Международный научно-теоретический и производственный журнал





Издается с 1985 года Выходит 4 раза в год

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор академик Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона д.т.н. Г. М. Григоренко (зам. гл. ред.), д.т.н. С. В. Ахонин, Д. М. Дяченко (отв. секр.), д.т.н. И. В. Кривцун, д.т.н. Л. Б. Медовар, д.т.н. Б. А. Мовчан, д.т.н. А. С. Письменный, д.т.н. А. И. Устинов, д.т.н. В. А. Шаповалов

Ученые университетов Украины д.т.н. В. С. Волошин, ПГТУ, Мариуполь д.т.н. М. И. Гасик, НМетАУ, Днепр д.т.н. О. М. Ивасишин, Ин-т металлофизики, Киев д.т.н. П. И. Лобода, НТУУ «КПИ им. И. Сикорского», Киев д.т.н. А. В. Овчинников, ЗНТУ, Запорожье

> Зарубежные ученые д.т.н. К. В. Григорович МИСиС, Москва, РФ д.х.н. М. Зиниград Ун-т Ариэля, Израиль д.т.н. А. А. Ильин МАТИ-РГТУ, Москва, РФ д.ф.-м.н. Г. Младенов Ин-т электроники, София, Болгария д.т.н. А. Митчелл Ун-т Британской Колумбии, Канада д.т.н. Г. Ф. Тавадзе Ин-т металлург. и материаловед. им. Ф. Тавадзе, Тбилиси, Грузия д.т.н. Цохуа Джанг Северо-Восточный ун-т, Шеньян, Китай

Учредители Национальная академия наук Украины Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ Международная Ассоциация «Сварка» (издатель)

Адрес редакции журнала «Современная электрометаллургия» Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины Украина, 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11 Тел./факс: (38044) 200 82 77, 200 54 84 Тел.: (38044) 205 22 07 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com

Редакторы Д. М. Дяченко, Т. В. Юштина Электронная верстка Л. Н. Герасименко, Т. Ю. Снегирева

Свидетельство о государственной регистрации KB 6185 от 31.05.2002 ISSN 2415-8445 DOI: http://dx.doi.org/10.15407/sem

Рекомендовано к печати Ученым советом ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

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 СОДЕРЖАНИЕ

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

 Медовар Л. Б., Стовпченко А. П., Полишко А. А., Педченко Е. А.,

 Зайцев В. А. Современные рельсовые стали и возможности ЭШП

 (Обзор). Сообщение 1. Условия эксплуатации рельсов

 и их дефекты
 3

 ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

 Ахонин С. В., Марковский П. Е., Березос В. А.,

 Стасюк А. А., Пикулин А. Н., Северин А. Ю., Антонюк С. Л.

 Получение высокопрочного титанового сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe

 способом ЭЛП
 9

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

ИНФОРМАЦИЯ

20-я Международная конференция «International Forgmasters Meeting (IFM 2017)»	. 54
Семинар «Функциональные металлические материалы с памятью формы: современное состояние и перспективы»	. 56
К 90-летию академика Б. А. Мовчана	. 57
Наши поздравления!	. 59
Формирование изделий с помощью 3D технологии	. 60

Міжнародний науково-теоретичний та виробничий журнал	International Scientific-Theoretical and Production Journal				
СУЧАСНА № 1 (13	0) 2018 TODAY				
Видається з 1965 Виходить 4 рази на рік	4 times a year				
Іоловнии редактор Б. С. Патон	Editor-in-Chief B. E. Paton				
ЗМІСТ ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ	CONTENTS ELECTROSLAG TECHNOLOGY				
Медовар Л. Б., Стовиченко Г. П., Полішко Г. О., Педченко Є. О., Зайцев В. А. Сучасні рейкові сталі і можливості ЕШП (Огляд). Повідомлення 1. Умови експлуатації рейок та їх дефекти	Medovar L.B., Stovpchenko G.P., Polishko G.O., Pedchenko E.A., Zaitsev V.A. Modern rail steels and solutions ESR (Review). Information 1. Operating conditions and defects observed				
ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ	ELECTRON BEAM PROCESSES				
Ахонін С. В., Марковський П. С., Березос В. О., Стасюк А. А., Пікулін О. М., Северин А. Ю., Антонюк С. Л. Одержання високоміцного титанового сплаву Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe способом ЕПП	Akhonin S.V., Markovskii P.E., Berezos V.A., Stasyuk A.A., Pikulin A.N., Severin A.Yu., Antonyuk S.L. Producing of high-strength titanium alloy Ti–1.5Al–6.8Mo–4.5Fe by EBM method				
ПЛАЗМОВО-ДУГОВА ТЕХНОЛОГІЯ	PLASMA-ARC TECHNOLOGY				
Костін В. А., Григоренко Г. М., Шаповалов В. О., Пікулін О. М. Математичне моделювання процесу формування многошарової 3D конструкції адитивного методу з використанням електродугових джерел тепла	Kostin V.A., Grigorenko G.M., Shapovalov V.A., Pikulin A.N. Mathematical modeling of process of formation of multilayer 3D structure by additive method using electric arc heat sources				
Гніздило О. М., Якуша В. В., Шаповалов В. О., Карускевич О. В., Никитенко Ю. О., Козуб Н. В. Математична модель плазмово-індукційного процесу вирощування монокристалів тугоплавких металів	<i>Gnizdylo A.N., Yakusha V.V., Shapovalov V.A.,</i> <i>Karuskevich O.V., Nikitenko Yu.A., Kozub N.V.</i> Mathematical model of plasma-induction process for growing single crystals of refractory metals				
ВАКУУМНО-ІНДУКЦІЙНА ПЛАВКА	VACUUM-INDUCTION MELTING				
Калашник Д. О., Шаповалов В. О., Кожемякін В. Г., Веретільник О. В., Калюжний П. Б. Тепловий стан диску-охолоджувача в процесі екстракції з розплаву при індукційній плавці в секційному кристалізаторі	Kalashnik D.A., Shapovalov V.A., Kozhemyakin V.G., Veretilnik A.V., Kalyuzhnyi P.B. Thermal state of hardening disc during extraction from melt in induction melting in sectional crystallizer				
НОВІ МАТЕРІАЛИ	NEW MATERIALS				
<i>Гречанюк М. І., Гречанюк В. Г.</i> Дисперсні і шаруваті об'ємні нанокристалічні матеріали на основі міді та молібдену. Структура, властивості, технологія, застосування. Повідомлення 1. Структура і фазовий склад	<i>Grechanyuk N.I, Grechanyuk V.G.</i> Dispersed and laminar volumetric nanocrystal materials.on base of copper and molybdenum. Structure, properties, technology, application. Information 1. Structure and phase composition				
ΙΗΦΟΡΜΑΙΙΙЯ	INFORMATION				
20-а Міжнародна конференція «International Forgmasters Meeting (IEM 2017)». 54	20th International Conference «International Forgmasters Meeting» (IFM 2017)»				
Семінар «Функціональні металеві матеріали з пам'яттю форми: сучасний стан і перспективи»	Seminar «Functional Metallic Shape Memory Materials: State-of-the Art and Prospects»				
До 90-річчя академіка Б. О. Мовчана 57	Towards the 90th birthday anniversary of B.A. Movchan 57				
Наші поздоровлення! 59	Our congratulations 59				
Формування виробів за допомогою 3D технології 60	3d forming of products				
Адреса редакції журналу «Сучасна електрометаллургія» Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України Україна, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11 Тел./факс: (38044) 200 82 77, 200 54 84; тел.: 205 22 07	Editorial Address of Journal «Electrometallurgy Today» The E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine Tel./Fax: (38044) 200 82 77, 200 54 84; Tel.: 205 22 07				

Свідоцтво про державну реєстрацію КВ 6185 от 31.05.2002 ISSN 2415-8445, DOI: http://dx.doi.org/10.15407/sem © НАН України, IE3 ім. Є. О. Патона НАН України, MA «Зварювання», 2018

E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com

State Registration Certificate KV 6185 of 31.05.2002 ISSN 2415-8445, DOI: http://dx.doi.org/10.15407/sem

E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com

СУЧАСНІ РЕЙКОВІ СТАЛІ І МОЖЛИВОСТІ ЕШП (Огляд). Повідомлення 1. Умови експлуатації рейок та їх дефекти

Л. Б. Медовар, Г. П. Стовпченко, Г. О. Полішко, Є. О. Педченко, В. А. Зайцев

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Зроблено огляд тенденцій розвитку залізничного транспорту і пов'язаних з ними змін умов експлуатації та виникнення дефектів, що скорочують строк служби рейок. Зростання швидкості руху пасажирських потягів і збільшення навантаження на вісь при перевезенні вантажу вимагає покращення якості рейок і властивостей сталей, з яких їх виробляють. Збільшення інтенсивності знакоперемінних контактних навантажень, нагрів при тривалому гальмуванні та корозійні фактори викликають пошкодження рейок. Більшість дефектів рейок, що призводять до виходу їх з ладу, мають контактно-втомне походження і їх утворення часто пов'язано з металургійною якістю сталі, покращення якої потребує технологічних вдосконалень вздовж всього циклу виробництва рейок. Бібліогр. 25, іл. 1.

Ключові слова: залізничні рейки; швидкість руху; навантаження на вісь; умови експлуатації; дефекти втомного походження

Останні роки засвідчили, що стратегічний курс на прискорений розвиток пасажирського і вантажного залізничного транспорту цілком виправдовує себе і будівництво сучасних залізниць стає нагальним питанням як в найрозвиненіших країнах світу, так і в тих, що розвиваються. Для України з її географічним положенням між сходом та заходом поновлення залізничного транспорту, розвиток мережі та осучаснення колій повинно стати стратегічним напрямком розвитку інфраструктури. Створення новітньої залізниці ускладнюється відсутністю в країні сучасного виробництва залізничних рейок і для його створення необхідно чітке розуміння тенденцій розвитку сортаменту, матеріалознавчих підходів і технологічних принципів одержання продукції преміум якості.

Роботи з вдосконалення технології металургійного виробництва і термообробки, створення рейкових сталей нового хімічного складу, структури тощо ведуться в усьому світі і Україна, яка займає шосте місце в Європі і дванадцяте в світі за сукупною довжиною шляхів (експлуатаційна протяжність головних ділянок за даними Укрзалізниці — 22,3 тис. км, розгорнута — 24,1 тис. км) не повинна стояти осторонь. Роботи останніх років, що їх проведено в ІЕЗ ім. Є.О. Патона, свідчать, що давня ідея щодо використання електрошлакового переплаву для виробництва рейок найвищого гатунку має перспективи на сучасному рівні вимог залізничників й можливостей металургів їх задовольняти. З огляду на це зроблено аналіз сучасного стану проблеми.

Історія розвитку швидкісного пасажирського руху та вантажоперевезень. Появу рейкових доріг відносять ще до часів античної Греції. Перша залізниця з рейками з чавуну з'явилась у Великій Британії. Напочатку саме перевезення вантажів було основним завданням залізниць, але із заміною гужового транспорту на парову тягу швидкість значно підвищилась, що сприяло поширенню пасажирського руху. Перший паровоз Дж. Стефенсона «Локомотив 1» (ім'я якого згодом стало загальним для всіх тягових машин на залізниці) рухався зі швидкістю 24 км/год, а вже другий локомотив «Ракета», що був створений в 1829 р., досяг вражаючої для того часу швидкості — 50 км/год.

Рекорд швидкості потягів XIX сторіччя був установлений в 1899 р. в Німеччині (210,2 км/год). Максимальна швидкість руху реальних потягів у 1930-х роках становила 180 км/год (середня швидкість — 135 км/год). У 1934 р. в США з'явився швидкісний потяг «Зефір» з максимальною ходою руху 185 і середньою 96,6 км/год на залізниці Бостон-Мейн. В 1938 р. італійський ЕТК 200 мав комерційну швидкість 160 км/год і рекордну — 203 км/ год, який перевищив швидкість потягу «Маллард» з Великої Британії (202,58 км/год) [1]. У 1950-х pp. швидкість понад 300 км/год показав французький потяг СС 7107, в якому всі вісі були моторизовані. На кожній колісній вісі було встановлено двигун, що дозволив підвищити потужність, керованість і швидкість гальмування. СС 7107 зберігав рекорд понад 50 років до 2006 р., коли локомотив Siemens Taurus у Німеччині досяг швидкості 357 км/год [1].

Першу сучасну швидкісну залізницю було побудовано в Японії.

Потяг «Синкансен» почали експлуатувати в 1964 р. (швидкість понад 200 км/год). Найновіші поїзди «Синкансен» з часом збільшили комерцій-

© Л. Б. МЕДОВАР, Г. П. СТОВПЧЕНКО, Г. О. ПОЛІШКО, Є. О. ПЕДЧЕНКО, В. А. ЗАЙЦЕВ, 2018

ну швидкість до 300 км/год. Складні конфігурації доріг та структурні проблеми були вирішені японськими інженерами завдяки новим технологічним досягненням, таким як інноваційні технології тунелювання, поворотні вагони, що дозволяють збільшити швидкість через криві, використання моторизованих вагонів без локомотиву та ін. [2].

В Японії вперше використано технології безстикового укладання рейок, які зварювали в промислових умовах в пліті довжиною кілометр і доставляли до місця укладання.

Створення в Європі традиційної швидкісної лінії аналогічної японській здійснено у Франції. Потяг TGV (train a' grande vitesse — швидкісний поїзд) Париж–Ліон, що ввели в експлуатацію в 1981 р., мав швидкість 260 км/год. Зараз швидкість руху на лініях TGV, які покрили Європу, досягає 350 км/год, а середня швидкість — 263,3 км/год. В 2007 р. новий укорочений склад типу TGV POS розвинув швидкість 574,8 км/год (гальмівний шлях склав 32 км) на новій лінії LGV EST довжиною 106 км [1, 3].

У Росії трасу Москва–Санкт-Петербург, по якій з 2009 р. курсує потяг «Сапсан», визнають умовно швидкісною, оскільки здебільшого вона є частково модернізованою. Тому, виготовлений німецькою компанією «Siemens» потяг, здатний розвивати швидкість до 350 км/год, лише на одній ділянці досягає 250 км/год. Середня швидкість руху — 140 км/год. Навантаження від колісної пари на рейки — 205,8 кН [4]. Зазначимо, що рейки й колеса були імпортовані.

В 2017 р. в Китаї почав курсувати швидкісний потяг «Фусінь» (Fu xing) [5], що здатен розвивати швидкість до 350 км/год.

Слід відмітити, що європейські залізниці почали перехід до швидкісного руху пізніше, ніж в Японії, тому що всередині минулого сторіччя відбулися успішні експерименти з потягом «Маглев» (скорочення від слів магнітна левітація) на магнітній підвісці, що не торкається рейок [1, 6].

Розвитком ідеї використання потягів на магнітній левітації є розробка «Нурегlоор» відомого винахідника Ілона Маска, яку планують збудувати на дорозі між Лос-Анджелесом і Сан-Франциско (більш ніж 600 км). Автор стверджує, що система, яка передає капсули через вакуумну трубку, підтримувану бетонними стовпами, буде дешевшою і переміщатиме пасажирів швидше, ніж залізничне сполучення. Нурегloop Transportation Technologies VHO планує використовувати постійні магніти для підйому своїх транспортних капсул не потребуючи дорогого живлення залізниці. Технологія також позбавляє необхідності використання високоточних рейок, що знижує витрати на будівництво [7].

Збільшення швидкості руху потягів по всьому світу веде до постійного підвищення вимог до якості залізничних рейок, безпеки руху, поліпшення комфорту пасажирів і зниження витрат на технічне обслуговування доріг. Окрім безстикового з'єднання рейок для швидкісних трас пред'являють і інші особливі вимоги. Так, радіус поворотів повинен становити не менше 4000 м. Міжосьові відстані сусідніх колій не менше 4,5 м, що знижує аеродинамічний ефект при роз'їзді двох зустрічних поїздів, відносна швидкість яких може досягати 700 км/год.

Сучасні рейки повинні відповідати умовам експлуатації високошвидкісного залізничного транспорту на виділених для цього коліях. Одночасно розвивається вантажонапруженість руху для збільшення ефективності транспортування, де на першому плані стоять задачі підвищення стійкості до зношування рейок, що конче потрібно для країн, де вантажний транспорт є основним [8]. Розглянемо більш детально в яких саме умовах експлуатуються зараз рейки і як це позначається на їх роботоздатності.

Умови експлуатації рейок на залізницях з високошвидкісним та вантажним великотонажним рухом. Високі надійність і експлуатаційні властивості всіх складових рейкового шляху та рухомого складу є умовою забезпечення ефективності і безпеки сучасних залізниць. Розвиток залізничного транспорту йде шляхом інтенсифікації експлуатації рейкового господарства за рахунок збільшення швидкості руху пасажирських поїздів і навантаження на вісь при товарних перевезеннях [2, 8, 9]. Щоб зрозуміти, в яких умовах сьогодні експлуатуються рейки, розглянемо основні показники, що характеризують їх навантаження.

Основне значення в забезпеченні швидкості та надійності залізничного руху має структура колії, що включає в себе насип, шпали і залізничні рейки, експлуатаційні характеристики яких часто стають вирішальними.

В роботі [10] показано, що умови навколишнього середовища, в якому працює залізниця, є суворими, а сили, які це зумовлюють, складними і змінними. Умови контакту рейок з залізничним колесом ведуть до сильного зносу, а навколишнє середовище викликає корозію металу. До того ж рейки можуть бути механічно або термічно пошкоджено під час установки та технічного обслуговування. Автори вказують, що рейки повинні бути оброблюваними, зварюваними і доступними. Сталеві рейки забезпечують тривалий строк служби, проте, як і багато металевих компонентів, які піддаються циклічному (багаторазовому) навантаженню, метал рейок є чутливим до втоми і це може призвести до їх часткової або повної відмови.

Автори роботи [11] надають діаграму Ішікави — діаграму «причини-наслідки», яка дає уяву



Діаграма Ішікави для аналізу деградації залізничних рейок

про те наскільки багато груп факторів впливають на пошкодження рейок (рисунок).

З нашої точки зору, кількість факторів виробництва, що впливають на деградацію рейок є навіть значно більшою. Наприклад, до групи металургійних дефектів входять такі традиційні явища як центральна сегрегація і екзотичні підкоркові пухирі внаслідок надмірної продувки сталі аргоном, що пов'язані з безперервним литтям сталі [11].

Важливим фактором експлуатації рейок є те, що внаслідок тертя зчеплення при гальмуванні, проходженні кривих та випадковому повному прослизанні відбувається нагрівання їх поверхні. Довготривале гальмування може нагріти обід колеса до температури більш ніж 500 °C [12].

В роботі [13] показано, що рейки піддаються важкому контактному циклічному навантаженню, яке протягом останніх декількох десятиліть збільшується з ростом розміру та ваги вантажу, експлуатації потягів з навантаженням на вісь до 100...125 т, розмірів та швидкості поїздів, що використовують для транспортування сипучих грузів. Все це вимагає виробничих та металургійних підходів, які б запобігали зносу та утворенню інших видів дефектів, що обмежують тривалість роботи залізничного транспорту.

Суттєвою тенденцією розвитку залізниць сьогодні є підвищення швидкості руху пасажирських потягів, організація якого потребує змін в технічному оснащенні колій, технологіях виробництва і з'єднання рейок. В той же час, навантаження на вісь пасажирських потягів обмежується 11...17 т для швидкості 300 км/год, а тягове зусилля складає приблизно від 11 до 24 кВт/т [14].

При перевезенні вантажів ефективність залізничних систем значно підвищується при збільшенні навантаження на вісь, яке передається на рейки, що супроводжується більшим ризиком появи дефектів при експлуатації, зносу, втоми і руйнуванню сталевих рейок. Тому першочергове значення має розробка високоефективних сталей для рейок, що будуть застосовані на важконавантажених залізницях.

Збільшення навантаження на вісь (сьогодні номінальним є навантаження 42 т [15] при річному вантажообігу понад 350 млн. т [16]) також суттєво пришвидшує зношування та руйнування залізничних рейок та колісних пар.

Взаємодію в системі колесо-рейка вивчають протягом існування залізниці і сьогодні є відповідний підрозділ контактної механіки, що вирішує проблеми тертя і зносу (трибології), втомних руйнувань металу тощо. В умовах підвищення навантаження та швидкості руху, кочення і ковзання металевого колеса викликає фрикційні (в тому числі абразивні), термічні та деформаційні впливи як на колесо, так і на рейки аж до пластичної течії металу їх робочих поверхонь. Багатьма дослідженнями [17-19] встановлено, що основною причиною виходу рейок з ладу є пошкодження втомного походження, що виникають від тертя і ударів від коліс рухомого складу. В той же час, детальний аналіз причин виходу рейок з ладу може дати інформацію, яка буде корисною для покращення їх якості та збільшення строку служби.

Аналіз причин виходу рейок з ладу. Рух потягу викликає декілька видів впливу на рейки, а саме знос — тертя колеса об рейку під навантаженням, яке викликає втрати металу, перекатування колес, особливо за нерівності рейок і нерівнопружності колії, — циклічні знакозмінні навантаження на рейки і сприяє формуванню дефектів контактно-втомного походження.

Автори роботи [10] показали, що наприкінці 1990-х рр. дефекти контактно-втомного походження становили близько 60 % всіх дефектів, які виявлені на Східно-Японських залізницях, тоді як у Франції та Великобританії, де на той час доля швидкісного руху була меншою, ці цифри складали відповідно 25 та 15 %. Автори вказують, що контактна втома є головною майбутньою проблемою, оскільки перевезення вимагають більшої швидкості, високих навантажень на вісь, збільшення щільності трафіку та високих тягових сил. Дефекти залізничної колії автори розділили на три групи:

що виникають при виробництві рейок (наприклад, овальність);

що виникають внаслідок пошкодження, спричиненого неправильним поводженням, встановленням та використанням;

які зумовлені виснаженням стійкості залізничної сталі до втомного руйнування. Багато форм дефектів, що ініційовані контактною втомою знаходяться в цій групі.

Запропоновано й іншу класифікацію [21] дефектів залізничних рейок, які пов'язані з:

рельєфними з'єднаннями (дефекти зварювання); якістю рейок (горизонтальні тріщини).

В усьому світі спостерігаються пошкодження головок рейок через збільшення експлуатаційних навантажень, вантажонапруженості й швидкості руху поїздів. Багатьма дослідженнями підтверджено, що тріщини розвиваються з поверхні рейки в напрямку руху спочатку відхиляючись з невеликим кутом (біля 15°) до головки рейки. Коли тріщина досягає глибини 10 мм кут збільшується (до 70°), тріщина зростає і рейка руйнується. Під час росту тріщини під плоским кутом кусочки матеріалу (у вигляді пластівців) можуть викришуватися з головки рейки, але небезпека руйнування рейки безумовно є результатом тих тріщин, що повернули і слід запобігати такому розвитку ситуації. Накопичення залишкових напруг також є важливим фактором, який прискорює процес втоми і подальшого руйнування залізничних рейок [21].

Багато корисних відомостей з питань дефектів рейок містять посібники різних залізниць, які включають визначення, рекомендації, розташування та загальну систему кодування дефектів зламаних, тріснутих та пошкоджених рейок (такий код може містити до чотирьох цифр). Аналіз дефектності рейок на залізницях світу показує, що причини та характер їх пошкоджень на дорогах із переважним пасажирським рухом (SNCF (Франція), HSPC (Великобританія), NS (Нідерланди), DB (Германія), EJR (Японія)) відрізняються від тих, що утворюються на дорогах із вантажним та змішаним рухом [22, 23]. Але є і багато спільних проблем. Наприклад, поперечні тріщини в зварних стиках, виявлення яких є доволі складним. У трьох залізниць із переважним пасажирським рухом головною проблемою є пошкодження, пов'язані із втомою матеріалу (відшарування та викришування). Вказується також, що на дорогах із переважним вантажним рухом види дефектів на різних залізницях різняться між собою. Спільними є проблеми пов'язані із поперечними зламами рейок.

За даними дослідників роботи [24], які аналізували вихід з ладу дефектних і гостродефектних рейок на Білоруській залізниці, переважно з'являються наступні дефекти: відшарування і викришування металу; викришування металу на бічній поверхні робочої викружки головки рейки; відшарування і викришування металу на поверхні катання в загартованому шарі, які складають більше 70 % від загальної кількості виявлених дефектних рейок. При подальшій експлуатації рейок поверхневі дефекти перетворюються у внутрішні, потенційно небезпечні дефекти головки рейки, переважно поперечні тріщини в голівці внаслідок недостатньої контактно-втомної міцності металу, які становлять близько 53 % від загальної кількості виявлених гостродефектних рейок і горизонтальне розшарування головки, яке становить близько 17 %.

За даними діагностики колій Південної залізниці України із загальної кількості гостродефектних рейок, що виявлені з початку 2015 р., найбільшу частку становлять гартувальні тріщини в загартованому шарі металу головки та злами через них (117 шт.), поперечні тріщини в головці у вигляді світлих і темних плям і злами через них унаслідок недостатньої контактно-втомної міцності металу (61 шт.). Другими за кількістю є дефекти — горизонтальне розшарування головки через наявність неметалевих включень (61 шт.) та горизонтальне розшарування загартованого шару головки рейки (98 шт.). На залізницях України [25] більше 80 % відмов рейок приходиться на дефекти пов'язані із контактно-втомними пошкодженнями та зносом. Сумарна їх кількість у 2009 р. у порівнянні з 1999 р. не зменшувалася. Кількість тих чи інших видів дефектів залежить від виробника рейок, що може бути пов'язано з відмінностями у якості сталі на різних підприємствах.

Таким чином, можна констатувати, що існують загальні проблеми пошкодження рейок дефектами контактно-втомного походження, кількість яких зростає і буде збільшуватися з підвищенням інтенсивності та швидкості руху і навантаження на вісь. Окрім металургійних способів важливим є і раннє викриття появи тріщин. Відомо, що втомне руйнування має три основні стадії: по-перше, виникає зародок втомної тріщини, яка потім підростає, і за відсутності контролю за її просуванням веде до руйнування рейки. Розвиток перших двох фаз втоми протягом певного періоду часу має інкубаційний період, коли йде накопичення напруг в металі під дією циклів навантаження. Саме цей період зростання тріщини може бути використано експлуатаційниками для знаходження та усунення зародкових тріщин там, де це є можливим.

Загалом для зменшення ушкоджень рейок необхідно забезпечити високу твердість, зносостійкість, контактно-втомну міцність металу головки і одночасно пластичність, в'язкість, стійкість до знакозмінних навантажень шийки і підошви.

У зв'язку з інтенсифікацією руху на залізницях України, збільшенням жорсткості шляху при використанні залізобетонних шпал тощо, числа і вантажонапруженості перевезень постійно зростають фактори, які скорочують термін служби рейок і як результат зменьшують швидкість руху і навантаженість на вісь. В перспективі будівництво швидкісних і високошвидкісних залізничних магістралей, постійне збільшення ваги вантажних составів змусять Укрзалізницю використовувати рейки з підвищеним рівнем експлуатаційних властивостей.

З посиленням динамічної дії на колію вагомого значення набуває довжина і прямолінійність рейок, насамперед їх кінців. За кордоном це забезпечується головним чином спеціальними способами прокатки рейок великої довжини. Відомо і те, що довговічність рейок є вищою при збільшенні твердості поверхні кочення та глибини загартованого шару головки, а контактно-втомна міцність металу визначається хімічним складом і металургійною якістю металевого виробу, яка включає чистоту сталі (головним чином за неметалевими включеннями), ступінь хімічної та структурної однорідності, наявність та розвиток дефектів тощо.

