

ДОСЛІДЖЕННЯ ЯКОСТІ МЕТАЛУ ЛЕГОВАНОЇ АЛЮМІНІЄМ І ХРОМОМ ВИСОКОМАРГАНЦЕВОЇ СТАЛІ ПІСЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

В.А. Зайцев, Ю.В. Костецький, Г.О. Полішко, В.А. Костін, В.П. Петренко, Є.О. Педченко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: y.kostetsky@paton.kiev.ua

Представлено результати дослідження впливу електрошлакового переплаву на властивості металу злитків високомарганцевої сталі, легованої алюмінієм і хромом. Розглянуто особливості формування структури високолегованих марганцевих сталей, які одночасно з міцністю демонструють пластичність та зменшену щільність і є складними для розливання сплавами, схильними до гарячого розтріскування, утворення грубої структури та розвитку макро- і мікроліквації. Виконані дослідження, які підтверджують висновки, що для сталей даного типу необхідно ретельно контролювати умови твердіння. Отримані результати ілюструють значний вплив швидкості охолодження на утворення тріщин, сегрегацію марганцю і алюмінію та параметри дендритної структури сплаву. Електрошлаковий переплав забезпечив покращення структури і призвів до зменшення розміру неметалевих включень у досліджуваному металі без суттєвих змін вмісту Mn, Al, C, що є однією з умов одержання гомогенних злитків великого розміру. Металографічними дослідженнями показано, що мікроструктура усіх зразків досліджуваної сталі є характерною для аустенітної сталі з дендритним ростом кристалів. Дендритна структура в металі злитка ЕШП є рівномірною, відстані між осями першого і другого порядку в середній і верхній частинах злитку становлять 136,6...146,5 і 60,54...8,92 мкм відповідно. Завершення формування необхідної кінцевої мікроструктури досліджуваної сталі відбувається після подальшої термічної і термомеханічної обробки. ЕШП литих заготовок дозволяє досягти необхідного рівня однорідності металу і визначеного рівня властивостей у кінцевому виробі з меншою кількістю етапів та тривалості термомеханічної обробки й зменшити витрати ресурсів. Бібліогр. 32, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: високоміцна легка сталь, злиток, електрошлаковий переплав, мікроструктура, ліквація, фазовий склад

Вступ. Розвиток сучасної промисловості передбачає не тільки розробку і застосування нових конструкційних матеріалів, але й створення ефективних технологій їх отримання. За останні декілька десятиліть виконано багато досліджень, присвячених вивченню властивостей сталей Fe–Mn–Al–C [1–5] з погляду на можливість їх застосування в енергетиці, хімічній, гірничодобувній та оборонній промисловостях, інфраструктурному будівництві, транспортному машинобудуванні. Певний час сталі Fe–Mn–Al–C розглядали як можливу заміну звичайних хромонікелевих нержавіючих сталей [5]. У 80–90-х роках минулого століття активно досліджували їх корозійну стійкість, зварюваність, стійкість до окислення, вплив температури, хімічного складу і мікроструктури на механічні властивості [4, 5]. Одним з важливіших результатів цих досліджень стало усвідомлення і розуміння зв'язку між механізмами деформації та механічними властивостями, що привернуло увагу академічної спільноти і забезпечило швидкий прогрес у подальшому розробленні та застосуванні сталей Fe–Mn–Al–C у автомобілебудуванні. Зараз дослідницькі групи по всьому світу докладають зусиль для подальшо-

го вивчення сталей Fe–Mn–Al–C, щоб зробити їх більш доступними та розширити коло можливого застосування.

З початку 2000-х років значна увага була приділена дослідженню сталей Fe–Mn–Al–C зі зменшеною щільністю, які призначені для використання у різних конструкціях [3–5]. Ці сталі можуть містити 3...30 % Mn, 3...12 % Al, 0,1...1,5 % C і відрізняються унікальним комплексом механічних властивостей з межею текучості 0,4...1,0 ГПа, межею міцності на розрив 0,6...2,0 ГПа, відносним подовженням 30...100 % [6–9]. Алюміній у складі сплаву забезпечує зменшення щільності металу. Кожен додатковий один відсоток алюмінію дає зменшення щільності металу приблизно на 1,3 %, а також зменшення значення модуля пружності на 2 % й збільшення міцності на 40 МПа [6, 10, 11]. Сталі цієї системи з вмістом алюмінію більше ніж 6 % виділили у новий клас високоміцних легких сталей (low-density/lightweight steels).

Залежно від хімічного складу високоміцні легкі сталі Fe–Mn–Al–C можуть мати аустенітну, феритну або подвійну (дуплексну) матрицю, що складається з фериту й аустеніту [4, 10]. Завдяки

Ю.В. Костецький — <https://orcid.org/0000-0003-0742-0684>, Г.О. Полішко — <https://orcid.org/0000-0001-7543-280X>,
В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, В.П. Петренко — <https://orcid.org/0000-0003-2440-1901>,
Є.О. Педченко — <https://orcid.org/0000-0002-8824-4389>

присутності нанорозмірних к-карбідів в аустенітній матриці ці сплави показують одночасно чудову міцність і пластичність [4, 5]. Спочатку вважалося, що к-карбіди погіршують пластичність і для придушення їх утворення до складу сплаву пропонували додавати бор, титан, ніобій [9, 12]. Однак пізніше було визнано, що за умови оптимізації морфології, розміру та розподілу к-карбіди можуть одночасно підвищувати як міцність, так і пластичність [9, 13]. Зазвичай небажаними є грубі міжкристалічні к-карбіди, тоді як внутрізеренні нанорозмірні к-карбіди сприяють покращенню механічних властивостей [14]. Внесок нанорозмірних к-карбідів у підвищення межі текучості сталі в 1,78 рази перевищує ефект зміцнення розчиненим алюмінієм.

Впродовж останніх двох десятиліть були зроблені нові марки високоміцних легких сталей з аустенітною матрицею, які поєднують високу міцність з чудовою пластичністю [2, 6, 7] і орієнтовані на потреби автомобільної промисловості.

Аустенітні високоміцні легкі сталі зазвичай містять 12...30 % марганцю, 0,6...2,0 % вуглецю та 5...12 % алюмінію [5, 15, 16]. Їх фазова структура складається переважно з аустенітної матриці зі слідами фериту, к-карбідів та β -Mn фази. За температур гарячої деформації ці сталі мають практично одну аустенітну фазу. У литому стані вони демонструють дендритну мікроструктуру і схильність до ліквідації через значний вміст легуючих елементів. Повільне охолодження цих сталей призводить до утворення осередків феритної фази та грубих к-карбідів переважно вздовж границь аустенітних зерен [9, 14]. Для зменшення мікронеоднорідності роблять гомогенізацію з витримкою при температурі 1100...1250 °C протягом необхідного часу. Перекристалізована мікроструктура зазвичай містить рівноосні аустенітні зерна з двійниками відпалу [5]. Щоб уникнути випадіння грубих к-карбідів ці сталі гартують водою від температури 900...1100 °C. Під час старіння аустенітних Fe–Mn–Al–C сталей в діапазоні температур 500...900 °C також можуть утворюватися два типи к-карбідів — міжзеренні та внутрішньозеренні [8]. Як зазначалось вище морфологія цих карбідів суттєво впливає на властивості сталі. Загалом ці сталі показують гарне поєднання міцності (600...1700 МПа) і пластичності (до 85 %) [3, 17].

