

М.М. Ворон¹, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: mihail.voron@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0804-9496>,
Web of Science ResearcherID: E-8704-2019

А.Ю. Семенко¹, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: semenko.au@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0448-1636>,
Web of Science ResearcherID: GYD-3600-2022

А.М. Тимошенко¹, канд. техн. наук, ст. наук. співр., e-mail: Marschal@i.ua, <https://orcid.org/0000-0003-4038-1744>

В.Ж. Шемет², канд. хім. наук, старший викладач, e-mail: volodymyrshemet@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-9616-491X>

¹Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України (Київ, Україна)

²Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
(Київ, Україна)

Аналіз розподілу дефектів та неметалевих включень високоміцної TWIP-сталі Fe-25Mn-12Al-1,5C після електрошлакового переплаву

TWIP-сталі відносяться до переліку найбільш інноваційних матеріалів сучасності завдяки поєднанню високого рівня механічних характеристик та низької густини. До найбільш високоміцних належать сплави, які містять близько 25–30 %мас. марганцю та біля 10 %мас. алюмінію. Одержання таких сталей ускладнюється особливостями їх хімічного складу. Через високий вміст марганцю та алюмінію вони схильні до ліквідації компонентів за густиною, мають більшу кількість усадкових дефектів та підвищену кількість сульфідних, нітридних та оксидних неметалевих включень. Це обумовлює застосування ефективних способів рафінування, до яких відноситься електрошлаковий переплав (ЕШП).

В роботі показано порівняння структури, типу та кількості неметалевих включень литого сплаву Fe-25Mn-12Al-1,5C індукційної виплавки та після рафінуючого електрошлакового переплаву. Електронна мікроскопія зразків та локальний хімічний аналіз фаз показали наявність великої кількості неметалевих включень — сульфідів, фосфідів та оксинітридів. Після проведення рафінуючого переплаву було встановлено, що електрошлаковий переплав сприяє помітному зменшенню вмісту азоту і сірки в складі неметалевих включень, проте в цілому він виявився недостатньо ефективним способом рафінування досліджуваних матеріалів.

Серед недоліків способу ЕШП можна відзначити достатньо великі розміри самих неметалевих включень, слабку здатність до рафінування від фосфідних домішок та умови кристалізації, за яких формується направлено закристалізована структура. Також було встановлено, що в зонах наближених до дна і стінок кристалізатора, метал ЕШП рафінується гірше, ніж його центральні об'єми. Проблемною зоною можна назвати верхню частину злитка, усадкову та підусадкову зони, збагачені газоусадковими дефектами.

Загалом показано, що метод ЕШП не здатен необхідною мірою вирішити проблему рафінування високомарганцевих TWIP-сталей з високим вмістом алюмінію.

Ключові слова: TWIP-сталі, лиття, рафінування, електрошлаковий переплав, неметалеві включення, дефекти.

Вступ. Високоміцні сплави на основі системи Fe-Mn-Al-C з високим вмістом марганцю та алюмінію розглядаються як перспективні матеріали для багатьох сфер застосування, у тому числі в ядерній енергетиці, авто- і ракетобудуванні, а також при транспортуванні зріджених газів завдяки їх особливим властивостям при низьких температурах, високому рівні механічних властивостей і зниженій питомій вазі. Вони демонструють унікальне поєднання міцності, пластичності та корозійної стій-

кості в широкому інтервалі температур [1]. На основі системи Fe-Mn-Al-C можна виготовляти сталі TRIP, TWIP і TRIPLEX (армовані к-карбідами), залежно від співвідношення легуючих елементів та режимів термічної обробки [2–4].

Зміна хімічного складу та термообробка даних сплавів дають можливість отримувати, принаймні, три фази у рівноважному стані: аустеніт, ферит і к-карбід. Аустеніт при цьому є превалюючою фазою [2, 5]. Висока міцність досягається за рахунок реалізації

всіх механізмів зміцнення: твердорозчинного, дисперсійного та структурного, у тому числі внаслідок фазових перетворень під навантаженням. Для цих сплавів важливим залишається питання оптимізації складу та способів рафінування і модифікування [6, 7]. Тому одним із головних завдань, що стоять перед металургами, є покращення якості Fe-Mn-Al-C сплавів перш за все за рахунок зменшення кількості шкідливих домішок (сірки, фосфору, газів, неметалевих включень тощо).

Електрошлаковий переплав (ЕШП) — металургійний процес, призначений для зменшення кількості шкідливих домішок, у тому числі для високомарганцевих Fe-Mn-Al-C сталей [8—11]. Під час ЕШП витратний металевий електрод, виготовлений литтям або пресуванням, переплавляється у ванні електропровідного синтетичного шлаку. Основна ідея процесу полягає в тому, що витратний електрод, шлак і переплавлений злиток утворюють електричний ланцюг [12]. Під дією джоулевого тепла, що виділяється в рідкому шлаці під час проходження через нього електричного струму, електрод плавиться. Розплавлений шар шлаку тримає температуру 1700—2000 °C [13]. Краплі рідкого металу, проходячи через шлакову ванну, очищаються від домішок та утворюють металеву ванну, яка, твердіючи послідовно знизу вгору в охолоджуваному кристалізаторі, утворює злиток. У міру сплавлення витратний електрод подається в шлакову ванну, безперервно заповнюючи об'єм металеві ванни, що кристалізується [14, 15].

Флюс є невід'ємною складовою електрошлакового переплаву. Результативність та ефективність процесу ЕШП багато в чому залежить від властивостей застосовуваних флюсів, які визначаються їх хімічним складом [16].

У процесі ЕШП шлак виконує наступні функції:

1. Енергоперетворююча функція визначається тим, що шлак є ділянкою електричного ланцюга з високим омичним опором. Саме на цій ділянці відбувається перетворення електричної енергії у теплову.

2. Теплопередача. Ефективність процесу електрошлакового переплаву тим вища, чим повніше та інтенсивніше шлак передає тепло електроду та металевій ванні.

3. Рафінуюча функція. Розплавлений шлак повинен забезпечити видалення з металу, що переплавляється, шкідливих домішок (сірки, кисню) і неметалевих включень.

4. Захисна функція. Шлак повинен забезпечити захист металу, що переплавляється, від взаємодії з навколишньою атмосферою.

5. Забезпечення якісної поверхні зливка. Спрямована кристалізація зливка відбувається в шлаковій оболонці (гарнісажі), що утворюється на водоохолоджуваних стінках кристалізатора. Саме властивості гарнісажу багато в чому визначають якість поверхні одержуваного зливка, особливо коли реалізується схема ЕШП з рухомим кристалізатором.