Складність виробництва рейок преміальної якості полягає в тому, що відомі економічно виправдані способи (підвищення вмісту вуглецю, нові системи легування, модифікування і термічна обробка сталі) на сьогодні практично вичерпано. Не ефективні нині і раніш використовувані можливості підвищення роботоздатності рейок за рахунок збільшення їх перетину (ваги). Одним з перспективних рішень може стати застосування електрошлакових технологій для підвищення якості.

Таким чином, більш жорсткі умови експлуатації вимагають підвищення якості рейок, що сьогодні може бути досягнено комплексним удосконаленням технології на всіх стадіях циклу виробництва сталі: виплавці, позапічній обробці, розливанні і термообробці металу. З цією метою слід проаналізувати тенденції розвитку сортаменту рейок, вимоги стандартів та сучасні технології їх виробництва.

Висновки

1. Сучасні рейкові колії працюють в умовах постійного зростання швидкості руху і навантаження на вісь, що підвищує вимоги до якості та властивостей рейок. До конструкції швидкісних магістралей вимоги є наступними: безстикове з'єднання рейок, великі радіуси поворотів та міжосьові відстані сусідніх колій.

2. Зростання річного вантажообігу, навантаження на вісь та тягової сили веде до збільшення знако-перемінних контактних циклічних навантажень, нагріву при тривалому гальмуванні до температур пластичної течії робочої поверхні.

3. Більшість дефектів рейок, що призводять до виходу їх з ладу, мають контактно-втомне походження і їх утворення часто пов'язано з металургійною якістю сталі.

4. Більш жорсткі умови експлуатації рейок вимагають підвищення якості та властивостей металу, що потребує комплексного удосконалення металургійних технологій на всіх стадіях циклу виробництва сталі (виплавці, позапічній обробці, розливанні і термообробці металу), а також нових нетрадиційних рішень.

Список літератури/References

- 1. (2017) The ten fastest trains in the world... 1801 to present. Smart train world. www.smartrailworld.com/the-fastesttrain-in-the-world
- 2. Soejima, H. (2003) Feature: Railway technical research in Asia railway technology in Japan Challenges and Strategies. *Japan Railway & Transport Review*, **36**, 4–13.
- 3. TGV. https://en.wikipedia.org/wiki/TGV
- 4. RZhD. http://www.rzd.ru/static/public/ru?STRUCTURE_ ID=666&layer_id=3290&id=35855-16
- 5. (2017) *Xinhua*. http://news.xinhuanet.com/en-glish/2017-09/21/c_136626345_2.html
- 6. (2015) Japan train beated a proper record of speed. *BBC Ukraine.* http://www.bbc.com/ukrainian/science/2015/04/150421_maglev_speed_record_ko
- 7. (2017) *Hyperloop work begins before a business case is made*. https://amp-ft-com.cdn.ampproject.org/c/s/amp.ft.com/content/64c31810-d375-11e7-ae3e-563c04c5339a
- Saeki, K., Iwano, K. (2013) Progress and prospects of rail for railroads. Nippon Steel & Sumitomo Metal. *Technical Report*, 105, 21–25.
- 9. Tzanakakis, K. (2013) The railway track and its long term behaviour: A Handbook for a railway track of high quality. *Springer Sci. & Business Media*.
- Cannon, D.F., Edel, K.O., Grassie, S.L., Sawley, K. (2003) Rail defects: An overview. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 26(10), 865–886.
- 11. Kumar, S.A. (2006) *A study of the rail degradation process to predict rail breaks*. Luleå University of Technology, Division of Operation and Maintenance Engineering.
- Nikas, D., Ahlström, J., Malakizadi, A. (2016) Mechanical properties and fatigue behaviour of railway wheel steels as influenced by mechanical and thermal loadings. *Wear*, 366–367, 407–415.
- (2005) Steels: Processing, structure, and performance. Chapter 15. High-carbon steels: Fully pearlitic microstructures and applications. *ASM International*. https://www.asminternational. org/documents/10192/1849770/Chapter_15_WEB.pdf
- (2015) Technology for the future. UIC, The Worldwide Railway Organisation. https://uic.org/IMG/pdf/high_speed_brochure.pdf
- 15. Girsch, G., Keichel, J., Gehrmann, R. et al. (2009) Advanced rail steels for heavy haul application-track performance and

weldability. *9th International Heavy Haul Conference*, 22–25 June 2009, Changhai, China, pp. 171–178.

- Voestalpine. One step ahead. https://www.voestalpine.com/ schienen/static/sites/schienen/.downloads/Image-Brochure.pdf
- Jiang, X., Li, X., Li, X. Cao, Sh. (2017) Rail fatigue crack propagation in high-speed wheel/rail rolling contact. J. of Modern Transportation, 25(3), 178–184.
- Olofsson, U., Lewis R. (2009) *Tribology of the wheel-rail contact*. Ed. by S. Iwnicki. A Handbook of Railway Vehicle Dynamics, Swets & Zeitlinger Publishers.
- Mädler, K., Zoll, A., Heyder, R., Brehmer, M. (2008) *Rail* materials — alternatives and limits. http://www.researchgate. net/publication/267989542_Rail_Materials_Alternatives_ and_Limits
- Marais, J.J., Mistry, K.C. (2003) Rail integrity management by means of ultrasonic testing. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 26(10), 931–938.

- Smith, R. (2002) Rolling contact fatigue of rails: what remains to be done? http://www.railway-research.org/IMG/ pdf/512/pdf
- Agarkov, O.V. (2013) Analysis of problems of defects formation in railway track rails. Visnyk Nats. Transport. Un-tu, 28, 3–8 [in Russian].
- 23. Sawley, K., Reiff, R. (2000) Rail failure assessment for the office of the rail regulator. An assessment of Railtrack's methods for managing broken and defective rails.
- Matvetsov, V., Miroshnikov, N., Kratenok, V. (2013) Damage of rails by defects in different service conditions. Visnyk TNTU, 71(3), 182–189 [in Russian].
- Rudyuk, A.S., Azarkevich, A.A., Voskovets, Yu.A. et al. (2011) Defectiveness of rails on railways of Ukraine. *Put i Putevoe Khozyajstvo*, 7, 28–32 [in Russian].

СОВРЕМЕННЫЕ РЕЛЬСОВЫЕ СТАЛИ И ВОЗМОЖНОСТИ ЭШП (Обзор) Сообщение 1. Условия эксплуатации рельсов и их дефекты Л. Б. Медовар, А. П. Стовпченко, А. А. Полишко, Е. А. Педченко, В. А. Зайцев Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Сделан обзор тенденций развития железнодорожного транспорта и связанных с ними изменений условий эксплуатации и возникновения дефектов, которые сокращают срок службы рельсов. Рост скорости движения пассажирских поездов и увеличение нагрузки на ось при перевозке грузов требует улучшения качества рельсов и свойств сталей, из которых их производят. Увеличение интенсивности знакопеременных контактных нагрузок, нагрев при длительном торможении и коррозионные факторы вызывают появление повреждения рельсов. Большинство дефектов рельсов, приводящих к выходу их из строя имеют контактно-усталостное происхождение, и их образование часто связано с металлургическим качеством стали, улучшение которого требует технологических усовершенствований всего цикла производства рельсов. Библиогр. 25, ил 1.

Ключевые слова: железнодорожные рельсы; скорость движения; нагрузка на ось; условия эксплуатации; дефекты усталостного происхождения

> MODERN RAIL STEELS AND SOLUTIONS ESR (Review). Information 1. Operating conditions and defects observed L.B. Medovar, G.P. Stovpchenko, G.O. Polishko, E.A. Pedchenko, V.A. Zaitsev E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

Review is made about the tendencies of development of railway transport and changes, due to them, in service conditions and occurrence of defects, which decrease the rail service life. Growth in movement speed of passenger trains and increase in load to axle requires the improvement of rail quality and properties of steels from which they are manufactured. The increase in intensity of alternating contact loads, heating in long-time braking and corrosion factors cause the rails damage. Most of rail defects, leading to coming out of order, have the contact-fatigue origin and their formation is often connected with a metallurgical quality of steel, the improvement of which requires the technological updating of all the rail production cycle. Ref. 25, Fig. 1.

Key words: railway rails; movement speed; load to axle; service conditions; fatigue defects

Надійшла 14.02.2018

DOI: http://dx.doi.org/10.15407/sem2018.01.02

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ті–1,5АІ–6,8Мо–4,5Fe СПОСОБОМ ЭЛП

С. В. Ахонин¹, П. Е. Марковский², В. А. Березос¹, А. А. Стасюк², А. Н. Пикулин¹, А. Ю. Северин¹, С. Л. Антонюк³ ¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua ²Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины. 03142, г. Киев, бульв. Академика Вернадского, 36. Е-mail: metall@imp.kiev.ua ³ГП «АНТОНОВ».

03062, г. Киев, ул. Туполева, 1. E-mail: info@antonov.com

Изучены возможности выплавки сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe с последующей горячей деформационной обработкой способами прессования и прокатки. Исследованы микроструктура и уровень механических свойств полученных образцов титанового сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe диаметром 110 мм. Анализ результатов химического состава металла слитка показал, что распределение легирующих элементов по длине равномерное и соответствует заданному составу. Проведенная пластическая деформация полученного сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe позволила сформировать в материале дисперсную однородную внутризеренную ($\alpha + \beta$)-микроструктуру. Показано, что полученный способами электронно-лучевой плавки и горячей прокатки сплав Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe после отжига как при температурах двухфазной ($\alpha + \beta$)-области, так и однофазной β -области характеризуется высоким комплексом механических свойств, когда прочность на уровне выше 1100 МПа сочетается с достаточными пластическими характеристиками, свойственными более легированным и дорогим титановым сплавам. Библиогр. 11, табл. 2, ил. 10.

Ключевые слова: титан; высокопрочный сплав; электронно-лучевая плавка; прессование; прокатка; микроструктура; механические свойства

Ввеление. Титановые сплавы являются одними из наиболее широко используемых в различных отраслях машиностроения конструкционных материалов за счет высоких удельных значений прочности, характеристик сопротивления усталости и распространению трещин, коррозионной стойкости, немагнитности и т. д.. Учитывая довольно высокую стоимость титановых сплавов, их превосходство над другими конструкционными материалами возрастает в случае их применения в упрочненном состоянии. Наибольшим эффектом термического упрочнения обладают сплавы метастабильного β-класса, т. е. такие сплавы, в которых при закалке фиксируется метастабильная β-фаза, которая распадается при последующем старении с выделением дисперсных упрочняющих частиц [1, 2]. Среди сплавов данного класса следует выделить сплав Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe, который разработан компанией «ТІМЕТ» (США) как высокопрочный сплав метастабильного β-класса, характеризуемый в отожженном двухфазном состоянии прочностью не менее 1000 МПа и термически упрочняемый стандартной (с печным нагревом под закалку) термообработкой до 1400 МПа [3, 4]. Сплав относится к классу экономно-легированных материалов за счет использования в качестве шихты относительно дешевой железо-молибденовой лигатуры, применяемой в производстве стали, и ему было присвоено название LCB (low cost beta, т. е. β-сплав низкой стоимости). Действительно, за счет использования такой лигатуры его стоимость ненамного превышала стоимость технически чистого титана [4]. Сплав с успехом был применен для изготовления высокопрочных изделий, в частности, пружин для некоторых моделей автомобилей и снегоходов. Однако, учитывая его высокий потенциал с точки зрения возможности получения высоких значений прочности (свыше 1500 МПа) в сочетании с пластичностью [5, 6], сфера его практического применения может быть значительно расширена. Традиционно данный сплав получают способом вакуумно-дуговой плавки (ВДП) и за счет возможной неполной гомогенизации по наиболее тугоплавкому легирующему элементу молибдену, он используется в самых различных отраслях машиностроения, но не в авиации [3, 7]. Применение электронно-лучевой плавки позволяет без труда не только плавить тугоплавкие элементы, но и рафинировать металл от нежелательных включений и примесей за счет применения промежуточной емкости, показывая хорошие результаты при выплавке как технически чистого титана, так и сложнолегированных сплавов [8, 9]. Целью данной работы является изучение воз-

© С. В. АХОНИН, П. Е. МАРКОВСКИЙ, В. А. БЕРЕЗОС, А. А. СТАСЮК, А. Н. ПИКУЛИН, А. Ю. СЕВЕРИН, С. Л. АНТОНЮК, 2018



Рис. 1. Внешний вид лабораторной электронно-лучевой установки УЭ-208 (*a*), реверсивного стана Skoda 355/500 (б) и печи сопротивления мощностью 70 кВт (в)

можности выплавки сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe способом ЭЛП с последующей горячей деформационной обработкой прессованием и прокаткой и оценка получаемых при этом микроструктуры и уровня механических свойств.

Материалы и методика экспериментов. В качестве исходных материалов использовали листовой лом титана марки ВТ1-0 и чистые легирующие компоненты в виде кускового алюминия, молибдена и железа.

Опытные плавки слитков диаметром 110 мм сплава Ti-1,5Al-6,8Мо-4,5Fe проводили на установке УЭ-208 [8] (рис. 1, *a*).

Механически обработанные слитки подвергали горячей деформационной обработке на реверсивном прокатном ДУО-стане Skoda 355/500 (рис. 1, δ).

Нагрев заготовок для пластической деформации осуществляли в печи сопротивления мощностью 70 кВт без применения защитных обмазок и атмосфер (рис. 1, *в*).



Рис. 2. Схема электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью: *1–4* — электронно-лучевые пушки; 5 — расходуемая заготовка; 6 — промежуточная емкость; 7 — кристаллизатор; 8 — выплавляемый слиток

Для исследования микроструктуры и фазового состава образцы размером $10 \times 10 \times 10$ мм вырезали из плиты как в продольном, так и поперечном направлениях. Микроструктуру исследовали при помощи микроскопа Olympus LX-70. Фазовый анализ проводили рентгеноструктурным методом на дифрактометре Studi в фильтрованном медном излучении. Механические свойства испытывали согласно стандарту ASTM E8M на образцах цилиндрической формы с диаметром рабочей части 4 мм на машине INSTRON-3376 при скорости деформации 1,6 · 10⁻⁴ c⁻¹, для чего из плиты вырезали образцы размером $60 \times 10 \times 10$ мм в продольном и поперечном направлениях.

Выплавка слитка. В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проведены работы по выплавке слитка сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe. Слиток круглого сечения диаметром 110 мм получали по технологии ЭЛП с промежуточной емкостью и порционной подачей жидкого металла в водоохлаждаемый кристаллизатор (рис. 2).

Технология получения слитка сплава Ti–1,5Al– 6,8Мо–4,5Fe в электронно-лучевой установке включала в себя следующие этапы: формирование расходуемой заготовки; подготовку оборудования и технологической оснастки к плавке; процесс плавки; контроль качества выплавленного слитка.

Формирование исходной шихтовой заготовки осуществляли в расходуемом коробе, изготовленном из листов титана марки ВТ1-0. Исходная шихта включала в себя лом титана марки ВТ1-0 и легирующие компоненты из технически чистых алюминия, молибдена и железа.

Перед использованием чистые металлы размельчали на куски размером не более 15 мм. Перед дроблением компоненты тщательно разбраковывали. На их поверхности и в изломе не допускалось налета окислов, шлаковых и окисных включений, нерастворившихся составляющих и посторонних примесей. Все компоненты шихты взвешивали отдельно на электронных весах. Добавление алюминия в исходную шихтовую заготовку осуществляли с учетом его потерь на испарение. Общий вес шихтовой заготовки составил 40 кг.

Подготовленную шихтовую заготовку загружали в камеру для плавки (рис. 3).

После загрузки шихты установку вакуумировали до уровня вакуума 10⁻² Па.

Процесс плавки осуществляли следующим образом. Исходную шихту 5 с заданной скоростью подавали толкателем в зону плавки (рис. 2), которую плавили электронные лучи, формируемые электронными пушками 3 и 4. В процессе жидкий металл, накапливаемый в промежуточной емкости 6, усреднялся по химическому составу, а также рафинировался от вредных примесей и включений. По мере накопления жидкого металла в промежуточной емкости б производили его слив с помощью электронного луча пушки 2 в медный водоохлаждаемый кристаллизатор 7, в котором формировался выплавляемый слиток 8. Жидкий расплав на поверхности получаемого слитка обогревали лучом электронной пушки 1. По мере заполнения кристаллизатора до уровня 5 мм ниже его верхней кромки вытягивали слиток на рабочей скорости на высоту заливаемой порции, после чего возобновляли заполнение кристаллизатора. В стационарном режиме выплавляли слиток до полного сплавления исходной шихтовой заготовки (рис. 4, а).

В процессе плавки контролировали следующие технологические параметры: ускоряющее напряжение электронно-лучевых пушек, ток лучей, скорости подачи исходной шихты в зону плавки и вытяжки слитка из кристаллизатора, температуру охлаждающей воды.

В результате проведенной плавки получен слиток титанового сплава Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe диаметром 110 мм, длиной 700 мм, весом 32 кг (рис. 4, *б*).

Боковая поверхность выплавленного слитка после охлаждения в вакууме до температуры ниже 300 °C чистая, повышенная концентрация примесных элементов на поверхности в виде окисленного или альфированного слоя отсутствует. Глубина поверхностных дефектов (гофр) составила не более 2 мм, разрывов, трещин или несплавлений не обнаружено.



Рис. 3. Технологическая оснастка и шихтовая заготовка для получения слитка титанового сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe

Для оценки качества металла полученного слитка проводили исследование химического состава образцов, отобранных по длине слитка в верхней, средней и нижней частях. Анализ результатов химического состава металла слитка показал, что распределение легирующих элементов по длине равномерное и соответствует заданному составу (табл. 1).

Анализ макроструктуры металла слитка диаметром 110 мм титанового сплава Ti–1,5Al–6,8Мо– -4,5Fe проводили на поперечных темплетах без применения увеличительных приборов. Установлено, что металл на макрошлифах характеризуется отсутствием пор, трещин, металлических и неметаллических включений. Существенной разницы между кристаллическим строением центральной и периферийной частей не наблюдается (рис. 5). Величина зерна соответствует 6–7 баллу по 10-бальной шкале макроструктур ГОСТ 26492–85.

Прокатка. Основная задача термодеформационной обработки заключалась в максимальном из-



Рис. 4. Процесс выплавки (*a*) и внешний вид (*б*) слитка диаметром 110 мм сплава Ti−1,5Al–6,8Mo–4,5Fe ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018

Таблица	1.	Распределение	элементо	в (мас.	%)	по
длине слитк	а ди	аметром 110 мм	сплава Ті	-1,5Al-	6,8N	10-
-4,5Fe						

Место отбора проб	Al	Мо	Fe	Ti	0	Ν
Bepx	1,5	6,3	4,4	Основа	0,11	0,01
Середина	1,7	6,4	4,3	Основа	_	-
Низ	1,6	6,2	4,4	Основа	_	_

мельчении сформированной при кристаллизации зеренной структуры и формирование внутри β -зерен дисперсной и однородной ($\alpha + \beta$)-микроструктуры глобулярного типа [10]. Для этого слиток диаметром 110 мм подвергали первичному нагреву до 900 °С (выше температуры полиморфного превращения $T_{\rm nn}$ в однофазную β -область) с последующим прессованием до получения заготовки размером 120×120×200 мм (рис. 6).

Цель данной обработки — растворение оторочки α -фазы по границам зерен и формирование заготовки под прокатку. Далее заготовку нагревали в печи при 800 °С (выше T_{nn}) и подвергали первым 7–8-ми проходам на стане до толщины 85 мм. После каждых 2–3-х проходов металл нагревали в печи при температуре 750 °С (ниже T_{nn}), а конечную толщину пластины 10 мм достигли после 20 проходов через валки прокатного стана (рис. 7).

После прокатки пластину подвергли стабилизирующему отжигу при 700 °С в течение 1 ч. В результате полученное состояние сплава по данным рентгеноструктурного анализа характеризовалось двухфазной ($\alpha + \beta$)-структурой (рис. 8, *а*–*в*). Для выяснения стабильности этого состояния и возможности трансформации полученной структуры за счет рекристаллизации при последующей термообработке, прокатанный материал подвергали трем различным видам отжига:



Рис. 5. Макроструктура слитка диаметром 110 мм сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe



Рис. 6. Получение заготовки размером 120×120×200 мм сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe

однократному отжигу при температуре двухфазной ($\alpha + \beta$)-области 700 °C в течение 1,5 часа с последующим охлаждением вместе с печью;

двукратному отжигу при температуре двухфазной (α + β)-области по режиму: 700 °C, 1,5 ч + 700 °C, 1,5 ч с последующим охлаждением с печью после каждой изотермической выдержки;

отжигу при температуре однофазной β-области 900 °С в течение 1 ч с закалкой в воду (для фиксации высокотемпературного β-состояния).

Температуры отжига выбрали исходя из значения температуры завершения полиморфного (α + + β_0) \rightarrow β -превращения (T_{nn}), которая для данного сплава составляет 750 °C.

Как видно из рис. 8, *а*, *б* использованные режимы прессования и прокатки обеспечили формирование высокодисперсного внутризеренного состояния, причем сформированная α -фаза имела глобулярное строение со средним размером частиц не более 3 мкм (рис. 8, *б*). В то же время измельчения первичных зерен β -фазы в результате деформации не произошло. β -зерна имели сплющенную и вытянутую в направлении прокатки форму как в продольном (рис. 8, *в*), так и поперечном (рис. 8, *с*) направлениях. Очевидно, что отжиг при выбранной температуре 700 °С не позволяет использовать накопленные при деформации де-



Рис. 7. Пластина размером 300×900×10 мм сплава Ti-1,5Al--6,8Mo-4,5Fe



фекты кристаллического строения для инициации рекристаллизационных процессов вследствие слишком низкой температуры. Для проверки возможности измельчения зеренной микроструктуры путем рекристаллизации часть образцов подвергали нагреву в печи при 900 °С в течение 60 мин с последующей закалкой в воду. Микроструктура полученного при этом однофазного β-состояния -4,5 Ге после однократного (*a*-*в*), двукратного (*г*) отжига и закалки из однофазной β-области (д). Шлиф вырезан параллельно (a, δ, c) и перпендикулярно (e, d) направлению прокатки (OM)

приведена на рис. 8, д. Установлено, что отжиг при температуре однофазной β-области приводит к рекристаллизации и некоторому росту В-зерен до 100...150 мкм. Однако сформированная при прокатке полосчатость практически исчезает и полученная микроструктура свидетельствует о большей изотропности сплава после отжига при температурах однофазной β-области.

Таблица 2. Механические свойства образцов сплава Ті–1,5АІ–6,8Мо–4,5Fe после различных обработок								
Образец	Направление прокатки	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %			
		Отжиг 700 °С, 1,	5 ч, охлаждение с печы	ю				
1	Вдоль	1125	1156	11,58	29,85			
2	Поперек	1155	1160	8.69	23.11			
	Двойной отжиг 700 °C, 1,5 ч + 720 °C, 1,5 ч, охлаждение с печью							
3	Вдоль	1160	1166	11.31	23.05			
4	Поперек 1156		1161	7.10	18.81			
Отжиг 900 °С, 1 ч, закалка в воду								
5	Вдоль	1089	1090	15,22	46,50			

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Механические свойства. Результаты механических испытаний образцов на растяжение приведены в табл. 2 для трех изученных состояний. Прежде всего обращает на себя внимание достаточно высокий общий уровень свойств как прочности, так и пластичности отожженных состояний (1-4). Причем различие в значениях прочности образцов, вырезаных вдоль и поперек направления прокатки, довольно невелико (предел упругости 1125...1160 против 1115...1160 МПа, предел прочности 1156...1166 против 1160 МПа), хотя пластичность несколько ниже в поперечном направлении (относительное удлинение уменьшается приблизительно с 11 до 7...8 %, относительное сужение с 23...29 до 18...23 %). Закалка же от температур однофазной β-области на метастабильную β-фазу (5) довольно незначительно сказывается на прочности сплава (предел упругости 1089, а предел прочности 1090 МПа) и существенно повышает его пластические характеристики ($\delta > 15\%$, $\psi > 46\%$).

Интерес представляет анализ кривых деформации (рис. 9). Практически все кривые имеют небольшой пик, свидетельствующий о том, что для начала пластического течения имеет место усиление процесса образования новых дислокаций или их отрыва от атмосфер Коттрелла, которые препятствуют их скольжению [11]. Все испытанные после отжига образцы характеризовались исключительно горизонтальным участком пластической деформации (рис. 9, кривые 1-4), что свидетельствует о преимущественно равномерной деформации без локализации путем образования шейки фактически до момента разрушения. В отличие от отожженных структурных состояний однофазное метастабильное β-состояние характеризуется как имеющим отрицательный наклон участком рав-



Рис. 9. Типичные кривые при испытаниях на растяжение образцов сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe в различных состояниях: 1, 2 — после однократного; 3, 4 — двукратного отжига; 5 — после закалки из однофазной β-области; 1, 3, 5 — испытание образцов, вырезанных вдоль направления прокатки; 2, 4 — поперек

номерной пластической деформации, так и небольшим участком локализованной деформации (рис. 9, кривая 5). Эти особенности свидетель-



Рис. 10. Поверхности излома образцов сплава Ti–1,5Al–6,8Мо– -4,5Fe после однократного (*a–г*), двукратного отжига (*d–з*) и после закалки из однофазной β-области (*u*, κ); испытания проведены вдоль (*a*, δ , *d*, *e*, *u*, κ) и поперек (*b*, *c*, \mathcal{K} , *s*) направления прокатки (CEM)

ствуют о том, что растворение дисперсных глобулярных частиц α-фазы, сформированных при горячей прокатке и стабилизированных отжигом, значительно улучшают пластические свойства сплава, однако, видимо благодаря неполному снятию накопленных при прокатке деформационных дефектов, уровень прочности материала остается достаточно высоким.

Особый интерес представляют собой результаты фрактографического исследования (рис. 10). Прежде всего обращает на себя внимание особое влияние на процесс разрушения границ β-зерен для всех отожженных (а + β)-состояний, испытанных как вдоль, так и поперек направления прокатки (рис. 10, а, в-д, з). При этом, сравнивая поверхность разрушения образцов (рис. 10, а и д с в и ж), испытанных вдоль и поперек, следует отметить, что большее растрескивание по межзеренным границам имеет место в первом случае. Очевидно это связано с тем, что кристаллографическая разориентация соседних зерен больше именно в продольном направлении, чем в поперечном. На микроуровне поверхность разрушения этих структурных состояний имеет вязкий характер ямочного типа, причем размер этих ямок (около 2 мкм) соответствует размеру внутризеренных α-глобулей (рис. 10, б, г, е, з). Эти факты позволяют заключить, что разрушение сплава в данном структурном состоянии происходит как по межзеренным, так и по межфазным α/β-границам.

Поверхность разрушения сплава в однофазном β-состоянии иная. Во-первых, благодаря прошедшей рекристаллизации, границы прежних плоских β-зерен не оказывают влияния на характер разрушения. Из рис. 10, и, к видно, что разрушение на разных участках происходит как по границам отдельных (новых) β-зерен, так и транскристаллитно, т. е. через объем зерна. Очевидно, что это определяется кристаллографической ориентацией отдельных зерен относительно направления приложенной нагрузки. Нужно отметить, что в данном случае на микроуровне характер разрушения также является вязким (рис. 10, к), а размер ямок составляет в среднем 8...10 мкм и, вероятно, соответствует размеру некоторой внутризеренной субструктуры β-фазы, образующейся в процессе пластической деформации растяжением.

