

Стовпченко Г.П., Степаненко Д.В., Медовар Л.Б.

## Обґрунтування енергетичних та екологічних переваг використання високоміцних сталей за методологією оцінки життєвого циклу

Обговорюються основи методології Оцінювання Життєвого Циклу (ОЖЦ), що є ефективним сучасним інструментом визначення екологічних, економічних та соціальних показників впливу різних матеріалів та споживчих товарів (включно з їх впливом на зміну клімату та збереженість природних ресурсів) на різні аспекти життя людини та довкілля. Метою роботи є порівняння енергетичної та екологічної ефективності передових високоміцних сталей (AHSS) з іншими матеріалами в конструкціях однотипного призначення на прикладі транспортних засобів. На сьогодні розроблено вже три покоління AHSS, які мають різний хімічний склад і властивості, але разом складають новий клас деформованих сталей з унікальним поєднанням міцності й пластичності. Оцінювання життєвого циклу показує, що порівняно з алюмінієм передові високоміцні сталі є більш енерго- і екологічно ефективним матеріалом (виробництво їх значно менш енерговитратне, наскрізний життєвий цикл супроводжується меншими викидами парникових газів й після використання сталь повертають в обіг з мінімальними втратами).

Ключові слова: Оцінювання Життєвого Циклу; передові високоміцні сталі (AHSS), алюміній, транспортні засоби, енерговитрати, викиди вуглекислого газу, ефективність.

*The basics of the Life Cycle Assessment (LCA) methodology, which is an effective modern tool for evaluation of an environmental, economic and social impact of the various materials and consumer goods (including their impact on climate change and natural resources saving) on human life and the environment, are discussed. This work target is to compare the energy and environmental efficiency of advanced high-strength steels (AHSS) with other materials in the same purpose structures on vehicles example. Nowadays three generations of AHSS have been developed having different chemical composition and properties completing together a new class of deformed steels with a unique combination of strength and ductility. Life cycle assessment shows that advanced high-strength steels are more energetically and environmentally friendly material compared to aluminum (since their production is less energy-consuming, the end-to-end life cycle is accompanied by lower greenhouse gas emissions and steels fully recyclable after scrapping).*

*Keywords: Life Cycle Assessment, advanced high-strength steels (AHSS), aluminum, vehicles, energy consumption, carbon dioxide emissions, efficiency.*

### Вступ

На виробництво сталі припадає 8 % світового споживання енергії та більш як 7 % викидів парникових газів (ПГ), яке в 2021 році в перерахунку на діоксид вуглецю сягнуло 33,6 гігатон [1, 2]. Очевидно, що при використанні сталі більшої міцності знижується металоємність деталей механізмів і конструкцій, що створюються. Тож використання високоміцних сталей є логічним шагом в напрямку зниження викидів через потенційне зменшення виробництва (яке тим не менш продовжує зростати). Ще більш важливим наслідком збільшення міцності сталей і відповідного зменшення маси конструкцій є скорочення витрат палива під час експлуатації автомобілів та іншої рухомої техніки, оскільки транспортні засоби сьогодні продукують майже чверть (24%) світових викидів вуглекислого газу. Слід відмітити, що зусилля в цьому напрямку не марні і протягом останніх 20 років викиди ПГ від транспорту знизилися майже на 42% завдяки зменшенню ваги конструкцій автомобілів і, останнім часом, переходу на електричні двигуни.

Так, останні десятиліття на запит автомобільної індустрії створено вже три покоління високоміцних сталей, що мають значно покращені фізичні і механічні властивості (різні за хімічним складом і

технологією виробництва). Багато зусиль прикладається і сьогодні для створення та впровадження нових високоміцних матеріалів й екологічно дружніх (рушійною силою яких є електроенергія з відновлюваних джерел) процесів їх виробництва.

В той же час, витрати в металургійному циклі на виробництво таких сталей можуть бути суттєво вищими через необхідність використання більшої кількості легуючих добавок в їх складі та впровадження нових технологій та агрегатів для забезпечення кращих властивостей. Оцінити та порівняти еколого-економічну ефективність різних сталей між собою та з іншими матеріалами аналогічного призначення можна за допомогою методології "Оцінки життєвого циклу" (ОЖЦ - LCA - Life-Cycle Assessment)), який є ефективним сучасним інструментом визначення екологічних, економічних та соціальних показників впливу матеріалів та споживчих товарів (включно з їх впливом на зміну клімату та збереженість природних ресурсів) на різні аспекти життя людини та довкілля.

### Методологія Оцінки Життєвого Циклу (ОЖЦ) сталевих продукцій

Оцінювання життєвого циклу передбачає визначення потенційних наслідків (еколого-економічних,

Стовпченко Ганна Петрівна – д.т.н., проф. інститут електрозварювання ім.Є.О.Патона.,  
Степаненко Данило Вадимович – аспірант інститут електрозварювання ім.Є.О.Патона.,  
Медовар Лев Борисович - д.т.н., проф. інститут електрозварювання ім.Є.О.Патона.

Stovchenko Hanna - Doctor of Technical Sciences, prof. E.O.Paton Institute of Electric Welding.,  
Danylo Stepanenko - graduate student of the E.O.Paton Institute of Electric Welding,  
Medovar Lev - Doctor of Technical Sciences, Prof. Institute of Electric Welding named after E.O. Paton

соціальних аспектів та впливів на навколишнє середовище) всіх без виключення етапів виробництва та експлуатації продукту, а також можливості його повторного використання, переробки або утилізації після закінчення терміну його служби, й витрати на транспортування між кожною ланкою. Життєвий цикл будь-якої продукції починається ще до її появи з вилучення сировини, яку буде використано для її виготовлення, і не закінчується після закінчення терміну її служби, щоб уникнути утворення звалищ неутілізованих решток за принципом «від колиски до могили» («cradle-to-grave»).

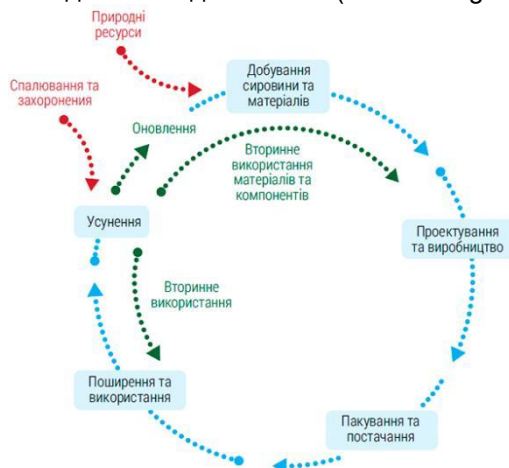


Рисунок 1 - Життєвий цикл продукції [3]

Принципи та процедури оцінювання, аналізування та управління життєвим циклом викладено в серії міжнародних стандартів з екологічного менеджменту ISO 14000 (стандарти ISO 14040 -14049) [4,5]. Збалансований на основі оцінки життєвого циклу продукт і технологія його виробництва гарантують, що покращення, яких вже досягнуто на одній стадії життєвого циклу, не призведуть до непередбачуваних наслідків на іншій стадії або за іншою категорією впливу.

В рамках гармонізації національних та Європейських стандартів екологічні стандарти серії ДСТУ ISO 14040-14049 прийнято й в Україні. Ця міжнародно визнана методологія оцінки життєвого циклу дозволяє порівнювати різну продукцію для

досягнення цілей сталого розвитку. Слід враховувати, що поняття оцінки стійкості життєвого циклу (Life cycle sustainability assessment (LCSA)) включає в себе три виміри: екологічна оцінка життєвого циклу (eLCA), вартісна оцінка життєвого циклу (Life cycle costing (LCC) та соціальна оцінка життєвого циклу (social - sLCA) [5-8]. Відповідно, при аналізі життєвого циклу необхідно зважати на вартісні показники та соціальну значущість продукції, не обмежуючись тільки екологічними чинниками.

Стосовно виробництва й споживання сталі найбільшу увагу розробці та розповсюдженню методології ОЖЦ приділяє всесвітня організація з виробництва сталі Worldsteel, яка має унікальну можливість надавати найбільш послідовну і точну інформацію про ОЖЦ в сталеплавильній промисловості. Методологію ОЖЦ було впроваджено Worldsteel вперше в 1995 році і з тих пір від компаній-членів по всьому світу збираються дані інвентаризації життєвого циклу [9]. Методологія ОЖЦ безпосередньо для сталей було розроблено Всесвітньою асоціацією виробників сталі (worldsteel) на основі ISO 14040: 2006.2 та ISO 14044: 2006. Вона є узгодженим та універсально застосовуваним інструментом для використання на міжнародному рівні кількісних оцінок, пов'язаних із виробництвом сталеплавильної промисловості, від видобутку сировини зі землі до моменту, коли продукція готова до використання і відвантажена з металургійного заводу [10]. У розвиток цього напрямку в 2018 р. worldsteel разом з експертами Всесвітньої організації стандартизації було розроблено та опубліковано стандарт ISO 20915 «Методика розрахунку інвентаризаційного життєвого циклу сталевих продуктів» [11]. Цей стандарт встановлює керівні принципи та вимоги щодо проведення інвентаризаційних досліджень життєвого циклу (LCA) сталевих продуктів. Шоста база даних LCA була завершена в 2019 році. Тридцять чотири компанії по всьому світу брали участь у її формуванні та зборі з 121 сайту даних для випуску бази даних за 2019 рік. Стадії життєвого циклу сталевих виробів за даними [12] наведено на рисунку 2 у перекладі на українську.



Рисунок 2 – Фази життєвого циклу сталевих виробів (адаптовано з [12] ).

Для порівняння споживчої цінності високоміцної та звичайної конструкційної сталі, або іншими матеріалами, що використовуються для виготовлення тих самих деталей, слід аналізувати увесь їх

життєвий цикл (виробництво сировини, феросплавів, флюсових добавок, палива та електроенергії, власне виробництво сталі та виготовлення виробів

з неї, їх використання, демонтаж та переробку по закінченні експлуатації).

При оцінюванні екологічного впливу високоміцної сталі, як конструкційного матеріалу, слід оцінювати наскільки підвищення міцності реалізується в скороченні маси конструкції і покращує інші важливі її властивості (стійкість до зносу, ударів, утворення вмятин, загальної та локальної корозії тощо), які в комплексі визначають споживчу цінність та тривалість служби конструкції. На етапі використання важливо оцінити на скільки зменшення ваги скорочує

споживання енергії (також й на етапі транспортування) та чи відбивається на тривалості експлуатації конструкції.

В якості прикладу того які чинники використовуються для аналізу життєвого циклу сталевих виробів можна розглянути модель ОЖЦ (рисунок 3), що запропоновано в проекті [13] для оцінки життєвого циклу сучасних високоміцних сталевих виробів (далі будемо використовувати загальноприйняте скорочення англійською - AHSS - advanced high strength steel).

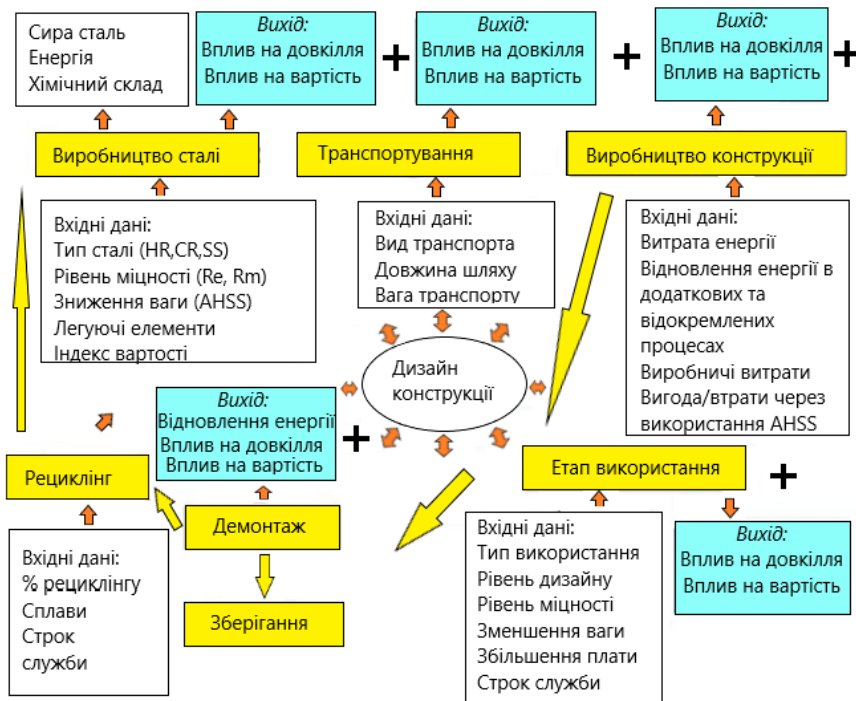


Рисунок 3 – Загальна модель LCA для оцінки життєвого циклу сучасних високоміцних сталевих виробів (адаптовано з [13]). HR - гарячекатані, холоднокатані, SS - нержавіючі сталі.

Різні етапи життєвого циклу розглядаються як окремі модулі, а загальний вплив на навколишнє середовище та витрати становлять суму їх внесків. На етапі виробництва сталі враховують хімічний склад вхідного напівпродукту, необхідну для його переробки енергію, одержуваний тип сталі, рівень її міцності, легуючі елементи, показники вартості виготовлення, а для високоміцних сталей ще й величину безпосереднього зменшення ваги конструкцій.

### Три покоління передових високоміцних сталей

Курс автомобільної промисловості на зменшення маси конструкцій транспортних засобів для

підвищення ефективності використання палива та зменшення викидів CO<sub>2</sub> став викликом для виробників сталі через перспективу заміни її в кузовах автомобілів алюмінієвими сплавами або вуглепластиками. Зменшення товщини автолиста з одночасним підвищенням гарантованої міцності сталі та здатності до формування стало для виробників нагальною задачею, яку почали й успішно продовжують вирішувати матеріалознавці з усього світу. В результаті сьогодні створено три покоління передових високоміцних AHSS сталей [14-19], що мають покращені співвідношення міцності та пластичності, а також зменшену питому вагу, що робить їх конкурентними навіть з титановими сплавами (рисунок 3).

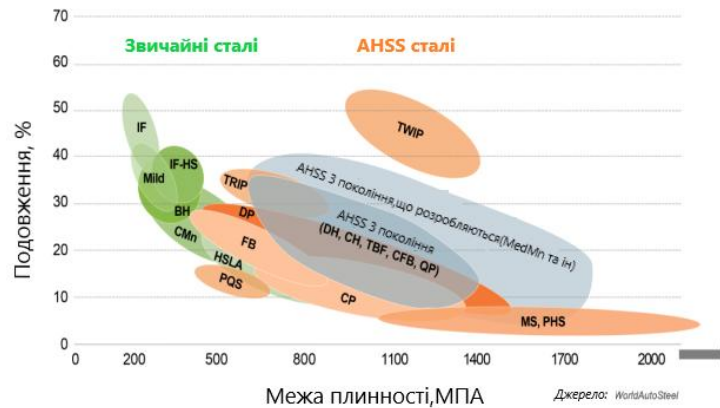


Рисунок 3 – Діаграма формуючості звичайних і нових марок сталі (позначення в тексті) [14]

На наведеній діаграмі зеленим кольором позначено звичайні сталі з межою плинності (200-800(1000) МПа. До цієї групи відносять сталі без домішок впровадження (IF - interstitial free та IF-HS Interstitial-Free High Strength), м'які (Mild), загартовувані (BH – Bake Hardenable), вуглець-марганцеві (CMn) і високоміцні низьколеговані (HSLA – high strength low alloy steel) сталі.

Перше покоління передових високоміцних сталей (далі будемо використовувати загальноприйняте скорочення англійською - AHSS - advanced high strength steel) першого покоління включає: сталі з пластичністю індукованою трансформацією (TRIP – Transformation Induced Plasticity), двофазні (DP – Dual Phase), складофазні (CP – Complex-Phase), мартенситно-старіючі сталі (MS – Maraging Steel), а також сталі, які зміцнюються під пресом (PQS – Press Quenched Steel and PHS – Press Hardenable Steel). AHSS сталі першого покоління задовольнили вимоги жорсткості конструкції та її стійкості до утворення вм'ятин.

До другого покоління AHSS 2G відносять: сталі з пластичністю індукованою двоїнуванням TWIP (twinning-induced plasticity), а також високомарганцеві аустенітні нержавіючі сталі (AUST SS - austenitic stainless steels) і так звані сталі з пластичністю індукованою легкою вагою (L-IP Lightweight Induced Plasticity). Два останні типи певною мірою входять до першого. В цьому поколінні високоміцних сталей реалізовано новий підхід до економії ваги – склади з низькою питомою щільністю на основні системи Fe-Mn-Si-Al зі структурою легovanого марганцем аустеніту. Високомарганцеві (18 - 30% мас.) сталі другого покоління мають питому вагу менше 7000 кг/м<sup>3</sup> завдяки додаванню до 12% масових алюмінію (збільшення вмісту алюмінію на 1 мас.% призводить до зменшення питомої ваги сплаву на 1,5%) і до 3% мас. кремнію і суттєвий вміст вуглецю (0.6 - 1.8% мас.).

AHSS третього покоління - це високоміцні багатофазні сталі з підвищеною здатністю до формування, які використовують ефект пластичності індукованої трансформацією (TRIP) та створені на основі сталей попередніх поколінь: двофазні високо-

в'язкі (DH - Dual phase - High ductility), складофазні високо-пластичні (CH- Complex-phase - High ductility), сталі зі структурою бейніту фериту із підтримкою TRIP (TBF - TRIP-assisted Bainite Ferrite) і безкарбідного бейніту (CFB - Carbon Free Bainite) та сталі зміцнені загартовуванням і розподіленням - (QP - Quenching and Partitioning) і середньомарганцеві сталі (MedMn - Medium Manganese), які сьогодні ще розробляються й не дійшли до серійного виробництва.

За розташуванням на діаграмі можна бачити, що AHSS порушують правило, згідно з яким подовження (міра пластичності) стає меншим при підвищенні міцності. Такі характеристики забезпечуються наявністю складних систем легування, режимами термообробки та деформаційного зміцнення і, як результат, отриманням сприятливої структури металу. AHSS - це в першу чергу сталі з багатофазною мікроструктурою, що містять одну або кілька фаз, відмінних від фериту, перліту або цементиту - наприклад, мартенсит, бейніт, аустеніт та /або збережений аустеніт у кількостях, достатніх для отримання унікального співвідношення високої міцності при збереженні пластичності.

Процеси виробництва високоміцних AHSS сталей досить складні та включають багато етапів. Зазвичай це: виплавка металу з шихтових матеріалів (зазвичай в дуговій сталеплавильній печі (ДСП) або кисневому конвертері (КК), позапічну обробку у печі-ковші та вакууматорі, розливання на машинах безперервного лиття. Для виготовлення автолиста сляби піддають гарячій прокатці й термомодеформаційній та термічній обробці в потоці стану, травленню, нанесенню покриттів, холодній деформації до формування профілю кінцевої товщини зі заданими властивостями.

Дуже привабливими з точки зору малої щільності є сталі другого покоління AHSS з високим вмістом марганцю та алюмінію, однак вони мають високу собівартість через високий вміст цих легуючих та складнощі їх виробництва. Виплавка таких сталей ускладнена через схильність марганцю до випаровування та алюмінію до окислення, та сегрегації при кристалізації через різницю питомих

щільностей та температур плавлення заліза, марганцю та алюмінію.

З ускладненням легуючих композицій, збільшенням кількості фазових складових і ролі мікроструктури у формуванні властивостей сталей закономірно зростають витрати на їх виробництво. Різні покоління сучасних високоміцних сталей суттєво відрізняються за хімічним складом та кількістю легуючих елементів, однак ступінь їх легування є зазвичай вищим, а технології виробництва складнішими, ніж у рядових конструкційних сталей, що збільшує вартісну складову на етапі виробництва в їх життєвому циклі.

Стадіями життєвого циклу високоміцної сталі виробництво сировини, феросплавів, палива та електроенергії, їх транспортування до місця виробництва, сама стадія виробництва сталевих виробів, з її енергетичними потребами і супутніми викидами, а також подальші фази, такі як виробництво з металопрокату/литва сталевих конструкцій та деталей, а потім їх використання, демонтаж та переробка.

Попередня оцінка показує, що кожен мільйон тонн передової високоміцної сталі, яка замінює звичайну сталь в європейському автопарку, призводить до економії в життєвому циклі 8 млн тонн викидів CO<sub>2</sub> та 30 ТВт·годин на рік ресурсів невідновлюваної енергії. Понад 90 % цих заощаджень пов'язані з використанням транспортних засобів [12].

#### **Техніко-екологічна ефективність використання сучасних високоміцних сталей в конструкціях транспортних засобів**

Зменшення маси конструкцій закономірно знижує витрати у циклі виробництва (завдяки скороченню матеріальних та енергетичних витрат), й витрати пального та викиди CO<sub>2</sub> при експлуатації автомобіля: приблизно третина загального споживання палива зумовлена масою транспортного засобу (суттєво впливають також ефективність двигуна і трансмісії, аеродинаміка корпусу).

За даними [20] для транспортних засобів на фазу використання припадає 63-92% споживання енергії протягом життєвого циклу; на виробництво матеріалів 8-32%; виготовлення та монтаж 1-4%, решта <4%. Верхня межа зменшення ваги та пов'язаної з ними економії енергії протягом всього життєвого циклу для загального ЖЦ автомобіля становить ~40% і ~25%, відповідно.

AHSS сталі мають велике різноманіття композицій, використовують різні легуючі елементи і технології термічної та термомодеформаційної, що викликає необхідність порівняння їх ефективності між собою та з іншими матеріалами для аналогічних використань. Проблемою оцінки ефективності будь-якої продукції зазвичай є вибір бази порівняння. При оцінюванні ефективності використання високоміцної легкої сталі AHSS (легованої алюмінієм 5-10% та марганцем 10-30%) для автомобільного листа, як база порівняння можуть бути обрані: алюмінієвий лист або особливо низьковуглецева IF сталь, які використовують в автомобілебудуванні

для аналогічних конструкцій. Якщо для порівняння взяти алюмінієвий прокат, то основною перевагою нової сталі є менші витрати на етапі виробництва (виплавка алюмінію є значно більш енергоємним і екологічно шкідливим процесом). Крім того, алюмінієвий прокат має меншу міцність, що викликає підвищення витрат через більшу товщину прокату, а також є складнощі з нанесенням на нього лакофарбових покриттів.

Якщо для порівняння взяти листову IF сталь, то собівартість AHSS композицій є вищою через більший вміст кошових легуючих елементів. Однак, за рахунок вищої міцності може бути зменшена металоємність конструкції (товщина листа), що компенсує затрати у виробництві. Тому порівняння має вестися по конкретних марках сталі й переваги легованих високоміцних сталей стають відчутними на етапі експлуатації конструкції (для транспортного засобу завдяки зниженню витрат палива і відповідного скорочення викидів CO<sub>2</sub> до атмосфери).

