

**Костецький Ю.В.<sup>1</sup>, Зайцев В.А.<sup>1</sup>, Тацький Є.В.<sup>2</sup>**

*(<sup>1</sup>Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України; <sup>2</sup>КПІ ім. Ігоря Сікорського, м. Київ)*

## **АНАЛІЗ ПРОБЛЕМ ВИПЛАВКИ ТА РОЗЛИВАННЯ НАДМІЦНИХ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ НОВОГО ПОКОЛІННЯ**

E-Mail: ye.tatskyi@kpi.ua

Як показує практика, основні проблеми, що виникають під час виплавки високомарганцевих AHSS-сталей обумовлені їх хімічним складом [1]. Для них характерний надзвичайно високий вміст марганцю (до 30%), підвищений вміст кремнію (до 6%) у поєднанні з відносно невеликим вмістом вуглецю, для більшості марок. Якщо у хімічному складі сталі присутній алюміній, його вміст також достатньо високий (від 3 до 10%), у порівнянні з традиційними конструкційними сталями. Зазначені елементи мають високу спорідненість до кисню й активно взаємодіють зі шлаком, атмосферою та футерівкою під час плавки. Окрім того, марганець є летючим при високих температурах, що зумовлює певні втрати з випаровуванням. Забезпечення визначеного кінцевого вмісту вуглецю в металі також є непростим завданням за необхідності витрати значної кількості феросплавів на легування, що обмежує вибір шихтових матеріалів і, відповідно, збільшує витрати [1].

Однією з основних проблем є марганцеві феросплави, які необхідні для виплавки сталі. Використання низьковуглецевого феромарганцю та силікомарганцю для легування є не раціональним через їх обмежену доступність і вартість, яка іноді перевищує ціну на електролітичний металевий марганець. Окрім вуглецю, стандартні феромарганець і силікомарганець часто містять до 1% фосфору і через це не підходять для використання. Надмірний вміст фосфору негативно позначається на зварюваності та механічних властивостях високомарганцевої сталі [2]. За даними досліджень, при вмісті фосфору більшому за 0,06%, високотемпературна пластичність сталі різко падає та посилюється схильність до гарячого розтріскування при розливанні. Однак через високий вміст мангану і кремнію в металі видалити фосфор з розплаву під час плавки та

наступного позапічного рафінування проблематично. Тож необхідно обмежувати його вміст в шихтових матеріалах.

Одним з варіантів розв'язання цієї проблеми може бути використання спеціально виробленого феромарганцю з ультра низьким вмістом фосфору (до 0,05%) [3]. Між іншим, таке рішення не є універсальним і не завжди є економічно доцільним. Використання економічно вигідного джерела марганцю з прийнятним рівнем домішок має важливе значення для комерційно успішного виробництва високомарганцевих сталей.

У сталеплавильному виробництві накопичений значний досвід виплавки традиційних марок сталі з високим вмістом марганцю [4, 5] з використанням феромарганцю, силікомарганцю та електролітичного металевого марганцю. Проте висока вартість легування останнім робить неприйнятним його широке застосування.

Необхідність введення значної кількості феросплавів також вимагає вироблення певних технологічних рішень. Зазвичай феросплави з метою легування додають або під час позапічної обробки сталі в ковші, або безпосередньо в плавильний агрегат [6]. Можливості агрегату ківш-піч обмежені та дозволяють без надмірного затягування обробки отримувати лише сталь з вмістом марганцю до 1%, внаслідок втрати температури металом після введення легувальних матеріалів. Тож вочевидь під час виробництва високоманганевих сталей основну частину феросплавів слід вводити в плавильний агрегат. Альтернативою може бути використання легувального матеріалу, попередньо розплавленого в іншому агрегаті перед додаванням [6].

Технологічні рішення з легуванням марганцем безпосередньо в ДСП передбачають завантажування феромарганцю, феросиліцію та марганцевої руди у ДСП разом з бруктом, плавлення і наступне знеуглецювання високомарганцевого розплаву на агрегаті AOD або VOD з додаванням силікомарганцю для відновлення марганцю, що окислився. Основними недоліками цих технологій є підвищений знос футерівки ДСП, необхідність ретельного контролю складу шлаку та втрати марганцю з випаровуванням. Під

час плавки необхідно створювати рідкоплинні шлаки та обмежувати видалення шлаку, щоб мінімізувати втрати легуючих елементів з ним. Перевагою є можливість використовувати дешевих високо- та середньовуглецевих феромарганцю та силікомарганцю завдяки залученню до технологічного ланцюга агрегатів позапічного зневуглецювання [7].