Выводы

1. Отработана технология получения слитка титанового сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe способом ЭЛП. Показано, что ЭЛП с промежуточной емкостью позволяет получить качественные слитки сплавов титана.

2. Горячая пластическая деформация литого сплава Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe с общей степенью деформации 92 % (причем последние 70 % проводи-

ли при температурах двухфазной ($\alpha + \beta$)-области) позволила сформировать в материале дисперсную однородную внутризеренную ($\alpha + \beta$)-микроструктуру, однако при этом β -зерна не прошли рекристаллизацию.

3. Последующий отжиг при температурах двухфазной (α + β)-области (700 °C) не приводит к рекристаллизации β-зеренной структуры очевидно вследствие слишком низкой для этого температуры отжига и *T*_{пп}. Повышение температуры отжига до 900 °C (однофазная β-область) приводит к рекристаллизации зеренной структуры и некоторому росту β-зерен при выбранной длительности отжига.

4. Полученный способами электронно-лучевой плавки и горячей прокатки сплав Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe после отжига как при температурах двухфазной ($\alpha + \beta$)-области, так и однофазной β -области характеризуется высоким комплексом механических свойств, когда прочность на уровне выше 1100 МПа сочетается с достаточными пластическими характеристиками, свойственными более легированным и дорогим титановым сплавам.

Список литературы

- 1. Цвиккер У. (1979) *Титан и его сплавы*. Москва, Металлургия.
- 2. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. (1969) Конструкционные титановые сплавы. Москва, Металлургия.
- Bania P. J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta Titanium Alloys in the 90's*, TMS Publications, Warrendale, PA, pp. 3–14.
- 4. Weiss I., Semiatin S. L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys. *Mat. Sci. Eng.*, *A.*, **243**, 46–65.
- Ivasishin O. M., Markovsky P. E., Semiatin S. L., Ward C. H. (2005) Aging response of coarse- and fine-grained β-titanium alloys. *Ibid.*, A., 405, 296–305.
- Ivasishin O. M., Markovsky P. E., Matviychuk Yu. V. et al. (2008) A comparative study of the mechanical properties of high-strength β-titanium alloys. *Alloys Compd.* 457(1–2), 296–309.
- Boyer R. R., Briggs R. D. (2005) The use of β-titanium alloys in the aerospace industry. J. of Mater. Eng. Perf., 14, 681–685.
- Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В., Жук Г. В. (2006) Электронно-лучевая плавка титана. Киев, Наукова думка.
- 9. Ахонин С. В., Пикулин А. Н., Березос В. А. и др. (2017) Электронно-лучевая плавка нового высокопрочного титанового сплава T120. *Современная электрометаллургия*, **1**, 15–21.
- Ивасишин О. М., Марковский П. Е., Бондарчук В. И. (2005) Оптимизация термомеханической обработки титановых бета-сплавов для получения дисперсной однородной структуры и повышения комплекса механических характеристик. *Титан*, 2, 42–49.
- Beer F. P., Johnston E. R., DeWolf J. T., Mazurek D. F. (2015) Mechanics of materials. 7th Edition, New York, McGraw-Hill.

References

- 1. Tsvikker, U. (1979) *Titanium and its alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Glazunov, S.G., Moiseev, V.N. (1969) Structural titanium alloys. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

- 3. Bania, P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta Titanium Alloys in the 90's*, TMS Publications, Warrendale, PA, 3–14.
- 4. Weiss, I., Semiatin, S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys. *Mat. Sci. Eng.*, A **243**, 46–65.
- Ivasishin, O.M., Markovsky, P.E., Semiatin, S.L., Ward, C.H. (2005) Aging response of coarse- and fine-grained β-titanium alloys. *Ibid.*, A 405, 296–305.
- Ivasishin, O.M., Markovsky, P.E., Matviychuk, Yu.V. et al. (2008) A comparative study of the mechanical properties of high-strength β-titanium alloys. *Alloys Compd.*, 457(1–2), 296–309.
- Boyer, R.R., Briggs, R.D. (2005) The use of β-titanium alloys in the aerospace industry. J. of Mater. Eng. Perf., 14, 681–685.

- 8. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium.* Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- 9. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2017) Electron beam melting of new high-strength titanium alloy T120. *Sovrem. Elektrometall.*, **1**, 15–21 [in Russian].
- Ivasishin, O.M., Markovsky, P.E., Bondarchuk, V.I. (2005) Optimization of thermomechanical treatment β-titanium alloys for producing of dispersed homogeneous structure and improvement of complex of mechanical characteristics. *Titan*, 2, 42–49 [in Russian].
- Beer, F.P., Johnston, E.R., DeWolf, J.T., Mazurek, D.F. (2015) Mechanics of materials. 7th Ed., New York, McGraw-Hill.

ОДЕРЖАННЯ ВИСОКОМІЦНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ті-1,5АІ-6,8Мо-4,5Fe СПОСОБОМ ЕПП

С. В. Ахонін¹, П. Є. Марковський², В. О. Березос¹, А. А. Стасюк², О. М. Пікулін¹, А. Ю. Северин¹, С. Л. Антонюк³

¹Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України.

03142, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

³ДП «АНТОНОВ».

03062, м. Київ, вул. Туполєва, 1. Е-mail: info@antonov.com

Вивчені можливості виплавки сплаву Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe з подальшою гарячою деформаційною обробкою способами пресування і прокатки. Досліджені мікроструктура і рівень механічних властивостей одержаних зразків титанового сплаву Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe діаметром 110 мм. Аналіз результатів хімічного складу металу зливка показав, що розподіл легуючих елементів по довжині рівномірний і відповідає заданому складу. Проведена пластична деформація отриманого сплаву Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe дозволила сформувати в матеріалі дисперсну однорідну внутрізеренну ($\alpha + \beta$)-мікроструктуру. Показано, що отриманий способами електронно-променевої плавки та гарячої прокатки сплав Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe після відпалу як при температурах двохфазної ($\alpha + \beta$)-області, так і однофазної β -області, характеризується високим комплексом механічних властивостей, коли міцність на рівні вище 1100 МПа поєднується з достатніми пластичними характеристиками, властивими більш легованим і дорогим титановим сплавам. Бібліогр. 11, табл. 2, іл. 10.

Ключові слова: титан; високоміцний сплав; електронно-променева плавка; пресування; прокат; мікроструктура; механічні властивості

PRODUCING OF HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOY Ti-1.5Al-6.8Mo-4.5Fe BY EBM METHOD S.V. Akhonin¹, P.E. Markovskii², V.A. Berezos¹, A.A. Stasyuk², A.N. Pikulin¹, A.Yu. Severin¹, S. L. Antonyuk³ ¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²G.V. Kurdyumov Institute of Metal Physics of the NAS of Ukraine.

36 Academician Vernadsky Blvd., 03142, Kyiv. E-mail: metal@imp.kiev.ua

³GP ANTONOV.

1 Tupolev Str. 03062, Kyiv. E-mail: info@antonov.com

The possibilities of melting Ti–1.5Al–6.8Mo–4.5Fe alloy with subsequent hot deformational treatment by methods of pressing and rolling were studied. The microstructure and the level of mechanical properties of the obtained Ti–1.5Al–6.8Mo–4.5Fe titanium alloy samples of 110 mm diameter were studied. Analysis of results of the chemical composition of ingot metal showed that the distribution of alloying elements in length is uniform and corresponds to the specified composition. The plastic deformation of the produced Ti–1.5Al–6.8Mo–4.5Fe alloy made it possible to form a dispersed homogeneous intragranular $\alpha + \beta$ -microstructure in the material. It was shown that the alloy Ti–1.5Al–6.8Mo–4.5Fe, produced by electron beam melting and hot rolling methods, after annealing both at temperatures of two-phase $\alpha + \beta$ region and single-phase β -region is characterized by a high complex of mechanical properties, when the strength at the level above 1100 MPa is combined with sufficient plastic characteristics inherent in more alloyed and expensive titanium alloys. Ref. 11, Tab. 2, Fig. 10.

Key words: titanium; high-strength alloy; electron-beam melting; pressing; rolling; microstructure; mechanical properties

Поступила 15.12.2017

DOI: http://dx.doi.org/10.15407/sem2018.01.03

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ МНОГОСЛОЙНОЙ 3D КОНСТРУКЦИИ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ИСТОЧНИКОВ ТЕПЛА

В. А. Костин, Г. М. Григоренко, В. А. Шаповалов, А. Н. Пикулин

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

Представлены результаты моделирования температурных полей, кинетики нанесения слоев разнородных металлов и характера структурных превращений при формировании аддитивной многослойной конструкции из сталей 17Г1С и 30ХГС. Для проведения компьютерного моделирования использовали расчетный пакет COMSOL Multiphysics. Учитывали влияние температуры на теплофизические параметры сталей. Изучено одновременное воздействие трех дуг на процесс формирования наплавки, кинетику структурных превращений и диффузионные процессы перераспределения легирующих элементов. Показано, что для снижения уровня напряжений между аддитивной наплавкой и подложкой до 50 МПа в начале процесса нанесения следует использовать предварительный подогрев подложки дугой без нанесения наплавляемого материала, а также, что время прохождения между соседними дуговыми источниками тепла следует поддерживать в диапазоне от 5 до 30 с. Установлено, что при малой мощности дуги (1 кВт) в наплавке преимущественно формируется феррито-бейнитная структура, доля бейнита в которой составляет 71 %, феррита — 28 %, мартенсита примерно 1 %. При использовании дуги большей мощности (5 кВт) в наплавке формируется бейнито-мартенситная структура, доля бейнита в которой составляет около 50 %, мартенсита возрастает до 40 % и феррита до 10 %. Повышение мощности дуги приводит к росту максимальной температуры жидкой ванны до 1750...1850 °С, возрастанию скорости охлаждения до 15....25 °С/с и, как следствие, повышению доли мартенсита в структуре наплавляемых слоев. Разработано программное обеспечение, которое может быть использовано для математического моделирования металлургического аддитивного процесса формирования изделий из различных сталей и сплавов. Библиогр. 16, табл. 2, ил. 8.

Ключевые слова: аддитивное производство; моделирование; наплавление; функциональные материалы; структурные превращения; микроструктура

Почти вся современная промышленность основана на технологиях литья и резания. Вначале металлургическими способами формируется заготовка, из которой путем механической обработки (резания, деформации, ковки) создаются элементы конструкций. Это так называемые технологии вычитания.

В последние годы получил развитие новый комплекс технологий — это технологии сложения или аддитивные [1–3].

В отличие от способов литья и резания аддитивное производство основано на добавлении небольших порций материала. Изделия создаются за счет расплавления концентрированными источниками энергии металлического порошка, проволок сплошного сечения или порошковой [4–6].

Использование в аддитивном процессе металлической проволоки, с одной стороны, позволяет повысить производительность металлургических процессов и коэффициент использования материала, обеспечить более высокую энергоэффективность и экологическую безопасность, а с другой стороны, дает возможность создавать изделия такой формы, состава и структуры, которые традиционные технологии не могут обеспечить.

С точки зрения формирования структуры наплавляемого металла применение аддитивных методов позволяет сформировать более однородную и дисперсную поликристаллическую или совершенную кристаллографически монокристаллическую его структуру по сравнению с традиционной литой (рис. 1).

Аддитивные методы характеризуются отсутствием химической неоднородности, дендритной и зональной ликвации, что связано с малым размером жидкой ванны и высокой скоростью кристаллизации наплавляемого металла [7, 8].

В последнее время перед материаловедами ставится задача по разработке новых технологических процессов получения материалов, обладающих высоким комплексом механических свойств при работе на удар, износ, усталость и испытывающих повышенные циклические и знакопеременные нагрузки. К таким материалам, обладающим уникальным набором механических, технологиче-

© В. А. КОСТИН, Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. А. ШАПОВАЛОВ, А. Н. ПИКУЛИН, 2018

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018



Рис. 1. Микроструктура наплавленных слоев стали 09Г2С, полученных различными способами: *а* — литьем; *б* — электродуговым аддитивным наплавлением, ×500

ских и специальных свойств, относятся функционально-градиентные материалы (ФГМ) [9, 10].

ФГМ — это новый класс материалов, у которых наблюдается постепенное или периодическое изменение механических свойств и химического состава по глубине материала. Для получения ФГМ в настоящее время широко используются высокопрочные стали, алюминиевые и титановые сплавы, керамика.

Традиционно градиентные структуры получают ют путем применения специальных технологий: химико-термической обработки поверхности, поверхностной закалки, послойного прессования с последующим вакуумным спеканием, электронно-лучевого осаждения, нанесения различных покрытий и наплавок. К недостаткам всех этих технологий следует отнести относительно малую толщину участков с градиентными структурами, их неоднородность и нестабильность свойств, наличие высоких внутренних напряжений.

В случае преодоления данных недостатков ФГМ могут найти применение в военной технике, металлообработке, горнодобывающей и перерабатывающей промышленности и т. д. Поэтому перспективной представляется оценка возможностей использования аддитивных технологий для создания новых ФГМ.

С целью повышения производительности процесса аддитивного формирования изделий возможно одновременное использование группы концентрированных источников тепла с подачей металла, совместимого с матрицей, малыми порциями. Таких источников нагрева, равномерно размещенных по периметру наращиваемой по высоте детали, может быть много.

В этой связи представляет определенный интерес изучение взаимного влияния источников тепла друг на друга, что позволит сформулировать требования к минимально и максимально допустимым расстояниям источников друг от друга и их мощностям.

Это достаточно сложная конструкторская и технологическая задача. Поэтому перед осуществлением реальных натурных экспериментов целесообразно провести расчеты с использованием методов математического моделирования.

Цель данной работы заключалась в анализе возможностей применения технологии аддитивного формирования конструкций из функциональных материалов с различным комплексом физико-механических свойств.

Материалы и методика исследований. Исходя из того, что технология аддитивного производства позволяет оперативно и экономично проводить создание и замену поврежденных деталей высоконагруженных узлов прямо на месте, в качестве материала для компьютерного моделирования отобраны две высокопрочные конструкционные стали — 17Г1С и 30ХГС с различным уровнем



Рис. 2. Микроструктура образцов стали 17Г1С (а) и 30ХГС (б) в исходном состоянии, ×200

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018

физико-механических свойств и характером исходной микроструктуры (рис. 2).

Конструкционная низколегированная сталь 17Г1С применяется в судостроении, машиностроении, для магистральных газо- и нефтепроводов, в сварных конструкциях, работающих под высоким давлением при температурах от -40 до 475 °С. Структура стали 17Г1С — феррито-перлитная. Химический состав стали 17Г1С следующий, мас. %: 0,17 С; 1,52 Мп; 0,47 Si; 0,02 S; 0,025 Р. Механические свойства: предел текучести — 343, предел прочности — 490 МПа, относительное удлинение — 20 %. Температуры критических точек составляют, °С: $A_{c1} = 745$; $A_{c3} = 870$; $A_{r1} = 680$; $A_{r3} = 790$.

Конструкционная легированная сталь 30ХГС применяется в сварных конструкциях ответственного назначения, работающих при знакопеременных нагрузках (крепежных деталях, зубчатых колесах, фланцах, корпусах обшивки, лопатках компрессорных машин). Структура стали 30ХГС — бейнито-мартенситная. Химический состав стали следующий, мас. %: 0,32 С; 1,1 Мп; 1,05 Сг; <0,3 Ni; <0,3 Cu; 0,02 S; 0,025 Р. Механические свойства: предел текучести 580, предел прочности — 686 МПа, относительное удлинение — 11 %. Температуры критических точек составляют, °С: $A_{c1} = 760$; $A_{c1} = 830$; $A_{r1} = 670$; $A_{r3} =$ = 705; $M_{u} = 352$.

Микроструктура сталей 17Г1С и 30ХГС в состоянии поставки приведена на рис. 2. Содержание феррита в стали 17Г1С составляло 52 %, перлита — 48 %, а в стали 30ХГС — 60 % бейнита, 40 % мартенсита. Для проведения компьютерного моделирования процесса аддитивного наплавления необходимо учесть зависимость физико-металлургических свойств моделируемых сталей от температуры нагрева. Помимо традиционных способов получения свойств материалов в ходе экспериментальных исследований в настоящее время все более перспективным является использование свободно распространяемого или коммерческого программного обеспечения для моделирования широкого спектра свойств многокомпонентных сталей и сплавов, основанного на методе CALPHAD [11].

Прежде всего к ним относятся коммерческие программы FactSage, MTDATA, Thermo-Calc и OpenCALPHAD. С помощью программы OpenCALPHAD были расчитаны термические и механические свойства моделируемых сплавов 17Г1С и 30ХГС (табл. 1).

Для проведения компьютерного моделирования использовали расчетный пакет междисциплинарных исследований COMSOL Multiphysics [9, 10], который позволяет объединить задачи диффузии, тепло- и массопереноса, гидродинамики, механики деформируемого твердого тела в одну взаимосвязанную задачу. В процессе моделирования использовали физические интерфейсы: модули теплопередачи, диффузии, структурной механики и решения дифференциальных уравнений в частных производных.

Геометрия стенки конструкции состояла из чередующихся слоев сталей 17Г1С и 30ХГС толщиной 1,0 мм, шириной 6,0 мм и длиной 280 мм (рис. 3, *a*). Количество наплавляемых слоев определяли условием максимального приближения к

		-							
Сталь 17Г1С					Сталь ЗОХГС				
Физ	ические свой	ства	Термические свойства		Физ	ические свой	ства	Термически	не свойства
Townson	Плотиолти	Линейное	Теплопрово-	Теплоем-	Townson	Плотиолти	Линейное	Теплопрово-	Теплоем-
remnepary-		расширение,	дность,	кость,	Temnepary-		расширение,	дность,	кость,
pa, C	1/04	%	Вт/(м·К)	Дж/(г·К)	pa, C	1/CM	%	Вт/(м·К)	Дж/(г·К)
25	7,80	0	32,65	0,45	25	7,78	0	22.25	0,46
100	7,78	0,10	34,54	0,48	100	7,75	0,10	24,44	0,49
200	7,75	0,23	36,11	0,52	200	7,72	0,23	27,11	0,53
300	7,72	0,37	36,51	0,57	300	7,69	0,38	29,10	0,57
400	7,68	0,53	35,82	0,62	400	7,66	0,53	30,11	0,63
500	7,65	0,68	34,38	0,70	500	7,62	0,69	30,12	0,70
600	7,61	0,85	32,60	0,80	600	7,58	0,86	29,30	0,83
700	7,57	1,02	30,94	0,96	700	7,54	1,03	28,23	1,01
800	7,59	0,94	27,12	0,87	800	7,56	0,94	25,11	0,62
900	7,55	1,09	27,53	0,61	900	7,50	1,18	26,24	0,64
1000	7,50	1,34	28,71	0,63	1000	7,44	1,41	27,38	0,63
1100	7,45	1,59	29,89	0,64	1100	7,39	1,65	28,53	0,65
1200	7,39	1,84	31,07	0,66	1200	7,34	1,90	29,68	0,66
1300	7,34	2,10	32,25	0,68	1300	7,28	2,16	30,83	0,68
1400	7,28	2.36	33,43	0,69	1400	7,22	2,48	31,96	1,44

Таблица 1. Влияние температуры нагрева на теплофизические свойства сталей 17Г1С и ЗОХГС



Рис. 3. Геометрия аддитивного наплавления (а) и расчетной сетки (б); 1 — сталь 17Г1С; 2 — 30ХГ

стационарному температурному режиму нанесения наплавки. Согласно результатам предыдущих исследований это количество слоев составляет от 6 до 8 [12]. В работе моделировали поочередное нанесение 10 слоев сталей.

Исходя из результатов эксперимента приняли, что в начальный момент времени наносимый материал находился в твердожидком состоянии между температурами ликвидуса и солидуса для данных сталей, что позволило не учитывать в расчетах жидкую фазу при формировании слоев. Слои поочередно наносили на подложку с интервалом в 10 с.

С целью повышения производительности аддитивного процесса, обеспечения однородности распределения температуры, предотвращения преждевременного остывания наплавляемого слоя до нанесения последующего вследствие их малой толщины (примерно 1 мм), создания возможности управления химическим составом наплавляемого изделия одновременно использовали три дуговых источника нагрева.

Идея одновременного использования нескольких дуговых источников нагрева основана на опыте использования многодуговой сварки под флюсом, при которой на отдельных дугах устанавливаются сварочные проволоки разного химического состава, что позволяет дозированно с большой точностью регулировать температуру, содержание легирующих элементов и микроструктуру металла шва [13]. Требуемый химический состав шва достигается путем изменения количества дуг со сварочной проволокой той или иной системы легирования и различной скорости ее подачи на отдельных дугах. Такой подход обеспечивает получение более благоприятного структурного состояния металла шва (формирование игольчатого феррита) и, как следствие, более высоких механических свойств сварного соединения.

В расчетах использовали модель упруго-пластического материала. Напряжения и деформации в модели возникают в результате развития усадочных явлений — уменьшения объема материала при охлаждении.

В связи с тем, что расчетная область непрерывно увеличивалась в размерах за счет постоянного добавления новых элементов проволоки, на каждом шаге моделирования происходила перестройка расчетной сетки. В процессе расчета количество элементов сетки возрастало примерно с 250 тыс. до 630 тыс. элементов. При расчете использовали адаптивную сетку, размер ячеек которой не превышал 0,1 мм в наплавленном слое и 1 мм в подложке (рис. 3, δ).

Используемая модель и соответствующие ей математические уравнения приведены в работе [12, 14]. Для численного анализа кинетики изменения температурных полей в наплавляемом изделии во времени решалось трехмерное нестационарное уравнение теплопроводности:

$$\rho C_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} + u \nabla T \right) = \nabla [k(T) \nabla T], \qquad (1)$$

где р C_p — удельная теплоемкость; k — теплопроводность материала.

Граничные условия, необходимые для решения уравнения (1), определяются балансом подвода и стока тепла с поверхности наплавляемой детали. Так, в области контакта наплавляемого изделия с подложкой сток тепла может быть описан законом Ньютона, тогда как на свободной поверхности тепловое излучение подчиняется закону Стефана– Больцмана.

Граничные условия для решения уравнения теплопроводности (1) имеют следующий вид:

$$-k(T)\frac{\partial T}{\partial n} = \begin{cases} h(T - T_{\text{внеш}}) \\ \text{в области контакта с подложкой,} \\ h(T - T_{\text{внеш}}) + \varepsilon \sigma_o (T^4 - T_{\text{внеш}}^4) - q_{\text{ист}} - q_{\text{пров}} \\ \text{на свободных поверхностях} \end{cases}, (2)$$

где *n* — нормаль к поверхности; *h* = 10 (Вт/ (м²·К)) — коэффициент конвективной теплоотдачи; $\varepsilon = 0,8$ — степень черноты материала; σ_0 — постоянная Стефана–Больцмана (5,6704·10⁻⁸ Дж·с⁻¹·м⁻²·К⁻⁴); *T*_{внеш} = 293 К — температура окру-

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018

жающей среды; $q_{\rm ист}$ — плотность теплового потока, создаваемого дуговым источником нагрева; *q*_{пров} — количество тепла, которое вводится расплавленной проволокой.

В работе использовали модель совместного переноса энергии от двух одновременно действующих источников тепла — дугового источника и расплавленной проволоки.

Распределение плотности теплового потока от движущегося поверхностного дугового источника $(q_{\mu cr}(x, y, t))$ задавалось моделью эллипсоидного типа:

$$q_{\text{HCT}}(x, y, t) =$$

= $q_{\text{max}} \exp\left[-K_x(x - x_0 - v_x t)^2 - K_y(y - y_0)^2\right],$ (3)

где х, у — локальные координаты теплового источника; x₀, y₀ — начальные координаты источника; $q_{\text{max}} = \eta U_{\Pi_{cB}} -$ мощность источника; $\eta -$ коэффициент полезного действия источника (0,9...0,95); $U_{\rm \tiny A}$ — напряжение на дуге; $I_{\rm \scriptscriptstyle CB}$ — ток дуги; $K_{\rm \tiny x}$ и К, — коэффициенты сосредоточенности удельного теплового источника; v_п — скорость перемещения дугового источника вдоль оси X; t — время. Расстояние между соседними дуговыми источниками составляло 100 мм.

Распределение плотности теплового потока от расплавленной проволоки $q_{\text{пров}}(x, y, t)$ задавалось движением торца формирующегося слоя со скоростью v_", имеющего постоянную температуру равную $T_{\text{пров}} = 1800$ К.

В представленной работе данная модель была расширена уравнением диффузии в связи с большой вероятностью протекания диффузионных процессов между наплавляемыми слоями различного состава.

Для данного процесса уравнение диффузии (закон Фика) принимает следущий вид:

ĉ

$$\frac{\partial c_i}{\partial t} + \vec{\nabla} (-D_i(T, c_i) \vec{\nabla} c_i) = f_i(c_i), \qquad (4)$$

где c_i — концентрация *i*-го элемента (i = C, Si, Mn) в твердом растворе железа в момент времени t, c; D_i — коэффициент диффузии *i*-го элемента, см²/с; *Т* — температура в произвольной точке наплавки, °С, которая определяется из решения температурной задачи; функция объемного источника $f_i(c_i) =$ = 0 в связи с тем, что новых фаз в наплавляемом валике не образуется, т. к. содержание элементов в твердом растворе не превышает предел их растворимости в железе.

Начальными условиями для данного процесса является исходная концентрация c_i^{01} элементов (C, Si, Mn) в стали 17Г1С и c_i^{02} в стали 30ХГС.

Для уравнения (4) граничные условия наплавляемого слоя периодически изменялись в зависимости от состава наплавляемого слоя. Для стали 17Г1С — c_i^{01} , а для З0ХГС — c_i^{02} .

Известно, что величина коэффициента диффузии D_i зависит не только от температуры и состава металла в рассматриваемой зоне, а также от структурного состояния металла, в котором проходят диффузионные процессы. Уравнения, описывающие коэффициенты диффузии в аустените или феррите, существенно различны. Меньшие значения коэффициентов диффузии элементов в ОЦК решетке (α-Fe) по сравнению с ГЦК решеткой (у-Fe) связаны с ее большей компактностью.

Для расчета коэффициентов диффузии С, Si и Мп в γ-железе использовали результаты, представленные в работе [15]. При расчетах коэффициенты диффузии $D_i^{\gamma}(T)$ можно представить в следующем виде:

$$D_i^{\gamma}(T) = D_{i0}^{\gamma} \exp\left(-\frac{Q_i^{\gamma}}{RT}\right),\tag{5}$$

где D_{i0}^{γ} — постоянный множитель, значение которого зависит от содержания углерода, см²/с (табл. 2); Q_i^{γ} — энергия активации диффузии, Дж/

Элемент	Содержание	Содержание $D_i^{\gamma}(T) \cdot 10^7, \mathrm{cm}^2/\mathrm{c}$			D^{γ} , 107 cm ² /c	
	углерода, %	1000	1100	1200	$D_{i0} = D_{i0} = 0, \text{ cm/c} \qquad D_{i}, \text{ for } n$	\mathcal{Q}_i , $\mathcal{A}^{\mathbf{M}}$
С	0,2	2,45	6,06	13,10	0,056	
	0,4	3,36	7,95	17,30	0,076	128100
	0,7	4,11	10,50	23,10	0,096	
Si	0,2	2,08	5,24	11,50	0,060	
	0,4	2,76	7,00	15,30	0,080	134000
	0,7	3,80	9,58	21,00	0,110	
Mn	0,2	2,62	6,47	14,50	0,070	
	0,4	3,30	8,10	18,20	0,080	132400
	0,7	4,20	10,40	23,20	0,110	

Таблица 2. Значения коэффициентов диффузии углерода, марганца и кремния в ү-железе при различных темпе-

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018 _



Рис. 4. Влияние скорости охлаждения ($W_{8/5}$) на образование структурных составляющих ($V_j^{\max}(W_{8/5})$) в сталях: $a - 17\Gamma1C$; $\delta - 30X\GammaC$; l - феррит; 2 - бейнит; 3 - мартенсит; 4 - перлит

моль; *R* — универсальная газовая постоянная равная 8,31, Дж/(моль·К); *T* — температура, К.