Для порівняння різних матеріалів на стадії виробництва можна використати оцінку затрат енергії. Енергоємність сталей для автолиста типу IF 08Ю і 01ЮТ [21] виплавленої в кисневому конверторі становить 32-39 ГДж/т (з урахуванням витрат марганцю (0,5-0,7 кг/т) і алюмінію (2-3 кг/т) на виробництво тони сталі цих марок. Величина енергоємності алюмінію складає 230 ГДж/т алюмінію, 95% FeMn – 112 ГДж/т, тобто енергетичні витрати на виробництво алюмінію суттєво більші за витрати на виробництво IF сталей 08Ю і 01ЮТ

Тому, наприклад, енергоємність легких високоміцних сталей AHSS легованих алюмінієм (7-10%) і марганцем (15-30%) буде набагато більшою за енергоємність IF сталі і становитиме приблизно 75-100 ГДж/т. Незважаючи на високий вміст енергоємних компонентів вона залишається якнайменш в 2 рази меншою за енергоємність алюмінієвого прокату.

У зв'язку зі світовою економічною кризою 2021 р. на ринку різко зросла ціна алюмінію – одного з найбільш енергоємних матеріалів металургійного виробництва. Згідно з прогнозами МВФ у 2022 р. вона становитиме 2126, а в 2026 р. – 2276 \$/т. Світове виробництво алюмінію в 2019 році становило 64,4 млн тон, що на % 12,8 більше порівняно з 2015 роком (56,134 млн тонн) і хоча щорічний приріст став меншим через пандемію тощо порівняно з 48,578 млн тонн у 2014 році (за даними Міжнародного інституту алюмінію) ця тенденція досить є стабільною. Навпаки, за даними агентства Fitch, середній рівень ціни на сталь у 2020 р. склав 582 \$/т. У 2021 р. на ринках Європи середня вартість сталевих продукцій становила 1042 \$/т. Згідно з прогнозами МВФ, очікується зниження вартості сталі до \$790/т. Тобто прогнози показують зростання різниці в цінах між сталлю і алюмінію на користь першої в оглядному майбутньому.

Пряме порівняння зроблене в дослідженні [22] з редизайном машин різних класів показано що транспортні засоби з інтенсивним використанням

AHSS мали нижчі або еквівалентні загальні викиди парникових газів у життєвому циклі, ніж автомобілі з інтенсивним вмістом алюмінію для кожного класу випробуваних транспортних засобів. Діаграма Ешбі цих авторів [22] зображує залежність модуля Юнга

для кількох типів матеріалів від використаної на виробництво матеріалу енергії. Діаграми Ешбі допомагають дизайнерам вибрати легковагові матеріали з найкращими екологічними характеристиками, що зберігають задані механічні властивості.

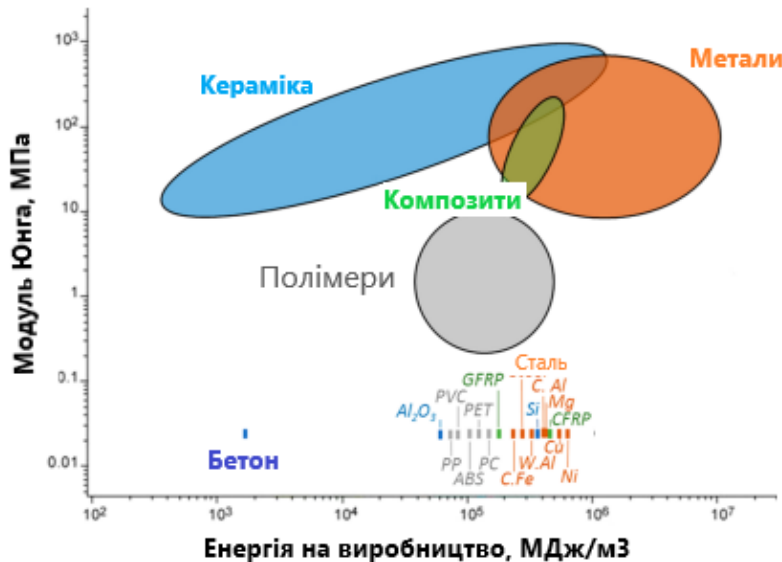


Рисунок 5. Діаграма Ешбі, що відтворює значення модуля Юнга і діапазони питомих витрат енергії на виробництво для широко використовуваних типів матеріалів і точки для деяких вибраних матеріалів [22].

У роботі [23] досліджено вплив заміни легких матеріалів в транспортних засобах на викиди парникових газів протягом загального життєвого циклу протягом життєвого циклу транспортного засобу. Визначено часткові коефіцієнти викидів парникових газів (ПГ) при використанні легких матеріалів, у тому числі AHSS. Хоча заміна матеріалів може знизити вагу транспортного засобу, часто збільшує викиди парникових газів в загальному життєвому циклі автомобіля. Проте, вигоди від економії палива протягом усього терміну служби часто переважають ті, що утворюються в циклі виробництва транспортного засобу, що призводить до чистого загального виграшу щодо викидів парникових газів протягом усього життєвого циклу.

Використовуючи дані та модель оцінки маси з дослідження WorldAutoSteel, в роботі [24] показано вплив викидів CO<sub>2</sub> на життєвий цикл трьох основних категорій матеріалів, що використовують у підсистемах структур автомобіля: конструкція з рядової сталі; конструкція з високоміцної сталі, конструкція з ефективного сплаву алюмінію. Модель UCSB розроблено для кількісної оцінки впливу заміни автомобільних матеріалів на енергію та викиди парникових газів на основі загального життєвого циклу транспортного засобу в широкому діапазоні умов та використовує поточні дані щодо викидів матеріалів та інших параметрів [24].

Ці три категорії були додатково порівняні з четвертою категорією, розробленою на основі конструкцій кузова, взятих з програми FutureSteelVehicle (FSV). FSV — концепція нового

дизайну автомобіля, що вирішує проблему зменшення його ваги а при одночасному збільшенні використання сталей в його конструкціях [25]. Додавши 35% зниження ваги у початковій конструкції FSV, останні дослідження сталелварної промисловості підвищили економію маси до 39% у порівнянні з базовою сталеву конструкцією кузова з двигуном внутрішнього згоряння, скоригованим на нормативні вимоги 2020 року до показників електричного силового агрегату з акумулятором. Оптимізований кузов FSV буде важити всього 176,8 кг, що ставить сталь на один рівень із сучасними алюмінієвими конструкціями. Галузева база даних поточних виробничих транспортних засобів (A2mac1) показує, що легкі конструкції кузова з передових високоміцної сталі (AHSS), розроблені для перевезення важких електрифікованих силових агрегатів, відповідають найлегшим алюмінієвим транспортним засобам з двигуном внутрішнього згоряння та нарівні з іншими концепціями, що містять рішення з багатьох матеріалів [25].

Вказують також [24], що з точки зору загального життєвого циклу, економія маси, досягнута алюмінієм у поточних серійних транспортних засобах, не призводить до зменшення викидів від автомобіля в цілому. Для всіх досліджених випадків ефективні сталеві конструкції демонструють послідовну модель менших викидів у виробництві, використанні та EOL (EOL - end of life - кінець життя), що призводить до менших викидів за загальний цикл.

У дослідженні [26] показано, що зменшення ваги за допомогою алюмінію значно збільшило викиди парникових газів (~30 - 60%) для всіх типів транспортних засобів і в будь-якому сценарії. Це збільшення не компенсується перевагами скорочення викидів під час фази використання принаймні до кінця терміну служби транспортного засобу, якщо взагалі буде, і лише за умови використання найбільш сприятливих методів переробки. Прогнозоване збільшення викидів ПГ при використанні алюмінію не компенсується економією на етапі використання й кредитами ПГ для переробки алюмінієвого брухту до 2084 року, тобто через 65 років у майбутньому.

Використання високоміцних AHSS сталей на заміну алюмінію та магнію показало високу екологічну ефективність. Так, кількість парникових газів (кг екв. CO<sub>2</sub>/кг матеріалу) складає: при виробництві сталей, в тому числі AHSS - 2,0-2,5; для алюмінію - 11,2-12,6; для магнію – 18-45. Повторне використання цих матеріалів (%) та вміст GHG (кг екв. CO<sub>2</sub>/кг матеріалу) при цьому складають: для сталей та AHSS – 90-96 та 0,7-1,0 відповідно; для алюмінію – 83-90 та 1,4-2,0 відповідно. Переробка магнію взагалі є складним процесом та ступінь його утилізації складає 25-50% [26].

Тобто AHSS і на етапі виробництва і на етапі використання є більш економічними і екологічними, аніж алюміній, що підтверджується, наприклад, рішенням компанії Tesla використовувати у виробництві автомобілів сталь AHSS в моделях X і S.

Кожен мільйон тонн AHSS сталі, що замінює звичайну сталь в європейському парку дорожніх транспортних засобів, призводить до зниження викидів CO<sub>2</sub> на 8 мільйонів тонн та 30 тераватт на рік невідновлюваних джерел енергії [11].

Таким чином, загальна прибутковість технологій та матеріалів, що використовуються для полегшення конструкції має бути належним чином зважена з їх вартістю та викидами протягом усього життєвого циклу. Хоча на етапі експлуатації використання легких (алюмінієвих та магнієвих сплавів, вуглепластиків) матеріалів та високоміцних сталей безумовно зменшує споживання пального і вплив на навколишнє середовище, на стадії виробництва

та по закінченню терміну експлуатації можуть існувати протилежні ефекти. Особливості процесів виробництва самих матеріалів (наприклад - висока енергоємність процесів вилучення/плавлення, використання отруйних речовин, кислот, розчинників, велике споживання води та емісія парникових газів, інших шкідливих речовин тощо) можуть звести нанівець переваги при експлуатації. Саме тому та тому слід знайти баланс між перевагами та недоліками протягом усього життєвого циклу автомобіля.

### Можливості зниження собівартості виробництва високоміцних сталей

Слід відмітити, що для складів легких AHSS, що мають високий вміст алюмінію зростання ціни на алюміній може відбитися на економічній ефективності таких сталей. Тому нами було виконано розрахунки та проведені успішні експерименти з алюмотермічного позапічного одержання сплаву алюмінію з залізом – фероалюмінію з вмістом алюмінію 30%. Завдяки вищій питомій щільності цей сплав краще поглинається і засвоюється сталлю, що робить його більш технологічним для легування високоміцної сталі. Для виготовлення сплаву використали дисперсні відходи (стружку та дрібний скрап) алюмінію і прокатну окалину сталеплавильних цехів (можливо й використання сировинного матеріалу - залізорудного концентрату). Використання дисперсних відходів алюмінію значно здешевлює продукт й одночасно вирішує проблему їх утилізації. Розраховано й склади шихт для алюмотермічного виготовлення марганець-алюмінієвого сплаву, що зменшити кількість баласту при легуванні й підвищити вихід придатного. В шихті використовуються дисперсні вторинні матеріали алюмінію й марганцевий концентрат, що забезпечує зниження витрат на легування й кінцеву собівартість передових високоміцних сталей. Окрім прямої економії такий підхід дає ще й вираш у енергії виробництва та сприяє наскрізному зменшенню викидів вуглецевого газу в життєвому циклі AHSS.

На підтвердження цієї тези на рисунку 6 показано різницю в енергії виробництві та викидах парникових газів між первинними і вторинними залізом, сталлю та алюмінієм [22].

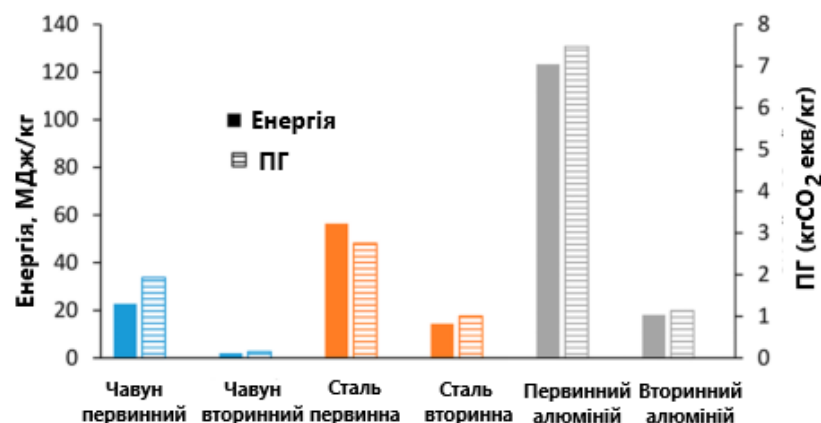


Рисунок 6 – Зменшення енергії виробництва матеріалів і ПГ при використанні вторинних матеріалів замість первинної сировини [22].

Наочно показано, що використання вторинних (тобто брухту та перероблених відходів) матеріалів зменшує витрати енергії, викиди та витрати порівняно з виробництвом з первинних матеріалів, й до того ж зменшує і потребу у виробництві та переробці сировини.

Способи ж повторного використання та/або утилізації нових матеріалів (в тому числі для конструкцій автомобіля) після закінчення строку його служби сьогодні визначають та оптимізують вже при їх створенні, що дає додаткові можливості зменшення витрат та втрат в їх життєвому циклі. Перевага використання вторинних матеріалів в усіх стратегіях є в тому, що зазвичай вони мають більш високий ступінь переробки, ніж початкова сировина, тож навантаження на довкілля й енергетичні витрати при їх залученні у виробничий цикл є меншими.

Переваги сталі перед іншими легкими матеріалами (алюміній, магній і їх сплави, вуглепластики) полягають у наявності ефективних методів виробництва високоміцних матеріалів на високотехнологічному обладнанні та потужної інфраструктури збирання і підготовки до переробки після використання, що суттєво знижує матеріальні втрати, енерговитрати і викиди в атмосферу при їх поверненні в обіг.

#### Висновки

Виробництво та використання високоміцних AHSS сталей порівняно з алюмінієм в конструкціях автомобілів за енергетичними, екологічними та вартісними показниками на всіх стадіях їх життєвого циклу показує більшу ефективність ніж використання алюмінію і такий стан збережеться в оглядному майбутньому.

Викиди CO<sub>2</sub> у виробництві сталі є в 7 разів менші ніж при виробництві алюмінію, тож транспортні засоби, виготовлені з високоміцних легких сталей в загальному життєвому циклі автомобіля є більш екологічними.

Оцінювання життєвого циклу показує, що високоміцні AHSS сталі є більш економічно і екологічно привабливим матеріалом порівняно з алюмінієм або магнієм, оскільки їх виробництво менш енерговитратне, наскрізний життєвий цикл супроводжується меншими викидами парникових газів й після використання сто відсотків сталі повертають в обіг.

Тож заміна легких сплавів високоміцними сталями є перспективним напрямком, як з точки зору технічної і економічної ефективності, так і збереження довкілля.

#### Перелік посилань

1. USA: [www.worldautosteel.org/publications/policy-papers/climate-change-policy-paper](http://www.worldautosteel.org/publications/policy-papers/climate-change-policy-paper).
2. USA: [www.iea.org/reports/global-energy-review-CO2-emissions-in-2021-2](http://www.iea.org/reports/global-energy-review-CO2-emissions-in-2021-2). USA: [www.ecolabel.org.ua](http://www.ecolabel.org.ua)
3. What is ISO 14000? Definition & Standards Family for Environmental Management Systems (EMS), USA: [www.asq.org/quality-resources/iso-14000](http://www.asq.org/quality-resources/iso-14000)
4. ISO (2006b): «Environmental management – life cycle assessment – requirements and guidelines», ISO 14044, International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 2006-07-01, 7.
5. Finkbeiner, M. Schau, E.M. Lehmann, A. Traverso, M.: «Towards Life Cycle Sustainability Assessment», *Sustainability*, 2010, 2, 3309–3322.
6. ISO. ISO 15686-5:2008: «Buildings and Constructed Assets—Service-Life Planning—Life-Cycle Costing», ISO: Geneva, Switzerland, 2008, 41.
7. Hunkeler, D. Rebitzer, G. and Lichtenwort, K.: «Environmental Life Cycle Costing», CRC Press: Boca Raton, 1st Edition, 2008, FL, USA, 232-245.
8. USA: [www.worldautosteel.org/life-cycle-thinking](http://www.worldautosteel.org/life-cycle-thinking).
9. ISO (2006a): «Environmental management – life cycle assessment – principles and framework», ISO 14040, International Organization for Standardization, Geneva, Switzerland, 2016, 20.
10. ISO 20915:2018: «Life cycle inventory calculation methodology for steel products», 2018, 2018-11, 29.
11. Sperle, J. O. & Hallberg, L.: «Environmental advantages of using high strength steel», *In The 2nd international conference on clean technologies in the steel industry*, 2011, 75-85.
12. Groth, H. Sperle, J.-O.I. Hallberg, Li. Larsson, J. Östmen, K. Larsson, J.: «The environmental value of high strength steel structures», *Scientific report The Steel Eco-Cycle*, Environmental Research Program for the Swedish Steel Industry, 2004 – 2012, Jernkontoret, 132.
13. USA: [worldautosteel.org/ahss-insights-blog-the-new-global-formability-diagram/](http://worldautosteel.org/ahss-insights-blog-the-new-global-formability-diagram/)
14. C.D. Horvath, Chapter 2 - Advanced steels for lightweight automotive structures, Editor(s): P.K. Mallick, In Woodhead Publishing in Materials, Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles (Second Edition), Woodhead Publishing, 2021, P.39-95.
15. Wagener, H.W.: «New developments in sheet metal forming: sheet materials, tools and machinery», *J. Mat. Proc. Techn.*, 1997, 72, 342–357.
16. Khedkar, P. Motagi, R., Mahajan, P. and Makwana, G.: «A Review on Advance High Strength Steels», *International Journal of Current Engineering and Technology*, 2016, 240-243.

17. Billur, E. Dykeman, J. and Altan, T.: «Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications», Part II (The second generation), *Stamping Journal.*, 2014, 12-13.
18. Frommeyer, G. and Grässel, O.: «High strength TRIP/TWIP and superplastic steels : development, properties, application», *Rev. Met. Paris* 95, 1998, 10, 1299-1310. DOI: 10.1051/metal/199895101299.
19. Raabe, D., Sun, B., Kwiatkowski Da Silva, A. et al.: «Current Challenges and Opportunities in Microstructure-Related Properties of Advanced High-Strength Steels», *Metall Mater Trans A* 51, 5517–5586 (2020). <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05947-2>
20. USR: <https://www.greencarcongress.com/2013/05/kim-20130529.html>
21. Ivlev, S.A.: «Energо-ecological aspects of the use of steels of the type “IF” in the automitive industry», *SWorld*, 2013, 1-13.
22. Lewis, G.M. and et al.: «Green Principles for Vehicle Lightweighting», *Environ. Sci. Technol.*, 2019, 53, 4063–4077.
23. [Kelly](#), J. C. [Sullivan](#), J. L. [Burnham](#), A. and [Elgowainy](#), A.: «Impacts of Vehicle Weight Reduction via Material Substitution on Life-Cycle Greenhouse Gas Emissions», *Environ. Sci. Technol.*, 2015, 49, 20, 12535–12542.
24. USR: <https://www.worldautosteel.org/downloads/efficient-body-structure-lca-case-study>
25. USR: <https://www.worldautosteel.org/projects/future-steel-vehicle/>
26. Cora, Ö. N., & Koç, M.: «Promises and problems of ultra/advanced high strength steel (U/AHSS) utilization in automotive industry», In 7th Automotive Technologies Congress (OTEKON 2014), Bursa, Turkey, 1-18.
27. Brandie, M. S.: «Life cycle GHG consequences of lightweighting with aluminium over AHSS», *Great Designs in Steel Seminar*, 2019, 21.
28. USR: [www.prnewswire.com/news-releases/lightweighting-with-advanced-high-strength-steel-produces-lower-greenhouse-gas-emissions-than-lightweighting-with-aluminum-300595954.html](http://www.prnewswire.com/news-releases/lightweighting-with-advanced-high-strength-steel-produces-lower-greenhouse-gas-emissions-than-lightweighting-with-aluminum-300595954.html).

*Boychenko S., Kirilenko Y., Stoianov O., Niziaiev K., Synehin Y., Sukhovetskiy S.*  
**Oxygen distribution between phases during ladle processing of  
 aluminum killed bof steels**

*Бойченко С., Кіриленко Е., Стоянов О., Нізяєв К., Сінегін Є., Шуховецький С.*  
**Розподіл кисню між фазами при ковшовій обробці  
 алюмінієвих сплавів**

*The modern state of secondary metallurgy is characterized by the sustainable development of technologies that ensure high metal quality by reducing the number of non-metallic inclusions, the which is closely related to the oxygen content in steel after smelting. Therefore, the issues of regularities of oxygen distribution between phases at the stage, BOF - CCM. Purpose. The aim of the research was to determine the conditions of redistribution of oxygen dissolved in the metal depending on the stages of steel processing, to determine the degree of approach of deoxidation processes to thermodynamic equilibrium.*

*Methodology. Research was carried out in industrial scale. Steel grades 34Cr and 36CrB were smelted in BOF of 170-t capacity. Processing of crude steel was carried out in a LF unit with further vacuum degassing and without it and transfer of steel to CCM. At each stage of steel treatment, metal and slag samples were taken using an automatic sampler to determine the chemical composition, and the temperature. Oxygen content were monitored using a "Celox" analyzer.*

*Findings. The carried-out studies showed that before the end of metal processing in the ladle, it is possible to detect individual reoxidation processes caused by unwanted ingress of oxygen from the air and from ladle slag oxides. According to calculations, in the second half of processing in the ladle and during casting, there is a slight deoxidation of steel with aluminum due to a decrease in temperature. Even if during this time due to the exchange reaction between steel and slag, a small amount of Mn and Si is recovered from the ladle slag, while its composition is practically constant throughout the period of steel processing in the ladle, while the metallurgical reactions proceed in the region of thermodynamic equilibrium.*

*Originality. It has been determined that oxygen activity in steel varies unevenly over time and decreases to 3 ppm by the end of treatment in the ladle. While in each case it is in the Fe – a[O] – Al system near the calculated values of thermodynamic equilibrium.*

*Practical value. The use of the obtained regularities makes it possible to obtain the specified content of aluminum in steel for the studied assortment and to predict the burning of deoxidizers and alloying elements, ensuring the reliability of obtaining the required chemical composition of steel with a high degree of purity.*

*Key words: reoxidation, deoxidation, oxygen activity, slag, metal, non-metallic inclusion*

*After blowing end in the converter, the oxygen activity in steel is in the range of 1000-1500 ppm [1-3]. After tapping from the vessel to a teeming ladle, the oxygen content in the metal is reduced by secondary metallurgy processes in order to provide high-quality of continuously cast billets and high purity of steel. At this stage steel reaches necessary temperature and chemical composition.*

*Important for theory and practice are patterns of oxygen distribution between phases at each stage of secondary metallurgy, studied directly under production conditions. This distribution determines the removal efficiency of harmful impurities, non-metallic inclusions and gases from the steel. It is advisable to compare the measured oxygen contents with equilibrium states, which can be easily achievable in practice, and their calculation can be carried by metallurgical scientists.*

#### Ladle slag

The metallurgical efficiency of the ladle slag is enhanced by bubbling of the ladle content with neutral gases, since the reactions are accelerated by increasing the specific surface of the interacting phases, delivering reagents to the reaction zone for a short period of time.