Високоміцні легкі аустенітні дуплекс сталі можуть містити 18...28 % Mn, 9...12 % Al, 0,7–1,2 % C [5]. При температурах гарячої деформації така сталь складається переважно з аустеніту і меншої кількості феритної фази. Завдяки значному вмісту марганцю й алюмінію фаза аустеніту

досить стабільна. При кімнатній температурі ці сталі зазвичай мають стабільну аустенітну фазу як матричну із виділеннями дисперсно-розподілених у ній нанорозмірних к-карбідів (менше 10 об. %), а також невелику кількість феритної фази (5...15 об. %). Сталі цього типу є різновидом багатофазних сталей і відомі як Triplex сталі [6]. Вони мають набагато кращі властивості на розтяг, ніж феритні сталі низької щільності [17].

Як показали дослідження, холодна оброблюваність сплавів Fe–Mn–Al–C сильно погіршується зі збільшенням вмісту алюмінію понад 10 мас. % через розвиток крихкості [9]. Відповідно більшість досліджень легких сталей Fe–Mn–Al–C обмежуються складами із вмістом алюмінію від 5 до 10 мас. % [6, 18–23]. Між іншим, з'ясувалось, що додавання Cr може значно покращити холодну оброблюваність навіть за високого вмісту алюмінію і вуглецю [19]. Так, наприклад, з додаванням хрому була отримана сталь Fe–20Mn–13Al–1,3C–5Cr зі щільністю 6430 кг·м⁻³ (зменшення щільності 18,3 %), межею текучості 915 МПа, межею міцності на розтяг 1140 МПа і загальним подовженням 22 % під час випробувань на одноосовий розтяг, здійснений за кімнатної температури зі швидкістю деформації 3,3·10⁻⁴ с⁻¹. Без додавання хрому сталь Fe–20Mn–12Al–1,5C має типову складну мікроструктуру, яка в основному складається з аустеніту з дрібними дисперсними внутрізеренними к-карбідами в ньому, невеликої частки фериту і грубих міжзеренних к-карбідів. Вважається, що Cr, який є карбідоутворюючим елементом, пригнічує утворення міжзеренних к-карбідів та збільшує кількість вуглецю в аустенітній фазі.

Таким чином, набуття високоміцними легкими сталями Fe–Mn–Al–C необхідного комплексу властивостей визначається складною залежністю між хімічним складом та мікро- і макроструктурами, що утворюються в процесі твердіння сплаву та під час наступної термічної і термомеханічної обробки. Виробництво цих сталей потребує дотримання високої культури виробництва з точним технологічним контролем та впровадження нових технологій. Внаслідок цього, незважаючи на сприятливі ринкові перспективи, розгортанню широкомасштабного комерційного виробництва високоміцних легких сталей Fe–Mn–Al–C заважає низка технічних і технологічних проблем, які мають місце практично на усіх етапах виробничого процесу, що робить його поки що досить витратним.

Високолеговані сталі Fe–Mn–Al–C, як і інші високомарганцеві сталі, є складними сплавами для розливання, схильними до гарячого розтріскування, утворення грубої структури та розвит-

ку макро- і мікроліквації [20–24]. Великий вміст легуючих елементів суттєво впливає на характер процесу кристалізації, сприяє розвитку процесів ліквації та неоднорідності структур, що утворюються. Наприклад, дослідження злитку середньо-марганцевої сталі Fe–5Mn–1,5Al показало, що вміст марганцю у центральних об'ємах злитка більший, ніж у поверхневих, тоді як алюміній демонструє протилежну тенденцію до макросегрегації [25]. Дослідження однорідності розподілу домішок на мікрорівні в аустенітній сталі з високим вмістом марганцю показали, що залежно від умов кристалізації внаслідок розвитку ліквації різниця вмісту марганцю в різних структурах може сягати 2...7 мас. %, вуглецю — 0,06...0,3 мас. % [26]. На фоні сильної ліквації у сталях зі складною структурою можуть навіть утворюватися фази, які не передбачені рівноважною фазовою діаграмою [24]. Ліквація компонентів сплаву та пов'язані з нею структурні неоднорідності впливають на розподіл механічних властивостей, корозійну стійкість, ефективність і результати термічної та механічної обробки.

Як показують спеціальні дослідження, швидкість охолодження та пов'язана з нею швидкість затвердіння суттєво впливають на параметри первинної структури металу на макро- й мікрорівнях, а також на ступінь сегрегації компонентів сплаву, яка обумовлена їх різною розчинністю у структурах, що утворюються [27, 28]. Збільшення швидкості затвердіння сприяє отриманню більш однорідної структури [22, 23], але забезпечити потрібну швидкість охолодження одночасно по всьому перерізу злитка практично неможливо. У зв'язку з цим для виробництва листів зі сталей Fe–Mn–Al–C були розроблені і впроваджені нові удосконалені технології безперервного розливання [29, 30]. Проте таке рішення не є універсальним, оскільки для певних виробів потрібно розливання сталі у злитки. У цьому випадку отримані злитки перед подальшою термомеханічною обробкою доцільно піддавати процесу електрошлакового переплаву (ЕШП), який забезпечує покращення кристалічної структури і хімічної однорідності литого металу [29, 31]. ЕШП широко застосовують у виробництві спеціальних сталей і суперсплавів, щоб отримати злитки більш чисті за неметалевими включеннями, з мінімізованою макросегрегацією та більш однорідною мікроструктурою, що дозволяє досягти необхідного кінцевого рівня однорідності металу та визначеного рівня властивостей з меншою кількістю етапів термомеханічної обробки, зменшенням витрат часу і енергії.

У цій роботі представлені результати дослідження структури і властивостей високоміцної легкої сталі (25...28 % Mn, ≤ 3 % Si, 9...11 % Al, 5...6 % Cr, 1,8 % C) у литому стані після розливання у злитки та після наступного електрошлакового переплаву з метою визначення впливу переплаву на якість металу.

Методика дослідження. Виплавку дослідного металу здійснювали в індукційній тигельній плавильній печі з наступним розливанням у злитки, які в подальшому використовували як витратні електроди під час електрошлакового переплаву. Для виплавки дослідної сталі футерівку тигля індукційної печі садкою 60 кг було виконано з суміші глинозему й магнезиту, узятих у співвідношенні 75/25. Ливарні форми для отримання виливок діаметром 0,08 м і довжиною до 0,7 м були виготовлені з піщаної формувальної суміші. Для зменшення окиснювального впливу атмосфери під час плавки на поверхні рідкого металу в тиглі індукційної печі створювали шар захисного флюсу.

Електрошлаковий переплав дослідного металу здійснювали в печі ЕШП типу Р-951 зі струмопровідним кристалізатором з внутрішнім діаметром 0,18 м та двоконтурною схемою живлення. Для зменшення втрат легуючих компонентів з окисненням під час переплаву над поверхнею шлаку в кристалізаторі зменшували парціальний тиск кисню за рахунок вдмухування аргону у простір над шлаком крізь кільцеву трубку-розподільник. Переплав здійснювали з використанням флюсу АНФ-29. Під час переплаву підтримували стабільний електричний режим і мінімальне заглиблення електрода. При цьому електрична потужність була порівню розподілена між електродом і струмопровідною секцією кристалізатора. Коефіцієнт заповнення кристалізатора під час переплаву становив 0,2.

З отриманих виливок і злитка ЕШП вирізали зразки для хімічного аналізу та металографічних досліджень. Вміст провідних легуючих елементів у металі виливок і у металі злитка після електрошлакового переплаву представлено у таблиці.

