas-
- urements by X-ray diffraction methods // Metals Materials and Processes. $-2000. 12. N_{2} 2, 3. P. 269-280.$
- 13. Beuth J. L. Cracking of thin bonded films in residual tension // Intern. J. Solids structures. 1992. 29, № 13. P. 1657-1675.
- Mechanical properties of quasicrystalline Al-Cu-Fe coatings with submicron-sized grains / Yu. V. Milman, D. V. Lotsko, S. Dub et al. // Surface and Coating. Technology. 2007. 201. № 12. P. 5937–5943.
- 15. Tanaka K., Mitarai Y., Koiwa M. Elastic constants of Albased icosahedral quasicrystals Phil. Mag. A. -1996. – **73**, № 6. – P. 1715–1723.
- 16. Tsai A. P., Inoue A., Masumoto T. A stable quasicrystal in Jpn. J. Appl. Phys. Al-Cu-Fe system // 1987. **26**. – P. 1505–1507.
- 17. Thornton J. A., Hoffman D. W. Stress-related effects in thin films // Thin Solid Films. - 1989. - 171, № 1. -P. 5-31.
- Thouless M. D., Olsson E., Gupta A. Cracking of brittle 18. films on an elastic substrate // Acta Metallurgica et Materialia. - 1992. - 40. - P. 1287–1292.
- Mechanical properties of quasicrystalline and crystalline phases in Al-Cu-Fe alloys / U. Koster, W. Liu, H. Lie-bertz et al. // J. Non-Cryst Solids. 1993. 153– **154**. – P. 446–452.

It is shown that the coatings with a quasi-crystalline structure of Al-Cu-Fe system were produced by the method of electron beam deposition in vacuum at 570...870 K temperatures of substrate. Through cracks are sometimes revealed in coatings deposited by this method. It was found by X-ray diffraction method that the residual stresses in defect-free Al-Cu-Fe coatings are growing with increase in temperature of their deposition that is due to the growth of thermal stresses, caused by the difference in linear coefficients of thermal expansion (LCTE) of substrate and coating. In cases, when elastic stresses reach some critical value in the process of substrate cooling to room temperature, they lead to the formation of through cracks. LCTE ($\alpha_c = (17.1\pm1.3)\cdot10^{-6}/K^{-1}$) of coating material was determined from the analysis of dependence of level of residual stresses in coating on deposition temperature. Fracture toughness of coating was evaluated as $G = 15.7\pm1.1$. J·m⁻². The obtained characteristics of Al-Cu-Fe coating were used for calculation of its critical thickness at which the defect-free structure of surface is retained depending on substrate material and deposition temperature. Experimental studies of structure of surface of coatings, deposited on substrates of steels K600, K890 and K110 at different temperatures, showed that the through cracking of coatings was not observed in those cases when their thickness was less than calculated critical one. Ref.19, Tables 5, Figures 10.

Key words: quasi-crystal; coating; electron bean deposition in vacuum; cracks; deposition temperature; thermal stresses in coatings; critical thickness of coating

Поступила 04.12.2013



XII Всеукраинская научно-практическая конференция «СПЕЦИАЛЬНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ: ВЧЕРА, СЕГОДНЯ, ЗАВТРА» Киев, НТУУ «КПИ», 15 апреля 2014 г.

Михаленков Константин Викторович, тел.: (093) 478-19-61, Рыбак Вячеслав Николаевич, тел.: (067) 918-64-76 E-mail: admin@fhotm.kpi.ua

УДК 669.187.526.001.5

ИССЛЕДОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ возможностей конденсированных ГРАДИЕНТНЫХ ТЕРМОБАРЬЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ

К. Ю. Яковчук¹, Ю. Э. Рудой², Л. М. Нероденко¹, А. В. Микитчик¹, В. А. Акрымов³

¹Государственное предприятие «Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины».

03150, г. Киев, ул. Горького, 68. E-mail: yakovchuk@paton-icebt.kiev.ua

²Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

³Государственное предприятие Научно-производственный комплекс газотурбостроения «Заря»-«Машпроект». 54018, г. Николаев, пр. Октябрьский, 42-а. E-mail: presz@zorya.com.ua

Проведен сравнительный анализ структуры и свойств конденсационных термобарьерных покрытий, полученных

электронно-лучевым способом по традиционной многоступенчатой технологии, а также градиентных покрытий, осажденных по одностадийной технологии. Показано, что термоциклическая долговечность на воздухе при 400 ↔ \leftrightarrow 1100 °С градиентных термобарьерных покрытий СДП-3A/AlCr/ZrO₂-8 % Y₂O₃ и СДП-6/AlCr/ZrO₂-8 % У2O3 на жаропрочном сплаве ЧС88У-ВИ составляет 900...1100 одночасовых циклов, что в 1,5-2,0 раза превышает среднее значение долговечности стандартных двухслойных покрытий СДП-ЗА/ZrO₂-8 % Y₂O₃. Установлено, что толщина слоя окалины на основе Al₂O₃ после 500 ч изотермического отжига на воздухе при 1100 °C в градиентных термобарьерных покрытиях СДП-3А/AlCr/ZrO2-8% Y2O3 и СДП-6/AlCr/ZrO2-8% Y2O3 однородна и составляет около 5 мкм, в стандартных покрытиях характеризуется неоднородностью при толщине около 10 мкм. Ширина обедненной алюминием зоны в связующем слое не превышает 5 мкм. В стандартных покрытиях слой окалины характеризуется неоднородностью при толщине 10 мкм; ширине обедненной зоны примерно 15...20 мкм. Библиогр. 13, табл. 2, ил. 8.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение и конденсация в вакуум; градиентные термобарьерные покрытия; никелевый жаропрочный сплав ЧС-88; жаростойкий металлический связующий слой Co(Ni)CrAlY; термически выращенный оксид α-Al2O3; внешний керамический слой ZrO2-8 % Y2O3; термоциклические и изотермический испытания; диффузия элементов; долговечность покрытия

Современные термобарьерные покрытия, применяемые для защиты лопаток газотурбинных двигателей, представляют собой многослойные системы, состоящие из металлического жаростойкого связующего слоя, наносимого на подложку (жаропрочный сплав-материал лопатки), и низкотеплопроводного внешнего керамического слоя на основе диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия (YPSZ). Между этими слоями формируют тонкую пленку термически выращенного оксида α- Al_2O_3 (TGO), обеспечивающую адгезию внешнего керамического слоя с поверхностью металлического жаростойкого связующего слоя.

В зависимости от условий эксплуатации турбины (температуры газового потока, насыщенности воздуха пылевыми частицами или солями морской воды), для лопаток применяют металлический жаро- и/или коррозионностойкий связующий слой различного состава [1-5]. В условиях эксплуатации химический и фазовый составы этого металлического слоя претерпевают существенные изменения в результате диффузионного взаимодействия с материалом защищаемого сплава [6].

Одностадийная электронно-лучевая технология осаждения термобарьерных градиентных покрытий (ГП) [7] позволяет получать на поверхности металлического жаростойкого связующего слоя дополнительные переходные зоны, состав которых может быть различным, например, интерметаллиды (NiAl, CoAl), алюминий, алюминий + хром и др. [8, 9].

В процессе получения покрытия и его финишной термической обработки на границе контакта NiCoCrAlY/YPSZ за счет диффузионных потоков формируется переходная зона с градиентом химического состава. Модифицирование химического состава указанной переходной зоны должно способствовать улучшению термомеханической совместимости металлического и керамического слоев, замедлению кинетики роста пленки на основе α -Al₂O₃, ограничению диффузии тугоплавких элементов,

© К. Ю. ЯКОВЧУК, Ю. Э. РУДОЙ, Л. М. НЕРОДЕНКО, А. В. МИКИТЧИК, В. А. АКРЫМОВ, 2014

входящих в состав защищаемого жаропрочного сплава. Образование оксидов данных элементов увеличивает толщину и нарушает сплошность пленки Al₂O₃, что приводит к разрушению покрытия [1, 2].

В настоящей работе в качестве жаростойкого связующего слоя использовали следующие сплавы на основе кобальта, мас. %: СДП-6 (22...24 Cr, 11... 13 Al, 8...10 Ni, 0,4...0,6 Y) и СДП-3А (22...24 Cr, 11...13 Al, ≤ 2 Ni, 0,4...0,6 Y).

Цель настоящей работы заключалась в сравнительном анализе возможностей термобарьерных стандартных покрытий (СП), имеющих металлический связующий слой CoCrAlY и внешний керамический YPSZ, а также ГП, полученных по одностадийной технологии и состоящих из металлического связующего слоя, внешнего керамического покрытия и переходной зоны между ними; выборе оптимального состава переходной зоны на границе жаростойкого металлического связующего слоя CoNiCrAlY с внешним керамическим покрытием, обеспечивающим максимальную долговечность термобарьерных ГП, для чего проанализированы микроструктурные особенности покрытий в состоянии после осаждения, термической обработки и последующих термоциклических и изотермических испытаний.

В качестве дополнительного переходного слоя в ГП исследован промежуточный слой, содержащий алюминий и алюминий с хромом.

Для сравнения в одностадийном процессе получено двухслойное покрытие (ДП) состоящее из связующего слоя СДП-ЗА или СДП-6 и верхнего керамического слоя.

Осаждение ГП и ДП проводили на электроннолучевой установке за один технологический цикл согласно технологии, базирующейся на использовании композиционного слитка и испарителя карусельного типа [7–9].

Термобарьерные ГП наносили на плоские образцы в виде дисков из жаропрочного сплава ЧС88У-ВИ диаметром 24...25 мм, толщиной 3...4 мм.

В медный водоохлаждаемый тигель помещали металлический слиток жаростойкого сплава на кобальтовой основе СДП-6 или СДП-3А со сформированной на поверхности слитка тугоплавкой ванной-посредником [9], в испаритель карусельного механизма — композиционный слиток на основе ZrO₂(8Y₂O₃) [8].

После предварительного нагрева образцов и формирования жидкой ванны с использованием электронного луча осаждали металлический жаростойкий связующий слой Co(Ni)CrAlY.

После этого оснастку с образцами перемещали и располагали над карусельным испарителем. На втором этапе одностадийного процесса осуществляли осаждение градиентной переходной зоны и внешнего керамического слоя.

После нанесения ГП все образцы отжигали в вакууме при температуре 1100 °C, давлении $1{\cdot}10^{-3}$ Па в течение 60 мин.

Термобарьерные СП (без градиентной переходной зоны) получали по традиционной электроннолучевой технологии путем последовательных операций, включающих нанесение металлического жаростойкого слоя на образцы, их вакуумную термическую обработку, упрочняющую дробеструйную обработку поверхности образцов микрошариками, повторную термическую обработку, обработку поверхности металлического слоя обдувкой корундом [10] и нанесение внешнего керамического слоя с последующей термообработкой [6]. СП получали на НПКГ«Заря»-«Машпроект».

Химический состав исследованных покрытий, полученных по традиционной многоступенчатой технологии, а также ГП и ДП (одностадийный процесс) следующий:

	Вариант покрытия	Состав покрытия
		СП
СП-1		ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
СП-2		ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
СП-3		ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
СП-4		ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
СП-5		ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
		дп
ДП-1		ЧС-88/СДП-6/8YSZ
ДП-2		ЧС-88/СДП-3А/8YSZ
		ГП
ГП-2		ЧС-88/СДП-6/100 Al/8YSZ
ГП-З		ЧС-88/СДП-6/50Al 50Cr/8YSZ
ГП-4		ЧС-88/СДП-6/60Al 40Cr/8YSZ
ГП-6		ЧС-88/СДП-3А/75Al 25Cr/8YSZ
ГП-7		ЧС-88/СДП-3А/60Al 40Cr/8YSZ



Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения термобарьерных покрытий на подложке ЧС-88 в состоянии перед испытаниями СП СДП-3А/ZrO₂-8 % Y₂O₃ (*a*) и ГП (*б*)



Рис. 2. Микроструктура и распределение основных элементов в поперечном сечении термобарьерного СП-3 в исходном состоянии (*a*, *в*) и после термоциклирования (*б*, *г*); *l* — протяженность распределения основных элементов

Толщину отдельных слоев покрытия определяли с помощью оптического микроскопа PolivarMet. Исследование микроструктуры и определение микротвердости стандартных покрытий и ГП выполнены на образцах в состоянии после термообработки и термоциклирования.

Микротвердость измеряли на шлифах поперечного сечения покрытий с помощью приставки Micro-Duromat 4000Е к оптическому микроскопу Polyvar-Met стандартным индентором Виккерса при нагрузке 50 Н с фиксированными скоростью нагружения и временем выдержки при нагрузке.

Структуру термобарьерных покрытий изучали на растровом электронном микроскопе Tescan Vega 3, химический состав определяли путем микрорентгеноспектрального анализа с использованием энергодисперсионной приставки INCA 200 к РЭМ Cam-Scan 4D.

Термоциклические испытания проведены на воздухе с выдержкой 1 ч/цикл 400 \leftrightarrow 1100 °C, длительность цикла 1 ч.

Исследование термостабильности покрытий осуществляли при изотермическом отжиге образцов при температуре 1100 °С в течение 500 ч и

Габлица 1. Значения толщины и микротвердости отдельных слоев покрытия после термообработки и гермоциклирования					
Cuož	СП		ГП		
Cion	б, мкм	HV, ГПа	б, мкм	HV, ГПа	
Связующий СДП-ЗА, СДП-6	80140	5	90120	4,4	
Промежуточный	_	_	2530	4,9	
Керамика (после термоциклирования)	70110	2,83,2 (4,55,4)	70130	3,53,8 (5,67,2)	

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Рис. 3. Микроструктуры в состоянии после термообработки термобарьерных ДП-1 (*a*), ГП-2 (*b*), ГП-4 (*d*), ГП-7 (*ж*) и после термоциклирования ГП-1 (*b*), ГП-2 (**r**), ГП-4 (*e*), ГП-7 (*s*)

анализе микроструктуры на межфазной границе через каждые 100 ч.

Структура и свойства образцов с СП. Микроструктура стандартного покрытия в образцах в состоянии поставки и после термоциклирования приведена на рис. 1, 2. В исходном состоянии структура металлического жаростойкого слоя СДП-ЗА со-

Сг, Со, Zr, Ni, мас. % Ni, O, Al, Y, Hf, мас. % Zr 80 Co 0 20 60 40 Y 10 20 Hf × 0 Сг, Со, Zг, мас. % О, Al, Y, Hf, мас. % 5080 Co 4060 30 40 20 20100 в Сг, Со, Zг, Ni, мас. % Ni, O, Al, Y, Hf, мас. % 80 4030 60 40 201020 0 ∂ Сг, Со, Zг, мас. % О, АІ, Ү, ІІf, мас. % 50 Cr80 Co 40Zr 60 Ó 30 402020 10 Ω 10 0 5 15 2530 ж

32

стоит из ориентированных кристаллитов, вытянутых в направлении падения парового потока. На границе металлического и керамического слоев видна тонкая (менее 0,2 мкм) прослойка TGO (рис. 2, *a*).

В табл. 1 даны значения толщин отдельных слоев покрытия после термообработки и микротвердости, термообработки и термоциклирования (в

Рис. 4. Распределение основных элементов по сечению градиентных термобарьерных покрытий ДП-1 (*a*), ГП-2 (*b*), ГП-4 (*d*), ГП-7 (*ж*) и после термоциклирования ГП-1 (*b*), ГП-2 (*c*), ГП-4 (*e*), ГП-7 (*s*) в состоянии после термообработки

Вариант покрытия	Состав покрытия	Al	Cr	Со	Ni
ГП-1	СДП-6/8YSZ	11,4	17,8	58,9	11,0
ДП-2	СДП-6/100Al/ 8YSZ	19,7	9,8	68,1	
ГП-3	СДП-6/50Al50Cr/8YSZ	7,0	48,6	38,5	3,3
ГП-4	СДП-6/60Al40Cr/8YSZ	11,7	75,9	11,0	1,4
ДП-5	CДП-3A/8YSZ	5,0	18,9	76,1	-
ГП-6	СДП-3A/ 75Al25Cr/8YSZ	25,7	35,4	38,8	-
ГП-7	СДП-ЗА/ 60Al40Cr/8YSZ	13,2	77,8	9,0	-

слое керамики). Керамический слой YPSZ имеет столбчатую структуру с незначительной пористостью.

Распределение основных элементов на границе слоев связующий / керамический в образцах в исходном состоянии и после термоциклирования иллюстрирует рис. 2, в, г.

В процессе термоциклирования элементы металлического слоя СДП-ЗА (алюминий, никель, кобальт), а также элементы защищаемой подложки (вольфрам, молибден, титан) диффундируют к границе TGO/YPSZ (рис. 2, z), концентрируясь в зоне под слоем TGO, что вызывает преждевременное разрушение покрытия из-за распространения трещины вдоль этой зоны. Слой TGO отличается неоднородностью, одновременно образуются массивные трещины по всей толщине керамики (рис. 2, 6).

Структура и свойства образцов с термобарьерным

ГП. Типичная микроструктура поперечного сечения ГП на подложке ЧС-88 в состоянии после термообработки показана на рис. 1, б. Структуру слоев, составляющих покрытие, в окрестности межфазной границы связующий слой / керамическое покрытие в образцах различного состава после термообработки в вакууме (до проведения испытаний) и после термоциклирования иллюстрирует рис. 2.

Даны примеры кривых распределения основных элементов после термообработки и термоциклирования для покрытия без переходной зоны на металлическом жаростойком связующем слое СДП-6, полученном в одностадийном процессе (рис. 4, а, б), и ГП с металлическим жаростойким N, т/ц связующим слоем СДП-6 (рис. 4, в-е) и 1200 СДП-3 (рис. 4, ж, з).

Химический состав переходной зоны покрытия (на границе Me/TGO) после термообработки в вакууме приведен в табл. 2.

Для первого металлического жаростойкого связующего слоя (СДП-ЗА или СДП-6) характерна столбчатая направленная структура с размером единичного кристаллита в исходном состоянии отжига — приблизительно 8 мкм. Иногда тво термоциклов

после конденсации в верхней зоне слоя СДП обнаруживаются межкристаллитные поры, устраняемые при последующей термообработке.

Переходная зона между слоем СДП и керамикой имеет многофазную структуру; керамический слой характеризуется равномерной столбчатой структурой.

Анализ микроструктуры и распределения химических элементов показал существенное влияние на долговечность покрытия взаимосвязанных параметров — состава переходной зоны и температуры осаждения керамического слоя.

Адгезия и термостойкость термобарьерного покрытия зависят от характеристик межфазной поверхности, с которой он связан. Межфазной поверхностью для внешнего керамического слоя является тонкая пленка Al₂O₃, формируемая на поверхности металлического жаростойкого связующего слоя (либо перед осаждением керамического слоя, либо в процессе последующей термообработки). Установлено, что фазовое превращение Al_2O_3 (γ- Al_2O_3 в α-Al₂O₃) в процессе термоциклических испытаний снижает долговечность покрытия [10]. В связи с этим особую важность приобретает формирование стабильной пленки Al₂O₃.

В образцах без переходной зоны, полученных по одностадийному процессу СДП-ЗА/8YSZ (ДП-5) и СДП-6/8YSZ (ДП-1), в исходном состоянии слой Al₂O₃ отсутствует; после вакуумной термообработки в структуре видна тонкая (около 0,2 мкм) прерывистая прослойка TGO (рис. 3, а). В градиентном покрытии с переходным слоем алюминия (ГП-2) слой Al₂O₃ после термообработки выражен более

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Рис. 6. Микроструктуры поперечного сечения покрытия на СДП-ЗА после отжига при 1100 °C в течение 100, 300, 500 ч: *a*, *s*, *д* – СП; *б*, *г*, *e* – ГП

Рис. 7. Микротвердость керамического слоя в центре керамического покрытия: 1 — ГП со связующим слоем СДП-6; 2 — ГП со связующим слоем СДП-3А; 3 — СП со связующим слоем СДП-3А

ярко (рис. 3, в). При этом на границе с СДП-6 формируется переходная зона с высоким содержанием алюминия. При наличии тонкой прерывистой прослойки TGO контактная площадь между металлическим жаростойким связующим слоем и керамикой намного меньше, чем в образцах с относительно плотной пленкой Al₂O₃, соседствующей с керамикой [11]. При наличии в переходной зоне ГП из алюминия и хрома в процессе вакуумной термообработки формируется достаточно плотный слой Al₂O₃ толщиной около 1 мкм. В образцах с тонкой пленкой TGO (или при ее отсутствии) в процессе термообработки на границе с керамикой образуется прослойка, обогащенная хромом и никелем, по которой в ходе дальнейшего термоциклирования может происходить скалывание покрытия.

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Рис. 8. Микроструктура керамической поверхности покрытия после отжига при 1100 °С в течение 300 ч: *a* — СП со связующим слоем СДП-3А; *б* — ГП со связующим слоем СДП-3А

Важное значение имеет также температура осаждения керамики, превышение которой над отимальной приводит к диффузии хрома и алюминия в керамику; в составе формирующегося слоя TGO также присутствуют кобальт, хром и никель, что ускоряет его разрушение при термоциклировании. В случае снижения температуры испарения на 50 °С в составе TGO после разрушения (в соответствии с данными химического анализа) диффузия химических элементов практически отсутствует. Образование оксидов металлов увеличивает толщину и нарушает сплошность пленки Al₂O₃ [12, 13]. Принципиально важным является наличие в переходной зоне примерно 70 мас. % хрома, создающего эффективный барьер, препятствующий диффузии элементов металлического жаростойкого связующего слоя, материала подложки, а также замедляющего рост слоя оксида алюминия.

Результаты термоциклических испытаний термобарьерных СП и ГП обобщены на гистограмме (рис. 5). Наиболее высокий уровень долговечности имеют градиентные термобарьерные ГП (ГП-7 и ГП-4), состав переходной зоны которых является оптимальным.

Оценка термостабильности образцов. Основные изменения в структуре связаны с ростом оксидной пленки Al₂O₃, разделяющей внешний керамический и связующий слои, происходящим в результате окисления поверхности металлического связующего слоя.

В образцах с СП и ГП в исходном состоянии толщина пленки Al_2O_3 составляет соответственно примерно 0,2 и 1,0 мкм (рис. 2, *a*; рис. 3, *a*, *e*, *d*, *ж*). Следует отметить существенную неоднородность слоя ТGO стандартных образцов в исходном состоянии.

После отжига в течение 500 ч слой TGO на стандартных образцах характеризуется значительной неоднородностью по толщине слоя, которая местами превышает 9 мкм (рис. 6, *a*, *b*, *d*). На образцах с ГП слой Al_2O_3 достаточно однороден, при этом его средняя толщина составляет около 5 мкм (рис. 6, *b*, *c*, *e*). Существенное отличие зафиксировано в концентрации алюминия на границе связующий слой / оксид алюминия. В образцах с ГП содержание алюминия в металлическом слое в состоянии после вакуумного отжига составляет приблизительно 11...15 мас. %, после выдержки в течение 500 ч — около 11... ...12 мас. %. В образцах со стандартным покрытием концентрация алюминия в указанной зоне снижается от приблизительно 15 мас. % в состоянии поставки до примерно 4 мас. % после 500 ч отжига, т. е. практически исчерпывается количество алюминия, необходимое для обеспечения жаростойкости металлического связующего слоя.

В образцах с СП после длительного отжига толщина обедненной алюминием зоны в слое СДП, прилегающем к слою ТGO, составляет около 15... ...20 мкм (рис. 6, *д*). В ГП с металлическим жаростойким связующим слоем СДП-ЗА эта зона не превышает 5 мкм (рис. 6, *е*).

Изменения в структуре внешнего керамического слоя в процессе отжига образцов с СП и ГП показаны на рис. 6. Результаты измерения микротвердости керамического слоя в центре керамического слоя представлены на рис. 7. Керамический слой в образцах с СП отличается большей рыхлостью, чем с ГП, спекание и растрескивание керамики происходит после отжига в течение 400 ч. После 500 ч отжига уровень микротвердости покрытий обоих типов примерно одинаков.