Для виконання зазначених функцій шлак повинен відповідати низці вимог: мати температуру плавлення нижче, ніж метал, що переплавляється; забезпе-

чувати легкий початок ЕШП та високу стабільність процесу; давати можливість підтримки помірних швидкостей наплавлення зливка, щоб забезпечити спрямовану кристалізацію зливка та невелику глибину ванни рідкого металу; мінімізувати витрати електроенергії; зберігати незмінність складу при зберіганні та в процесі ЕШП.

Для забезпечення ефективного очищення металу від домішок шлак повинен: мати мінімальну окисну здатність; мати високу десульфуючу здатність; добре очищати метал від неметалевих включень; надійно оберігати рідкий метал від навколишньої атмосфери.

Сучасний стан досліджень щодо створення умов для встановлення характеру взаємодії між сталлю, шлаком і неметалевими включеннями досить докладно описано у роботах [13, 17—21]. Так, неметалеві включення (НВ) в металі, що переплавляється, представлені переважно оксидами, сульфідами, частково — оксисульфідами і оксинітридами. При прокатуванні, залежно від ступеня пластичності, неметалеві включення або зберігають форму, будучи концентраторами напруги (кристалічні), або витягуються вздовж напрямку прокатування. Наявність таких неметалевих включень значно погіршує механічні властивості металу, особливо характеристики пластичності.

У зливку ЕШП вміст неметалевих включень у 2—3 рази менше, ніж в електроді, який переплавляється, причому видаляються практично всі великі НВ від другого до п'ятого бала, а ті, що залишаються в незначній кількості, представлені дрібними та рівномірно розподіленими включеннями середнім балом менше одиниці. Зазначені закономірності характерні як щодо оксидних, так і сульфідних неметалевих включень [16].

Актуальність. TWIP-сталі, одержані зі стандартної комерційної сировини (лому, феросплавів тощо), мають підвищений вміст неметалевих домішок та шкідливих включень, що обумовлює необхідність застосування рафінуючих переплавів, зокрема ЕШП. Високий вміст у таких сталях алюмінію передбачає можливість угару цього компонента через реакцію зі шлаком. Тож, дослідження ефективності ЕШП при рафінуванні TWIP-сталей є актуальним питанням, яке наразі залишається маловивченим.

Експериментальні дослідження. Для дослідження було виготовлено сплав складу Fe-25Mn-12Al-1,5C, який надалі піддавали електрошлаковому переплаву. Виплавка сплаву проводилась у лабораторній індукційній печі потужністю 15 кВт. В середині індуктора розміщували графітовий тигель, огорнутий мінеральною ватою. Для запобігання насичення розплаву вуглецем, в центрі графітового тигля щільно встановлювався алундовий стакан, в якому плавили шихту. В процесі приготування розплаву графіт поступово передавав тепло алундовій ємності, що запобігало термоудару і забезпечувало теплоізоляцію та механічну міцність при маніпуляціях під час заливання металу у форму.

Спочатку в плавильну ємність завантажували

прутки армко-заліза та половину маси марганцю і витримували їх до розплавлення. Далі в рідкометалеву ванну додавали загорнуті в алюмінієву фольгу графітовий пил із залишками марганцю та кусковим алюмінієм. Після повного розплавлення металу, його перемішували, витримували при температурі 1500 °С протягом 5 хв., знімали шлак, механічно перемішували та витримували до 1 хв. Готовий розплав заливали у кварцову трубку, розташовану в контейнері та обсипану піском. Внутрішній діаметр трубки складав 22 мм, а висота — 40 см.

На наступному етапі досліджень отриманий злиток піддавали рафінуючому електрошлаковому переплаву з використанням лабораторної установки А550. Переплав проводили з метою очищення сплаву від неметалевих включень та задля гомогенізації хімічного складу. Для одержання злитка після ЕШП було обрано круглий кристалізатор діаметром 50 мм. Саме такий невеликий діаметр давав змогу одержати злиток достатньої висоти, з огляду на потребу дослідження зміни розподілу компонентів по висоті злитка після переплаву та подальшого можливого використання його для виготовлення експериментальних зразків для визначення механічних властивостей.

Для ЕШП використовувався флюс марки АНФ-6-1 з вмістом 73 % CaF_2 та 27 % Al_2O_3 . За стандартом такий флюс може містити до 8 %мас. CaO та до 2,5 %мас. SiO_2 , проте в нашому випадку вміст оксидів кальцію та кремнію було доведено практично до нуля за рахунок власного приготування флюсової суміші з чистих компонентів. Це забезпечувало зниження гідрофільності суміші та потенційно захищало процес переплаву від скипання шлаку. Відсутність оксиду кремнію та інших розповсюджених компонентів флюсів, таких як MgO , TiO_2 , MnO тощо, знижує імовірність забруднення металу додатковими включеннями та забезпечує оптимальну в'язкість шлаку.

Електрошлаковий переплав проводили з рідким стартом, попередньо підплавивши флюс. Переплав проводився при напрузі 36 В і силі струму 800 А. Температура шлаку під час плавки складала ~1800 °С.

Маса флюсу складала 300 г при масі електроду 1500 г. Загальний вид злитка після електрошлакового переплаву представлено на рис. 1.

Зразки для вивчення хімічного складу, макро- та мікроструктури виготовлялись з одержаних виливків токарним способом з подальшим шліфуванням і поліруванням. Інтегральний хімічний склад визначали, використовуючи енергодисперсійний рентгенофлуоресцентний елементний аналіз на пристрої «Expert 3L» з діапазоном вимірювання хімічних елементів від магнія (12Mg) до урану (92U). Мікроструктура всіх дослідних зразків проявлялася з використанням стандартного 3%-го спиртового розчину азотної кислоти.

Оптичну металографію для оцінки якості поверхні шліфів та попереднього аналізу мікроструктури проводили з використанням металографічного мікроскопу МІМ-6. Електронна мікроскопія забезпечувалась використанням растрового електронного мікроскопу РЕМ-106ІІ фірми Selmi (Україна) з приставкою для енергодисперсійного рентгеновського мікроаналізу (ЕДРМ) Oxford Instrument X-act 51-ADD0055. Роздільна здатність отриманих зображень досягала 100 нм, а точність визначення хімічного складу — 0,1 %мас.