Дослідження мікроструктури досліджуваної сталі в литому стані та після електрошлакового переплаву виконували на оптичному мікроскопі «Neophot-32», який оснащений приставкою для цифрового фотографування. Реєстрації зображень здійснювали із застосуванням комп'ютерної програми «QuickPhoto». Цифрові зображення оброблювали за допомогою програми «Atlas» при збільшеннях 25...500 раз у світлому полі. Вивчення результатів процесу кристалізації і дисперсності дендритної структури литого металу проводили методом заміру відстані між гілками

Вміст провідних легуючих елементів у дослідному металі, мас. %

Зразок		Al	Si	Cr	Mn
Литий метал		9,96	0,38	6,10	28,45
Злиток ЕШП	Середина висоти	10,79	2,66	5,77	25,70
	Головна частина	10,67	1,12	6,27	28,10

дендритів першого та другого порядків із застосуванням комп'ютерної програми «Tescan».

Дослідження локального хімічного складу, розподілу і складу фаз, розподілу хімічних елементів, хімічної неоднорідності по площі шліфа, морфології та хімічного складу неметалевих включень (НВ), а також отримання зображень об'єкта в широкому діапазоні збільшень у вторинних і відображених електронах здійснювали за допомогою аналітичного комплексу, який складається зі скануючого електронного мікроскопа JSM-35CF фірми «JEOL» (Японія) та рентгенівського спектрометра з дисперсією по енергії рентгенівських квантів INCA Energy-350 фірми «Oxford Instruments» (Великобританія). У роботі використовували режим SEI (зображення у вторинних електронах) для дослідження морфології та хімічного складу неметалевих включень, а також побудови концентраційних карт розподілу елементів. Експерименти проводили за прискорюючому напруженні 20 кВ і збільшенні від 200 до 10000. Елементний аналіз проводили в діапазоні від В до U.

За морфологічними ознаками і хімічним складом на основі енергодисперсійного спектрального аналізу здійснювали розподіл включень на типи (елементний склад) і визначали їх розміри. Обробку результатів аналізу НВ проводили за допомогою спеціальної програми кількісного розподілу фаз і включень (INCA Feature). Усі результати представлені у вагових відсотках.

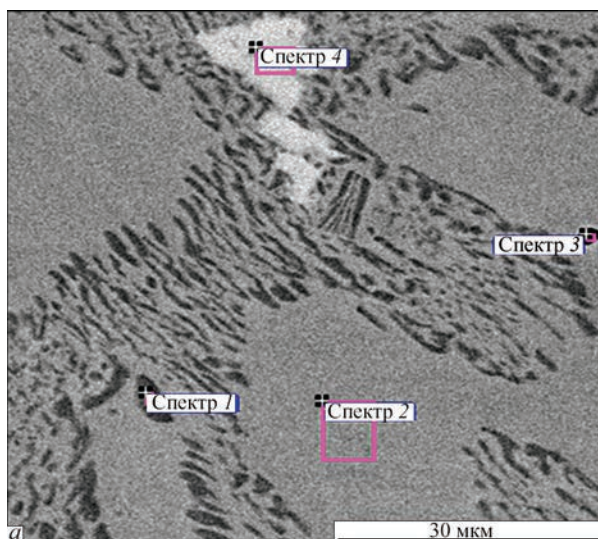
ДюрOMETричні дослідження були проведені на твердомірі Leco-M400. Вимірювання інтегральної твердості за Вікерсом здійснювали за навантаження 50 г.

Результати металографічних досліджень металу в литому стані. Металографічні дослідження зразків досліджуваного металу в литому стані було проведено в поперечному перетині на ділянках у центральній частині злитка та поблизу поверхні.

Дослідження структури і розподілу неметалевих включень було проведено на шліфах без травлення. Аналіз отриманих результатів показав, що можливо чітко розділити фазові складові структури металу: темного (спектр 1) та два типи світлого (спектри 2, 4) кольору (рис. 1). Матриця має світлий колір та за хімічним складом включає до: 14 мас. % Al, 0,6 мас. % Si, 5 мас. % Cr, 25 мас. % Mn. В темній складовій спостерігається підвищений вміст Mn до 34 мас. % та Cr до 8,12 мас. %.

Аналіз розподілу дисперсних НВ показав, що вони розташовані в матриці рівномірно, мають переважно правильну глобулярну форму, а їх розмір не перевищує 3 мкм в матриці (рис. 2, спектри 1, 2). Встановлено, що за своїм хімічним складом включення є оксинітридом алюмінію ($Al_2(O, N)_3$) з незначним вмістом домішки магнію (до 1 %).

Структура металу після травлення має схожий вигляд зі структурою, що спостерігається на не травлених зразках. Після травлення дослідних

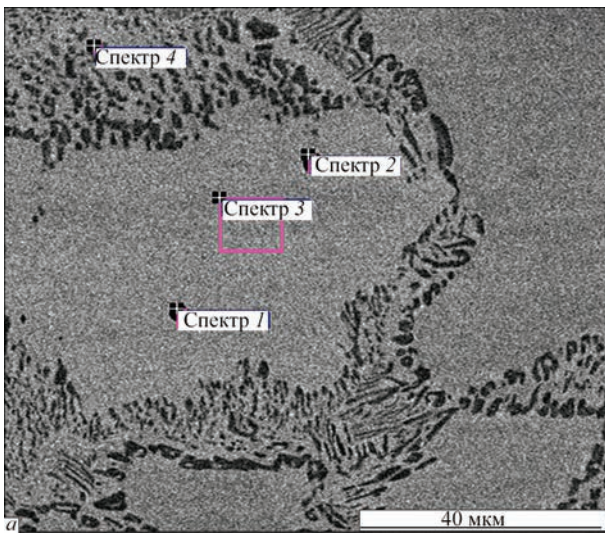


Спектр аналізу	Вміст елементів, мас. %				
	Al	Si	Cr	Mn	Fe
1	12,61	–	8,06	33,43	45,91
2	13,62	0,56	4,76	24,13	56,93
3	29,63	0,24	2,88	14,09	31,88
4	11,51	0,97	6,92	30,81	49,78

Примітка. Спектр 3 — 18,47 % N, 1,98 % O, 0,55 % Mg, 0,28 % S.

б

Рис. 1. Структура металу досліджуваної сталі (а) у литому стані без травлення (режим BEI) і результати локального хімічного аналізу зразків (б)



Спектр аналізу	Вміст елементів, мас. %				
	N	O	Al	Cr	Mn
1	23,36	3,87	46,4	1,61	7,21
2	27,72	4,49	48,1	1,20	5,26
3	–		13,6	4,68	24,08
4	–		13,6	8,12	32,05

Примітка. Спектр 1 — 0,9 % Mg, спектр 2 — 0,98 % Mg. Залишок — залізо.