Спекание керамического покрытия вызывает его растрескивание, фрагментирование. На рис. 8 приведена микроструктура поверхности керамического слоя СП и ГП после 300 ч отжига. Фрагментация керамического слоя СП имеет более выраженный характер, средний размер фрагмента составляет примерно 0,2×0,2 мм, ГП — 0,5×1,0 мм.

Выводы

1. Показано, что долговечность термобарьерных ГП СДП $3A/AlCr/ZrO_2-8$ % Y_2O_3 и СДП $6/AlCr/ZrO_2-8$ % Y_2O_3 на жаропрочном сплаве

ЧС88У-ВИ на воздухе при циклическом окслении по режиму 400 \leftrightarrow 1100 °С составляет 900... ...1100 °С одночасовых циклов, что в 1,5...2,0 раза превышает среднее значение долговечности стандартных ДП СДП ЗА/ZrO₂-8 % Y₂O₃.

2. Установлено, что в термобарьерных ГП СДП-ЗА/AlCr/ZrO₂-8 % Y_2O_3 и СДП-6/AlCr/ZrO₂-8 % Y_2O_3 , полученных путем испарения композиционного слитка, после термообработки в вакууме при 1100 °С в течение 1 ч на межфазной границе металлический жаростойкий связующий слой/керамика формируется оксидная пленка TGO на основе Al₂O₃ толщиной около 1 мкм. Толщина оксидного слоя в стандартных покрытиях СДП-ЗА/ZrO₂-8 % Y_2O_3 составляет около 0,2 мкм.

3. Показано, что после 500 ч изотермического отжига на воздухе при 1100 °С толщина слоя TGO на основе α -Al₂O₃ в термобарьерных ГП СДП-ЗА/AlCr/ZrO₂-8 % Y₂O₃ и СДП-6/AlCr/ZrO₂-8 % Y₂O₃ однородна и составляет около 5 мкм, в стандартных покрытиях слой окалины характеризуется неоднородностью при толщине около 10 мкм. На границе металлический жаростойкий связующий слой/Al₂O₃ массовая доля алюминия в СП снижается до 4 %, в ГП сохраняется на исходном уровне (около 12 %), что обеспечивает возможность более длительной эксплуатации последних.

4. Степень фрагментации поверхностного слоя керамики в СП ярко выражена. Средний размер фрагментов — 0,2×0,2 по сравнению с 0,5×1,0 мм в ГП.

Авторы выражают искреннюю благодарность д-ру техн. наук И.С. Малашенко за помощь в обсуждении полученных результатов.

- 1. Levi C. G. Emerging materials and processes for thermal barrier systems // Curr. Opin. Sol. State Mater. Sci. 2004. 8. P. 77–91.
- Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings / A. G. Evans, D. R. Mumm, J. W. Hutchinson et al. // Prog. Mater. Sci. – 2001. – № 46. – P. 505–553.
- Будиновский С. А., Мубояджан С. А., Гаямов Л. М. Современное состояние и основные тенденции развития высокотемпературных теплозащитных покрытий для рабочих лопаток турбин авиационных ГТД // Авиац. промсть. 2008. № 4 С. 33–37.
- Cyclic oxidation behavior of an EB-PVD CoCrAlY coating influenced by substrate/coating interdiffusion / T. Liang, H. Guo, H. Peng, S. Gong // Chin. J. Aeronaut. – 2012. – 25. – P. 796–803.
- Liang T., Guo H., Peng H. Precipitation phases in the nickel-based superalloy DZ125 with YSZ/CoCrAlY thermal barrier coating // J. Alloy Comp. - 2011. - 509. -P. 8542-8548.
- 6. Долговечность конденсационных ТЗП на современном жаропрочном никелевом сплаве / И. С. Малашенко, А. Н. Шелковой, В. В. Грабин и др.// Пробл. спец. электрометаллургии. – 2000. – № 1. – С. 23–34.
- Pat. 6.669.989 B2 USA, MIIK. C 23 C 16/00. Method for producing by evaporation a functionally graded coating with an a outer ceramic layer on a metal substrate / B.A. Movchan, L.M. Nerodenko, Yu.E. Rudoy. – Publ. 30.12.2003.
- 8. Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э. Одностадийная электроннолучевая технология осаждения термобарьерных градиентных покрытий // Современ. электрометаллургия. — 2003. – № 2. – С. 10–16
- Movchan B. A., Yakovchuk K. Yu. Graded thermal barrier coatings, deposited by EB-PVD // Surf. Coat. Technol. – 2004. – 188–189. – P. 85–92.
- А. с. 1827397 СССР, МПК С 23 С 14/00, 14/02. Способ получения жаростойкого композиционного покрытия для лопаток газовой турбины / А. И. Рыбников, И. С. Малашенко, А. А. Рабинович и др. – Опубл. 07.11.1993, Бюл. № 26.
- Schaeffer J.S. The effect of alumina phase transformation of thermal barrier coating durability // Proc. of TBC Interagency Coordination Committee. - 1997. - P. 99-108.
- Influence of electron beam physical vapor deposited thermal barrier coating microstructure on thermal cyclic oxidation conditions / C. Leyens, V. Schultz, B. A. Pint et al. // Surf. Coat. Technol. - 1992. - 120-121. - P. 68-76.
- Influence of high-temperature creep stress on growth of thermally grown oxide in thermal barrier coatings / D. Seo, K. Ogawa, Y. Nakao et al. // Surf. Coat. Technol. – 2009. – 203. – P. 1979–1983.

Carried out was the comparative analysis of structure and properties of condensation thermal barrier coatings produced using electron beam method by tradition multi-stage technology and also gradient coatings deposited according to the single-stage technology. It is shown that thermal cyclic life in the air at 400 \leftrightarrow 1100 °C of gradient thermal barrier coatings SDP-3A/AlCr/ZrO₂-8 % Y₂O₃ and SDP-6/AlCr/ZrO₂-8 % Y₂O₃ on the heat-resistant alloy ChS88U-VI amounts to 900...1100 one hour cycles, which 1.5...2.0 times exceeds the mean value of life of standard two-layer coatings SDP-3A AlCr/ZrO₂-8 % Y₂O₃. It is established that thickness of layer of scale on the base of Al₂O₃ after 500 h of isothermal annealing in the air at 1100 °C in gradient thermal barrier coatings SDP-3A/AlCr/ZrO₂-8 % Y₂O₃ is homogeneous and amounts to about 5 µm, while in standard coatings it is characterized by heterogeneity at the thickness of about 10 µm. The width of the zone depleted by aluminium in the bond layer does not exceed 5 µm. In the standard coatings the layer of scale is characterized by heterogeneity at the thickness of 10 µm; the width of depleted zone is about 15...20 µm. Ref. 13, Tables 2, Figures 8.

Key words: electron beam evaporation and condensation in vacuum; gradient thermal barrier coatings; nickel heat-resistant alloy ChS-88; heat-resistant metal bond layer Co(Ni)CrAlY; thermally grown oxide α -Al₂O₃; external ceramic layer ZrO₂-8 % Y₂O₄; thermal cyclic and isothermal tests; elements diffusion; life of coating

Поступила 21.10.2013
ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ



УДК 669.187.58

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЙ ПЕРЕПЛАВ ЗАГОТОВОК, СКОМПАКТИРОВАННЫХ ИЗ СТРУЖКИ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

В. Р. Бурнашев, В. А. Шаповалов, Д. М. Жиров, В. Г. Кожемякин, Д. В. Ботвинко

Институт электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Определены технологические особенности плазменно-дугового переплава заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных нержавеющих сталей типа X18H10T. Для переплава заготовок диаметром 100 мм выбраны кристаллизаторы круглый диаметром 125 мм и квадратный со стороной 125 мм. Установлены оптимальные режимы переплава заготовок в условиях плазменно-дугового переплава на печи УПП-3. Определено, что для получения более качественных слитков стружку аустенитных нержавеющих сталей перед компактированием необходимо промывать от смазочно-охлаждающих жидкостей. Исходя из металлографических исследований для снижения содержания азота в готовом металле необходимо производить защиту зоны компактирования аргоном. Для сокращения количества неметаллических включений и улучшения качества поверхности слитка переплав заготовок следует производить на скоростях не более 2...4 мм/мин. Библиогр. 8, табл. 2., ил. 6.

Ключевые слова: плазменно-дуговой переплав; скомпактированные заготовки; стружка; нержавеющая аустенитная сталь; качество слитков; кристаллизатор; шихта

Плазменный источник тепла, отличающийся высоким энергетическим потенциалом, позволяет переплавлять гранулированную шихту, раздельно плавить шихту и формировать слиток, рафинировать жидкий металл, полученный при атмосферном давлении, азотировать и т. д. Технологические схемы плазменно-дугового переплава и рафинирования жидкого металла, широко применяемые в настоящее время, можно разделить на две группы, первая из которых представляет собой переплав в медных или керамических тиглях и слив в изложницы или кокили; вторая — переплав гранулированной или пакетированной шихты, капельный переплав заготовки в водоохлаждаемый кристаллизатор или тигель, являющийся промежуточной емкостью, с последующей кристаллизацией в водоохлаждаемом кристаллизаторе. Во всех процессах второй группы одним из главных элементов технологий, обеспечивающих получение металла высокого качества, является кристаллизация металла в водоохлаждаемом кристаллизаторе, т. е. эти процессы являются вторичным рафинирующим переплавом [1-4].

Следует отметить, что переплав сыпучей шихты (гранулы, стружка, порошки) не проходит стадию капельного переноса. Хотя при некоторых конструктивных изменениях, в частности применении промежуточной емкости, указанный процесс полностью соответствует вторичному рафинирующему переплаву. Однако все эти меры усложняют конструкции установки и снижают энергетические показатели процесса переплава, увеличивают угар металла. В ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины разработан способ компактирования длинномерных заготовок из стружки и сыпучих материалов с последующим переплавом способами электрошлакового (ЭШП) и плазменно-дугового переплавов (ПДП) [5], где в качестве заготовок использовали электроды, скомпактированные под током из стружки стали марки ЭП609Ш [6].

Настоящая работа является продолжением проведенных исследований как в части расширения марочного состава перерабатываемых материалов, так и усовершенствования технологических режимов



Рис. 1. Заготовка, скомпактированная из стружки аустенитных нержавеющих сталей

© В. Р. БУРНАШЕВ, В. А. ШАПОВАЛОВ, Д. М. ЖИРОВ, В. Г. КОЖЕМЯКИН, Д. В. БОТВИНКО, 2014



Рис. 2. Схема плазменно-дуговой печи УПП-3: *1* — заготовка; *2* — камера; *3* — плазмотрон; *4* — кристаллизатор; *5* — механизм вытягивания слитка; *6* — слиток; *7* — механизм подачи заготовки

разработанного способа. Объектами исследования служили заготовки, скомпактированные под током из стружки аустенитных нержавеющих сталей типа X18H10T (рис. 1). Особенность полученных заготовок заключается в том, что стружку аустенитных сталей перед компактированием не отмывали от смазочно-охлаждающих жидкостей (СОЖ). При ПДП заготовок металл проходит стадию рафинирования в жидкой пленке на оплавляемом торце заготовки, с поверхности оторвавшейся капли и с поверхности жидкой ванны в кристаллизаторе. Поскольку основная часть СОЖ удаляется в процессе компактирования под током, следует ожидать, что оставшаяся часть сублимируется в процессе ПДП.

Эксперименты по переплаву скомпактированных заготовок проводили на плазменно-дуговой пе-



Рис. 3. Изменение содержания газов $C_{\rm ras}$ в атмосфере печи при ПДП заготовки: 1-водород; 2-кислород

чи УПП-3, представляющей собой агрегат мощностью 160 кВт, оснащенный четырьмя плазмотронами ПДМ-7 конструкции ОКТБ ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. Максимальная длина переплавляемой заготовки 700 мм, масса 50 кг.

Принципиальная схема печи представлена на рис. 2. К скомпактированной заготовке диаметром 100 мм приваривается инвентарная головка, которая подвешивается на механизм подачи. Печь вакуумируется до 0,3 кПа, заполняется аргоном до давления 0,1...0,2 МПа.

В работе [7] установлено, что увеличение общего расхода плазмообразующего газа (аргона) от 50 до 90 л/мин вызывает сокращение потерь тепла в плазмотронах от 16 до 11 %, в камере установки от 40 до 35 % и повышает КПД процесса от 43 до 52 %. Увеличение расхода плазмообразующего газа способствует контрагированию дуг за счет охлаждения периферийной зоны плазменного столба, что позволяет уменьшить магнитное взаимодействие плазменных дуг и отклонение их от оси плазмотрона. За счет этого снижается доля тепла, теряемого в плазмотронах и камере установки и увеличивается количество тепла, передаваемого металлу. Таким образом, расход плазмообразующего газа поддерживали в оптимальных пределах.

Затем плазмотроны включаются, и заготовка подается в зону действия плазменных дуг, металл начинает капать в кристаллизатор, где кристаллизуется в так называемом захвате «ласточкин хвост». После заполнения кристаллизатора металлом включается механизм вытягивания. Слиток вытягивается со скоростью 8...10 мм/мин. В ходе плавки поддерживали значение тока 300...400 А, напряжения — 40...50 В. В процессе переплава заготовки контролировали газовую фазу печи методом хроматографического анализа с использованием прибора «Газохром 3101». Отбор проб производили из патрубка в верхней части установки [8].

Как видно из рис. 3, в первые минуты переплава резко увеличивается концентрация водорода и снижается массовая доля кислорода. Очевидно, что при работе плазмотронов в результате нагрева плавильного пространства со стенок камеры и с заготовки происходит испарение влаги. Попадая в зону горения дут и нагретого металла, она разлагается на водород и кислород. В результате водород скапливается в камере, а кислород окисляет часть металла.

В ходе дальнейшего проведении переплава содержание кислорода в газовой фазе начинает возрастать, что можно объяснить разложением оксидов металлов в пятне дуги. Причиной снижения массовой доли водорода является промывка камеры аргоном, используемым в качестве плазмообразующего газа.

При компактировании под током расходуемого электрода использовали неочищенную от СОЖ стружку. Однако в составе газовой фазы не зафиксировано присутствие моно- и диоксида углерода, что позволяет утверждать об удалении углеродсодержащих компонентов СОЖ при нагреве в процессе компактирования.

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ





Рис. 4. Слитки круглого (а) и квадратного (б) сечений, полученные в результате ПДП

Для получения конечного продукта при ПДП использовали кристаллизаторы двух типов: круглый диаметром 125 мм и квадратный со стороной 125 мм. Такой размер кристаллизаторов выбран в соответствии с работами [1, 3], поскольку соотношение диаметров заготовки и слитка не должно превышать 0,7...0,8 при скорости переплава 2,5... ...15,0 мм/мин.

В результате проведенных экспериментов получено два типа слитков круглого и квадратного сечения (рис. 4), из которых вырезаны продольные и поперечные темплеты. На указанных образцах проведены металлографические исследования, изучены механические свойства и химический состав.

Исследования химического состава показали, что в процессе ПДП все легирующие элементы находятся в пределах, допускаемых ГОСТ 977–98, в том числе титан и углерод (табл. 1). При сравнении результатов химического анализа металла, полученного при ПДП, выявлено повышенное содержание азота в металле (табл. 1). По-видимому, насыщение азотом происходит на стадии компактирования заготовки в открытой атмосфере. Для снижения содержания азота в металле заготовки необходимо защищать зону нагрева и компактирования аргоном.

Механические свойства металла, полученного в результате переплава электродов, скомпактированных из стружки, приведены в табл. 2, из которой видно, что механические свойства выплавленного металла не ниже требований, предъявляемых ГОСТ 977–98, а по некоторым показателям превосходят их.

Из поперечных темплетов изготовили макрошлифы диаметром 125 мм и квадратные со стороной 125 мм, представленные на рис. 5, *a*, *b*. На поперечных темплетах видно, что металл плотный, какихлибо дефектов не обнаружено, однако на продольных образцах слитков (рис. 5, *b*) выявлены одиночные крупные включения шлака диаметром 5...7 мм. Это происходит, по-видимому, из-за компактиро-

		Таблица 1. Химический состав аустенитной стали, выплавленной разными способами										
N	1ассовая до	Содержание газов, мас. %										
Cr	Ti	Si	Mn	С	[0]	[N]	[H]					
17,0	0,3	0,67	1,3	0,110,13	0,016	0,049	0,0003					
18,4	0,6	0,63	1,3	0,11	0,075	0,052	0,0005					
18,4	0,6	0,63	1,3	0,12	0,022	0,055	0,0005					
1720	≥5C	0,21,0	1,02,0	<0,12	-	_	-					
-	Cr 17,0 18,4 18,4 1720	Cr Ti 17,0 0,3 18,4 0,6 18,4 0,6 1720 ≥5C	CrTiSi17,00,30,6718,40,60,6318,40,60,631720 \geq 5C0,21,0	Cr Ti Si Mn 17,0 0,3 0,67 1,3 18,4 0,6 0,63 1,3 18,4 0,6 0,63 1,3 1720 \geq 5C 0,21,0 1,02,0	Cr Ti Si Mn C 17,0 0,3 0,67 1,3 0,110,13 18,4 0,6 0,63 1,3 0,11 18,4 0,6 0,63 1,3 0,12 1720 \geq 5C 0,21,0 1,02,0 <0,12	Cr Ti Si Mn C [O] 17,0 0,3 0,67 1,3 0,110,13 0,016 18,4 0,6 0,63 1,3 0,11 0,075 18,4 0,6 0,63 1,3 0,12 0,022 1720 \geq 5C 0,21,0 1,02,0 <0,12	Cr Ti Si Mn C [O] [N] 17,0 0,3 0,67 1,3 0,110,13 0,016 0,049 18,4 0,6 0,63 1,3 0,11 0,075 0,052 18,4 0,6 0,63 1,3 0,12 0,022 0,055 1720 \geq 5C 0,21,0 1,02,0 <0,12					

Таблица 2. Механические свойства стали Х18Н10Т, выплавленной разными способами								
Способ выплавки	σ _{0,2} , ΜΠа	σ _в , МПа	δ, %	<i>KCV</i> , Дж/см ²	φ, %			
ЭШП, Ø175 мм	220,0	468	50	173	60,5			
ПДП, Ø125 мм	242,0	475	48	245	76,0			
ПДП, квадрат 125 мм	215,5	513	60	330	69,5			
ГОСТ 977–98	196,0	441	25	59	32,0			



Рис. 5. Макрошлифы поперечных круглого (*a*), квадратного (*б*) и продольного (*в*) темплетов

вания непромытой стружки, в результате чего в заготовке образуется шлаковая фаза, которая при высоких скоростях переплава не успевает всплывать и запутывается в теле слитка. После переплава на поверхности слитка образуется шлаковая корка. На боковых поверхностях ее толщина достигает 1 мм, а на верхнем торце слитка — 10 мм (рис. 6), что мешает формированию ровной поверхности слитка. Следовательно, для получения более качественных слитков, выплавленных способом ПДП, стружку аустенитных нержавеющих сталей перед компактированием необходимо промывать от СОЖ и снижать скорость вытягивания слитка при переплаве до 2...4 мм/мин.



Рис. 6. Шлак с поверхности слитка

В заключение следует отметить, что при переплаве заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных сталей, с учетом результов химического анализа и значений механических свойств возможно получение слитков для дальнейшего использования в промышленности.

Исходя из металлографических исследований для повышения качества слитков необходимо промывать стружку перед компактированием заготовок, защищать зону компактирования аргоном и уменьшать скорость переплава заготовок.

- Лакомский В. И. Плазменно-дуговой переплав / Под ред. Б. Е. Патона. – Киев: Техніка, 1974. – 336 с.
- Ерохин А. А. Плазменно-дуговая плавка металлов и сплавов. Физико-химические процессы. — М.: Наука, 1978. — 188 с.
- 3. *Клюев М. М.* Плазменно-дуговой переплав. М.: Металлургия, 1980. 256 с.
- Дембовский В. Плазменная металлургия / Пер. с чеш. М.: Металлургия, 1981. – 280 с.
- Пат. 7997 Украина, МПК С 22 В 1/24. Спосіб компактування металевої шихти / Б. Є. Патон, М. Л. Жадкевич, В. О. Шаповалов та ін. — Опубл. 10.08.2007; Бюл. № 12.
- Плазменно-дуговой переплав заготовки, скомпактированной из стружки стали ЭП609-Ш / В. А. Шаповалов, Ф. К. Биктагиров, В. Р. Бурнашев, Ю. А. Никитенко // Современ. электрометаллургия. – 2011. – № 3. – С. 21–23.
- Грановский В. К. Исследование физико-химических процессов и разработка технологии плазменно-дуговой гарнисажной плавки высокоазотистых сталей и сплавов: Дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1982. — 241 с. (Машинопись).
- Поведение газовых примесей при плазменно-дуговом переплаве заготовки, скомпактированной из стружки аустенитных нержавеющих сталей / В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Д. М. Жиров и др. // Современ. электрометаллургия. 2012. № 2. С. 45–46.

Technological peculiarities of plasma-arc remelting of billets, compacted of chips of austenitic stainless steels of Kh18N10T type, are determined. To remelt the 100 mm diameter billets, round mould of 125 mm diameter and rectangular mould with 125 mm wall were selected. Optimum conditions of remelting of billets were established under conditions of plasma-arc remelting in furnace UPP-3. It was found that to produce the more quality ingots, it is necessary to wash away the lubrication-cooling fluids from chips of austenitic stainless steels before compacting. Basing on the metallographic examinations it is necessary to protect the zone of compacting by argon to reduce the nitrogen content in a ready metal. To decrease the amount of non-metallic inclusions and to improve the quality of ingot surface, the remelting of billets should be performed at speeds of not more than 2...4 mm/min. Ref. 8, Tables 2, Figures 6.

Key words: plasma-arc remelting; compacted billets; stainless austenitic steel; quality of ingots; mould, charge

Поступила 02.12.2013

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ



УДК 669.245:536.421.4

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОХРОМИСТОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, КОМПЛЕКСНО-ЛЕГИРОВАННОГО РЕНИЕМ И ТАНТАЛОМ

И. И. Максюта¹, О. В. Клясс², Ю. Г. Квасницкая¹, Г. Ф. Мяльница², Е. В. Михнян¹

¹Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины. 03680, Киев, бульв. Вернадского, 34/11. E-mail: metal@prima.kiev.ua ²ГП НПКГ «Зоря»-«Машпроект». 54018, г. Николаев, пр. Октябрський, 42. E-mail: baz@zorya.com.ua

Проанализированы корреляционные связи между технологическими параметрами процесса кристаллизации, макрои микроструктурой, а также эксплуатационными характеристиками (кратковременная и длительная прочность, коррозионная стойкость) высокохромистой композиции жаропрочного никелевого сплава типа XH58KBTMЮБР, легированного рением и танталом. Полученные результаты дали возможность отработать технологический процесс получения лопаток ITУ определенного типоразмера с ориентированной структурой, отличающейся в сравнении с применяемыми марками повышенной стойкостью против высокотемпературной ползучести и коррозионного разрушения в агрессивных выделениях тяжелого топлива и солей морской воды. Библиогр. 14, табл. 3, ил. 4.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы; сопловые лопатки; высокотемпературная коррозия; рений; тантал; прочность; пластичность

Введение. Научно-практические разработки последних лет как отечественных, так и зарубежных научных центров, занимающихся материаловедением жаропрочных сплавов для газотурбинных установок (ГТУ), сосредоточены главным образом на лопаточных материалах для авиадвигателестроения с низким содержанием хрома, что вызвало потребность в повышении прочностных характеристик. Для ГТУ морского назначения и энергетических агрегатов, в том числе газоперекачивающих станций, особое значение наряду с механическими характеристиками имела стойкость против высокотемпературной коррозии (ВТК), вызванной высокоскоростным газовым потоком как с агрессивными составляющими дизельного и газообразного топлива, так и с солями морской воды. Для повышения высокотемпературной стойкости против коррозионно-эрозионных разрушений в основной легирующий комплекс необходимо вводить большее количество хрома (16...20 мас. %), по сравнению с материалами для авиадвигателей (3...10 мас. %), что может вызвать в процессе эксплуатации появление коррозионных повреждений поверхности лопаток турбин, а также охрупчивающих топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз [1–4].