Depending on the customer's requirements for the content of harmful impurities in steel, slag of the 1st (better) or 2nd grade (cheaper) is formed in the ladle by adding the appropriate materials when the steel is blown with argon Table 1.

Table 1. Chemical composition of ladle slags of secondary metallurgy

| Grade, % wt. | CaO   | Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | SiO <sub>2</sub> | MgO  | FeO + MnO |
|--------------|-------|--------------------------------|------------------|------|-----------|
| 1            | 50-58 | 30-35                          | 5-6              | 5-7  | < 1, 0    |
| 2            | 50-58 | 21-26                          | 10-15            | 8-10 | < 1, 0    |

#### Steel deoxidation

A decrease in the oxygen content in steel can be achieved in two ways: 1) diffusion deoxidation by forming slag with a high possibility of oxygen absorption and, due to falling temperature and/or 2) precipitating deoxidation, by adding elements that have a high

affinity for oxygen [4]. The elements C, Mn, Si, and Al in the presented sequence have a higher affinity for oxygen than iron. With decreasing temperature, the oxidation capabilities of Si, Mn, and Al increase due to the formation of solid or liquid deoxidation products. On the

|  |                 |
|--|-----------------|
|  | Boychenko S.,   |
|  | Kirilenko Y.,   |
|  | Stoianov O.,    |
|  | Niziaiev K.,    |
|  | Synehin Y.,     |
|  | Sukhovetskiy S. |

contrary, carbon deoxidation due to the formation of gaseous products of CO and CO<sub>2</sub> has its own characteristics. The influence of carbon in the deoxidation process increases under vacuum and/or with increasing temperature so that at temperatures above 1600 °C and a partial pressure of 10<sup>-3</sup> MPa, carbon is a stronger deoxidant than Al. When analyzing the equilibrium state, it should be taken into account that the deoxidants and oxygen are in liquid steel in dissolved form. For this reason, the calculations should take into account the reagents activity in the reactions and the heat of release of products [5]. The process of deoxidation does not end with the addition of deoxidizing elements: with a decrease in temperature, further deoxidation products are constantly formed, which can be different depending on the time of their appearance. The maximum possible oxygen content in pure iron lies between 1860–2800 ppm in the temperature range 1530 and 1700 °C. The effect of the C, Si, Mn, and Al on the oxygen content in steel is calculated by the interaction parameters determined in [6].

#### Deoxidant Burnout

C, Si, Mn, and Al react with oxygen dissolved in steel. The formed oxides are removed from the metal to the slag, and all but CO are absorbed by the slag. The high oxygen content in steel, the significant specific surface area of the “fluffy” metal stream when the melt is tapped from the converter, and therefore the possibility of oxygen absorption from the ambient air, as well as the ingress of converter slag into the ladle,

increase the burning of alloying and deoxidant materials.

The primary goal should be to monitor in production conditions the behavior of oxygen dissolved in steel at each of the stages of secondary metallurgy, to determine the level of approximation of deoxidation processes to thermodynamic equilibrium.

#### Materials and methods of research

The experiments have been carried out at the plant “A” in converters of 170-t capacity on melts analytically close steel grades 34Cr and 36CrB with vacuum degassing and without it. As slag-forming materials, varying amounts of lime (with a CaO content of at least 95%) and calcium aluminate (25% CaO and 75% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) have been used. During steel tapping from the converter and each 10-15 minutes after that metal and slag samples using an automatic device were taken, and the temperature and total oxygen content in steel [O<sub>Σ</sub>] were analyzed with a Celox analyzer from Electro-Nite. Slag compositions have been changed according to the program illustrated in Fig. 1, in order to analyze steel deoxidation during metal processing with slag, the compositions of which are ranged between compositions of the 1st and 2nd grade. Changed the ratio of CaO:Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:SiO<sub>2</sub> for using cheaper slag-forming materials by increasing the content of SiO<sub>2</sub> (instead of part of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) and maintaining their compliance only with basic requirements.

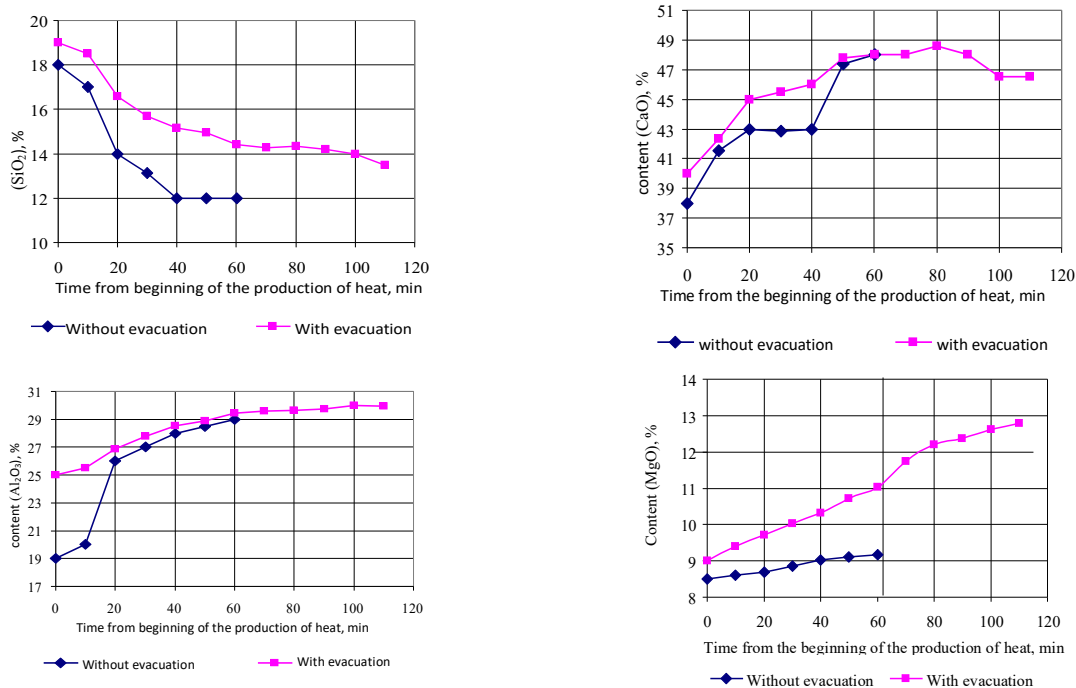


Figure 1 – Change in the composition of the slag during secondary metallurgy processes

#### Results and discussion

The melt temperature decreases during tapping and steel processing in the ladle from 1650 °C until the stationary state in the tundish is reached at 1530 °C for melts without vacuum treatment and from 1700 °C to

1570 °C for melts with vacuum treatment. The average processing time in the ladle from tapping to the start of casting without vacuum treatment is approximately 70 minutes. and 100 min. with vacuum treatment. A 30-

minute longer vacuum treatment without heating the steel requires about 50 °C higher tapping temperature.

The concentration of CaO in ladle slag during steel processing was kept at around 50%. The ladle slag composition of the studied melts was maintained in the CaO:Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:SiO<sub>2</sub> system in a state of saturation of CaO

and Helenithe (Fig. 2), which determines their high refining and deoxidizing properties [1].

Significant impact on the studied processes of secondary metallurgy has the aluminum content in steel. Prior to addition of calcium cored wire the desulfurization reaction proceeds as follows:

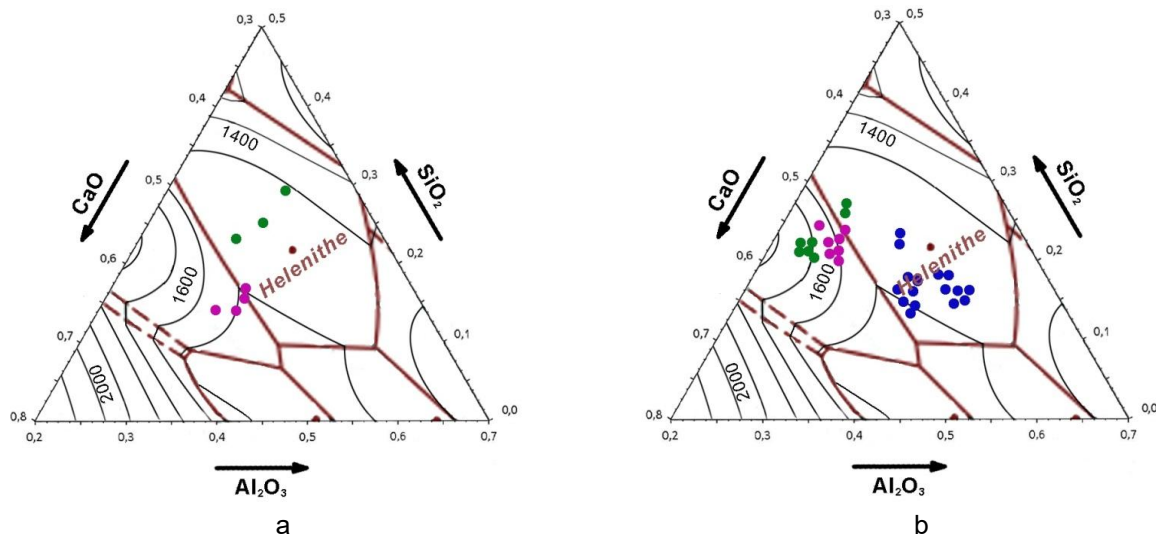
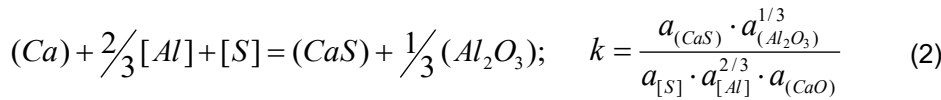
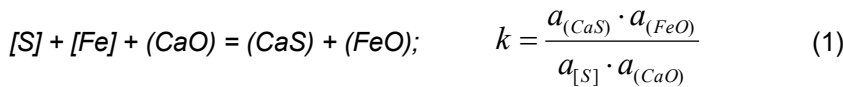


Figure 2 – Three-component diagram of the CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> system

Equations (1) and (2) emphasize that the best desulfurization conditions are created when slag based on calcium aluminates, saturated with CaO, is formed in the ladle (see Fig. 1)

The effect of aluminum is especially high for its contents up to 300-400 ppm, when it acts not only as a desulfurizer, but also as a strong deoxidant that reacts with oxygen dissolved in steel. This is because calcium has a greater chemical affinity for oxygen than sulfur, and interacts mainly with oxygen, and not with sulfur. Moreover, in an oxidized metal, surface-active oxygen occupies part of the surface, lowering the content (chemical activity) of the same surface-active sulfur in the surface layer, where desulfuration processes develop. Only with a significant decrease in the oxygen content in steel less than 10 ppm during deep deoxidation, the calcium addition would become effective. Therefore, calcium was added into steel as a part of cored wire with a consumption of 0.24-0.25 kg/t of steel after deep deoxidation with aluminum. The following circumstance is also important. The probability of non-metallic inclusions adsorption to argon bubbles increases with increasing interfacial tension at their interface with the metal. Since among the oxide inclusions

in steel, the highest interfacial tension has solid alumina (α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> or corundum), it is most intensively removed by blowing. Since most of the remaining oxygen in aluminum-killed steel is in the form of alumina, during argon blowing the total oxygen content [O]<sub>Σ</sub> (dissolved [O]<sub>dis</sub> and in inclusions [O]<sub>ox</sub>) decreases.

The aluminum content in steel after tapping was increased to 270 ppm by alloying with aluminum (Fig. 3). During processing in the ladle, the aluminum content decreases due to the deoxidation in decreasing temperature and reoxidation: for melts without vacuum treatment, up to 255-260 ppm; for melts with vacuum treatment up to 220-230 ppm.

As mentioned earlier, the content of active oxygen in steel is also an important characteristic of the steel processing in the ladle. It characterizes (FeO) content in the slag, and also allows to predict the burning of deoxidant, ensuring the accuracy of steel chemical composition (Fig. 4,5).

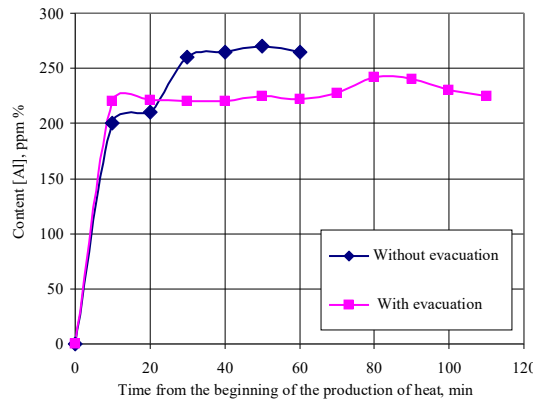


Figure 3 – Change of the aluminum content in the steel

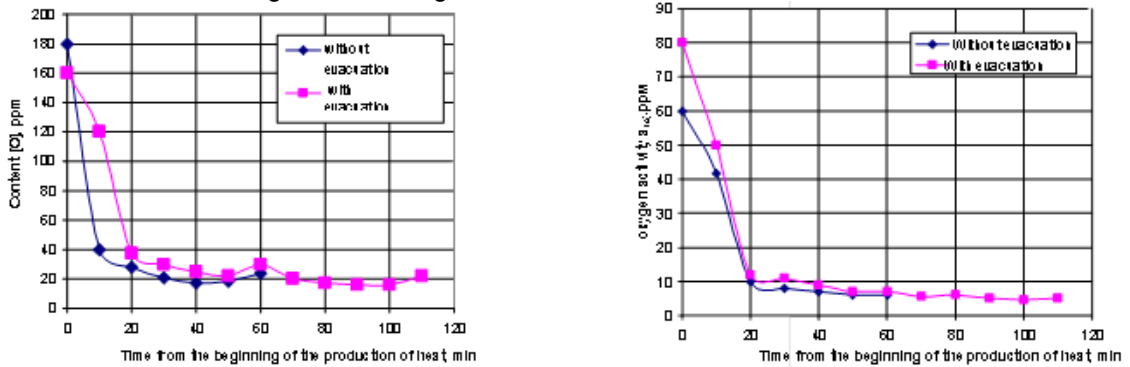


Figure 4 – Changes in the content and activity of oxygen in steel

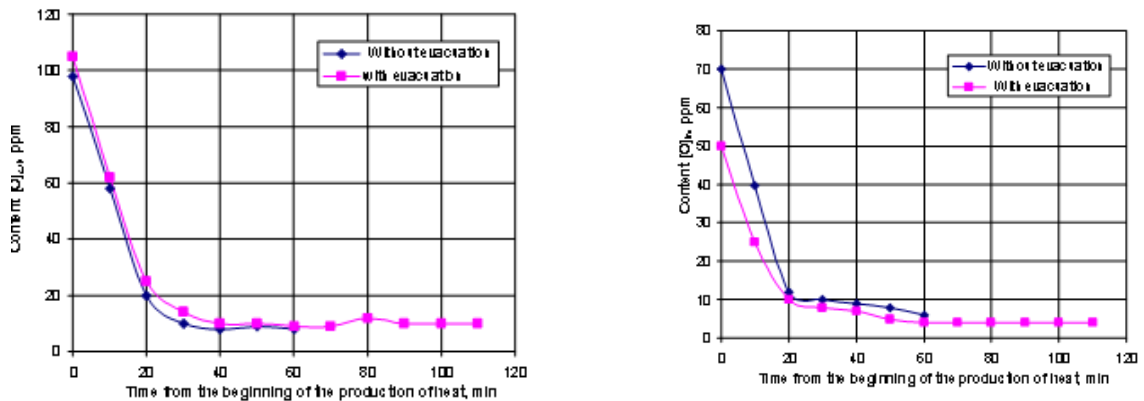


Figure 5 – Change in the content of dissolved and oxide oxygen in steel

The active oxygen content in the steel  $[O]_{dis}$  and the total oxygen content  $[O]_{\Sigma}$  allows us to judge the content of inclusions  $[O]_{ox}$  in the steel, which makes it possible to control the process of their removal:

$$[O]_{ox} = [O]_{\Sigma} - [O]_{dis} \quad (3)$$

$$a_{[O]} = f_{[O]} \cdot [\%O]_{sol} \quad \text{at} \quad \log f_{[O]} = \sum_{i=1}^n e_{[O]}^i \cdot [\%i] \quad (4)$$

It is proportional to the activity of oxygen:

$$[O]_{sol} = \frac{a_{[O]}}{10^{([\%C] \cdot e_O^C + [\%Si] \cdot e_O^Si + [\%Mn] \cdot e_O^{Mn} + [\%Cr] \cdot e_O^{Cr} + [\%Al] \cdot e_O^{Al} + [\%Ca] \cdot e_O^{Ca} + [\%O] \cdot e_O^O)}} \quad (5)$$

After tapping the ladle was moved to a blowing stand, where the metal was intensively blown with argon (Ar) with a flow rate of up to 0.006 nm<sup>3</sup>/(min·t) for

The amount of oxygen dissolved in steel was calculated according to its activity and activity coefficient  $f_{[O]}$  using interaction parameters:

15-20 minutes, and then switched to the “clean” refining blowing mode, necessarily covered with slag, for at least 20 minutes with a flow rate 0.009-0.012 nm<sup>3</sup>/min·t

(to refine steel from non-metallic inclusions). After the start of argon blowing total oxygen content in the metal  $[O]_{\Sigma}$  of all melts were at about 130 ppm. During the steel processing, a constant decrease in  $[O]_{\Sigma}$  was noted in the ladle. By the beginning of the “clean” blowing, this value was 20 ppm for melts without vacuum treatment and 15 ppm for melts with vacuum treatment. However, during a clean purge, an increase in  $[O]_{\Sigma}$  was observed in some melts, which indicates that it was not possible to exclude undesirable processes of metal reoxidation.

The oxygen activity in steel decreases during processing from 75 to 3 ppm. The content of dissolved oxygen after tapping was much higher, namely 110 ppm, due to the presence of C, Si, Mn in it. Subsequently, as a result of aluminum deoxidation and a temperature decrease, the  $[O]_{dis}$  decreases to 10-15 ppm at the end of the “clean” blowing.

The oxygen content in the  $[O]_{ox}$  oxides varies from 10 ppm to a very low level at the end of the “clean”

blowing (Fig. 6). Ca in the cored wire was added after deoxidation and vacuum treatment and before “clean” blowing (to refine steel from non-metallic inclusions).

In research, content of  $[Al]$ ,  $[O]_{\Sigma}$ ,  $[O]_{dis}$  and  $(CaO)$  are provided at theoretically substantiated levels, the aimed results of steel processing have been achieved and are representative of the calculations of thermodynamic equilibrium.

The equilibrium state in the system  $Fe - a_{[O]} - Al$  for respective temperatures are calculated with using data from work [1]. The curves of the dependences of  $a_{[O]}$  on  $[Al]$  with decreasing temperature move toward lower contents of aluminum and oxygen in the metal. The  $a_{[O]}$  values we determined as characteristics of the content of chemically dissolved oxygen are close to the corresponding equilibrium values and decrease from 80 ppm after the start of gas purging to 3 ppm at the end of steel treatment in the ladle.

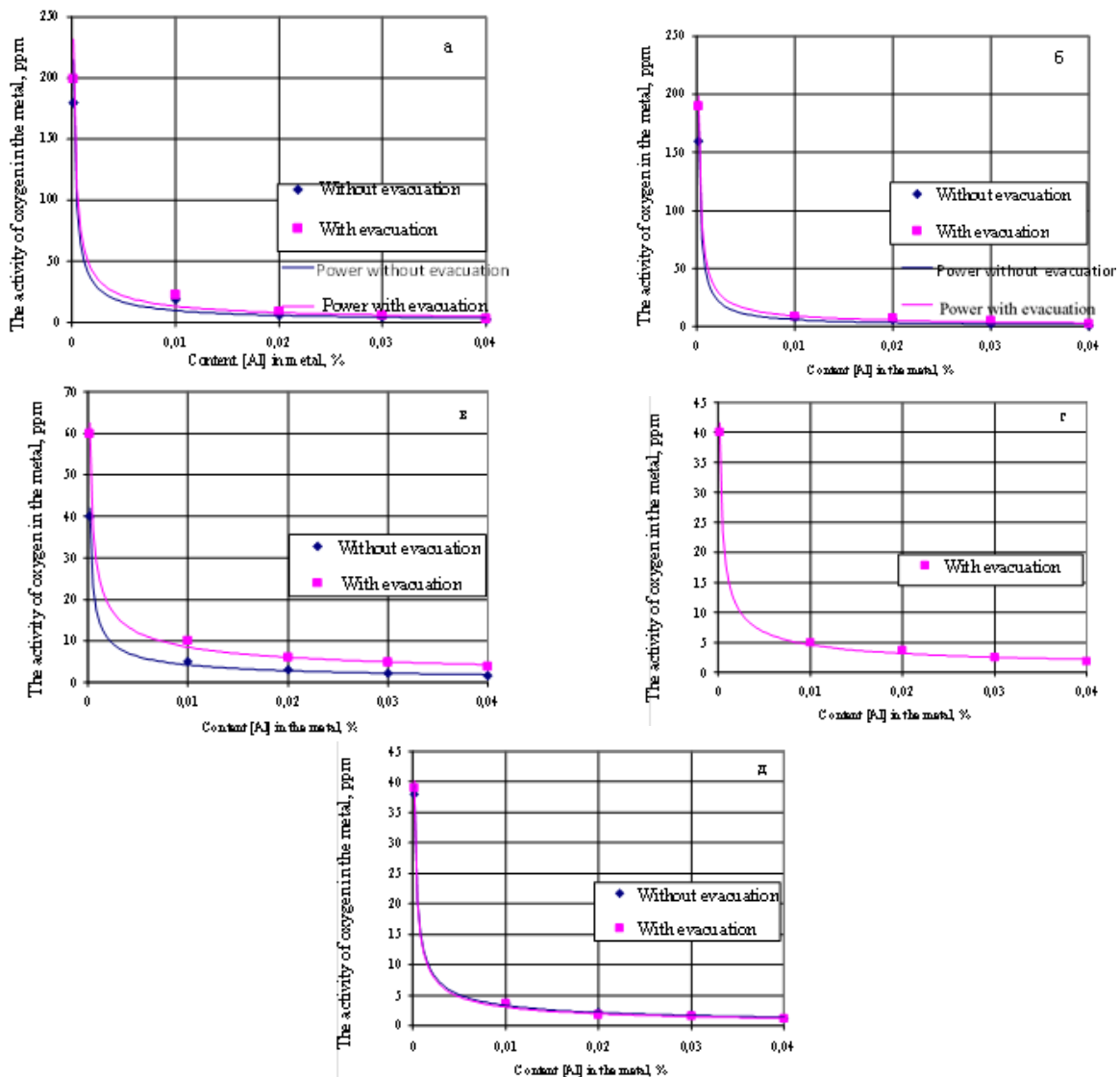
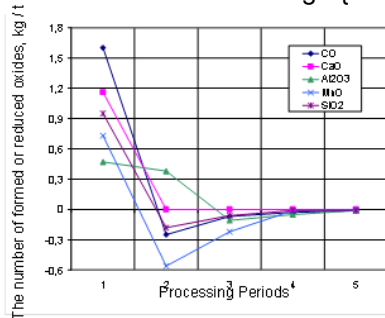


Figure 6 – Change in oxygen activity depending on the aluminum concentration in steel during the ladle treatment (a – the beginning of the purge of Ar; b – before the Ca treatment; c – after the Ca treatment; d – vacuum treatment; e - “clean” argon blowing)

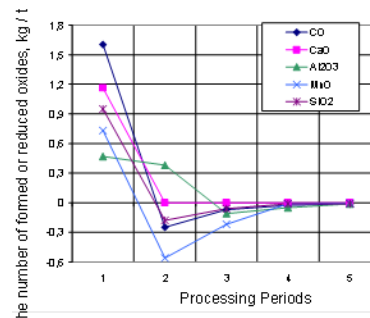
## Oxidation of deoxidant

The oxidation of C, Si, Mn and Al per tone of steel is defined depending on the time and for various variants of experiment within the developed program (Fig. 7) Total is the sum of the formed amounts of {CO}, (SiO<sub>2</sub>), (MnO), (CaO) and (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) at the corresponding time. Oxidation, regardless of the variant of experiment, occurs most intensively in the first 10 min. after tapping, it reaches 4,91 kg/t for melts without vacuum treatment and 3.62 kg/t for vacuum treated ones. It leads to formation of 1.2-1.7 kg/t {CO}; 0,65-0,78 kg/t



1 – 10 minutes after tapping; 2 – blowing in the ladle; 3 – after refining blowing; 4 – 30 min. tundish; 5 – 60 min. tundish

(SiO<sub>2</sub>); 0,07-0,13 kg/t (MnO); 0,7-1,2 kg/t (CaO) and 0,61-0,68 kg/t (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). During further processing of steel in the ladle and casting in the CCM tundish, some oxidation of aluminum was detected, caused by further deoxidation of the metal due to a temperature drop or reoxidation processes. A slight increase in the manganese and silicon content in steel due to their reduction from ladle slag, primarily in melts without vacuum treatment, was found. The decrease of [O]<sub>Σ</sub> is 2.4 kg/t for melts without vacuum treatment and 2.1 kg/t for melts with vacuum treatment.