б

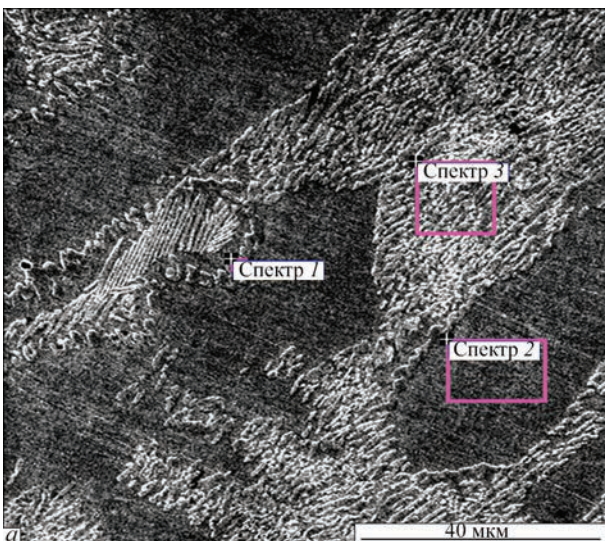
Рис. 2. Структура металу досліджуваної сталі (а) у литому стані без травлення (режим BEI) і результати локального хімічного аналізу НВ (б)

зразків на них чітко виявляються виділення евтектики. Структура дослідного металу двофазна: аустенітна матриця (сірого кольору) і евтектика по границях зерен (рис. 3). Евтектоїд складається з двох фаз, в якій одна з фаз є близькою за складом до матриці, а друга — відрізняється більшим вмістом заліза і меншим легуючих елементів. Відповідно до даних літературних джерел [1, 10, 17, 19, 21] двофазна структура може бути ідентифікована як впорядкована феритна структура та κ-карбід, що формується при повільному охолодженні у сталей Fe–Mn–Al–C. За підвищених концентрацій вуглецю, таких як у Triplex сталей (1,2 % C), відбувається евтектоїдна реакція перетворення аустеніту на пластинчастий ферит і κ-карбід (κ-карбід є ГЦК карбід типу (Fe, Mn)3AlC).

З метою визначення однорідності розподілу легуючих елементів в металі досліджуваної сталі в литому стані після виплавки в індукційній печі

було проведено лінійне сканування за обраним елементом по поверхні зразка. За лінійним розподілом основних легуючих елементів на поверхні зразка в ділянці утвореної евтектики було встановлено зменшення вмісту заліза, збільшення вмісту марганцю і хрому та деяке зменшення вмісту алюмінію (рис. 4).

Як відомо [22, 23, 27], основними параметрами кристалізації, що визначають дисперсність структури, є швидкість кристалізації і температурний градієнт фронту кристалізації. Чим більше дисперсність структури, показником якої може бути відстань між первинними або вторинними гілками дендритів, тим більш однорідний метал і тим краще його властивості в литому стані та менше смугастість у деформованому металі. Відстань між первинними і вторинними гілками дендритів є прямим показником дисперсності первинної структури.



Спектр аналізу	Вміст елементів, мас. %				
	Al	Si	Cr	Mn	Fe
1	12,98	0,37	7,12	29,74	49,78
2	13,75	0,61	4,64	24,15	56,85
3	12,51	0,58	6,72	28,21	51,98

б

Рис. 3. Структура металу досліджуваної сталі (а) у литому стані після травлення (режим BEI) і результати локального хімічного аналізу зразків (б)

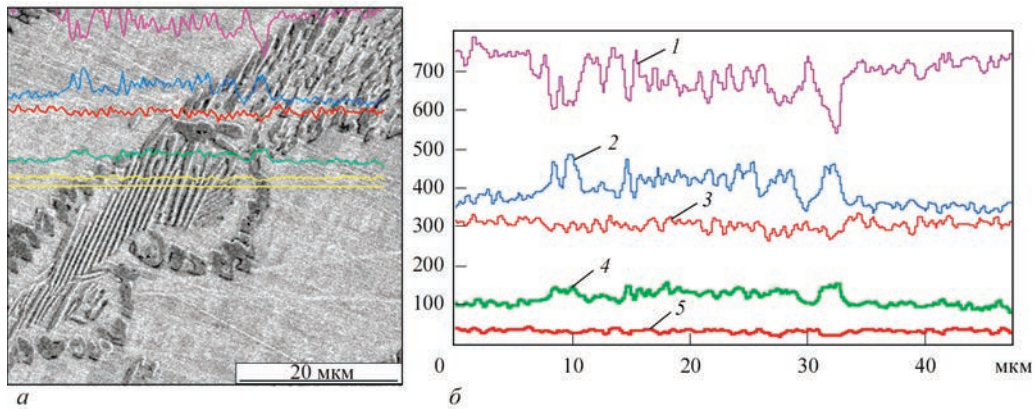


Рис. 4. Мікроструктура (а) і лінійний розподіл (б) основних елементів за перетином зразка металу у литому стані: 1 — Fe; 2 — Mn; 3 — Al; 4 — Cr; 5 — Si

Результати дослідження дендритної (первинної) структури наведено на рис. 5. У міждендритному просторі сформувалась більш темна комплексна складова, яка при збільшенні виявляється двофазною структурою голчастого типу. Дендрити орієнтовані в різних напрямках відносно осі злитка і мають вісі першого та другого порядку. Вони мають витягнуту форму з коефіцієнтом відношення довжини до ширини 5:1. Відстань між осями першого порядку становить 281,5...306,5 мкм, між осями другого порядку — 44,41...45,19 мкм.

У зразку з ділянки близької до поверхні злитка спостерігаємо утворення розгалужених тріщин по границях дендритів, які переважно проникають у міждендритний простір (рис. 6, а). Їх утворення може бути наслідком ліквідації легуючих елементів і перш за все алюмінію та марганцю, що утворю-

ють крихкі евтектики, яких можливо позбутися шляхом повторного переплаву та відповідної термічної обробки. Крім того, в металі зразків, що відібрано близько до поверхні злитка, під час вимірювання мікротвердості тріщини утворювалися вже при навантаженні 50 кг/мм², що свідчить про підвищену крихкість металу (рис. 6, б). Тріщини просувалися переважно по границях дендритів.

За результатами дюрOMETричних випробувань встановлено, що в металі злитка, отриманого литтям у ливарну форму після індукційної плавки, темна і світла фази мають підвищений рівень мікротвердості (4219 ± 370 та 4405 ± 375 МПа відповідно) порівняно з матрицею (3220 ± 300 МПа) та двофазними ділянками (3219 ± 360 МПа).

Результати металографічних досліджень металу після ЕШП. Електрошлаковий переплаву,

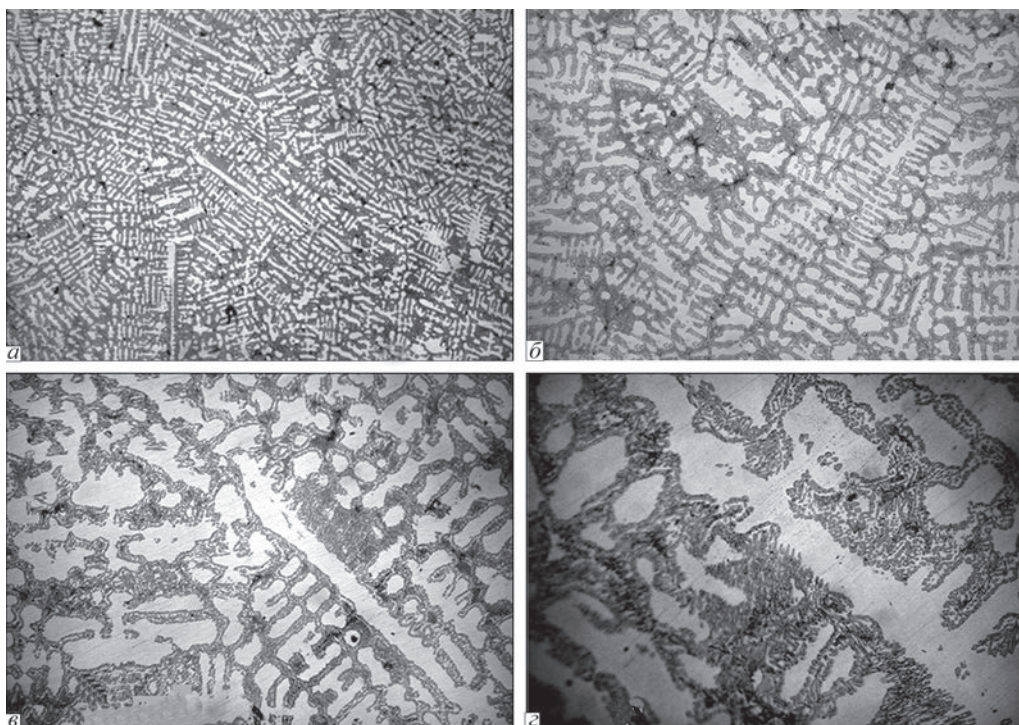


Рис. 5. Дендритна мікроструктура при різному збільшенні характерних ділянок зразка литого металу зі злитка діаметром 0,08 м (центральна частина): а — ×50; б — ×100; в — ×200; г — ×400