Для расчета коэффициентов диффузии углерода в α-железе использовали известную импирическую зависимость [16], полученную в результате обобщения большого числа экспериментальных данных:

$$D_C^{\alpha}(T) = 2 \cdot 10^{-6} \exp\left(-\frac{84300}{RT}\right).$$
 (6)

Расчеты, выполненные в соответствии зависимости (6), дают значения коэффициента диффузии углерода при температуре, °C: 800 — 1,56·10⁻⁶, 600 — 1,80·10⁻⁷, 200 — 9,70·10⁻¹².

Решение дифференциальных уравнений проводили методом конечных элементов (МКЭ) путем построения неоднородной адаптивной сетки и задания в каждой ее ячейке интерполяционного многочлена Лагранжа второго порядка. Так как геометрия наплавки имеет симметричный характер, то для сокращения ресурсов вычислительной техники расчет проводили на половине изделия.

Количество структурных составляющих, образующихся в процессе полиморфного превращения, рассчитывали по формуле

$$V_{i}(T) = V_{i}^{\max}(W_{8/5})f_{i}(T),$$
(7)

где $V_j(T)$ — доля *j*-ой фазы (феррита, бейнита, мартенсита), $V_j^{\max}(W_{8/5})$ — максимальная доля *j*-ой фазы; $\Delta_{8/5}$ — время охлаждения в интервале температур 500...800 °C; $f_j(T)$ — функция, зависящая от температуры [14].

На основании результатов экспериментальных исследований, проведенных на установке иммитации термических циклов сварки Gleeble 3800, определена зависимость максимальной доли фаз от скорости охлаждения для исследуемых сталей (рис. 4).

Результаты моделирования. По результатам решения тепловой задачи построено пространственное распределение температурных полей в различные моменты времени от начала аддитивного процесса. В работе проанализировано влияние тепловложения от дугового источника нагрева мощностью 1 и 5 кВт на температурное поле наплавляемых слоев и характер формирующейся структуры. Выбор мощности источника дугового нагрева определялся характерными режимами электродуговой сварки высокопрочных низколегированных сталей. Используемые в работе значения технологических параметров наплавления следующие:

Τανματορμμαργία πορομάτου η πνεαράει μοι ποριαμία

технологические параметры дугового паплавления
Мощность дуги, кВт 15
Толщина пластины, мм 10
Толщина наплавляемого слоя, мм 1
Ширина наплавки, мм 4
Длина наплавки, мм 300
Скорость перемещения дуги, мм/с 10
Скорость подачи проволоки, мм/с 10
Расстояние между источниками, мм 100
Количество наплавляемых слоев, шт 10

Предварительные расчеты показали, что при нанесении жидкого металла расплавленной проволоки на холодную подложку (+20 °C) на границе между подложкой и наплавленным валиком возникают значительные напряжения (300...500 МПа), которые могут привести к образованию трещин и отрыву наплавляемых слоев.

В связи с этим, в ходе расчетов прохождение 1-ой дуги не сопровождалось нанесением жидкого металла от проволоки, а дуга при «холостом» ходе лишь прогревала подложку. Температура подложки к моменту подхода 2-ой дуги, при которой уже наносился жидкий металл расплавленной проволоки, составляла 200...250 °C. Такой подход позволил снизить напряжения на границе подложка–валик до 50...70 МПа.

При однодуговой наплавке такого эффекта добиться практически невозможно в связи с тем, что к моменту нанесения проволоки подложка почти полностью остывает до начальной температуры. В предложенной модели время (10 с) между прохождением дуг не дает полностью остыть подложке.



Рис. 5. Моделирование нанесения аддитивной наплавки во времени, с: *а* — 25; *б* — 50; *в* — 106; *г* — 145

Результаты моделирования температурных полей при наплавлении 10 слоев разнородных материалов приведены на рис. 5.

Анализ взаимодействия температурных полей в процессе наплавлениия позволяет ограничить время прохождения соседних источников тепла. Расчеты показывают, что это время не может быть меньше 3...5 с в связи с тем, что в противном случае будет происходить наложение ванн жидкого металла от соседних источников и увеличение перегрева ванны, растекание ее по стенкам наплавки и образование дефектов.

С другой стороны, время между соседними источниками не может быть выше 25...30 с в связи с тем, что в противном случае наплавляемая стенка будет полностью остывать, формироваться мартенситная структура, что приведет к возрастанию напряжений на границе между слоями и возможному образованию дефектов. Анализ полученных результатов показывает почти однородное распределение температуры в наплавляемых слоях и подложке. Повышение мощности источника тепла с 1 до 5 кВт приводит к увеличению зоны термического влияния с 1,5 до 3,0 см соответственно. Возрастает прогрев подложки в процессе наплавления и, как следствие, наблюдается более выраженное изменение структурно-фазового состояния всего изделия.

Расчетное распределение температуры подложки по высоте представлено на рис. 6.

Полученные результаты показывают, что наибольшая температура подложки составляет 1220 °C при использовании дуги мощностью 1 кВт и 1800 °C при мощности дуги 5 кВт. Таким образом, при использовании дуги 5 кВт происходит подплавление подложки, тогда как при использовании дуги мощностью 1 кВт — нет. Анализ изотерм температур (рис. 6, б) показывает, что участки, располагающиеся на расстоянии выше 0,5 см



Рис. 6. Влияние тепловложения дуги (*a* — 1; *б* — 5 кВт) на изменение температуры подложки по высоте, мм: *l* — 0,1; *2* — 0,5; *3* — 0,9 в процессе наплавления слоев

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018



Рис. 7. Влияние тепловложения дуги (*a* — 1; *б* — 5 кВт) на изменение структурно-фазового состояния наплавки во времени: *l* — феррит; *2* — бейнит; *3* — мартенсит

от поверхности наплавления, не расплавляются. Максимальные температуры на каждом цикле наплавления постепенно снижаются, хотя при малой мощности дуги (1 кВт) неравномерно. Это обстоятельство должно приводить к формированию неоднородности в структуре наплавки.

Исследование изменения структурно-фазового состояния наплавки представлено на рис. 7. Результаты моделирования показывают, что повышение тепловложения дуги при наплавлении приводит к заметному изменению структурного состояния наплавки. Так, при использовании дуги малой мощности в наплавке преимущественно формируется феррито-бейнитная структура.

После завершения наплавления (рис. 7, *a*) доля бейнита составляет 71 %, феррита — 28 %, мартенсита примерно 1 %. При высокой мощности дуги (5 кВт) формируктся бейнито-мартенситная

структура. Доля бейнита в наплавке снижается до 49 %, мартенсита возрастает до 42 %, феррита снижается до 9 % (рис. 7, δ).

Изменение структуры наплавки связано с различием в скоростях охлаждения изделия. При наплавке дугой мощностью 1 кВт скорость охлаждения хотя и изменяется циклически (рис. 6), однако в среднем составляет 8...10 °С/с. При наплавке дугой мощностью 5 кВт скорость охлаждения заметно повышается и составляет 30...50 °С/с.

Наблюдаемые «провалы» в изменении структурного состояния наплавки (рис. 7) связаны с повышением температуры наплавки выше температуры ($\alpha \rightarrow \gamma$)-превращения. Это приводит к обратному превращению исходной структуры в аустенитную. При малой мощности дуги (1 кВт) нагрев нижележащих слоев наплавки выше температуры A_{c3} прекращается после 25 с от начала



Рис. 8. Распределение содержания элементов по толщине (*b*) наплавки в аддитивном процессе наплавления: *a*, *б* — углерода; *в* — кремния; *г* — марганца; *I* — исходное содержание; *2* — содержание после 150 с наплавления

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018

наплавления, а при высокой (5 кВт) этот процесс завершается только на 45 с. Это приводит к более равномерному распределению структурных составлящих по толщине наплавки при низкой мощности дуги и, соответственно, к более неоднородной структуре при высокой.

Анализ полученных результатов показывает, что с увеличением толщины наплавки характер структуры изменяется с феррито-перлитной (48 % феррита, 52 % перлита) на феррито-бейнитную (5 % феррита, 95 % бейнита). Увеличение доли бейнитной составляющей в наплавке связано с формированием относительно высоких скоростей охлаждения (10...15 °C/с) при быстром остывании тонких (1 мм) слоев наплавки.

Повышение тепловложения дуги приводит к перегреву жидкого металла, повышению максимальной температуры ванны до 1750...1850 °C, возрастанию скорости охлаждения до 15....25 °C/с и, как следствие, повышению доли мартенсита в структуре наплавляемых слоев.

Характер изменения содержания С, Si и Mn по толщине наплавляемых слоев представлен на рис. 8. Расчеты, проведенные по предложенной модели показывают, что в наплавляемом валике формируются периодические изменения в структуре, составе и свойствах материала.

Длительное пребывание наплавляемого металла выше температуры A_{c1} в аустенитной области приводит к заметному перераспределению углерода по толщине валика. Более высокий коэффициент диффузии углерода в ферритной области и повышенное время содержания наплавляемых слоев в аустенитной области приводит к более равномерному распределению углерода по толщине наплавки (рис. 8, δ). Пониженная дифффузионная подвижность кремния (рис. 8, s), а особенно марганца (рис. 8, c) приводит к сохранению периодического изменения содержания этих элементов в наплавляемом валике.

По мере увеличения толщины наплавляемых слоев различие в содержании элементов в слоях снижается.

Из полученных результатов можно сделать вывод, что увеличение длительности аддитивного процесса нанесения слоев будет способствовать гомогенизации состава формирующегося изделия. Повышение мощности дуги приводит к интенсификации процесса гомогенизации наплавки.

Выводы

1. Использование аддитивного процесса формирования наплавки позволяет создавать исскуственные периодические структуры, обладающие контролируемой анизотропией свойств по структуре, составу, теплофизическим свойствам.

2. При нанесении аддитивной наплавки целесообразно использовать предварительный подогрев подложки путем «холостого» прохода дуги. Использование предварительного подогрева позволяет значительно снизить напряжения на границе подложка–валик до 50...70 МПа.

3. Время между прохождением соседними дуговыми источниками тепла начальной точки следует поддерживать в диапазоне от 5 до 30 с. Его можно регулировать расстоянием между источниками тепла и скоростью подачи проволоки.

4. Повышение мощности дуги приводит к изменению структурно-фазового состояния наплавки с феррито-бейнитной на бейнито-мартенситную, в которой доля бейнита в наплавке составляет 49 %, мартенсита 42 % и феррита 9 %.

Список литературы

- 1. Жуков В. В., Григоренко Г. М., Шаповалов В. А. (2016) Аддитивное производство металлических изделий (Обзор). Автоматическая сварка, **5–6**, 148–153.
- 2. Ахонин С. В., Вржижевский Э. Л., Белоус В. Ю., Петриченко И. К. (2016) 3D электронно-лучевая наплавка титановых деталей. *Там же*, 141–144.
- Коржик В. Н., Хаскин В. Ю., Гринюк А. А. и др. (2016) Трехмерная печать металлических объемных изделий сложной формы на основе сварочных плазменно-дуговых технологий (Обзор). *Там же*, 127–134.
- Wong K. V., Hernandez A. (2012) A review of additive manufacturing. International Scholarly Research Network. *Mechanical Engineering*, 2012.
- Dave V. R., Matz J. E., Eagar T. W. (1995) Electron beam solid freeform fabrication of metal parts. *Proc.* of the *Solid Freeform Fabrication Symp.*, Univ. of TX, Austin, pp. 64–70.
- Jandric Z., Labudovic M., Kovacevic R. (2004) Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built by welding-based deposition. *International J. of Machine Tools* and Manufacture, 44(7–8), 785–796.
- 7. Шаповалов В. А., Григоренко Г. М. (2015) Управление структурой металла в процессе кристаллизации. *Современная электрометаллургия*, **2**, 51–54.
- 8. Шаповалов В. А., Григоренко Г. М. (2015) Подавление ликвационных процессов в крупных слитках. *Там же*, **1**, 26–30.
- Volyansky I., Shishkovsky I. (2016) Laser assisted 3D printing of functional graded structures from polymer covered nanocomposites. *New Trends in 3D Printing*. I. V. Shishkovsky (Ed.), Rijeka, Croatia, pp. 237–258.
- 10. Шишковский И. В. (2016) Основы аддитивных технологий высокого разрешения. Санкт-Петербург, Питер.
- Spencer P. J. (2008) Brief History of CALPHAD. *CALPHAD*, 32, 1–8.
- Костин В. А., Григоренко Г. М. (2017) Особенности формирования структуры 3D изделия из стали S460M в аддитивной металлургической технологии. Современная электрометаллургия, 3, 33–42.
- Патон Б. Е. (2014) Исследования и разработки ИЭС им. Е. О. Патона для современной энергетики. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, 1, 3–11.

- Костин В. А., Григоренко Г. М., Жуков В. В. (2017) Моделирование металлургического аддитивного процесса создания конструкций из стали 09Г2С. Современная электрометаллургия, 2, 35–44.
- Блантер М. Е. (1962) Фазовые превращения при термической обработке сталей. Москва, ГНТИЛ по черн. и цвет. металлургии.
- Wert C. A. (1950) Diffusion coefficient of C in α-iron. *Phys. Rev.*, 79(4), 601–606.

References

- 1. Zhukov, V.V., Grigorenko, G.M., Shapovalov, V.A. (2016) Additive manufacturing of metal products (Review). *The Paton Welding J.*, **5–6**, 137–142.
- 2. Akhonin, S.V., Vrzhizhevsky, E.L., Belous, V.Yu., Petrichenko, I.K. (2016) Electron beam 3D-deposition of titanium parts. Ibid., 130–133.
- 3. *Korzhik, V.N., Khaskin, V.Yu., Grinyuk, A.A.* et al. (2016) 3D-printing of metallic volumetric parts of complex shape based on welding plasma-arc technologies (Review). *Ibid.*, 117–123.
- Wong, K. V., Hernandez, A. (2012) A review of additive manufacturing. Intern. Scholarly Research Network. *Mechanical Engineering*, 2012.
- 5. Dave, V. R., Matz, J. E., Eagar, T. W. (1995) Electron beam solid freeform fabrication of metal parts. *Proc.* of the *Solid Freeform Fabrication Symp.*, Univ. of TX, Austin, 64–70.
- 6. Jandric, Z., Labudovic, M., Kovacevic, R. (2004) Effect of heat sink on microstructure of three-dimensional parts built

by welding-based deposition. *Intern. J. of Machine Tools and Manufacture*, 44(7–8), 785–796.

- Shapovalv, V.A., Grigorenko, G.M. (2015) Metal structure control during solidification. *Sovrem. Elektrometall.*, 2, 51–54 [in Russian].
- Shapovalov, V.A., Grigorenko, G.M. (2015) Supression of liquation processes in large ingots. *Ibid.*, 1, 26–30 [in Russian].
- 9. Volyansky, I., Shishkovsky, I. (2016) Laser assisted 3D printing of functional graded structures from polymer covered nanocomposites. *New Trends in 3D Printing*. Ed. I.V. by Shishkovsky. Rijeka, Croatia, 237–258.
- 10. Shishkovsky, I.V. (2016) *Basics of additive high resolution technologies.* St.-Petersburg, Piter [in Russian].
- 11. Spencer, P. J. (2008) Brief history of CALPHAD. *CALPHAD*, 32, 1–8.
- Kostin, V.A., Grigorenko, G.M. (2017) Peculiarities of formation of 3D structure of S460M steel product in additive metallurgical technology. *Sovrem. Elektrometall.*, 3, 33–42 [in Russian].
- Paton, B.E. (2014) Investigations and development of E.O.Paton ElectricWelding Institute for modern power engineering. *Tekh. Diagnost. i Nerazrush. Kontrol*, 1, 3–11 [in Russian].
- Kostin, V.A., Grigorenko, G.M., Zhukov, V.V. (2017) Modeling of metallurgical additive process of manufacture of 09G2S steel structures. *Sovrem. Elektrometall.*, 2, 35–44 [in Russian].
- 15. Blanter, M.E. (1962) *Phase transformations in heat treatment of steels*. Moscow, GNTIL on Chyorn. i Tsvet. Metallurgii [in Russian].
- Wert, C. A. (1950) Diffusion coefficient of C in α-iron. *Phys. Rev.*, 79(4), 601–606.

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ МНОГОШАРОВОЇ 3D КОНСТРУКЦІЇ АДИТИВНОГО МЕТОДУ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ДЖЕРЕЛ ТЕПЛА В. А. Костін, Г. М. Григоренко, В. О. Шаповалов, О. М. Пікулін

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлено результати моделювання температурних полів, кінетики нанесення шарів різнорідних металів та характеру структурних перетворень при формуванні адитивної багатошарової конструкції із сталей 17Г1С та 30ХГС. Для проведення комп'ютерного моделювання використовували розрахунковий пакет COMSOL Multiphysics. Враховано вплив температур на теплофізичні параметри сталі. Вивчено одночасний вплив трьох дуг на процес формування наплавки, кінетику структурних перетворень та дифузійні процеси перерозподілу легуючих елементів. Показано, що для зниження рівня напруг між адитивною наплавкою та підкладкою до 50 МПа на початку процесу нанесення слід використовувати попередній підігрів підкладки дугою без нанесення матеріалу, який наплавляють, а також, що час проходження між сусідніми дуговими джерелами тепла слід підтримувати в діапазоні від 5 до 30 с. Встановлено, що за малої потужності дуги (1 кВт) в наплавці переважно утворюється ферито-бейнітна структура, частка бейніта в якій складає 71 %, феррита — 28 %, мартенсита приблизно 1 %. При використанні дуги більшої потужності (5 кВт) у наплавці формується бейніто-мартенситна структура, частка бейніта в якій складає біля 50 %, мартенсита збільшується до 40 % і ферита до 10 %. Підвищення потужності дуги призводить до зростання максимальної температури рідкої ванни до 1750...1850 °С, збільшення швидкості охолодження до 15...25 °С/с і, як слідство, підвищенню частки мартенситу в структурі шарів, що наплавлюються. Розроблено програмне забезпечення, яке може бути використано для математичного моделювання металургійного адитивного процесу формування виробів з різних сталей та сплавів. Бібліогр. 16, табл. 2, іл. 8.

Ключові слова: адитивне виробництво; моделювання; наплавлення; функціональні матеріали; структурні перетворення; мікроструктура

MATHEMATICAL MODELING OF PROCESS OF FORMATION OF MULTILAYER 3D STRUCTURE BY ADDITIVE METHOD USING ELECTRIC ARC HEAT SOURCES

V.A. Kostin, G.M. Grigorenko, V.A. Shapovalov, A.N. Pikulin

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The results of simulation of temperature fields, kinetics of deposition of layers of dissimilar metals and the character of structural transformations during the formation of an additive multilayer structure of 17G1S and 30XGS steels are presented. For the computer simulation, the COMSOL Multiphysics calculation package was used. The effect of temperature on the thermophysical parameters of steels was taken into account. The simultaneous effect of three arcs on the process of formation of deposits, kinetics of structural transformations and the diffusion processes of the redistribution of alloying elements was studied. It is shown that to reduce the stress level between additive deposit and substrate up to 50 MPa it is necessary at the beginning of the deposition process to apply the preheating of substrate by arc without application of material being deposited and also to keep the time of passing between the adjacent arc heat sources in the range from 5 to 30 s. It has been established that at low arc power (1 kW), a ferrite-bainite structure is predominantly formed in the deposit, the share of bainite in which is 71 %, 28 % ferrite, and about 1 % martensite. When using an arc of higher power (5 kW), a bainite-martensite structure is formed in the deposit, the share of bainite in which is about 50 %, the share of martensite increases to 40 % and ferrite — to 10 %. The increase in arc power leads to increase in maximum temperature of the molten pool to 1750...1850 °C, increase in the cooling rate to 15...25 °C/s and, as a result, increase in the share of martensite in the structure of the deposited layers. A software has been developed that can be used for mathematical modeling of the metallurgical additive process of forming products from various steels and alloys. Ref. 16, Tab. 2, Fig. 8.

Key words: additive production; modeling; deposition; functional materials; structural transformations; microstructure

Поступила 22.01.2018

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

«Титан 2018: производство и применение в Украине»

Посвящяется 100-летию Национальной академии наук Украины

Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 11–13 июня 2018 г.

Председатели програмного комитета: академик Б. Е. Патон, проф. В. А. Богуслаев





Национальная академия наук Украины Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ АО «Мотор Сич» Запорожский национальный технический университет Международная Ассоциация «Сварка»

Тематика конференции

- Применение изделий и конструкций из титановых сплавов в авиадвигателестроении и других отраслях промышленности
- Литейные технологии
- Аддитивные технологии в производстве изделий
- из титановых сплавов
- Новые сплавы на основе титана и его интерметаллидных соединений

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, отд. № 51, ул. Казимира Малевича, 11, г. Киев, 03150, Украина. Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-81-45, 205-22-98 E-mail: journal@paton.kiev.ua, lanagrig@gmail.com www.pwi-scientists.com/rus/titan2018

- Прогрессивные технологии и оборудование для
- получения слитков титана и сплавов на его основе
- Деформационная обработка титана
- Структура и свойства титановых сплавов
- Прогрессивные технологии сварки и пайки изделий из титановых сплавов



Казания информационная поддержка – журналы «Автоматическая сварка» и «Современная электрометаллургия». УДК 621.791.927.55:621.365.62:004.942:004.925.84

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПЛАЗМЕННО-ИНДУКЦИОННОГО ПРОЦЕССА ВЫРАЩИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

А. Н. Гниздыло¹, В. В. Якуша¹, В. А. Шаповалов¹, О. В. Карускевич¹, Ю. А. Никитенко¹, Н. В. Козуб²

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua ²НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского». 03056, г. Киев, просп. Победы, 37

Разработана и реализована математическая модель плазменно-индукционный плавки при совместном решении электромагнитной и тепловой задач в соответствии с технологической схемой процесса выращивания монокристаллов вольфрама и выполнена коррекция ее параметров на основании данных натурного эксперимента. Получены данные с достаточной для практических целей точностью характеристик тепловой картины в виде полей температур и градиентов, в том числе и в высокотемпературной области монокристалла вольфрама, что имеет большое значение в связи с существующими сложностями их получения другими способами измерения. Разработана методика математического моделирования, которая позволяет проводить прогнозирование оптимальных технологических параметров на основе анализа тепловой картины при изменении в широком диапазоне параметров геометрии монокристаллического слитка и конструкции электромагнитной системы. Даны рекомендации для разработки новых технологий, направленных на расширение сортамента тугоплавких монокристаллов при обеспечении высокой производительности и экономической эффективности. Библиогр. 12, ил. 6.

Ключевые слова: математическая модель; моделирование; плазменно-индукционный способ; профилированный монокристалл вольфрама; аддитивная технология; температурное поле

В последнее время отмечается повышенный интерес к использованию монокристаллов тугоплавких металлов в новейших технологиях в качестве материалов конструкционного и функционального назначения. Такая ситуация стимулирует развитие технологий их выращивания. На сегодня существует ограниченное количество способов, которыми получают монокристаллы тугоплавких металлов. К наиболее перспективным из них относится способ плазменно-индукционный плавки (ПИП), однако его эффективное применение пока сдерживается из-за низкой производительности существующей технологии и ограниченного сортамента выпускаемой монокристаллической продукции.

Работа над созданием более эффективных технологий получения монокристаллов тугоплавких металлов разного профиля на основе способа ПИП, в первую очередь, связана с обеспечением оптимальных тепловых условий выращивания на основании анализа тепловых полей, формирующихся в кристаллах [1]. Для определения картин тепловых полей монокристаллов в процессе выращивания применяют как физические способы непосредственного измерения температуры, так и способы математического моделирования. В условиях совмещенного плазменно-индукционного нагрева экспериментальное определение теплового поля в кристаллах тугоплавких металлов без преувеличения связано с большими техническими сложностями и повышенными материальными затратами.

Данная работа выполнена с целью разработки математической модели процесса ПИП на базе численных способов для определения картин тепловых полей монокристаллов заданной геометрии в зависимости от технологических параметров плазменного и индукционного нагрева. Для коррекции параметров математической модели и повышения ее достоверности использованы результаты экспериментального определения температур в плоском монокристалле вольфрама.

Ранее были проведены работы, связанные с моделированием плазменно-индукционного процесса, где математическая модель реализована на основе уравнения теплопроводности, а индук-

[©] А. Н. ГНИЗДЫЛО, В. В. ЯКУША, В. А. ШАПОВАЛОВ, О. В. КАРУСКЕВИЧ, Ю. А. НИКИТЕНКО, Н. В. КОЗУБ, 2018

ционный и плазменный нагревы заданы в виде соответствующих граничных условий [2, 3]. Эта модель не учитывала электромагнитные особенности индукционной системы (взаимное влияние параллельных витков индуктора, влияние холодной стенки на передачу энергии электромагнитного поля к слитку, выделение мощности индукционного нагрева в слитке от характеристик теплового поля слитка). Для более детального исследования ПИП существующая модель получила развитие в результате ее объединения с системой уравнений электромагнитного поля.

Основные теоретические положения. Исходные уравнения математической модели имеют вид:

$$ot\mathbf{H} = \mathbf{J}_{\text{полн}},\tag{1}$$

$$rot\mathbf{E} = -\frac{\partial \mathbf{B}}{\partial t},\tag{2}$$

$$div\mathbf{D} = \rho, \tag{3}$$

$$div\mathbf{B} = 0, \tag{4}$$

(5)

$$c_p(T)\gamma(T)\frac{\partial T}{\partial t} - div(\lambda(T)gradT) = div[\mathbf{EH}],$$

где **E** и **H** — векторы напряженностей электрического и магнитного полей; **D** — вектор электрической индукции; **B** — вектор магнитной индукции; ρ — объемная плотность свободных электрических зарядов; **J**_{полн} — вектор плотности полного тока; $C_p(T)$, $\gamma(T)$, $\lambda(T)$ — удельная теплоемкость, плотность и коэффициент теплопроводности нагреваемого металла соответственно (в нелинейной постановке функции аппроксимировались кубическими сплайнами); объемная плотность внутренних источников тепла, возбуждаемых индуцируемыми в слитке токами, определяется дивергенцией вектора Умова–Пойнтинга div[EH]; T = T(x, y, z, t) — температурное поле слитка; t — время.

