

Таблиця 1 – Результати дослідження енергосилових параметрів процесу гарячого прокатування*

h_0 , мм	h_1 , мм	b_0 , мм	v_B , м/с	$\sigma_{T0,2}$, МПа	Витрати енергії, кДж/с
300	255	1000	5	145,5	878474,2
500	400	1000	3	122,5	10144297

* h_0, h_1 – відповідно початкова і кінцева товщина смуги; b_0 – початкова ширина смуги; v_B – швидкість валків; $\sigma_{T0,2}$ – границя пластичності металу.

Такі дослідження дозволяють раціональні режими обтиснення (табл. 1) використовувати при розробці технологічного процесу виготовлення товстих листів гарячим прокатуванням, що забезпечує розвиток металургійної промисловості.

Шемет В.Ж.¹, Семенко А.Ю.², Верзілов О.П.², Ворон М.М.²

(¹ КІІ ім. Ігоря Сікорського; ² ФТІМС НАН України, м. Київ)

МІКРОСТРУКТУРА, МЕХАНІЧНІ ТА ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИТОЇ СТАЛІ З ВИСОКИМ ВМІСТОМ Mn ТА Al

E-mail: volodymyrshemet@gmail.com

Сталі системи Fe-Mn-Al-C з високим вмістом Mn, Al і C демонструють унікальне поєднання міцності та пластичності, низької густини, а також мають високі показники корозійної стійкості і відносно низьку загальну вартість деталей, які з них виготовляються. Марганець і вуглець є сильними стабілізаторами аустеніту, а алюміній – фериту. Наявність алюмінію в таких сталях обумовлює також утворення зміцнювальних k -карбідів. Сплави системи Fe-Mn-Al-C можуть бути дуплексними або триплексними сталями залежно від вмісту Mn, Al і C і процесу виробництва [1].

Нещодавно триплексні сталі Fe-Mn-Al-C були запропоновані для промислового використання через їх високу міцність [2]. Крім того, високий вміст Al (до

12 мас. %) у сталі може не тільки зменшити густину сплаву, але й також робить його більш стійким до окислення. Крім того, з практичної точки зору, заміна таких дорогих елементів як нікель і хром на марганець та алюміній дає помітну перевагу досліджуванним сплавам перед традиційними корозійно-стійкими сталями.

Зазвичай високомарганцеві сталі з високим вмістом алюмінію одержують литтям, тому важливою задачею для таких сплавів є подрібнення їх литої структури. Додавання рідкісноземельних металів також є ефективним способом для вирішення такої задачі та для додаткового підвищення корозійної стійкості [3].

В якості шихтових матеріалів для проведення досліджень використовували армко-залізо (99,7 мас. %), електролітичний марганець (99,9 мас. %), чистий алюміній марки А5 (99,95 мас. %), феросплав Fe-80Mn-7C в якості джерела вуглецю та лігатуру власного приготування Al-40La. Два зразки складу Fe-21Mn-12Al-1C та Fe-21Mn-12Al-1C-0,1La було виплавлено вакуумно-дуговим способом з використанням невитратного вольфрамового електрода і мідного водоохолоджуваного тигля-форми. Плавлення проводили в атмосфері Ar (99,98% чистоти) з додатковим очищенням середовища печі шляхом спалювання Ti-Zr гетеру. Кожен експериментальний зразок піддавали п'ятикратному переплаву для досягнення максимальної хімічної гомогенності. Шлак в процесі приготування зразків не утворювався.

Дослідні зразки виготовляли за стандартними методиками з використанням механічної обробки, шліфування, полірування та травлення. Високотемпературне окислення сталей проводили в горизонтальній трубчастій печі опору при 700 і 900 °C в середовищі повітря. Зразки розміром 10 x 10 x 1,5 мм через кожні 2 години окислення охолоджували до кімнатної температури і зважували на аналітичних вагах. Мікроструктуру та елементний розподіл зразків сплавів Fe-Mn-1Al-C досліджували за допомогою сканувального електронного мікроскопа «Zeiss EVO-50» з можливістю проведення енергодисперсійної спектроскопії (EDS) і дифракції зворотного розсіювання електронів (EBSD). Фазовий склад сталей визначали методом рентгенівської дифракції на дифрактометрі Rigaku Ultima IV. Випробування на розтяг проводили на установці UTM-100 при кімнатній температурі.