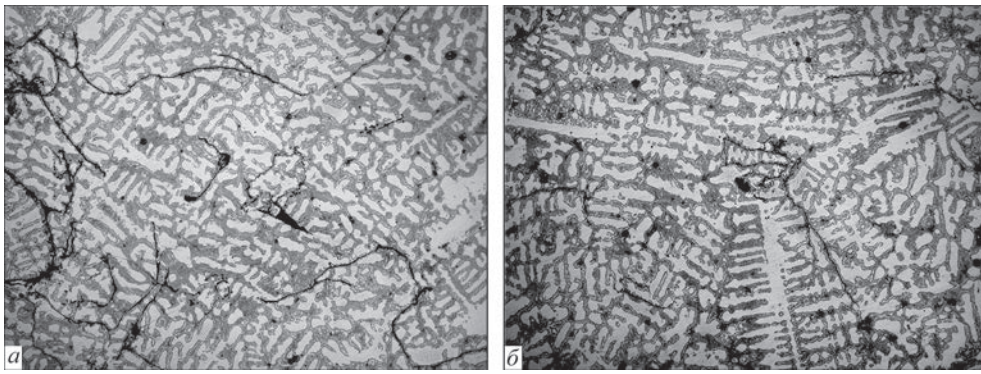


Рис. 6. Розподіл мікротріщин на близьких до поверхні злитка ділянках литого металу (а) та після вимірювання мікротвердості (б), $\times 100$

під час якого немає великого обсягу рідкого металу, що твердне одночасно, сприяє більш рівномірному розподілу легуючих елементів на макрорівні при кристалізації крупних злитків, а більш швидке зростання щільної дендритної структури прискорює розвиток мікроліквацій.

Дослідження мікроструктури металу злитка ЕШП на зразках без травлення показало, що як і в металі литих злитків спостерігається чітке розділення фазових складових структури металу: темного (спектр 3) та два типи світлого (спектри 1, 2, 5) кольору, що відрізняються за вмістом Al, Mn, Cr та Si (рис. 7).

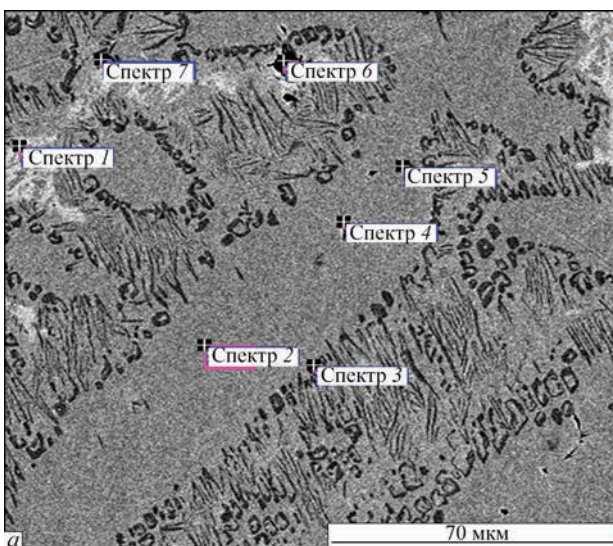
Матриця має світлий колір і включає до: 13 мас. % Al, 1,27 мас. % Si, 5 мас. % Cr, 24 мас. % Mn. В темній складовій спостерігається підвищений вміст Mn до 30 мас. %, Cr до 10 мас. % (рис. 7), що характерно для карбідної фази легованого хромом к-карбіду типу $(Fe, Mn)_3AlC$.

Дослідження показали рівномірний розподіл дисперсних НВ розміром до 2 мкм правильної глобулярної форми (рис. 7, спектри 4, 6, 7). За своїм хімічним складом вони являють собою оксинітрид

алюмінію з домішками магнію до 5,39 % (рис. 7, спектр 7). Характерні НВ представляють собою алюмосилікати (спектри 4, 6). Останнє включення (спектр 7) має надвисокий вміст магнію — майже 10 %, що свідчить про шлакову складову включення.

Дослідження неоднорідності розподілу легуючих елементів в осях дендритів і міждендритному просторі показало, що в осях дендритів вміст алюмінію складає 12,05...12,85 мас. %, кремнію — 1,04...1,11 мас. %, хрому — 4,88...5,06 мас. %, марганцю — 23,93...24,53 мас. %, у міждендритному просторі зменшується вміст алюмінію до 10,53...10,63 мас. % та кремнію до 0,85... 0,92 мас. % і збільшується вміст хрому до 7,02...7,2 мас. % та марганцю до 28,23...28,60 мас. %.

Лінійний розподіл основних легуючих елементів на поверхні зразка (рис. 8) по вісі дендриту та в міжосьовому просторі підтвердив результати локального аналізу. В осях дендритів підвищується вміст алюмінію та кремнію і знижується вміст хрому та марганцю в порівнянні з міждендритним простором.



Спектр аналізу	Вміст елементів, мас. %				
	Al	Si	Cr	Mn	Fe
1	11,40	0,95	6,50	28,17	52,98
2	12,72	1,27	4,75	23,91	57,34
3	12,90	—	9,29	35,31	42,50
4	9,82	5,10	4,25	21,84	50,95
5	13,30	1,49	4,79	23,43	56,99
6	3,43	2,51	9,98	14,38	55,47
7	3,94	1,12	8,74	29,57	41,39

Примітка. Спектр 4 — 8,04 % O, спектр 6 — 8,76 % O, спектр 7 — 9,85 % O, 5,39 % Mg.