С практической точки зрения часто выгодно решать одно уравнение, но уже второго порядка, что позволяет уменьшить количество неизвестных в уравнении. Поэтому принимая во внимание особенности электромагнитной системы ПИП (квазистационарность и гармонический характер электромагнитного поля, высокую проводимость материалов) и материальные уравнения, учитывающие индивидуальные свойства среды, базовые уравнения (1–5) при использовании векторного магнитного потенциала **A** и скалярного электрического потенциала *V* примут вид [4–6]:

$$rot(\mu^{-1}rot\mathbf{A}) + (i\omega\sigma - \omega^{2}\varepsilon)\mathbf{A} + (\sigma - i\omega\varepsilon)gradV = 0,$$
(6)

r

$$ot(\boldsymbol{\mu}^{-1}rot\,\mathbf{A}) = \mathbf{J}_s,\tag{7}$$

$$c_{p}(T)\gamma(T)\frac{\partial T}{\partial t} - div(\lambda(T)gradT) = div[\mathbf{E}\mathbf{H}].$$
(8)

Уравнения (6, 7) относятся к проводящим и непроводящим областям соответственно, где μ — относительная магнитная проницаемость; ϵ — относительная диэлектрическая проницаемость, $\sigma = \sigma(T)$ — удельная проводимость (в нелинейной постановке функция аппроксимировалась кубическим сплайном).

На рис. 1 приведено графическое представление модели. Уравнения (6, 7) рассматривали в области $\Omega_{mag} = \Omega_1 \cup \Omega_2 \cup \Omega_3 \cup \Omega_4 \cup \Omega_5 \cup \Omega_6$, занимаемой поддоном Ω_1 , подставкой Ω_2 , слитком Ω_3 , секционной стенкой Ω_4 , индуктором Ω_5 , газом Ω_6 , где $\Omega_3 = \sum_{i=1}^{m} \Omega_3^{i,j}$, i — порядковый номер секции от верхнего торца; j — количество витков в однослойной секции; m — количество секций, а уравне-

ние (8) в области $\Omega_{iherm} = \Omega_1 \cup \Omega_2 \cup \Omega_3$. Исходные данные электромагнитной задачи. В качестве исходных данных электромагнитной задачи использовали электрические свойства материалов $\sigma_i(\Omega_1, T), \mu_i(\Omega_i), \varepsilon_i(\Omega_1),$ где i = 1, 4, 5 индекс, соответствующий материалу в модели для меди $(\Omega_1, \Omega_4, \Omega_5), i = 2, 3$ для вольфрама $(\Omega_2, \Omega_3),$ i = 6 для газа (Ω_6) . Параметры питающей электрической сети задавали в виде амплитудного напряжения (В) и частоты (Гц) при схеме параллельного подключения секций индуктора. Электромагнит-



Рис. 1. Схема математической модели процесса выращивания монокристаллов в форме пластин: I — поддон; 2 — подставка; 3 — монокристалл; 4 — секционная стенка; 5 — индуктор; 6 — тепловой поток от плазматрона; S_a — площадь пятна дуги; S_c — площадь водоохлаждаемой поверхности поддона; S_{γ} , S_{grd} — контакты приложения напряжения ко всем секциям индуктора

ные свойства модельных материалов были приняты согласно справочным данным [7–9].

Граничные и начальные условия электромагнитной задачи. При определении граничных условий (ГУ) электромагнитной задачи исходили из того, что индукционная система окружена камерой из немагнитного материала, внутренние границы которой совпадают с внешней границей расчетной области. Для нее принято граничное условие третьего рода в виде равенства нулю векторного потенциала $n \times \mathbf{A} \Big|_{Sext} = 0$. При этом считали, что ток во всей системе не терпит разрывов и, следовательно, распределение тока в индукторе, в секциях холодной стенки и слитке можно найти исходя из условий, что нет протекания тока на внешних и внутренних границах области Ω₆ (в газовой фазе), т. е. условий $n \cdot J \Big|_{S_{ext} \setminus \{S_v, S_{grd}\}} = 0$ и $n \cdot J \Big|_{S_{i6}} = 0$, i = 0= 1...5. Возбуждаемое напряжение на выводах индуктора задано функцией u(t) на границе области

 Ω_6 в виде условий $u_n \Big|_{S_v} = u(t)$ и $u_n \Big|_{S_{grd}} = 0$, где S_i и $S_{i,j}$ — границы областей Ω_i и границы между областями Ω_i и Ω_j . При этом S_{ext} — граница расчетной области, а S_v и S_{grd} — поверхности выводов индуктора, расположенных на поверхности S_{ext} , на которые приложено внешнее напряжение.

Исходные данные тепловой задачи. В качестве исходных данных тепловой задачи использовали теплофизические свойства материалов $c_{vi}(\Omega_i, T)$, $\gamma_i(\Omega_i, T)$, $\lambda_i(\Omega_i, T)$, где i = 1, 4, 5 — индекс, соответствующий материалу в модели для меди ($\Omega_1, \Omega_4, \Omega_5$), i = 2, 3 для вольфрама (Ω_2, Ω_3) согласно справочным данным [7–9].

Граничные и начальные условия тепловой задачи. Исходными данными для тепловой задачи было принято $T(x, y, z)|_{t=0} = T_0$ при $d_l < y < d_n, h_l < y < h_h, w_l < y < w_h$, где d, h, w — ширина, высота и длина расчетной области, что соответствовало температуре окружающей среды (293 K).

На нижней поверхности медного поддона S_c задавали ГУ I рода, что обеспечивало учет потери тепла от системы охлаждения механизма вытягивания слитка. В качестве параметра задавали условие постоянства температуры поверхности поддона, равной температуре охлаждающей жидкости: $T|_{S_c} = T_{water} = \text{const}$, где T_{water} — температура охлаждаемой воды (303 K).

Воздействие плазменной дуги на верхнюю плоскость слитка учитывали в виде уравнения теплового потока, нормально распределенного относительно оси плазмотрона (двухмерная функция Гаусса). При этом дополнительно учитывали возможность его смещения в горизонтальной системе координат в зависимости от характера движения плазматрона. Уравнение теплового потока от плазменного источника задавали ГУ II рода и оно имеет следующий вид:

$$\lambda_{i} \frac{\partial T}{\partial n} \Big|_{S_{arc}} = Q(x, y, v, P(\delta^{-1})) =$$

$$= \frac{P(\delta^{-1})}{2\pi\sigma^{2}e \left(\frac{(x - x(v_{x}, t))^{2} + (y - y(v_{y}, t))^{2}}{2\sigma^{2}}\right)}$$

где x, y — координаты верхней плоскости слитка; v — скорость движения плазменного нагрева; $P(\delta^{-1})$ — функция зависимости мощности дуги от высоты мениска; $x(v_x, t), y(v_y, t)$ — уравнения движения плазменной дуги по x и y координате; v_x, v_y — векторы скорости; σ — параметр формы, соответствующий распределению теплового потока от плазменной дуги прямого действия (аргоно-гелиевая плазмообразующая смесь с 70 мас. % гелия).

В результате теплообмена между кристаллом и окружающей средой потери тепла в виде конвекции и радиационного излучения на поверхностях $\{S_{\kappa}\}\setminus\{S_{c}\}$ учитывались как:

$$-\lambda(T)_{\Omega i} \frac{\partial T}{\partial n} = k_n (T - T_{ext}) + \sigma \eta_{\Omega i} (T) (T^4 - T_{ext}^4),$$

где $i = 1...3; k_n$ — коэффициент теплоотдачи, который выбран исходя из условий свободной конвекции воздуха в зазоре между кристаллом и холодной стенкой (при расчете $k_n = 25$ Вт/м²·K); σ — постоянная Стефана–Больцмана; $\eta_{\Omega i}(T)$ степень черноты поверхности *i*-ой области; $T_{ext} = 293$ К — температура окружающей среды.

Принимая, что возвратно-поступательное движение плазменного источника вдоль наращиваемой грани монокристалла приводит к изменению положения межфазной области, уравнение теплопроводности дополнено уравнением движения фронта фазового перехода, которое учитывает тепловые процессы при фазовых превращениях [3].

Методика создания математической модели. Характерной особенностью ПИП является формирование динамической картины теплого поля в теле выращиваемых кристаллов в отличие от способов ВДП, ПДП, ЭЛП, где у кристаллов тепловые условия приближены к квазистационарному состоянию. В соответствии с технологической схемой процесса при составлении уравнения, учитывающего вклад тепловой мощности от плазменной дуги, исходили из того, что ее величина в течение термического цикла из-за разного теплового сопротивления участков слитка не является постоянной. Изменение мощности плазменной дуги в течение теплового цикла связано с поддержанием заданных параметров металлической ванны на верхнем торце выращиваемого монокристалла для обеспечения стабильности его геометрии. Как показали экспериментальные исследования, такие условия для металлической ванны контролируются по постоянной высоте ее мениска.

Исходя из этого, в модель было введено дополнительное условие на диапазон мощности плазменного источника нагрева, которое учитывает изменение тепловложения от рассогласования температуры в контрольной точке на горизонте 5 мм от зеркала ванны с температурой плавления (условие постоянного мениска). При этом параметры функции были подобраны таким образом, чтобы рассогласование температуры не превышало 2 % по абсолютному значению. Выполнение таких условий обеспечит программную корректировку мощности плазменно-дугового нагрева с учетом координат его перемещения, высоты и толщины слитка, а также мощности индукционного нагрева.

Из-за существующей теплоемкости жидкой ванны в математической модели возникает определенная инерционность между изменением температуры в контрольной точке и мощности теплового потока. Такая особенность проявлялась в виде колебательного характера расчетной мощности теплового потока плазменной дуги при его смещении в направлении движения плазмотрона. Несмотря на существенные колебания мощности, изменение температуры в контрольной точке имеет менее выраженный характер и не превышает 50 °C. Несинхронность в изменении мощности и температуры сказывается на увеличении продолжительности сходимости математической модели и затрачиваемого расчетного времени.

Основная доля тепловложения от плазменного источника к слитку осуществляется через жидкую металлическую ванну. На передачу энергии плазменной дуги к твердому телу через металлическую ванну сильное влияние оказывают гидродинамические силы, являющиеся результатом конвективных процессов, электромагнитного взаимодействия расплава с дугой, газодинамического влияния плазменного потока и т. п. Учет этих факторов подразумевает решение дополнительной гидродинамической задачи на основе уравнений течения жидких сред, что значительно усложнит базовую математическую модель и существенно увеличит машинное время счета. Поэтому влияние гидродинамических процессов в ванне на передачу тепла учитывали с помощью эквивалентной теплопроводности. В качестве функции теплопроводности в жидкой фазе выбрано уравнение прямой:

$$\lambda(T) = \lambda_{M} \left(1 + k \left(\frac{T}{T_{M}} - 1 \right) \right),$$

где $\lambda_{_{\rm M}}$ — коэффициент теплопроводности в жидкой фазе при температуре плавлении металла $T_{_{\rm M}}$, k — коэффициент пропорциональности.

Неизвестный в уравнении коэффициент пропорциональности *k* определяли по величине перегрева металлической ванны в реальном процессе выращивания монокристалла, что соответствует приблизительно 400 °C [10].

Такой подход дает возможность установить некую усредненную величину теплопроводности жидкой металлической ванны, что позволяет приблизить модель к реальным тепловым условиям выращивания. Погрешность определения температуры на поверхности ванны с учетом найденного коэффициента в течение всего термического цикла не превышала 50 °C.

Реализация математической модели. Учитывая конструктивные и технологические особенности ПИП, для реализации математической модели выбран численный метод конечных элементов (МКЭ). При анализе программного обеспечения учитывали следующие условия: реализацию алгоритма на МКЭ; возможность 3D моделирования; обеспечение совместного расчета электромагнитной (ЭМ) и тепловой задачи согласно уравнениям (6-8); проведение расчета с сеткой более 1 млн. КЭ с возможностью ее настройки в ручном режиме; задание исходных данных и граничных условий в виде функций, таблиц; наличие всех видов теплообмена; гибкая настройка решателей; широкий набор инструментов для постобработки данных.

Реализация разработанной математической модели ПИП выполнена в программном пакете Comsol Multiphysics [11], который наиболее полно соответствует выдвинутым требованиям к программному обеспечению.

Натурное моделирование. Для оценки адекватности данных математического моделирования проведено контактное определение температур в плоском монокристалле вольфрама с помощью вольфрамрениевых термопар, согласно методике [12].

При выращивании плоских монокристаллов тугоплавких металлов способом ПИП можно выделить три основных стадии теплового состояния слитка:

стадия I — разогрев (заключается в предварительном нагревании затравочного кристалла перед процессом наращивания с помощью системы индукционного нагрева);

стадия II — циклическое тепловое воздействие (включает генерацию плазменного нагрева, наведение ванны жидкого металла и послойное формирование монокристалла в результате возвратно-поступательного перемещения плазменного источника с одного крайнего положения в другое). На данном этапе функция индукционного нагрева заключается в обеспечении слитка дополнительной энергией для смещения температуры всего кристалла в диапазон температур горячей пластической деформации;

стадия III — остывание (протекает при индивидуальном заданном тепловложении от индукционного источника нагрева, что приводит к равномерному снижению температуры кристалла до температуры окружающей среды и обеспечивает минимальные температурные напряжения в кристалле на конечном этапе выращивания).

Используемая в методике схема распределения термопар в теле слитка дает возможность на стадии I исследовать изменение температуры во всех контрольных точках в широком диапазоне изменения мощности индукционного нагрева (рис. 2). На стадии II при нагревании слитка плазменной дугой расположенные в верхних рядах горячие спаи термопар подвергали температурному воздействию выше их рабочего диапазона, что приводило к деградации их характеристик. Для анализа температурного поля слитка на этапе стадии II отобраны данные о температуре от тех термопар, чьи характеристики не подверглись деградации. Ими выявились показания термопар 4–6 уровня (рис. 2).

Математическое моделирование. Для возможности проведения сравнительного анализа данных натурного эксперимента и математической модели



Рис. 2. Расположение контрольных точек для замера температуры в математической модели

в последней было соблюдено полное соответствие электрической схемы подключения индуктора и его геометрии, геометрии холодной стенки и поддона, размеров слитка и подставки, их взаимное расположение, а также характер и скорость движения плазменного источника. При этом алгоритм расчета математической модели был реализован согласно технологической схеме выращивания плоских монокристаллов тугоплавких металлов в соответствии с основными стадиями теплового состояния слитка.

На этапе подготовки конечно-элементной модели расчетной области с целью повышения сходимости и снижения погрешности ЭМ задачи размер КЭ выбрано с учетом свойств материалов и условия затухания электромагнитной волны в проводящих элементах. Сложная 3D геометрия расчетной области, высокая частота электромагнитного поля (66 кГц) и малый размер КЭ требуют продолжительного расчетного времени и машинных ресурсов. Поэтому было принято упрощенную схему расчетов, когда ЭМ задача пересчитывалась не на каждом временном интервале тепловой задачи.

Принимая во внимание такую схему расчетов, на стадии I теплового состояния слитка после магнитного расчета время тепловой задачи выбирали таким образом, чтобы температура слитка достигала равновесного состояния, после чего повышали напряжение на витках индуктора в соответствии с способом половинного деления и повторяли цикл до совпадения температур в контрольных точках с данными натурного эксперимента. Совпадение температур в контрольных точках достигалось после 6–8 итераций. Погрешность при такой схеме определялась интервалом изменения температуры на последнем цикле и соответствовала менее 1 %.

На стадии II в модели учитывали граничное условие плазменного нагрева. При этом в соответствии с упрощенной схемой расчета была выбрана последовательность пересчетов тепловой и ЭМ задачи. Наиболее рационально привязаться к пройденному пути плазменным источником, что приведет к уменьшению временного интервала пересчета электромагнитной задачи при увеличении его скорости. Шаг по времени ЭМ задачи определяли функционально от пройденного промежутка, а шаг тепловой устанавливали автоматически.

При данной схеме расчета после каждого просчета ЭМ задачи на убывающих и возрастающих участках температурной зависимости возникали локальные всплески температуры вниз и вверх соответственно, что отражалось в виде нарушения плавности изменения температурной зависимости в контрольных точках (рис. 3). Несмотря на то, что такая схема приводит к увеличению погрешности расчетов до 3 %, ее использование позволяет снизить расчетное время в несколько десятков раз. При этом визуально величину погрешности можно определить по величине всплесков температурной зависимости.

Последнюю итерацию этой циклической схемы определяли по совпадению картин температурного поля при одинаковом положении плазматрона в начале и конце цикла. При этом максимальная разница температур в каждой отдельной контрольной точке в начале и конце термического цикла не превышала 1 %. Данное совпадение достигалось за 3–4 термических цикла.

Анализ результатов. В процес-

се математического моделирования получены зависимости изменения температуры за термический цикл. При сравнительном анализе температурных зависимостей математической модели с данными натурного эксперимента в точках 4-6 ряда наблюдали разницу между кривыми, причем ее величина возрастала при повышении температуры. Максимальное отклонение значений расчетной кривой составило 250 К. Такое поведение кривых указывает на источник внесения погрешности в расчет теплового поля от плазменного нагрева, т. е. тепловложение от плазменного источника в математической модели выше по сравнению с натурным экспериментом. Наиболее вероятна причина в описании условий теплопередачи от плазменного источника к твердому телу, что недостаточно полно отражает характер передачи тепла в реальном процессе. При ПИП перегретые поверхностные слои расплавленного металла движутся под действием гидродинамических сил по замкну-

тым линиям от центра к периферии ванны в отличие от математической модели, где характер распространения тепла происходит в условиях неподвижной среды. Такое отличие приводит к образованию требуемой величины мениска при меньших мощностях плазменного нагрева. Для коррекции математической модели, контролируемую высоту мениска уменьшили до уровня, при котором максимальное отклонение между расчетными и экс-



Рис. 3. Сравнение температурной зависимости в точках 4-го ряда, полученных на математической модели (сплошная линия), с данными, полученными в ходе натурного эксперимента (пунктирная линия) за термический цикл при скорости движения плазматрона 10 мм/мин при возвратно-поступательном движении

периментальными кривыми не превышало 5 % по абсолютной шкале температур. На рис. 3 приведены результаты моделирования с учетом принятой коррекции параметров модели для 4-го ряда контрольных значений.

Уточнение параметров позволило получить сопоставимую с экспериментом расчетную зависимость мощности тепловложения плазменного потока по длине слитка и обеспечить выравнивание модельной и реальной мощности плазменного нагрева (рис. 4).

В итоге было получено распределение температур (рис. 5) и температурных градиентов (рис. 6) в высокотемпературной области слитка. Анализ картины температурного поля показал существование неравномерного нагрева слитка в горизонтальном направлении, величина которого в верхней его части при существующей технологии может достигать 1500 К. Принимая во внимание, что вектор динамического возмущения теплового поля направлен в горизонтальной плоскости, снижение разницы температур между крайними



Рис. 4. Изменение мощности плазменного нагрева при натурном эксперименте (1) и математическом моделировании (2) с учетом КПД = 0,65

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018



Рис. 5. Температурное поле слитка в момент расположения ванны расплава в центре (*a*) и на краю слитка (б) (движение справа налево, скорость 10 мм/мин, шаг изотерм 100 К)



Рис. 6. Температурные градиенты в продольно-вертикальном сечении слитка по оси симметрии (при движении плазматрона справа налево), К/мм: в момент расположения плазматрона на краю (*a*) и в центре (*б*) слитка с увеличенными участками зоны металлической ванны

зонами слитка приведет к снижению термических напряжений в его теле и обеспечит формирование монокристаллов с более совершенной структурой.

Полученные данные имеют важное значение для анализа теплового поля в высокотемпературной области слитка в связи с существующими сложностями их получения другими способами измерения.

Хорошая корреляция данных математической модели и натурного эксперимента позволяет использовать разработанную методику для исследования тепловых полей при выращивании тугоплавких монокристаллов разной геометрии (пластин, кругов, труб) с учетом варьирования как технологических параметров процесса ПИП, так и конструктивных особенностей плавильного оборудования.

Выводы

1. Разработана и реализована математическая модель ПИП при совместном решении электромагнитной и тепловой задачи в соответствии с технологической схемой процесса выращивания монокристаллов вольфрама. Выполнена коррекция ее параметров на основании данных натурного эксперимента, что позволило с достаточной для практических целей точностью установить картины теплового поля в высокотемпературной области плоского монокристалла вольфрама, получение которого из-за существенных сложностей другими способами практически невозможно.

2. Разработанная методика математического моделирования позволяет проводить прогнозирование оптимальных технологических параметров выращивания монокристалла на основе анализа его тепловой картины при изменении геометрии слитка и конструкции электромагнитной системы.

3. При создании новых высокопроизводительных технологий выращивания профилированных монокристаллов тугоплавких металлов на основе способа ПИП целесообразно проводить анализ тепловых условий выращивания монокристалла, опираясь на результаты расчетов теплового поля в зоне фронта кристаллизации, что открывает возможность анализировать кинетические и морфологические особенности формирования монокристаллической структуры.

Список литературы

- Гниздыло А. Н. (2015) Перспективы и совершенствование плазменно-индукционной технологии выращивания монокристаллов тугоплавких металлов. Современная электрометаллургия, 3, 16–22.
- Шаповалов В. А. (2002) Модель индукционного нагрева для плазменно-индукционного выращивания монокристаллов. Проблемы специальной электрометаллургии, 1, 32–36.
- 3. Шаповалов В. А. (2002) Тепловая модель плазменно-дугового процесса выращивания монокристаллов вольфрама. *Там же*, **3**, 20–23.
- 4. Тамм И. Е. (2003) Основы теории электричества. Учеб. пособие для вузов. Москва, ФИЗМАТЛИ'Г.
- Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. (1982) Теоретическая физика. Т. 8. Электродинамика сплошных сред. Москва, Наука.
- Немков В. С., Демидович В. Б. (1988) Теория и расчет устройств индукционного нагрева. Ленинград, Энергоатомиздат.
- (1985) Дриц М. Е. (ред.) Свойства элементов. Справочник. Москва, Металлургия.
- Мармер Э. Н, Гурвич О. С., Мальцева Л. Ф. (1967) Высокотемпературные материалы. Москва, Металлургия.

- 9. Зиновьев В. Е. (1989) *Теплофизические свойства металлов при высоких температурах*. Справочное издание. Москва, Металлургия.
- Шаповалов В. А., Коваленко А. А., Шейко И. В., Жолудь В. В. (1993) Влияние технологических параметров на возникновение дефектов при послойном формировании крупных профилированных монокристаллов тугоплавких металлов. Проблемы специальной электрометаллургии, 4, 54–57.
- 11. https://www.comsol.com/
- Шаповалов В. А., Якуша В. В., Никитенко Ю. А. и др. (2014) Изучение температурного поля профилированных монокристаллов вольфрама, получаемых плазменно-индукционным способом. Современная электрометаллургия, 3, 31–35.

References

- Gnizdylo, A.N. (2015) Prospects and updating of plasmainduction technology of growing of refractory metal single crystals. *Sovrem. Electrometall.*, **3**, 16–22 [in Russian].
- 2. Shapovalov, V.A. (2002) Model of induction heating for plasma-induction growing of single-crystals. *Advances in Electrometallurgy*, **1**, 27–31.
- 3. Shapovalov, V.A. (2002) Heat model of plasma-arc process of growing tungsten single-crystals. *Ibid.*, **3**, 17–20.
- 4. Tamm, I.E. (1980) *Fundamentals of the theory of electricity*. Central Books Ltd [in Russian].
- Landau, L.D., Lifshitz, E.M. (1979) Course of theoretical physics. Volume 8. Electrodynamics of Continuous Media. Butterworth-Heinemann [in Russian].
- 6. Nemkov, V.S., Demidovich, V.B. (1988) *Theory and calculation of induction heating devices*. Leningrad, Energoatomizdat [in Russian].
- 7. (1985) Drits, M.E. (ed.) *Element properties*. A handbook. Moscov, Metallurgy [in Russian].
- 8. Marmer, E.N., Gurvich, O.S., Mal'tseva, L.F. (1967) Hightemperature materials. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- 9. Zinoviev V. E. (1989) Thermal properties of metals at high temperatures. Handbook. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Shapovalov, V.A., Kovalenko, A.A., Sheiko, I.V., Zholud, V.V. (1993) The influence of technological parameters on the appearance of defects in the layer-by-layer formation of large profiled single crystals of refractory metals. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 4, 54–57 [in Russian].
- 11. https://www.comsol.com/

_

 Shapovalov, V.A., Yakusha, V.V., Nikitenko, Yu.A. et al. (2014) Studying the temperature field of profiled tungsten single-crystals produced by plasma-induction process. *Sovrem. Electrometall.*, 3, 31–35 [in Russian].

МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ ПЛАЗМОВО-ІНДУКЦІЙНОГО ПРОЦЕСУ ВИРОЩУВАННЯ МОНОКРИСТАЛІВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛІВ

О. М. Гніздило¹, В. В. Якуша¹, В. О. Шаповалов¹, О. В. Карускевич¹, Ю. О. Никитенко¹, Н. В. Козуб²

¹Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського».

03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37

Розроблено та реалізовано математичну модель плазмово-індукційної плавки при спільному вирішенні електромагнітної і теплової задач у відповідності з технологічною схемою процесу вирощування монокристалів вольфраму і виконана корекція її параметрів на підставі даних натурного експерименту. Отримано дані з достатньою для практичних цілей точністю характеристик теплової картини у вигляді полів температур і градієнтів, в тому числі і в високотемпературній області монокристала вольфраму, що має велике значення в зв'язку з існуючими труднощами їх отримання іншими способами вимірювання. Розроблено методику математичного моделювання, яка дозволяє проводити прогнозування оптимальних технологічних параметрів на основі аналізу теплової картини при зміні в широкому діапазоні параметрів геометрії монокристалічного злитка і конструкції електромагнітної системи. Дано рекомендації для розробки нових технологій, спрямованих на розширення сортаменту тугоплавких монокристалів при забезпеченні високої продуктивності і економічної ефективності. Бібліогр. 12, іл. 6.

Ключові слова: математична модель; моделювання; плазмово-індукційний спосіб; профільований монокристал вольфраму; адитивна технологія; температурне поле

MATHEMATICAL MODEL OF PLASMA-INDUCTION PROCESS FOR GROWING SINGLE CRYSTALS OF REFRACTORY METALS A.N. Gnizdylo¹, V. V. Yakusha¹, V. A. Shapovalov¹, O. V. Karuskevich¹, Yu. A. Nikitenko¹, N. V. Kozub² ¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua ²NTUU «Igor Sikirsky KPI». 37 Pobedy Ave., 03056, Kyiv, Ukraine

A mathematical model of plasma-induction melting was developed and implemented in the joint solution of electromagnetic and thermal problems in accordance with the technological scheme of growing single crystals of tungsten and correction of its parameters based on the data of the full-scale experiment, was made. Data of characteristics of the thermal pattern in the form of temperature and gradient fields were obtained with a sufficient accuracy for practical purposes, including those in the high-temperature region of a single crystal of tungsten, which is of great importance in connection with the existing difficulties in obtaining them by other methods of measurement. A mathematical modeling technique has been developed that allows predicting the optimal technological parameters on the basis of the thermal picture analysis with a change of parameters of the geometry of a single-crystal ingot and the design of an electromagnetic system over a wide range. Recommendations are given for the development of new technologies aimed at expanding the range of refractory single crystals with ensuring high productivity and economic efficiency. Ref. 12, Fig. 6.

Key words: mathematical model; modeling; plasma-induction method; profiled single crystal of tungsten; additive technology; temperature field

Поступила 29.02.2018



VIII спеціалізована виставка «Метал. Обладнання. Інструмент 2018»

25-27 квітня 2018 р., Палац спорту «Україна», вул. Мельника, 18, м. Львів

Виставка «Метал. Обладнання. Інструмент-2018» — це місце зустрічі провідних фахівців у галузі машинобудування і русло потужного інформаційного потоку.

Тематичні розділи виставки:

обладнання для обробки металу • металорізальні верстати та оснастка
 лазерне, плазмове обладнання і технології • обладнання для розкрою листа і прокату

• металорізальні інструменти • зварювальне обладнання • ковальське обладнання та ін.