В последние годы материаловеды активно используют для легирования жаропрочных сплавов такие перспективные с точки зрения повышения прочностных характеристик и стойкости против ВТК элементы, как рений, тантал, рутений [1-6], что позволяет снизить в некоторой степени содержание хрома, уменьшив риск образования в процессе эксплуатации коррозионно-эррозионных повреждений. Из-за недостатка данных о влиянии этих элементов на фазово-структурную стабильность высокохромистых сплавов, в том числе связанную с ликвационными явлениями, на формирование ориентированной структуры в процессе направленной кристаллизации (НК), а также и на основные эксплуатационные (прочностные и коррозионные) характеристики как в равноосном, так и в состоянии после НК потребовалось проведение систематических исследований с целью совершенствования существующих марок сплавов.

© И. И. МАКСЮТА, О. В. КЛЯСС, Ю. Г. КВАСНИЦКАЯ, Г. Ф. МЯЛЬНИЦА, Е. В. МИХНЯН, 2014



Таблица 1. Основные компоненты химического состава высокохромистых коррозионностойких литейных жаропрочных сплавов, мас. %, на основе никеля (по стандарту СНГ)									
Марка сплава	Ni	С	Cr	Со	Мо	Fe	Al		
ЦНК-7П	60,2	0,10	14,8	8,7	0,6	1,0	3,9		
ЦНК-8МП (НК)	61,4	0,01	12,2	8,7	0,4	1,0	4,1		
ЦНК-21П	56,9	0,07	21,0	10,7	1,5	1,0	2,4		
ЗМИ-З	64,5	0,08	13,2	5,5	1,2	1,0	2,9		
ЗМИ-ЗУ	64,8	0,15	13,0	5,0	1,0	1,0	3,0		
ЧС88 (моно)	57,6	0,09	15,6	10,7	1,9	0,5	3,0		
ЧС88У	57,0	0,06	15,9	11,0	1,9	0,5	3,05		
ЧС104	57,9	0,10	20,9	10,2	0,6	0,5	2,5		

Окончание табл. 1

			-	-				
Марка сплава	В	Ti	W	Zr	Nb	Y	Hf	Ce
ЦНК-7П	0,008	4,0	6,7	_	_	_	-	_
ЦНК-8МП (НК)	-	4,5	6,7	-	1,0	-	-	-
ЦНК-21П	0,008	3,4	2,3	-	0,7	-	-	-
ЗМИ-3	0,015	4,9	6,0	0,01	0,7	-	-	-
ЗМИ-ЗУ	0,010	5,0	7,0	-	-	-	-	-
ЧС88 (моно)	0,005	4,6	5,3	-	0,11	-	0,5	-
ЧС88У	0,080	4,6	5,3	0,05	0,2	0,03	0,3	0,015
ЧС104	0,007	3,5	3,5	0,05	0,25	-	-	-

Состояние вопроса, задачи исследования. Современные жаропрочные сплавы на никелевой и кобальтовой основе 3...5 поколений являются сложнолегированными гетерофазными системами, в которых реализуются три основных термодинамически возможных вида упрочнения: твердорастворное аустенитное (γ-фаза), дисперсионное (первичная и вторичная γ'-фазы на основе соединения Ni₃(Al, Ti) и карбидное (табл. 1) [1–4].

При большом содержании хрома структурная стабильность содержащих рений и тантал сплавов относительно образования ТПУ фаз определяется как общим суммарным содержанием тугоплавких элементов, так и их соотношением. Хром, молибден, вольфрам, ниобий, рений, тантал являются упрочнителями твердого раствора, а хром, тантал, вольфрам — активными карбидообразующими, преимущественно распределенными в γ-твердом растворе. Так, введение в состав сплава рения и тантала возможно для сохранения фазово-термической стабильности в процессе эксплуатации двигателя только при определенном балансе вольфрама, молибдена, хрома [1–4].

В случае комплексного легирования композиции тугоплавкими металлами следует учитывать их коэффициенты ликвации, особенно при получении сплавов с ориентированной структурой. Введение в состав сплава элементов, повышающих разность плотностей основного расплава и ликвата, что относится к γ' -образующим (алюминий, титан, ниобий и др.) и тугоплавким элементам (вольфрам, рений, молибден и др.) может способствовать в ходе НК образованию поверхностных дефектов ликвационного происхождения, особенно при относительно низких скоростях кристаллизации [1, 2].

Следует заметить, что значительно снижать либо исключать с целью недопущения выделения ТПУ фаз такие элементы, как молибден, вольфрам, ниобий, нерационально, поскольку каждый из них контролирует в определенной степени фазово-структурные процессы. Молибден, являясь упрочнителем твердого раствора, вносит существенный вклад в изменение параметра у-твердого раствора и, как следствие, морфологию упрочняющей вторичной у'фазы, делая ее кубической, способствует возникновению высокого значения сопротивления ползучести жаропрочных сплавов. Компенсировать полное исключение ниобия, положительно влияющего на жидкотекучесть сплава при литье, возможно только в результате комплексного изменения соотношения легирующих элементов, варьирующих параметры γ-твердого раствора и упрочняющей γ'-фазы [1-4].

Из всех элементов легирующего комплекса, входящих в жаропрочные сплавы, наибольшей растворимостью в γ - и наименьшей в γ' -фазе характеризуется рений, коэффициенты распределения K_c (в осях дендритов и междендритном пространстве) легирующих элементов которого находятся между γ' - и γ -фазами — $K/K_c = 0,1$ [5, 6]. Преимущественное растворение рения в аустенитной матрице сплава понижает скорость диффузионных процессов, контролирующих разупрочнение металла в условиях высокотемпературной ползучести, тем самым тормозя скорость коагуляции и растворения γ' -фазы. Это способствует сохранению длительной прочности в результате увеличения высокотемпературной стабильности твердого раствора.

Эмпирически доказано, что повышение концентрации легирующих элементов с большими атомными радиусами более существенно влияет на изменение параметра решетки γ -фазы, чем γ' -фазы. Поскольку рений и тантал имеют атомный радиус больший, чем никель (соотношение для рения 1,063), они положительно воздействует на несоответствие периодов кристаллических решеток γ - и γ' -фаз (так называемый мисфит — $\Delta a\gamma - \gamma' = (a\gamma - a\gamma') / a\gamma$), что является определяющим фактором длительной прочности поли- и монокристаллов жаропрочных сплавов при высоких температурах.

Отличаясь наименышим коэффициентом диффузии в никеле, рений также тормозит процессы коагуляции упрочняющей γ' -фазы, тем самым повышая ее термическую стабильность. Кроме того, и рений, и тантал способствуют повышению температуры растворения γ' -фазы и T_S , что сужает интервал кристаллизации и, как правило, положительно сказывается на жаропрочности, особенно в состоянии НК [1–4].

Следует отметить, что при введении в сплавы рения и тантала содержание хрома может быть снижено, поскольку эти элементы, особенно рений, повышают сопротивление ВТК. С учетом указанных факторов благоприятного влияния легирования рением и танталом на служебные характеристики жаропрочных никелевых сплавов авторы данной работы с целью недопущения выделения охрупчивающих фаз при введении этих элементов в оптимизируемую высокохромистую композицию на основе марки сплава ЧС104 [7] применили экспериментально-расчетные методы определения температурно-временных интервалов выделения ТПУ фаз после длительной высокотемпературной выдержки [5, 6]. Показано, что гарантировано «безопасным» относительно выделения охрупчивающих ТПУ фаз является комплексное введение 1,5 % рения + 1,5 % тантала при общем суммарном содержании 24,4 мас. % тугоплавких элементов [5, 6, 8-10]).

Задачей данного исследования является анализ влияния температурно-временных параметров процесса кристаллизации на физико-механические свойства при значениях комнатной и высоких температур, в том числе на длительную прочность в литом и термообработанном состояниях, а также на коррозионную стойкость оптимизируемого высокохромистого сплава, комплексно-легированного рением и танталом в равноосном и направленно-кристаллизованном состояниях. **Методики исследования.** Для модельных сплавов во ФТИМС НАНУ выплавляли цилиндрические заготовки из первичной шихты на литейных агрегатах УППФ-2 и УППФ-3М (РФ, г. Ржев) по разработанной для сплавов этого класса технологической карте (давление в печи 1,2...2,5 Па, температура заливки металла в формы — 1560...1580, формы — 950 °C).

Отработку температурно-скоростных параметров процесса получения отливок с образцами-свидетелями проводили в условиях комбинированного (радиационного и конвективного) охлаждения формы (жидкий алюминий) при вариации значений скорости кристаллизации $v_{\rm kp} = 2$; 5; 10 мм/мин на установке для направленной кристаллизации УВНК-8П совместно с ГП НПКГ «Зоря»–«Машпроект», г. Николаев.

Для выплавки первичных заготовок использовали основные шихтовые материалы: кобальт электролитический К0, К1 (ГОСТ 123–98), никель электролитический Н0, катодный марки Н1 (ГОСТ 849–80), хром электролитический рафинированный ЭРЖ либо хром металлический Х0, молибден в штабиках технически чистый, алюминий марки А99 (ГОСТ 1405–83), тантал (пруток 99,9 мас. %), рений (сплав Re0, Re1).

Температуры основных фазовых превращений $(T_S; T_L; T_{n,p} -$ температура полного растворения γ' фазы) определяли методом высокотемпературного дифференциального термического анализа (ВДТА) на установке ВДТА-8М с погрешностью ±5 °C.

Количество основных компонентов сплавов и примесей определяли химическим методом по стандартным методикам, микролегирующие добавки контролировали химико-спектральным методом с погрешностью ±0,001 %. Фазовый анализ сплавов выполняли путем электрохимического изолирования интерметаллидных и карбидных фаз в метанольном травителе с последующим рентгеноструктурным и химическим анализом анодных осадков. Распределение легирующих элементов между фазами изучали на микроанализаторах JXA8600 фирмы «JEOL» (Япония) и Cameca-MS46 фирмы «Cameса» (Франция). Для исследования макро- и микроструктуры применяли световой «Neofot 2» и электронный микроскопы. Анализ содержания газов (кислорода, азота, водорода), углерода и серы в твердом металле осуществляли на анализаторах фирмы «LECO» - RO-17, TN15, RH2, CS-144.

Объемную долю и размер фазовых составляющих изучали на анализаторе «Квантимет-720», совмещенном с растровым микроскопом JSM-840. Относительная погрешность определения значений указанных величин составила 5...10 %. Для определения коэффициентов ликвации легирующих элементов использовали количественный поэлементный анализ, проводимый методом микрорентгеноструктурного анализа (MPCA).

Механические испытания на кратковременную прочность выполняли на стандартных цилиндри-

ОБЩИЕ В

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Таблица 2. Температурно-временные параметры про- цесса НК (литейный агрегат УВНК-8П)								
Задержка движения формы, мин	Начальная скорость движения формы из нагревателя, мм/мин	Градиент на фронте затвердевания, К/см						
56	2,03,5	2530						
23	6,08,0	3550						
<i>Примечание</i> . Температура формы составляла 1450, расплава — 1570 °C.								

ческих образцах с рабочей частью диаметром 5 и длиной 25 мм по ГОСТ 9651–84 при значениях температуры 20...950 °С на разрывной машине марки УМЭ-10ТМ. Испытания на длительную прочность проводили по ГОСТ 10145–81 на разрывных машинах марки АИМА-5-2 при параметрах, предусмотренных для сплавов нормативной документацией.

Материалом литейных форм служила многослойная керамика на основе электрокорундовой суспензии с модификаторами, повышающими термическую прочность форм [9]. В качестве стержней для формирования внутренней полости лопатки опробовали стержни на основе корунда и циркона, модифицированного кремнием и комплексным модификатором Al + Si [11].

Проведение экспериментов и обсуждение результатов. На основании расчетов [11, 12] и в соответствии с условиями эксперимента (установка УВНК-8П, сплав типа ЧС104, рабочие лопатки турбины высокого давления) определили теплофизические параметры процесса НК. Локальные значения параметров процесса НК в течение всего технологического цикла измеряли по распределению температуры в кристаллизуемой отливке, построенной на основе экспериментально измеренных значений температуры в шести точках вдоль оси отливки с помощью термопарного чехла с шестью вольфрамрениевыми термопарами (тип BP 5/20, диаметр электродов 0,30 мм). При этом все теплофизические свойства металла и формы принимали постоянными. Теплопроводность формы, металла, охладителя, температуру нижнего основания определяли по условиям теплообмена через дно формы к холодильнику установки (табл. 2). Температура наружной поверхности формы для литья лопаток с поликристаллической структурой изменялась по высоте в пределах 950...1050 °С и принималась постоянной (975 °С с погрешностью 2...3 %).

Анализ условий НК на эксплуатируемой установке УВНК-8П в существующих условиях показал, что температура холодильника может быть оставлена неизменной. Полученные значения градиента температуры G и скорости кристаллизации $v_{\rm kp}$ дали возможность рассчитать соотношение $G/v_{\rm kp}$ — критерия стабильности плоского фронта кристаллизации, обеспечивающего получение регулярной дендритной структуры вдоль продольной

оси лопатки, включая массивную замковую часть и тонкостенную перьевую. При этом дрейф фронта кристаллизации можно контролировать по скорости перемещения формы.

Отметим, что скорость извлечения формы из нагревателя, согласно основному требованию к процессу НК, должна быть не больше минимальной скорости естественного роста твердой фазы, составляющего 0,006 см/с (3,6 мм/мин), определенной по наклону касательной к кинетической кривой. Таким образом, начальная скорость движения формы составила 2,0...3,5 мм/мин после предварительной выдержки в течение 5...6 мин. Далее скорость изменяли до 5...7; 7...10; 10...15 мм/мин.

На основе анализа основных структурных элементов модельных сплавов с рением и танталом (образцов-спутников и лопаток ГТД) установлено, что формирование дендритно-ячеистой структуры происходит в расширяющихся частях отливок, на боковой поверхности которых в некоторых случаях возникают новые центры кристаллизации вне существующего плоского фронта роста.

Металлографический анализ модельных сплавов показал, что при изучении макроструктуры после процесса НК можно выделить несколько типов субзерен: представляющие собой отдельные дендритные ветви в пределах одной колонии, размеры которой коррелируют с размерами последних, а разориентация составляет 0,5...1,0°; принадлежащие к различно ориентированным группам дендритных ветвей одного направления, имеющие размеры, сопоставимые с размерами отливки и с разориентацией между ними 1...3°; наиболее мелкие субзерна с размерами 20...30 мкм и разориентацией 20...30°.

Поскольку сплавы на основе никеля имеют гранецентрированную кубическую решетку, то формирование ветвей дендритов первого порядка происходит вдоль кристаллографических направлений [001], причем тех, которые образуют минимальный угол с вектором градиента температуры G в процессе НК. При этом ветви первого порядка выстраиваются параллельными рядами вдоль плоскостей {001}, декорируя тем самым пространственное положение этих плоскостей в отливке. Междендритное расстояние λ в рассматриваемом случае – это среднестатистическое расстояние между дендритными осями первого порядка, измеренное в кратчайшем направлении, т. е. [001], и определяемое графически с помощью среднего расстояния λ на поперечном сечении слитка произвольной ориентации соотношением $\lambda_{\Pi} = e_{\Pi} \cos \alpha$, где α — угол между плоскостью {001}, образовавшей след, и осью слитка [1, 12].

Величину \overline{e} рассчитывали по плотности дендритных рядов, укладывающихся в линейный ряд на микрофотографиях в перпендикулярном рядам направлении в соответствии с методикой работы [11]. Для статистической достоверности рассматривали не менее трех полей зрения в пяти зернах, соз α





Рис. 1. Значения температуры основных фазовых превращений (T_S , T_L , $T_{n,p}$) модельного (1,5 % рения и 1,5 % тантала) и базового сплавов

измеряли по продольному разрезу, рассекающему тело зерна на поперечном шлифе.

Исследованиями подтверждено, что в осях и межосных пространствах форма и размеры частиц ү'фазы существенно различаются (табл. 3). Следует отметить также, что и степень дисперсности первичной ү'-фазы, и объемная доля эвтектической ү'-фазы, располагающейся в межосных пространствах в виде «островков» неправильной формы, зависят от скорости кристаллизации (табл. 3), возрастая с увеличением скорости, что свидетельствует о неравновесном характере этой фазы. Точное количественное определение объемной доли частиц ү'-фазы в осях дендритов и межосных пространствах затруднено из-за очень малых размеров частиц. Морфологические изменения в структуре при росте или снижении скорости кристаллизации изменяют и

Таблица 3. Влияние скорости кристаллизации на ха- рактеристики макро- и микроструктуры модельного спла- ва, комплексно-легированного танталом и рением								
Параметры структурных составляющих, мкм								
Скорость кристал- лизации, мм/мин	Меж- денд- ритное расстоя- ние λ _п , мкм	Средний размер «островков» γ _{эвт} -фазы	Средний размер частиц вторичной у'-фазы в межосных пространствах/ осях дендритов	Средний размер частиц карбидов типа МеС				
2	265	10,0	0,65/0,70	2,4				
5	250	8,7	0,53/0,45	2,2				
10	210	7,0	0,4/0,3	1,5				

уровень ликвации элементов в сплаве, что и приводит к появлению обширных областей эвтектической высокотемпературной γ'_{abt} -фазы.

Поскольку основная масса карбидов MeC на основе (Ti, Ta)C, располагаясь в межосных пространствах, выделяется из расплава вблизи температуры солидуса (рис. 1), то и размеры карбидов, подобно «островкам» эвтектической γ'-фазы, уменьшаются с ростом скорости кристаллизации согласованно с размером дендритной ячейки (табл. 3).

Кроме того, обнаружено, что введение тантала в базовый сплав типа ЧС104 приводит к образованию большего количества сложных карбидов Ме₆С



Рис. 2. Распределение тантала в карбидной фазе (МРСА, в характеристических лучах тантала), ×3000



Рис. 3. Особенности морфологии упрочняющей у'-фазы (лопатка ТВД, замковая часть): *а* — после литья (вакуумно-индукционная плавка, равноосное состояние); *б* — после НК; *а*, *б* — х3000

(рис. 2), которые, по данным МРСА, содержат до 10 мас. % хрома и тантала.

Методом ВДТА установлено смещение уровня значений для критических точек T_L , $T_{\rm п.p}$ в сторону повышения как при введении1,5...3,0 мас. % рения [9], так и при комплексном легировании рением и танталом суммарно до 3 мас. % (рис. 1), что подтверждает возможность увеличения температурного уровня работоспособности разрабатываемой композиции прежде всего за счет повышения температурного порога растворения γ' -фазы и сужения температурного интервала кристаллизации.

Вторичная дисперсная γ' -фаза, локализованная в междендритных пространствах, также измельчается, сохраняя преимущественно форму, близкую к сферической, меняя размеры от 0,4...0,6 до 0,2... ...0,3 мкм. Увеличение $v_{\rm kp}$ сопровождается появле-



Рис. 4. Выделения у'-фазы фазы на границе входная кромка лопатки-срединная область после длительного старения (*T* = 900 °C, 1000 ч), угольные реплики с экстракцией

нием в структуре большого количества частиц карбидной фазы шрифтовой морфологии типа MeC на основе титана, являющихся термически менее устойчивыми, по сравнению с дисперсными ограненными карбидами MeC.

Все фиксируемые металлографически количественные и морфологические изменения структурных элементов при превышении скорости кристаллизации более 10 мм/мин являются следствием усиления степени неравновесности сплава, что, как показали испытания механических свойств, влечет за собой снижение уровня и длительной прочности и пластичности.

В области контролируемого роста при $v_{\rm kp} = 5$ и 10 мм/мин степень регулярности дендритной структуры удовлетворительна, на поперечном шлифе можно обнаружить, что дендриты представлены в виде «мальтийского креста» с расстоянием между осями дендритов $\lambda \approx 130...150$ мкм.

Анализ влияния технологических параметров процесса направленного затвердевания и выбор оптимальной скорости кристаллизации, обеспечивающей формирование регулярной ориентированной структуры на модельных сплавах типа ХН6ОКМЮВТ, позволил перейти к выбору режима термической обработки сплавов с целью повышения их эксплуатационных характеристик. Время термической обработки, требуемое для растворения эвтектик γ/γ' , зависит от дендритных расстояний в сплаве — чем меньше λ и объемные «островки» ү/ү', тем меньший промежуток времени потребуется для гомогенизации, способствующей частичному снижению уровня ликвационной неоднородности дендритных сегрегаций. При λ =150...180 мкм и среднем поперечном сечении «островков» γ/γ' -эвтектики 18...25 мкм в исходном состоянии до термообработки оптимальное время гомогенизации составило 3 ч при температуре (1220±5) °С, в отличие от термообработки сплава ЧС104. Выбранный режим термической обработки способствовал растворению значительной части γ/γ' -эвтектики. Так, до термообработки объемная доля эвтектики составляла 2,5...3,0 %, а после термообработки – 1,5... ...2,0 %, средний диаметр «островков» ү/ү'-фазы уменьшался до 15...20 мкм. Одновременно повышалась и объемная доля дисперсной у'-фазы, сопровождаемая измельчением ее частиц до 0,2... ...0,5 мкм (рис. 3).

Следует отметить, что поскольку современные лопатки ГТД имеют форму изогнутого эллипса, то толщина сечений пера лопаток также изменяется по параболическому закону и уменьшается в сторону входной и выходной кромок. Естественно, что распределение температуры в сечении пера имеет параболический характер, что существенно влияет на степень дисперсности и начало процесса коагуляции выделяющейся фазы в массивных частях и на кромках, определяет прочностные характеристики и коррозионную стойкость лопатки в целом (рис. 4, табл. 4). Такую особенность конструкции следует

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Таблица	Габлица 4. Сравнительные прочностные характеристики и коррозионная стойкость исследуемого сплава ЧС104										
Температура испытания, °С	Предел текучести, МПа	Временное сопротивле- ние, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Ударная вязкость, МДж/м ²	Предел выносливости на базе 2·10 ⁷ циклов, МПа	Жаро- прочность, МПа, 100 ч	Скорость коррозии v_{q_4} мг/(м·ч)·10			
20	790870 820840	9201050 900980	47 23	510 45	0,100,18	185 160	—	-			
900	570680 440460	640750 610690	916 28	912 713	-	_	280 310	3,2 3,3			
950	_ 370390	460470	_ 1318	2428	_	_	_	4,2 4,5			

особенно учитывать при выборе температуры термообработки.

Определение основных эксплуатационных характеристик образцов из модельных сплавов показало, что прочностные характеристики при введении рения и тантала в базовый сплав в установленных ранее авторами оптимальных количествах (суммарно до 3 мас. %) [13] в случае сохранения фазово-структурной стабильности после длительного старения способствуют улучшению работоспособности материала, в том числе длительной прочности, вероятно, за счет упрочнения как твердого раствора, повышения температуры полного растворения ү'-фазы, так и межосных участков матрицы после НК большим объемным количеством стабильных дисперсных выделений MeC- и Me₆C-карбидов с высоким содержанием хрома и тантала. Появление этих карбидов может снизить вероятность выделения в твердом растворе при длительном высокотемпературном воздействии на сплав охрупчивающих фаз типа σ и μ в результате снижения растворимости этих тугоплавких элементов в твердом растворе.