Аналіз технологічних варіантів виплавки високомарганцевих сталей на базі ДСП показує, що технології, які передбачають використання вакуумної обробки, не мають принципових обмежень щодо кінцевого вмісту кремнію та вуглецю. Хоча видалення під час позапічної обробки на вакууматорі, або в конверторі AOD значної кількості вуглецю, може бути економічно не вигідним. Тож все одно треба використовувати силікомарганець з меншим вмістом вуглецю.

Проблема хімічного складу силікомарганцю, призначеного для легування високомарганцевих сталей, стосується не тільки вмісту вуглецю [6]. Використання типового феросиліцію з відношенням  $[Mn]/[Si] \approx 4$  є не дуже зручним через необхідність на певному етапі плавки проводити рафінування металевого розплаву від надлишкового кремнію. Ця операція пов'язана з утворенням великої кількості шлаку, прискореним зносом вогнетривкої футерівки, необхідністю залучення додаткових ківшів і т. і. Наприклад, при видаленні 2,5% кремнію зі 100 тону рідкої сталі, що у перерахунку складає 2,5 т кремнію, утворюється 5,4 т  $SiO_2$ , який надходить у шлак. Приблизно стільки ж вапна потрібно додати, щоб забезпечити необхідну основність і зменшити вміст  $MnO$  у шлаку. Окрім того, до шлаку треба додати інші розріджувачі. Отже, внаслідок проведення десилікації утвориться не менше 15 т шлаку.

Тож бажано використовувати феросиліцій зі скорегованим співвідношенням  $[Mn]/[Si] \geq 8$ , який спеціально виготовляється на феросплавному заводі з урахуванням цільового хімічного складу сталі. Використання спеціалізованого феросплаву суттєво спрощує і здешевлює виплавку сталі на сталеплавильному заводі. При цьому, як і для феромарганцю, також важливо мінімізувати вміст фосфору у феросплаві, бо корегувати його вміст в сталі за високих концентрацій марганцю і силіцію неможливо. Дана схема наскрізного технологічного процесу є

перспективною для реалізації в умовах України, враховуючи наявність власного виробництва марганцевих феросплавів.

Добре відомо, що високолеговані марганцеві сталі є складними для розливання [1]. Зокрема, вони є схильними до гарячого розтріскування, утворення грубої структури, розвитку макро і мікро ліквациї [8]. Вільна лінійна усадка марганцевої сталі становить 2,4-3,0% і є набагато більшою, ніж у вуглецевих сталей. У той час як теплопровідність складає лише 1/4-1/6 від теплопровідності традиційних вуглецевих сталей [9]. Внаслідок цього, при охолодженні під час розливання у затверділому металі виникають значні перепади температур і термічні напруження, які спричиняють утворення гарячих тріщин. Через меншу теплопровідність високомарганцева сталь також має зменшену швидкість затвердіння, що прогнозовано погіршує параметри процесу розливання та визначає схильність до утворення грубозернистої структури та великих стовпчастих кристалів [1], що також сприяє легкому термічному розтріскуванню, зокрема, під час гарячого деформування. Як результат цього, сталь Mn13, як правило, виробляють з розливанням у злитки. У високомарганцевих AHSS сталях вміст марганцю не тільки набагато більший, ніж в сталі Гадфільда, але додатково присутній у значній кількості алюміній і кремній, що значно ускладнює процес розливання.

Конкретні труднощі, про які повідомляється в літературі, включають:

- гаряче розтріскування та схильність до розриву внаслідок високотемпературної крихкості;
- неможливість використання традиційних розливальних флюсів через їх активну хімічну взаємодію з рідким металом в кристалізаторі, яке спричиняє швидке накопичення  $Al_2O_3$  у флюсі та погіршення його технологічних властивостей, що призводить до погіршення якості поверхні та утворення тріщин в заготівлі;
- складність здійснення випрямлення, м'якого обтискання та коригування розміру заготівлі на виході через високі показники високотемпературної міцності та швидкості деформаційного зміцнення у високомарганцевих сталей AHSS;

– значна схильність до розвитку мікро- і макросегрегації під час затвердіння розплаву, яка призводить до утворення неоднорідностей структури та ускладнює подальшу обробку;

– потрібно забезпечувати дуже високий рівень чистоти сталі перед розливанням та ретельно запобігати її окисненню під час розливання, щоб уникнути утворення великої кількості неметалевих включень, які суттєво впливають на властивості розливої сталі та на прояву ефекту заростання сталерозливних стаканів під час розливання через високий вміст алюмінію;

– висока схильність до утворення окалини призводить до утворення поверхневих дефектів та зменшення виходу придатного під час розливання та прокатування.