1 – 10 minutes after tapping; 2 – vacuum treatment; 3 – after refining blowing 4 – 30 min. tundish; 5 – 60 min. tundish

Figure 7 – Specific weight of the oxide formed during the ladle treatment (a – without vacuum treatment; b – with vacuum treatment)

## Summary

The oxygen content in the metal of the studied melts during the processes of secondary metallurgy is continuously reduced from 130 to 15-20 ppm. By analyzing oxygen behavior before the end of processing in the ladle, one can find single reoxidation processes caused by undesirable access of air oxygen or from ladle slag oxides. The oxygen activity in the steel is 80 ppm after tapping from the converter and decreases by the end of processing in the ladle to 3 ppm. In each case, it is located in the system Fe – a<sub>[O]</sub> – Al near the calculated thermodynamic equilibrium.

The most intense oxidation of C, Si, Mn, and Al is observed after the addition of alloying elements during the first 10 min. after the tapping. According to

calculations, in the second half of the processing in the ladle and during casting, there is a slight deoxidation of steel with aluminum due to a temperature drop. Even if a small amount of Mn and Si from the ladle slag is reduced during this period of time due to the exchange between steel and slag, its composition remains almost constant throughout the processing of steel in the ladle, while metallurgical reactions proceed in the thermodynamic equilibrium.

Using the obtained models allows us to obtain an aimed aluminum content in steel (in this study 200 ppm) and to predict the burnout of deoxidizers and alloying elements, ensuring the reliability of obtaining the required chemical composition.

## References

1. D. Janke, Z. Ma, P. Valentin, A. Heinen (2000). Improvement of Castability and Quality of Continuously Cast Steel. *ISIJ International*, Vol. 40, P. 31-39. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.40.31>
2. B.M. Boychenko, V.B. Okhotskiy, P.S. Kharlashin (2008). Converter steel production: theory, technology, quality of steel, the facilities design, materials recirculation and environmental protection. *Donetsk, "Nord-Computer" publishers*, 407 p.
3. H. Burghard, G. Neuhoef (1982). *Stahlerzeugung. Leipzig, VEB Deutscher Verlag für Grundstoff-industrie.* [https://scholar.google.com/scholar\\_lookup?&title=Stahlerzeugung&publication\\_year=1983&author=Burghardt%2CH&author=Neuhof%2CG](https://scholar.google.com/scholar_lookup?&title=Stahlerzeugung&publication_year=1983&author=Burghardt%2CH&author=Neuhof%2CG)
4. J. Cotchen, D. Tembergen, R. Teworte (2003). Clean Steel Metallurgy. *AISE Steel Technology*, P. 40-46. [https://www.researchgate.net/publication/293495188\\_Clean\\_steel\\_metallurgy](https://www.researchgate.net/publication/293495188_Clean_steel_metallurgy)
5. S.K. Choudhary, S. Chandra, A. Ghosh (2002). Thermodynamic Model for Deoxidation Inclusion Precipitation in Liquid Steel. *Tata Search*, P. 95-102. [https://scholar.google.com/scholar?hl=en&as\\_sdt=0%2C5&q=Thermodynamic+Model+for+Deoxidation+Inclusion+Precipitation+in+Liquid+Steel&btnG=](https://scholar.google.com/scholar?hl=en&as_sdt=0%2C5&q=Thermodynamic+Model+for+Deoxidation+Inclusion+Precipitation+in+Liquid+Steel&btnG=)
6. H. Schenk, E. Steinmetz (1968). Wirkungsparameter von Begleitelementen flüssiger Eisenlösungen und ihre gegenseitigen Beziehungen. *Düsseldorf, Verlag Stahleisen*, P. 818-823. <https://www.worldcat.org/title/wirkungsparameter-von-begleitelementen-fluessiger-eisenlosungen-und-ihre-gegenseitigen-beziehungen-mitteilung-aus-d-inst-f-eisenhüttenwesen-aachen/oclc/73841797>

Камкіна Л.В., Безшкуренко О.Г., Стовпченко Г.П., Броцький О.В. Корохова А.В.

## Проблемні питання одержання високовуглецевої електросталі

Kamkina L., Bezshkurenko O., Stovpchenko H., Brotskyi O., Korokhova A

## Problematic issues of obtaining high-carbon electrical steel

В даний час на світовому ринку затребувана катанка для виробництва дроту з низько-, середньо-і високовуглецевих нелегованих і легованих сталей під пружини, канати, металокорд, зварювальні електроди і обміднений дріт для зварювання будівельних конструкцій, корпусів судів, труб великого діаметра і магістральних газонафтопроводів, для виготовлення якої не потрібне проведення зм'якшуючого відпалу перед волочінням катанки або на проміжному розмірі дроту.

Найбільш відповідальними видами катанки з високовуглецевої сталі є катанка, призначена для виробництва металокоordu і високоміцних арматурних канатів. Вищевказана продукція повинна мати високі споживчі властивості, рівень яких багато в чому залежить від формування структурного стану металу, в тому числі і в процесі прискореного охолодження з прокатного нагріву.

В даний час обсяг виробництва катанки в світі перевищує 50 млн. т, що пояснюється широким сортаментом виробленої з неї готової продукції - канати, металокорд, пружини, голки, струни, сітки, кріплення, зварювальні електроди та інші металовироби [1-3]. За стандартом ГОСТ 2590-2006 до катанки відносять круглі профілі діаметром 9,0 мм і менше, круглі профілі діаметром 10,0 мм і більше відносять до дрібносортового прокату [1]. У зарубіжній і вітчизняній літературі іноді катанкою вважають круглий прокат з вуглецевих, низько- і високолегованих сталей, вироблений на безперервних дровтових станах і дровтових лініях мілкосортно- і сортодротових станів, незалежно від діаметра, що досягає 26 мм [1,4]. Основна частка катанки направляється для подальшої переробки на сталедротові і метизні підприємства.

В останні роки збільшилися обсяги виробництва катанки з безперервнолитих заготовок з високим ступенем металургійної чистоти, в тому числі для виготовлення особливо відповідальних виробів [5,6]. Наприклад, така, як металокорд, який має високий рівень витривалості, а по міцності, згідно [7], цей вид продукції поділяють за нормативною міцністю на нормальну (NT 2400 ... 2750 Н / мм<sup>2</sup>), високу (HT 2750 ... 3100 Н / мм<sup>2</sup>), надвисоку (ST 3100 ... 3450 Н / мм<sup>2</sup>) і ультрависокоміцну (UT 3450 ... 3750 Н / мм<sup>2</sup>) [8].

Значна увага приділяється удосконаленню процесу виплавки високовуглецевої сталі. Пропонують різні способи для забезпечення чистоти сталі та формування високих міцносних властивостей. Для поліпшення пластичності сталей широко використовують легуючі добавки, що мають значний вміст вуглецю і марганцю та обмежений вміст азоту. Проаналізовано обробку на установці ківш-піч в процесі виплавки високовуглецевої сталі з поліпшеною пластичністю для холодного деформування [9].

Аналіз публікацій за темою дослідження.

Застосування способів інтенсифікації виплавки електросталі

Електричні печі мають істотні переваги в порівнянні з іншими сталеплавильними агрегатами і тому є основними агрегатами для виробництва високолегованих, нержавіючих, жаростійких, жароміцних і якісних конструкційних сталей [3]. Аналіз основних параметрів найбільш сучасних ДСП по приведених авторами [9, 10] даних, показує, що продуктивність їх росте удвічі швидше, ніж маса плавки і потужність трансформаторів, що свідчить про інтенсивний шлях вдосконалення агрегатів і технологій виплавки. Збільшення інтенсивності і гнучкості процесу плавки і зниження вартості сталі є найважливішими завданнями сучасної електрометалургії сталі. На вирішення їх спрямовані і конструктивні удосконалення устаткування і розробка нових технологій виплавки сталі [11]. До найбільш ефективних конструкторських рішень, що дозволили на сьогодні зробити значний крок вперед у підвищенні ефективності плавки, є печі із зануреною дугою, системи підігрівання скрапу, пристрої вдування кисню і палива (ПВП, природний газ), системи перемішування ванни (продуванням газами або електромагнітні) [12].

У сучасних ДСП, які працюють з вдуванням значної кількості кисню, в технологічному ланцюжку з агрегатами ківш-піч і вакууматором виплавляють практично увесь сортамент сталей, які виплавлялись раніше тільки в кисневих конвертерах, у тому числі і з низьким вмістом вуглецю [13]. Кисень в ДСП використовують для контрольованого зневуглецювання розплаву, допалювання СО до СО<sub>2</sub> в робочому просторі печі, нагріву і розрізання металошихти, поліпшення спінування шлаку за рахунок генерування бульбашок СО з використанням різних дуттьових пристроїв.

Хімічні форсуни, які використовуються для інтенсифікації роботи ДСП, залежно від виконуваних ними функцій можуть бути [14]: пальники; ультразвукові кисневі фурми; форсуни для м'якого вдування кисню; вуглецеві форсуни; фурми для вдування вуглецю під ванну або під шлак; форсуни для вдування вапна. У роботі авторів [14] наводяться дані про те, що при надзвуковому вдуванні кисню з використанням різних пристроїв, у тому числі багатофункціональних, основна його частина реагує з поверхнею розплаву і розчиняється в ньому.

|                   |  |
|-------------------|--|
| Камкіна Л.В.,     |  |
| Безшкуренко О.Г., |  |
| Стовпченко Г.П.,  |  |
| Броцький О.В.     |  |
| Корохова А.В.     |  |

На початку періоду рафінування, коли вміст вуглецю в розплаві досить великий, близько 90% кисню, що вдувається йде на зневуглицювання. Під час останньої стадії окислювального рафінування починається переважно окислення заліза. Якщо потрібно одержати особливо низький вміст вуглецю (0,02-0,03%) близько 90% кисню витратиться на утворення FeO. У кінці сталеплавильного циклу, якщо інтенсивне окислення заліза не буде збалансовано із спінуванням шлаку, істотно знизиться вихід придатного і зросте ерозія вогнетривів, зважаючи на високу температуру і вміст FeO в шлаку.

Ці основні положення покладені в основу практики управління пристроями вдування (які приведені на прикладі PureJet [14]): для запобігання локального переокислення шлаку вдування кисню супроводжується одночасним вдуванням вуглецю, особливо для розплавів з кінцевим вмістом вуглецю менше 0,1%; активне вдування кисню починається, коли кінетично можливі обидві стадії його видалення (для запобігання переокислення шлаку). Ступінь використання кисню і консистенція шлаку, що вспінується, покращуються при використанні дуттьових пристроїв в різних точках печі, що також може бути використано для зменшення тепловтрат і сприяє зменшенню вмісту азоту в сталі. Крім того, якщо дуттьові пристрої розташовані в декількох різних місцях, може бути прискорено зневуглицювання і гомогенізація температури і хімічного складу ванни.

Ефективність передачі теплоти паливно-кисневих пальників при вдуванні факела в об'єм вспіненого шлаку зростає з 40 до 70% в порівнянні з вдуванням при плоскій ванні. Тобто робота пальників стає ефективною не лише в період плавлення, але і впродовж усієї плавки, що сприяє підвищенню продуктивності печі і зниженню питомої витрати електроенергії.

Являє інтерес пристрій для вдування газу CoJet® (запатентований компанією Praxair Technology, Inc.), який вживається для вдування кисню у вигляді когерентного струменя [15]. Автоматизований пристрій складається з декількох інжекторів CoJet® (зазвичай від одного до чотирьох), що кріпляться до стінок печі. Інтенсивність продування від 1000 до 3200 Нм<sup>3</sup>/год. на кожен інжектор, що дозволяє працювати на шихті, що складається з 100% лому або заліза прямого відновлення. Первинний діаметр струменя і швидкість зберігаються упродовж великого відрізка, подаючи при цьому в сталеву ванну точну кількість кисню з максимальною площею взаємодії і мінімальним розбризкуванням.

Розробники вказують на дві характерні особливості системи CoJet® - здатність виконувати функції фурми багатоточкового введення і більш глибоке проникнення дуття в глибину ванни, що забезпечує умови для кращого продування ванни і її перемішування, і, в результаті, дає нижчий вміст FeO в шлаку і збільшення виходу готової продукції. Другою перевагою таких пристроїв є зниження вмісту азоту.

Високі результати показують і інші види пристроїв для одночасного вдування кисню і палива. Так, розроблений фірмою BOC (Шеффилд, Великобританія) пальник Burnjector генерує надзвуковий струмінь кисню з коаксіальним вдуванням вуглецю, утворюючи надзвукове полум'я, яке зберігає свої властивості на дистанції трьох метрів [16].

Оскільки нагрів в дуговій печі проводиться згори, у ванні існує лише незначна природна конвекція. Рух металу, що викликається електродинамічною дією дуг, і продування киснем покращують ситуацію, але зазвичай цього недостатньо для усунення нерівномірності складу металу і температури. При продуванні знизу (по периферії) ванна гомогенізується; внаслідок кращого контакту на межі шлаку-метал зростає швидкість хімічних реакцій.

В результаті застосування різних способів інтенсифікації в сучасних електросталеплавильних цехах питомі витрати альтернативних енергоносіїв істотно зросли: витрата природного газу складає 8...10 м<sup>3</sup>/т сталі; коксу або вугілля (кускового і порошкоподібного) 2...14 кг/т; газоподібного кисню 30...45 м<sup>3</sup>/т. У зв'язку з цим, на високопотужних 100-т печах тривалість плавки скоротилася до 40...60 хвилин; при цьому питома витрата електроенергії складає 320...420 кВт·год./т, електродів 1,4...2,6 кг/т [17]. Краща світова практика експлуатації електропечей демонструє витрату електроенергії менше 300 кВт·год./т і період між випусками менше 60 хвилин [16].

В огляді [17] автори вказують, що використання різних альтернативних видів енергії в сучасній надпотужній дуговій печі нерівноцінне з урахуванням величини експлуатаційних витрат і впливу на собівартість металу, що виплавляється. Економічна ефективність застосування конкретного виду альтернативної енергії при виплавці сталі в дуговій печі в значній мірі визначається вартістю одного кВт·год теплової енергії, засвоєної продуктами плавки (металом і шлаком) з урахуванням цін на конкретні енергоносії. При підвищенні температури брукхту і наближенні до температури його плавлення, що швидко досягається в порівняно невеликих об'ємах шихти, прилеглих до стаціонарних пальників, недопал палива різко зростає. Тому автори [17] вказують, що стаціонарні стінові пальники можуть ефективно працювати не більше 15 хвилин від початку плавлення, а підвищення їх одиничної потужності ще більш скорочує тривалість роботи пальників.

Одним з можливих рішень є установка великого числа малопотужних пальників і їх розосередження по периметру і висоті печі. Наприклад, на 90-т дуговій печі Danarc встановлені 12 пальників: нижній рівень - 8 пальників потужністю по 3,5 МВт, верхній рівень - 4 пальника потужністю по 3,5 МВт. Загальна потужність пальників становить 42 МВт, майже половину потужності двох використовуваних трансформаторів (2 x 43,5 МВ · А) [18].

Інше рішення - використання потужних поворотних пальників із змінним напрямом факела.

При роботі такого пальника факел переміщується від уже нагрітих мас брухту до відносно холодних. В результаті зона дії факела збільшується в кілька разів і, відповідно, зростає корисна потужність пальника. При роботі з пальниками тривалість плавлення скоротилася на 25%, витрата електроенергії - на 17% [19], однак, склепінні пристрої виявилися складними в експлуатації. Варіантом використання ідеї змінення напрямку факела є заявлене тими ж авторами більш ефективне технічне рішення [20] по установці високопотужного поворотного пальника в еркері печі. У розвиток ідей використання тепла газокисневих пальників в робочому просторі печі автори сформулювали концепцію двох стадійного процесу плавки сталі в так званій паливно-дуговій печі (FAF), в якій частка тепла за рахунок електроенергії складе 14%, при питомій витраті природного газу і кисню на рівні показників в ДСП [7,8].

#### **Застосування нових видів шихти та комбінованих процесів**

Сьогодні істотно змінюється і структура металошихти в електродугових печах. Підвищенню ефективності виплавки сталі в електродугових печах, а також зниженню вмісту в ній кольорових металів сприяє використання первородних матеріалів - заліза прямого відновлення (DRI або HBI); використання рідкого чавуну з доменної печі або вагранки; або поєднання цих матеріалів. Використання гарячого заліза прямого відновлення і рідкого чавуну дозволяє додатково внести тепло в процес плавки і скоротити час виплавки і витрату електроенергії.

Відносно новим і досить ефективним процесом є процес Conarc, розроблений фірмою SMS Demag. Завдяки цьому процесу можна домогтися високої чіткості у використанні сировини, завантажуючи максимально 80% чавуну або (як альтернатива) 100% металобрухту, або 100% DRI. У цьому процесі можна використовувати широкий діапазон матеріалів з різним вмістом заліза: чавун, металобрухт, частково відновлені DRI, HBI з різними залізовмісними складовими. Процес Conarc вимагає наявності в пічному просторі склепінної кисневої фурми і додаткових вставок у поду для донної продувки, що забезпечують умови для проведення технологічного процесу (схожого з конвертерним) в агрегаті. Продування киснем через склепінну фурму організовує вертикальний потік кисню, спрямований в ванну, який має великий імпульс і ефективний вплив в порівнянні зі звичайними методами, коли кисень подається збоку. Процес Conarc дозволяє значно знизити перехід заліза в шлак. Рафінування в агрегаті Conarc дозволяє домогтися мінімального вмісту азоту в металі [21]. Метод Conarc дозволяє вирішити проблему матеріалу, що завантажується, для металургійних міні-заводів з відносно негнучкою електродуговою піччю, яка використовується як центральний плавильний агрегат, включивши в процес відповідний агрегат

першого переплаву [21]. Підвищений вміст рідких шихтових матеріалів дозволяє знизити витрату електроенергії до 143...260 кВт.год/т [21].

Однією з найбільш ефективних систем підігріву скрапу є система Consteel, в якій здійснюється безперервне завантаження скрапу в ДСП з попереднім його підігрівом на транспортерах гарячими газами, що виходять з печі [22]. Окис вуглецю, що міститься в газах, окислюється за допомогою повітря, що вдувається, подача якого регулюється автоматично. Цим забезпечується краща утилізація енергії. Під час операції безперервної подачі скрапу сталь в ванні ДСП постійно підтримується в розплавленому стані, а скрап, що надходить в піч, розплавляється при зануренні у ванну. Електрична дуга взаємодіє з рідким металом, а не з твердим скрапом. В таких умовах дуга зберігає стабільність, і на неї не впливає наявність твердої шихти у ванні, як при завантаженні скрапу порціями (з попереднім підігрівом або без нього).

Комбінуючі найдосконаліші технології електросталеплавильного виробництва VAI Voestalpine вдалося створити електродугову піч ULTIMATE EAF, що забезпечує виплавку близько 1,8 млн. т рідкої сталі на рік при масі плавки 120 т і тривалості плавки від випуску до випуску всього 30 хв [23].

В результаті впровадження прогресивних нововведень істотно змінилися і самі електродугові печі і технології плавки в них, що дозволяє говорити про появу нових електросталеплавильних процесів. В англійській літературі з'явилися спеціальні терміни для їх позначення [24]: EAOF (electric arc oxygen furnace) і EOF (electric oxygen furnace) - електродугова киснева піч; New OSM - традиційний або безперервний перепад з попереднім підігрівом скрапу; Advanced melter - прогресивна плавильна піч - агрегат з використанням природного газу або в поєднанні з підігрівом скрапу.

Однією з тенденцій сучасного сталеваріння є зближення можливостей основних сталеплавильних агрегатів чорної металургії - кисневих конвертерів і дугових сталеплавильних печей, як з точки зору ведення кисневого рафінування, так і структури металошихти. Використання кисню і різних альтернативних джерел тепла для інтенсифікації процесу плавки сталі в сучасній дуговій печі дозволяє істотно підвищити її продуктивність, шихтову гнучкість процесу, а також забезпечити гомогенний хімічний склад металу і знижений вміст в ньому азоту.