Исследование стойкости модельных составов против высокотемпературной коррозии в солевых расплавах в соответствии с методикой, приведенной в работе [14], при минимальном (15,0 мас. %) и максимальном (17,0 мас. %) содержаниях хрома, согласно заявленным в паспортных данных на базовый сплав ЧС104, позволило сделать вывод о том, что значение скорости коррозии при комплексном легировании танталом и рением при минимальном значении хрома в образцах было в среднем на 0,25... ...0,30 мас. % выше, чем при максимальном введении хрома в марочный сплав ЧС104. Таким образом, уровень коррозионной стойкости может быть повышен вследствие легирования танталом и рением при меньшем содержании хрома в сплаве (до 15,0 мас. %), что существенно снижает риск выделения в процессе эксплуатации охрупчивающих ТПУ фаз как в равноосном, так и НК состояниях. Вероятно, образование большинства карбидов типа МеС на базе тантала и титана во время введения активного карбидообразователя, которым является тантал, приводит к тому, что большая часть хрома не тратится на карбиды Me₂₃C₆, а остается в аустенитной матрице, повышая коррозийную стой-кость материала.

Выводы

Проведенный анализ влияния температурно-временных параметров процесса направленной кристаллизации на структурные особенности, механические свойства при комнатных и высоких температурах, а также высокотемпературную коррозионную стойкость в солевых расплавах модельного сплава ХН58КВТМЮБР (базовая марка ЧС104), дополнительно легированного рением и танталом (суммарно до 3 мас. %), показал положительное влияние этих элементов на комплекс эксплуатационных характеристик, что позволило снизить содержание хрома в сплаве с целью повышения его структурной стабильности в процессе длительной наработки.

- Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей. — М.: МИСиС, 2001. — 632 с.
- Симс Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель У.К. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. — М.: Металлургия, 1995. — Т. 1. — 384 с.
- 3. Яцык С.И. Производство высокотемпературных литых лопаток авиационных. М.: Машиностроение, 1995. 256 с.
- 4. Толораия В.Н., Орехов Н.Г. Чуварова Е.Н. Безуглеродистые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток // Литейн. пр-во. — 2012. — № 6. — 16 с.
- Получение ориентированной структуры в отливках из жаропрочного никелевого сплава, легированного рением / Г.Ф. Мяльница, И.И. Максюта, Ю.Г. Квасницкая и др. // Процессы литья. – № 6. – 2012. – С. 54–61.
- Обеспечение фазово-структурной стабильности высокохромистых жаропрочных сплавов для лопаток ГТУ / Г.Ф. Мяльница, И.И. Максюта, Ю.Г. Квасницкая и др. // Металл и литье Украины. – 2012. – № 11. – С. 16–20.
- Монокристаллические никелевые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток / Е.Н. Каблов, В.Н. Толораия, Н.Г. Орехов, Е.Н. Каблов // Металловед. и терм. обраб. металлов. 2002. № 7. С. 2–5.
- 8. *Каблов Е.Н.* Физико-химические и технологические особенности создания жаропочных сплавов, содержащих рений // Вестник Москов. ун-та. Сер. 2: Химия. — 2005. — **46**, № 3. — С. 155–157.
- 9. Толораия В.Н., Орехов Н.Г., Ломберг Б.С. Коррозионностойкие жаропрочные сплавы для крупногабаритных монокристальных турбинных лопаток // Металловед. и терм. обраб. металлов. – М.: ФГУП ВИАМ. – 2001. – № 1. – С. 30–32.
- Процессы формирования ориентированной структуры литых деталей в жаропрочных сплавах на никелевой основе / В.М. Симановский, И.И. Максюта, Ю.Г. Квасницкая // Процессы литья. – № 3. – 2010. – С. 69–75.



- Теплофизические особенности формирования структуры отливок, полученных методом направленной кристаллизации / В.М. Симановский, И.И. Максюта, Ю.Г. Квасницкая // Там же. 2010. № 6. С. 8–13.
- Обеспечение фазово-структурной стабильности высокохромистых жаропрочных сплавов для лопаток ГТУ / И.И. Максюта, Ю.Г. Квасницкая, Е.В. Михнян, А.В. Нейма // Металл и литье Украины. – 2012. – № 11. – С. 16–20.
- Вибір легуючого комплексу нового корозійностійкого сплаву для соплових лопаток ГТД / Г.П. Мяльниця, І.І. Максюта, Ю.Г. Квасницька, О.В. Михнян // Металознавство та обробка металів. – 2013. – № 2. – С. 29–33.
- С. 29–33. 14. 105.15–2001. Инструкция И ЖАКИ. Сплавы жаропрочные литейные для лопаток газовых турбин (Паспорт сплава ЧС104 ВИ). – Доп. в 2012 г.

Analyzed were correlation relations between the technological parameters of crystallization process, macro- and microstructure and also operation characteristics (short- and long-term strength, corrosion resistance) of high-chromium composition of heat-resistant nickel alloy of type KhN58KVTMYuBR alloyed by rhenium and tantalum. The obtained results gave a possibility to optimize the technological process of manufacture of blades of hydro turbine installations of a certain type and size with an oriented structure, characterized, as compared to the applied grades, by increased resistance against high-temperature creep and corrosion fracture in aggressive evolutions of heavy fuel and salts of sea water. Ref. 14, Tables 3, Figures 4.

Key words: heat-resistant alloys; nozzle blades; high temperature corrosion; rhenium; tantalum; strength; ductility

Поступила 18.10.2013

УКРАИНСКАЯ «БАБОЧКА» ОТПРАБИЛАСЬ ИЗ КРАМАТОРСКА НА СЕВЕР



Протокол о приемке поворотно-разливочного стенда, обеспечивающего непрерывную разливку стали, подписан заказчиками на Новокраматорском машиностроительном заводе Донецкой области.

Как рассказал журналистам ведущий конструктор производства металлургического и шахтно-подъемного оборудования НКМЗ Олег Санжаревский, стенд, похожий на огромную бабочку, отгружен в адрес российских металлургов, сообщает корреспондент Укринформа.

«На Новолипецком металлургическом комбинате поворотный стенд будет установлен на уже существующий фундамент действующей в конвертерном цехе предприятия машины непрерывной разливки стали, — поделился Олег Санжаревский. — Поэтому создавать агрегат приходилось с точностью до микрона. И в Краматорске с этим вполне справились: российские заказчики приняли изготовленный на НКМЗ агрегат без замечаний. Отличается он большой наукоемкостью, экономичностью и надежностью. Стенд спроектирован таким образом, что может выдержать любую комбинацию нагрузок.

Все его конструктивные элементы уникальны и обеспечивают безусловную гарантийную надежность машины. Это тем более важно, что аварии на таких производствах приравниваются к падениям самолетов. Что касается украинской техники с маркой HKM3, то она абсолютно надежна, а гарантированный запас ее прочности рассчитан на 15 лет».

Новокраматорский машиностроительный завод имеет большой опыт проектирования и изготовления оборудования машин непрерывной разливки стали. Сегодня они успешно работают на металлургических предприятиях Мариуполя, Енакиева, в российских городах Ярцево, Омутнинске и других.

http://www.ukrinform.ua

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ



УДК 669.053:66.069.82

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ДЕГАЗАЦИИ РАСПЛАВА СТАЛИ ОТ ВОДОРОДА ПРИ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКЕ В ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКОМ ПОЛЕ

Н. И. Захаров, А. А. Троянский, Д. А. Дюдкин

Донецкий национальный технический университет. 83000, г. Донецк, ул. Артема, 58. E-mail: info@dgtu.donetsk.ua

Обнаружен эффект интенсификации кинетической стадии процесса массопереноса при дегазации жидкой стали от водорода путем комплексного воздействия вакуумом, продувкой аргоном и электростатическим полем ($0 << E < < 3...18 \, \mathrm{kB/cm}$). Это поле формирует область повышенной концентрации ионов водорода на поверхности вакуум-металл, локализованную в окрестности проекции границы электрода на эту поверхность. Эффект теоретически обоснован с помощью классической электродинамики и проверен в лабораторных условиях. Обобщено соотношение закона Сивертса путем введения в него напряженности электростатического поля и степени ионизации атомов водорода. Соотношение качественно согласуется с результатами лабораторных исследований. Оно может быть использовано при компьютерном моделировании конвективного массопереноса водорода в жидкой стали для нового вида внешнего воздействия на металл. Библиогр. 8, ил. 6.

Ключевые слова: сталь; водород; дегазация; вакуум; продувка аргоном; электростатическое поле; компьютерное моделирование

Научно-исследовательские работы по использованию электростатического поля в технологии внепечного рафинирования стали от водорода начались еще в прошлом столетии [1–4]. Вместе с тем вопрос о степени ионизации атомов водорода в расплавах металлов остается открытым. Можно предположить, что при повышении температуры жидкого металла параметры этой характеристики возрастают. Современные представления о форме нахождения водорода в расплаве металлов должны включать исторически сложившуюся концепцию электрически нейтральных атомов этого газа как частный вариант, относящийся к жидкому (легкоплавкому) металлу с недостаточно высокой температурой.

При компьютерном моделировании массопереноса водорода в жидкой ванне в условиях комплексного воздействия на расплав вакуума, сосредоточенной продувки инертным газом (например, через пористую пробку, установленную в днище ковша) и электростатического поля докритических напряженностей возникает проблема постановки граничного условия для уравнения конвективной диффузии на межфазной поверхности вакуум-металл. Классическая форма записи закона квадратного корня Сивертса не учитывает воздействия электростатического поля на зеркало расплава.

© Н. И. ЗАХАРОВ, А. А. ТРОЯНСКИЙ, Д. А. ДЮДКИН, 2014

Одна из возможных форм записи этого закона в условиях рассматриваемого вида комплексного воздействия на жидкий металл может быть выражена соотношением

$$C_n = K_{\rm H} \sqrt{P_{\rm H_2}} [(1-i) + iK_E],$$
 (1)

где C_n — концентрация атомов и ионов водорода на зеркале расплава; $P_{\rm H_2}$ — парциальное давление водорода в вакуум-камере; $K_{\rm H}$ — постоянная Сивертса; i — безразмерная степень ионизации атомов водорода на межфазной поверхности; K_E — безразмерная функция координат, характеризующая отношение концентрации полностью ионизированных атомов водорода на границе вакуум-металл (i = 1) к аналогичной характеристике при i = 0 (рис. 1).

Теоретический анализ распределения атомов водорода по межфазной поверхности вакуум-металл проводили в предположении их полной ионизации. Соотношение (1) обобщает полученные результаты возможности их частичной ионизации. Кроме того, требуется достижение электродинамического равновесия системы, в рамках которого распределение плотности заряда ионов водорода на этой поверхности в каждый момент времени для движущего расЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ



Рис. 1. Распределение концентрации ионов водорода по межфазной границе при напряженности электрического поля 1 (1) и 2 кВ/см (2)

плава идентично случаю его неподвижного состояния. Искомое распределение плотности заряда ионов водорода на этой поверхности определяем из уравнения Максвелла [5]

$$\operatorname{div} \vec{E}' = 4\pi\rho, \tag{2}$$

где \vec{E}' — напряженность собственного поля рассматриваемых ионов с плотностью р.

Для расчета указаного уравнения рассмотрим плоский жидкометаллический проводник, плоскость которого параллельна плоскости отрицательно заряженной пластины — источника электростатического поля (рис. 2).

Будем считать, что при движении металла вдоль оси $O \ \overline{x\partial} E'_x / \partial x >> \partial E'_y / \partial y$.

Кроме того, поскольку вертикальная составляющая $\vec{E'}$, т. е. E'_z , не оказывает влияния на движение ионизированной части атомов удаляемого газа в плоскости (xOy), то из уравнения (2) имеем

$$\rho(x) = \frac{1}{4\pi} \frac{dE_x}{dx}.$$

При этом в динамически равновесном состоянии

$$E_x' = -E_x.$$

Найдем значение E_{r} .

Пусть Q — модуль заряда источника. Значение заряда в элементе $d\xi d\eta$ при его равномерном распределении по поверхности источника равно $(Q/4ab)d\xi d\eta$, где a, b — соответственно полудлина и полуширина пластины.



Рис. 2. Схема плоского жидкометаллического проводника и источника кулоновского поля в виде заряженной пластины: *I* — плоский жидкометаллический проводник и источник; *II* — источник внешнего поля; *xOy*, ξ*O*η — системы координат, жестко связанные с проводником и источником

Напряженность внешнего поля в точке зеркала металла с координатой *x* следующая:

$$d^{2}E_{x} = \frac{kQ}{4ab} \frac{d\xi d\eta}{\left[H^{2} + (x+\xi)^{2} + \eta^{2}\right]}$$

где H — расстояние между плоскостями; $k = \frac{1}{4\pi\varepsilon_0\varepsilon}$ — постоянная Кулона.

Путем интегрирования находим

$$dE_{x} = \frac{kQd\xi}{4ab} \int_{-b}^{+b} \frac{d\eta}{[H^{2} + (x^{2} + \xi^{2}) + \eta^{2}]} = -\left(\frac{kQ}{2ab}\right) \frac{\operatorname{arctg}\left(b/\sqrt{H^{2} + (x^{2} + \xi^{2})}\right)}{\sqrt{H^{2} + (x^{2} + \xi^{2})}} d\xi.$$

После вторичного интегрирования получим

$$\rho(x) = \frac{1}{4\pi} \frac{dE_x}{dx} = -\frac{1}{4\pi} \left(\frac{kQ}{2ab}\right) \frac{d}{dx} \int \times \frac{\operatorname{arctg}\left(b/\sqrt{H^2 + (x^2 + \xi^2)}\right)}{\sqrt{H^2 + (x^2 + \xi^2)}} d\xi = -\frac{kQ}{8\pi ab} \int_{-a}^{+a} F(x, \xi) d\xi,$$

где

$$F(x, \xi) = \frac{d}{dx} \left[\frac{\arctan\left(\frac{b}{\sqrt{H^2 + (x^2 + \xi^2)}}\right)}{\sqrt{H^2 + (x^2 + \xi^2)}} \right] = \frac{(x + \xi)}{[H^2 + (x^2 + \xi^2)]^2} \times \left[b + \sqrt{H^2 + (x^2 + \xi^2)} \operatorname{arctg} \frac{b}{\sqrt{H^2 + (x^2 + \xi^2)}} \right].$$

При компьютерном моделировании процесса в качестве исходных данных в системе СИ выбирали следующие значения параметров:

$$H = 0,1$$
 м; $\rho_{Me} = 7,0.10^{+3}$ кг/м³;
 $A_{Me} = 56$ кг/кмоль; $\varepsilon = 1$;
 $N_e = 2;$ $a = 0,5$ м; $b = 0,25$ м.

Кроме того, в компьютерный модуль закладывались следующие значения констант:

$$\varepsilon_0 = 8,85 \cdot 10^{-12} \text{ Km}^2 / H \cdot \text{m}^2;$$

 $N_A = 6,023 \cdot 10^{+26} \frac{1}{\text{m}^3}; \quad e_{\text{H}} = +1,6 \cdot 10^{-19} \text{ Km}$

где N_A — число Авогадро; $e_{\rm H}$ — заряд протона (иона водорода); $\rho_{\rm Me}$, $A_{\rm Me}$ — соответственно плотность и масса 1 киломоля железа; $N_{\rm e}$ — количество электронов на внешней орбите этого элемента; ε_0 — диэлектрическая постоянная; ε — проницаемость среды в вакуум-камере.



Рис. 3. Распределение безразмерной концентрации \tilde{C}_n атомов и ионов водорода на межфазной поверхности металл-вакуум при степени ионизации атомов 0 (1); 0,5 (2); 1,0 (3); E = 2,0 кВ/см

При этом безразмерная функция K_E (рис. 1) определяется соотношением

$$K_E = (M_{\rm H}/e_{\rm H})(\rho K_{\rm H}\sqrt{P_{\rm H_2}}),$$

где $M_{\rm H}$ — масса иона водорода.

Как следует из распределения концентрации C_n по межфазной поверхности вакуум-металл (рис. 3), в области проекции на эту поверхность границы электрода (источника внешнего поля) обнаружен максимум концентрации (сгусток) ионов водорода, размер которого возрастает с увеличением напряженности этого поля (рис. 1) и степени ионизации атомов водорода (рис. 4).

Непосредственная экспериментальная проверка соотношения (1) затруднительна из-за сложности экспериментального определения *i*.

При косвенном подтверждении правильности этой аналитической формулы заметим, что при E = 0; $K_E = 1$ соотношение (1) принимает классическую форму закона Сивертса. Аналогичную форму оно принимает и при i = 0. Третьим критерием правильности формулы (1) является качественное экспериментальное подтверждение наличия максимума в распределении концентрации C_n по зеркалу металла, найденное расчетно-теоретическим путем. Результаты экспериментальных исследований подтвердили наличие сгустка свободных зарядов на поверхности металла при его движении в электростатическом поле докритических напряженностей.

В экспериментальном исследовании использовали установку для генерации электрического тока при вращении токопроводящей сферы в электростатическом поле докритических напряженностей. Воспользуемся известным фактом классической электростатики. При внесении неподвижной токопроводящей сферы в электростатическое (кулоновское) поле ее электроны проводимости вследствие электростатической индукции перераспределяются таким образом, что вблизи положительно заряженного электрода на части указанной сферической поверхности будет зафиксирован сгусток электронов. Согласно разработанной теоретической модели, если сфере придать вращение, то наличие и локализация такого сгустка не изменится, но это возможно лишь при его перемещении относительно



Рис. 4. Зависимость максимальной концентрации C_n атомов и ионов водорода на межфазной поверхности металл-вакуум от степени ионизации *i* атомов при напряженности электрического поля 1 (*t*); 2 кВ/см (2)

рассматриваемого проводника, что при замыкании электрической цепи позволит зафиксировать ток. При этом будет отмечена непрерывная последовательность перераспределений электронов проводимости, вызванная стремлением частиц к равновесию с внешним полем, приводящая к их перемещению относительно поверхности металлического проводника. В условиях электродинамического равновесия попадание в сгусток одних электронов сопровождается потерей других.

Очевидно, что максимум концентрации электронов проводимости в сгустке будет возрастать при увеличении напряженности кулоновского поля. Поскольку сгусток неподвижен относительно электрода, то по отношению к поверхности токопроводящей сферы он будет перемещаться со скоростью ее вращения в противоположном направлении.

Таким образом, значение генерируемого тока, если его природа определяется наличием, локализацией и перемещением сгустка свободных зарядов металлического проводника, должно быть прямо пропорционально скорости вращения сферы и возрастать при увеличении напряженности внешнего поля.

В эксперименте, показанном на рис. 5, использовали диэлектрическую сферу диаметром 0,25 м. Ее поверхность обклеена сегментами из алюминиевой фольги, которые играли роль проводников. В целях регистрации электрического тока сегменты (8 шт.) отделены друг от друга зазорами толщиной 0,003 м. В торцах сферы на изоляторах смонтированы две



Рис. 5. Схема лабораторной установки по обнаружению сгустков свободных зарядов металлического проводника при его движении в электрическом поле: 1 — диэлектрическая сфера; 2 — сегменты из алюминиевой фольги; 3 — мотор; 4 — электрод с токопроводящим слоем; 5 — гальванометр; 6 — токосъемные щетки



Рис. 6. Зависимость тока I от скорости вращения $v_{\rm sp}$ и напряженности кулоновского поля 2 (1); 10 Вт/м (2)

токосъемные щетки, соединяющие соседние сегменты с гальванометром M1032.

В нижней части сферы на расстоянии 0,01 м на специальной подставке установлен электрод, внешняя сторона которого имеет токопроводящий слой, на который подавался положительный заряд от внешнего источника. Вращение сферы осуществлялось мотором. При ее вращении сгусток электронов проводимости рассеивался на границах сегментов в сторону торцов. Электроны сгустка проходили через гальванометр, который фиксировал постоянный ток [6].

На рис. 6 отражена зависимость значения генерируемого тока от скорости вращения сферы и напряженности внешнего поля. Таким образом, эксперимент полностью подтвердил прогноз.

Увеличение концентрации химически реагирующих частиц ведет к повышению скорости химической реакции [7]. Так, при E = 1 kB / см увеличение скорости реакции молизации 2[H] = {H₂} составит 2,5 раза, а при E = 2 kB / см — примерно 6 раз.

В результате фундаментальных (теоретического и лабораторного) исследований вскрыты научные предпосылки интенсификации рассматриваемой технологии, если молизационное звено участвует в лимитировании массообменного процесса [8].

Выводы

1. Можно считать теоретически обоснованным и экспериментально подтвержденным эффект интенсификации кинетического (молизационного) звена массообменного процесса внепечной дегазации жидкой стали от водорода комплексным воздействием вакуума, сосредоточенной продувки инертным газом и электростатического поля умеренных (докритических) напряженностей (по данным Мюллера для стали $E_{\rm кp} \sim 3...18$ кВ/см).

2. Механизм эффекта состоит в формировании этим полем области повышенной концентрации (сгустка) ионизированной части атомов водорода, находящихся в состоянии непрерывного перераспределения при перемешивании расплава. Сгусток локализован в области проекции границы электрода (источника кулоновского поля) на межфазную поверхность вакуум-металл.

3. Проведено обобщение закона квадратного корня Сивертса, что позволило расширить диапазон его действия. В силу трудностей непосредственного измерения степени ионизации атомов водорода в расплаве стали справедливость разработанного обобщающего соотношения проверялась косвенно по трем критериям.

- 1. *Явойский В. И., Баталин Г. И.* Удаление водорода из металлов в электрическом поле // Сталь. 1954. № 6. С. 5–6.
- 2. Мюллер Э. В. Автоионизация и автономная микроскопия // Успехи физических наук. — 1962. — № 37. — С. 481–552.
- Кайбичев А. В., Лепинский Б. М. Рафинирование жидких металлов и сплавов в электрическом поле. – М.: Наука. – 1983. – 120 с.
- Романов А. Н. Электрофизические методы и технологии воздействия на структуру и свойства металлических материалов. — М.: Наука, 1990. — 142 с.
- Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Краткий курс теоретической физики. Электродинамика. — М.: Наука, 1969. — 272 с.
- 6. Дюдкин Д. А., Захаров Н. И. Электродинамическая индукция и проблема ее приложения к процессам с движением металла в электростатическом поле // Металлургия и металлурги 21 века: Междунар. науч.-техн. конф. (Москва, май 2001 г.). М.: Институт стали и сплавов, 2001. С. 500–505.
- Харлашин П. С. Теоретические основы современных сталеплавильных процессов. – Киев: Вищ. шк. – 2008. – 308 с
- 8. Захаров Н. И., Троцан А. И., Овдиенко А. А. Об использовании электростатического поля в технологии внепечной дегазации стали // Процессы литья. 2009. № 1. С. 8–11.

Revealed was the effect of intensification of kinetic stage of the process of mass transfer at degassing of molten steel from hydrogen by a complex vacuum effect, blow by argon and electrostatic field ($0 \le E \le 3...18 \text{ kV/cm}$). This field forms a region of increased concentration of hydrogen ions at the vacuum-metal surface, localized in the vicinity of projection of electrode boundary on this surface. The effect was theoretically grounded using conventional electric dynamics and tested under the laboratory conditions. Generalized was the correlation of Siverts law by introduction of intensity of electrostatic field and level of hydrogen atoms ionization into it. The correlation is qualitatively coordinated with the results of laboratory investigations. It can be used in computer modeling of convective mass transfer of hydrogen in molten steel for a new type of external effect on the metal. Ref. 8, Figures 6.

Key words: steel; hydrogen; degassing; vacuum; argon blow; electrostatic field; computer modeling

УДК 669.187.56.002

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРОЦЕССЫ АЛЮМОТЕРМИИ ПРИ ВЫПЛАВКЕ ФЕРРОТИТАНА

Д. А. Казарин, Н. П. Волкотруб, М. И. Прилуцкий

НТУУ «Киевский политехнический институт».