Для більш точного порівняння структурно-фазових характеристик, типу, кількості та розподілу неметалевих включень було проведено електронно-мікроскопічні дослідження, результати яких представлено на рис. 2. Хімічний склад позначених структурних складових наведено в табл. 1.

Аналіз показав, що сплав у литому стані повністю складається з аустеніту та зон, які за хімічним складом відповідають ділянкам формування к-карбідів (точка 1), які у двофазних сплавах починають формуватися на границях зерен між феритом і аустенітом. Також на загальному виді помітно, що в структурі злитка присутня значна кількість неметалевих включень, проте більшість з них має дрібні розміри. Характерною ознакою сплаву, який виплавлявся та заливався на повітрі, є те, що він має незначну кількість фосфідів



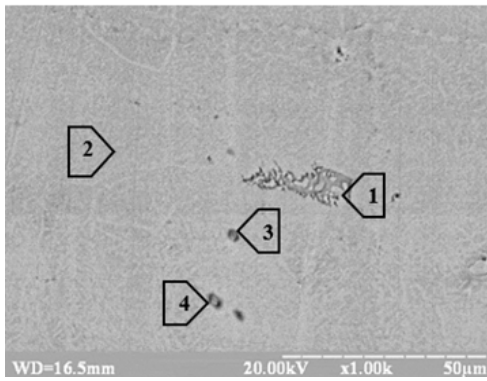
а



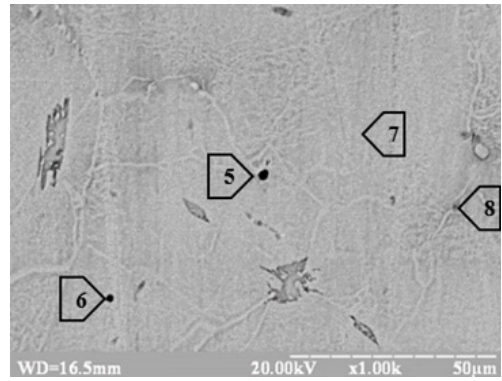
б

Рис. 1.

Загальний вигляд злитка сплаву Fe-25Mn-12Al-1,5C після електрошлакового переплаву (а), та його внутрішня будова (б)



а



б

Рис. 2.

Мікроструктура зразка сплаву Fe-25Mn-12Al-1,5C, одержаного індукційною плавкою з позначенням зон для локального хімічного аналізу структурних складових

Таблиця 1

Хімічний склад структурних елементів, відповідно до рис. 2

Елемент	Вміст компонентів, %мас.							
	точка позначення структурного елементу							
	1	2	3	4	5	6	7	8
Mn	19,3	23,8	26,4	18,06	13,68	17,6	30,6	38,2
Fe	67,7	64,2	58,1	40,5	25,5	38,9	58,6	44,5
Al	12,7	11,9	12,5	8,35	36,9	28,2	10,7	9
Si	0,19	—	0,3	—	0,29	—	—	1
S	—	—	0,84	—	—	0,34	—	0,9
P	—	—	—	—	—	—	—	0,3
O	—	—	—	19,7	4,11	2,2	—	4,3
N	—	—	—	—	19,2	12,7	—	—
Ca	—	—	—	13,2	—	—	—	—

та сульфідів та помітну кількість оксидів і нітридів. Зокрема, у сплаві присутні частинки оксиду кальцію, які можна вважати технологічними домішками.

Структуру сплаву після рафінуючого електрошлакового переплаву представлено на рис. 3. Хімічний

склад відповідних структурних складових наведено в табл. 2.

Як було показано вище, будова злитка ЕШП має неоднорідності, тому для більш повного дослідження

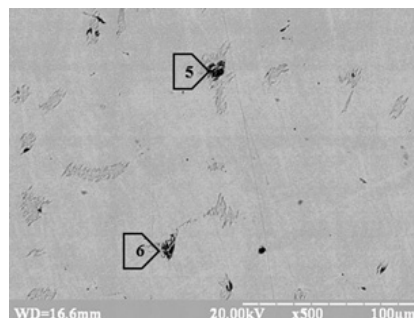
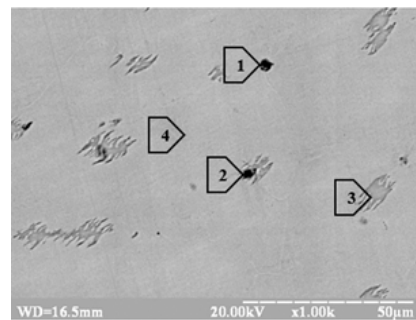
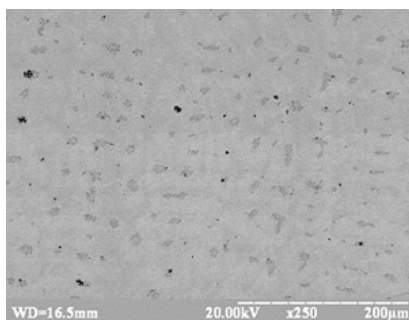


Рис. 3.

Мікроструктура зразка сплаву Fe-25Mn-12Al-1,5C після ЕШП з позначенням зон для локального хімічного аналізу структурних складових

Хімічний склад структурних елементів, відповідно до рис. 3

Елемент	Вміст компонентів, %мас.					
	точка позначення структурного елементу					
	1	2	3	4	5	6
Mn	20,2	8,54	18,4	27,6	22,76	27,76
Fe	30,65	24,5	68,9	61	68,3	40,2
Al	32,5	3,6	12,3	11	4,1	21,1
Si	0,48	58,6	0,35	0,36	0,47	0,7
S	—	—	—	—	0,63	—
P	1,8	—	—	—	—	0,84
O	4,7	4,8	—	—	2,7	3,67
N	9,7	—	—	—	—	5,66
Ca	—	—	—	—	—	—

розподілу дефектів та неметалевих включень було виготовлено темплет, який полірували і слабо травили (рис. 4, а). Для зразка характерною є наявність великої кількості темних точкових рівномірно розподілених структурних складових (рис. 4, б). При невеликих збільшеннях ($\times 100$) їх можна сплутати з дефектами типу пор, або класичних неметалевих включень. При великих збільшеннях ($\times 1000$) (рис. 4, в) видно, що більшість цих ділянок імовірно за все відповідають зонам утворення к-карбідів на межах дендритів. Дослідження, які проводились раніше, підтверджують це.