Детальна інформація про проект та архів заходів на сайті: http://met.expolviv.ua

DOI: http://dx.doi.org/10.15407/sem2018.01.05

ТЕПЛОВОЕ СОСТОЯНИЕ ЗАКАЛОЧНОГО ДИСКА В ПРОЦЕССЕ ЭКСТРАКЦИИ ИЗ РАСПЛАВА ПРИ ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКЕ В СЕКЦИОННОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Д. А. Калашник¹, В. А. Шаповалов¹, В. Г. Кожемякин¹, А. В. Веретильник¹, П. Б. Калюжный²

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua ²Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Укрины. 03142, г. Киев, бульв. Академика Вернадского, 34/1. Е-mail: metal@ptima.kiev.ua

Рассмотрено тепловое состояние закалочного диска. Непосредственному исследованию подвергали такие параметры, как скорость вращения, геометрические размеры диска, площадь контакта расплавленного металла с диском. Применена математическая модель дифференциального уравнения теплового состояния для твердого тела. При расчетах применили метод конечных элементов с использованием программного продукта Comsol Multyphysics. Получены нелинейные зависимости между геометрическими размерами и температурой нагрева закалочного диска. Проведено исследование и определено влияние технологических параметров на нагрев диска. Предложен технологический режим, в результате которого наблюдается значительное уменьшение средней температуры закалочного диска. Библиогр. 6, ил. 6.

Ключевые слова: тепловое состояние; закалочный диск; диспергирование; чешуйки; индукционная плавка; секционный кристаллизатор; быстрозакаленные сплавы

В настоящее время быстрозакаленные сплавы по сравнению с кристаллическими являются более перспективными для применения во многих сферах производства, благодаря уникальным физическим свойствам [1-3]. Несмотря на то, что для получения быстрозакаленных материалов существует множество технологий, распространение получил метод экстракции (диспергирования) из расплава. Этот метод отличается высокой скоростью закалки за счет контакта расплава с твердым телом с высокой теплопроводностью. В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины создано экспериментальное оборудование для экстракции расплава из секционного кристаллизатора и сделаны первые шаги в разработке технологии диспергирования (рис. 1) [4]. В процессе плавки переплавляемая заготовка подвергается действию электромагнитного поля. После наведения жидкой ванны металла медный диск опускается и благодаря высокой скорости вращения (1000...5000 тыс. об/мин) осуществляется процесс диспергирования. Данная технология диспергирования отличается способом переплава исходной заготовки. Именно индукционная плавка в секционном кристаллизаторе обеспечивает отжатие расплавленного металла от стенок тигля и тем самым дает возможность получать материалы повышенной чистоты без примесей от футеровки тигля.



Рис. 1. Схема установки диспергирования из расплава: *1* — закалочный диск; 2 — индуктор; *3* — расплавленная ванна металла; *4* — секционный кристаллизатор; *5* — переплавляемая заготовка; *6* — быстрозакаленные чешуйки

© Д. А. КАЛАШНИК, В. А. ШАПОВАЛОВ, В. Г. КОЖЕМЯКИН, А. В. ВЕРЕТИЛЬНИК, П. Б. КАЛЮЖНЫЙ, 2018

Одним из вопросов, который так и не был рассмотрен в предыдущих исследованиях — это тепловое состояние закалочного диска. Несмотря на то, что диск играет непосредственную роль в отводе тепла от расплава, должного внимания данному элементу оборудования не уделялось как в отечественной науке, так и зарубежной [5]. Очевидно, что форма и геометрические размеры закалочного диска существенно влияют на скорость закалки, однако ввиду скоротечности процесса диспергирования проведение экспериментов в вакуумной камере и непосредственно на диске — затруднительная задача. Для решения данной задачи в рамках представленного исследования использовали методы математического моделирования тепловых процессов.

В данной статье рассмотрено влияние скорости вращения диска, его размеры и площадь контакта с расплавленным металлом на тепловое состояние закалочного диска.

Цель работы — моделирование теплового состояния закалочного диска в процессе охлаждения расплава в виде чешуек и изучение влияния технологических параметров на скорость закалки.

Методика исследований. При сверхбыстрой закалке металлических чешуек основное охлаждение расплава осуществляется в результате контактного теплообмена с закалочным диском. Дифференциальное уравнение теплопроводности для твердого тела в декартовых координатах определяется уравнением теплопроводности Фурье:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = \frac{\lambda}{cp} \left(\frac{\partial^2 t}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 t}{\partial y^2} \right)$$

Так как дифференциальное уравнение теплопроводности описано в общем виде, то для получения полного математического описания использовали следующие граничные и начальные условия:



Рис. 2. Среднее распределение температуры в диске при ча стоте вращения от 1 до 80 с⁻¹

металлом и диском, Вт/(м ² ·К) 800
коэффициент теплоотдачи между диском и
окружающей средой, Вт/(м ² ·К)
частота вращения закалочного диска, с ⁻¹
отношение площади контакта расплава с диском
к площади контакта диска
с окружающей средой 5/360; 10/360; 15/360
начальная температура диска, К
температура окружающей среды, К 320
температура расплавленного металла, К 1700

Материал, из которого выполнен закалочный диск — медь. Для расчета использовали следующие параметры:

коэффициент теплопроводности, Вт/(м·град)	. 401
плотность, кг/м ³	8933
удельная теплоемкость, Дж/(кг град)	. 385

Расчет теплового состояния закалочного диска проводили на базе расчетного модуля Comsol Myltiphisics.

Результаты и обсуждение. В результате моделирования показано распределение температуры в закалочном диске в зависимости от радиуса диска, площади контакта расплава с диском, частоты вращения. Одним из существенно важных технологических параметров при получении быстрозакаленных чешуек является скорость вращения закалочного диска. Скорость вращения влияет как на скорость закалки, так и на геометрические размеры получаемых образцов. Под геометрическими размерами получаемых чешуек в первую очередь подразумевается толщина. В случае получения чешуек методом экстракции из расплава объем затвердевшего металла определяется исключительно скоростью вращения диска [6]. Результаты расчетов показали, что среднее распределение температуры в диске не зависит от скорости вращения, зависимость температуры от скорости остается без изменений в диапазоне исследуемых частот от 1 до 80 с-1 (рис. 2). Это можно объяснить высоким коэффициентом теплопроводности у материала диска (медь). При частоте вращения диска $t = 1 \text{ с}^{-1}$ наблюдается скачкообразный нагрев поверхности рабочей дорожки, а при более высоких частотах максимальная температура диска описывается кривой квадратичного корня (рис. 3). Однако разница локального нагрева порядка 5-ти градусов существенно не влияет на технологию получения быстрозакаленных материалов. Графики зависимости между средней и минимальной температурой существенным образом не зависят от частоты вращения диска.

Выбор радиуса закалочного диска является важной задачей с точки зрения оптимизации оборудования. Сравнительно малые размеры диска могут



Рис. 3. Распределение температуры в зависимости от частоты вращения диска: $a - 80 \text{ c}^{-1}$; $\delta - 1 \text{ c}^{-1}$; l -минимальная; 2 -средняя; 3 -максимальная температуры

привести к уменьшению скорости закалки образцов, а большие размеры значительным образом влияют на стоимость изготовления оборудования.

Результаты моделирования средней температуры закалочного диска при различных радиусах представлены на рис. 4, из которых видно, что в условиях установившегося режима радиус диска не влияет на его температуру.

В ходе анализа полученных данных установлено, что график изменения средней температуры диска с радиусом 180 мм описывается уравнением

$$y(x) = \frac{a}{1 + e^{-k(x - x_c)}},$$

где $a = 1043,3; k = 3,5$ и $x_c = 1265,9,$
а для диска с радиусом 90 и 45 мм уравнением
 $y(x) = ae^{-e^{(-k(x - x_c))}},$

где коэффициенты уравнения для диска с радиусом 90 мм равны: a = 1037,5; $k = 7,1 \cdot 10^{-4}$; $x_c = 525,6$, а для диска с радиусом 45 мм: a = 1034,9; $k = 1,8 \cdot 10^{-4}$; $x_c = 1103,5$.



уса, мм: *1* — 180; 2 — 90; *3* — 45



Рис. 5. Зависимость между средней температурой закалочного диска и длиной окружности, которая контактирует с расплавом, мм: 1 - 8,1; 2 - 16,2; 3 - 24,3; 4 - 32,4

Анализируя полученные зависимости, определили максимальную кривизну графиков изменения температур в диске с варьируемым радиусом. Для дисков с радиусами 45, 90, 180 мм максимальная кривизна поверхности составляет 5,031·10⁻⁶; 8,1088·10⁻⁶; 1,042·10⁻⁵ соответственно.

Важным параметром, который в значительной мере определяет тепловое состояние закалочного диска, является площадь контакта закалочного диска с расплавленным металлом. На рис. 5 представлена зависимость средней температуры закалочного диска от площади контакта. Однако в виду того, что в данной работе рассмотрена упрощенная модель закалочного диска, представленная в виде окружности, параметр, который подвергали непосредственному изучению — это длина сегмента окружности.

Можно заметить, что между температурой в установившемся режиме и длиной сегмента, контактирующей с расплавленным металлом, наблюдается прямая зависимость. Однако вместе с тем, данная зависимость не является линейной. Отношение между максимальными температурами сокращается с увеличением площади контакта.



Рис. 6. Зависимость средней температуры закалочного диска при разных технологических режимах: *I* — с циклическими остановками; *2* — непрерывный

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018

Одним из возможных предположений по уменьшению температуры закалочного диска может быть использование технологического режима с циклическими остановками. На практике такое решение может реализовано за счет поднятия закалочного диска на определенную высоту, при которой не происходит контакта расплавленного металла с рабочей поверхностью диска. Зависимость между средней температурой диска и временем, в течение которого использовали технологический режим с циклическим темпом, представлена на рис. 6. Как видно из рисунка, режим с технологическими остановками существенным образом понижает температуру закалочного диска. На момент времени равный 4000 секунд разница температур между технологическими режимами составляет 228 К. Аппроксимируя полученные результаты, показано, что в установившемся режиме разница составит порядка 400 К.

Однако, несмотря на понижение средней температуры диска, наблюдается значительное уменьшение производительности. За расчетное время 4000 секунд разница по массе составляет 20 кг.

Выводы

В ходе данной работы на основании математического моделирования рассчитано тепловое состояние закалочного диска в процессе диспергирования из расплавленного металла при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе. Среди геометрических размеров закалочного диска и технологических параметров существенное значение на нагрев диска оказывает площадь контакта расплавленного металла с диском. Установлено, что разница между средними значениями температур подчиняется логарифмической зависимости, то есть с увеличением площади контакта в два раза разница температур в установившемся режиме не пропорциональна двукратному увеличению. С точки зрения уменьшения температуры закалочного диска рекомендуется сократить площадь контакта до минимального значения.

В работе предложен режим технологического процесса, который также позволяет уменьшить величину нагрева закалочного диска. Однако данный способ имеет свои недостатки, а именно, уменьшение производительности.

Список литературы

- 1. Zhang H. (2017) Magnetocaloric effect of Ni-Fe-Mn-Sn microwires by melt extraction technique. *Material and Design*, **114**, 1–9.
- Qian M. F. (2016) Microstructural evolution of Ni–Mn–Ga microwires during the melt-extraction process. J. of Alloys and Compounds, 660, 244–251.
- Li D. (2016) Superelasticity of Cu-Ni-Al shape-memory fibers prepared by melt extraction technique. *Intern. J. of Minerals, Metallurgy and Materials*, 23, 928–933.
- Калашник Д. А., Шаповалов В. А, Шейко И. В. и др. (2015) Анализ технологических особенностей получения быстрозакаленных сплавов (Обзор). Современная электрометаллургия, 3, 27–34.
- 5. Шаповалов В. А., Никитенко Ю. А., Мельник А. С. (2008) Тепловое состояние барабана-холодильника плазменно-дуговой установки в процессе сверхбыстрой закалки расплава. *Там же*, **3**, 42–46.
- Калашник Д. А., Никитенко Ю. А., Шаповалов В. А. и др. (2016) Форма и геометрические размеры быстрозакаленных материалов, полученных диспергированием из расплава при ИПСК. *Там же*, 3, 31–34.

References

- Zhang, H. (2017) Magnetocaloric effect of Ni–Fe–Mn– Sn microwires by melt extraction technique. *Material and Design*, **114**, 1–9.
- 2. Qian, M.F. (2016) Microstructural evolution of Ni–Mn–Ga microwires during the melt-extraction process. J. of Alloys and Compounds, 660, 244–251.
- 3. Li, D. (2016) Superelasticity of Cu-Ni-Al shape-memory fibers prepared by melt extraction technique. *Intern. J. of Minerals, Metallurgy and Materials*, **23**, 928–933.
- Kalashnik, D.A., Shapovalov, V.A., Sheiko, I.V. et al. (2015) Analysis of technological peculiarities of producing rapidhardening alloys (Review). *Sovrem. Elektrometall.*, 3, 27–34 [in Russian].
- 5. Shapovalov, V.A., Nikitenko, Yu.A. and Melnik, A.S. (2008) Thermal state of drum-cooler of plasma-arc installation in process of superfast melt hardening. *Advances in Electromatallurgy*, **3**, 40–43.
- Kalashnik, D.A., Nikitenko, Yu.A., Shapovalov, V.A. et al. (2016) Shape and geometric sizes of rapid-hardening materials produced by dispersion from melt in IMSM. *Sovrem. Elektrometall.*, 3, 31–34 [in Russian].

ТЕПЛОВИЙ СТАН ДИСКУ-ОХОЛОДЖУВАЧА В ПРОЦЕСІ ЕКСТРАКЦІЇ З РОЗПЛАВУ ПРИ ІНДУКЦІЙНІЙ ПЛАВЦІ В СЕКЦІЙНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

Д. О. Калашник¹, В. О. Шаповалов¹, В. Г. Кожемякін¹, О. В. Веретільник¹, П. Б. Калюжний²

¹Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН Україны.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України.

03142, м. Київ, бульв. Академіка Вернадського, 34/1. E-mail: metal@ptima.kiev.ua

Розглянуто тепловий стан диска-охолоджувача. Безпосередньому дослідженню піддавали такі параметри, як швидкість обертання, геометричні розміри диска, площу контакту розплавленого металу з диском. Застосовано математичну модель диференціального рівняння теплового стану для твердого тіла. Для розрахунків застосува-

ли метод кінцевих елементів з використанням програмного продукта Comsol Multyphysics. Отримано нелінійні залежності між геометричними розмірами і температурою нагріву диска-охолоджувача. Проведено дослідження та визначено вплив технологічних параметрів на нагрів диска. Запропоновано технологічний режим, в результаті якого спостерігається значне зменшення середньої температури диска-охолоджувача. Бібліогр. 6, іл. 6.

Ключові слова: тепловий стан; диск охолоджувач; диспергування; луска; індукційна плавка; секційний кристалізатор; швидкозагартовані сплави

THERMAL STATE OF HARDENING DISC DURING EXTRACTION FROM MELT IN INDUCTION MELTING IN SECTIONAL CRYSTALLIZER D.A. Kalashnik¹, V.A. Shapovalov¹, V. G. Kozhemyakin¹, A V. Veretilnik¹, P. B. Kalyuzhnyi² ¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua ²Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine. 34/1 Academician Vernadsky Blvd., 03142, Kyiv, E-mail: metal@ptima.kiev.ua

The thermal state of a hardening disc is considered. Such parameters were subjected to investigation as rotation speed, geometric dimensions of the disc, area of molten metal contact with the disc A mathematical model of the differential equation of the thermal state for a solid body was applied. In calculations, the finite element method was used using the Comsol Multiphysics software product. Nonlinear relationships between the geometric dimensions and the temperature of the hardening disc heating were obtained. A study was made and the influence of technological parameters on the disc heating was determined. A technological mode was suggested, as a result of which a significant decrease in the mean temperature of the hardening disc is observed. Ref. 6, Fig. 6.

Key words: thermal state; hardening disc; dispersion; flakes; induction melting; sectional crystallizer; rapidly quenched alloys

Поступила 21.11.2017



Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала

УДК 669.187.826.002.6

ДИСПЕРСНЫЕ И СЛОИСТЫЕ ОБЪЕМНЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МЕДИ И МОЛИБДЕНА. СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ТЕХНОЛОГИЯ, ПРИМЕНЕНИЕ. Сообщение 1. Структура и фазовый состав

Н. И. Гречанюк¹, В. Г. Гречанюк²

 ¹Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины. 03142, г. Киев, ул. Кржижановского, З. E-mail: dir@ipms.kiev.ua
 ²Киевский национальный университет строительства и архитектуры. 03037, г. Киев, Воздухофлотский просп., 31. E-mail: knuba@knuba.edu.ua

Рассмотрены фазовый состав и особенности формирования структуры трех типов (дисперсно-упрочненных, микрослойных с толщиной чередующихся слоев меди и молибдена от 1 до 10 мкм и объемных нанокристаллических с толщиной чередующихся слоев меньше 0,5 мкм) конденсированных из паровой фазы композиционных материалов на основе меди и молибдена толщиной от 0,8 до 5,0 мм, полученных при температурах подложки 700 и 900 °C. Библиогр. 26, табл. 2, ил. 15.

Ключевые слова: высокоскоростное испарение–конденсация; медь; молибден; вакуум; композиционные, дисперсно-упрочненные и слоистые материалы

Введение. Высокоскоростное электронно-лучевое испарение металлов и неметаллов в вакууме (скорости осаждения атомарного или молекулярного паровых потоков на подложку могут достигать 150 мкм/мин) относительно новое направление в материаловедении.

Начало практического применения процессов высокоскоростного испарения–конденсации материалов относится к 70-м годам прошлого столетия и их развитие постоянно прогрессирует [1].

В настоящее время указанные процессы широко используют для нанесения защитных покрытий на изделия различного технического назначения [2–5]. Новые материалы, получаемые конденсацией паровых потоков на подогретую до определенной температуры подложку в зависимости от структуры, могут быть отнесены к дисперсно-упрочненным, слоистым или пористым материалам. Достижения по созданию таких материалов, их структура, свойства и области их применения обобщены в работе [6].

Процессы испарения-конденсации широко применяют для получения нанокристаллических тонких пленок. Тонкие пленки относятся к наноразмерным, нанофазным, наноструктурированным материалам, если их топологические размеры хотя бы в одном направлении лежат в нанометровом диапазоне (например, ограничиваемом толщиной) [7–9]. К современным практически применяемым тонким металлическим пленкам относят [9]:

материалы с многослойной структурой, в которых химический состав меняется скачкообразно на границе слоев;

квазимногослойные структуры, в которых каждый из компонентов распределен очень неоднородно по толщине, при этом четкая граница между квазислоями отсутствует;

композиции с фазовой или концентрационной неоднородностью по объему, в том числе в пределах одного зерна;

островковые, гранулированные пленки и т. п.

Конденсация из паровой фазы позволяет получать более широкий спектр состояний, чем предсказуемый равновесными фазовыми диаграммами состояния для исходных массивных систем.

В тонких металлических пленках сложного состава могут отсутствовать фазы, ожидаемые по диаграмме фазового равновесия, и присутствовать такие, которые не предсказываются равновесной диаграммой состояния для данного исходного материала или даже для фактических составов конденсированных слоев, например, образование пересыщенных твердых растворов, что экспериментально подтверждено в тонких пленках Al–Cu [9] и Cu–W [10].

Если тонкие пленки и тонкопленочные композиции на их основе нашли самое широкое применение в современной технике [9], то формирова-

© Н. И. ГРЕЧАНЮК, В. Г. ГРЕЧАНЮК, 2018

ние толстых (10...100 мкм и более) наноструктур с большим количеством слоев, другими словами, массивных макроскопически однородных тел, которые имеют внутреннюю наноструктуру, методами испарения-конденсации при высоких температурах подложки (300 °С и более) до последнего времени наталкивалось на ряд, казалось бы, непреодолимых трудностей. Эти трудности обусловлены распадом структуры нанослоев, ростом зерна при высоких температурах конденсации и, как результат, превращением наноструктурных композиций в типичные поликристаллические материалы.

Как известно [2], приемлемый комплекс физико-механических свойств в массивных конденсированных системах можно получить при условии, что температура подложки, на которую осуществляется конденсация, равняется или превышает 0,3 К от температуры наиболее легкоплавкого компонента. Многокомпонентность, многослойность, градиентность, легирование, дисперсионное и дисперсное упрочнение — такой сегодня арсенал способов направленного формирования массивных термодинамически неравновесных, но кинетически устойчивых при высоких температурах, массивных наноструктурных материалов.

Целью настоящей работы является установление химических, фазовых и технологических факторов, обеспечивающих получение массивных объемных нанокристалличеких материалов выше 300...400 °C.

Методика проведения экспериментов. При выборе объекта исследований исходили из оценки термодинамической и кинетической совместимости компонентов, составляющих композиционные материалы (КМ). Согласно данным работы [11] термодинамическая совместимость матрицы и упрочняющих (армирующих) элементов определяется возможностью находиться в состоянии термодинамического равновесия неограниченное время при температурах получения и эксплуатации.

Кинетическая совместимость — способность компонентов КМ находиться в состоянии метастабильного равновесия, контролируемого такими факторами, как адсорбция, скорость диффузии, скорость химической реакции и т. п. Наряду с химической важно обеспечить и механическую совместимость компонентов КМ, т. е. соответствие упругих постоянных, КТЛР, КМ, показателей пластичности, позволяющих достичь прочной связи, необходимой для эффективной передачи напряжений через поверхность раздела.

Термодинамическую и кинетическую совместимость имеют ограниченное количество КМ (например Cu–Mo, Cu–W).

Таблица 1. Материалы для получения ККМ							
Материал	Марка	ГОСТ, ТУ					
Медь	Mo, MI	ГОСТ 859–78					
Молибден	МЧВП	ТУ 48-19-247-87					
Цирконий	_	ТУ 95.46-82; ТУ 95.166-83					
Иттрий	Ит М-1	ТУ 48-4-208-72					
Фторид кальция	Ч	ГОСТ 7167–77					

В процессе анализа учитывались также особенности высокоскоростного испарения-конденсации: технологичность исходных компонентов (меди, молибдена, вольфрама), состав оксидных пленок в подобных порошковых композициях, возможные области применения конденсированных композиционных материалов (ККМ).

Комплексный анализ литературных данных [12, 13], а также проведенных ранее исследований толстых вакуумных конденсатов металлических и неметаллических материалов [14], позволили выбрать в качестве композиции для изучения ККМ систему медь-молибден.

Исходные материалы для получения конденсатов приведены в табл. 1.

В качестве исходных (испаряемых) заготовок использовали слитки меди диаметром 98,5, молибдена — 68,5 мм и длиной до 450 мм после вакуумно-дугового переплава. Их частота по основному компоненту составляла не ниже 99,5...99,7 мас. %.

ККМ получали по трем технологическим схемам:

на стационарной подложке размерами 700× ×400×15 мм (вариант 1, рис. 1);



Рис. 1. Схема получения ККМ с переменной по длине подложки концентрацией меди и молибдена путем испаренияконденсации исходных компонентов из двух независимых источников: 1, 2, 3, 4, 5 — линии постоянных концентраций в двухкомпонентной системе Си–Мо по ширине подложки

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018



Рис. 2. Схема получения ККМ на вращающейся подложке путем осаждения меди и молибдена из двух независимых источников без разделения паровых потоков: 1 — рабочая камера; 2 — медный водоохлаждаемый тигль; 3 — исходные (испаряемые) материалы; 4 — механизм подачи слитков в зону испарения; 5 — камера пушек; 6 — электронно-лучевые нагреватели; 7 — подложка; 8 — шток для крепления подложки; 9 — привод вращения подложки

на вращающейся со скоростью 36 об/мин подложке диаметром 800 мм и толщиной 25...30 мм (вариант 2, рис. 2) [15];

по описанной в работе [16] (вариант 3, рис. 3).



Рис. 3. Схема получения ККМ на вращающейся подложке путем испарения меди и молибдена из двух независимых источников с разделением паровых потоков: 1 — рабочая камера; 2 — камера электронно-лучевых нагревателей; 3 — электронно-лучевые нагреватели для подогрева подложки; 4, 5 — электронно-лучевые нагреватели для испарения исходных материалов; 6 — подложка; 7 — медный водоохлаждаемый экран для разделения паровых потоков меди и молибдена; 8 — охлаждающая жидкость (вода); 9 — камера механизмов подачи слитков в зону испарения; 10 — водоохлаждаемый медный тигль; 11 — испаряемый слиток; 12 — механизм подачи слитка в зону испарения; 13 — крышка крепления механизма вращения подложки; 14 — механизм вращения подложки

Диаметр подложки 500 мм, толщина 25...30 мм, скорость вращения 1...10 об/мин.

Подложки изготавливали из Ст3. Поверхность подложек, на которые проводилась конденсация парового потока, обрабатывали до получения шероховатости не ниже $R_a = 0,63$ по ГОСТ 2759–73.

Получение композитов по первому варианту проводили при температурах подложки 700 ± 30 и 900 ± 30 °C. Концентрацию тугоплавкого компонента при 700 °C варьировали от 0,1 до 6,0 мас. %, при 900 °C — от 0,4 до 46,7 мас. %. Указанные концентрационные диапазоны обусловлены особенностями процесса испарения–конденсации на данном типе электронно-лучевого оборудования при выбранных температурах подложки.

Перед формированием конденсатов на подложку, предварительно нагретую до 700 ± 30 °C, осаждали разделительный слой из диоксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия, или фторида кальция (CaF₂). Более целесообразным является использование CaF₂, учитывая его низкую стоимость и возможность снятия пленки с подложки или конденсата путем растворения в горячей воде.

Испарение меди проводили через ванну-посредник [17]. Указанный технологический прием позволил примерно в 2...3 раза увеличить скорость испарения меди и уменьшить в паровом потоке количество микрокапельной фазы. При этом скорость осаждения меди на стационарной подложке (вариант 1) изменяли от 8 до 60 и молибдена от 3 до 10 мкм/мин, на вращающейся подложке (вариант 2, 3) — от 3 до 20 и от 1 до 3,5 мкм/мин соответственно. Суммарное содержание циркония и иттрия в конденсированных материалах Cu-Mo не превышало 0,1 мас. %. ККМ для исследований представляли собой листовые заготовки прямоугольного 700×400 мм и цилиндрического 500 и 800 мм типов толщиной от 0,8 до 5,0 мм. Определение химического и фазового состава, исследование физико-механических и коррозионных характеристик ККМ проводили по методикам, описанным в работе [15].

Рентгенофазовый анализ показал, что у всех типов исследуемых композиций, кроме основных компонентов меди и молибдена, присутствует незначительное (до 3 мас. % от общего содержания упрочняющей фазы) количество дисперсных включений CuO и MoO_3 . Этот факт свидетельствует о том, что при рабочем вакууме $3 \cdot 10^{-2} \dots 5 \cdot 10^{-3}$ Па происходит частичное окисление основных компонентов композитов остаточными газами, присутствующими в рабочем пространстве, где осуществляется процесс испарения–конденсации.