Незважаючи на вказані проблеми, протягом минулого десятиріччя виробникам вдалося здійснити розливання сталі AHSS 2-го і 3-го покоління в пілотному та комерційному масштабах шляхом впровадження вдосконалених технологій розливання, або завдяки створенню абсолютно нових технологій лиття. Наприклад, китайська металургійна компанія Zhongyuan Special Steel Co. у співпраці з Університетом науки й технології Пекіна розробила й успішно впровадила технологічну схему виробництва плит з низьковуглецевих (<0,05%) високомарганцевих (25-26% Mn) TWIP сталей з використанням AOD для зневуглицювання розплаву і його розливанням у злитки масою 13 тон з наступним електрошлаковим переплавом [1].

Для подолання ливарних проблем, характерних для TWIP-сталі, відливання злитків здійснювали з високим перегрівом. Внаслідок цього лита структура отриманих злитків була грубою і неоднорідною, в основному складалася з довгих стовпчастих і неорієнтованих дендритів [11]. За високого вмісту алюмінію в сталі включення  $Al_2O_3$  легко утворюються в розплавленій сталі. З метою зменшення окислення використовували захист розплаву аргоном. Після електрошлакового переплаву з низьким струмом кристалічна структура та однорідність металу значно покращувалась. Електрошлаковий переплав також забезпечував зменшення кількості грубих неметалевих включень у готовому металі.

Особливості та характер процесу кристалізації AHSS-сталей досліджували з метою розробки заходів, які б забезпечили підвищення якості литої структури в процесі розливання [11, 12, 13]. Зокрема було встановлено, що сталь Fe-Mn-C-Al затвердіває з високою схильністю до тріщин, характерною до гіперперитектичних сталей [13]. Також було встановлено, що вміст вуглецю і марганцю в металі мають значний вплив на характер процесу кристалізації. Як показали спеціальні дослідження швидкість охолодження значно впливає на розподіл марганцю на макро і мікрорівнях та на параметри дендритної структури сплаву [14]. Збільшення швидкості затвердіння сприяє отриманню більш однорідної структури [12, 13], але забезпечити потрібну швидкість охолодження одночасно по всьому перерізу зливка практично неможливо.

З метою покращення литої структури сталей системи Fe-C-Mn-Al було запропоновано впливати на утворення кристалічної структури в процесі затвердіння через утворення в об'ємі рідкого металу додаткових центрів кристалізації [15, 16, 17]. Подрібнення зерна литої структури аустенітних сталей можливе за наявності великої кількості активних твердих зародків при затвердінні. Вони можуть утворюватися безпосередньо в рідкому сплаві, завдяки реакціям між перехідними металами (Ti, Zr, Nb і Hf) і металоїдними елементами (C, S, O і N), які розчинені в розплаві. Дослідження показали дієвість такого підходу. Однак дані щодо комерційного використання цих рішень в літературі відсутні.

Таким чином, отримання якісної заготовки для наступної обробки тиском розливанням у традиційні злитки вимагає використання процесу переплаву для покращення кристалічної структури та хімічної однорідності литого металу. Беззаперечно така схема у більшості випадків не може бути конкурентною порівняно з виробництвом на базі технології безперервного розливання.

Компанія POSCO була першою у світі, яка з успіхом реалізувала процес безперервного розливання TWIP-сталі [2, 18]. Для цього було зроблено багато удосконалень процесу. Зокрема, замість флюсів порошкового типу перейшли на використання у кристалізаторі флюсів рідкого типу, а також було забезпечено

ретельний контроль процесу розливання для зменшення утворення оксидної плівки [2].

Пізніше, китайські виробники сталі, компанії Ansteel та Baosteel, також заявили про успіх у комерційному виробництві високомарганцевої сталі з використанням безперервного розливання слябів і отриманням широкого асортименту холодного і гарячекатаного прокату [19]. Удосконалена технологія безперервного розливання дозволяє отримувати сляби для подальшого прокатування, які дозволяють отримувати кінцеву металопродукцію, яка відповідає поточним вимогам [20].

Процес безперервного розливання високомарганцевих сталей з високим вмістом алюмінієвої дуже чутливий до параметрів лиття [21]. Властивості покривного флюсу у кристалізаторі є вирішальним чинником, що впливає на показники лиття. Відсутність ретельного контролю за станом флюсу у кристалізаторі під час розливання призводить до частого спрацювання системи прогнозування проривів.