Аналіз і обговорення результатів. Для зручності проведення аналізу, виготовлений темплет було умовно розділено на зони, які відрізнялись за інтенсивністю кристалізації металу та його знаходженням у рідкому стані під рафінуючим впливом шлакової ванни.

Загалом було проведено дослідження ста

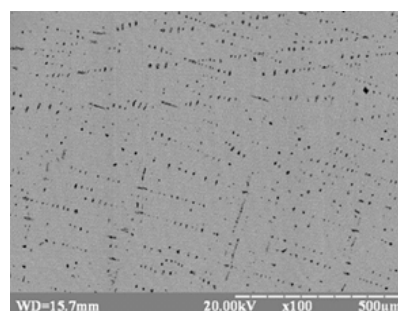
п'ятдесяти ділянок темплету. Для зручності, в роботі представлено характерні згруповані за схожими ознаками структури. Схеми досліджень та відповідні мікроструктури представлені на рис. 5—10.

Нижня частина злитка (рис. 5) відповідає першій порції розплаву, що утворюється при переплаві витратного електрода. Цей об'єм металу є найбільш перегрітим і найдовше знаходиться в рідкому стані та в шлаковій ванні. Одночасно з цим, варто пам'ятати про доволі швидку кристалізацію донної частини одразу після початку основної стадії переплаву — рівномірного формування злитка. Відповідно до цих умов плавлення та кристалізації можна бачити досить незначну кількість неметалевих включень в цій зоні, особливо в центральній частині. З віддалення у напрямку периферії злитка їх кількість збільшується.

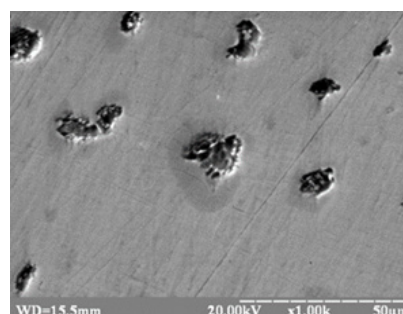
В боковій частині злитка (рис. 6) спостерігається суттєво більша кількість неметалевих включень та наявність газоусадкових дефектів. Одержані резуль-



а



б



в

Рис. 4.

Зовнішній вигляд злитка сплаву Fe-25Mn-12Al-1,5C після ЕШП (а) та приклади його мікроструктури (б, в)

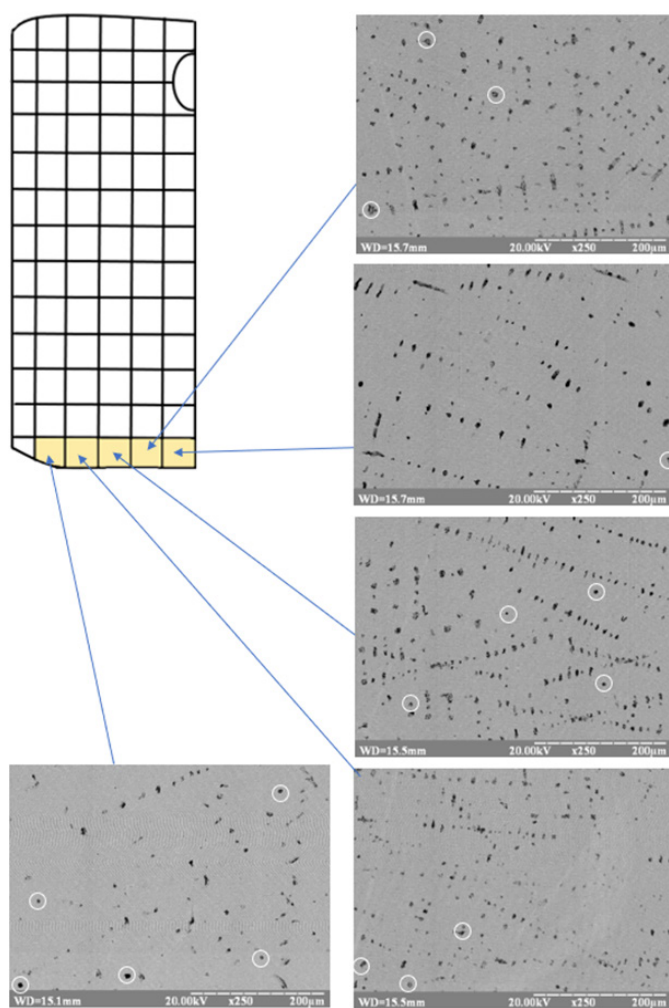


Рис. 5. Мікроструктура і дефектність нижньої частини злитка

тати можна пояснити низькою температурою та високою в'язкістю шлаку біля стінок кристалізатора, що значно знижує його рафінуючу здатність. Особливо велика кількість неметалевих включень припадає на центральну частину досліджуваної зони, а газоусадкових дефектів — на верхню. Пористість верхньої частини також можна пояснити зменшенням часу обробки рідкого металу та більш швидкою його кристалізацією.

Найбільш очищеною від домішок є частина злитка, яку умовно можна назвати основною (рис. 7). Даному об'єму металу відповідає найбільш рівномірний розподіл температури розплаву, тривала його взаємодія з рідким шлаком та однорідний повільний рух фронту кристалізації. Так само, як і в попередньому випадку, верхній об'єм злитка має значну кількість дефектів.

При дослідженні верхньої частини злитка після ЕШП (рис. 8) спостерігалась вже відмічена вище тенденція утворення великої кількості газоусадкових дефектів через пришвидшену кристалізацію. До того ж, імовірно, порції розплаву, які кристалізуються в останню чергу, не лише не встигають прорафінуватись, але й захоплюють деяку кількість газів зі шлаку. У вказаній зоні розпізнаються видовжені включення сульфідів, частинки фосфідів розмірами 6—10 мкм