б

Рис. 7. Структура досліджуваного металу (а) після ЕШП (режим ВЕІ) і результати локального хімічного аналізу зразків без травлення (б)

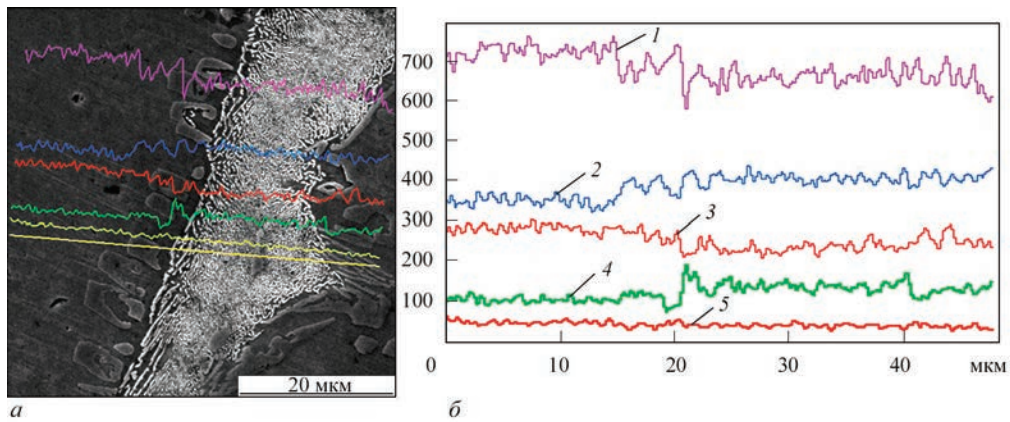


Рис. 8. Мікроструктура (а) та лінійний розподіл (б) основних елементів за перетином зразка металу ЕШП: 1 — Fe; 2 — Mn; 3 — Al; 4 — Cr; 5 — Si (осі дендритів — темний колір; міждендритний простір — світлий)

З метою визначення особливостей дендритної будови після травлення зразків металу ЕШП з верхньої та середньої частин злитка діаметром 180 мм була виявлена первинна структура литого металу, яка складається з дендритів світлого кольору, що свідчить про наявність аустенітної структури, та темної фази міждендритного простору (рис. 9). Загалом мікроструктура характеризується однорідною щільною будовою. Тріщин, шлакових включень та розшарувань на границях дендритних зерен, на відміну від литого металу, не спостерігається. Дендрити розташовані в різних напрямках відносно осі злитка і мають осі першого та другого порядку. Дендрити більш дрібніші на відміну від вихідного металу електрода (у литому

металі), мають витягнуту форму з коефіцієнтом відношення довжини до ширини 3:1. Також провели оцінку дисперсності дендритної структури в металі злитка ЕШП за висотою. Встановлено достатньо рівномірні значення відстані між осями першого і другого порядку в середній та верхній частинах злитка, які становлять 136,6...146,5 і 60,54...68,92 мкм відповідно.

Порівняння мікроструктури металу у зразках з верхньої та середньої частин злитка ЕШП показало, що в середині злитка на ділянці, близької до його поверхні, кількість дисперсних неметалевих включень є більшою. Переважний розмір включень є меншим за 3 мкм, однак спостерігаються одиночні включення розміром до 5 мкм. За хі-

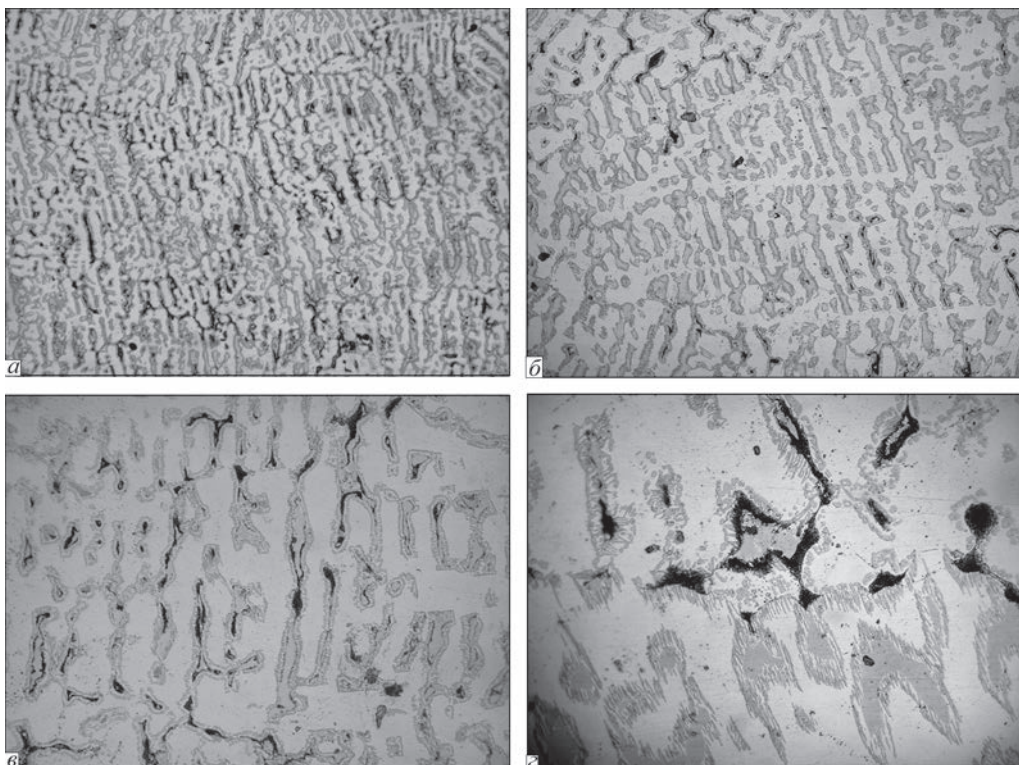


Рис. 9. Дендритна мікроструктура при різному збільшенні характерних ділянок зразка металу зі злитка ЕШП діаметром 0,18 м після травлення (верхня частина): а — $\times 50$; б — $\times 100$; в — $\times 200$; з — $\times 400$

мічним складом аналогічно до вихідного металу зустрічаються складні включення оксинітриду алюмінію та оксиду алюмінію з кальцієм (алюмокальцієві силікати), які можуть утворюватися в результаті взаємодії зі шлаком під час ЕШП.

Також встановлено, що по границях осей дендритів є виділення окремих ділянок евтектики світлого кольору, яка відрізняється за хімічним складом і рівнем мікротвердості та має знижену температуру плавлення, що може призводити у відповідних умовах експлуатації до передчасного її розплавлення та зниження властивостей металу. Для усунення ризику підплавлення необхідно провести відповідну термічну обробку з метою формування більш рівномірного розподілу легуючих елементів (Al, Mn, Cr) в матриці металу. Наявність евтектики може призводити до утворення первинних тріщин, про що свідчать темні ділянки в середині евтектики.

У верхній частині злитка ЕШП, як і у вихідному металі, за рівнем мікротвердості темна складова і світла фаза мають підвищений рівень мікротвердості — 4427 ± 215 та 4386 ± 560 МПа відповідно, відносно до матриці і евтектики — 3119 ± 400 та 3208 ± 208 МПа відповідно. Однак в середині (по висоті) злитка спостерігаємо підвищення рівня мікротвердості темної складової до 6226 ± 140 , а світлої до 4205 ± 420 МПа, що може бути наслідком нерівномірного розподілу фаз.

Оцінка дисперсності дендритної структури в металі злитка ЕШП по його висоті показала достатньо рівномірний розподіл значень відстані між осями першого і другого порядку в середній і верхній частинах злитку, які становлять $136,6 \dots 146,5$ і $60,54 \dots 68,92$ мкм відповідно.

У цілому розподіл легуючих елементів Al, Mn, Cr, Si, що спостерігається у досліджуваному металі, є характерним (за літературними даними) для структурних складових сталей даного типу. Вочевидь, для забезпечення більш рівномірного їх розподілу і формування характерної для високоміцних сталей структури потрібно проводити додаткову термомодеформаційну та термічну обробку, що й передбачено стандартним циклом їх виготовлення. Запобігти надмірному зростанню концентрації кремнію в металі під час ЕШП можливо шляхом здійснення процесу під безкремністими флюсами [32].

Загалом, металографічні дослідження показали, що мікроструктура всіх дослідних зразків аустенітна з дендритною формою кристалів. Тріщин, шлакових включень та розшарувань по границях зерен в металі злитка ЕШП не виявлено.