Під час безперервного лиття сталі з високим вмістом алюмінію, завдяки взаємодії алюмінію сталі з  $\text{SiO}_2$  флюсу, концентрація останнього у флюсі поступово зменшується, тоді як вміст оксиду алюмінію збільшується до досягнення динамічної рівноваги, на яку впливають подавання порошкової суміші, витрата, швидкість реакції та масообмін у рідкому флюсі [22].

Вказана зміна складу змінює властивості флюсу (температуру плавлення, в'язкість, характер кристалізації тощо) і відбивається на змашуванні, швидкості витрати флюсу та теплопередачі у мідну стінку кристалізатора і в решті-решт спричиняє погані характеристики лиття та погану якість поверхні литого сляба [21, 23]. Через вищеприписану реакцію традиційно використовувані флюси типу  $\text{CaO-SiO}_2$  поступово змінюються на флюси системи  $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$  з невеликою кількістю  $\text{SiO}_2$ .

Проведена низка досліджень з метою розробки нових флюсів для забезпечення розливання високоміцних марганцевих сталей нового покоління. У публікаціях [21, 24] проаналізований останній прогрес у розробці таких флюсів

для розливання. Активно досліджувались в'язкість та структура розплаву зі зміною величини співвідношення  $(\%SiO_2)/(\%Al_2O_3)$  [31]. Досліджували також і характер кристалізації флюсів, оскільки через вплив на процес теплопередачі він впливає на початок застигання сталі в кристалізаторі [27]. Було розглянуто низку варіантів корекції хімічного складу флюсів для розливання сталей з високим вмістом Mn-Al. Наприклад, для зниження температури початку кристалізації флюсу та покращення характеру його кристалізації до складу додавали  $B_2O_3$  [28]. Для зменшення в'язкості та оптимізації процесу кристалізації додавали  $Na_2O$  [32]. Для стримування кристалізації та зниження температури плавлення до флюсу додавали  $Li_2O$  [29]. Дослідження з додаванням різних оксидних компонентів до складу флюсу спрямовані на пошук оптимального хімічного складу і визначення закономірностей, що визначають вибір оптимального складу флюсу для конкретних умов виробництва. Поки що ці пошуки не закінчено.

Певні дослідження і випробування було здійснено в напрямку створення альтернативних процесів безперервного розливання високомарганцевих сталей. Компанії POSCO, ThyssenKrupp і Baosteel, з певним успіхом працюють над комерціалізацією технології розливання високо марганцевої сталі процесом twin-roll casting (TRC) [30]. Даний процес забезпечує значно менше споживання енергії у порівнянні зі звичайними процесами безперервного розливання, внаслідок зменшення об'єму операцій з прокатування і розігрівання, та більш сприятливі умови кристалізації розплаву с точки зору запобігання утворенню грубої литої структури та розвинутої ліквациї [20].

Після тривалих досліджень і випробувань для виробництва високо марганцевої сталі компанії SMS Siemag і Salzgitter Flachstahl успішно впровадили процес BCT®, різновид процесу горизонтального однострічкового лиття Direct Strip Casting [31]. Процес вимагає набагато менших капітальних і операційних витрат у порівнянні зі звичайним безперервним розливанням та, на додаток, технічно підходить для лиття високо марганцевої сталі [14]. Процес реалізується на машині горизонтального розливання де рідка сталь подається на інтенсивно охолоджуваний рухомий металевий ремінь, що обертається. На охолоджуваний



поверхні металевого ременя рідка сталь миттєво кристалізується у захисній атмосфері аргону з утворенням стрічки товщиною близько 10 мм, яка безпосередньо подається на прокатку. Завдяки зменшенню витрат на гарячу прокатку і розігрівання можна досягти значної економії енергії в порівнянні зі звичайним литтям плит.

Таким чином, проблему розливання надміцних високомарганцевих сталей нового покоління можна вважати принципово вирішеною. З початку освоєння процесу їх виробництва створені та впроваджені як технології виробництва з розливанням у злитки, так і варіанти з розливанням на агрегатах безперервного розливання за різними схемами. Однак залишаються технологічні проблеми, які пов'язані з комерціалізацією розроблених технологій, їх подальшим удосконаленням та розширенням марочного сортаменту.