#### **Азот в сталі і проблеми зниження його вмісту в металі ДСП**

Відмінною особливістю виплавленої в ДСП сталі, в порівнянні з конвертерної сталлю, зазвичай є більш високий вміст азоту – 40...110 ppm проти 10...40 ppm. Азот адсорбується рідким залізом двома шляхами [25]. Перший - дисоціація

двоатомного газу. Чим більше парціальний тиск азоту в атмосфері на межі розділу повітря-сталь, тим більше його адсорбція рідкої сталлю. Таким шляхом азот потрапляє переважно при розвиненій поверхні контакту повітря і сталі - наприклад, при вдуванні вуглецьвмісних матеріалів повітрям. Другий шлях поглинання азоту - з моноатомного стану. Молекулярний азот дисоціює в форму моноатомного газу при високих температурах в плазмі дуги ДСП. Збільшення вмісту азоту за рахунок цього джерела більш істотно, ніж з першого.

Ще одне джерело попадання азоту в метал - шихтові матеріали, що завантажуються в піч. У таблиці 1 наведено вміст азоту в різних

використовуваних в ДСП шихтових матеріалах за даними авторів [26].

Значна кількість азоту вноситься зі скрапом, коксом і дуттям, а також флюсовими матеріалами. З точки зору зменшення внесення азоту максимальна перевага забезпечується при використанні в металозавалці заліза прямого відновлення. Використовують кілька основних стратегій (рисунк 1) для зниження вмісту азоту в металі ДСП: вспінювання шлаку, кипіння ванни за рахунок бульбашок СО при зневуглецюванні, обмеження попадання азоту з матеріалами (в тому числі використання першокласного брухту і первородних шихтових матеріалів - чавуну, заліза прямого відновлення).

Таблиця 1 - Вміст азоту в різних матеріалах, які використовуються в сталеплавильному виробництві [26]

| Шихтовий матеріал                               | Вміст азоту    |
|---|----------------|
| Скрап (металобрухт)                             | 30-120 ppm     |
| Залізо прямого відновлення або ГБЖ              | 20-30 ppm      |
| Рідкий чавун з ДП                               | 60 ppm         |
| Холодний чавун                                  | 20-30 ppm      |
| Гаряча шихта                                    | 10 ppm         |
| Кокс  | 5000-10000 ppm |
| Кисень  | 30-200 ppm     |
| Повітря для вдування вуглецю                    | 78%            |
| Газ для донного перемішування (N <sub>2</sub> ) | 99,9%          |
| Газ для донного перемішування (Ar)              | 30 ppm         |
| Вапняк  | 400 ppm        |



Рисунок 1 - Основні можливості зниження вмісту азоту в сталі [26].

У дослідженні, виконаному авторами [27], показано зміну вмісту азоту в сталі під час плавлення і рафінування в ДСП. Суцільна лінія (Рисунок 2)

являє плавки з використанням 50% оборотного брухту і 50% брухту (скрапу), пунктирна - 100% скрапу.

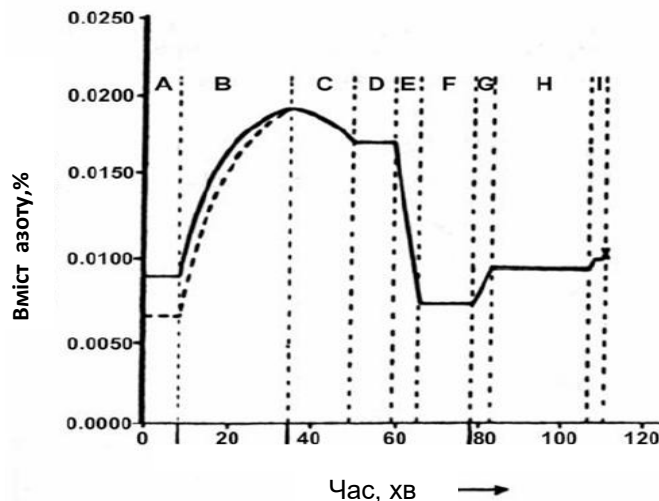


Рисунок 2 – Зміна вмісту азоту під час плавлення металу в ДСП.

Різні стадії сталеплавильного процесу позначені буквами латинського алфавіту і позначають: А: Запалення електродів в холодну шихту; В: Формування найбільших порцій рідкого металу і їх зростання; С: Плавлення залишилася металошихти; D: Нагрівання ванни до вуглецевого кипіння; Е: Період вуглецевого кипіння; F: Присадка феросплавів і доведення ванни до температури випуску; G: Випуск плавки; H: Рідка сталь в сталерозливних ковші; I: Рідка сталь в проковші і розливання. Періоди, коли вміст азоту зменшується - стадії С і Е. Під час стадії С формується шлак, що запобігає адсорбції азоту, а розплавляються залишки металошихти розбавляють розплав, знижуючі вміст азоту. На стадії Е бульбашки CO, які генеруються в сталі, розчиняють азот і видаляють його в атмосферу. Можна відзначити, що стадія F - добавка феросплавів в ДСП не типова для практики сучасної електрометалургії. Однак, згідно з рисунком ця стадія не впливає на вміст азоту, що дозволяє розглядати дані для інших періодів. Таким чином, вміст азоту в сталі залежить від вмісту в ній вуглецю і кисню і інтенсивності протікання реакції зневуглецювання.

На вміст азоту в сталі прямо впливає вспінювання шлаку. Гарне спінення призводить до зниження його концентрації на 10-20 ррт до рівня близько 30 ррт при "промиванні" ванни в процесі більш інтенсивного зневуглецювання і в результаті кращого захисту металу від атмосфери печі шаром спіненого шлаку. Спінений шлак є грубодисперсною системою (розмір бульбашок газу від 10 - 4 см і більше), він седиментаційно нестійкий [19].

Утворення і стійкість спіненого шлаку залежать від фізико-хімічних властивостей шлаку (в'язкість, поверхневий натяг, температура) і від інтенсивності і місця газовиділення і розподілу газових бульбашок за розмірами. Всі ці параметри зазвичай переводяться в так званий індекс спінювання. Досвід роботи дугових печей з спіненними шлаками показує, що формування добре спіненого шлаку забезпечується при основності шлаку  $V=(CaO+MgO)/(SiO_2+Al_2O_3)$ , що дорівнює 1,8-2,3,

температурі ванни 1550 - 1580°C, вміст в шлаку близько 20-24% FeO і 8-12% MgO, вміст у ванні 0,10-0,3% C. Індекс спінювання підвищується зі збільшенням вмісту  $CaF_2$  в шлаку більше 5% і зменшується з підвищенням концентрації MnO; він залежить також від вмісту  $P_2O_5$  (максимальне значення при 3%  $P_2O_5$ ). Зміна індексу спінювання у всіх цих випадках пов'язана зі зміною в'язкості шлаку. Вспінювання шлаку і стійкість піни найкраще забезпечуються інтенсифікацією введення кисню в піч при підвищенні його витрати до 50м<sup>3</sup>/т і вдуванням вугільного порошку при питомій витраті до 10кг/т.

Останнім часом опубліковані роботи авторів [28], в яких відображені загальні закономірності процесів розчинення азоту розплавами Fe-C і деякі особливості, встановлені експериментально. Автори підкреслюють, що теоретично для деазотації металу необхідна вільна від поверхнево-активних елементів, таких як кисень і сірка, поверхня розділу газ-метал. Швидкість адсорбції, а також і можливість видалення азоту зі сталі, пов'язані з процесом зневуглецювання в агрегаті або при позапічній обробці і, отже, залежать від вмісту кисню і вуглецю в металі [28].

Спосіб виплавки сталі з низьким вмістом азоту, який передбачає підтримку реакції зневуглецювання для протікання деазотації сталі запропонований японськими авторами [29]. З цієї метою пропонується вести процес при зниженому тиску і продовжити реакцію зневуглецювання зі швидкістю 0,005% на хвилину за рахунок добавок марганцевої, залізної, титанової або хромової руди з одночасною присадкою графіту або інших вуглецевмісних матеріалів для підтримки вмісту вуглецю в сталі на рівні 0,01% . Вміст азоту в сталі при цьому знижується до 0,001%. Існує й інший підхід, пов'язаний зі зв'язуванням азоту в нітрид за допомогою добавок різних нітридоутворюючих елементів.

**Залежність властивостей сталі від вмісту домішок, неметалевих включень**

Чистота сталі є технологічним параметром - фізичні і механічні властивості кінцевого сталевого продукту не повинні погіршуватися в результаті утворення небажаних неметалевих включень [30]. Найістотніше від кількості і морфології включень залежить якість і механічні властивості металу, що піддається холодній деформації, яким є кордова, канатна сталі, листовая сталь глибокої витяжки та ін., особливо для виробів малої товщини (діаметру). Неметалеві включення, що утворюються в результаті розкиснення, можуть знижувати технологічні показники сталі. Це відноситься для сталі як в рідкому (розливаємості металу), так і в твердому (деформованість при волочінні, обривність і т.інш.) стані і, в кінцевому підсумку, впливати на ефективність процесу виробництва сталі - вихід придатного.

Відомо, що НВ є концентраторами напружень при деформації, а на межі НВ - матриця відбувається різка зміна хімічного складу, типу кристалічної решітки, поляризації, намагніченості і т.д. [31]. В роботі [32] стверджується, що критичний розмір НВ для умов статичних випробувань - 6 ... 20 мкм, при гарячому куванні і прокатці 2,5 ... 3,5 мкм, що, однак, не підтверджено експериментальними даними.

### Характеристика поняття «чиста сталь» для сталей різного сортаменту

Таблиця 2 - Максимальний нормований вміст домішок і розмір НВ в сталях різного сортаменту

| Сталь                                      | Максимальний вміст домішок, не більше   | Максимальний розмір включень                             |
|--|---|--|
| IF сталі                                   | [C] 30ppm, [N] 40ppm, O <sub>общ</sub> 40ppm [37],<br>[C] 10ppm[38], [N] 50ppm[39]                                      |  |
| Автомобільні та сталі для глибокої витяжки | [C] 30ppm, [N] 30ppm [40,41]<br>O <sub>общ</sub> 20ppm [42]   | 100µm [40-43]  |
| Сталі для глибокої витяжки                 | [C] 30ppm, [N] 30ppm, O <sub>общ</sub> 20ppm [40]<br>O <sub>общ</sub> 20ppm [41]  | 20µm [40]<br>20µm [41]                                   |
| Леговані сталі для котлів                  | [P] 70ppm[44]   |  |
| Корозійно-стійкі сталі (газопроводні)      | [P] 50ppm, [S] 10ppm[44, 45]  |  |
| Трубопроводні                              | [S] 30ppm [44], [N] 35ppm, O <sub>общ</sub> 30ppm[46], [N] 50ppm[37], [S] 10ppm [41],<br>O <sub>общ</sub> 10ppm[44, 47] | 100µm[40] и [41]+ контроль форми оксидів<br>15µm[46, 47] |
| Підшипникові                               | Ti 15 ppm O <sub>общ</sub> 10ppm[42]  | 15µm[41]   |
| Шарики для підшипників                     | [H] 2ppm, [N] 40ppm, O <sub>общ</sub> 15ppm[46]   | 10µm[46], 20µm для не пластичних НВ [41]                 |
| Кордові                                    | [H] 2ppm, [N]30-40ppm, O <sub>общ</sub> 20ppm[46]   | Одиничні НВ 13µm [40], скупчення 200µm[40]               |
| Товстолистовая сталь                       | [N] 60ppm, O <sub>общ</sub> 30ppm[46]   | 20µm[46]   |

Кольорові метали (Cr, Ni і Cu) за літературними даними і на думку фахівців метизних підприємств збільшують час розпаду аустеніту і тим самим - час термічної обробки катанки-дроту. Однак, аналіз робіт [48,49] показує, що вміст Cr, Ni до 0,15 ... 0,20% кожного не робить істотного впливу на швидкість розпаду аустеніту. Підвищення вмісту Cu з 0,04 до 0,45% збільшує час розпаду дуже незначно - менш

Поняття «чиста сталь» з'явилося в металургії вже досить давно, проте як і раніше залишається дискусійним. З одного боку, вимоги стандартів до «чистоти сталі» за вмістом домішок посилюються рік від року. З іншого боку, сучасні уявлення про сталі, як композиційний матеріал, проявляються в перенесенні акценту на отримання точно заданого складу і розподілу фаз, знижуючи важливість власне «очищення» - зниження вмісту домішок (в тому числі НВ) [33]. На додаток до вимог щодо зниження вмісту неметалевих включень і контролю їх морфології, складу і розподілу, чиста сталь вимагає зменшення інших залишкових домішок в сталі [34,35], таких як сірка, фосфор, водень, азот і навіть вуглець, а також слідів елементів, таких як As, Sn, Sb, Se, Cu, Pb і Bi [33]. В роботі [35] автор вказує, що терміну «чиста сталь» зазвичай застосовують і до сталей з низьким вмістом розчинних елементів - сірки, фосфору, азоту, кисню і водню, і до сталей з низьким рівнем залишкових елементів - міді, цинку, свинцю, нікелю, хрому, вісмуту, олова, миш'яку і магнію, і до сталей з низькою частотою дефектів, пов'язаних з присутністю оксидів, що утворилися під час її виробництва, ковшової металургії і розливання.

Згідно [36] чистота визначається кількістю присутніх в металі оксидів або сульфідів, хоча карбіди або нітрид грають в деяких продуктах дуже важливу роль і також можуть розглядатися як неметалеві включення. Вимоги до «чистоти сталі» варіюється в залежності від марки сталі і її кінцевого призначення, як показано в таблиці 2.

1 сек. Крім того, Cu збільшує втомну витривалість сталі, а негативний вплив Cu на поверхневу червоноламкість сталі, утворення окалини, що погано видаляється, починає проявлятися при великих її концентраціях (більше 1%) і в присутності легкоплавких евтектик Pb, Sn [48].

**Неметалеві включення та способи їх визначення**

Відомо, що ступінь чистоти за НВ впливає на механічні властивості сталі: пластичність, зварюваність, поріг холодноламкості, схильність до

старіння, анізотропію властивостей, контактну міцність і інші показники [32,35]. У таблиці 3 наведені загальні прояви впливу домішок сталі на її механічні властивості [42].

Таблиця 3 Вплив типових домішок на механічні властивості сталі [42]

| Елемент | Форма                          | Механічні властивості, на які елемент впливає   |
|---------|--------------------------------|---|
| S,O     | Сульфидні та оксидні включення | Пластичність, ударна в'язкість, анізотропія, втомна міцність. Деформуємість (подовження, звуження). Здатність до холодної деформації, волочимість |
| C,N     | Твердий розчин                 | Розчинність в твердому (підвищується), зміцнення  |
|         | Дислокації                     | Внутрішні напруги (схильність до старіння підвищується), пластичність і в'язкість (знижуються)  |
|         | Перлит і цементит              | Дисперсність (підвищується), пластичність і в'язкість (знижуються)  |
|         | Карбіди та нітриди             | Виділення, очищення зерна (підвищується), в'язкість (підвищується). Окрихність при міжзерненому виділенні   |
| P       | Твердий розчин                 | Розчинність в твердому (підвищується), зміцнення. Сегрегація, вторина окрихність, відпускна крихкість   |

Включення є причиною багатьох дефектів сталевих продукцій. Наприклад, в рулонах низьковуглецевої розкисленої алюмінієм спокійної сталі [39] виявляли тріщини, викликані включеннями, які ідентифікували як алюмінати - продукти окислення / розкислення, алюмінати кальцію з шлаку промковша і кристалізатора. Такі дефекти погіршують здатність автолиста до глибокої витяжки і неприйнятні [50].

В одному кілограмі типової низьковуглецевої спокійної сталі міститься 107 - 109 НВ [39], включаючи тільки 40 НВ розміром 80µm-130µm, 10 НВ розміром 130-200µm і менш одного НВ розміром 200-270µm [51]. Отже, виявлення рідкісних великих включень досить складне завдання. Зважаючи на складність виявлення великих включень, їх загальна об'ємна частка може бути більше [34]. Іноді причиною катастрофічних руйнувань може бути одиночне НВ, єдине у всій плавці. Тому, чиста сталь вимагає не тільки контролю вмісту включень в сталі, але і запобігання появи включень розміром більше критичного для даного виду продукції. Тому, багато видів сталі в таблиці 2 мають обмеження по максимальному допустимому розміру НВ.

Існуюча класифікація НВ вельми різноманітна: за походженням, моментом утворення, хімічним складом, атомної кристалічної структури, макроструктури, температурі плавлення, механічній поведінці [51-54]. Найбільш часто НВ поділяють за походженням - на ендо- (утворюється в результаті реакцій в металі) і екзогенні (футеровка, шлаки і т.д.), що, однак, вельми умовно. З моменту утворення НВ ділять на первинні (процеси плавки і розкислення), вторинні (при охолодженні до температури кристалізації), третинні (в процесі кристалізації), четвертинні (після кристалізації) [51].

Лузгін В.П. [55] пропонує для визначення кількості НВ використовувати значення активності кисню в розплаві до і після розкислення, рівноважна з елементом - розкислювачем при температурі ліквідус і солідус. Складність такого поділу в тому, що практично неможливо достовірно визначити

активності при наявності декількох елементів - розкислювачів. Потрібно також відзначити, що вміст загального кисню, що дає уявлення про кількість НВ, і кисню активного не завжди кореспондують один з одним.

Класифікація за походженням вірна для випадку розкислення металу в сталеплавильних агрегатах. Оскільки зараз така практика зведена до мінімуму, а основна маса НВ утворюється в процесі плавки, на нашу думку, НВ по моменту утворення повинні відрізнятися на первинні (рідкий період), і вторинні (кристалізація і прокатка).

Узагальнюючи результати численних робіт, Г.М.Іцкович приходить до висновків [39] про те, що дослідження і металургійна практика досить переконливо довели основні положення процесів розкислення, утворення і видалення неметалевих включень в сталі, зокрема, достовірно встановлено, що неметалеві включення (оксиди, сульфідні, нітриди і складні з'єднання між ними) є продуктами реакцій кисню, сірки та азоту з компонентами сталі, а за джерелами їх утворення можуть бути ендеогенними, екзогенними і екзоендогенними. Неметалеві включення утворюються на всіх п'яти етапах технологічного процесу (при плавці, випуску і розливання, розкисленні та модифікуванні сталі, кристалізації, охолодженні металу), причому їх кількість, розподіл в об'ємі металу, розмір, форма, склад і структура залежать від багатьох факторів. Об'єктивно визначити склад і структуру включень в сталі можна тільки комплексом методів: металографічного, мікрорентгеноспектрального і ін.

Питанням отримання низьких концентрацій фосфору і утворення карбідів присвячена велика кількість робіт, які показують, що на практиці досить стійко і в великих кількостях отримують метал з низьким вмістом цих НВ і з вмістом фосфору менше 0,005%. З точки зору якості сталі важливими є перспективи зниження рівня азоту на випуску металу до 30ppm, а також контроль рівня забруднюючих елементів за допомогою технологій управління скрапом і додаванням точно необхідної кількості

попередньо відновленого заліза [40]. На сьогодні завдання, пов'язані з видаленням фосфору, сірки і водню, практично вже мають ефективні рішення, і тільки питання, пов'язані з видаленням вуглецю, кисню, азоту та включень, залишаються відкритими.

#### Зміна складу і кількості неметалевих включень по ходу технологічного циклу

Дослідження характеру зміни вмісту домішкових елементів і НВ по ходу виробництва металу становлять істотний інтерес для вдосконалення технології позапічної обробки сталі. Важливість контролю вмісту в сталі кисню і НВ показана в роботах цілого ряду вітчизняних і зарубіжних авторів. Так, в роботі [38] визначено кількість НВ (шт/мм<sup>2</sup>) утворюються після введення SiCa і продувки аргоном, а також в кристалізаторі МБЛЗ. Встановлено, що по ходу процесу позапічної обробки металу кількість і розміри НВ зменшуються. У дослідженні [43] тих же авторів наведена зміна окислення сталі при позапічній обробці сталі. Виконані виміри вмісту активного кисню дозволили встановити характер зміни вмісту кисню по всьому технологічному циклу при позапічній обробці і розливі і причини переокислення низьковуглецевих 08Ю, СтЗсп і низьколегованої 10Г2БТ марок сталі. Значну увагу приділено аналізу впливу окислення сталі на вміст неметалевих включень в готовій сталі, визначених металографічними методами [43].

#### Активність кисню та поява неметалевих включень

Авторами [44] за допомогою кисневих зондів встановлені кореляційні залежності вмісту кремнію і алюмінію від активності кисню в сплавах складного складу. Проведені дослідження дозволили оцінити вміст легуючих і розкислюючих елементів в жароміцних сталях і дати рекомендації щодо оптимізації окислення сталі і вмісту зазначених елементів. Важливість стабілізації окислення сталі для якості металопродукції відзначають і автори [46], які виконали дослідження впливу найбільш значущих технологічних параметрів на переділі конвертер-УДМ-розливання стосовно виробництва низьковуглецевих сталей. Використання розроблених номограм розкислення за значенням окислення сталі, хімічного складу металу і його температури дозволили оптимізувати параметри технології розкислення і знизити рівень відсортуння прокату по дефекту «рвана кірка».

Автори [45] досліджували зміну вмісту кисню по всьому циклу позапічної обробки сталі марки ORVAR SUPREME на зразках, відібраних з трьох плавов. Зразки були взяті на різних стадіях процесу: після доставки ковша на станцію ковш-піч (КП); після дегазації; під час додавання алюмінію; після додавання алюмінію; після додавання легуючих елементів; до вакуумної дегазації; після дегазації. Значення активності кисню були виміряні на різних стадіях обробки в ковші та в ЕДП до розкислення і додавання легуючих елементів (таблиця 4).

Таблиця 4 - Активність кисню в сталевому розплаві на різних стадіях технологічного процесу

| Стадія процесу   | Активність кисню при концентрації розчиненого кисню в 1 віс. % |
|--|--|
| * ЕДП – електродугова піч ** КП – ковш-піч               |  |
| 1. До розкислення і додавання легуючих елементів в ЕДП * | 0,02 – 0,05  |
| 2. До видалення шлаку в КП **                            | 0,001  |
| 3. Після додавання алюмінію                              | 0,0001 – 0,0002  |
| 4. До вакуумної дегазації                                | 0,0001 – 0,0004  |
| 5. Після вакуумної дегазації                             | 0,0001 – 0,0002  |

Ретельне дослідження неметалевих включень, вилучених з проб промислової сталі, свідчать про те, що у всіх марках сталі зустрічаються включення шести основних морфологічних типів: сферичні, багатогранні, пластинчасті, дендрити, скупчення і агрегати. Зазвичай вважається, що тривала витримка в ковші надає сприятливу дію, так як це дозволяє включенням спливати на поверхню і потрапити в шлак. Проведене авторами дослідження показало, що скупчення, що утворилися під час розкислення, зникають протягом ~ 15 хвилин після додавання алюмінію, що підтверджується даними інших дослідників, які також спостерігали швидке видалення включень великого розміру. Збільшення розміру агрегатів і багатогранників великого розміру свідчить про те, що зчеплення неметалевих включень грає важливу роль в утворенні великих частинок шкідливих домішок. У НВ маленького розміру, головним чином у сферичних і багатогранних частинок і, в меншій мірі, у пластинок, ні розмір, ні склад не змінюються (Рисунок 3).