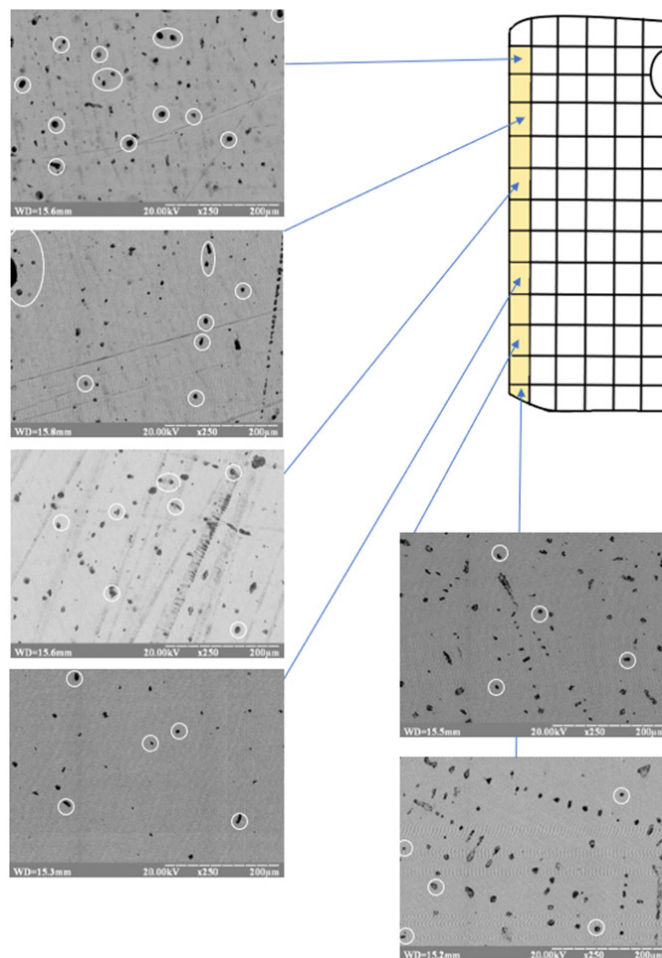


Рис. 6. Мікроструктура і дефектність бокової частини злитка

та пори розмірами переважно близько 10 мкм та поодинокі — близько 60 мкм. Найбільш чистою в даному випадку є ділянка над усадковою раковиною. Об'єм розплаву в даній області існував найдовше і кристалізувався останнім.

Вусадковій частині злитка (рис. 9) можна відзначити переважаючу кількість витягнутих сульфідних неметалевих включень, ніж сферичних фосфідних. Це може бути пов'язано з нижчою густиною сульфідів, які встигають під час переплаву ліквувати по об'єму розплаву до верхньої частини рідкометалевої ванни, що відповідає процесам формування звичайних литих крупних сталевих злитків. Інший варіант, який може пояснити сульфідну ліквідацію, полягає в меншому часі обробки прикінцевих об'ємів витратного електроду, і рафінування не встигає відбуватись повною мірою.

Об'єми досліджуваної ділянки, які знаходяться ближче до основної частини злитка, мають низький вміст неметалевих включень, проте в них з'являються зони усадкових утяжин. Ближче до усадки ці зони стають значно більш вираженими і можуть мати розміри до 40—50 мкм та утворювати конгломерати протяжністю 200—800 мкм.

Аналіз осової частини злитка (рис. 10) показав дуже нерівномірну будову та високу дефектність. Саме дефекти, а не неметалеві включення, є

домінуючим негативним фактором для даної ділянки. Така велика протяжність дефектних зон та помітна кількість неметалевих включень ставить під сумнів ефективність використання ЕШП для одержання злитків Fe-Mn-Al-C сталей.

Висновки

Високомарганцеві TWIP-сталі з вмістом алюмінію 10 %мас. є перспективними матеріалами, які поєднують в собі високий рівень механічних властивостей та низьку, порівняно зі звичайними сталлями, густину. Виробництво даного типу сталей ускладнюється особливостями їх хімічного складу. Через високий вміст марганцю та алюмінію вони мають підвищену кількість сульфідних, нітридних та

оксидних неметалевих включень. Це вимагає застосування ефективних способів рафінування, до яких відноситься електрошлаковий переплав.

За результатами аналізу мікроструктури та наявності неметалевих включень сплаву Fe-25Mn-12Al-1,5C після приготування в індукційній печі та одержанні з нього литтям витратного електрода, було встановлено наявність великої кількості неметалевих включень всіх типів, перелічених вище. Після проведення рафінуючого переплаву було встановлено, що ЕШП виявився частково ефективним способом рафінування досліджуваних матеріалів. Він сприяє помітному зменшенню вмісту азоту і сірки в складі неметалевих включень.