03056, г. Киев, ул. Политехническая, 35, корп. 9. E-mail: admin@fhotm.kpi.ua

Повышения качества основного конструкционного материала (стали) достигают путем введения в расплав легирующих элементов. Одним из самых распространенных и технологически эффективных легирующих элементов является ферротитан. Качество ферротитана зависит от ряда факторов (состав и масса шихты, температура процесса, предварительный подогрев шихты, форма и удельная поверхность порошков, крупность шихтовых материалов, плотность шихтовых материалов на процесс алюмотермического получения ферротитана. Плавки проводили в тигле высотой 400 мм, диаметром 200 мм, футерованном смесью магнезитового порошка (95 %), жидкого стекла (0,7 %) и огнеупорной глины (4,3 %). Толщина футеровки составляла 15...20 мм. Экспериментально установлено, что получение максимального выхода металла достигается при размерах частиц восстановителя, близких к таковым восстанавливаемого оксида ($d_{\rm Al}/d_{\rm ok} \sim 1$). Показано, что переизмельчение шихтовых материалов не приводит к ожидаемому повышению выхода металла из-за увеличения поверхности реагирования. В этом случае в результате снижения газопроницаемости в процессе плавки происходили выбросы расплава, полученные образцы ферротитана были пористыми. Также в шлаке оставалось большое количество корольков металла. Установлено, что размер шихтовых материалов не должен превышать 2 мм, при этом не следует измельчать их до размера менее 0,1 мм. Библиогр. 9, табл. 2, ил. 3.

Ключевые слова: ферросплавы; ферротитан; флюмотермия; дисперсность; шихта; ильменит; восстановитель; металлотермическое восстановление

Главное направление в развитии черной металлургии в настоящее время связано не с наращиванием объема производства материалов, как это происходило на протяжении ряда лет, а с повышением качества продукции при относительно невысоких темпах увеличения физических объемов производства, т. е. требуется изготовлять конструкционный материал с меньшей металлоемкостью, но с более высоким уровнем механических свойств за счет введения в расплав легирующих элементов. Иногда эти элементы вводят в чистом виде, но, как правило, в виде ферросплавов — сплавов железа с легирующими элементами.

Использование ферросплавов в качестве облагораживающих добавок в жидкую сталеплавильную ванну с целью раскисления и легирования повышает комплекс физико-механических свойств и функциональные характеристики металлопродукции. Ни одна тонна стали не выплавляется без применения ферросплавов [1]. Одним из наиболее распространенных и технологически эффективных ферросплавов является ферротитан, который вводится в расплав с целью легирования, дегазации и раскисления стали [2]. Так, например, в коррозионно-

© Д. А. КАЗАРИН, Н. П. ВОЛКОТРУБ, М. И. ПРИЛУЦКИЙ, 2014

стойких сталях титан уменьшает интеркристаллитную коррозию и улучшает свариваемость. В коррозионностойких и жаропрочных сталях он применяется как стабилизатор, который связывает углерод и препятствует образованию карбидов хрома.

Основное количество ферротитана получают из ильменитовых концентратов (FeO·TiO₂), как правило, алюмотермическим способом [3–6]. Восстановление титана из ильменита алюминием происходит по следующим реакциям:

$$TiO_{2} + 1/3Al = 1/2Ti_{2}O_{3} + 1/6Al_{2}O_{3};$$

$$\Delta G^{\circ}_{T} = -85270 + 2,1T [кДж/моль];$$
(1)

$$Ti_{2}O_{3} + 2/3Al = 1/3Al_{2}O_{3} + 2TiO;$$

$$\Delta G^{\circ}_{T} = -41860 + 14,1T [кДж/моль];$$
(2)

2TiO + 4/3Al = 2Ti + 2/3Al₂O₃; (3)
$$\Delta G^{\circ}_{T} = -114950 + 48,64T [кДж/моль].$$

При температурах ферросплавных процессов возможность и направленность реакций оценивают по такой реакции:

$$\Delta G^{\circ}_{T} = \Delta H^{\circ}_{T} - \Delta ST,$$

где ΔG°_{T} , ΔH°_{T} , ΔS — изменение соответственно энергии Гиббса, энтальпии и энтропии реакции; T — температура.

В физической химии принято, что если $\Delta G^{\circ}_{T} < < 0$, то реакция для заданных условий (*T*, *P*) протекает в прямом направлении (т. е. в сторону образования продуктов реакции). Значение ΔG°_{T} для реакций (1)–(3) намного меньше нуля, поэтому реакция идет в прямом направлении с образованием продуктов восстановления.

Оксиду ТіО присущи основные свойства, он способен вступать в реакции с глиноземом, образуя при этом соединение TiO·Al₂O₃, что приводит к снижению активности TiO и усложняет восстановление титана. Для замедления процесса связывания оксида титана с глиноземом в шихту вводят свежеобожженную известь. Оксид кальция замещает TiO, образуя CaO·Al₂O₃.

Увеличение дисперсности шихты приводит к возрастанию поверхности реагирования, т. е. избыточная энергия влечет за собой зависимость термодинамики процесса от размеров частиц участников реакции [7]. Эта зависимость проявляется только при достаточно высокой дисперсности частиц (когда количество элементарных частиц, образующих поверхность раздела, перестает быть сравнительно небольшим по сравнению с общим количеством частиц, которые находятся в объеме).

Допустим, твердое вещество A состоит из кристаллов правильной кубической формы с длиной ребра L и в единице объема вмещает n элементарных частиц. Тогда количество частиц в отдельно взятом кристалле будет nL^3 .

Определенная часть этих частиц образует поверхность кубика. При достаточно большом размере кристалла эта часть становится пренебрежимо малой и изобарный потенциал вещества *A* определяется состоянием частиц, находящихся внутри кристалла, так называемых объемных частиц. Химический потенциал одной объемной частицы обозначим как µ_{об}.

Избыточная поверхностная энергия поверхностных частиц может быть выражена через поверхностное натяжение δ . Следовательно, для изобарного потенциала, рассчитанного на один кристалл вещества, можно написать

$$\Delta G^{\rm Kp} = nL^3\mu_{\rm o6} + 6L^2\delta.$$

Средний потенциал одной частицы следующий:

$$\mu = \frac{\Delta G^{\rm Kp}}{nL} = \mu_{\rm o6} + \frac{6\delta}{nL}.$$

Отсюда путем пересчета на 1 моль вещества получим

$$G = M\mu_{\rm o6} + N \,\frac{6\delta}{NL} = N\mu_{\rm o6} + \frac{F}{L}\,\delta,$$

где N — количество элементарных частиц в 1 моле; F/L — поверхность кристаллов на 1 моль или

$$G = G_{\rm ob} + G_{\rm HOB}.$$
 (4)

Из уравнения (4) видно, что увеличение дисперсности участников реакции будет способствовать увеличению поверхности реагирования и, следовательно, возрастанию свободной энергии Гиббса.

Таким образом, увеличение поверхности реагирования будет повышать термодинамику процесса, что в свою очередь должно вызывать повышение теплопроизводительности шихты и увеличивать выход продуктов реакции.

С другой стороны очевидно, что чрезмерное измельчение шихтовых материалов алюминотермической плавки будет, во-первых, увеличивать вынос шихты и выбросы расплава во время плавки (из-за уменьшения газопроницательности), а, во-вторых, тонкое измельчение оксидов и получение мелких фракций алюминиевого порошка сопряжено с дополнительными потерями материалов. Кроме того, на очень мелкой фракции алюминиевого порошка образуется тонкая оксидная пленка, которая ухудшает восстановительные свойства алюминия.

Цель данной работы заключалась в определении влияния дисперсности шихтовых материалов на алюмотермию ферротитана, а также в выявлении оптимальных размеров фракций шихты.

Степень измельчения шихтовых материалов служит одним из важнейших факторов, определяющих показатели алюмотермического процесса. Практика производства внепечных алюмотермических сплавов показывает, что для трудно восстанавливаемых элементов (титан, цирконий и т. д.) размер частиц оксидов не должен превышать 2 мм. Фракция алюминиевого порошка выбирается в зависимости от размера оксидов и условий проведения процесса [8]. В целях максимального развития восстановительных реакций размер восстановителя должен выбираться так, чтобы после смешивания шихтовых материалов в каждой элементарной части шихты, вступающей в реакцию, компоненты находились в стехиометрическом соотношении (с учетом коэффициентов восстановления оксидов).

При изучении влияния измельчения алюминия на скорость проплавления шихты его фракция зависела от поверхности 1 г порошка, рассчитанной по условному диаметру зерна [9]. Очевидно, что для достижения стехиометрического соотношения реагентов в каждый момент проплавления шихты

Восстанавли- ваемый оксид	Объем грамм- эквивалента оксида V_{ok}	$V_{\rm ok}/V_{\rm Al}$	$D_{ m Al}/d_{ m ok}$	Восстанали- ваемый оксид	Объем грамм- эквивалента оксида $V_{\rm ok}$	$V_{\rm ok}/V_{\rm Al}$	$D_{ m Al}/d_{ m ok}$
Ba ₂ O ₃	6,3	1,91	0,81	TiO ₂	5,2	1,57	0,86
Ga ₂ O ₃	5,3	1,47	0,88	V_2O_5	5,4	1,63	0,85
Fe ₂ O ₃	5,1	1,55	0,86	Nb ₂ O ₅	5,7	1,73	0,83
Mn ₂ O ₃	5,9	1,78	0,83	Ta ₂ O ₅	5,1	1,53	0,86
Cr_2O_3	4,8	1,47	0,88	WO ₃	5,4	1,63	0,85
Ge ₂ O ₃	5,6	1,70	0,83	MoO ₃	5,4	1,63	0,85
Si_2O_3	6,5	1,97	0,80	NiO	5,0	1,52	0,87
Zr ₂ O ₃	5,6	1,70	0,83	CuO	6,2	1,68	0,84

необходимо, чтобы соотношение объемов зерен оксида и восстановителя соответствовало соотношению их грамм-эквивалентных объемов (табл. 1).

Как следует из табл. 1, для большинства оксидов, значимых для процессов внепечной алюминотермии, грамм-эквивалентный объем превышает объем грамм-эквивалента алюминия в 1,5...1,9 раза. Если принять, что зерна компонентов имеют сферическую форму, то диаметр частиц алюминия D_{Al} должен находиться в пределах $0, 8...0, 9d_{ok}$ (диаметр зерна восстанавливаемого оксида). Это отношение приближается к единице, если учесть, что степень восстановления оксидов в промышленных внепечных алюминотермических процессах составляет 70...90 % (при алюмотермической выплавке ферротитана 70...80 % Ті O_2 восстанавливается до титана, 90 % кремнезема — до кремния). Таким образом, при заданном размере частиц оксида соотношение шихтовых материалов в микрообъемах будет приближаться к стехиометрическому в случае, если размеры частиц алюминиевого порошка и оксида относительно равнозначны.

В целях получения максимального выхода металла фракция частиц восстановителя должна быть близка к таковой восстанавливаемого оксида, причем выход металла тем больше, чем мельче частицы компонентов шихты. Однако восстанавливаемые оксиды не следует измельчать до менее 0,1 мм.

Исходя из принятой фракции частиц оксидной части шихты размер восстановителя подбирают равным размеру частиц оксидов только в том случае, когда это обеспечивает необходимые условия для нормальной скорости проплавления шихты. При замедленной скорости процесса размер частиц восстановителя следует несколько уменьшить по сравнению с оксидом. При очень сильном измельчении оксида также нецелесообразно стремиться к точному соблюдению равенства размеров оксида и восстановителя, поскольку в этом случае скорость процесса может оказаться выше требуемой для спокойного термического проведения процесса.

Помимо указанных факторов, при подборе степени измельчения шихтовых материалов следует иметь в виду, что фракция зерна восстановителя определяет скорость осаждения восстановленного металла. Применение мелких фракций алюминиевого порошка может стать причиной больших потерь в виде корольков, остающихся в шлаке [9].

Для экспериментальных плавок в качестве исходной шихты использовали материалы указанного в табл. 2 химического состава.

В качестве восстановителя применяли алюминиевую крупку (93 % алюминия). Расчет шихты производили на 100 кг титанового концентрата. Плавку осуществляли в тигле высотой 400 мм, диаметром 200 мм, футерованном смесью магнезитового порошка (95 %), жидкого стекла (0,7 %) и огнеупорной глины (4,3 %). Толщина футеровки составляла 15...20 мм.

Нормальное протекание алюмотермического процесса достигается при удельной теплоте 2550... ...2600 кДж/кг шихты. Недостающую часть тепла компенсировали подогревом тигля и шихты. Исхо-

Таблица 2. Химический состав шихтовых материалов, мас. %										
Материал	TiO ₂	FeO	$\mathbf{Fe}_2\mathbf{O}_3$	SiO ₂	MgO	CaO	Al_2O_3	$\mathbf{Cr}_2\mathbf{O}_3$	MnO	
Ильменитовый концентрат	63,00	8,1	20,0	1,78	0,13	0,13	2,02	2,92	0,95	
Железная руда	0,031	-	89,4	9,10	0,52	0,24	0,39	0,021	-	
Известь свежеобож- женная	-	-	_	5,00	-	90,00	2,00	-	-	



Рис. 1. Исходный порошок ильменита

*P*_{ил}, мас. % 23,7623,08 22,38 201510 89 5 6,296.29 0 120 160 200 240280 320 d. MKM

Рис. 2. Распределение частиц по размерам d в исходном порошке ильменита $P_{\rm ил}$

дили из того, что каждые 100 °С подогрева повышают удельную теплоту процесса на 125,6 кДж/кг.

В тигель загружали 1/3 шихты и поджигали горелкой. После начала процесса на поверхность подавали шихту таким образом, чтобы поверхность расплава была ею закрыта.

Порошок ильменитового концентрата (рис. 1) имеет округлую форму зерна с различным распределением частиц по размерам (рис. 2).

С учетом размера фракции ильменитового порошка подбирали размер частиц восстановителя (из расчета $D_{\rm Al} \sim d_{\rm ok}$). Исходный порошок титанового концентрата дробили для получения фракции размером 50...60 мкм. Средний химический состав ферротитана с размером частиц концентрата и восстановителя 50...60 мкм следующий, мас. %: 27,3 Ti; 51,8 Fe; 11,2 Al; 7,1 Si; 0,12 Ca; 0,96 Cr; 1,03 Mn; 0,11 Ni; 0,25 Cu; 0,13 Zr.

Плавки сопровождались выбросами расплава, а структура полученного ферротитана была пористой (рис. 3).

При плавках с размером частиц ильменита и восстановителя 200...240 мкм процесс алюмотермического восстановления протекал спокойно, без выброса расплава.

Средний химический состав ферротитана (дисперсность 200...240 мкм) следующий, мас. %: 43,5 Ti; 34,9 Fe; 14,1 Al; 3,81 Si; 0,34 Ca; 1,04 Cr; 0,96 Mn; 0,101 Nb; 0,102 Cu; 0,3 Sn.

Фазовый состав полученных образцов ферротитана представлен в основном титанитами TiFe (TiFe₂), оксидными включениями FeO·TiO₂ и TiO₂ и оксидами железа. Темные пятна являются пора-



Рис. 3. Микроструктура образца ферротитана, полученного алюмотермическим способом (дисперсность шихты 50...60 мкм)

ми, образовавшимися в результате снижения газопроницаемости шихты (рис. 3). Микрорентгеноспектральный анализ производили на растровом электронном микроскопе PEM 106i, (SELMI, Украина). Фазовый состав определяли на рентгеновском дифрактометре с горизонтальным расположением изучаемого образца RIGAKU (Япония).

Согласно анализа литературных данных можно сделать вывод о нелинейном характере зависимости процессов алюмотермического восстановления от дисперсности материалов шихты при выплавке ферротитана. Результаты экспериментов показали, что чрезмерное увеличение дисперсности шихты (50...60 мкм и меньше) способствует резкому снижению газопроницаемости шихты и, соответственно, «кипению» сыпучей шихты, что сопровождается пироэффектом с выбросами расплава. При этом отливка ферротитана получается пористой.

Из-за наличия на поверхности мелкодисперсного порошка алюминия оксидной пленки снижается выход продуктов реакции, т. е. доля восстановления титана из ильменитового концентрата.

Получения плотного слитка и максимального выхода продуктов реакции восстановления достигали при соотношении $D_{\rm Al}/d_{\rm ok}$ ~ 1. Размеры других компонентов шихты при этом не должны превышать 2 мм.

Полученные в результате лабораторных исследований данные подтверждают ранее установленные рекомендации по выбору дисперсности шихты при алюмотермическом производстве ферротитана из ильменитового концентрата и свидетельствует об необходимости в каждом конкретном случае тщательно подбирать гранулометрический состав шихтовых материалов для достижения наилучшего результата.

- Гасик М. И., Лякишев Н. П. Физикохимия и технология электроферросплавов: Учебник для вузов. — Днепропетровск: ГНПП «Системные технологии», 2005. — 448 с.
- Казарин Д. А., Волкотруб Н. П., Прилуцкий М. И. Отримання феротитану алюмотермічним способом з вмістом титану 40...43 % без додавання титанових відходів // Наукові вісті Національного технічного університету України «КПІ». 2013. № 2. С. 90–93.
- Актуальные проблемы и перспективы электрометаллургического производства: теория и технология, эффективность использования минерально-сырьевых ресурсов, экология, экономические аспекты развития внутреннего и внешнего рынков / М. И. Гасик, В. К. Руденко, Ю. Я. Филиппов и др. // Материалы междунар. науч.-практ. конф. (Днепропетровск, Системные технологии, 9–10 окт. 1999). – Днепропетровск, 1999. – С. 334–336.



- Murty C., Upadhyay S., Asokan S. Electro smelting of ilmenite for production of TiO₂ slag potential of India as a global player // Proc. INFACON XI (India, Deli, 18–21 Febr., 2007). Deli, 2007. Р. 823–836.
 Алюмотермия / Н. П. Лякишев, Ю. Л. Плинер, Г. Ф. Игнатенко, С. И. Лапко. М.: Металлургия, 1078 424 с.
- 1978. 424 c.
- 6. Мурач Н. Н., Мушенко В. Т. Алюмотермия титана. -М.: ГОСИНТИ, 1958. — 236 с.
- 7. Плинер Ю. Л., Дубровин А. С. О скорости процесса алюминотермического восстановления. приклад. химии. — 1964. — 246 с. М.: Журн.
- 8. Боголюбов В. А. Физико-химические основы металлургических процессов. — М.: Металлургия, 1964. — 312 с.
- Применение гранулированного алюминия в смесях для утепления прибыльной части слитка / Р. П. Коновалов, Я. А. Шнееров, В. Ф. Поляков и др. // Сталь. 1984. — № 4. — С. 29-30.

The improvement of quality of basic structural material (steel) is attained by adding of alloying elements into the melt. Ferrotitanium is one of the most widely spread and technologically effective alloying element. The quality of ferrotitanium depends on some factors (composition and mass of charge, process temperature, preheating of charge, shape and specific surface of powders, size of charge materials, density of charge, application of heating and fluxing additions, etc). The effect of dispersity of charge materials on process of aluminothermic producing of ferrotitanium is shown. Melting was performed in a crucible of 400 mm height, 200 mm diameter, lined with a mixture of magnesia powder (95 %), liquid glass (0.7%) and fire-clay (4.3%). The lining thickness was 15...20 mm. It was found experimentally that the maximum yield of metal is attained at sizes of deoxidizer particles, close to those of recoverable oxide ($d_{\rm Al}/d_{\rm ox} \sim 1$). It is shown that extra-refining charge materials does not lead to the expected increase in metal yield due to increase of reaction surface. In this case, due to reduction in gas permeability during melting the bursts of melt were occurred, the obtained samples of ferrotitanium were porous. A large amount of shot irons remained also in the slag. It was found that the size of charge materials should not exceed 2 mm, moreover, it is not necessary to refine them to the size of less than 0.1 mm. Ref. 9, Tables 2, Figures 3.

Key words: ferroalloys; ferrotitanium; flumothermy; dispersity; charge; ilmenite; reducing agent; metal thermal reduction

Поступила 15.10.2013

НОВОКРАМАТОРСКИЙ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНЫЙ ЗАВОД ВЫИГРАЛ ПРЕСТИЖНЫЙ ТЕНДЕР

Право производить для Мариупольского металлургического комбината им. Ильича новый литейный кран 180 + 60 машиностроители НКМЗ выиграли на состоявшемся тендере. Примечательно, что участвовало в нем 11 претендентов из разных стран мира. Металлурги Мариуполя отдали предпочтение своим землякам.

И не случайно, поскольку краны в Краматорске изготовляют уже более 70 лет. Они экономичны, надежны и функциональны. За свою историю завод выпустил их уже более четырехсот. В целом же в Краматорске изготовляют BCIO линейку подъемно-транспортных машин - краны литейные и козловые, мостовые и монтажные, портальные и завалочные.

Что касается литейного крана для металлургов Мариуполя, то изготовляться он будет «с колес» - сразу после получения первой проектной документации, а полностью заказ металлургов Мариуполя машиностроители выполнят уже к весне будущего года.



http://www.ukrinform.ua



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ — НАСТОЯЩЕЕ И БУДУЩЕЕ»



25-26 ноября 2013 г. в городе Киеве в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины прошла представительная Международная конференция «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее», организованная Национальной академией наук Украины и Институтом электросварки. В ней приняли участие свыше 200 человек — представителей академических и отраслевых НИИ, научных, проектно-конструкторских и инженерных центров, промышленных предприятий и учебных университетов, руководители и менеджеры бизнес-структур и др. В числе участников конференции свыше 34 представителей из стран дальнего (Австрии, Болгарии, Великобритании, Германии, Индии, КНР, Польши, Словакии, США, Франции, Японии) и близкого (Беларусь, Грузия, Казахстан, Россия) зарубежья.

Среди почетных гостей конференции были летчик-космонавт, дважды Герой Советского Союза В.А. Джанибеков, директор Каховского завода электросварочного оборудования, Герой труда Украины Я.И. Микитин, президент АН республики Саха (Якутия), чл.-кор. РАН М.П. Лебедев, президент Российского научно-технологического сварочного общества проф. О.И. Стеклов, президент сварочного общества Украины В.Г. Фартушный, президент общества сварщиков Беларуси проф. Л.С. Денисов.

На конференции 25 и первой половине 26 ноября были заслушаны и обсуждены на пленарных заседаниях 22 заказных доклада ученых из многих стран мира о наиболее важных научных достижениях, полученных в последнее время в области сварки, наплавки, пайки, прочности, новых материалов, неразрушающего контроля и технической диагностики, оценки остаточного ресурса сварных конструкций, инженерии поверхности, специальной электрометаллургии, а также перспектив развития этих направлений.

Среди докладчиков — академики Л.М. Лобанов, И.В. Кривцун (Украина), Е.Н. Каблов, И.В. Горынин, Ю.В. Цветков (Россия), чл.-кор. В.И. Лысак (Россия), Ю.М. Плескачевский (Беларусь) видные ученые и специалисты из Китая, Германии, США, Польши, Великобритании, Франции, Австрии, Бразилии, Японии, Греции, Болгарии, Канады, Турции, Индии.

Доклады вызвали большой интерес у участников конференции и часто сопровождались вопросами к докладчикам.

Во сторой половине дня 26 ноября в читательном зале Института электросварки были представлены для ознакомления 80 стендовых докладов. Экспозиция включала следующие разделы:

технологии, материалы и оборудование для сварки и родственных технологий (76 докладов);

прочность сварных соединений и конструкций, теоретические и экспериментальные исследования напряженно-деформированных состояний и их регулирование (44 доклада);

неразрушающий контроль и техническая диагностика (16 докладов);

инженерия поверхности (36 докладов);

специальная электрометаллургия (13 докладов);

проблемы сварки в медицине, экология, аттестация и стандартизация сварочного производства (10 докладов).

К началу работы конференции пленарные доклады были изданы в виде отдельных выпусков журналов «Автоматическая сварка» и «The Paton Welding Journal», а тезисы стендовых докладов в виде сборника.

В период работы конференции состоялись двухсторонние переговоры, направленные на кооперацию и укрепление сотрудничества, подписано Соглашение о сотрудничестве между Обществом сварщиков Украины и Российским научно-техническим сварочным обществом.