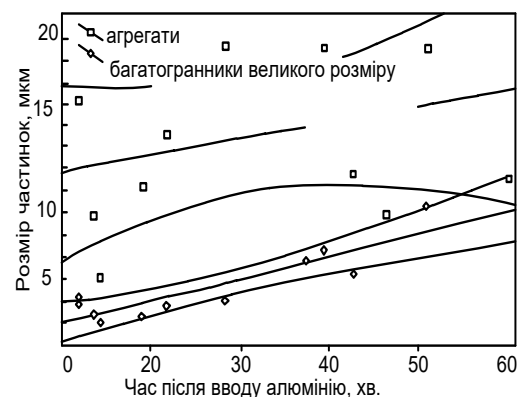


Рисунок 3 - Зміна розміру агрегатів і великих багатогранників, вилучених зі сталі LCAK декількох плавов, в залежності від часу після додавання алюмінію [45]

Так як загальний вміст кисню в процесі обробки в ковші після видалення найбільших включень залишається приблизно на одному рівні, можна

припустити, що встановлюється динамічна рівновага між видаленням включень і повторним окисненням. Вважається, що рушійна сила утворення нових частинок занадто мала через велику кількість включень, присутніх в сталевій ванні, які будуть виконувати роль центрів зростання.

**Вплив алюмінію та кальцію на формування неметалевих включень**

Авторами [45] також встановлено, що присадка алюмінію впливає на хімічний склад включень. Розкиснення сталеві ванни алюмінієм не тільки призводить до утворення глиноземистих включень, але також і до зміни складу включень типу шпінелі. Було встановлено, що чисті глиноземисті включення швидко зникають. Проведене дослідження показало, що в утворенні включень типу шпінелі грає важливу роль «ковшова глазур». Перед випуском сталі в ній спостерігалися включення тільки одного типу, можливо, це твердий розчин чотирьохкомпонентного з'єднання  $Al_2O_3$ ,  $CaO$ ,  $FeO$  і  $MgO$ .

Цікавим є і детальне дослідження, виконане авторами [48]. Показано, що в процесі вторинної металургійної обробки може відбутися істотне зниження вмісту розчиненого алюмінію, що пояснюється його окисненням. Так як це окислення обумовлено реакціями на межі поділу фаз, тобто фаз сталь-шлак, зниження вмісту алюмінію не обов'язково пов'язане тільки з ростом оксидних включень. Від початку позапічної обробки і до розливання температура рідкої сталі знижується на ~ 50 К. Зниження розчинності кисню в сталі викликає виділення оксиду алюмінію. З огляду на повільне зниження температури, осадження буде відбуватися на існуючих включеннях. Для визначення впливу охолодження сталі на зростання включень було розраховано вплив осадження оксиду алюмінію зі сталі. Для простоти розглядали тільки включення сферичної форми з вихідним діаметром 0,5 і 10 мкм. Рідка сталь містила в цілому 30 ppm кисню, з яких 25 ppm становив пов'язаний кисень у включеннях з оксиду алюмінію, а 5 ppm - кисень, розчинений у розплаві. Зниження вмісту

розчиненого кисню до 2 ppm призвело в результаті до зростання (в діаметрі) включень розміром в 0,02 і 0,38 мкм до 0,5 і 10 мкм відповідно. Такий простий розрахунок показав, що зростання, обумовлене охолодженням, навряд чи можна виявити при вимірюванні включень. Якщо розглядати тільки спливання включень на поверхню, то збільшення тривалості витримки сталі в ковші повинно було б підвищити чистоту сталі. Однак, оскільки під час вторинної металургійної обробки агрегати і великі багатогранники збільшилися в розмірі, можна припустити, що найчистіша сталь, з точки зору розміру включень, виходить приблизно через 15 хвилин після розкиснення.

Дослідники [56] показують, що контроль формування неметалевих включень і ідентифікація складових їх фаз є важливим для отримання чистої сталі. Проведене ними узагальнення даних, показує, що отримання в сталі заданого співвідношення загального вмісту алюмінію і кальцію в сталі дозволяє управляти типом включень, що формуються. Так, формування сульфідів кальцію можливо в тому випадку, коли вміст сірки і кальцію досить великі.

Оскільки спорідненість кальцію до кисню більше, ніж до сірки, добавка його спочатку призводить до перетворення оксидів алюмінію в алюмінати кальцію, а формування сульфідів відбувається тільки, якщо збільшувати присадку кальцію. Сульфіди кальцію при температурах сталеплавильного виробництва є твердими, що є однією з причин затягування стакану при розливанні, оскільки перетворення оксиду алюмінію в алюмінати кальцію відбувається поки включення знаходяться в рідкому вигляді (рисунок 1.4). Вміст кальцію, при якому всі оксиди будуть в рідкому стані і утворюються тверді сульфіди, знаходиться в так званому оптимальному вікні обробки кальцієм. Метою обробки кальцієм є досягнення цього рівня концентрацій. Точне розташування «вікна» залежить від вмісту в сталі сірки і загального вмісту кисню.

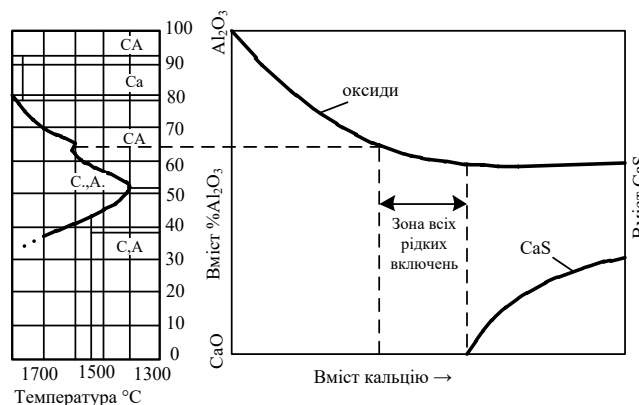
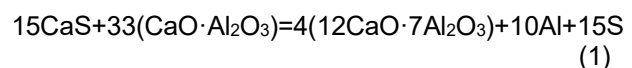


Рисунок 4 - Зміна складу включень в процесі присадки кальцію [56]

Так, для формування рідких включень  $12CaO \cdot 7Al_2O_3$  вміст алюмінію і сірки повинний бути менше рівноважного по реакції (1)



Константа рівноваги реакції:  $K = \frac{a_{CaS}^{15} a_{Al}^{10}}{a_{Ca}^{15} a_{Al}^{10}}$ , де

$a_i$  - активність в чистому стандартному стані,  $h_i$  - активність для 1% вмісту в стандартному стані.

Активність Са ( $CaO \cdot Al_2O_3$ ) дорівнює одиниці, а активність  $S_{12A7}$  змінюється від 0,8 до 1,0 в залежності від реального складу включень. Активність СаS, як встановлено, має бути 0,75 - 0,1. Для отримання рідких алюмінатів кальцію складу сталі повинен бути нижче  $S_{12A7}$ . Якщо кальцій буде введений в сталь з вмістом алюмінію і сірки більш лінії  $S_{12A7}$ , включення глинозему будуть перетворені в Са. Кальцій потім реагує з сіркою до того часу, поки її вміст не виявиться нижче лінії формування рідких включень. Для повного контролю включень з переведенням їх в алюмінати кальцію вміст сірки має бути низьким [56].

Для поліпшення чистоти сталі важливе значення мають властивості шлаку. Зокрема, вважається, що безпосередній вплив на чистоту сталі надає величина відношення  $\%CaO/\%Al_2O_3$ , основність шлаку, плинність і активність в ньому кисню. Для ефективного контролю цих показників корейськими авторами [49] на заводі фірми POSCO була змінена схема розкислення підшипникової сталі і склад шлаку. Контроль відношення  $\%CaO/\%Al_2O_3$  є найбільш ефективним методом виведення включень з підшипникової сталі, найкраще їх видалення досягається при значенні 1,7-1,8. При оптимізованій технології розкислення і складі кінцевого шлаку загальний вміст кисню знизився з 10 - 12% до 5 - 8% [49].

#### **Характер неметалевих включень і стабільність розливання сталі**

В сучасних електросталеплавильних цехах з метою підвищення продуктивності установок безперервного розливання сталі (УБРС) і машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ) при розливанні сталі однієї марки, як відомо, передбачають розливання заготовки методом «плавка на плавку» [19,21]. При цьому ефективність роботи УБРС і МБЛЗ оцінюють по виходу придатного металу, машинному часу розливання, продуктивності струмка, а також зменшенні простоїв. Для підтримки високої ритмічності і безперервності процесу розливання сталі потрібне вирішення комплексу задач, пов'язаних із забезпеченням відповідної стійкості футеровки проміжного ковша, вогнетривкої частини його розливних пристроїв, а також швидкою заміною при виході з ладу склянок-дозаторів, які використовують для розливання і захисту розливаемого металу від вторинного окислення на ділянці проміжний ковш - кристалізатор.

Аналіз публікацій, пов'язаних з вирішенням проблеми затування, показує, що автори, в основному, пропонують вирішувати цю проблему шляхом використання вдосконалених вогнетривких виробів, пристосувань (ущільнювальні прокладки,

продування аргоном і т. Д.), що знижують вторинне окислення металу в місці стиковки вогнетриву і т. п. Необхідно відзначити, що при виплавці корозійностійких вуглецевих низьколегованих трубних сталей і сталей конструкційних марок, крім використання сучасних вогнетривів, особливу увагу [57,58] приділяються технології позапічного рафінування сталі на агрегаті «ковш-піч». Разом з тим, на деяких слябових і блюмової МБЛЗ [59] для зниження гостроти проблеми із затуванням стаканів дозаторів пішли по шляху збільшення діаметра внутрішнього каналу до 50-60мм.

Залежно від ступеня відкладень виникають різні проблеми: зменшення ефективного перетину каналу сталерозливочного вузла проміжного ковша, обмеження кількості металу, що розливається через один струмок, повне переривання процесу, зниження якості заготовки [57,60]. В період заміни заглибного стакану (30-90с) формується ділянка зливка, що підлягає вибракуванню. В результаті циклічних коливань навантаження на опори роликів кривольнійної МБЛЗ на порядок перевищує амплітуду коливань при розливанні з постійною швидкістю, виходять з ладу підшипники і самі ролики. Крім того, перекриття сталевипускного каналу проміжного ковша на період заміни склянки призводить до затування каналу, а необхідність пропалювати його киснем знижує якість безперервного злитка, збагачуючи його ендогенними включеннями, і створює аварійну ситуацію на розливному майданчику.

Як стверджується в роботі [60], основним засобом забезпечення розливання розкисленої алюмінієм сталі є трансформація включень глинозему в рідкі алюмінати кальцію. Ніякими іншими способами в даний час ця проблема кардинально не вирішується. При здійсненні технології обробки сталі кальційвміщуючими реагентами найбільш часто не надають значення двом факторам: використання співвідношення  $[Ca]/[Al]_{заг}$  без урахування і контролю  $[Al]_{окс}$ , вторинному окисленню в вогнетривких провідках. Проведений аналіз літературних джерел показав, що в рекомендованих співвідношеннях  $[Ca]/[Al]$  для запобігання заростання розливних каналів спостерігаються помітні коливання як розрахункових, так і промислових даних. На фірмі «Nippon Steel», наприклад, нижня межа співвідношення  $[Ca]/[Al]_{заг}$  змінюється в межах 0,05-0,085 (при верхньому 0,125) для різних марок сталі. У той же час в роботі [61] відношення  $[Ca]/[Al]_{заг}$  для успішно розливання металу рекомендується в межах 0,11-0,15. Це підтверджує висновок про необхідність уточнення робочого способу обробки сталі кальцієм в умовах конкретного цеху, так як при однаковому співвідношенні  $[Ca]/[Al]_{заг}$  в одних випадках розливання проходить без зауважень, а іноді спостерігаються випадки заростання склянок [61].

Найбільш важливим параметром, на думку [60], своєрідним регулятором розливання металу, є співвідношення  $[Ca]/[Al]_{окс}$ . Важливо відзначити, що при температурах безперервного розливання сталі (1550-1580°C) алюмінатні включення будуть

перебувати в рідкому вигляді при  $[Ca]/[Al]_{окс} = 0,8-1,6$ , що говорить про необхідність підтримки вмісту  $[Al]_{окс}$  в сталі на низькому рівні (не більше 0,002-0,003%) протягом всієї серії розливання [62].

#### ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Fruehan, R.J., H.W. Paxton, F. Giarratani, L. Lave. (1995) The Future Steelmaking Industry and Its Technologies, INEL-95/0046. Sloan Steel Industry Competitiveness Study, Carnegie Mellon University. Berry B., Ritt A. Grayssel M. Retrospectives of twentieth century steel//New steel.-November 1999.
2. Внедрение технологии производства катанки для высокопрочных арматурных канатов /А.Б.Сычков, М.А.Жигарев, С.Ю.Жукова, О.Л.Кучеренко, И.В.Репин. – Сталь. – 2010. - №1. – с.77...79.
3. Лопухов Г.А. Применение кислорода в дуговых сталеплавильных печах// Электromеталлургия.- 2005.- № 3.- С. 2-26.
4. Смирнов А.Н. Процессы непрерывной разливки: Монография / А.Н.Смирнов, В.Л.Пилушенко, А.А.Минаев и др. – Донецк: ДонНТУ, 2002.-536с.
5. FERNANDES, M., CHEUNG, N., GARCIA, A. Mat. Characterization, v. 48, p. 255-261, 2002. Materials Characterization Volume 48, Issue 4, June 2002, Pages 255–261 Investigation of nonmetallic inclusions in continuously cast carbon steel by dissolution of the ferritic matrix
6. Бойко В. С., Якін М. М., Коваль С. О., Стефанець А. В., Фентісов І. М., Годинській О. А., Чичкар'юв Є. А. Оптимізація розкислення сталі з використанням даних про активність розчиненого кисню. МЕТАЛЛ И ЛИТЬЕ УКРАИНЫ № 2-3 (225-226) '2012. С.12-15.
7. Modification of oxide inclusions present in aluminum-killed low carbon steel by addition of calcium. 2004. Rem Revista Escola de Minas 57(3). DOI:10.1590/S0370-44672004000300008. METALURGIA & MATERIALS. José Carlos S. Pires, A. Garcia
8. Arch. Metall. Mater., Vol. 61 (2016), No 1, p. 275–278. DOI: 10.1515/amm-2016-0052. M. Warzecha, S. Garncarek, T. Merder, z. Skuza. Identification of relevant work parameters of ladle furnace while melting the high ductility steel and high-carbon steel.
9. Парусов Э.В., Парусов В.В., Луценко В.А., Парусов О.В., Чуйко И.Н. Оптимальные характеристики качества катанки из высокоуглеродистой стали // Метизы. № 3. 2006. С. 34-36.
10. Парусов В.В., Нестеренко А.М., Сычков А.Б., Старов Р.В., Парусов О.В. Разработка сквозной технологии производства катанки из качественной углеродистой стали в условиях ММЗ // Metallургическая и горнорудная промышленность. 2002. № 2. С. 52-54.
11. Case Study and Analysis of the Production Processes in a Steel Factory in Jordan. Jamil J. Al Asfar, Ashraf Salim. World Renewable Energy Congress 2011 – Sweden Industrial Energy Efficiency (IEE). 8-13 May 2011, Sweden. 1708-1715.
12. Fruehan, R.J., Fortini, O., Paxton, H.W., Brindle, R. 2000. Theoretical Minimum Energies to Produce Steel for Selected Conditions. Energetics, Inc., Columbia, MD, US Department of Energy Office of Industrial Technologies Washington, DC.
13. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В./Непрерывная разливка стали/Учебник. - Донецк: ДонНТУ, 2011. - 482 с. - рус.
14. Shifrin V., Popenov A., Coudurier L., Devaux M. Further advances in EAF efficiency with Pyrejet burner injection//Steel Times.-2000.- №9.-P.281-282.
15. Pravin C. Mathur Results using CoJet injection//Steel Times International.- 2002.- vol. 26.-№5.- P. 42 – 43.
16. Batham J., Cameron A. Optimized energy injection for the Electric Arc Furnace//Steel Times.-2002.- №2.- P.31-37.
17. Гудим Ю. А., Зиннуров И. Ю., Киселев А.Д., Шумаков А.М. Рациональные способы интенсификации плавки в современных дуговых сталеплавильных печах // Электromеталлургия.-2005.- № 9.- С. 2-6.
18. Мичилан А., Лаварони Г., Фиор А. Печь Danarc фирмы Danieli в плавильном цехе завода фирмы ABS //Электromеталлургия.-2000.-№ 4.-С.8-14.
19. Тулуевский Ю. Н., Мизин В. Г., Зинуров И. Ю. и др. Факельно-дуговые процессы электроплавки // Сталь.- 1988.- № 8.- С. 42-46.
20. Пат. РФ. № 18387736. Дуговая сталеплавильная печь. Тулуевский Ю. Н., Мянник А. Г., Зинуров И. Ю. и др.
21. Розе Л. Передовая технология выплавки стали - универсализация с учетом доступности сырья и затрат на его приобретение//Черные металлы.-2005.-№7-8.-С.37-44.
22. Аргента П., Ферри М. Б. Технология выплавки стали в электродуговых печах: новые рекорды производительности// Черные металлы.- 2005.-№7-8.-С.44-48.
23. Голд Л. Примеры новых технологий фирмы VAI для черной металлургии//Черные металлы.- 2005.- №2-С.76-83.

24. Fruehan, R.J., H.W. Paxton, F. Giarratani, L. Lave. (1995) The Future Steelmaking Industry and Its Technologies, INEL-95/0046. Sloan Steel Industry Competitiveness Study, Carnegie Mellon University. Berry B., Ritt A. Grayssel M. Retrospectives of twentieth century steel//New steel.-November 1999.
25. Кислинг Р. Чистая сталь - дискуссионное понятие // В кн. Чистая сталь.Сб.научн.тр. Пер. с англ.-М.:Металлургия,1987.- С.9-18.
26. Morrison W.B.Nitrogen in the Steel Product//Ironmaking & Steelmaking.-Vol. 16 (2).-1989.-123-130.
27. Cramb A.W.High Purity, Low Residual, and Clean Steels. In Impurities`in Engineering Materials. Impact, Reliability, and control. New York. Basel: Marcel Dekker, Inc.,1999.-P.49-89.
28. Dyson D. J., Rose A. J., Whitwood M.M.,Wilcox D. P.Studies in development of clean steels. Part 2: Use of chemical analysis//Ironmaking & Steelmaking.- 1998.-v. 25.-№ 4.-P. 279-286.
29. Разработка ультравысокопрочной стальной проволоки. Т.Такахаим, Х.Сато, И.Очиан, Ниппон стил. Технический отчет № 53, апрель 1992-С. 101-106.
30. Hirashima N., Nishihara R., Takasaki Y. et al//Development of Process for Producing Extremely Low Carbon Steel at Nippon Steel, Yawata Works//La Revue de Metallurgie.-CIT.-Vol. 97 (3).-2000.-P. 309-315.
31. Губенко С.И. Неметаллические включения в стали. /Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В.-Д.: Арт-пресс, 2005.-536 с.
32. Ogawa K.Slag Refining for Production of Clean Steel// Proceedings of 143th & 144th Nishiyama Technical Symposium, (Tokyo, Osaka, Japan), Iron and Steel Institute of Japan, 1992.-P. 211-219.
33. B.Debiesme, Poissonnet I., Choquet P., Penet F. Steel Cleanliness at Sollac Dunkerque//Revue de Metallurgie-CIT.-Vol. 90 (3).-1993.-P. 387-394.
34. Goransson M., Reinholdsson F. Willman K. Evaluation of Liquid Steel Samples for the Determination of Microinclusion Characteristics by Spark-Induced Optical Emission Spectroscopy// I & S maker.-Vol. 26 (5).-1999.-P. 53-58.
35. Chakraborty S., Hill W. Improvement in Steel Cleanliness at Great Lakes No.2 ContinuousCaster// 78th Steelmaking Conference Proceedings.- Vol. 78.- Warrendale, PA: ISS, 1995.- P. 401-413.
36. Hansen T., Jonsson P.Some ideas of Determining the Macro Inclusion Characteristic during Steel-making// 2001 Electric Furnace Conference Proceedings, Vol. 59.- 2001.-P.71-81.
37. Явойский В.И., Близнюков С.А., Вишкарев А.Ф., Горохов Л.С. /Поведение кислорода и оксидных включений при кристаллизации и последующих охлаждениях стали // Сталь.-1975.- № 1.- С. 26-31.
38. Лузгин В.П. Кислород и механизм его влияния на свойства стали // Сталь.- 1999.-№ 10.- С. 22-26.
39. Ицкович Г.М. Неметаллические включения в стали // Сталь.- 1974.-№3.- С. 590-616.
40. Birat J.-P. Impact of steelmaking and casting technologies on processing and properties of steel//Ironmaking and Steelmaking.- 2001.- Vol. 28.- № 2.-P. 152-158.
41. Лузгин В.П., Близнюков С.А. Проблема кислорода и качества стали на пороге XXI века. // Труды Международной конференции, посвященной 90- летию В.И.Явойского, Киев - Днепропетровск, 1991, - С. 59-62.
42. Gao H. Source and Control Measures of Hydrogen, Nitrogen and Oxygen in Steel//Steelmaking (in Chinese).-Vol. 16 (2).- 2000.-P. 38-43.
43. Лузгин В.П., Качеван А.В., Близнюков А.С. Изменение содержания кислорода при внепечной обработке стали//Известия ВУЗов. Черная металлургия.-№1.-2001.-С.10-13.
44. А.М.Косырев, А.А. Иванов, О.А. Вальдман и др.Оценка содержания элементов раскислителей в прецизионном сплаве с помощью кислородных зондов//Черная металлургия.-1991.-№8.-С.41-42.
45. Beskow K., Jia J., Lupis C. H. P., Sichen D. Chemical characteristics of inclusions formed at various stages during the ladle treatment of steel// Ironmaking and Steelmaking.- 2002.- Vol. 2.- No. 6.- P.427-435.
46. Герман В.И., Добромиллов А.А., Саврасов А.И., Швецов А.Н. Стабилизация окисленности кипящей стали.-Сталь.-№6.-2000.- С. 28-30.
47. T.Lipiński, A. Wach. Size of Non-Metallic Inclusions in High-Grade Medium Carbon Steel. Archives of foundry engineering volume 14, issue 4/2014, 55-60
48. Dekkers R., Blanpain B., Wollants P. et al.Non-metallic inclusions in aluminium-killed steels// Ironmaking and Steelmaking.- 2002.-Vol. 29.- No. 6.-P. 437.
49. Yoon B.-H., Heo K.-H., Kim J.-S., Sohn H.-S.Improvement of steel cleanliness by controlling slag composition// Ironmaking and Steelmaking.- 2002.- Vol. 29.-No. 3.-P. 215 – 218.
50. Камкина Л.В. Вплив технологічних чинників на утворення неметалевих включень вуглецевої сталі та технологічні рекомендації по зниженню їх кількості./ Камкина Л.В., Безшкуренко О.Г., Сокур Ю.І., Надточій А.А., Манідін В.С. // Сучасні проблеми металургії. – 2014. - №17,- С.106-115.
51. Кислинг Р., Ланге Н. Неметаллические включения в стали.-М.:Металлургия,1968.-124 с.
52. Губенко С.И.Трансформация неметаллических включений в стали.-М.: Металлургия,1991.-225с.
- 53.Явойский В.И., Рубенчик Ю.И., Оленко А.П. Неметаллические включения и свойства стали. М.:Металлургия, 1980. - 176 с.