Серед недоліків способу ЕШП можна відзначити

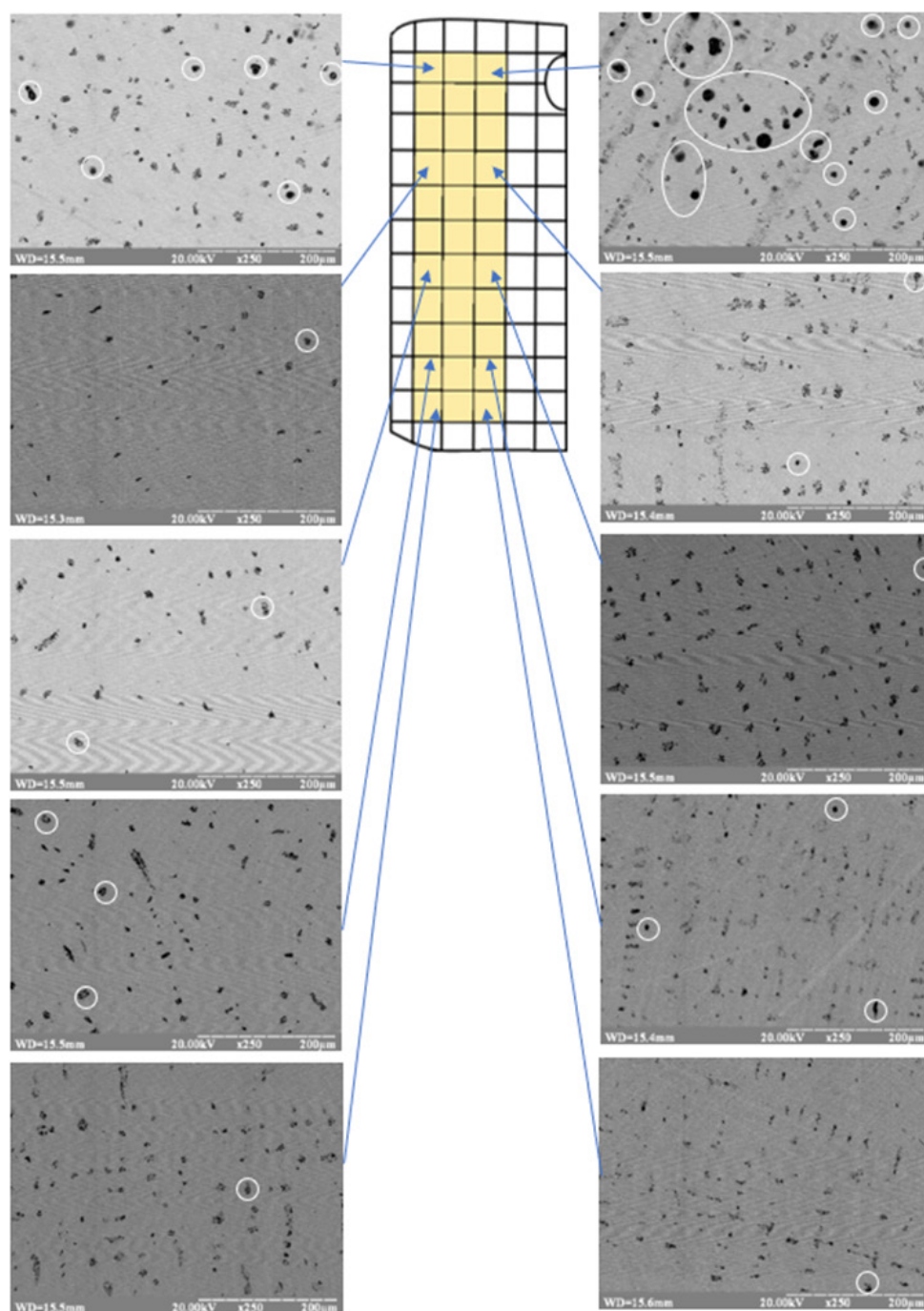


Рис. 7.

Мікроструктура і дефектність основної частини злитка

достатньо великі розміри самих неметалевих включень, слабку здатність до рафінування від фосфідних домішок та умови кристалізації, за яких формується спрямовано кристалізована структура.

Також було встановлено, що в зонах, наближених до дна і стінок кристалізатора, метал ЕШП рафінується гірше, ніж його центральні об'єми. Проблемною зоною можна назвати верхню частину злитка, усадкову та підусадкову зони, збагачені газоусадковими дефектами.

Загалом показано, що метод ЕШП не здатен необхідною мірою вирішити проблему рафінування

високомарганцевих TWIP-сталей з високим вмістом алюмінію.

Фінансування роботи. Робота виконувалась у Національному технічному університеті України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». Дослідження проведено в рамках Проєкту 2020.02/0283 «Нові високопластичні надміцні сталі Fe-Mn-Al-C: вплив технологічних параметрів на формування їх структури та фізико-хімічні властивості» за рахунок грантової підтримки Національного фонду досліджень України.