Виконані дослідження показують, що для сталей з високим вмістом марганцю, алюмінію і вуглецю необхідно забезпечувати контрольовані умови тверднення, за яких швидкість охолодження, з одного боку, має бути достатньо високою для утворення рівномірної структури, а з іншого, не викликати появу тріщин в термічно напружених зонах.

Проведені дослідження показали, що електрошлаковий переplав литих заготовок сталі Fe–Mn–Al–C забезпечує покращення структури і зменшення розміру неметалевих включень без суттєвих змін вмісту провідних легуючих компонентів, що дає можливість одержання гомогенних злитків великого розміру.

Висновки

1. Високоміцні легкі сталі Fe–Mn–Al–C є високотехнологічними сплавами, які одночасно з високою міцністю показують чудову пластичність, а також, залежно від вмісту алюмінію, зменшену щільність. Набуття ними необхідного рівня властивостей визначається складною залежністю між хімічним складом і макро- й мікроструктурами, що утворюються в процесі твердіння сплаву та під час наступної термічної і термомеханічної обробки.

2. Високолеговані сталі Fe–Mn–Al–C, як і інші сталі з великим вмістом марганцю, є складними сплавами для розливання, схильними до гарячого розтріскування, утворення грубої структури та розвитку макро- і мікроліквації. Структурні неоднорідності, які виникають внаслідок сегрегації домішок, впливають на розподіл механічних властивостей, корозійну стійкість, ефективність і результати термічної та механічної обробки.

3. Виконані дослідження підтверджують висновки, що для сталей цього типу необхідно ретельно контролювати умови твердіння, щоб, з одного боку, мінімізувати сегрегацію домішок, а з іншого, запобігти утворенню тріщин у зонах термічної напруги. Отримані результати ілюструють значний вплив швидкості охолодження на утворення тріщин, розподіл марганцю і алюмінію на макро- і мікрорівнях та параметри дендритної структури сплаву.

4. Електрошлаковий переplав литих заготовок забезпечив покращення структури і призвів до зменшення розміру НВ у досліджуваному металі без суттєвих змін вмісту провідних легуючих елементів, що є передумовою одержання гомогенних злитків великого розміру. Розподіл Mn, Al, Cr, Si на мікрорівні за показниками мікрорентгеноспектрального аналізу є характерним для високолегованих сталей Fe–Mn–Al–C за літературними даними.

5. Металографічними дослідженнями показано, що мікроструктура у всіх зразків досліджуваної сталі є характерною для литої аустенітної сталі з дендритним ростом кристалів. Дендритна структура в металі злитка ЕШП є рівномірною, відстані між осями першого і другого порядку в середній і верхній частинах злитка становлять 136,6...146,5 і 60,54...68,92 мкм відповідно. Для завершення формування необхідної мікроструктури потрібно провести відповідну термомеханічну та термічну обробку.

6. Злитки високолегованих сталей Fe–Mn–Al–C перед подальшою термомеханічною обробкою доцільно піддавати процесу ЕШП, який забезпечує покращення кристалічної структури і хімічної однорідності литого металу, що дозволяє досягти необхідного рівня однорідності металу, визначеного рівня властивостей з меншою кількістю етапів, тривалості термомеханічної обробки і зменшення витрат ресурсів.

Список літератури/References

- Hansoo Kim, Dong-Woo Suh, Nack J. Kim. (2013) Fe–Al–Mn–C lightweight structural alloys: A review on the microstructures and mechanical properties. *Sci. and Technol. of Advanced Materials*, 14(1), 11. DOI: <https://doi.org/10.1088/1468-6996/14/1/014205>
- Frommeyer, G., Drewes, E.J., Engl, B. (2000) Physical and mechanical properties of iron–aluminium–(Mn, Si) lightweight steels. *Rev. Met. Paris*, 97(10), 1245–1253. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal:2000110>
- Shangping, Chen, Radhakanta, Rana, Arunansu, Haldar, Ranjit, Kumar Ray (2017) Current state of Fe–Mn–Al–C low density steels. *Progress in Mater. Sci.*, 89, 345–391. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.05.002>
- Shao-bin, Bai, Yong-an, Chen, Xin, Liu et al. (2023) Research status and development prospect of Fe–Mn–C–Al system low-density steels. *J. of Materials Research and Technology*, 25, 1537–1559.
- Zambrano, O.A. (2018) A general perspective of Fe–Mn–Al–C steels. *J. Mater. Sci.*, 53(20), 14003–14062.
- Frommeyer, G., Brüx, U. (2006) Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe–Mn–Al–C light-weight TRIPLEX steels. *Steel Res. Int.*, 77, 627–633. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.200606440>
- Raabe, D., Springer, H., Gutierrez-Urrutia, I. et al. (2014) Combinatorial Synthesis and microstructure-property relations for low-density Fe–Mn–Al–C austenitic steels. *JOM*, 66, 1845–1856. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-014-1032-x>
- Howell, R.A., Aken, D.C. (2009) A literature review of age hardening Fe–Mn–Al–C alloys. *Iron Steel Technol.*, 6, 193–212. DOI: https://scholarsmine.mst.edu/matsci_eng_facwork/1283/
- Chen, P., Li, X., Yi, H. (2020) The κ -carbides in low-density Fe–Mn–Al–C Steels: A review on their structure, precipitation and deformation mechanism. *Metals*, 10(8), 1021. DOI: <https://doi.org/10.3390/met10081021>
- Khaple S., Golla B.R., Prasad V.V.S. (2023) A review on the current status of Fe–Al based ferritic lightweight steel. *Defence Technology*, 26, 1–22. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2022.11.019>
- Frommeyer, G., Drewes, E.J., Engl, B. (2000) Physical and mechanical properties of iron–aluminium–(Mn, Si) lightweight steels. *Rev. Met. Paris*, 97(10), 1245–1253. DOI: <https://doi.org/10.1051/metal:2000110>
- Frommeyer, G., Jiménez, J.A. (2005) Structural superplasticity at higher strain rates of hypereutectoid Fe–5.5Al–1Sn–1Cr–1.3C steel. *Metall. and Mater. Transact. A*, 36, 295–300. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-005-0302-1>
- Chen, P., Xiong, X.C., Wang, G.D., Yi, H.L. (2016) The origin of the brittleness of high aluminum pearlite and the method for improving ductility. *Scr. Mater.*, 124, 42–46. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.06.031>
- Liu, D., Cai, M., Ding, H., Han, D. (2018) Control of inter/intra-granular κ -carbides and its influence on overall mechanical properties of a Fe–11Mn–10Al–1.25C low density steel. *Mater. Sci. Eng. A*, 715, 25–32. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.102>
- Frommeyer, G., Brüx, U., Neumann P. (2003) Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. *ISIJ Int.*, 43, 438–446.
- Gutierrez-Urrutia, I., Raabe, D. (2013) Influence of Al content and precipitation state on the mechanical behaviour of austenitic high-Mn low-density steels. *Scripta Mater.*, 68, 343–347.
- Gutierrez-Urrutia, I. (2021) Low density Fe–Mn–Al–C steels: phase structures, mechanisms and properties. *ISIJ Int.*, 61(1), 16–25.
- Ding, H., Li, H., Misra, R.D.K. et al. (2017) Strengthening mechanisms in low density Fe–26Mn–xAl–1C steels. *Steel Research Int.*, 89, 1700381. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.201700381>
- Kim, K.-W., Park, S.-J., Moon, J. et al. (2020) Characterization of microstructural evolution in austenitic Fe–Mn–Al–C lightweight steels with Cr content. *Materials Characterization*, 170, 110717. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110717>
- Zhuang, C. Liu, J. Li, C., Tang, D. (2019) Study on high temperature solidification behavior and crack sensitivity of Fe–Mn–C–Al twip steel. *Scientific Reports*, 9(1), 15962–15977.
- Lan, P. Tang, H., Zhang, J. (2016) Solidification microstructure, segregation, and shrinkage of Fe–Mn–C twinning-induced plasticity steel by simulation and experiment. *Metalurg. and Mater. Transact. A*, 47(6), 2964–2984.
- Shen, Y. Liu, J. Yang, S. et al. (2019) Dendrite growth behavior in directionally solidified Fe–C–Mn–Al alloys. *J. of Crystal Growth*, 511, 118–126.
- Lee, C.-Y., Lee, Y.-K. (2014) The solidification mode of Fe–Mn–Al–C lightweight steel. *JOM*, 66(9), 1794–1799.
- Yaozu Shen, Shufeng Yang, Jianhua Liu et al. (2019) Study on micro segregation of high alloy Fe–Mn–C–Al steel. *Steel Research Int.*, 90, 1800546. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.201800546>
- Grajcar, A., Kaminska, M., Opiela, M. et al. (2012) Segregation of alloying elements in thermomechanically rolled medium-Mn multiphase steels. *Mater. Manuf. Eng.*, 55(2), 256–264.
- Wietbrock, B., Bambach, M., Seuren, S., Hirt, G. (2010) Homogenization strategy and material characterization of high-manganese TRIP and TWIP steels. *Mater. Sci. Forum*, 638–642, 3134–3139. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.638-642.3134>
- Senk, H. Emmerich, J. Rezende, R. Siquieri D. (2007) Estimation of segregation in iron-manganese steels. *Advanced Engineering Materials*, 8, 695–702. DOI: 10.1002/adem.200700138
- Shen, Y. Yang, S. Liu et al. (2019) Study on micro segregation of high alloy Fe–Mn–C–Al steel. *Steel Research Int.*, 90(5), 2963–2975. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.201800546>