#### Література:

1. Li, K. Zhuang, C. Liu, J. and et al.: «Smelting and casting technologies of Fe-25Mn-3Al-3Si twinning induced plasticity steel for automobiles», Journal of Iron and Steel Research International, 2015, Vol. 22, No. S1, 75 –79.
2. Hils, G. Newirkowez, A. Kroker, M. and et al.: «Conventional and tailored Mn-bearing alloying agents for the production of high manganese steels», Steel research international, 2015, Vol. 86, No. 4, 411–421.
3. Lee Y. E. and Min D. S.: «Development of Mn alloys for steelmaking process», Proc. 1st Int. Conf. on «High Mn steel», Seoul, Korea, May 2011, The Korean Institute of Metals and Materials, 125.
4. Vdovin, K.N. Feoktistov, N.A. Sinitskii, E.V. and et al.: «Production of high-manganese steel in arc furnaces. Part 1», Steel in Translation, 2015, Vol. 45, No. 10, 729–732.
5. Vdovin, K. N. Vdovin, N. A. Feoktistov, E. V. Sinitskii, E.V. and et al.: «Production of high-manganese steel in arc furnaces. Part 2», Steel in Translation, 2016, Vol. 46, No. 1, 16–20.

6. Redeker, C. F. Schoettler, J. Spitzer, D. Rohrberg, Newirkowez, A. Acharya, S. Nyström, R and Hahlin, P.: «Cost-efficient metallurgy for the production of novel ultra-high strength deep drawable steel grades with high Mn contents from 10 to 25 wt. %», European Commission – Research Fund for Coal and Steel, Luxembourg, 2008, 125.
7. Georgeou, Z. Schöttler, J. Rohrberg, D. Spitzer, K. H. Newirkowez, A. and Nyström, R.: «Metallurgical methods for the production of steels with high manganese contents», Stahl und Eisen, 2012, 132(8), 29-36.
8. Zhuang, C. Liu, J. Li, C. and Tang, D.: «Study on high temperature solidification behavior and crack sensitivity of Fe-Mn-C-Al TWIP steel», Scientific Reports, 2019, Vol. 9, No. 1, 15962-15977.
9. Lan, P. and Zhang, J.: «Thermophysical properties and solidification defects of Fe-22Mn-0.7C TWIP steel», Steel research international, 2016, Vol. 87, No. 2, 250–261.
10. J. Liu, C. Zhuang, S. Li, Q. Zhang, C. Lei, and K. Zhang: «Technologies for Low Carbon FeMnSiAl TWIP Steel Smelting», 18th National Conference on Steel Metallurgy (China), Xi'an, China, 2014.
11. Lan, P. Tang, H. and Zhang, J.: «Solidification microstructure, segregation, and shrinkage of Fe-Mn-C twinning-induced plasticity steel by simulation and experiment», Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, Vol. 47, No. 6, 2964–2984.
12. Shen, Y. Liu, J. Yang, S. and et al.: «Dendrite growth behavior in directionally solidified Fe–C–Mn–Al alloys», Journal of Crystal Growth, 2019, Vol. 511, 118–126.
13. Lee, C.-Y. and Lee, Y.-K.: «The solidification mode of Fe-Mn-Al-C lightweight steel», JOM, 2014, Vol. 66, No. 9, 1794–1799.
14. Shen, Y. Yang, S. Liu and et al.: «Study on micro segregation of high alloy Fe–Mn–C–Al steel», Steel Research International, 2019, Vol. 90, No. 5, 2963-2975.
15. Lekakh, S. N. Ge, J. Richards V. and et al.: «Optimization of melt treatment for austenitic steel grain refinement», Metallurgical and Materials Transactions B, 2017, Vol. 48, No. 1, 406–419.