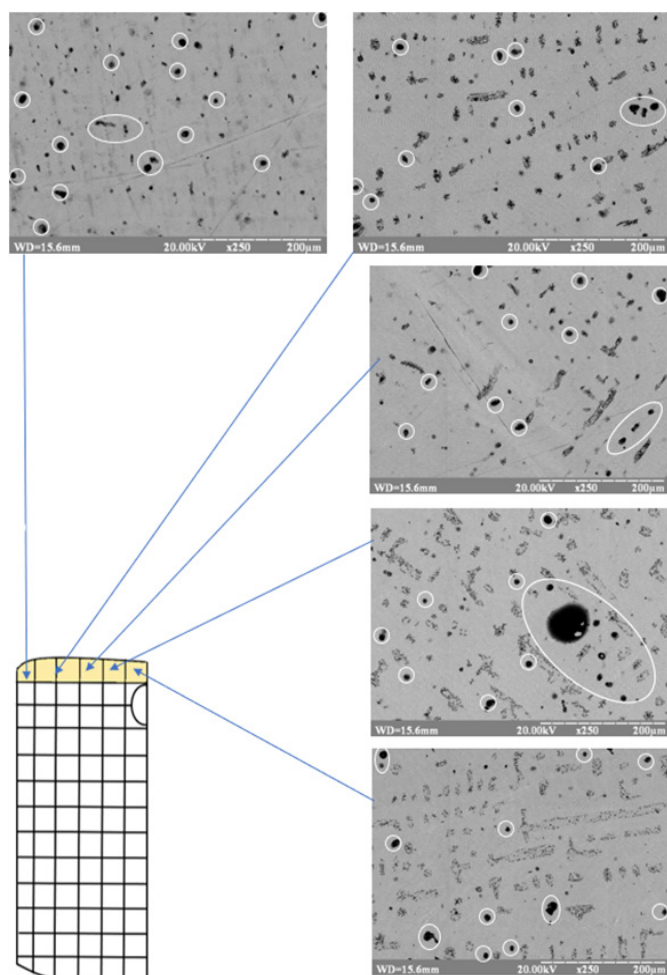


Рис. 8. Мікроструктура і дефектність верхньої частини злитка

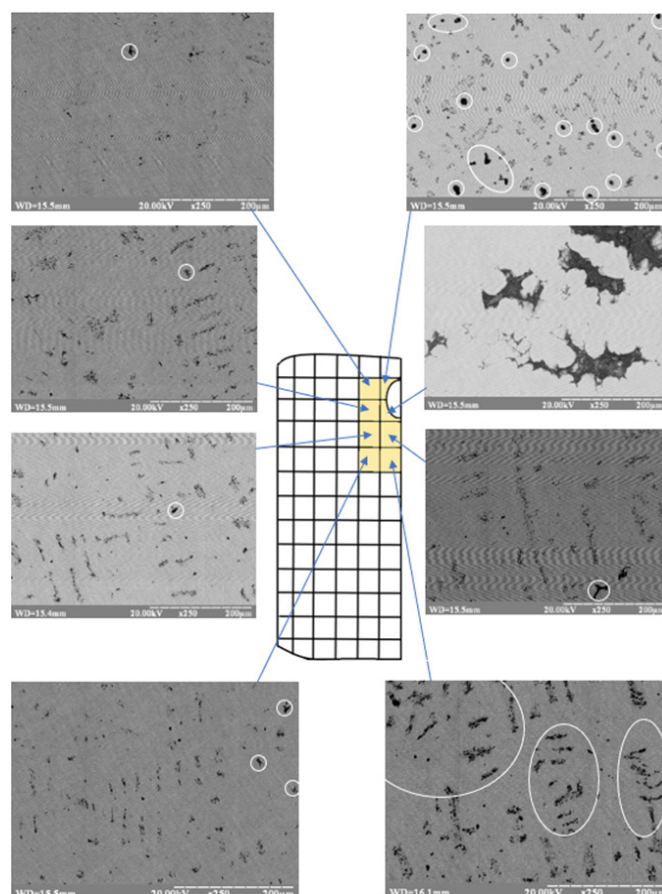


Рис. 9. Мікроструктура і дефектність усадкової частини злитка

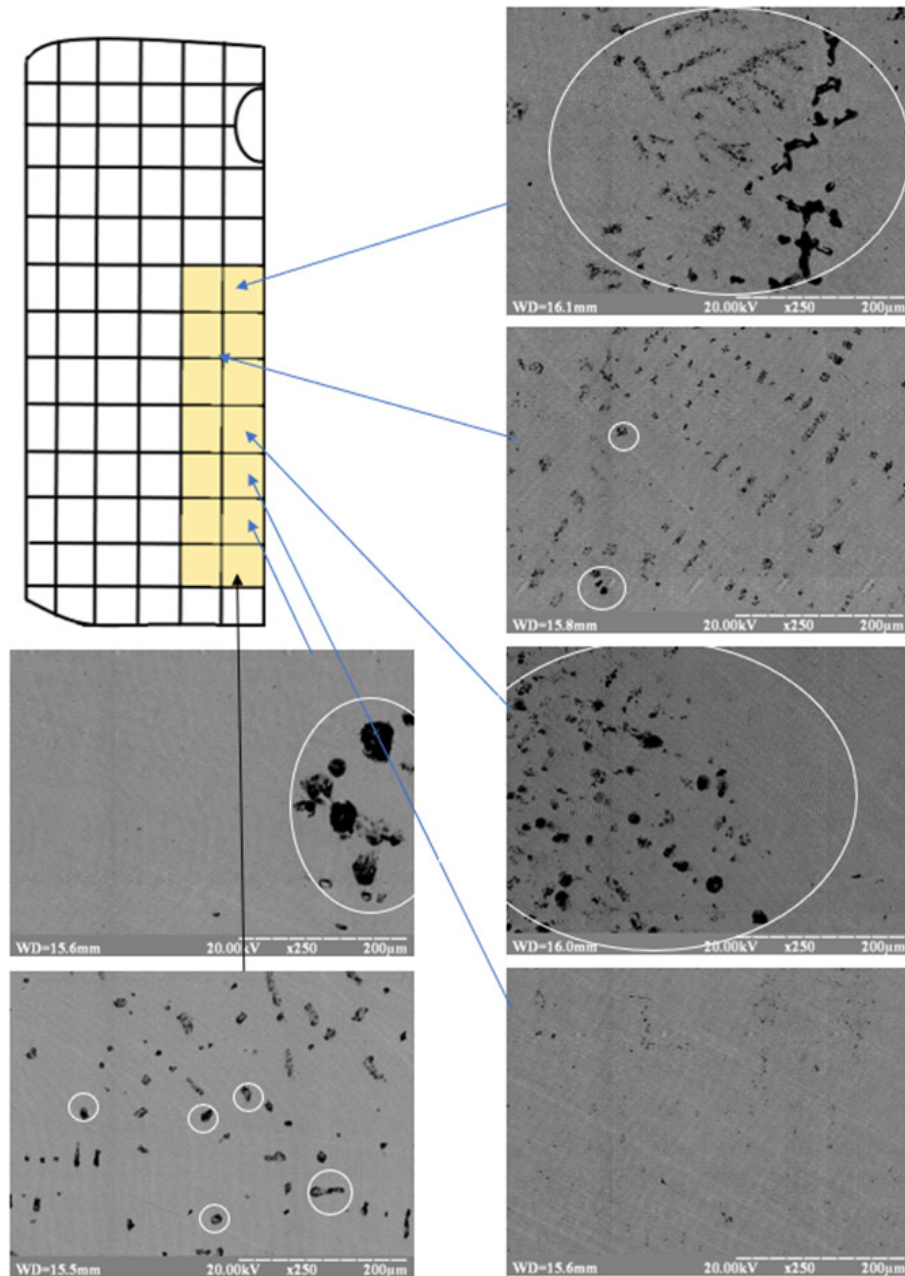
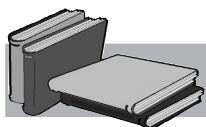


Рис. 10. Мікроструктура і дефектність осової частини злитка



REFERENCES

1. Bai, S., Chen, Y., Liu, X., Lu, H., Bai, P., Li, D., Huang, Zh., Li, J. (2023). Research status and development prospect of Fe-Mn-C-Al system low-density steels. *Journal of Materials Research and Technology*, 25, 1537-1559. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.06.037>
2. Ding, H., Liu, D., Cai, M., Zhang, Y. (2022). Austenite-based Fe-Mn-Al-C lightweight steels: research and prospective. *Metals*, 12(10), 1572. <https://doi.org/10.3390/met12101572>
3. Li, Zh., Tasan, C., Springer, H., Gault, B., Raabe, D. (2017). Interstitial atoms enable joint twinning and transformation induced plasticity in strong and ductile high-entropy alloys. *Scientific Reports*, 7, 40704. <https://doi.org/10.1038/srep40704>
4. Kim, Ch., Hong, H., Moon, J., Lee, B.H., Park, S.-J., Lee, Ch.-H. (2023). A new strengthening mechanism driven by disruptive shear and solute segregation during warm rolling in 1.4 GPa class 12.5 wt% Al added-FeMnC ultra-lightweight steel. *Journal of Materials Science & Technology*, 157, 174-188. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.01.047>