А. Т. Зельниченко, В. Н. Липодаев



ЦЕЛЬНОСВАРНОМУ МОСТУ им. Е.О. ПАТОНА — 60 ЛЕТ!

Вопрос о строительстве в Киеве автодорожного моста через р. Днепр был поднят перед Великой Отечественной войной. Тогда же был составлен и утвержден технический проект моста с проездом поверху и разрезными сквозными главными фермами, перекрывающими пролеты длиной 58 (в пойменной части) и 87 м (в судоходной). Поскольку в этот период в Институте электросварки АН УССР разработали способ автоматической сварки под флюсом, позволяющий получать высококачественные швы, Евгений Оскарович Патон предложил изговлять пролетные строения моста способом сварки.

Только благодаря авторитету Евгения Оскаровича Патона и его инженерной смелости удалось добиться положительного решения директивных органов. Инициативу Е.О. Патона поддержало Правительство СССР, в результате чего приняли решение о сооружении киевского моста сварным с клепаными монтажными соединениями.

Во исполнение постановления Правительства Евгений Оскарович объединил и организовал совместную работу проектировщиков мостов и сотрудников Института электросварки. Они провели большой комплекс исследований и проектно-конструкторских разработок с целью развития основных принципов проектирования сварных мостов, изложенных Е.О. Патоном еще в 1933 г. В результате этой большой работы решены главные вопросы, открывающие широкие возможности применения сварки в мостостроении. Они касались усовершенствования конструкции моста, его узлов и применяемой стали. Принципиальным было создание соответствующих аппаратуры и технологии, обеспечивающих высокое качество швов. Полученные результаты позволили Е.О. Патону поставить вопрос о строительстве в Киеве цельносварного моста через р. Днепр с применением автоматической сварки не только в заводских условиях, но и на монтаже. Предложение Е.О. Патона было принято, и в технический проект, а позднее в рабочие проекты, внесли соответствующие изменения, учитывавшие результаты последних исследований Института электросварки, а также конструктивные усовершенствования.

Все эти и другие разработки Института электросварки послужили научной основой проектирования, изготовления и строительства первого самого крупного в Европе цельносварного моста. Заводское изготовление металлоконструкций моста общей массой около 10 тыс. т осуществляли с декабря 1951 г. по апрель 1953 г., а монтажные работы с апреля 1952 г. по октябрь 1953 г. Общая длина моста составляет 1543 м. Он имеет 24 пролета — 20 по 58 м, а четыре судоходных – по 87 м. В поперечном сечении пролетное строение состоит из четырех двутавровых главных балок со сплошной стенкой, расположенных на расстоянии друг от друга 7,6 м, объединенных между собой поперечными связями. Продольные связи имеются только по нижнему поясу между средними главными балками по всей длине моста. Над опорами продольные связи устанавливали между четырьмя главными балками. Верхние пояса объединены поперечными прокатными балками с включенной в их работу на изгиб железобетонной плитой проезжей части. Ширина моста составляет 27 м (проезжая часть 21 м, два тротуара по 3 м).



Цельносварной мост им. Е.О. Патона через р. Днепр в Киеве



Торжественное открытие моста 5 ноября 1953 г.

Строительством киевского моста через р. Днепр занимались коллективы Киевского отделения ГПИ «Проектстальконструкция», завода металлоконструкций (г. Днепропетровск), мостоотряда № 2 Министрества путей сообщения, Института электросварки АН УССР и Министерства коммунального хозяйства УССР.

Киевский сварной автодорожный мост им. Е.О. Патона по ряду своих характерных особенностей является уникальным не только в нашей стране, но и во всем мире. Его уникальность заключается в следующем:

все соединения в пролетных строениях моста выполнены на заводе и монтаже способом сварки, т. е. мост является цельносварным. Если принять во внимание, что он имеет общую длину 1543 м, на пролетные строения израсходовано около 10 тыс. т стали, а общая протяженность сварных швов 10668 м, то можно утверждать, что он в настоящее время является самым большим цельносварным мостом в мире;

изготовление монтажных элементов на заводе и выполнение монтажных стыков осуществляли главным образом способами автоматической и механизированной сварки. Ручную сварку применяли при выполнении менее ответственных элементов моста (связи, поперечные балки и пр.); при проектировании моста использовали принцип крупноблочности, который позволил 97 % всех заводских и 88 % всех монтажных швов главных ферм выполнять с помощью автоматической и механизированной сварки.

Исключительная роль в строительстве этого моста принадлежит Е.О. Патону, который неустанно работал в течение ряда лет над проблемой сварного мостостроения.

4 ноября 1953 г. Правительственная комиссия постановила принять мост в постоянную эксплуатацию с 5 ноября 1953 г. с пропуском по нему всех видов нагрузок, предусмотренных проектом. Так завершился ответственный и наиболее сложный этап становления сварного мостостроения.

18 декабря 1953 г. построенный мост был назван в честь выдающегося ученого Е.О. Патона.

В 1995 г. Американской ассоциацией сварщиков цельносварной мост в Киеве через р. Днепр включен в список выдающихся инженерных сооружений.

После 60 лет эксплуатации мост им. Е.О. Патона продолжает надежно работать при проектной нагрузке H-10 и существенно возросшей интенсивности движения (80 тыс. автомобилей в сутки при проектном значении 10 тыс.).

ОАО «Запорожсталь» — 80 лет!

16 ноября 2013 г. исполнилось 80 лет ОАО «Запорожсталь».

Строительство «Запорожстали» началось 22 января 1931 г. с целью обеспечения бурно развивающейся машиностроительной промышленности листовым металлом.

По своим масштабам металлургический завод должен был стать самым крупным в Европе, его проектная мощность была рассчитана на 1 224 000 т чугуна и 1 430 000 т высококачественной стали.

Металлургический завод (позднее «Запорожсталь») начал действовать 16 ноября 1933 г., когда на доменной печи № 1 выдали первую плавку чугуна. Этот день считают днем рождения «Запорожстали».

В 1935 г. вступила в строй первая мартеновская печь, а через два года заработал первый советский слябинг. В последующие годы были построены и введены в эксплуатацию цеха для производства горяче- и холоднокатаного листа.

К началу Великой Отечественной войны на «Запорожстали» уже работало много металлургических агрегатов и вспомогательных цехов. В состав завода входили основные (доменный, мартеновский, горячего и холодного проката) и вспомогательные цеха.

Начиная с 1955 г. на комбинате осуществляют модернизацию оборудования, интенсификацию производственных процессов с целью значительного прироста производства на действующих мощностях.

В 1959 г. на «Запорожстали» впервые в бывшем СССР введен в эксплуатацию цех по производству холодногнутых профилей.

В 1962 г. здесь начал работать крупнейший в Европе литейный цех, производящий изложницы из жидкого чугуна первой плавки. В этом цехе впервые в мире нашли широкое применение жидкоподвижные самотвердеющие смеси, используемые для изготовления форм и стержней.

В 1963 г. вступил в строй цех холодной прокатки № 3 с уникальным станом «2800» для холодной прокатки крупногабаритных листов из нержавеющих сталей.

В 1974 г. в мартеновском цехе завода введена в эксплуатацию первая в Украине двухванная печь ДСА-1, производительность которой в 2,5 раза была большей, чем у обычной печи.

В 1977 г. в мартеновском цехе внедрили технологию разливки всей выплавляемой стали бесстопорным способом с применением на сталеразливочных ковшах шиберных затворов.

На «Запорожстали» впервые в стране освоили производство листов из легированных и нержавеющих марок стали со специальной шлифованной и полированной отделкой поверхности; стальной углеродистой полосы, покрытой полимерными материалами, а также товаров народного потребления.

В 1994 г. на комбинате впервые внедрена в промышленном масштабе «транзитная» прокатка слябов



без предварительного подогрева в печах. В настоящее время по такой технологии прокатывается 95 % слябов, при этом расход топлива снижен от 82,5 до 13,5 кг на тонну проката. Переход на «транзитную» прокатку создал предпосылки для прямой прокатки слябов длиной 10...12 м и массой до 16 т.

В 2002 г. впервые в мировой практике в электроприводе чистовой группы стана 1680 использованы двигатели переменного тока с регулируемым количеством оборотов мощностью 7000 кВт.

В настоящее время осуществляется дальнейшая реконструкция стана 1680 для обеспечения прокатки горячекатаных полос толщиной менее 2 мм, отвечающих современному уровню качества по геометрическим размерам, поверхности, плоскостности и механическим свойствам.

Для повышения качества стали в мартеновском цехе внедрена уникальная технология продувки металла аргоно-кислородными смесями.

В 2004 г. реконструированы доменные печи № 2 и 3, но своей технической оснащенности являющиеся одними из лучших на постсоветском пространстве. Впервые на доменной печи № 2 применены бесшахтные аппараты с купольными горелками, которые позволяют увеличить температуру горячего дутья до 1200 °С, сократить расход кокса на 7 кг/т чугуна. Сооружена станция подогрева отопительного газа и воздуха горения, подаваемого в воздухонагреватель за счет использования тепла отходящих дымовых газов, которая позволяет сэкономить 10 млн м³ природного газа в год.

В 2006 г. в цехе холодной прокатки № 1 осуществлена реконструкция термического отделения с сооружением 18 стендов колпаковых печей и станции для производства водорода фирмы «Эбнер», что обеспечивает выпуск высококачественного холодного проката 276 тыс. т в год и экономию 2,5 млн м³/год природного газа. Введен в эксплуатацию агрегат продольного роспуска фирмы «Даниели», что обеспечивает выпуск конкурентоспособной продукции — холоднокатаной полосы с плотной равномерной смоткой, качественным промасливанием и развесом. Заменена турбовоздухоИНФОРМАЦИЯ



дувка с низкими параметрами дутья высокоэффективной (6900 т условного топлива в год), что позволяет обеспечить экономию.

В 2007 г. введен в эксплуатацию новый блок разделения воздуха производительностью 60 тыс. м³ в час, обеспечивающий производственные цеха кислородом с чистотой 99,5 % (против 95...96 %) и позволяющий увеличивать производство кислорода — на 107,8 млн м³/год; азота на 108,6 м³/год; аргона — на 10,0 м³/год; криптоноксеноновой смеси — на 0,90 млн м³/год; полностью исключить контролируемые выбросы кислорода в атмосферу, которые составляли 14 %; обеспечить экономию электро- и теплоэнергии.

Активно ведутся работы в цехе горячей прокатки тонкого листа. Установлены обвязочные машины горячекатаных рулонов у моталок 1-3, что позволило исключить распушивание и повреждение рулонов в процессе их транспортировки по конвейерам, обеспечить устойчивую прокатку на станах холодной прокатки и сократить расход металла. В период капитального ремонта реконструирован агрегат поперечной резки № 2 для порезки рулонов массой до 16 т. Введено в эксплуатацию промежуточное перемоточное устройство «койл-бокс» для сматывания в рулон раската перед чистовой группой, что обеспечивает равномерность распределения температуры по всей длине полосы и заданных требований по механическим характеристикам прокатываемого металла, а также позволяет расширить сортамент стана. Введены в эксплуатацию вальцешлифовальные станки фирмы «Геркулес» для профилировки рабочих и опорных валков стана.

В агломерационном цехе завершены работы и введено в эксплуатацию оборудование по аспирации воздуха от хвостовых частей агломашин. Новый комплекс природоохранного оборудования способен очищать до 1,6 млн м³ загрязненного воздуха в час, что позволяет сократить выбросы в атмосферу примерно 2,5 тыс. т пыли в год. Уловленная в электрофильтрах железосодержащая пыль возвращается в производство.

Основной продукцией комбината «Запорожсталь» являются передельный и литейный чугун; слябы из углеродистых, низколегированных, легированных и нержавеющих сталей; горяче- и холоднокатаный листовой прокат; шлифованный и полированный лист из нержавеющей стали; холодногнутые профили; черная и белая жесть; стальная лента; изложницы и поддоны, а также другие виды металлопродукции.

«Запорожсталь» экспортирует свою продукцию более чем в 90 стран мира.

В 2010 г. предприятие было награждено двумя дипломами Национальной академии наук Украины: «За успешное внедрение системы экологического менеджмента» — сертификация предприятий по системе ISO 14001:2004 и «За внедрение научно-экологических разработок».

В 2013 г. ОАО «Запорожсталь» ввел в эксплуатацию новую агломашину с высокоэффективной газоочисткой. Установка и запуск комплекса — часть масштабной программы модернизации комбината. Современный производственный комплекс агломашины № 1 МК «Запорожсталь» с высокоэффективной газоочисткой уникален по своим технологическим характеристикам. Он оснащен двумя электрофильтрами, которые производят очистку агломерационных газов сухим способом, в отличие от действующей мокрой газоочистки. Это позволяет возвращать обратно в производство около 6 тыс. т в год уловленных железосодержащих отходов производства и одновременно снижать выбросы пыли в окружающую среду. Запуск агломашины позволит значительно снизить техногенную нагрузку на регион.

Несмотря на экономический кризис и неопределенность мировых рынков стали «Запорожсталь» продолжает реализовывать программу модернизации производства. К 2014 г. планируется перейти от мартеновского производства к конвертерному, что значительно сократит выбросы вредных веществ в атмосферу.

В честь празднования 80-летия комбината «Запорожсталь» на предприятии была произведена юбилейная плавка чугуна. По словам генерального директора предприятия Ростислава Шурмы, мартеновские цеха скоро станут историей и следующий юбилей завод будет встречать в модернизированных цехах с современным оборудованием.

Начиная с августа 2012 г. в рамках стратегии группы Метинвест реализуется комплексная программа, направленная на повышение качества и конкурентоспособности продукции, обновление основных фондов, внедрение новейших технологий, расширение сортамента, защиту окружающей среды и экономию материально-сырьевых и энергетических ресурсов. Разработана программа инвестиционных проектов ОАО «Запорожсталь», рассчитанная до 2020 г. Цель этой программы — сделать комбинат самым модернизированным металлургическим предприятием Восточной Европы.

http://panoptikon.org

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

В. С. КУЦАКУ — 70 ЛЕТ!



Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редколлегия и редакция журнала «Современная электрометаллургия» горячо и сердечно поздравляют с семидесятилетием одного из ведущих сотрудников ИЭС — Валерия Стефановича Куцака.

За этой славной датой — прекрасный жизненный и трудовой путь, на всех этапах которого В. С. Куцака отличают высокий профессионализм и компетентность, глубокие знания, постоянная творческая инициатива и неиссякаемая энергия, исключительные организаторские способности.

Начиная с 1970-х вся многогранная деятельность юбиляра неразрывно связана с Институтом электросварки им. Е. О. Патона, куда он пришел уже имея за плечами службу в армии и серьезный опыт практической работы на различных предприятиях Киева. В институте В. С. Куцак прошел путь от старшего инженера до заместителя директора и заместителя генерального директора научнотехнического комплекса «Институт электросварки им. Е. О. Патона» НАН Украины (НТК ИЭС) по инженерно-техническим вопросам. На протяжении последних лет В. С. Куцак принимает активное участие в работе высокотехнологичного совместного украинско-американского предприятия «Пратт и Уитни-Патон», представляя интересы института в этом СП.

Человек активного творческого склада, высококвалифицированный специалист, В. С. Куцак внес большой личный вклад в создание и развитие лабораторно-экспериментальной базы института, ее надежное инженерное обеспечение, без чего практически невозможно проведение современных прикладных и фундаментальных исследований в таких областях, как сварка и родственные технологии, инженерия поверхности и специальная электрометаллургия. При непосредственном участии В. С. Куцака созданы Опытный завод специальной электрометаллургии, комплекс инженерных центров, новые корпуса института.

В последние годы открылась еще одна грань таланта Валерия Стефановича — в наше непростое время успешное руководство финансово-плановой службой института.

В. С. Куцак постоянно заботится о сохранении, поддержании и развитии основных фондов, инженерных сетей, уникального технологического оборудования и обеспечения условий нормальной жизнедеятельности научных отделов и других подразделений как института, так и НТК ИЭС.

Много сил он уделяет социальной сфере института. Во многом благодаря его усилиям сохранился и продолжает успешно функционировать детский лагерь «Каштан», другие объекты социальной инфраструктуры института.

Валерий Стефанович по-прежнему сохраняет активный образ жизни, много внимания уделяя своему любимому увлечению — охоте.

В день юбилея желаем Вам, дорогой Валерий Стефанович, здоровья, счастья, благополучия, больших успехов в Вашей сложной и многогранной деятельности.

А. Д. ЧЕПУРНОМУ — 70 ЛЕТ!



2 марта 2014 г. исполнилось 70 лет со дня рождения Анатолия Даниловича Чепурного — доктора технических наук, профессора, академика Международной инженерной академии, лауреата государственных премий УССР и Украины, заслуженного машиностроителя Украины, полного кавалера ордена «За заслуги»,

почетного гражданина г. Мариуполя.

В 1963 г. А. Д. Чепурной окончил индустриальный техникум в г. Мариуполе по специальности техник-технолог сварочного производства и начал свою трудовую деятельность на Ждановском заводе тяжелого машиностроения (ЖЗТМ). После службы в рядах Советской Армии в августе 1966 г. А. Д. Чепурной возвратился на ЖЗТМ, где с 1966 по 1982 г. работал в отделе главного сварщика. Без отрыва от производства Анатолий Данилович в 1972 г. закончил вечернее отделение Мариупольского металлургического института по специальности «Оборудование и технология сварочного производства».

Основную производственную деятельность А. Д. Чепурной многие годы удачно сочетает с серьезными научными исследованиями и разработками в области специальной электрометаллургии и сварки. За время учебы (1975–1979 гг.) в заочной аспирантуре ИЭС им. Е. О. Патона Анатолий Данилович под руководством академика НАН Украины Б. И. Медовара выполнил комплекс экспериментально-исследовательских работ, позволивших впервые в отечественной и мировой практике создать промышленную технологию получения способом электрошлакового литья (ЭШЛ) литосварных сосудов высокого давления из стали 12Х18Н10ТШ-Л для криогенной техники, которую при его участии внедрили в производство на ЖЗТМ. Результаты проведенных исследований обобщены им в кандидатской диссертации, успешно защищенной в 1980 г.

За разработку и промышленное внедрение нового способа электрошлаковой сварки крупнотоннажных заготовок большого сечения из высоколегированных трудносвариваемых сталей, таких как заготовки роторов, прокатных валков станов 4500 и 5000 и других, с применением кусковых присадочных материалов А. Д. Чепурному вместе с группой сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона и работников ряда заводов присуждена Государственная премия УССР в области науки и техники за 1981 г.

С 1982 по 1986 г. А. Д. Чепурной возглавлял созданный по его инициативе отдел спецэлектрометаллургии. В этот период при его непосредственном участии организован первый в отечественном машиностроении специализированный участок ЭШЛ па базе 5-колонной универсальной электрошлаковой печи УШ-100, разработана и внедрена в промышленное производство технология изготовления способом ЭШЛ различных машиностроительных заготовок: крупных штампов горячей штамповки, бандажей прокатных валков с переменным химическим составом по длине бочки, цапф и цапфовых плит сталеразливочных ковшей и др.

С 1986 по 1991 г. А. Д. Чепурной работал директором Головного специализированного конструкторско-технологического бюро, а с 1991 по 1998 гг. — директором Государственного головного специализированного конструкторско-технологического института (ГСКТИ). Этот период его деятельности связан с созданием принципиально новых технологических процессов производства, обеспечивающих доведение отечественных разработок до мирового уровня. Во многом благодаря этим разработкам, выполненным с участием ИЭС им. Е. О. Патона, ведущих КБ и НИИ страны, ПО «Ждановтяжмаш» в эти годы занимает передовые позиции по созданию и освоению производства наиболее перспективной машиностроительной продукции.

Крупнотоннажные горизонтальные слитки для получения гетерогенной брони, заготовки крупных гетерогенных штампов, литые сложнопрофильные заготовки для танковых бортов, полые ЭШЛ заготовки фасонного профиля для катапульт авианесущих крейсеров, башни танка, отлитые с электрошлаковым уплотнением, изготовленные впервые сварнокатаные башни танка из хорошо свариваемой броневой стали АКМ-св, крупнотоннажный полый слиток АКМ массой 100 т и изготовленный из него транспортный контейнер для перевозки отработанного ядерного топлива от атомных электростанций на заводы регенерации топлива и многое другое было реализовано благодаря разработанным на заводе новым технологическим процессам и оборудованию, не имевшим аналогов в мировой практике.

Важным этапом научной деятельности А. Д. Чепурного является успешная защита им в 1987 г. в ИЭС им. Е. О. Патона докторской диссертации по двум специальностям «Металлургия металлов высокой чистоты и прецизионных сплавов» и «Оборудование и технология сварочного производства». В 1992 г. А. Д. Чепурной избран академиком Международной инженерной академии. В 1993 г. ему присвоено ученое звание профессора кафедры теории металлургических процессов Приазовского государственного технического университета. В 1995 г. вместе с группой работников заводов и КБ Анатолий Данилович удостоен Государственной премии Украины за разработку и промышленное внедрение конструкции сварнокатаной башни танка, благодаря которой украинское танкостроение заняло достойное место среди ведущих мировых производителей танков.

В 1997 г. А. Д. Чепурному присвоено почетное звание «Заслуженный машиностроитель Украины».

С 1998 по 2010 г. ученый работал председателем правления ОАО «ГСКТИ». С 2000 по 2010 г. он одновременно являлся вице-президентом ОАО «Азовмаш», главным инженером ОАО «МЗТМ». С 2005 по 2011 г. Анатолий Данилович возглавлял созданный по его инициативе при ОАО «ГСКТИ» специализированный ученый совет с правом принятия к рассмотрению и проведения защиты диссертаций по специальностям «Машиноведение» и «Технология машиностроения».

С 2011 г. и по настоящее время А. Д. Чепурной работает в должности директора по научно-техническому развитию управляющей компании «Рэйл-ТрансХолдинг» (г. Москва), занимаясь вопросами создания нового вагоностроительного предприятия ОАО «Новозыбковский машиностроительный завод», а также разработки и освоения на нем выпуска инновационных грузовых вагонов на базе передовых сварочных технологий.

Анатолий Данилович — автор более 350 научных статей, монографий, учебных пособий, авторских свидетельств и патентов на изобретения.

Производственно-научная деятельность А. Д. Чепурного отмечена многими наградами: орденами «За заслуги» 3-й степени (1998 г.), «За заслуги» 2-й степени (2001 г.), «За заслуги» 1-й степени (2004 г.), «За розбудову України» им. Михаила Грушевского 4-й степени (2002 г.), «За мужество» (2002 г.), орденом Богдана Хмельницкого (2002 г.), медалью «300 лет Российскому флоту» (2002 г.), юбилейной медалью Маршала Жукова (2002 г.).

Свое 70-летие А. Д. Чепурной встречает в расцвете жизненных сил, полный энергии и творческих планов.

Сердечно поздравляем Анатолия Даниловича с юбилеем, желаем ему крепкого здоровья, счастья, новых творческих достижений.

Х РОССИЙСКАЯ ЕЖЕГОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МОЛОДЫХ НАУЧНЫХ СОТРУДНИКОВ И АСПИРАНТОВ «ФИЗИКО-ХИМИЯ И ТЕХНОЛОГИЯ НЕОРГАНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ»



22–25 октября 2013 года в г. Москва, РФ на базе Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН) состоялась X Российская конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических

материалов». Организаторами конференции выступили Российская академия наук, Отделение химии и наук о материалах РАН, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки ИМЕТ РАН, ФНМ МГУ им. М.В. Ломоносова, Совет молодых ученых ИМЕТ РАН, Корпорация INSTRON (ООО «Новатест»). Конференцию поддержали Российский фонд фундаментальных исследований (грант 13-08-06836-мол_г), ОХНМ РАН и Президиум РАН.