54. Э.Эльсмер, К.Х. Кнапп, Д.Амелинг и др. Шлаковые и оксидные включения при непрерывном литье стали//Черные металлы.-1977 -№ 23.-С. 17-22.
55. Кислородные зонды в сталеплавильном производстве/Лузгин В.П., Зинковский И.В., Покидышев В.В., Иванов А.А.-М.: Металлургия,1989 (Проблемы сталеплавильного производства).- 144с.
56. Pires J.C.S., Garcia A. Modification of oxide inclusions present in aluminium-killed low-carbon steel by addition of calcium //pires@fem.unicamp.br
57. Гаук Ф., Петшке Ю. Износ погружных стаканов и образование отложений глинозема при непрерывной разливке стали // Огнеупоры для МНЛЗ: конф. – М.: Металлургия, 1986.- С.62-75.
58. Сарычев А.В., Николаев О.А. и др. Опыт подготовки металла для разливки на сортовых МНЛЗ // Сталь. -2007. - №2. – С.44-45.
59. А.Н. Смирнов, А.В.Кравченко, А.П.Верзилов. Совершенствование методов моделирования и оптимизация параметров систем дозирования стали в кристаллизаторе слябовой МНЛЗ. Наукові праці ДонНТУ, 2011. Металургія Випуск 13 (194). С.98-107.
60. Preventions of Nozzle During Clogging the Continuous Casting of Al-Killed Steel / V.Yves, C.Bert, B.Bsrtea. // Steelmaking Conference Proceedings. – 2000. – P. 175-181.
61. Дюдкин Д. А. Особенности комплексной дії кальцію на властивості рідкої і твердої сталі // Сталь. - 1999. - № 1. - С. 20-25.
62. Dyson D. J., Rose A. J., Whitwood M.M.,Wilcox D. P.Studies in development of clean steels. Part 2: Use of chemical analysis//Ironmaking & Steelmaking.- 1998.-v. 25.-№ 4.-P. 279-286.

УДК 376.378

*Каракай О.С., Ісаєва Л.Є, Гришин В.С., Анісімов В.М., Лагун В.М.*

## Особливості одержання технічної вищої освіти особами із вадами слуху та їх працевлаштування. Досвід і перспективи

*Karakai O., Isaeva L, Hryshyn V, Anisimov V., Lagun V.*

### Features of obtaining technical higher education for people with hearing impairments and their employment

*У статті проаналізовано головні виклики, що постають перед освітянами під час супроводу інклюзивного навчання за технічними спеціальностями на прикладі Регіонального центру освіти інвалідів Національної металургійної академії України (м. Дніпро). Розглянуто системний підхід до навчання глухих і слабочуючих студентів за спеціальністю 131 - Прикладна механіка (освітня програма з технології машинобудування). Запропоновано комплекс заходів, які дозволяють адаптуватись студентам з особливими потребами до навчання в університеті, сформуванню адекватне освітнє середовище, успішно працевлаштуватись на підприємствах машинобудівного комплексу Придніпровського регіону.*

*Ключові слова: інклюзивна освіта, особа з особливими освітніми потребами,*

*The article analyzes the main challenges facing educators during the support of the process of inclusive education in technical specialties on the example of the Regional Center for Education of the Disabled of the National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro). Here the systematic approach to teaching deaf and hard of hearing students is considered in the specialty 131 - Applied Mechanics (educational program of mechanical engineering technology). A set of measures is proposed to allow students with special needs to adapt to study at the university, to form an adequate educational environment, to be successfully employed at the enterprises of the machine-building complex of the Dnieper region.*

*Key words: inclusive education, person with special educational needs*

#### ВСТУП

Невід'ємною частиною світової освіти на всіх рівнях є створення умов для навчання осіб з обмеженими можливостями – тобто інвалідів. Частка даних людей у світовому суспільстві складає від 7 до 10 % і щорічно зростає. Якісна освіта дозволяє знайти інвалідам своє місце у суспільстві, реалізувати свій творчий, особистісний, інтелектуальний потенціал [1,2].

В процесі отримання освіти особливу категорію складають особи з сенсорними вадами. Це обумовлено тим, що відсутність або обмеженість сенсорного аналізатора безпосередньо впливає на специфіку розвитку особистості, процеси її соціалізації, особливості сприйняття інформації, розвиток комунікативних здібностей. На всіх етапах навчання особи з сенсорними вадами, незалежно від типу навчального закладу, потребують цілісної системи навчально-виховної та реабілітаційної роботи. Необхідно також враховувати, що невідповідність форм і методів педагогічного впливу без урахування особливостей психофізичного розвитку людей з сенсорними вадами може створювати передумови для формування у них соціально-психологічної дезадаптації, девіантної поведінки [1,2].

У Стандартних правилах забезпечення рівних можливостей для інвалідів, які були прийняті резолюцією Генеральної Асамблеї ООН у 1993 році йдеться про те, що державам слід признати принцип рівних можливостей для отримання початкової, середньої, вищої освіти особами з особливими потребами [3]. Визнання нашою державою цього міжнародного документу підвищило увагу

суспільства до проблем дітей з особливостями психофізичного розвитку, заохочує до створення сприятливих умов для їхньої комплексної реабілітації а також до включення таких дітей вразливих категорій у систему сучасних суспільних відносин.

#### 2 ІНКЛЮЗИВНЕ НАВЧАННЯ У ЗАКЛАДАХ ВИЩОЇ ОСВІТИ УКРАЇНИ

Державна освітня політика у сфері розвитку інклюзії нині є не тільки вимогою часу, але, як вказувалось раніше, й одним із міжнародних зобов'язань [3]. Безумовно, впровадження інклюзивного навчання є позитивним моментом розвитку української системи освіти, оскільки з кожним роком все більша кількість осіб із особливими освітніми потребами має можливість здобувати знання та соціалізуватися у складному життєвому просторі.

У 2009 році Україна ратифікувала основні міжнародні документи щодо забезпечення прав дітей відповідно до світових стандартів освіти, соціального захисту й охорони здоров'я. Насамперед йдеться про статтю 24 Конвенції ООН про права людей із інвалідністю, згідно з якою держави-учасниці мають забезпечити втілення інклюзивної моделі освіти. Важливим кроком у розвитку інклюзивного навчання в Україні стало ухвалення у 2017 році закону «Про внесення змін до Закону України «Про освіту» щодо особливостей доступу осіб із особливими освітніми потребами до освітніх послуг». Після цього того ж року ухвалено нова версія Закону України «Про освіту», що закріпив право осіб із ООП здобувати освіту в усіх навчальних

|                |  |
|----------------|--|
| Каракай О.С.,  |  |
| Ісаєва Л.Є.    |  |
| Гришин В.С.,   |  |
| Анісімов В.М., |  |
| Лагун В.М.     |  |

зкладах незалежно від установаження інвалідності [4,5].

Нажаль, сьогодні основні зусилля держави щодо інклюзії спрямовані на її упровадження здебільшого в закладах загальної середньої освіти. Так, станом на 1 січня 2020 року в інклюзивних класах навчалося 19 345 учнів із ООП, що в 7 разів більше, ніж 5 років тому. Водночас, за даними Міністерства освіти і науки України, у закладах професійної, професійно-технічної і вищої освіти інклюзивне навчання запроваджено тільки 2019-2020 навчального року. У зазначений період інклюзивно здобували освіту 1 312 студентів із ООП. За даними Державної служби статистики України, на початку 2019-2020 навчального року у коледжах, технікумах, училищах навчалося 3 274 особи з особливими освітніми потребами, а в університетах, академіях, інститутах – 10 714 таких студентів [4]. Із наведеного можна зробити висновок, що впровадження інклюзивної освіти у ЗВО знаходиться на недостатньому рівні.

Така ситуація, на мій погляд, склалася тому, що в Україні традиційно давно була прийнята система інклюзивного навчання, де діти з обмеженими можливостями здобували освіту у спеціальних загальноосвітніх навчальних закладах. Дана система досі залишається провідною. Що стосується інтегрованих форм навчання дітей з обмеженими можливостями, то вони впроваджені на рівні експерименту. Існують декілька форм інтеграції дітей з ООП у загальноосвітній простір: географічна, соціальна, функціональна, зворотна, спонтанна або неконтрольована інтеграція [6].

Для України типовою є неконтрольована інтеграція, коли діти з особливими потребами, в тому числі з сенсорними вадами, вчать у масових загальноосвітніх школах без отримання особливої допомоги. Як правило, ці діти та їх батьки знаходяться на одинці зі своїми проблемами.

Також важливою соціальною проблемою вищої освіти інвалідів з сенсорними вадами є їх підготовка до навчання у ЗВО. Нажаль, в Україні не існує регіональних структур, які б займалися даним питанням. Враховуючи традиційне отримання інвалідами середньої освіти в системі спеціальних загальноосвітніх навчальних закладах та відсутність спеціального супроводження при навчанні інвалідів в масовій загальноосвітній школі, необхідність введення довузівської навчально-адаптаційної програми є просто очевидним. Її відсутність робить принцип доступності вищої освіти для інвалідів в нашій державі більш декларативним, ніж реальним.

### 3 ДОСВІД ОДЕРЖАННЯ ТЕХНІЧНОЇ ВИЩОЇ ОСВІТИ ОСОБАМИ ІЗ ВАДАМИ СЛУХУ

#### 3.1 Організація учбового процесу

Національна металургійна академія України з 2002 року створює умови для отримання вищої освіти особами з фізичними вадами. На її базі у 2004 року було створено Регіональний центр освіти інвалідів (РЦОІ). В задачі РЦОІ входить створення умов для навчання осіб з інвалідністю за слухом та зором, їх методична та психологічна підтримка, соціальна інтеграція в суспільство даної категорії громадян. Особлива увага приділяється одержанню інженерно-технічної освіти, оскільки саме навчання за даними спеціальностями враховує зазначені сучасного ринку праці, фізичні можливості осіб із інвалідністю, рекомендації українських товариств сліпих і глухих, у системі яких працює ряд спеціалізованих підприємств.

Порівняльні дослідження рівня розвитку інтелекту й ерудиції, знань з математики і фізики учнів Дніпровської вечірньої середньої школи для глухих і слабочуючих, а також старшокласників середньої загальноосвітньої школи, які було проведено фахівцями РЦОІ, показали, що більшість молодих людей з порушеннями слуху, так само, як і їхні здорові однолітки, за рівнем розвитку інтелекту здатні продовжувати освіту у ЗВО. В той же час рівень ерудиції і знань по предметах в обсязі середньої школи у цієї категорії молоді вкрай низький [1]. Вважаємо, що навчання студентів з вадами слуху відбувалося б більш ефективно при наявному так званого підготовчого відділення, де не тільки відбувається корекція знань абітурієнтів в обсязі загальноосвітньої середньої школи, але і їх соціальна адаптація.

Навчання студентів із вадами слуху організовано за системою: на першому курсі вони займаються в окремих групах, з другого по четвертий курс – у загальному студентському потоці в супроводі перекладача-дактилолога з проведенням практичних занять в окремих групах, на п'ятому курсі наші студенти навчаються в загальних групах без супроводу перекладача, але вони завжди мають можливість звернутися за допомогою до перекладачів центру. Проведення учбового процесу на початкових курсах представлено на рис. 1.



Рисунок 1 – Учбовий процес на початкових курсах

Важливим є також врахування особливості навчання глухих і слабчуючих студентів. У них механічне запам'ятовування навчального матеріалу переважає над осмисленим запам'ятовуванням, недостатньо розвинена зв'язна мова, обмежений словниковий запас, ускладнено вираження своїх думок у словесній формі. Часто виникають труднощі при необхідності виділити головне в тексті, зробити умовивід за змістом тексту, перейти від тексту задачі до наочного представлення її змісту, встановити закономірності, логічні зв'язки між поняттями. Іноді глухі студенти соромляться говорити. З огляду на ці особливості на перших курсах навчання студентам із вадами слуху читаються корисні курси (як нам відомо, єдині в Україні) "Розвиток і корекція

зв'язного мовлення", "Розвиток логічного мислення", "Жестове мовлення".

У глухих студентів обмежені можливості конспектування, оскільки вони постійно повинні бачити викладача і сурдоперекладача. Тому, спеціально для глухих студентів викладачі розробляють адаптовані методичні вказівки, на лекції готують короткі конспекти на паперових та електронних носіях, обов'язково проводять словникову роботу з розбору складних слів. Для максимально наглядної подачі інформації використовується мультимедійна техніка і сенсорні екрани. На рис. 2 показано використання студентами із вадами слуху методичної літератури у паперовому вигляді.



Рисунок 2 - Робота студентів із вадами слуху з методичною літературою у паперовому вигляді.

Дуже корисною, як на наш погляд, є робота у групах особистісного розвитку, де створюються такі умови, в яких студенти відкривають для себе

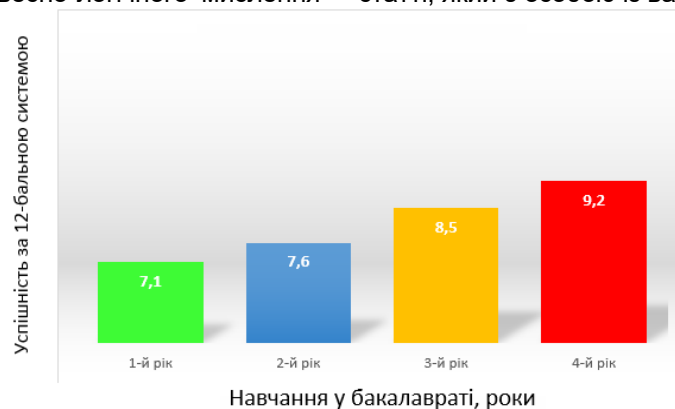
нові, більш ефективні форми поведінки, спробувати їх у безпечному середовищі та перенести ці навички у своє життя (рис. 3).



Рисунок 3 – Робота у групах особистісного розвитку

На початку навчального року і після його завершення студенти з особливими потребами проходять спеціальне тестування, яке показує динаміку зростання словесно-логічного мислення

за математичними та вербальними методиками. На діаграмі рис. 3.4 показана динаміка успішності навчання в бакалавраті одного із співавторів даної статті, який є особою із вадами слуху.



Навчання у бакалавраті, роки

Рисунок 4 – Динаміка успішності навчання в бакалавраті студента із вадами слуху Волобуєва В.О.

Як видно із діаграми рис.4, успішність на перших двох курсах студента Волобуєва В.О. була мінімальною і складала у середньому 7,1 та 7,6 бали відповідно за дванадцятибальною системою. На старших курсах спостерігалось стрімке зростання рівня успішності до 8,5 та 9,2 балів відповідно. Така картина є типовою і ще раз вказує на необхідність адаптаційного періоду на молодших курсах і користь навчання на старших курсах за змішаною системою.

### 3.3 Адаптація до майбутньої професії

Адаптація до майбутньої професії є найважливішим і завершальним етапом всього навчання. Робота на діючих технологічних і машинобудівних підприємствах для осіб із вадами слуху завжди була малодоступною, окрім невеликої кількості

підприємств, які входять до Всеукраїнської організації осіб з інвалідністю зі слухом «Українське товариство глухих».

Сьогодні в Україні 2,6 мільйона людей живуть з інвалідністю, більше ніж половина з них у працездатному віці. Працює наразі кожен третій із тих, хто перебуває у працездатному віці. На жаль, не всі можуть скористатися своїм правом на працю, оскільки на їхньому шляху до роботи постають архітектурні, транспортні, комунікаційні та психологічні бар'єри [7].

Стримувальними чинниками є також як недостатня поінформованість роботодавців щодо різних аспектів працевлаштування та зайнятості людей з інвалідністю, так і їх упереджене ставлення до цієї категорії працівників.

В основі негативного ставлення до людей з інвалідністю лежать стереотипи та упередження, які мають мало спільного з реальністю. У табл. 3.1 наведено тільки основні.

Таблиця 3.1 - Міфи та реальність щодо працівників з інвалідністю [7]

| Міфи  | Правда  |
|---|---|
| Інваліди можуть виконувати тільки некваліфіковану роботу або недостатньо кваліфіковано виконують свої функціональні обов'язки.  | Серед осіб із інвалідністю чимало висококваліфікованих професіоналів - юристів, економістів, ІТ-спеціалістів.   |
| Працівники з інвалідністю часто й тривалий час відсутні на робочому місці.  | Оскільки працівникам з інвалідністю складніше знайти роботу, вони її більше цінують, менше відлучаються з робочого місця і відповідальніше виконують свої обов'язки. Навчаючись у виші, студенти із інвалідністю не пропускають занять. |
| Для пересування людей з інвалідністю на території підприємства чи організації потрібні спеціальні ліфти, пандуси, а робоче місце необхідно обов'язково переобладнати. | Аж ніяк не для всіх працівників з інвалідністю потрібно спеціально облаштовувати робоче місце. Наприклад, для осіб із вадами слуху достатньо перерозподілити функції чи змінити графік роботи.  |

Люди з інвалідністю можуть бути такими ж ефективними працівниками, як і всі інші, якщо при працевлаштуванні врахувати стан їхнього здоров'я та уважно поставитися до підбору професії, місця роботи й робочих функцій. При цьому працевлаштування дасть людині не лише зарібок, а й інші блага такі як спілкування, можливість самореалізації та кар'єри, певний соціальний статус, наповненість життя тощо.

Зрозуміло, що, при працевлаштуванні осіб із вадами слуху, роботодавцям необхідно враховувати деякі особливості і протипоказання. Це навантаження на

вестибулярний аналізатор, шум, вібрації, знижена і підвищена температура, запиленість, підвищена вологість, підвищений рівень шуму.

Працівники з порушеннями слуху не можуть бути зайнятими на роботах, де про аварійні ситуації попереджає звукова сигналізація, та в цехах, де транспортні засоби використовують звукову сигналізацію, а також на роботах в умовах інтенсивного шуму та локальної виробничої вібрації. При вестибулярній дисфункції не можна розташовувати робочі місця на

висоті, без достатнього освітлення, біля механізмів, що рухаються, електрообладнання.

На наш погляд, найбільш пристосованою до умов праці осіб із вадами слуху є технічна спеціальність 131 – Прикладна механіка (за освітньою програмою з технології машинобудування).

По-перше, підготовка фахівців відбувається на однойменній кафедрі технології машинобудування, яка за роки свого існування з 1956 року підготувала більше ніж 5000 висококваліфікованих фахівців і має викладацький склад, спроможний працювати зі студентами з особливими потребами.

По-друге, на кафедрі студенти вивчають прогресивні технології обробки матеріалів, інноваційне обладнання, оснащення, інструменти, комп'ютерне 3D моделювання просторових форм, ІТ-технології у машинобудуванні та ін.

По-третє, в учбовому процесі задіяне сучасні обробні центри ведучої верстатобудівної компанії HAAS Automation IncС, США, комплекси швидкого прототипування та лазерного різання, робототехнічні системи (рис. 5).



Рисунок 5 – Учбовий процес на кафедрі технології машинобудування

Також на кафедрі працює Учбово-виробничий центр інноваційних технологій в рамках договору з компанією DELCAM (Велика Британія), яка є ведучим світовим розробником CAD/CAM-систем.

Студенти мають можливість проводити наукові дослідження в лабораторіях механічної, струминно-абразивної, електроерозійної, магнітно-

електроімпульсної обробки матеріалів, а також на базі учбово-дослідницького центру з аналізу фізико-механічних, триботехнічних властивостей поверхонь деталей машин та приймати участь у олімпіадах, всеукраїнських та міжнародних конкурсах, стажуванні у провідних ЗВО світу (рис. 6).

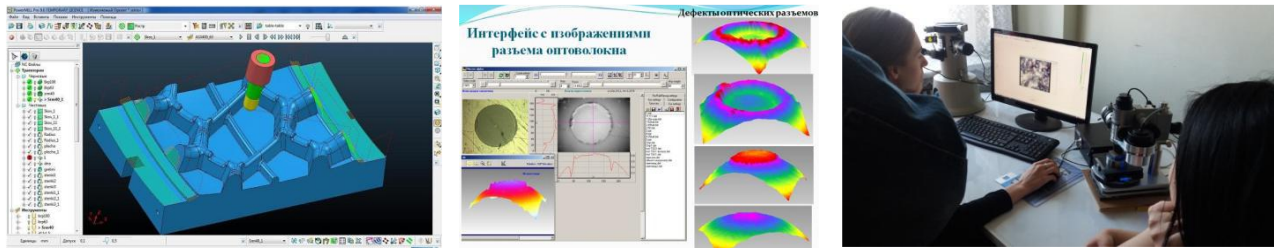


Рисунок 6 – Дослідження студентів із вадами слуху та їх результати

Випускники кафедри отримують сучасну фахову підготовку в галузі комп'ютеризованих і робото технічних технологій, інформаційного забезпечення та інженерії мехатронних систем у машинобудуванні і можуть працювати в таких галузях як авіа- і ракетобудування, важке машинобудування, інструментальне виробництво, менеджмент і маркетинг металорізального обладнання та ін.

Після закінчення ЗВО всі бажаючі студенти мають можливість працевлаштуватись на машинобудівних підприємствах Придніпровського регіону, таких як ПрАТ «Дніпровський агрегатний завод», ДВО «Південмаш» ім. О.М. Макарова, ДКБ «Південне» ім. М.К. Янгеля та ін. Є можливість працювати у конструкторському або технологічному відділі, приймати участь у виробничому процесі а також займатись менеджментом або маркетинговою діяльністю.

## ВИСНОВКИ

1. На наш погляд, навчання студентів з вадами слуху відбувалось би більш ефективно при наявності підготовчого відділення, де не тільки здійснюється корекція знань абітурієнтів в обсязі загальноосвітньої середньої школи, але і їх соціальна адаптація.