16. Penna, Vaz R. Bartlett, L. N. and O'Malley, R.: «Influence of TiN additions on the microstructure of a lightweight Fe–Mn–Al steel», *International Journal of Metalcasting*, 2020, Vol. 14, No. 2, 342–355.
17. Lekakh, S. Richards, V. Schulte, A. and Aken, Van D.: «Fe-Mn-Al-C austenitic steels treated by Ca and Ce», *John Wiley & Sons*, 2010, 489–496.
18. Nam, J.-B.: «Development of New Auto Steels and Application Technology», *Transactions of Materials Processing*, 2013, Volume 26, Issue 4, 246-259.
19. Yang, J. Ruan, X. Wang, R. Zhu, K. Li, C. Fan, Z. Wang, Y. Wang, Y. Jiang, X. and Shi, H.: «Basic Research on Continuous Casting of Medium and High Manganese Steel», 18th National Conference on Steel Metallurgy (China), Xi'an, China, 2015.
20. Wang, Y.: «Solidification structure, non-metallic inclusions and hot ductility of continuously cast high manganese TWIP steel slab», *ISIJ International*, 2019, Vol. 59, No. 5, 872-879.
21. Yang, J. Wang, L. Wang, Q. and et al.: «Challenges in the mold flux design: development of f-free fluxes and fluxes for casting of high-Al steel», *Steel research international*, 2021, 2100-2123.
22. Kim, M.-S. Park, M.-S. Kang, S.-E. Park, J.-K. and Kang, Y.-B.: «A Reaction between High Mn–High Al Steel and CaO–SiO<sub>2</sub>-Type Molten Mold Flux: Reaction Mechanism Change by High Al Content ([pct Al]<sub>0</sub> = 5.2) in the Steel and Accumulation of Reaction Product at the Reaction Interface», *ISIJ Int.*, 2018, vol. 58, 686–695.
23. Cho, J.-W. Blazek, K. Frazee, M. Yin, H. Park, J.H. and Moon, S.-W.: «Assessment of CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> based mold flux system for high aluminum TRIP casting», *ISIJ Int.*, 2013, vol. 53, 62–70.
24. Wang, W. Lu, B. and Xiao, D.: «A Review of Mold Flux Development for the Casting of High-Al Steels», *Metall. Mater. Trans. B*, 2016, vol. 47B, 384–89.
25. Yu, Z.G. Leng, H.Y. Wang, L.J. and Chou, K.C.: «Computational study on various properties of CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> mold flux», *Ceram. Int.*, 2019, vol. 45, 7180–7187.
26. Liao, J. Zhang, Y. Sridhar, S. Wang, X. and Zhang, Z.: «Effect of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiO<sub>2</sub> ratio on the viscosity and structure of slags», *ISIJ Int.*, 2012, vol. 52, 753–758.

27. Shi, C.-B. Seo, M.-D. Cho, J.-W. and Kim, S.-H.: «Crystallization Behaviors of.  $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-Na}_2\text{O-CaF}_2\text{-(Li}_2\text{O-B}_2\text{O}_3)$  Mold Fluxes», Metall. Mater. Trans. B, 2014, vol. 45B, 1081–1097.
28. Kim, M.-S. Park, M.-S. and Kang, Y.-B.: «A reaction between high mn–high al steel and  $\text{CaO-SiO}_2$ -type molten mold flux: reduction of additive oxide components in mold flux by al in steel», Metallurgical and Materials Transactions B, 2019, Vol. 50, No. 5, 2077–2082.
29. Lu, B. Chen, K. Wang, W. and Jiang, B.: «Effects of  $\text{Li}_2\text{O}$  and  $\text{Na}_2\text{O}$  on the Crystallization Behavior of Lime-Alumina-Based Mold Flux for Casting High-Al Steels», Metall. Mater. Trans. B, 2014, vol. 45B, 1496–1509.
30. Ha, M.-j. Jeong, S.-i. Choi, J.-t. Kim, W.-s. Kang, T.-w. and Kwon, O.-d.: «Casting roll for twin roll strip caster», Patent, United States, 12/31/2009, 2009.
31. Wang, S. H. Liu, Z. Y. Zhang, W. N. Wang, G. D. Liu, J. L. and Liang, G. F.: «Microstructure and Mechanical Property of Strip in  $\text{Fe-23Mn-3Si-3Al}$  TWIP Steel by Twin Roll Casting», ISIJ International, 2009, 49(9), 1340-1346.
32. Spitzer, K.-H. Rüppel, F. Višcorová, R. and et al.: «Direct strip casting (dsc) - an option for the production of new steel grades», Steel research international, 2003, Vol. 74, No. 11–12, 724–731.
33. Wans, J. Geerkens, C. Cremers H. and et al: «BELT casting technology – experiences based on the worldwide first bet caster», São Paulo: Editora Blucher, 2017, 111–117.

**Крахмальов О.В.**

*(НТУ «ХПІ», м. Харків)*

**ВОГНЕСТІЙКІСТЬ РІДИНИ ДЛЯ ГІДРАВЛІЧНИХ СИСТЕМ**

E-mail: krakhmalyov1@gmail.com

В гідравлічних системах застосовуються неспалахуючі рідини: водно-мастильні емульсії (вміст води 40%) та водно-гліколеві рідини (вміст води 35%). Неспалахуваність емульсій і водно-гліколевих рідин обумовлена тим, що вода,