Данная конференция проводится ежегодно с целью поддержки творческой активности молодых научных сотрудников (до 35 лет) и аспирантов академических институтов, государственных научных центров, вузов и затрагивает весь комплекс вопросов металлургии и материаловедения, включая наноматериалы и нанотехнологии, перспективные материалы, ресурсосберегающие процессы и технологии.

Для участия в конференции заявлено более 300 докладов, представляющих ведущие академические институты, государственные научные центры и вузы России, Украины, Беларуси, Азербайджана и Казахстана (ИМЕТ РАН, г. Москва, МГУ им. Ломоносова, г. Москва, Институт проблем машиностроения РАН, г. Нижний Новгород, Российский государственный университет нефти и газа им. И.М. Губкина, г. Москва, НИТУ «МИСиС», г. Москва, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, МФТИ, г. Долгопрудный, ОИМ НАН Беларуси, г. Минск, Институт химических проблем НАНА, г. Баку, Казахский национальный технический университет им. К.И. Сатпаева, г. Алматы и др.).

Конференцию открыл директор ИМЕТ РАН академик РАН К.А. Солнцев, который во вступительном слове подчеркнул необходимость проведения подобного рода мероприятий с целью обмена опытом и налаживания научных и дружественных отношений между сотрудниками различных учреждений, представленных на конференции. Отметил, что уже на протяжении 10 лет конференция «Физико-химия и технология неорганических материалов» пользуется популярностью среди молодых научных сотрудников и аспирантов в области металлургии и материаловедения, количество ее участников постоянно увеличивается. Он пожелал всем участникам Х Юбилейной конференции плодотворной работы и научных успехов. Также с приветственным словом выступил председатель организационного комитета конференции заведующий лабораторией плазменных процессов в металлургии и обработке материалов ИМЕТ РАН академик РАН Ю.В. Цветков.

Работа конференция проходила в девяти секциях.

Секция 1. Структура и свойства высокопрочных и наноструктурных металлических и композиционных материалов. Председатель секции академик РАН О.А. Банных, сопредседатели доктора техн. наук В.Ф. Терентьев, И.Е. Калашников.

Секция 2. Развитие методов исследования и моделирования структуры и свойств материалов и наноматериалов. Председатель секции д-р хим. наук А.Г. Падалко, сопредседатели доктора хим. наук Н.Н. Киселева, В.С. Земсков.

Секция 3. Функциональные керамические и композиционные наноматериалы. Председатель секции чл.-кор. С.М. Баринов, сопредседатели д-р физ.-мат. наук В.В. Белоусов, д-р техн. наук В.С. Комлев.

Секция 4. Развитие физико-химических основ и технологий новых процессов получения и формования порошковых материалов и наноматериалов. Председатель секции чл.-кор. М.И. Алымов, сопредседатели доктора техн. наук И.М. Миляев и В.И. Калита.

Секция 5. Физико-химические основы получения и обработки перспективных неорганических материалов. Сопредседатели секции члены-корреспонденты Е.В. Юртов и А.В. Лукашин.

Секция 6. Физико-химия и технология энергои ресурсосберегающих, а также экологически безопасных процессов получения черных, цветных и редких металлов. Председатель секции академик РАН Ю.В. Цветков, сопредседатели доктора техн. наук Ю.А. Лайнер и Г.Б. Садыхов.

Секция 7. Перспективные композиционные покрытия и наноструктурные пленки функционального назначения. Председатель секции академик РАН В.М. Иевлев, сопредседатели д-р физ.-мат. наук В.Т. Заболотный, д-р техн. наук А.Г. Колмаков.

Секция 8. Физико-химические основы новых процессов формообразования и обработки давлением материалов и наноматериалов. Председатель секции чл.-кор. Г.С. Бурханов, сопредседатели доктора техн. наук В.С. Юсупов и С.А. Тулупов.

Секция 9. Перспективные полимерные материалы и композиты на их основе Председатель секции академик РАН В. М. Бузник, сопредседатели д-р техн. наук Г.Ю. Юрков, д-р хим. наук С.В. Гнеденков.

Практически в каждой секции были представлены доклады от Украины: на секции 1 — доклады В.В. Лидыча (Институт металлофизики НАН Украины, г. Киев) «Закономерности размерного эффекта при деформации и разрушении нанокристаллов оцк-металлов» и А.А. Полишко (Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев) «Исследование литой электрошлаковой высоколегированной стали AISI типа 316 (10Х17Н14М2)». На секции 2 доклады представляли О.В. Науменко (НПУ им. Драгоманова, г. Киев) «Поглощение света», Б.И. Илькив (Институт материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, г. Киев) «Рентгеноспектральное исследование графеновых нанолистов на кремниевой подложке», Ю.А. Онанко (Киевский национальный университет им. Т.Г. Шевченко, г. Киев) «Автоматизированная система анализа анизотропии ультразвуковых скоростей и упругих свойств горных пород», А.И. Новиков (Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев) «Применение энергетического подхода для определения кривых усталости в условиях циклического изгиба», а также от Сумского государственного университета представлено два доклада А.Ю. Бадьян «Кинетический подход к описанию неорганических наночастиц» и Т.И. Жиленко «Иерархическое представление самоорганизованной системы». На секции З И.Е. Дрофман (НТУУ «КПИ», Киев) представили доклад «Влияние добавок твердой смазки на триботехнические свойства деталей трения на основе силуминовых отходов для полиграфической техники», на секции 4 В.С. Бушкова (Прикарпатский национальный университет им. В. Стефаника, г. Ивано-Франковск) — «Физико-химические основы получения сложных оксидных материалов с помощью метода золь-гель с участием автогорения», Д.В. Дайнека (Донбасская государственная машиностроительная

академия, г. Краматорск) — «Исследование процесса горячего прессования порошка вольфрама в установках с электронагревом» и И.А. Дулина (Институт материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, г. Киев) — «Влияние температуры, времени отжига и концентрации аммиака на синтез нанопорошка NI/NIO». На секции 8 Я. Г. Жбанков (Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск) представил доклад «Осадка профилированных заготовок плоскими плитами».

Следует отметить доклады наших коллег из Российской Федерации: А.М. Волкова (ОАО «Всероссийский институт легких сплавов, г. Москва») «Усовершенствованная технология термической обработки заготовок турбинных и компрессорных дисков из гранул жаропрочного никелевого сплава ВВ751П», С.К. Костина (ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург) «Влияние содержания азота на структуру, механические свойства и характер разрушения аустенитной нержавеющей стали 04Х20Н6Г11М2АФБ». А.Ю. Малахова (ИСМАН РАН, г. Черноголовка) «Особенности сварки взрывом высокопрочной стали с эрозионностойкими жаропрочными сплавами». М.А. Матвеевой (ФГБОУ ВПО ЮУрГУ, г. Челябинск) «Применение электрошлаковой технологии для получения градиентного материала». Б.А. Румянцева (ИМЕТ РАН, г. Москва) «Разработка метода выплавки низкоуглеродистых коррозионностойких сталей в печах постоянного тока».

Закрыл конференцию председатель организационного комитета академик РАН Ю.В. Цветков. Он подвел итог, поблагодарил участников за проявленный интерес к конференции, поздравил всех с успешным завершением Х Юбилейной конференции и пригласил на следующую ХІ российскую конференцию «Физико-химия и технология неорганических материалов».

В целом благодаря насыщенной программе (за четыре дня прочитано более 100 докладов на секциях, около 20 докладов представлено на постерной секции), организации дискуссионных клубов по тематике каждой секции работа конференции была результативной. Следует отметить хорошую организацию конференции. Созданная рабочая обстановка способствовала развитию тематических дискуссий и установлению деловых контактов в области металлургии и материаловедения.

А. А. Полишко

Металлургия и материаловедение Рефераты отчетов по темам за 2009–2012 гг.

Исследование инструментальными методами физического металловедения и аналитической химии распределения и концентрации легирующих элементов, примесей и газов, особенностей структуры и структурных преобразований, а также кинетики образования новых фаз в сварных швах, зоне термического влияния и газотермических покрытиях

Руководитель академик Г.М. Григоренко

По теме выполнялся комплекс аналитических, материаловедческих и технологических работ. Использовались методы химического атомно-абсорбционного, кулонометрического, эмиссионно-спектрального и рентгеновского микроспектрального анализов.

Для металлографических исследований привлекались методы световой, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, Оже- и масс-спектрометрии. При исследовании фаз и фазовых преобразований применялись методы рентгеновской дифракции, рентгеноструктурный, дифференциальный термический анализ и дилатометрия.

В технологических работах применялись индукционная и электрошлаковая плавки. В работах, которые проводились вместе с технологическими отделами, использовались разные способы сварки, наплавка и напыление.

Работы по теме выполнялись по восьми разделам.

Раздел 1. Исследовать влияние степени окисленности тройной системы газ-шлаки-металл на поведение активных газов в металле и шлаке при сваривании и переплавных процессах. Изучали влияние окислительного потенциала металлургической системы на поведение активных газов на примере азота и определяли параметры управления процессами взаимодействия компонентов системы.

Установили, что окислительный потенциал системы определяется парциальным давлением кислорода газовой фазы и активным кислородом шлаков, который образуется при взаимодействии компонентов шлаков.

Определили, что активный кислород в тройной металлургической системе газ-шлак-металл снижает скорость взаимодействия азота со шлаком и металлом без уменьшения его растворимости.

Путем подбора состава газовой и шлаковой фазы в соответствии с результатами работы можно управлять процессом деазотации и легирования металла азотом при сварке и плавке.

Определен оптимальный состав шлаков 40 % CaF₂-30 % CaO-30 % Al₂O₃.

Для выявления механизма влияния кислорода в тройной металлургической системе газ-шлак-металл на поведение азота необходимы дополнительные исследования. Раздел 2. Исследование физико-химических процессов при получении порошков и покрытий из сложнолегированных сплавов, которые содержат квазикристаллические или апроксимантные фазы. Исследованы физико-химические процессы формирования композиционных порошков сложнолегированных сплавов на основе Al-Cu-Fe при использовании способа механохимического синтеза (МХС). Установлен оптимальный состав композиций систем Al-Cu-Fe и Ti-Cr-Si, технологические режимы МХС и последующей термообработки, которые обеспечивают химическую и фазовую однородность синтезированных порошков, а также максимальное содержание в них квазикристаллической или апроксимантной фазы.

Установлены, что из порошков сплавов AlCuFe и AlCuFeTiCrSi, полученных способом MXC, формируются более однородные по составу и плотные покрытия, чем из водораспыленных порошков. Это связано с тем, что MXC композиционных порошков происходит в твердой фазе, позволяющей избежать флюктуации концентрации элементов с большой разностью температур плавления и плотности. У всех используемых способов напыления зафиксировано снижение содержания квазикристаллической и апроксимантной фаз в покрытиях (в сравнении с исходным составом порошков) и образование оксидов.

На основании исследования коррозионных и теплозащитных свойств ГТН покрытий из разработанных порошков показано, что они превосходят по своим служебным характеристикам традиционное покрытие Zr2/NiCrAl и могут быть рекомендованы в качестве теплозащитных для деталей ДВЗ из алюминиевого жароустойчивого сплава Д16, а также других деталей из легких сплавов.

Раздел 3. Исследовать влияние структур, которые формируются при разных режимах сваривания, на циклическую прочность и трещиностойкость соединений высокопрочной низкоуглеродистой стали в условиях статической и циклической внешней нагрузки. С помощью экспериментальных аналитических методов установлена взаимосвязь структурных изменений в зоне термического влияния сварных соединений высокопрочных низкоуг-



леродистых, низколегированных сталей с механическими свойствами.

Исследования проводили на образцах-имитаторах из основного металла, которые нагревали и охлаждали по термическому циклу аналогично циклу дугового сваривания в защитном газе с использованием расходуемых электродов, подвергали внешней статической или циклической нагрузке со сгибом, что имитирует нагрузку сварного соединения при эксплуатации.

Наиболее высокий уровень физико-химических свойств и трещиностойкости обеспечивают условия сварки, при которых формируются игольчатые структуры нижнего бейнита, феррита и мартенсита отпуска.

Раздел 4. Исследовать структуру, фазовый состав и свойства сварных соединений титановых сплавов нового поколения с разными системами легирования в деформированном состоянии, полученных способами сваривания давлением и плавлением. Установлено, что для обеспечения необходимых уровней прочности и пластичности в сварных соединениях жаропрочных титановых сплавов с дисперсионным упрочнением, выполненных ЭЛС, необходимо обеспечить формирование в металле швов метастабильных мартенситного типа α'- и β'- фаз, а также измельчение зерна.

Исследованы распределение и морфология упрочняющих фаз, установлено, что эти частички имеют неоднородный химический состав (интерметаллиды титана и сложные силициды систем Al-Zr-Si, Ti-Zr-Si, Ti-Si и др.), равномерное распределение по сечению шва, их размер уменьшается от металла шва к основному металлу и приближается к наноразмерам.

Установлено, что во всех исследуемых сплавах микротвердость металла шва выше, чем металла ЗТВ и ОМ за счет увеличения количества мелкодисперсных частичек и образования α'-фазы, которая имеет высокую прочность и низкую пластичность.

При механических испытаниях на разрыв все исследуемые образцы разрушались по основному металлу, что свидетельствует о высоком качестве сварного соединения.

Установлено, что мелкодисперсные частицы когерентны с матрицей и значительно повышают прочность сплавов (до 1422,2 МПа в $\alpha + \beta$ сплаве), но при этом не обеспечивают необходимую ударную вязкость (4,9...8,5 Дж/м²).

При сварке давлением для псевдо α -титановых сплавов структура металла шва представляет собой вытянутые зерна, расположенные перпендикулярно направлению нагрузки. В (α + β) титановых сплавах выявлены общие зерна в зоне контакта.

В результате печной термообработки (закалка + старение) происходит полная перекристаллизация через первичную границу раздела и прорастание общих зерен, исчезают дефекты в зоне контакта и улучшаются показатели механических свойств.

Раздел 5. Исследовать механизмы формирования структурных составляющих металла швов, определить пути управления структурой с целью оптимизации механических свойств металла в сварных швах высокопрочных низколегированных сталей, выполненных автоматическим свариванием под керамическими флюсами. В ходе работы предложен комплекс современных методик исследования структурно-фазового состава с привлечением уникального исследовательского комплекса Gleeble 3800, разработан ряд оригинальных методик и приспособлений для исследования структуры и механических свойств на образцах-имитаторах, термодеформационного состояния металла швов и ЗТВ сварных соединений. Изучены структурные преобразования и особенности усвоения легирующих элементов при неравновесных процессах кристаллизации, установлено влияние неметаллических включений на кинетику распада аустенита и формирование микроструктуры сварных швов высокопрочных низколегированных сталей, выполненных автоматической сваркой под керамическими флюсами.

Изучено влияние легирующих элементов (марганца и титана) на формирование структуры и фазового состава металла швов и ЗТВ, построены термокинетические диаграммы распада аустенита при разных скоростях охлаждения.

Проведена математическая обработка результатов исследований, получены уравнения регрессии для прогнозирования температур начала ферритного, бейнитного и мартенситного преобразований. На основании этих результатов реализована компьютерная программа прогнозирования структурного состава металла швов с учетом влияния неметаллических включений для оптимизации структуры, которая обеспечит высокие показатели прочности и ударной вязкости, особенно при низких температурах.

Установлено, что для обеспечения требуемых уровней прочности, пластичности и трещиностойкости сварных соединений низколегированных высокопрочных сталей необходимо обеспечить формирование в металле швов комплекса структур, состоящего из бейнитных структур, игольчатого феррита, отпущенного мартенсита, а также измельченных зерен, которые можно получить путем выбора технологических режимов, сварочных материалов, микролегирования, раскисления и других металлургических средств.

Раздел 6. Разработать методики анализа химического состава кремния. Обобщены результаты разработки трех методик определения химических элементов в техническом кремнии и продукте дальнейшей его очистки — «солнечном» кремнии.

Первая основана на методе оптико-эмиссионного спектрального анализа с индукционно связанной плазмой (ИСП–ОЭС) и направлена на определение нескольких десятков элементов, среди которых интерес вызывают следующие: Ag, Al, Bi, Ca, Co, Cd, Cr, Cu, Fe, Mn, Mg, Ni, Pb, Sb, Sn, Ti и Zn. Метод базируется на возбуждении спектра индукционно связанной плазмы последующей регистра-



цией излучения спектральных линий фотоэлектрическим способом. Изучено вероятное взаимное наложение спектральных линий элементов. Определено, что с учетом наложения данная методика разрешает проводить параллельный анализ элементов в диапазоне концентраций, охватывающем 3–4 порядка значений. За начало отсчета для кремния выбрана следующая граница выявления примесей, ppm: 0,002 — для Cd, Co; 0,02 — для Bi, Cu, Mn, Ni, Pb, Sb, Sn; 0,2 — для Ag, Al, Mg, Ti, Zn; 0,5 — для Ca и Fe. Наилучшая воспроизводимость результатов получена при концентрации элементов в растворах 0,1...10 мг/дм³.

Вторая методика базируется на атомно-абсорбционном методе анализа, где перевод элементов в атомарное состояние осуществляется в пламени газовой горелки. Данная методика позволяет последовательно проанализировать следующие элементы: Al, Ca, Cd, Co, Cr, Cu, Fe, Mg, Mn, Ni и Zn. Для атомизации Al, Ca и Cr применяли газовую смесь ацетилен–закись азота, остаток элементов анализировали с помощью смеси ацетилен–воздух. В сравнении с ИСП–ОЭС атомно-абсорбционный анализ, отличаясь несколько меньшей чувствительностью, имеет преимущество в анализе растворов с более высокой начальной концентрацией элементов.

Третья методика предназначена для определения наличия в кремнии кислорода, азота и водорода. Она базируется на восстановительном плавлении образца в графитовом тигле в потоке газа и сравнительном анализе газовых смесей по эффектам теплопроводности или поглощению инфракрасного излучения.

Результаты НИР планируется использовать при контроле технологии производства моно- и мультикристаллического кремния для фотоэлектрических преобразователей.

Раздел 7. Исследовать влияние разных способов наплавки с использованием электродных и присадочных материалов на структурную и химическую микронеоднородность и износоустойчивость наплавленного металла типа инструментальных сталей и чугунов, применяемых с целью укрепления и восстановления оснастки для горячей деформации металлов и сплавов. Исследования химической микронеоднородности в наплавках инструментальной стали, выполненные электродуговым способом на заготовках из углеродистой и высокоуглеродистой стали, позволили установить, что для предупреждения образования закалочных структур в зоне сплавления наплавку нужно выполнять через промежуточный слой низкоуглеродистой стали. Такой технологический способ дает возможность избегать образования сколов наплавленного металла и увеличивать износоустойчивость инструмента при термоциклических нагрузках на 20 %.

Использование присадки в виде дискретных легированных материалов при электрошлаковой наплавке позволяет регулировать тепловые процессы при кристаллизации наплавленного металла, который дает возможность получать получать оптимальную химическую микронеоднородность, обеспечивающую большую продолжительность надежной эксплуатации инструмента в условиях термосиловых нагрузок.

Наплавки, выполненные электрошлаковым способом с использованием присадок в виде дроби 2...4 мм и прессованных таблеток диаметром 10 мм, толщиной 4...5 мм, изготовленных из мелкой фракции дроби 0,1...2,0 мм, имеют высокие эксплуатационные показатели.

Раздел 8. Освоение методических средств и выявление исследовательских возможностей Оже-микрозонда с полевым катодом JAMP-9500F (Япония) с энергодисперсионным анализатором INCA (Англия) относительно объектов сваривания и родственных технологий. Представлена общая характеристика многофункциональной установки JAMP-9500F с присадкой INCA ENERGY 350, определен оптимальный способ подготовки поверхности образцов для дальнейшего исследования на приборе.

Оценено влияние таких параметров, как ускоряющее напряжение и ток, угол бомбардировки электронами поверхности образца, продолжительность ионного травления и образование адсорбционной пленки на поверхности образца в паузах между отдельными измерениями. Также представлены выводы относительно воспроизводимости результатов.

Выявлены оптимальные параметры режимов работы на комплексе JAMP-9500F в режиме Оже-микрозонда, Оже-микропрофилометра, растрового электронного микроскопа и энергодисперсионного спектрального анализатора во время работы с объектами сварочной техники и родственных технологий.

На основе сравнения возможностей энергодисперсионного анализа и Оже-микрозонда разработаны методические рекомендации по использованию прибора JAMP-9500F для исследований объектов сварочной технологии.

Важнейшие результаты. Развиты научные представления о закономерностях формирования структурно-фазового состава металла сварных швов и ЗТВ при электродуговой сварке высокопрочных низкоуглеродистых сталей и влиянии структурных факторов на механические свойства сварных соединений.

С привлечением компьютеризированной системы «Глибл» изучено влияние термодеформационного состояния металла на структуру и фазовый состав металла сварных соединений, построены кинетические диаграммы распада аустенита при разных скоростях охлаждения.

Проведена математическая обработка полученных результатов и составлены уравнения регрессии для прогнозирования значений температуры начала и конца ферритного, бейнитного и мартенситного превращений для того, чтобы управлять формированием в металле сварных соединений комплекса



бейнитных структур, игольчатого феррита и мартенсита отпуска, обеспечивающих высокие показатели прочности и ударной вязкости, особенно при минусовых температурах.

Полученные в проведенных по теме исследования результаты позволяют инженерам и исследователям-специалистам в области сварки, родственных технологий и специальной электрометаллургии управлять химическим составом, структурой соединений, покрытий, слитков и полуфабрикатов, оптимизировать энергетические и металлургические параметры технологических процессов.

Создание технологии рафинирования металлургического кремния способом ЭЛП

Руководитель д-р техн. наук С.В. Ахонин

Глава 1. Кремний — базовый материал современной электроники. Базовой отраслью экономики развивающихся стран является энергетика. Одно из стратегических заданий развития экономики современной Украины заключается в обеспечении энергетической независимости страны. Важнейшее условие успешного решения такой задачи — максимальное увеличение в стратегическом балансе части энергии, полученной за счет собственных энергетических ресурсов. Острота проблемы обеспечения экономики Украины собственными энергоресурсами определяет необходимость вместе с энергосбережением развивать альтернативную энергетику на основе возобновляемых источников.

Кремний играет решающую роль в развитии полупроводниковой солнечной энергетики. Для прямого преобразования солнечной энергии в электрическую используют полупроводниковые фотоэлектрические преобразователи (ФЭП) и прежде всего ФЭП на основе кремния.

Растущий дефицит на рынке фотоэлектрических преобразователей и модулей для солнечных электростанций формирует неудовлетворенный спрос на поликремний для их производства. Имеющиеся оценки этого дефицита на ближайшую перспективу колеблются от 5 до 15 тыс. т поликремния в год. В этих условиях расширение мощностей по производству поликремния имеет хорошую экономическую перспективу.

Полный цикл производства кремния, включая и поликремний, осуществляется в трех странах — США, Японии и Германии. Всего семь корпораций из этих стран контролируют весь мировой рынок, что позволяет им держать цены и получать прибыль на достаточно высоком уровне. Другие страны крайне заинтересованы в собственном производстве кремния.

В настоящее время в целях снижения стоимости солнечных элементов при их изготовлении используют отходы полупроводникового кремния, образующиеся при производстве изделий микроэлектроники. Однако используемые отходы производства полупроводникового кремния ограничены и не смогут удовлетворить растущий спрос в ближайшем будущем. Кроме того, при производстве поликристаллических кремниевых слитков, выплавленных из отходов полупроводникового кремния, существует проблема загрязнения расплава примесями из материала тигля. Решить эти проблемы можно в результате существенного улучшения качества кристаллического кремния, получаемого способом карботермического восстановления в электродуговых печах, который после дальнейшей относительно простой и недорогой очистки будет пригоден для изготовления солнечных элементов. Исключение из цикла производства кристаллического кремния хлорсиланового передела и водородного восстановления позволит существенно уменьшить его стоимость.