Типова мікроструктура сталей Fe-Mn-Al-C показана на рис. 1, а. Відлиті зразки після охолодження містять первинний δ -ферит та γ -аустеніт, які безпосередньо утворилися з рідкого металу і зберігалися до кімнатної температури. Під час охолодження в литому зразку κ -карбіди осаджуються переважно вздовж меж зерен первинних δ -фериту і γ -аустеніту (рис. 1, а). Це відповідає термодинаміці розрахунку (рис. 1, б) [4].

Детальне вивчення компонентів структури, а також меж зерен і текстур у дослідних зразків сталі Fe-Mn-Al-C проводили за допомогою аналізу EBSD. Результати досліджень показано на рис. 2.

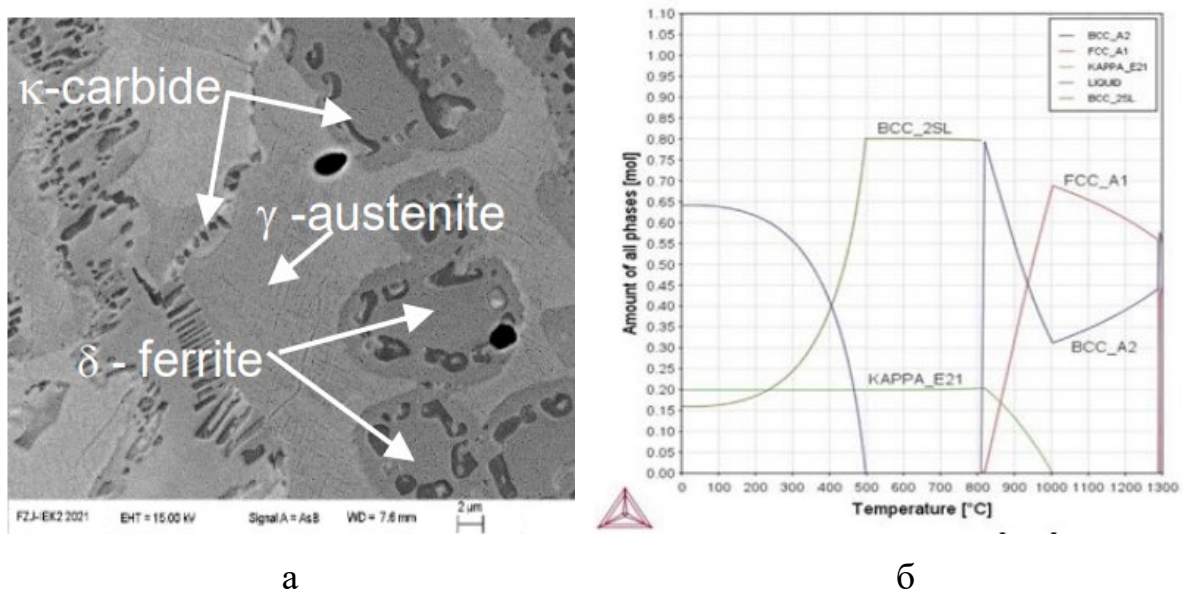


Рис. 1. Мікроструктура литої сталі Fe-21Mn-12Al-1C-0.1La (а) та фазова діаграма об'ємних долей Fe-21Mn-12Al-1C (б)

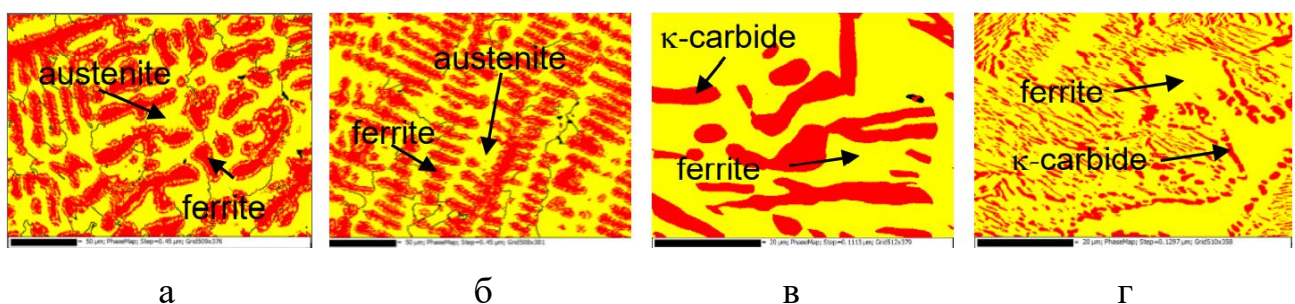


Рис. 2. SEM/EBSD аналіз мікроструктури та фазового складу литих сталей, Fe-21Mn-12Al-1C (а), Fe-21Mn-12Al-1C-0,1La (б) і мікроструктура сталі Fe-21Mn-12Al-1C-0,1La після 10 годин окислення на повітрі при 900 °С (в) і при 700 °С (г)