Градиентные ККМ. Основной особенностью испарения технических чистых металлов и многокомпонентных сплавов из одного источника является фракционирование, обусловленное различием скоростей испарения примесей в металлах и компонентов, образующих сплав. Формирующийся на подложке конденсат имеет неоднородный состав, так как начальные слои обогащены легколетучим компонентом, а в последующих слоях преобладает вещество с малой упругостью пара. По мере поступления металла (сплава) в зону испарения количество примесей (компонентов) в жидкой ванне постоянно меняется. Поэтому неоднородность (полосчатость) структуры по толщине конденсата имеет различный характер (цвет, толщина зон и т. п.). На образование неоднородности также влияют и технологические параметры осаждения (температура подложки, скорость осаждения, глубина и динамика изменения вакуума, наклона парового потока и др.). Подробный теоретический анализ испарения бинарных сплавов из одного источника проведен в работе [18].

При осаждении градиентных по своему составу ККМ путем раздельного испарения компонентов с одновременной конденсацией их паров на подложке процессы формирования структурной неоднородности существенно усугубляются. Особо следует отметить изменение температуры на поверхности жидких ванн испаряемых компонентов. Даже при колебании температуры в пределах 10...20 °С скорость испарения может изменяться вдвое, что крайне неблагоприятно сказывается на воспроизводимости состава конденсата [15]. В процессе осаждения подобных градиентных материалов на подложке могут быть одновременно реализованы оба известных механизма конденсации — пар-жидкость-кристалл (ПЖК) и паркристалл (ПК). При определенной для данного конденсируемого вещества критической температуре близкой к 2/3 Т пл один механизм конденсации может сменяться другим [15, 19]. В этом случае аморфные и стеклообразные состояния возникают вследствие переохлаждения жидких фаз, когда конденсация происходит по ПК механизму. Метастабильные модификации, сильно пересыщенные твердые растворы (не только по отношению к нормальной растворимости при комнатной температуре, но и к максимальной в твердой фазе согласно диаграмме состояния) образуются по механизму ПЖК из резко переохлажденных жидких растворов. Такой механизм легко реализуется в случаях бинарных или многокомпонентных систем, когда в твердом состоянии наблюдается ограниченная растворимость. Композиты Cu-Мо являются ярким примером таких систем [20]. Вследствие высоких скоростей осаждения и колебаний температуры на поверхности жидкой ванны, приводящих к изменению скоростей, температура подложки повышается за счет конденсации пара (фазовых превращений) и теплоизлучения от испарителя (испарителей). Энергия поглощается в тонком поверхностном слое.

Это дало основание считать, что в течение короткого времени температура поверхности повышается до такой степени, что превышает усредненную температуру (°C) конденсации на несколько сот градусов [21].

Экспериментальное подтверждение данного явления было установлено авторами при формировании ККМ со скоростями осаждения меди 40...60 мкм/мин. На поверхности конденсата толщиной 0,8...1,0 мм образовывалась пленка жидкой меди, температура плавления которой, как известно [20], составляет 1083 °C.

Учитывая вышеизложенное, можно ожидать, что степень структурных, субструктурных концентрационных фазовых неравновесностей может быть настолько высокой, что процессы превращений развиваются уже при конденсации вещества и его естественном старении.

Детальное исследование структуры и физико-механических свойств ККМ Си–Мо с содержанием тугоплавкой фазы до 6 мас. %, осажденных при температуре подложки 700...900 °С, приведено в работе [15]. Макроструктурным исследованиям подвергали поверхность и сечения образцов параллельно и перпендикулярно паровому потоку (до и после травления), а также изломы. Для всей поверхности характерно наличие закристаллизованных микрокапель выброшенного из ванн металла и бугорков (рис. 4). Количество последних от партии к партии изменялось и достигало



Рис. 4. Характерная морфология поверхности ККМ



Рис. 5. Микроструктура конденсированных дисперсно-упрочненных материалов Cu-1,2 % Мо: $a - \times 600$; $\delta - \times 6500$

1·10⁻² см² при максимальных скоростях осаждения. Образование бугорков связано с выбросом и переносом на подложку капель жидкой и твердой фаз на разных стадиях процесса испарения–конденсации.

Для композиций Сu–Мо с содержанием тугоплавкой фазы до 3 мас. % присуща типичная для дисперсно-упрочненных материалов структура со слабо выраженной слоистостью [15]. Конденсаты имеют характерную столбчатую структуру (рис. 5, a). Кристаллиты вытянуты в направлении парового потока практически перпендикулярно поверхности конденсации. Размер зерна уменьшается по мере увеличения концентрации упрочняющей фазы. Наиболее интенсивное измельчение зерна матрицы происходит при малых концентрациях (до 1 мас. %), второй фазы (рис. 6).

Измельчение зерна интенсивнее происходит при низких температурах осаждения. Так, в конденсатах, полученных при температурах подложки 500 ± 30 , 700 ± 30 и 900 ± 30 °C при содержании упрочняющей фазы примерно 2 мас. % средний размер зерна и дисперсных частиц равны 1,45,



Рис. 6. Зависимость среднего размера зерна D_3 от содержания второй фазы в дисперсно-упрочненных материалах Cu–Mo: $l - T_n = 700 \pm 30$; $2 - T_n = 900 \pm 30$ °C

2,0, 4,0 мкм и 12, 27 и 53 нм соответственно [15, 22]. Частицы упрочняющей фазы имеют форму близкую к сферической (рис. 5, б). В подобных конденсатах за результатами рентгенофазового анализа структура материала представлена двумя основными решетками — ГЦК на основе меди и ОЦК на основе молибдена. При этом наблюдается тенденция к сильному размыванию линий молибдена и их смещение в сторону больших углов, характерная для материалов с наночастицами.

В конденсатах с содержанием молибдена от 3 до 5...6 мас. % характер структуры меняется. Частицы молибдена в таких конденсатах увеличиваются, образовывая цепочки и конгломераты, ориентированные параллельно плоскости материала. Расстояние между цепочками уменьшается с ростом концентрации тугоплавкой фазы. Конденсированные композиционные материалы Сu-Mo с содержанием тугоплавкой фазы от 5 до 12...15 мас. % отличаются комбинированной слоистостью, где сплошные слои чередуются с прерывистыми (рис. 7).

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что состав ККМ характеризуется микронеоднородностью распределения компонентов по толщине. Для представленного на рис. 8 композита усредненный химический состав молибдена по толщине конденсата составляет 7,62 мас. %, тогда как в отдельных его слоях концентрация колеблется от 2,83 до 11 мас. %.

Это обусловлено влиянием ряда технологических факторов: колебанием температуры на поверхности жидкой ванны; наличием оксидных пленок; изменением химического состава ванны;



Рис. 7. Микроструктура (×6000) ККМ с содержанием Мо от 6 до 12...15 мас. %: *1* — область материала со сплошной слоистостью (темные поле); *2* — область материала с прерывистой слоистостью (светлое поле)

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018



Рис. 8. Распределение компонентов в конденсате Си-7,62 % Мо



Рис. 9. Микроструктура композиционных материалов с различным содержанием компонентов: a - Cu-7,62 % Mo; $\delta - Cu-46,7$ % Mo

изменением динамики вакуума и др). Сплошность слоев, их контрастность, неоднородности расположения в объеме материала и распределения упрочненной фазы в отдельно взятых слоях усиливается с ростом содержания молибдена (рис. 9).

Качественно подобные изменения структуры характерны для ККМ градиентного типа Cu–Cr, Cu–W [15, 23, 24].

Следует отметить, что ориентированное распределение упрочняющей фазы характерно не только для металлических систем с минимальной растворимостью компонентов, но и для металлокерамических композиций, где подобная растворимость вообще отсутствует.

На рис. 10 приведена микроструктура конденсированных материалов NiCrAlTi–Al₂O₃, полученных при температуре подложки 1000 ± 30 °C, из которой видно характерное линейное структурирование керамической (светлое поле) и металлической (темное поле) фаз в объеме конденсата. При температурах осаждения ниже 1000 °C подобного структурирования не наблюдается.

Колебания температуры на поверхности жидкой ванны, приводящие к изменению скоростей испарения компонентов, реализуемые вследствие этого явления различные механизмы конденсации ПК и ПЖК, образование в процессе осаждения пересыщенных твердых растворов с различной концентрацией меди и молибдена обуславливают неоднородность структуры (рис. 7) и химического состава (рис. 8) по толщине конденсата. Вследствие этого в отдельных шарах ККМ в зависимо-



Рис. 10. Микроструктура (×900) ККМ (Ni–20,1 %, Cr–2,2 %, Al–2,8 %, Ti–22,5 %)–Al₂O₃



Рис. 11. Микроструктура отдельных слоев в ККМ Си-Мо: а — куполообразная; б — полигональная; в — столбчатая

сти от соотношения легкоплавкой и тугоплавкой составляющих, температуры подложки формируется различный тип структуры: куполообразная, полигональная, столбчатая (рис. 11).

Микрослойные ККМ, полученные последовательным наложением слоев меди и молибдена. ККМ осаждали при температуре подложки 700 ± 30 °C. Общая толщина композитов 0,8...1,2 мм. Максимальное содержание упрочняющей фазы ограничивалось образованием трещин и хрупкостью композитов.

В работах [15, 23] показаны существенные зависимости структуры и физико-механических свойств микрослойных ККМ Fe-Cr и Cr-Cu от толщины чередующихся слоев. В микрослойных конденсированных материалах данного типа соответствующим выбором материалов чередующихся слоев и их толщин получены: высокая стабильность структуры, регулируемые в широких пределах значения прочности и пластичности, низкие скорости высокотемпературной ползучести по сравнению со скоростью ползучести материалов отдельных слоев. При этом отмечена возможность достижения высокого уровня прочностных характеристик при определенной толщине единичного слоя от 1,0 до 1,5 мкм. В области меньших толщин слоев последние являются нестабильными и распадаются. При толщине слоев 10...15 мкм указанные материалы по значениям

Таблица 2. Исследуемые варианты образцов ККМ							
Вариант	Содержание	Толщина с	Количесвто				
ККМ	Мо, мас. %	Мо	Cu	слоев, шт.			
1	16	1,7	10,0	108			
2	16	1,3	7,0	102			
3	19	1,01,3	5,0	288			
4	22	2,0	7,0	252			
5	33	2,5	5,0	192			
6	38	3,0	5,0	274			
7	40	4,0	6,0	116			
8	42	1,01,3	1,3	390			

прочности близки к свойствам матричных материалов. На этом основании исследовали несколько серий композиций (табл. 2), в которых толщина составляющих композит слоев варьировалась в следующих пределах, мкм: несущий высокомодульный слой Мо — от 1,0 до 4,0; матричный слой Си — от 1,3 до 10.

Металлографическими исследованиями установлено, что во всех микрослойных конденсатах несущие слои молибдена имеют столбчатую структуру. Высота столбчатых кристаллитов молибдена соизмерима с толщиной слоя. Матричные слои меди состоят из практически равноосных зерен с большим количеством двойников. Определенные различия в кристаллическом строении микрослоев меди и молибдена обусловлены особенностями конденсации для несущих (Мо) и матричных (Си) слоев. Температура осаждения 700 ± 30 °C соответствует первой структурной зоне для молибдена и третьей — для меди [2].

Объемные нанокристаллические ККМ. Выше показано существенную зависимость структуры ККМ от концентрации упрочняющей фазы, температуры осаждения и других технологических параметров. Введение второй фазы в определенных концентрационных диапазонах позволяет получать поликристаллические или слоистые (микрослойные) материалы на основе меди и молибдена с размером зерна около 1 мкм. Дальнейшее диспергирование структуры при температурах подложки 700...900 °С не представляется возможным из-за неоднородности градиентных ККМ и распада микрослоев толщиной менее 1 мкм.

Получение объемных нанокристаллических материалов на основе меди и молибдена при повышенных температурах конденсации с приемлемым комплексом физико-химических и механических свойств представляется возможным при выполнении определенных условий стабилизации наноструктуры [15, 25, 26]. К ним относятся:

обеспечение однородности химического состава компонентов в объеме конденсата;

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018

упрочнение наночастицами нанозерен матрицы с целью повышения их термодинамической стабильности;

создание нанобарьерных слоев на межфазных границах, замедляющих процессы коалесценции нанозерен.

Нежелательный в ККМ градиент концентрации устраняется путем применения движущихся подложек. Метод вращающихся подложек с раздельным испарением компонентов для получения бинарных и многокомпонентных сплавов заданного состава характеризуется высоким коэффициентом использования паров, а также, в значительной степени, устраняет столбчатую структуру, которая иногда приводит к растрескиванию и увеличению пористости. Столбчатая структура не образуется, так как угол падения паров на подложку непрерывно изменяется. Путем изменения геометрического расположения тиглей, скоростей вращения подложки и испарения компонентов можно создавать различные типы структур.

Из известных типов композиционных материалов, получаемых методом испарения-конденсации, дисперсно-упрочненных, микропористых и микрослойных [6], наиболее перспективными для создания наноструктурных систем являются микрослойные композиции. Формирование внутренней наноструктуры в слоях из меди и молибдена при температурах конденсации 700 °C можно ожидать, если толщины слоев будут меньше 0,5...0,6 мкм и они не будут подвержены распаду. Основными технологическими факторами, влияющими на образование слоистой структуры, являются скорости вращения подложки и осаждения компонентов, а на стабильность структуры влияют толщина чередующихся слоев и температура конденсации. При получении подобных КМ важное значение также имеет геометрическое расположение тиглей и подложки относительно тиглей. В технической литературе достаточно подробно описано распределение атомов (молекул) при испарении с точечного источника (конусоидальный закон распределения) [12]. Ожидаемое распределение справедливо, когда давление пара незначительно и процесс испарения не затруднен, например, оксидными пленками, которые могут образовываться на поверхности испаряемой ванны. В реальных условиях получения ККМ наблюдаются значительные отклонения от указанного закона. В работах [25, 26] определены основные граничные условия, при которых возможно образование слоистой структуры с толщиной единичного слоя меньше 0,5 мкм при одновременном

испарении-конденсации меди и молибдена на вращающуюся подложку.

Схема распределения паровых потоков меди и молибдена на подложке представлена на рис. 12, из которой видно, что при определенном геометрическом расположении тиглей, принятых при расчетах за точечные источники испарения, и подложки, которая вращается, существуют области распределения практически чистых испаряемых меди и молибдена.

Плотность распределения конденсируемых атомов меди и молибдена уменьшается с увеличением диаметра подложки. В результате в определенной зоне подложки происходит смешивание паровых потоков с образованием переходного слоя между компонентами, формирующими конденсат. Вращение подложки обеспечивает переход от компонента А (меди) к компоненту Б (молибдену) и наоборот. Согласно рис. 12 можно сделать выводы, что на подложке существуют зоны с минимальной плотностью распределения паровых потоков меди и молибдена. В этих зонах наиболее вероятно образование оксидов и карбидов вследствие взаимодействия испаряемых материалов с парами масла вакуумных насосов (углеродом) и остаточной атмосферой рабочей камеры (кислородом, азотом). Комплексный химический и рентгенофазовый анализ градиентных КМ Си-Мо толщиной 20...30 мкм, полученных на стационарной подложке диаметром 800 мм показал, что в конденсатах со стороны испарения меди присутствует молибден (0,07...0,09 мас. %), а со стороны



Рис. 12. Схема распределения парового потока при испарении меди и молибдена из двух независимых источников: *а* — вид спереди; *б* — вид снизу



Рис.13. Слоистая структура КМ (Cu-0,1 % Zr, Y)-8...12 % Мо (a), распределение меди и молибдена в КМ (б)

испарения молибдена — медь (0,28...0,45 мас. %). В пленках также обнаружены Zr и Y, общее содержание которых не превышало 0,07 мас. %, и оксиды меди (CuO) и молибдена (MoO₂). Их концентрация составила около 3 мас. %. Из этого следует, что чередующиеся слои на основе меди состоят из малолегированного сплава на основе меди Си-Zr-Y, упрочненного дисперсными частицами Мо, MoO₂, CuO, а слои на основе молибдена содержат дисперсные частицы Cu, CuO и MoO₂. Упрочнение дисперсными частицами способствует измельчению структуры и повышению термической стабильности слоев, а плавный переход от компонента А к компоненту В нивелирует распад слоев при повышенных температурах конденсации и уменьшает уровень напряжений, обусловленных различными КТЛР меди и молибдена.

По результатам рентгенофазового анализа структура конденсата представлена двумя основными кристаллическими решетками: ГЦК на основе меди и ОЦК на основе молибдена. При этом наблюдается сильное размывание линий молибдена и менее выраженное — линий меди и их смещение в сторону больших углов. Обычно это характеризует материалы с наноразмерными частицами и зернами.

Вращение подложки способствует существенному уменьшению слоистости и разброса рас-

пределения компонентов по толщине КМ, характерное для градиентных композитов. На рис. 13 приведено типичное распределение меди и молибдена в КМ Си–(8...12 %) Мо.

Для конденсированных композиционных материалов с содержанием Мо более 5 мас. % на микро- и субмикронном уровнях характерна слоистая структура (рис. 14). Образование слоистой структуры на микроуровне (рис. 14, *a*) обусловлено особенностями испарения технически чистых компонентов исследуемых КМ, в которых присутствуют примеси. В жидкой (испаряемой) ванне происходит накопление примесей, поэтому на различных этапах технологического процесса наблюдается испарение малолегированных сплавов на основе меди и молибдена с различной концентрацией примесей.

На процесс образования слоистости также существенным образом влияют колебания скорости испарения исходных компонентов, связанные с изменениями температуры на поверхности жидких ванн и наличием оксидных пленок и др. При травлении шлифов проявляется характерное декорирование структуры композитов, связанное с влиянием вышеперечисленных факторов.

Формирование структуры на субмикронном уровне (рис. 14, *б*, *в*) осуществляется комплексным влиянием вращения подложки, обеспечивающим



Рис. 14. Слоистая структура конденсатов на микро- (а) и субмикронном (б, в) уровнях

50

ISSN 2415-8445 СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ, № 1 (130), 2018



Рис. 15. Электронно-микроскопическое изображение структуры в светлом (*a*) и темном (*б*) поле и микроэлектронограмма (*в*) КМ (Cu–0,1 % Zr, Y)–8...12 % Мо

образование слоев толщиной меньше 0,5 мкм, и распадом пересыщенных твердых растворов на основе меди и молибдена. Электронно-микроскопические исследования на просвет слоистых КМ Cu–(8...12) % Мо показали, что средний размер зерна меди колеблется от 58 до 96, а молибдена от 46 до 62 нм. В объеме зерен равномерно распределены дисперсные частицы упрочняющих фаз. Их размер колеблется от 10 до 18 нм и зависит от природы упрочняющих фаз (оксиды, металлы). Типичное электронно-микроскопическое изображение структуры приведено на рис. 15, *a*, *б*. Микроэлектронограмма композита (рис. 15, *в*) имеет характерную кольцеобразную форму, присущую нанокристаллическим структурам.

Выводы

1. Впервые экспериментально подтверждено, что слоистые ККМ на основе малолегированных сплавов системы медь-молибден толщиной до 6 мм, полученные на вращающейся подложке, нагретой до температуры 700 ± 30 °C, относятся к объемным нанокристаллическим материалам, в которых размер зерна не превышает 96 нм, а размер дисперсных включений упрочняющей фазы 18 нм.

2. Формирование структуры ККМ на основе меди и молибдена главным образом зависит от технологических условий их получения: химического состава испаряемых слитков, скорости их осаждения, условий осаждения (стационарная или вращающаяся подложка), температуры подложки, глубины вакуума, геометрического расположения тиглей с испаряемыми материалами относительно подложки и других параметров.

3. Типичные ДУ на основе Си и Мо, конденсированные из паровой фазы при температурах подложки 700...900 °С, можно получить в относительно узком концентрационном диапазоне упрочняющей фазы (Мо) 0,1...3,0 мас. %.

4. При содержании молибдена 3...5 мас. % происходит изменение формы упрочняющей фазы с округлой в игольчатую с ориентированным ее расположением в материале в виде прерывистых цепочек, перпендикулярных падению парового потока.

5. В области концентрации второй фазы более 5 мас. % для ККМ характерна слоистая структура из сплошных слоев меди и молибдена. Стабильность сплошности слоев зависит от условий осаждения КМ. Слоистая структура может быть получена и в других типах ККМ (Си–W, Си–Сг, NiCrAlTi–Al₂O₃) при определенном химическом составе композитов и технологических условиях их осаждения.

Список литературы

- Bunshah R. F. (1984) Vacuum evaporation history, recent developments and applications. *Zeitschrift fur Metallkunde*, 75, **11**, 840–846.
- 2. Мовчан Б. А., Малашенко И.С. (1983) Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. Киев, Наукова думка.
- Косторжицкий А. И., Лебединский О. В. (1987) Многокомпонентные вакуумные покрытия. Москва, Машиностроение.
- Мовчан Б. А., Яковчук К. Ю. (2004) Электронно-лучевые установки для испарения и осаждения неорганических материалов и покрытий. Современная электрометаллургия, 2, 10–15.
- Гречанюк Н. И., Кучеренко П. П., Мельник А. Г. и др. (2016) Новое электронно-лучевое оборудование и технологии получения современных материалов методами плавки и испарения в вакууме, разработанные в НПЛ «Элтехмаш». Автоматическая сварка, 5–6, 53–60.
- Гречанюк Н. И. (2010)Возможности электронно-лучевой технологии получения композиционных материалов. Сб. тр. ИПМ им. И. Н. Францевича НАНУ. Электрические контакты и электроды. Серия «Композиционные, слоистые и градиентные материалы и покрытия», Киев, сс. 44–53.
- 7. Gleiter H. (2000) Nanostructured Materials: Basic Concepts and Microstructure. *Acta Metallurgica*, **48**, 1–29.
- 8. Скороход В. В., Уварова І. В., Рагуля А. В. (2001) Фізико-хімічна кінетика в наноструктурних системах. Київ, Академперіодика.
- Сидоренко С. И. (2008) Предельные состояния в тонких металлических пленках. Неорганическое материаловедение. Основы науки в материалах. Киев, Наукова думка, Т. 1, сс. 459–481.
- 10. Zhov Ling-Ping, Wang-Ming-Pu, Peng Kun et al. (2012) Structure characteristic and evolution of Cu–W films prepared

by dual-target magnetron sputtering deposition. *Transaction* of Nonferrous Metals Society of China, **22**, 2700–2706.

- Карпинос Д. М. (ред.) (1985) Композиционные материалы. Киев, Наукова думка.
- 12. Майсел Л., Гленг З. М. (1977) *Технология тонких пленок*. Москва, Советское Радио.
- Гнесин Г. Г. (ред.) (1981) Спеченные материалы для электротехники и электроники. Москва, Металлургия.
- 14. Демчишин А. В. (1981) Структура и свойства толстых вакуумных конденсатов металлических и неметаллических материалов и научные основы их получения: автореф. дис. ... докт. техн. наук. Киев, 35.
- Гречанюк В. Г. (2013) Фізико-хімічні основи формування конденсованих з парової фази композиційних матеріалів на основі міді: автореф. дис. ... докт. хім. наук. Київ, 40.
- Щербицкий В. В., Гречанюк Н. И., Кучеренко П. П. (1982) Электронно-лучевая установка для получения многослойных материалов. Проблемы специальной электрометаллургии, 16, 51–53.
- Мовчан Б. А., Осокин В. А., Пушечникова Л. В., Гречанюк Н. И. (1991) Электронно-лучевое испарение меди через ванну-посредник. *Там же*, 3, 58–61.
- Zinsmeister G. (1964) The direct evaporation of alloys. Vakuum–Technik, 8, 233–240.
- Гречанюк Н. И., Оноприенко Е. В., Гречанюк В. Г. (2012) К вопросу о структурных зонах в вакуумных конденсатах. Сб. тр. ИПМ им. И. Н. Францевича НАНУ «Электрические контакты и электроды». Серия «Композиционные слоистые и градиентные материалы и покрытия», Киев, сс. 179–183.
- Лякишев Н. П. (1997) Диаграммы состояния двойных металлических систем. Москва, Машиностроение. Т. 2, сс. 275–276.
- Белоус М. В., Уимен К. М. (1970) Тепловые эффекты при конденсации тонких пленок из паров. Тр. І конф. «Нитевидные кристаллы и неферромагниевые пленки». Ч. ІІ, Воронеж, сс. 101–107.
- 22. Осокин В. А. (1990) Структура, свойства и электронно-лучевая технология получения композиционных материалов на основе меди: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 250.
- Гречанюк Н. И., Дидикин Г. Г., Мовчан Б. А. (1983) Исследование твердости, прочности и пластичности микрослойных материалов хром/медь. Проблемы специальной электрометаллургии, 18, 57–59.
- 24. Бухановский В. В., Гречанюк Н. И., Рудницкий Н. П. и др. (2009) Влияние состава и технологических факторов на структуру, механические свойства и характер разрушения композиционного материала системы медь–хром. Металловедение и термическая обработка металлов, 8, 26–31.
- 25. Гречанюк М. I. (2005). Спосіб отримання мікрошаруватих термостабільних матеріалів. Україна, Пат. 74155.
- Гречанюк Н. И. (2006) Способ получения микрослойных термостабильных материалов. РФ, Пат. 2271404.

References

- Bunshah, R.F. (1984) Vacuum evaporation history, recent developments and applications. *Zeitschrift fuer Metallkunde*, 75, 11, 840–846.
- 2. Movchan, B.A., Malashenko, I.S. (1983) Vacuum deposited heat-resistant coatings. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Kostorzhitsky, A.I., Lebedinsky, O.V. (1987) Multicomponent vacuum coatings. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
- Movchan, B.A., Yakovchuk, K.Yu. (2004) Electron beam installations for evaporation and deposition of inorganic materials and coatings. *Advances in Elektrometallurgy*, 2, 9–14.

- 5. Grechanyuk, N.I., Kucherenko, P.P., Melnik, A.G. et al. (2016) New electron beam equipment and technologies for producing of advanced materials using vacuum melting and evaporation methods developed at SPE «Eltekhmash». *The Paton Welding J.*, **5–6**, 48–55.
- Grechanyuk, N.I. (2010) Possibilities of electron beam technology for producing of composite naterials. In: *Electric contacts and electrodes. Series: Composite laminated and gradient materials and coatings*: Transact. Kiev, IPS, 44–53 [in Russian].
- 7. Gleiter, H. (2000) Nanostructured materials: Basic concepts and microstructure. *Acta Metallurgica*, **48**, 1–29.
- 8. Skorokhod, V.V., Uvarova, I.V., Ragulya, A.V. (2001) *Physical-chemical kinetics in nanostructural systems*. Kyiv, Akademperiodika [in Ukrainian].
- Sidorenko, S.I. (2008) Limit states in thin metallic films. Inorganic materials science. Scientific fundamentals in materials. Kiev, Naukova Dumka, Vol. 1, 459–481 [in Russian].
- Zhov Ling-Ping, Wang-Ming-Pu, Peng Kun et al. (2012) Structure characteristic and evolution of Cu–W films prepared by dual-target magnetron sputtering deposition. *Transact. of Nonferrous Met. Soc. China*, 22, 2700–2706.
- 11. (1985) *Composite materials*. Ed. by D.M. Karpinos. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- 12. Maisel, L., Gleng, Z.M. (1977) *Technology of thin films*. Moscow, Sovetskoe Radio [in Russian].
- 13. (1981) *Sintered materials for electrical engineering and electronics.* Ed. by G.G. Gnesin. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Demchishin, A.V. (1981) Structure and properties of thick vacuum condensates of metallic and nonmetallic materials and scientific basics of their producing: Syn. of Thesis for Dr. of Techn. Sci. Degree. Kiev [in Russian].
- Grechanyuk, V.G. (2013) Physico-chemical principles of formation of copper based composite materials condensed from vapor phase: Syn. of Thesis for Dr. of Chem.. Sci. Degree. Kiev [in Russian].
- Shcherbitsky, V.V., Grechanyuk, N.I., Kucherenko, P.P. (1982) Electron beam installation for producing of multilayer materials. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 16, 51–53 [in Russian].
- Movchan, B.A., Osokin, V.A., Pushechnikova, L. V., Grechanyuk, N.I (1991) Electron beam evaporation of copper through intermediate pool. *Ibid.*, 3, 58–61 [in Russian].
- Zinsmeister, G. (1964) The direct evaporation of alloys. Vakuum–Technik, 8, 233–240.
- Grechanyuk, N.I., Onoprienko, E.V., Grechanyuk, V.G. (2012) To problem of structural zones in vacuum condensates. In: *Electric contacts and electrodes. Series: Composite laminated and gradient materials and coatings: Transact.* Kiev, IPS, 179–183 [in Russian].
- 20. Lyakishev, N.P. (1997) State diagrams of binary metallic system. Moscow, Mashinostroenie, Vol. 2, 275–276 [in Russian].
- Belous, M.V., Uimen, K.M. (1970) Thermal effects in condensation of thin films from vapors. *In: Proc. of 1st Conf. on Filamentary Crystals and Nonferromagnesium Films*. Pt 2, Voronezh, 101–107 [in Russian].
- Osokin, V.A. (1990) Structure, properties and electron beam technology for producing of copper-based composite materials: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Kiev, PWI [in Russian].
- Grechanyuk, N.I., Didikin, G.G., Movchan, B.A. (1983) Examination of hardness, strength and ductility of Cr–Cu microlayer materials. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, 18, 57–59 [in Russian].