Глава 2. Оборудование для проведения исследований. Ввиду высокой реакционной способности кремния в расплавленном состоянии необходимо вести процесс в вакууме или в защитном газе. Для увеличения объема кремния в процессе кристаллизации требуется разработка технологических приемов, исключающих возможность отвердевания свободной поверхности прежде, чем состоится кристаллизация всего объема отливки. Выбор материала изложницы является сложной задачей, поскольку расплав кремния смачивает большинство тугоплавких материалов или при отвердевании вступает в соединение с ними. Применение графита, кварца и других материалов для изготовления изложниц возможно при условии, что температура в месте контакта расплава с изложницей не будет превышать допустимую.

Качество подготовки оборудования и технологической оснастки в значительной степени определяет эффективность очистки кремния от вредных примесей.

Опыт работы по применению способа электронно-лучевой обработки материалов в различных областях техники, широкое развитие вакуумной металлургии, создание высокопроизводительных вакуумных насосов позволило приступить к исследованиям по рафинированию металлов с применением нового способа — электронно-лучевого переплава (ЭЛП) исходных материалов, заготовок, шихты и других в вакууме. Особенностями электронного луча (источника нагрева) следует считать возможность плавного изменения температуры нагреваемого материала в очень широком диапазоне, исключительную гибкость, позволяющую создавать различные легко регулируемые конфигурации зон нагрева, простоту стабилизации, автоматизации и программирования процесса нагрева. Применение способа ЭЛП позволяет выполнять следующие процессы:

выдерживать переплавляемый материал в жидком состоянии в высоком вакууме любое длительное время;

получать температуру, значительно превышающую температуру плавления материала вследствие высокой концентрации энергии электронного луча;

мобильное управление электронным лучом (его мощностью, фокусировкой, формой развертки и т.д.);

раздельное управление процессами плавления, рафинирования и кристаллизации, что позволяет оперативно регулировать и контролировать технологические режимы электронно-лучевого переплава шихты и получение качественного слитка;

введение системы контроля технологических параметров ЭЛП материала;

автоматическое включение-выключение вакуумной установки;

возможность использования брикетов из порошка, стружки, стержней, кусков и других заготовок в качестве переплавляемого материала;

исключение попадания в выплавляемый слиток не расплавляемых включений из шихты.

ЭЛП позволяет осуществлять такие физико-химические процессы рафинирования, которые при иных способах плавки не успевают проходить полностью или не могут протекать вообще. Следует отметить экологическую чистоту технологического процесса. Указанные особенности электронно-лучевого переплава позволяют в перспективе разработать способ рафинирования металлургического кремния в вакууме.

Для проведения исследований использовали электронно-лучевую установку УЭ-208, которая характеризуется высокой эксплуатационной надежностью электро- и вакуумного оборудования, ее конструкция и сменная технологическая оснастка дают возможность проводить экспериментальные работы по созданию и отработке новых электронно-лучевых технологий.

Глава 3. Рафинирование кремния способом электронно-лучевой плавки. В ходе выполнения научноисследовательской работы разработали технологию очистки металлургического кремния способом электронно-лучевой плавки, сочетающую в себе три этапа рафинирования по механизмам вакуумной дисциляции, окислительного рафинирования и зонной перекристаллизации. По механизму вакуумной дисциляции удаляются примеси и их соединения с упругостью пара большей, чем у кремния.

Проведенные эксперименты по очистке металлургического кремния вакуумным рафинированием при ЭЛП показали, что эффективность испарения примесей Р, Сг, А1, Мg, Са, Ni из расплава кремния составляет не менее 60 %. Способ окислительного рафинирования при ЭЛП заключается в обработке расплава газовой смесью, содержащей окислительные составляющие (смесь кислорода с инертным газом). В результате образования на поверхности расплава оксидов бора с высокой упругостью пара (B, B₂O, B₂O₃) и их удаления с поверхности расплава при электронно-лучевом нагреве удается уменьшить концентрацию бора в кремнии примерно на 30 %. Во время зонной перекристаллизации примеси с низкими значениями эффективного коэффициента распределения между твердой и жидкой фазами не переходят из жидкой фазы в твердую, а накапливаются в расплаве и перемещаются на торец заготовки. Установлено, что по механизму зонной перекристаллизации в ходе ЭЛП эффективность удаления примесей Al, Ti, Fe достигает 70 %.

Определены оптимальные параметры электронно-лучевой очистки металлургического кремния в процессе ЭЛП. По результатами проведенных экспериментов по очистке металлургического кремния удалось увеличить его удельное электросопротивление в шесть раз — с 0,03 до 0,175 Ом·см. Таким образом, разработанная технология позволяет существенно улучшить качество кристаллического кремния.

Глава 4. Разработка технологических схем электронно-лучевой плавки кремния. Создание новых полупроводниковых приборов, стремление уменьшить их стоимость приводит к необходимости не только усовершенствовать существующую технологию поли- и монокристаллического кремния, но и создавать новые технологии. Другими словами, для нового поколения полупроводниковых приборов необходимы кремниевые монокристаллические пластины также нового поколения.

Усложнение элементов электронной техники (силовой электроники, микроэлектроники и др.) сопровождается значительным увеличением требований к качеству монокристаллов и пластин кремния. Новым шагом в этом направлении являются работы, которые приведут к уменьшению толщины кремниевой пластины, что резко сократит затраты кремния на единицу мощности. Во-первых, батареи классической конструкции используют относительно толстый кристаллический кремний (от 100 до 300, обычно 200 мкм). Во-вторых, при резке полупроводника на пластины возникает немало отходов (иногда до половины начальной массы). Во многом улучшению экономических показателей фотоэлектропреобразователей (ФЭП) способствует разработка новых процессов их производства на основе тонких слоев кремния, наносимых на подкладку из диэлектрика.

Проведенные исследования позволили установить, что электронно-лучевое напыление кремния характеризуется хорошими перспективами для получения тонкопленочных ФЭП на керамических поверхностях, которые могут быть использованы, в том числе, и в качестве кровельных материалов.

Проведенные эксперименты позволили разработать схему дуплекс процесса очистки металлургического кремния с последующим получением пластин монокристаллического кремния в установках электронно-лучевого переплава, разработана промежуточная емкость специальной конструкции, которая позволяет существенно улучшить условия проведения очистки расплава кремния.



ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Пикулин А.Н. Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков титановых сплавов. — На правах рукописи.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.02 «Металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов». — Институт электросварки им. Е.О. Па-

тона НАН Украины, Киев, 2013. Дата защиты 16 сентября 2013 г.

Диссертационная работа посвящена решению проблемы безотходного удаления грубых локальных дефектов боковой поверхности слитков титановых сплавов, полученных способами специальной электрометаллургии. Показано, что глубина проплавления обратно пропорциональна скорости движения фокального пятна и прямо пропорциональна удельной мощности нагрева. Повышение удельной мощности электронно-лучевого нагрева выше 3,5 Вт/мм² приводит к росту глубины проплавления с коэффициентом пропорциональности 2,25 мм³/Вт, причем целенаправленно достигать глубины проплавления 10 мм можно путем изменения скорости перемещения фокального пятна электронного луча при постоянной удельной мощэлектронно-лучевого ности нагрева выше 4,5 Вт/мм². Установлены закономерности испарения легирующих элементов из поверхностного слоя слитков титановых сплавов при электронно-



Семенов И. Л. Влияние столкновений на экранирование макрочастиц в слабоионизированной плазме. — На правах рукописи.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 01.04.02 «Теоретическая физика». — Институт электросварки им. Е.О. Патона

НАН Украины, Киев, 2013. Дата защиты 24 октября 2013 г.

В диссертационной работе проведен анализ влияния столкновений между компонентами слабоионизированной плазмы на процессы зарядки и экранирования макрочастиц. Предложен новый подход к моделированию указанных процессов, который лучевом оплавлении, которые показывают, что повышение линейной скорости перемещения фокального пятна на 15 мм/мин, а также снижение удельной мощности нагрева на 2,5 Вт/мм² приводят к сокращению потерь на испарение алюминия на 0,5 и хрома на 0,3 %. Показано, что поверхностный слой слитков, оплавленных электронным лучом, имеет гладкий зеркальный вид, без видимых трещин, разрывов, неслитин, а металл в оплавленном слое — плотный, отличается отсутствием макропор, несплошностей. Микроструктура оплавленного слоя характерна для литого металла и имеет более тонкое строение, чем у основы слитка, причем при скоростях кристаллизации более 50 мм/мин в оплавленном слое происходит уменьшение α-колоний и α-пластин зерен слитка титановых сплавов в два раза, по сравнению с основой слитка. Определены технологические режимы оплавления, обеспечивающие полное устранение поверхностных дефектов при проплавлении поверхностного слоя на глубину до 10 мм, а также соответствие химического состава переплавленного поверхностного слоя требованиям государственного стандарта. Разработана и внедрена в производство ресурсосберегающая технология электронно-лучевого оплавления поверхностного слоя слитков титановых сплавов цилиндрического и прямоугольного сечений, при этом выход годного металла увеличен до 15 % в зависимости от габаритов слитка. Разработана, создана и успешно эксплуатируется специализированная электронно-лучевая установка для оплавления поверхностного слоя слитков.

основан на численном решении системы кинетических уравнений Власова с модельными интегралами столкновений. Получены зависимости заряда макрочастиц различного размера от частоты столкновений ион-нейтрал. Показано, что в столкновительной плазме электрический потенциал макрочастицы всегда имеет асимптотическое поведение кулоновского типа. Проведен анализ влияния столкновений ион-нейтрал на ионную силу сопротивления, которая действует на движущуюся частицу. Показано, что ионная сила сопротивления меняет направление при уменьшении длины свободного пробега ионов. В случае, когда длина пробега ионов намного меньше длины Дебая (гидродинамический режим), ионная сила сопротивления направлена вдоль скорости движения частицы. Получена зависимость ионной силы сопротивления от скорости движения частицы в гидродинамическом режиме.
ОТКРЫТИЕ МЕМОРИАЛЬНОЙ ДОСКИ ВЛАДИМИРУ ИВАНОВИЧУ МАХНЕНКО



20 декабря 2013 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона состоялось торжественное открытие мемориальной доски на здании IV корпуса ИЭС им. Е. О. Патона выдающемуся ученому доктору технических наук, профессору, академику НАН Украины, заслуженному деятелю науки и техники Украины, лауреату Государственной премии Украины, кавалеру орденов Дружбы народов и «За заслуги» III степени Владимиру Ивановичу Махненко.

На открытии присутствовали представители дирекции института, Национальной академии наук Украины, коллеги из институтов НАН Украины, сотрудники отдела математических методов исследования физико-химических процессов при сварке и спецэлектрометаллургии, которым с 1965 г. бессменно руководил В. И. Махненко, его ученики и друзья.

Заместитель директора академик НАН Украины Л. М. Лобанов отметил, что открытие памятной доски — это дань уважения и памяти, которых достоин Владимир Иванович Махненко. Его жизненный путь был тесно связан с внедрением, совершенствованием и разработкой математических, компьютерных методов при решении многих сложных проблем, возникающих при сварке и эксплуатации современных сварных конструкций и узлов, в частности, по прогнозированию комплекса физических параметров при сварке современных конструкционных материалов, а также оценке работоспособности



и ресурса безопасной эксплуатации сооружений, конструкций и узлов (включая объекты атомной энергетики и трубопроводного транспорта).

Своими воспоминаниями о годах работы с В. И. Махненко поделились ветераны ИЭС им. Е. О. Патона: ведущий научный сотрудник, доктор технических наук О. Г. Касаткин, ведущий научный сотрудник кандидат физико-математических наук Е. А. Великоиваненко. Они отметили целеустремленность Владимира Ивановича, его неиссякаемое трудолюбие, присущее ему чувство нового и научную интуицию.

В. И. Махненко щедро делился своими знаниями с коллегами и учениками, постоянно уделял внимание подготовке научных кадров. С момента создания кафедры физической металлургии и металловедения МФТИ читал студентам курс лекций по прочности сварных конструкций, подготовил не один десяток научных кадров (кандидатов и докторов наук), написал около 400 работ, получивших широкое международное признание. Владимир Иванович был членом двух специализированных советов, членом редакционной коллегии журнала «Автоматическая сварка», руководителем секции Научно-координационного совета по вопросам ресурса безопасной эксплуатации сооружений, машин и механизмов при Президиуме НАН Украины.

Светлая память о талантливом ученом, душевном и доброжелательном человеке, мудром руководителе останется в сердцах тех, кто его знал, вместе с ним трудился и жил.

О.В. Махненко, Г.Ю. Сапрыкина

ПАМЯТИ В. И. ЛАКОМСКОГО



5 января 2014 г. ушел из жизни Виктор Иосифович Лакомский известный ученый в области специальной электрометаллургии и сварки, член-корреспондент Национальной академии наук Украины, доктор технических наук, профессор, лауреат Государственной премии Украины, лауреат Премии имени Е. О. Патона, за-

служенный деятель науки и техники.

Родился В. И. Лакомский 11 октября 1926 г. в Краматорске Донецкой области. В 1945 г. окончил металлургический техникум в Новокузнецке Кемеровской области, а в 1950 г. – Запорожский машиностроительный институт. После окончания аспирантуры при Киевском политехническом институте в 1954 г. Виктор Иосифович защитил кандидатскую диссертацию и поступил на работу в Институт машиноведения и сельхозмеханики на должность ученого секретаря института. С 1957 г. и до последнего дня жизни В. И. Лакомский работал в Институте электросварки им. Е. О. Патона. В 1969 г. он защитил докторскую диссертацию, в 1971 г. утвержден в ученом звании профессора. С 1975 по 1979 г. В. И. Лакомский работал заместителем директора по научной работе института «УкрНИИспецсталь». В 1998 г. ему присвоено звание заслуженного деятеля науки и техники.

Глубокие и обстоятельные научные исследования В. И. Лакомского в различных областях техники (металлургии, сварки, материаловедении и т. д.) снискали ему заслуженное признание и высокий научный авторитет. Он является автором оригинальных тонких методик исследования равновесия системы газ-жидкий металл при различных способах нагрева в широком температурном интервале — от точки плавления до точки кипения металлов.

Им впервые экспериментально обнаружена, теоретически обоснована и практически доказана возможность легирования металла азотом в широком диапазоне концентраций непосредственно из газовой фазы.

Благодаря этим работам создано и успешно развивается целое научное направление — исследование закономерностей высокотемпературного взаимодействия газов, находящихся в обычном колебательном, возбужденном дугой и плазмой состоянииях, с жидкими металлами. Ответственое отношение к решению реальных технических задач позволило в короткий срок разработать теоретические основы, технологию и оборудование, а также внедрить в промышленность один из способов специальной электрометаллургии — плазменно-дуговой переплав металлов и сплавов. Эта работа, проводившаяся под руководством академика Б. Е. Патона, была отмечена в 1980 г. Государственной премией Украины.

Разработка принципиально новых самоспекающихся термохимических катодов и на их основе электродуговых источников тепла (дуготронов) способствовала созданию уникальной технологии дуговой сварки открытой дугой черных и цветных металлов с углеродными материалами, которая успешно используется при изготовлении многоамперных контактных узлов электрометаллургических и электротермических агрегатов как в Украине, так и за рубежом. Работа отмечена Премией имени О. Е. Патона.

Последний этап научной деятельности В. И. Лакомского был связан с изучением физических свойств и технологических аспектов производства термоантрацита, что позволяет изменить конструкцию электрокальцинаторов и технологию производства термоантрацита, а также с созданием композитных графитированных электродов дуговых сталеплавильных печей постоянного и переменного тока.

В. И. Лакомский был организатором ряда научных подразделений Института электросварки. В 1958 г. он создал лабораторию газов в металлах, в 1968 г. — отдел плазменной металлургии, в 1979 г. — Запорожский отдел Института электросварки, преобразованный в 1995 г. в Запорожский научно-инженерный центр плазменных технологий.

Как руководитель научных тем В. И. Лакомский активно сотрудничал с крупными предприятиями промышленности Запорожья такими, как, в частности, «Запорожсталь», «Днепроспецсталь», абразивный, алюминиевый и титано-магниевый комбинаты, объединение «Моторостроитель», трансформаторный, автомобильный, электродный («Укрграфит») заводы, машиностроительный и индустриальный институты и многими другими.

Виктор Иосифович проводил большую работу по подготовке научных кадров. Под его руководством защитились 11 кандидатов наук. Он принимал активное участие в научной жизни страны, выступал с докладами и лекциями, был членом специализированного совета по защите диссертаций, членом редколлегии журнала «Современная электрометаллургия».

В. И. Лакомский опубликовал свыше 500 научных трудов, среди которых более 300 статей, 10 монографий и примерно 200 авторских свидетельств и патентов, полученных в различных странах мира.

Светлая память об Викторе Иосифовиче Лакомском — человеке яркой судьбы, многогранной творческой личности — надолго сохранится в серцах тех, кто его знал и с ним работал.

Институт электросварки им. Е. О. Патона Редколлегия журнала

КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ И ВЫСТАВОК НА 2014 г.

Дата	Место проведения	Мероприятие	Организатор (контакты)	
25-26.03	Торжок, Россия	VII Международная конференция «МЕТАЛЛУРГИЯ-ИНТЕХЭКО-2014»	http://www.metallurg.intecheco.ru	
01–03.04	Киев, Украина	VI Международная специализированная выставка «МЕТАЛЛООБРАБОТКА. ИНСТРУМЕНТ - 2014»	ООО «МВЦ». Тел.: (044) 201-1156 E-mail: maria@iec-expo.com.ua	
15.04	Киев, Украина	XII Всеукраинская научно-практическая конференция «Специальная металлургия вчера, сегодня, завтра»	НТУУ «КПИ», тел.: (093) 478-19-61, (067) 918-64-76 E-mail: admin@fbotm kni ua	
15-18.04	Челябинск, Россия	VI международный промышленный форум «Реконструкция про- мышленных предприятий — прорывные технологии в металлур- гии и машиностроении».	E-mail: vkuznetsova@wtc-chel.ru http://www.promforum74.ru	
07–08.05	Мексика	Ti-EXPO-2014 — 9-я Международная выставка технологий производства титана и продукции из него	World Trade Center Me'xico http://www.expodatacenter.com	
13–16.05	Жьен, Французская Ривьера, Франция	EUROSUPERALLOYS-2014 — 2-й Европейский симпозиум по суперсплавам и их применению	Тел.: 33 1 46 33 08 00; факс: 33 1 46 33 08 80	
19-21.05	Неаполь, Италия	Titanium Europe-2014	Тел.: 303-404-2221; факс: 303-404-9111	
19–23.05	Киев, Украина	ICVMTT-34 — 34th International Conference on Vacuum Microba- lance and Thermoanalytical Techniques and International Conference «Modern Problems of Surface Chemistry»	Тел.:+38 044 424-82-32; факс: +38 044 424-35-67	
25-28.05	Нижний Новгород, Россия	XII Международная конференция «Ті-2014 в СНГ»	MA «Титан» http://titan-association.com	
26–28.05	Киев, Украина	AdMet 2014 — Advances in Metallurgical Processes and Materials 2014	Тел.: +38 044 287 52 18; факс: +38 044 200 82 44 http://AdMet2014.com	
27–30.05	Запорожье, Украина	XXII Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлургия 2014» и X Международная специализированная выставка-конференция «Литье 2014».	ЗТПП, ВЦ «Козак-Палац» Тел./факс: +38 (061) 213 50 26, +38 (061) 213 51 67	
03–06.06	Донецк, Украина	ПРОМЫШЛЕННАЯ НЕДЕЛЯ-2014: Х международная специа- лизированная выставка «МЕТАЛЛУРГИЯ-2014» и XII специали- зированная выставка «МАШИНОСТРОЕНИЕ-2014»	BЦ «ЭКСПОДОНБАСС» E-mail: metal@expodon.dn.ua http://expodon.dn.ua	
03–06.06	Москва, Россия	Международные промышленные выставки «Металлургия. Литмаш-2014», «Трубы. Россия-2014», «Алюминий/Цветмет-2014».	ЗАО «Металл-Экспо» E-mail: info@metal-expo.ru http://www.metal-expo.ru	
16–20.06	Москва, Россия	МЕТАЛЛООБРАБОТКА-2014. 15-я международная специализи- рованная выставка «Оборудование, приборы и инструменты для металлообрабатывающей промышленности»	ЗАО «Экспоцентр» E-mail: metobr@expocentr.ru www.metobr-expo.ru	
09–11.09	Москва, Россия	ТЕРМООБРАБОТКА-2014. 8-я Международная специализиро- ванная выставка технологий и оборудования для термообработки	OOO «ВК «Мир-Экспо» http://www.htexporus.ru	
22–26.09	Крым, Большая Ялта, пос. Кацивели, Украина	Седьмая международная конференция «Математическое моде- лирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»	ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ E-mail: journal@paton.kiev.ua, www.patonpublishinghouse.com	
28.09-01.10	Питтсбург, США	8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives	Тел.: (724) 776-9000 E-mail: mtgserv@tms.org	
30.09-03.10	Днепропетровск, Украина	14-я Международная выставка промышленного оборудования и металлообработки «Машпром - 2014»	ООО Экспо-центр «Метеор» E-mail: sekretar@expometeor.com	
30.09-03.10	Днепропетровск, Украина	9-я Международная выставка литейной продукции, оборудования, технологий и материалов для производства литья «ЛитЭкс - 2014»	OOO Экспо-центр «Метеор» E-mail: litex@expometeor.com www.expometeor.com	
03.10	Киев, Украина	Конференция «80 лет ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины»	ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ E-mail: office@paton.kiev.ua	
07–09.10	Дюссельдорф Германия	ALUMINIUM 2014. 10-я международная специализированная выставка и конференция «Алюминий-2014»	E-mail: info@expoclub.ru	
15–17.10	Киев, Украина	Промышленный форум «ПАТОН ЭКСПО» Сварка. Родственные технологии-2014	ВЦ «КиевЭкспоПлаза», www.weldexpo.com.ua	
20-23.10	Москва,	ТЕХНОФОРУМ-2014. Международная выставка «Оборудование и технологии обработки конструкционных материалов»	ЦВК «Экспоцентр» E mail: centr@expocentr ru	
21-25.10	Ганновер,	ЕигоВLECH-2014 — 23-я Международная выставка оборудования и технологий по произволству и обработие пистового метация	E-mail: info@expoclub.ru	
11–14.11	пермания, Москва, Россия	20-я юбилейная международная промышленная выставка «Метапл-Экспо-2014»	<u>www.negusexpo.ru</u> ЗАО «Металл-Экспо»	
L	госсия		http://tube.metai-expo.ru/contacts	



ПОДПИСКА - 2014 на журнал «Современная электрометаллургия»

Украин	на	Россия		Страны дальнего зарубежья				
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год			
160 грн	320 грн	900 руб.	1800 руб.	30 дол. США	60 дол. США			
В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.								

Подписку на журнал «Современная электрометаллургия» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Прессцентр», «Информнаука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала «Современная электрометаллургия» на сайте: www.patonpublishinghouse.com

Правила для авторов: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/rules Лицензионное соглашение: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license С 2014 г. в открытом доступе архивы статей журнала за 2003–2012 гг.

РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

• Первая страница обложки (190×190 мм)

• Вторая, третья и четвертая страницы обложки (200×290 мм)

• Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм)

- Вклейка А4 (200×290 мм)
- Разворот АЗ (400×290 мм)

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84; 205-22-07 E-mail: journal@paton.kiev.ua

Технические требования к рекламным материалам

• Размер журнала после обрези 200×290 мм

• В рекламных макетах для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на

5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате IBM PC

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель СМҮК, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

• Цена договорная

• По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию

• Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

• Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

• Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок

• Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади

• Публикуется только профильная реклама

• Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 17.02.2014. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 8,4. Усл. кр.-отт. 7,3. Уч.-изд. л. 9,4. Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, пр. Акад. Вернадского, 34/1.

© Современная электрометаллургия, 2014

___ СЭМ