Результати досліджень показали, що обидва литі зразки характеризуються наявністю яскраво виражених феритних дендритів та дрібнодисперсних κ -карбідів, які випадають по межах зерен (рис. 2, а, б). У модифікованій лантаном сталі розмір зерен δ -фази був у межах 20...30 мкм, що вдвічі менше, ніж у не модифікованого сплаву. За даними EBSD-аналізу, литі зразки містять близько 53...58% аустеніту. Додавання La практично не змінює співвідношення фаз δ/γ в сталі, але істотно подрібнює ферит.

Результати досліджень жароміцності показано на рис. 3 як зміну маси зразків протягом окислення на повітрі при 700 °C і 900 °C. Перша оцінка кінетичних даних показала, що після початкового періоду перехідного окислення всі зразки мали наближену до параболічної залежність змінення маси.

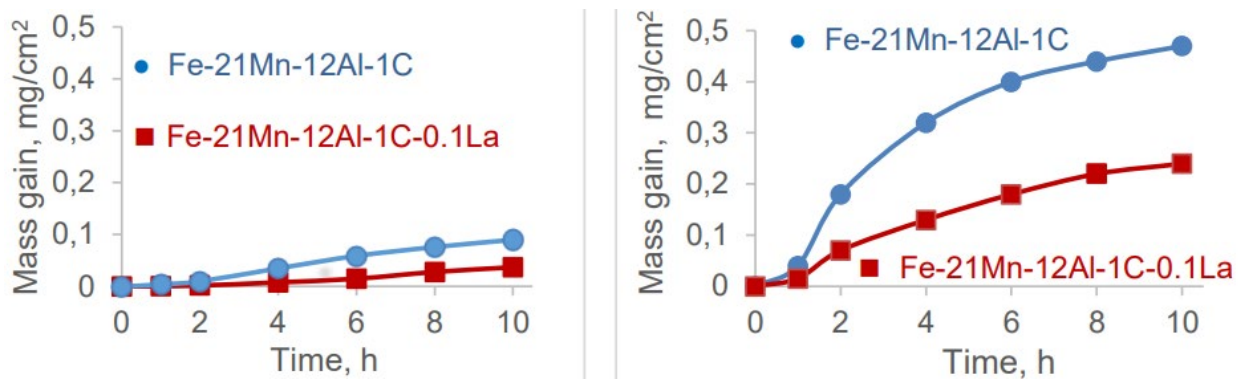


Рис 3. Кінетика окислення експериментальних зразків на повітрі при 700 °C (а) і 900 °C (б)

Обидва зразки сталі мають високу корозійну стійкість при 700 °C, але при більш високих температурах сталь без додавання La демонструє високу швидкість окислення. Наприклад, збільшення маси зразка без La становило 0,47 мг/см² при 900 °C, але при цьому модифікований зразок мав майже вдвічі менший приріст ваги. При 700 °C сталь, що містить La, також показала менший приріст ваги. Відмінності в константі швидкості окислення при 700 °C і 900 °C відображають різну окислюваність та/або відмінності в поверхневому шарі.

При окисленні зразків при 700 °С утворюється щільна окалина. Зовнішній шар складається з суміші $MnFe_2O_4$ і Mn_2O_3 , а внутрішній шар – з Al_2O_3 (рис. 4, а). Окалина мала хорошу адгезію до обох зразків. При температурі 900 °С невеликі скупчення, переважно з Mn_2O_3 та Mn_3O_4 , утворилися у зовнішній окалині (рис. 4, б). Фазове перетворення аустеніту в ферит і κ -карбід відбувається при температурі нижче 900 °С, і як наслідок – активність Al в зоні під окалиною зростає. Згідно з даними EBSD, а також розрахунками, які виконано в [4], лише дві фази фериту та карбіду співіснують у сталі при цих температурах (рис. 2, в, г та рис. 4).

Таким чином, суцільний шар Al_2O_3 спостерігався лише під зовнішнім шаром шпінелі на межі розділу з новоутвореними феритними зернами в обох сплавах. Невеликі добавки La до сталі Fe-21Mn-12Al-1C значно знижують швидкість їх окислення. Це, очевидно, пов'язано з «РЗМ-ефектом», який добре описаний для феритних сталей у [5].