- Bukhanovsky, V.V., Grechanyuk, N.I., Rudnitsky, N.P. et al. (2009) Influence of composition and technological factors on structure, mechanical properties and nature of fracture of Cu– Cr system composite materials. *Metallovedenie i Termich*. *Obrab. Metallov*, 8, 26–31 [in Russian].
- 25. Grechanyuk, M.I. (2005) *Method for producing of microlayer thermostable materials*. Pat. 74155 Ukraine.
- 26. Grechanyuk, N.I. (2006) *Method for producing of microlayer thermostable materials*. Pat. 2271404 RF.

ДИСПЕРСНІ І ШАРУВАТІ ОБ'ЄМНІ НАНОКРИСТАЛІЧНІ МАТЕРІАЛИ НА ОСНОВІ МІДІ ТА МОЛІБДЕНУ. СТРУКТУРА, ВЛАСТИВОСТІ, ТЕХНОЛОГІЯ, ЗАСТОСУВАННЯ. Повідомлення 1. Структура і фазовий склад

М. І. Гречанюк¹, В. Г. Гречанюк²

¹Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України.

03142, м. Київ, вул. Кржижанівського, 3. E-mail: dir@ipms.kiev.ua

¹Київський національний університет будівництва і архітектури.

03037, м. Київ, Повітрянофлотський просп., 31. E-mail: knuba@knuba.edu.ua

Розглянуто фазовий склад і особливості формування структури трьох типів (дисперсно-зміцнених, мікрошаруватих з товщиною перемінних шарів, міді і молібдену від 1 до 10 мкм і об'ємних нанокристалічних з товщиною перемінних шарів менше 0,5 мкм) конденсованих з парової фази композиційних матеріалів на основі міді та молібдену товщиною від 0,8 до 5,0 мм, отриманих при температурах підкладки 700 і 900 °С. Бібліогр. 26, табл. 2, іл. 15.

Ключові слова: високошвидкісне випаровування-конденсація; мідь; молібден; вакуум; композиційні, дисперсно-зміцнені і шаруваті матеріали

DISPERSED AND LAMINAR VOLUMETRIC NANOCRYSTALLINE MATERIALS BASED ON COPPER AND MOLYBDENUM STRUCTURE, PROPERTIES, TECHNOLOGY, APPLICATION. Information 1. Structure and phase composition

N.I. Grechanyuk¹, V.G. Grechanyuk²

¹I.N. Frantsevich Institute of Problems of Materials Science of the NAS of Ukraine.
3 Krzhizhanovskogo Str., 03142, Kyiv, Ukraine. E-mail: dir@ipms.kiev.ua
²Kyiv National University of Construction and Architecture.
31 Vozdukhoflotsky Ave., 03037, Kyiv, Ukraine. E-mail: knuba@knuba.edu.ua

Considered are the phase composition and peculiarities of formation of structure of three types (dispersion-hardened one, microlayer one with a thickness of alternating layers of copper and molybdenum from 1 up to 10 μ m and volumetric nanocrystalline one with thickness of alternating layers of less than 0.5 μ m), condensed from the vapor phase of composite materials on the base of copper and molybdenum from 0.8 up to 5.0 mm thickness, produced at substrate temperatures of 700 and 900 °C. Ref. 26, Tab. 2, Fig. 15.

Key words: high-speed evaporation–condensation; copper; molybdenum; vacuum; composite, dispersion-hardened and laminar materials

Поступила 25.10.2017



XVI Всеукраїнська науково-практична конференція «СПЕЦІАЛЬНА МЕТАЛУРГІЯ: ВЧОРА, СЬОГОДНІ, ЗАВТРА»

Київ, НТУУ «КПІ імені Ігоря Сікорського», 17 квітня 2018 р.

http://smytt-metal.kpi.ua/SMYTTXVI Тел.: (093) 478-19-61, (066) 249-11-42

20-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «INTERNATIONAL FORGMASTERS MEETING (IFM 2017)»

11–14 сентября 2017 г. в г. Грац (Австрия) состоялась 20-я Международная конференция «International Forgmasters Meeting (IFM 2017)», которая проводится с 1954 г. Организатором конференции выступило Австрийское общество металлургов и материаловедов (ASMET).

В работе конференции приняли участие около 600 специалистов из 40 стран мира, которые представили 130 докладов от ведущих промышленных компаний, таких как Voelstalpine, Kobe Steel, Saarschmiede, Doosan, Bohler, Japan Steel Works, Consarc, AREVA, Mitsubishi, GE, Danieli, Inteco, ALD. Интересные результаты исследований представили ученые из 20 университетов и институтов (Институт материаловедения, соединения и формирования, Унивеситет технологии (Грац, Австрия), Институт исследований металла Китайской академии наук (КНР), Montanuniversität Австрия), Институт электросварки (Leoben, им. Е. О. Патона (Киев, Украина) и др.).

На конференции рассматривали широкий спектр вопросов по выплавке и обработке металла в кузнечной отрасли разных стран, передовые и новые технологии производства сталей для энергетики, аэрокосмической промышленности и др., а также вопросы по тестированию и управлению качеством металла (неразрушающий и деструктивный контроль, ISO9000, ISO14000), численному анализу и моделированию.

В рамках работы конференции были представлены доклады, среди которых:

«Технологии плавки и литья для производства 9...12 %-ной хромистой стали для энергетики» (Харальд Хольцгрубер, INTECO, Австрия);

«Открытое кузнечно-штамповочное производство в подразделении специальных сталей Voestalpine» (Роберт Бауэр, Voestalpine, Австрия);

«Новые тенденции получения специальных ковочных сталей, их переплава и порошковой металлургии» (Бенедикт Блиц, SMR Premium GmbH, Германия). В своем докладе Б. Блиц рассказал о последних событиях в мире специальных кованых сталей и их переплаве (никелевых сплавов, нержавеющих, легированных инструментальных сталях), а также обзор потребностей конечных пользователей;

«Макросегрегация в слитках» (Эд Пикеринг, Универстет Манчестера, Великобритания). В докладе Э. Пикеринга рассмотрены механизмы, при которых макросегрегация происходит в больших слитках (12 тонн). Проведено сравнение в продольном сечении слитка стали CrNiMo по всей высоте с помощью рентгеновской флуоресцентной спектроскопии XRF карт. Изучено распределение хрома, молибдена и установлено, что А-сегрегация находится в центральной части слитка. Далее автор представил результаты физического моделирования кристаллизации металла. В качестве физической модели использован раствор NH₄Cl-H₂O, который был заморожен жидким азотом в прозрачной форме, служившей моделью кристаллизатора. Данная физическая модель илюстрировала процесс кристаллизации и формирования столбчатой структуры. Также Э. Пикеринг в своей работе провел сравнение результатов исследования карт распределения А-сегрегации в реальном 12-тонном стальном слитке и карт, полученных на основании математического моделирования, и сделал выводы, что существующие системы компьютерных программ имеют ряд ограничений для прогнозирования химической и структурной неоднородностей в слитках. Использование комплекса физического, математического и натурного экспериментов дает возможность более полно оценить вероятность образования тех или иных дефектов в крупных слитках.

Необходимо отметить ряд докладов, которые вызвали повышенный интерес у всех участников конференции.

Это результаты, представленные Эстель Баумбах (Saarschmiede, Германия совместно с Rolls-Royce, Великобритания) о производстве слитка ЭШП из никелевого сплава Inconel 600 диаметром 1300 мм, высотой 6600 мм и весом 70 т, из которого были произведены диск диаметром 2225×560 мм, кольцо диаметром 2250/1893×2080 мм и 2 диска диаметром 2280×80 мм. В другом докладе компании «Saarschmiede» впервые представлены результаты по выплавке слитка ЭШП из никелевого сплава Inconel 600 массой 103 т и диметром 1600 мм.

Новый процесс производства крупных поковок — аддитивную ковку представили ученые Института исследований металла Китайской академии наук (КНР). Этот процесс включает несколько этапов формирования крупных поковок: выплавку слябов на машине непрерывного литья заготовок; очистку поверхности слябов; электронно-лучевую сварку в вакууме слябов (плит) между собой для формирования послойной заготовки заданных габаритных размеров; термическую обработку слоистой заготовки; компрессионную деформацию (усадку); непосредственную ковку изделия. В качестве слябов после непрерывной разливки использовали плиты размером 370×1400×1500 мм из стали 16Mn (17ГС). Сварная заготовка имела габаритные размеры 1400×1500×1700 мм и весила 28 т. В результате завершающего этапа ковки получен ротор длиной 6,5 м. В докладе представлены данные комплексных исследований качества металла ротора по всей его высоте, полученного аддитивной ковкой, которые подтвердили химическую и структурную однородность металла, а также высокий уровень прочностных характеристик.

Урлих Бебрихер (ALD, Германия) представил результаты разработки автоматической системы контроля вытяжки слитка на печах ЭШП со сменой электродов. Разработанная система позволяет получать информацию на основании температурного распределения плотности расплавленного флюса по высоте кристаллизатора и осуществлять визуальный контроль за формированием корки шлакового гарнисажа внутри него. Информация о плотности расплавленного шлака может использоваться для оптимизации потребляемой энергии во время смены электрода, чтобы избежать перегрева. Установлена зависимость плотности расплавленного флюса от скорости плавки. Полученные данные о плотности расплавленного шлака могут быть использованы и для других процессов симулирования.

Сотрудники компании «Böhler Special Steel» представили результаты по разработке новой генерации роторных сталей MARBN. Это стали с содержанием 9 % Сг мартенситного класса, упрочненные нитридом бора, для кованых элементов в электростанциях, которые высокоустойчивы к ползучести. В результате использования данной стали рабочая температура увеличивается от 625 до 650 °С. В докладе изложены результаты исследований двух марок сталей с добавлением бора: FB2-2-LN и NPM1-LN. Из этих сталей были отлиты слитки (3,5 т) с последующей вакуумной обработкой. Вакуумная обработка позволила удалить нежелательные элементы (углерод, водород, кислород) и обеспечить точный подбор содержания легирующих. Полученный слиток подвергли ковке и разделили на две заготовки (цилиндрическую диаметром 180 мм, длиной примерно 7 м и квадрат шириной 240 мм, длиной приблизительно 3,5 м). Для круглой заготовки это была заключительная стадия перед термической обработкой и называлась в докладе «обычной» технологией получения из-за отсутствия процесса повторного плавления. Квадратную заготовку использовали в качестве электрода для электрошлакового переплава в защитной атмосфере. По сравнению с «обычной» технологией получения процесс с повторным ЭШП в защитной атмосфере позволяет уменьшить сегрегацию, удалить неметаллические



включения, исключить поры и обеспечивает направленную кристаллизацию структуры в слитке с высокой степенью чистоты. Оба слитка по двум технологическим цепочкам были подвергнуты термообработке и прошли ультразвуковой контроль. Результаты исследований показали возможность использования данных сталей при повышенных рабочих температурах, а также высокие показатели устойчивости к ползучести.

Дэйтер Бокелман (Saarschmiede, Германия) сделал исчерпывающий обзорный доклад о последних тенденциях и актуальных направлениях в работе конференции. Он отметил, что в 2017 г. по результатам конференции опубликовано 145 статей. Наибольшее количество статей 29 и 30 по направлениям «Процессы симуляции и моделирования» и «Оборудование, инвестиции и разработки» соответственно. По 10 статей представлено в разделах «Производство стали» и «Переплавные процессы». В разделах «Никелевые сплавы для энергетики»



Участники конференции Л. Б. Медовар и А. А. Полишко

и «Специальные сплавы» — по 9 статей, более 10 докладов — по неразрушающему контролю. Д. Бокелман отметил, что на сегодняшний день высокое качество слитков для сосудов высокого давления, применяемых в энергетике, может обеспечить только ЭШП. Для производства высококачественных никелевых сплавов рекомендуется ЭШП, ЭШП в защитной атмосфере, ВИП, ВДП.

Доклад «Процесс ЭШП как способ аддитивного производства для крупных слитков и метаматериалов: опыт и перспективы» (Л. Медовар, А. Стовпченко, А. Полишко, ИЭС, Украина) вызвал большой интерес среди участников конференции.

Организаторы конференции поблагодарили ее участников за высокий уровень представленных работ и пригласили на 21-ю Международную конференцию «International Forgmasters Meeting», которая состоится в 2020 г. в Китае.

Необходимо отметить хорошую организацию конференции. Созданная рабочая обстановка способствовала развитию тематических дискуссий и установлению научных контактов между металлургами и материаловедами.

А. А. Полишко

СЕМИНАР «ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ: СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ»



11 января 2018 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев) состоялся научно-технический семинар, посвященный новым материалам, в работе которого приняли участие более 50 человек. Семинар проводил заместитель директора по научной работе Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, д-р физ.-мат. наук Г. С. Фирстов. Геогий Сергеевич выступил с докладом, в котором рассказал, как исторически развивались представления об эффекте памяти формы, который неразрывно связан с явлением термоупругого равновесия фаз при мартенситном превращении. Показано, что такие современные промышленные сплавы с памятью формы, как никелид титана или сплавы на основе меди были довольно широко опробованы в различных устройствах (от товаров широкого потребления до аэрокосмической отрасли). Тем не менее, на сегодняшний день единственным бизнес успешным направлением применения материалов с памятью формы остается практически исключительно медицина. Определенная стагнация при внедрении связана с недостаточной стабильностью, вызванной пластической деформацией, сопровождающей эффект памяти формы. Преодоление таких негативных тенденций возможно при переходе к новым направлениям развития рассмотренных функциональных материалов. Среди таких направлений остается важным медицинское, а также создание новых материалов с магнитной памятью формы и многокомпонентных сплавов с высокой энтропией смешения для других целей. Показано, что многокомпонентный подход в силу качественных изменений в электронной и кристаллической структуре при разработке новейших материалов с памятью формы позволяет подавить процессы пластической деформации, замедлить диффузию и обеспечить стабильный эффект памяти формы в широком температурном интервале (до 1000 К) с высоким уровнем совершаемой работы (до 10 Дж/см³). Таким образом, можно ожидать возобновления интереса со стороны индустриальных лидеров к применению сплавов с эффектом памяти формы не только в медицине, но и в аэрокосмической отрасли, автомобилестроении, добывающей промышленности, энергетике (в том числе ядерной) и других.

А. Ю. Туник

К 90-летию академика Б. А. Мовчана



9 января 2018 г. исполнилось 90 лет выдающемуся ученому в области материаловедения и специальной электрометаллургии, основателю научной школы получения новых материалов с помощью электронно-лучевой технологии испарения и конденсации в вакууме (EB-PVD), академику Национальной академии наук Украины, заслуженному деятелю науки и техники Украины Борису Алексеевичу Мовчану.

После окончания в 1951 г. Киевского государственного университета им. Т. Г. Шевченко по специальности «Металлофизика» вся трудовая и научная деятельность Б. А. Мовчана неразрывно связана с Институтом электросварки им. Е. О. Патона.

Начав свою трудовую деятельность на должности научного сотрудника, уже в 1960 г. Б. А. Мовчан руководил научным отделом электронно-лучевых технологий Института, а с 1994 г. возглавил основанный им «Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона» (МЦ ЭЛТ). С 2003 г. и по настоящее время Б. А. Мовчан работает научным консультантом в отделе парофазных технологий неорганических материалов Института электросварки им. Е. О. Патона и МЦ ЭЛТ.

В 1954 г. Борис Алексеевич защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата, в 1961 г. — доктора технических наук. В июне 1964 г. избран членом-корреспондентом, а в марте 1978 г. академиком Академии наук УССР по специальности «Материаловедение и прочность материалов».

Б. А. Мовчан получил известность и международное признание как в области исследования взаимосвязей структуры и свойств неорганических материалов (аморфных, нанокристаллических, дисперсно-упрочненных, микрослойных, микропористых) и защитных покрытий, осаждаемых из паровой фазы в вакууме, так и в реализации разработанных технологических процессов и нового электронно-лучевого оборудования.

Б. А. Мовчан автор более 380-ти научных публикаций, 120-ти патентов и 7-ми монографий. Большое внимание Борис Алексеевич всегда уделял подготовке научных кадров. Под его руководством подготовлено 68 кандидатов и докторов технических наук. Он является членом редколлегии журнала «Современная электрометаллургия» с момента его основания (1975 г.) и по сей день, а также других научных журналов.

По инициативе Б. А. Мовчана и его активном участии созданы такие совместные предприятия, как украинско-голландское «Интертурбина-Патон» (1992 г.) и украинско-американское «Пратт энд Уитни-Патон» (1993 г.). В 1994 г. создано государственное предприятие «Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» (МЦ ЭЛТ), которое продолжает разработку новых электронно-лучевых технологий и оборудования как для зарубежных заказчиков из США, КНР, Канады, Англии, так и для украинских, среди которых НПО «Зоря»-«Машпроект» (г. Николаев) и ЗМКБ «Прогресс» (г. Запорожье). Наряду с созданием новых технологий Б. А. Мовчан разрабатывает и соответствующее электронно-лучевое оборудование для получения новых материалов и нанесения защитных покрытий. Под его руководством спроектированы и изготовлены 96 электронно-лучевых установок различного назначения.

Трудовая и научная деятельность Бориса Алексеевича Мовчана отмечена рядом высоких правительственных наград, среди которых Государственная премия УССР в области науки и техники, два ордена Трудового Красного знамени, Ленинская премия за работы в области электронно-лучевых технологий, орден Ленина, премия Е. О. Патона НАН Украины. За весомый вклад в развитие отечественной науки и упрочнения научно-технического потенциала Украины Б. А. Мовчан награжден орденом «За заслуги» III степени, орденом Ярослава Мудрого V степени, ему присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки и техники».

Заслуги Мовчана Б. А. отмечены также зарубежными почетными дипломами и премиями. В Китае ему вручен Почетный диплом Министерства авиационной промышленности КНР и присвоено почетное звание профессора Пекинского университета аэронавтики и космонавтики. В США получены два диплома Американского вакуумного общества, а в 2016 г. вручена премия им. Р. Ф. Банши «За новаторские работы в области электронно-лучевого испарения и деятельность руководителя и наставника на трех континентах на протяжении 60 лет».

Свое 90-летие академик Б. А. Мовчан встретил на рабочем месте в МЦ ЭЛТ, продолжая исследования по созданию новых металлоорганических

твердо- и жидкофазных композитов с наночастицами, осаждаемыми способом EB-PVD, с целью их последующего применения в медицине и фармацевтике.

От всей души поздравляем юбиляра, желаем ему крепкого здоровья и дальнейших творческих успехов в его очень важном для страны деле.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины Международный центр электронно-лучевых технологий Редколлегия журнала «Современная электрометаллургия»

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є. О. ПАТОНА НАНУ МІЖНАРОДНА АСОЦІАЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ»

Міжнародна конференція ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ТЕХНОЛОГІЇ – СЬОГОДЕННЯ І МАЙБУТНЄ

Присвячується 100-річчю Національної академії наук України

5 – 6 грудня, 2018 р. Україна, м. Київ

Голова: академік НАН України Л. Лобанов

НАУКОВІ НАПРЯМКИ КОНФЕРЕНЦІЇ

- Технології, матеріали і обладнання для зварювання і споріднених процесів
- Міцність зварних конструкцій, теоретичні та експериментальні дослідження напружено-деформуючих станів та їх регулювання
- Вдосконалення зварних конструкцій, автоматизація їх розрахунку і проектування, оцінка і подовження ресурсу
- Нові конструкційні матеріали

- Технології, матеріали і обладнання для 🍬 Неруйнівний контроль і технічна діагностика
 - Інженерія поверхні
 - Зварювання в медицині технолопії, обладнання, наноматеріали і нанотехнолопії
 - Проблеми екології зварювального виробництва
 - Спеціальна електрометалургія
 - Стандартизація, сертифікація продукції зварювального виробництва, підготовка і атестація спеціалістів

IE3 ім. Є. О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича (Боженка), 11, м. Київ, 03150 тел.: (38044) 200-60-16; 200-47-57 факс: (38044) 528-04-86 E-mail: office@paton.kiev.ua www.paton.kiev.ua | www.patonpublishinghouse.com

ИНФОРМАЦИЯ

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и редколлегия журнала «Современная электрометаллургия» поздравляют Виталия Васильевича Кныша и Виктора Александровича Шаповалова с избранием в члены-корреспонденты НАН Украины. Желаем им доброго здоровья, счастья, новых достижений и дальнейших творческих успехов!



В. В. Кныш — 1952 г. рождения, закончил Киевский государственный университет им. Т. Г. Шевченко; с 1978 г. работает в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины; с 2013 г. — заведующий отделом прочности сварных конструкций; защитил кандидатскую диссертацию в 1982 г., докторскую — в 2012 г.; профессор, лауреат Государственной премии Украины (2015 г.).

В. В. Кныш — известный ученый в области прочности материалов и сварных конструкций. Его основные работы посвящены исследованию сопротивления усталости и циклической трещиностойкости сварных соединений конструкционных сталей и алюминиевых сплавов, оценке остаточного ресурса сварных элементов металлоконструкций, содержащих усталостные трещины, и разработке конструктивно-технологических способов повышения циклической долговечности сварных соединений на стадиях накопления повреждений и развития усталостных трещин.

В. В. Кнышом на основе подходов механики разрушения развиты методы расчетного определения циклической долговечности сварных элементов металлоконструкций, которые содержат усталостную трещину. В его работах предложены и экспериментально обоснованы трехпараметрические кинетические уравнения для скорости роста поверхностных и сквозных усталостных трещин в конструкционных материалах, которые вместе с размахом коэффициента интенсивности напряжений содержат в явном виде коэффициент ассиметрии цикла нагружения. На основе этих уравнений разработан метод расчетного определения циклической долговечности сварных элементов конструкций из условий развития усталостной трещины в неоднородных полях остаточных напряжений растяжения.

В. В. Кныш автор свыше 130 научных трудов, в том числе двух монографий и семи патентов Украины, США и Канады.

В. А. Шаповалов — 1950 г. рождения, закончил Ворошиловоградский машиностроительный институт; с 1978 г. работает в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины; в 1984 г. защитил кандидатскую диссертацию (2003 г.) — докторскую в области плазменно-шлаковой металлургии; в настоящее время заведующий отделом, лауреат Государственной премии Украины (2013 г.), лауреат премии им. Е. О. Патона НАН Украины (2017 г.).

В. А. Шаповалов — известный специалист в области материаловедения и специальной электрометаллургии. Его научные работы тесно связаны с созданием электрометаллургических технологий, получением материалов в различных кристаллических состояниях (от быстрозакаленных материалов до монокристаллов) и исследованиями их структурообразования. Особенно необходимо выделить его работы по материаловедению и металлургии, которые касаются плазменно-индукционного выращивания и исследования монокристаллов вольфрама и молибдена. Выращивание сверхбольших монокристаллов тугоплавких металлов стало возможным в результате сочетания нескольких факторов: совместного использования плазменно-индукционного нагрева и формирования монокристалла путем послойного наращивания за счет перемещения локальной металлической ванны — типичная 3D технология (аналогов в мире нет).

Впервые в мире В. А. Шаповалов решил проблему выращивания крупных ориентированных монокристаллов вольфрама и молибдена с более совершенной структурой и улучшенными физико-механическими свойствами. Он получил и исследовал большие профилированные монокристаллы тугоплавких металлов в виде пластин, используемых для изготовления зеркал сверхмощных лазеров, тел накаливания приборов светотехники, экранов в рентгеновских оптических приборах, анодов мощных рентгеновских ламп, мишеней для распыления.

Результаты научных исследований Шаповалова В. А. нашли отражение в более чем 200 научных работах, в том числе двух монографиях, двух учебниках, 38-ми авторских свидетельствах и патентах.

Формирование изделий с помощью 3D технологии

Специалисты компании «Voestalpine Böhler Welding» воспользовались уникальной возможностью — выставкой «Schweißen & Schneiden 2017», чтобы продемонстрировать свои достижения в области 3D печати с использованием сварочных проволок. Под торговой маркой Böhler Welding представлен инновационный ассортимент специализированных электродных материалов для 3D печати, разработанный на основе металлургического опыта и ноу-хау в области сварки и наплавки.

Аддитивное производство с помощью дуговой наплавки проволочными материалами — Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), как официально называется эта революционная технология, быстро развивается как гибкая и экономичная технология для создания компонентов (изделий) из специальных сплавов с учетом предъявляемых требований. В технологии используется автоматическая электродуговая сварка для создания любой желаемой формы изделия путем нанесения слоя наплавленного валика на предыдущий слой. Процесс WAAM может быть полностью автоматизирован от разработки идеи детали до ее изготовления в среде ком-





пьютерного проектирования, что сокращает время производства и объем человеческого вмешательства, необходимых для изготовления каждого нового продукта.

Задача WAAM заключается в создании сложных металлических изделий с хорошей геометрической точностью, требующих минимальной обработки, из различных материалов и без потери их при производстве. Это предъявляет высокие требования к проволочному электроду с точки зрения обеспечения согласованных характеристик сварки, таких как подача проволоки, стабильность горения дуги, смачивающих свойств металла и контроля разбрызгивания. Новый критерий в металлургической экспертизе — необходимость сбалансирования химического состава таким образом, чтобы изделия, изготовленные WAAM, приобретали желаемые механические и химические свойства в условиях сварки, подобные микрообъемному литью.

Инновационный ассортимент Böhler Welding 3Dprint состоит из высококачественных сплошных и порошковых проволок с превосходным качеством поверхности и сварочными характеристиками, необходимыми для стабильного процесса 3D печати. Доступные химические составы проволок покрывают широкий спектр низко- и

среднелегированных сталей, различных типов нержавеющих сталей, включая дуплексные стали, сплавы на основе никеля, титана и алюминия.

Дополнительная информация о номенклатуре проволок Böhler Welding 3Dprint: http://voestalpine.com/welding/ru

Подписано к печати 20.03.2018. Формат 60х84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 7,9. Усл. кр.-отт. 8,2. Уч.-изд. л. 9,3. Печать ООО «ДИА», 03022, г. Киев, ул. Васильковская, 45.