5. Voron, M., Semenko, A., Shemet, V. (2023). Microstructure, mechanical and high temperature properties of cast high Mn low-density steels alloying by small Lanthanum additions. *Materials Letters*, 355, 135421. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.135421>
6. Ren, X., Li, Y., Qi, Y., Wang, C. (2022). Effect of micro-alloyed/alloyed elements on microstructure and properties of Fe-Mn-Al-C lightweight steel. *Metals*, 12(4), 695. <https://doi.org/10.3390/met12040695>
7. Moon, J., Park, S.J., Lee, C., Han, H.N., Lee, T.-H., Lee, C.-H. (2017). Microstructure evolution and age-hardening behavior of microalloyed austenitic Fe-30Mn-9Al-0.9C light-weight steels. *Metall Mater Trans A*, 48, 4500-4510. <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4265-9>
8. Zhang, L., Thomas, B.G. (2006). State of the art in the control of inclusions during steel ingot casting. *Metall Mater Trans B*, 37, 733-761. <https://doi.org/10.1007/s11663-006-0057-0>
9. Shu, Q., Visuri, V.V., Alatarvas, T., Fabritius, T. (2020). Model for inclusion precipitation kinetics during solidification of steel applications in MnS and TiN inclusions. *Metall Mater Trans B*, 51, 2905-2916. <https://doi.org/10.1007/s11663-020-01955-0>
10. Zhao, D., Li, H., Bao, Ch., Yang, J. (2015). Inclusion evolution during modification of alumina inclusions by calcium in liquid steel and deformation during hot rolling process. *ISIJ International*, 55(10), 2115-2124. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2015-064>
11. Medovar, L., Stovpchenko, G., Lisova, L., Jiang, Zh., Dong, Y., Kang, C. (2023). Features and restrictions of electroslag remelting with silica-bearing slags for lightweight high manganese steel. *Steel research international*, 94(11), 2300161. <https://doi.org/10.1002/srin.202300161>
12. Shi, C., Li, J., Yang, S. (2023). Evolution of oxide inclusions in Si-Mn-killed steel during ESR. *Electroslag remelting towards clean steel*, 169-182. https://doi.org/10.1007/978-981-99-3257-3_8
13. Burja, J., Tehovnik, F., Godec, M., Medved, J., Podgornik, B., Barbič, R. (2018). Effect of electroslag remelting on non-metallic inclusions in H11 tool steel. *Journal of Mining and Metallurgy, Section B: Metallurgy*, 54(1), 51-57. <https://doi.org/10.2298/JMMB160623053B>
14. Li, G., Lan, P., Zhang, J., Wu, G. (2020). Refinement of the solidification structure of austenitic Fe-Mn-C-Al TWIP steel. *Metall Mater Trans B*, 51, 452-466. <https://doi.org/10.1007/s11663-020-01773-4>
15. Dong, Y., Jiang, Z., Medovar, L., Stovpchenko, G., Zhang, X., Zang, X., Deng, X. (2013). Temperature distribution of electroslag casting with liquid metal using current conductive ring. *Steel research international*, 84(10), 1011-1017. <https://doi.org/10.1002/srin.201300041>
16. Ji, Y., Zhang, M.-X., Ren, H. (2018). Roles of lanthanum and cerium in grain refinement of steels during solidification. *Metals*, 8(11), 884. <https://doi.org/10.3390/met8110884>
17. Wen, T., Ren, Q., Zhang, L., Wang, J., Ren, Y., Zhang, J., Yang, W., Xu, A. (2021). Evolution of nonmetallic inclusions during the electroslag remelting process. *Steel research international*, 92(6), 2000629. <https://doi.org/10.1002/srin.202000629>
18. Mitchell, A. (2005). Solidification in remelting processes. *Materials Science and Engineering: A*, vols. 413-414, pp. 10-18. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.157>
19. Zheng, D., Ma, G., Li, J., Cho, J.-W., Xiang, Zh., Liu, M., Zhu, J. (2023). Effect of cerium on the primary carbides and inclusions in electroslag remelted M35 high speed steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 24, 8252-8266. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.05.044>
20. Dong, Y., Jiang, Z., Yu, A. (2016). Dissolution behavior of alumina-based inclusions in $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO-MgO-SiO}_2$ slag used for the electroslag metallurgy process. *Metals*, 6(11), 273. <https://doi.org/10.3390/met6110273>
21. Mapelli, C. (2006). Control and engineering of non-metallic inclusions belonging to $\text{xSiO}_2\text{-yCaO-zAl}_2\text{O}_3$ system in Ca-treated Al-killed and Al-Si-killed steel. *Steel research international*, 77(7), 462-471. <https://doi.org/10.1002/srin.200606416>

Надійшла 26.10.2023

Received 26.10.2023

Summary

M.M. Voron¹, PhD (Engin.), Senior Researcher,
e-mail: mihaile.voron@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0804-9496>,
Web of Science ResearcherID: E-8704-2019

A.Yu. Semenko¹, PhD (Engin.), Senior Researcher,
e-mail: semenko.au@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0448-1636>,
Web of Science ResearcherID: GYD-3600-2022

A.M. Tymoshenko¹, PhD (Engin.), Senior Researcher,
e-mail: Marschal@i.ua, <https://orcid.org/0000-0003-4038-1744>

V.Zh. Shemet², PhD (Chem. Engin.), Senior Lecturer,
e-mail: volodymyrshemet@gmail.com,
<https://orcid.org/0000-0002-9616-491X>

¹*Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine
(Kyiv, Ukraine)*

²*National Technical University of Ukraine "Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic
Institute" (Kyiv, Ukraine)*

Analysis of defects and non-metallic inclusions distribution in high-strength TWIP steel Fe-25Mn-12Al-1.5C after electroslog remelting

TWIP steels belong to the list of the most innovative materials of our time due to the combination of a high mechanical characteristics level and low density. The most high-strength alloys usually contain about 25-30 wt. % manganese and about 10 wt. % aluminum. Production of such steels is complicated by the peculiarities of their chemical composition. Due to the high content of manganese and aluminum, they are prone to components liquation by density, have a greater number of shrinkage defects and an increased number of sulfides, nitrides and oxides non-metallic impurities. This determines the use of effective refining methods, which include electroslog remelting (ESR).

The paper shows a comparison of Fe-25Mn-12Al-1.5C alloy structure, type and amount of non-metallic inclusions after induction melting and after refining electroslog remelting. Electron microscopy of the samples and local chemical analysis of the phases showed a large number of non-metallic inclusions — sulfides, phosphides, and oxynitrides. After refining process, it was shown that electroslog remelting contributes to a noticeable decrease of nitrogen and sulfur content, and as the result — it lowers the number of related of non-metallic inclusions. However, it seems to be an insufficiently effective method of refining materials like TWIP-steels.

Relatively large size of the non-metallic inclusions, low phosphides refining ability and the crystallization conditions under which a directionally crystallized structure forms, may be noticed among the disadvantages of the ESR method. It was also established that in crystallizer zones, close to the bottom and walls, metal refines worse than its central volumes. Upper part of the ingot has shrinkage and sub-shrinkage zones enriched with gas-shrinkage defects, so it can be called a problem zone.

In general, it is shown that the ESR method is not capable to solve a problem of refining high-manganese TWIP steels with a high aluminum content to the required extent.

Keywords

TWIP-steels, casting, refining, electroslog remelting, non-metallic inclusions, impurities, defects.