29. Jan Reitz, Burkhard Wietbrock, Silvia Richter et al. (2011) Enhanced homogenization strategy by electroslag remelting of high-manganese TRIP and TWIP steels. *Advanced Engineering Materials*, 13(5), 395–399. DOI: 10.1002/adem.201000322
30. Kang-Wei LI, Chang-Ling ZHUANG, Jian-Hua LIU et al. (2015) Smelting and casting technologies of Fe–25Mn–3Al–3Si twinning induced plasticity steel for automobiles. *J. of Iron and Steel Research Int.*, 22 (Supplement 1), 75–79. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(15\)30142-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(15)30142-4)
31. Sa Ge, Mihaiela Isac, Roderick Ian Lawrence Guthrie (2013) Progress in strip casting technologies for steel; technical developments. *ISIJ Int.*, 53(5), 729–742. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.53.729>
32. Medovar, L., Stovpchenko G., Lisova, L. et al. (2023) Features and restrictions of electroslag remelting with silica-bearing slags for lightweight high manganese steel. *Steel Research Int.*, 94(10), 202300161. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.202300161>

INVESTIGATIONS OF THE QUALITY OF METAL OF HIGH-MANGANESE STEEL ALLOYED BY ALUMINIUM AND CHROMIUM AFTER ELECTROSLAG REMELTING

V.A. Zaitsev, Yu.V. Kostetskyi, G.O. Polishko, V.A. Kostin, V.P. Petrenko, E.O. Pedchenko
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevykh Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: y.kostetsky@paton.kiev.ua

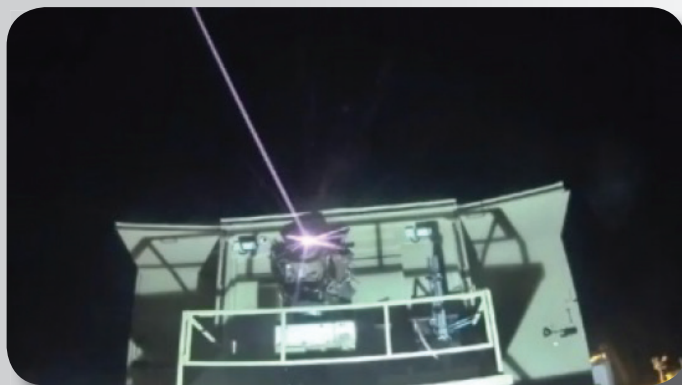
The paper presents the results of investigation of the influence of electroslag remelting on the properties of metal of ingots of high-manganese steel, alloyed by aluminium and chromium. Features of structure formation in high-alloy manganese steels are considered. These steels demonstrate ductility and lower density, alongside strength, and are difficult to cast alloys, prone to hot cracking, formation of a coarse structure and development of macro- and microsegregation. Studies have been performed, which confirm the conclusions that steels of this type require a thorough control of solidification conditions. Obtained results illustrate a significant influence of the cooling rate on cracking, manganese and aluminium segregation and parameters of the alloy dendritic structure. Electroslag remelting resulted in improvement of the structure and led to reduction of the size of non-metallic inclusions in the studied metal without any significant changes in Mn, Al, Cr content, which is one of the conditions for producing large-sized homogeneous ingots. Metallographic investigations showed that the microstructure of all the studied steel samples is characteristic for austenitic steel with dendritic crystal growth. Dendritic structure in the metal of EBM ingot is homogeneous, distances between first and second order axes in the ingot middle and upper parts are equal to 136.6...146.5 and 60.54...8.92 μm , respectively. Completion of formation of the required final microstructure of the studied steel takes place after further heat and thermodeformational treatment. EBM of cast billets allows reaching the required level of metal homogeneity and specified level of properties in the final product with a smaller number of stages and duration of thermomechanical treatment, and reducing resource consumption. 32 Ref., 1 Tabl., 9 Fig.

Keywords: high-strength light steel, ingot, electroslag remelting, microstructure, liquation, phase composition

Надійшла до редакції 05.09.2023

АВСТРАЛІЙСЬКИЙ БОЙОВИЙ ЛАЗЕР ДЛЯ ЗНИЩЕННЯ БПЛА

Команда вчених з університету Південної Австралії, Університету Аделаїди та Єльського університету представила інноваційний спосіб збільшення потужності волоконних лазерів у 3–9 разів без втрати якості бойового променя. Науковці певні, що технологічний прорив робить волоконні лазери ключовою технологією для оборони від дешевих дронів і дистанційного зондування.



Доктор Лінь Нгуєн, співавтор дослідження з Інституту промисловості майбутнього університету Південної Австралії, зазначає: «Потужні волоконні лазери стають дедалі важливішими для захисту від ворожої агресії, особливо, коли оборонні відомства країн зацікавлені у закупівлі дешевих БПЛА».

Науковці зазначають, що волоконні лазери значно дешевші у порівнянні з іншими оборонними технологіями. Дослідники очікують на великі комерційні замовлення як всередині країни, так і від міжнародної спільноти.

Армія США також працює над власною системою лазерної зброї високої потужності у рамках програми Indirect Fire Protection Capability (IFPC) для захисту від ворожих ракет, артилерії, мінометів, а також крилатих ракет і дронів. Очікується, що, якщо додаткове фінансування буде схвалено, американські та ізраїльські оборонні компанії зможуть обмінюватися інтелектуальною власністю.

<https://noworries.news/avstralijski-rozrobnyky-stvoryly-deshevny-bojoviy-lazer-shho-znyshhuye-bud-yaki-bpla/>