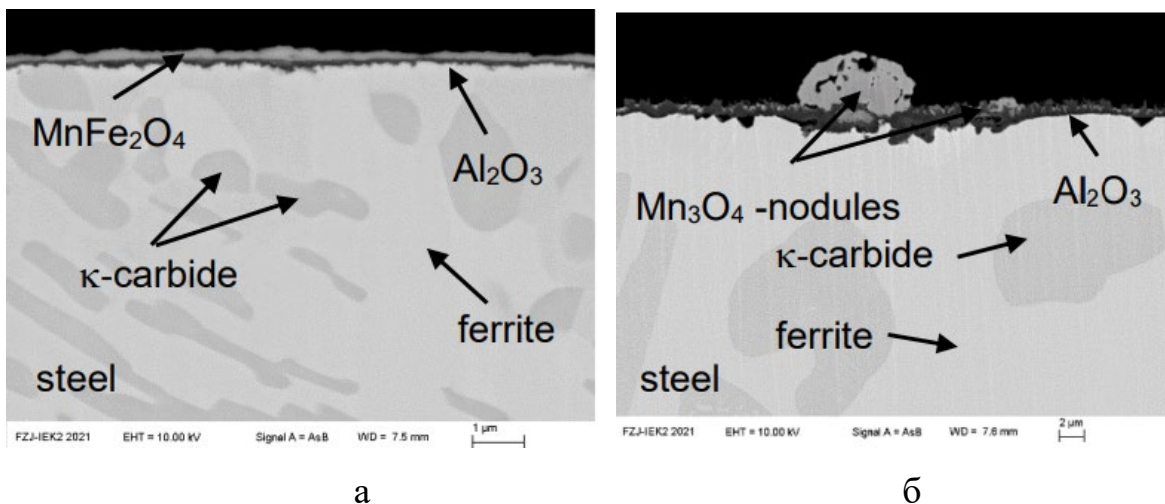


Рис 4. Поперечні перерізи сталі Fe-21Mn-12Al-1C-0,1La після 10 годин окислення в повітрі при 700 °С (а) і 900 °С (б)

Обидва зразки сталі Fe-21Mn-12Al-1C та Fe-21Mn-12Al-1C-0,1La показують дуже високі значення граничної міцності на розрив – 1020 та 990 МПа відповідно. При цьому пластичність має дуже низькі значення $\delta \sim 1$ та 2% відповідно. Розміри феритних дендритних зерен модифікованого зразка мають розміри

20...30 мкм, що є вдвічі меншим за немодифікований зразок. Вихідний сплав містить 47% фериту і має твердість 302 НВ. Після модифікування вміст фериту складає 42%, а твердість підвищується до 321 НВ.

Таким чином, можна зробити висновок, що додавання лантану до високомарганцевих сталей з високим вмістом алюмінію має багатосторонній позитивний вплив, який полягає у зерноподрібненні литої структури, підвищенні пластичності та суттєвому підвищенні корозійної стійкості.

Література:

1. Верзілов О.П., Ворон М.М., Семенко А.Ю., Шемет В.Ж. Сучасний стан та перспективи розробки високопластичних надміцних сталей Fe-Mn-Al-C. Частина 1 // *Метал та лиття України*. – 2021. – № 2. – С.101-109.
2. Springer H., Raabe D. Rapid alloy prototyping. Compositional and thermo-mechanical high throughput bulk combinatorial design of structural materials based on the example of 30Mn-1.2C-xAl triplex steels // *Acta Materialia*. – 2012. – vol. 60. – pp. 4950–4959.
3. Ji Y., Zhang M.X., Ren H., Roles of Lanthanum and Cerium in Grain Refinement of Steels during Solidification // *Metals*. – 2018. – № 8. – 884.
DOI: 10.3390/met8110884
4. Mapelli C., Barella S., Gruttadauria A., Mombelli D., Bizzozero M., Veys X. γ Decomposition in Fe–Mn–Al–C lightweight steels // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2020. – № 3. – pp. 4604–4616.
5. Pirón Abelián J., Shemet V., Tietz F., Singheiser L., Quadackers W.J., Gil A. Ferritic Steel Interconnect for Reduced Temperature SOFC // *ECS Proceedings*. – Vol. 2001-16. – pp. 811-820.