2. Стосовно технічної освіти та працевлаштування, можна впевнено сказати, що люди з інвалідністю можуть бути такими ж ефективними працівниками, як і всі інші, якщо при працевлаштуванні врахувати стан їхнього здоров'я та уважно поставитися до підбору професії, місця роботи й робочих функцій. При цьому працевлаштування дає людині не лише заробіток, а й інші блага такі як спілкування, можливість самореалізації та кар'єри, певний соціальний статус, наповненість життя тощо.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Гришина, О.М. Одержання вищої освіти інвалідами по слуху. Проблеми і перспективи [Текст] / О.М. Гришина // Тези доповіді конференції МОН ЦПУТОГ, 2006, С. – 82-83.
2. Гришина, О.М. До проблеми інтегрованого навчання студентів з сенсорними вадами у вищому навчальному закладі: законодавчі та організаційні аспекти [Текст] / О.М. Гришина, В.В. Марченко // Вища освіта України. Тематичний випуск "Вища освіта України у контексті інтеграції до європейського освітнього простору". Збірник наукових праць. ІВП АПН України, м. Київ – Додаток 3, том IV (11). – 2008. – С. 270-275.
3. Стандартные правила обеспечения равных возможностей для инвалидов. Приняты резолюцией 48/95 Генеральной Ассамблеи ООН. [Электронный ресурс]. Режим доступа: <https://www.un.org/russian/document/convents/disabled.htm> Правило 6.
4. Шевчук, Г.Й. Инклюзивна освіта у вищій школі: виклики та перспективи [Текст] / Г.Й. Шевчук // Академічні студії. Серія «Педагогіка». -2021.- Вип. 3, 2. – С. 151-157. (DOI <https://doi.org/10.52726/as/pedagogy/2021.3.2.23>).
5. Закон України «Про освіту». *Відомості Верховної Ради (ВВР)*. 2017. № 38-39. Ст. 380 [Електронний ресурс]. Режим доступу : <https://zakon.rada.gov.ua/laws/show/2145-19>.
6. Чані Івона. Досвід втілення положень про освіту для дітей з особливими потребами в країнах Центральної Європи [Текст] / переклад з англ. Андрія Кононенка. – Київ: Міжнародний фонд «Відродження», Інститут відкритого суспільства – Будапешт.
7. Працевлаштування та зайнятість людей із інвалідністю: Довідник для роботодавців/ Упорядн. Семігіна Т.В., Іванова О.Л., 2010. —140 с.

УДК 669.131.2:621.771.07

Полякова Н.В., Бойко М.М., Журавльова С.В.

**Контроль експлуатаційної стійкості валків гарячої прокатки з високохромистих чавунів та швидкорізальних сталей**

Polyakova N.V., Boyko M.M., Zhuravlova S.V.

**Control of operating resistance of hot rolling rolls from high chromic cast iron and highspeed steel**

**Мета.** Власивістю, що визначає якість матеріалів робочого шару прокатних валків вважається їх зносостійкість. Однак в умовах гарячої прокатки на її стабільність можуть вплинути такі властивості як корозійна стійкість та термостійкість. Поширеними матеріалами для виконання прокатних валків гарячої прокатки є білий високохромистий чавун та швидкорізальна сталь, питанням термостійкості яких у сучасній літературі не приділено достатньо уваги. Метою роботи є контроль якості високохромистого чавуну та швидкорізальної сталі як матеріалів валків гарячої прокатки за рахунок оцінки їх термостійкості. **Методика.** Експериментальні зразки високохромистого чавуну марки ІЧХ16НМФТ та швидкорізальної сталі марок Р5М5 та Р6М5 були піддані термоциклуванню за режимом: 200 циклів нагрівання до 600°C та охолодження до 20°C. Після випробувань оцінювали зміни мікроструктури та мікротвердості структурних. **Результати.** Представлені результати дослідження схильності матеріалів, що застосовуються для виробництва прокатних валків, до руйнування, викликаного термічною втомою. Досліджено умови зародження та зростання тріщин термічної втоми у білому високохромистому чавуні, оцінені структурні зміни, що відбуваються при термоциклуванні. На поверхні зразків білого високохромистого чавуну у процесі випробувань було виявлено утворення макро- та мікротріщин термічної втоми. Мікротріщини проходять по евтектичних карбїду, значною мірою поширюючись на залишковий аустенїт, по межі розділу карбїду з продуктами розпаду аустенїту. На поверхні зразків швидкорізальної сталі в описаних умовах випробувань тріщиноутворення не спостерігалось. Внаслідок термоциклування білого високохромистого чавуну відбувається зниження мікротвердості металевої матриці, а мікротвердість евтектичного карбїду у порівнянні з вихідним литим станом збільшується. Мікротвердість структурних складових швидкорізальної сталі змінюється менш істотно. **Наукова новизна.** Встановлено механїзм впливу термоциклування білого високохромистого чавуну та швидкорізальної сталі на зносостійкість робочого шару прокатних валків з цих матеріалів. **Практична значущість.** Відбувається зниження зносостійкості прокатних валків з робочим шаром з високохромистого чавуну в литому стані внаслідок термовтомного руйнування під час експлуатації в умовах гарячої прокатки. Підвищити термостійкість високохромистого чавуну ІЧХ16НМФТ можна, за рахунок застосування спеціальних методів термообробки, спрямованих на отримання бейнітної структури металевої матриці. Рекомендується враховувати показники термостійкості матеріалів прокатних валків гарячої прокатки як додатковий критерій контролю їх якості.

**Ключові слова:** високохромистий чавун, швидкорізальна сталь, прокатні валки, термічна втома, термоциклування.

**Purpose.** High chromium cast iron and high speed steel are used for rolling mill rolls production. In hot rolling processes tool's failure can be result from the combination of thermo-mechanical and chemical damage. A better knowledge of thermal fatigue destruction mechanisms in this material could be useful for a better appreciation of its service behaviour and lifetime. **Methodology.** The experimental spesimens of high chromium cast iron and high speed steel were tested by mode: 200 cycles the heating to 600°C and cooling to 20°C. The changes in the microstructure and microhardness of structural components after tests are evaluate. **Findings.** The results of studies of materials used for rolling mill rolls production tendency to the destruction caused by thermal fatigue are presented. The influence thermal cycling on structure and properties high chromium cast iron and high speed steel was investigated. The tendency of white cast iron to thermal fatigue damage was shown. Peculiarities of thermal cracks nucleation and growth were studied. Microhardness of structural components after the tests was measured. The structural changes that occur during thermal cycling were analyzed. **Originality.** The mechanism of influence of thermal cycling of white high chromium cast iron and high speed steel on wear resistance of a working layer of rolled rolls from these materials is established. **Practical value.** It may be recommended to take into account thermal stability of materials hot rolling mill rolls as an additional criterion of quality.

**Keywords:** high chrome cast iron, high speed steel, rolling mill rolls, thermal fatigue, thermal cycling.

**Вступ**

Гаряча прокатка листа здійснюється з використанням у технологічному процесі двохшарових прокатних валків. Для досягнення необхідних технологічних властивостей часто робочу частину (бочку валка) виготовляють із зносостійких матеріалів, а вісь валка – з конструкційної сталі з необхідними характеристиками міцності. Матеріалами для

виготовлення робочої поверхні валків можуть бути білий високохромистий чавун та швидкорізальна сталь.

**Аналіз літературних даних та постановка проблеми**

Критерієм якості матеріалів, що застосовуються для формування робочого шару прокатних валків,

|                 |  |
|-----------------|--|
| Полякова Н.В.,  |  |
| Бойко М.М.,     |  |
| Журавльова С.В. |  |

є високі показники їх зносостійкості [1], яким повною мірою відповідають швидкорізальні сталі та білі високохромисті чавуни. Це зумовлено, насамперед наявністю у їх хімічному складі карбидоутворюючих елементів, зокрема – хрому. Раніше дослідження були спрямовані головним чином на досягнення показників зносостійкості цих матеріалів шляхом отримання раціональної структури, що їх забезпечує [2,3]. Нині є тенденція до розширення кола досліджуваних якостей матеріалів, з урахуванням конкретних умов їх експлуатації через те, що останні прямо чи опосередковано впливають формування та/або зміну їх структури і, відповідно, збереження високих показників зносостійкості готових виробів [4-6].

Так, прокатні валки гарячої прокатки працюють у складних експлуатаційних умовах, що включають, окрім механічних навантажень, нагрівання тонкого поверхневого шару валка під час його контакту з металом до температур 600 °С і вище, та подальшого різкого охолодження водою до 50-150 °С [7]. Часто при цьому спостерігається високотемпературне окиснення поверхні валків, що може супроводжуватися погіршенням низки їх технологічних характеристик, зокрема зносостійкості. Деформація, викликана температурними полями може призводити до появи внутрішніх напруг у сплавах [8]. При змінному, циклічно повторюваному впливі високих температур, що чергується з різкими охолодженнями, сплави можуть піддаватися термічній втомі руйнуванню, пов'язаному з накопиченням залишкових термічних напруг в їх структурі. Кінцевим етапом цього виду руйнування є утворення термовтомних тріщин, яке може призводити до поступового погіршення опору зносу або навіть різкого виходу виробів з ладу [9]. У зв'язку з цим важливою технологічною характеристикою матеріалів робочого шару прокатних валків є здатність протистояти руйнуванню в наслідок термічної втоми, тобто. їх термостійкість. Відомо, що прокатні валки з високохромистого чавуну схильні до тендітного руйнування, причому більшою мірою, ніж валки, виготовлені з швидкорізальної сталі [10]. Значною мірою це пов'язано із сильною текстурованістю структури та високим вмістом міцних, але малопластичних карбідів.

Великий вміст дорогих легуючих елементів зумовлює високу вартість швидкорізальної сталі, у зв'язку з чим застосування високохромистого чавуну може бути більш економічним за досить тривалого терміну експлуатації прокатного валка.

### Мета і завдання досліджень

Метою цього дослідження було контроль якості матеріалів з урахуванням експериментального вивчення термостійкості білих високохромистих чавунів марки ІЧХ16НМФТ і швидкорізальних сталей марок Р6М5 і Р5М5, тобто. здатність цих сплавів протистояти термічній втомі та руйнуванню під впливом циклічних термічних навантажень.

### Матеріали та методи дослідження

Для випробувань на термостійкість були виготовлені металеві зразки з високохромистого чавуну марки ІЧХ16НМФТ і сталі швидкорізальної марок Р6М5 і Р5М5.

Чавунні зразки були з поверхневої частини експериментальної виливки, що моделює прокатний валок, отриманої методом відцентрового лиття. Зовнішній шар виливка – білий високохромистий чавун, внутрішній шар – сірий нелегований чавун.

Зразки швидкорізальної сталі були вирізані з експериментальних заготовок, отриманих: литтям з подальшою деформацією, а також електрошлаковою наплавкою швидкорізальної сталі на стрижень сталі марки 40Х.

Форма металевих зразків – паралелепіпед з розмірами сторін 15x10x5 мм. Хімічний та фазовий склад зразків чавуну та сталі у вихідному стані характеризують дані, наведені відповідно в [11,12,13].

Металеві зразки випробовували протягом 200 циклів послідовного нагрівання та охолодження. На кожному з циклів зразки піддавали нагрівання до 600°С попередньо розігрітої муфельної лабораторної печі марки СНОЛ 2.4.2 /12,5I2 протягом 3 хв і подальшому охолодженню в проточній воді протягом 30-45 сек.

Мікроструктуру зразків до і після випробувань вивчали за допомогою мікроскопа «Neophot-21» у кілька етапів – безпосередньо після термоцикування, потім після легкої механічної обробки, що проводиться для зняття продуктів корозії, і, нарешті, після травлення зразків у 5% спиртовому азотному розчині. Етапність вивчення мікроструктурних показників зроблено у зв'язку з тим, що під час ретельної механічної обробки поверхні або при надмірному травленні міг бути знятий шар металу з мікротріщинами. Мікротвердість фаз та структурних складових визначали за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3 .

### Результати дослідження

Детальні результати випробувань термостійкості зразків із високохромистого чавуну марки ІЧХ16НМФТ наведено у попередніх роботах [14, 15].

Так, при візуальному огляді поверхні зразків білого високохромистого чавуну у процесі випробувань було виявлено утворення макротріщин. Перші видимі неозброєним оком тріщини з'явилися після 25-30 циклів теплосмін. Виходячи з умов утворення, вони були ідентифіковані тріщини термічної втоми.

Після 100 циклів теплосмін при збільшеннях від х60 до х200 було вивчено морфологію термовтомних тріщин. Після 200 циклів теплосмін при збільшеннях х400 – х1000 була спроба визначення місць

зародження тріщин, напрями та швидкості їх поширення на поверхні та вглиб зразків.

Після перших 100 циклів теплосмін подальшого утворення нових тріщин не спостерігалось. Мали місце лише зростання, поглиблення та поширення тріщин. Це узгоджується з теорією [9], згідно з якою зародження всіх термоусталостних тріщин, що утворюються, відбувається вже під час першої теплозміни, а подальшому, при продовженні термоциклування, відбувається лише зростання, поглиблення і поширення тріщин.

Мікроструктурні дослідження виявили утворення як широких, трохи розгалужених магістральних тріщин, видимих неозброєним оком, так і сітки мікротріщин, що ледь помітні на непідготовленій поверхні при невеликих збільшеннях. Зростання магістральних тріщин відбувається за довжиною зразків - від країв до центру граней. Ширина розкриття тріщин залежить від багатьох факторів, у тому числі, від можливості протікання корозійних процесів за хімічним та електрохімічним механізмом. Глибина тріщин залежить, головним чином, від величини залишкової напруги в металі [9]. Мікротріщини проходять евтектичним карбідом, значною мірою поширюючись на залишковий

аустеніт, по межі розділу карбиду з продуктами розпаду аустеніту, іноді перетинаючи продукти розпаду аустеніту. Це узгоджується з теорією про зони пружної та пластичної деформації [9].

На поверхні зразків швидкорізальної сталі в описаних умовах випробувань тріщиноутворення не спостерігалось. Це може бути пов'язано з меншою кількістю карбідів у структурі зразків, на межах та в обсязі яких відбувалося зародження тріщин у високохромистому чавуні, іншою їхньою морфологією та більшою дисперсністю.

В результаті випробувань термічної втоми відбулася зміна структури: суттєва у зразках білого високохромистого чавуну та незначна у зразках швидкорізальної сталі, що було виявлено мікроструктурними дослідженнями та показано на рисунках 1 - 2.

На рисунку 1а представлена ділянка макротріщини, яка розташовується в області продуктів розпаду аустеніту. Її утворення викликане напругою, обумовленою об'ємними змінами при перекристалізації аустеніту. На рисунку 1б чітко видно мікротріщини, що проходять по евтектичному карбиду.

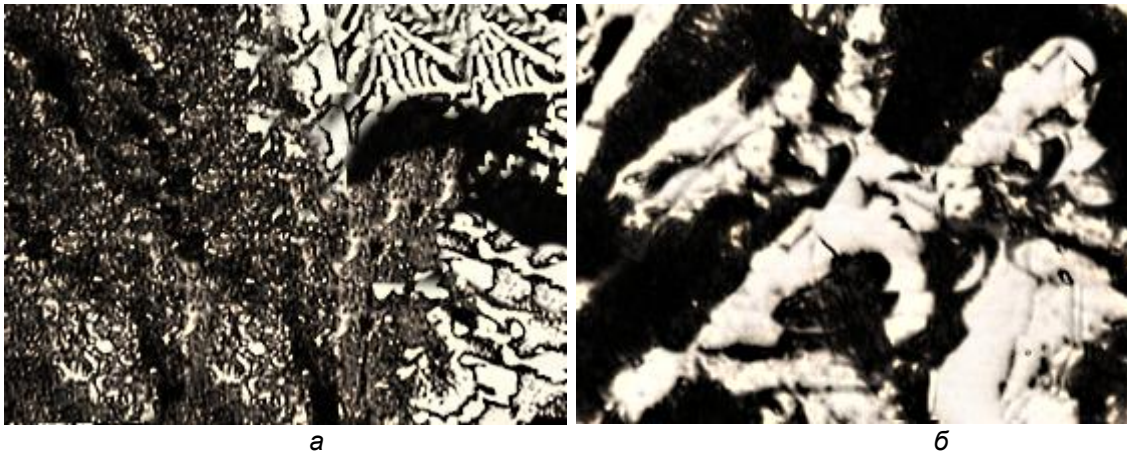


Рис. 1. Мікроструктура термовтомної макротріщини на зразку чавуну, х400 (а) та мікротріщини (б); х1000

На рисунку 2 показана структура швидкорізальної сталі після термовтомних випробувань. На відміну від високохромистого чавуну макро- і мікротріщини у структурі були не виявлені. Значної зміни структури зразків під дією термоциклічних навантажень не відбулося.

Механічні характеристики матеріалів, зокрема їх мікротвердість, також зазнають змін при термоциклуванні. Значення мікротвердості структурних складових білого високохромистого чавуну та швидкорізальної сталі до і після випробувань представлені в таблиці 1

Дані таблиці 1 свідчать, що в результаті термоциклування білого високохромистого чавуну відбувається зниження мікротвердості металевої матриці, а мікротвердість евтектичного карбиду в порівнянні з вихідним литим станом збільшується. Це пов'язано, ймовірно, з перерозподілом легуючих елементів між фазами та структурними складовими, обумовленому фазовими перетвореннями та структурними змінами чавуну при термовтомних випробуваннях. Описані процеси, своєю чергою, призводять до зниження зносостійкості чавуну.

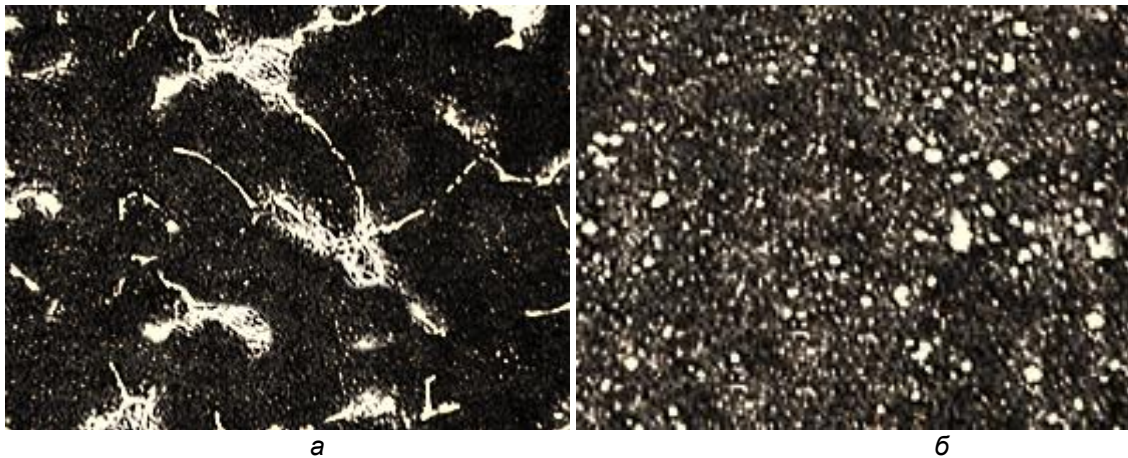


Рис. 2. Мікроструктура зразків швидкорізальних сталей після випробувань: P5M5, ЕШН – а; P6M5 - б; x400

Зразкам швидкорізальної сталі притаманні менш істотні зміни мікротвердості структурних складових: Незважаючи на суттєве зниження мікротвердості металевої матриці, мікротвердість карбідів залишилася практично незмінною. Це дає

підстави припустити більшу стабільність зносостійкості швидкорізальної сталі в порівнянні з високохромистим чавуном під впливом термоциклічного навантаження.

Таблиця 1

Мікротвердість структурних складових зразків чавуну та сталі

| Тип зразків           | Мікротвердість, МПа |                   |                |                   |
|-----------------------|---------------------|-------------------|----------------|-------------------|
|                       | металевої матриці*  |                   | карбідів       |                   |
|                       | до випробувань      | після випробувань | до випробувань | після випробувань |
| Високохромистий чавун | 6350 / 6921         | 4980 / 3512       | 7251           | 9125              |
| Швидкорізальна сталь  | - / 5874            | - / 3798          | 6854           | 6745              |

\*Через дріб наведено значення мікротвердості для світлотравних (у чисельнику) і темнотравних (у знаменнику) продуктів розпаду аустеніту.

#### Обговорення результатів

Грунтуючись на результатах дослідження, можна припустити, що під час експлуатації в умовах гарячої прокатки, прокатні валки, з робочим шаром з високохромистого чавуну в литому стані, демонструватимуть меншу довговічність, ніж валки зі швидкорізальної сталі, що обумовлено можливістю зниження їхньої зносостійкості в результаті руйнування через термічну втоми.

Підвищити якість робочого шару валків гарячої прокатки з високохромистого чавуну ИЧХ16НМФТ за критерієм його термостійкості можна, ймовірно, рахунок застосування спеціальних методів термообробки, спрямованих отримання бейнітної структури металевої матриці [16].

Виходячи з отриманих результатів, можна рекомендувати враховувати показники термостійкості матеріалів прокатних валків гарячої прокатки як додатковий критерій їх якості.

#### Висновки

1. Білий високохромистий чавун марки ИЧХ16НМФТ має схильність до утворення

термовтомних тріщин більшою мірою ніж швидкорізальна сталь марок P6M5 і P5M5.

2. За перерізом зразків білого високохромистого чавуну за 20-30 циклів теплозмін утворюються макротріщини термічної втоми, видимі неозброєним оком. При тій же кількості циклів теплозмін макротріщини на зразках зі швидкорізальної сталі не утворюються.

3. У процесі термовтомних випробувань на поверхні зразків із високохромистого чавуну утворюються мікротріщини як по межі поділу продуктів розпаду аустеніту з евтектичними колоніями, так і в об'ємі первинних дендритів перетвореного аустеніту. У зразках із швидкорізальної сталі зміни мікроструктури не супроводжуються утворенням мікротріщин.

Таким чином, тривалість експлуатації прокатних валків, виготовлених з високохромистого чавуну, буде меншою, ніж валків із швидкорізальної сталі. Продовжити термін експлуатації валків із високохромистого чавуну можна за рахунок застосування спеціальних методів термообробки.

#### Бібліографічний опис

1. Медовар Л. Б. Проблемы и перспективы производства современных прокатных валков / Л. Б. Медовар, В. К. Грановский // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2001. – № 4. – С. 22-24.

2. Hot friction and wear behaviour of high speed steel and high chromium iron for rolls. M. Pellizzari <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164809002208> - cor1, <mailto:Massimo.Pellizzari@ing.unitn.it> D. Cescato, M.G. De Flora. 17th International Conference on Wear of Materials 15 June 2009, Las Vegas, USA // Wear. Volume 267, Issues 1–4, pp. 467-475. <http://www.sciencedirect.com/science/journal/00431648/267/1>
3. Microstructural, mechanical and tribological characterisation of roll materials for the finishing stands of the hot strip mill for steel rolling M. Nilssona, b, <mailto:mnn@du.se> M. Olssona, Wear Volume 307, Issues 1–2, (30 September 2013), pp. 209-217. <http://www.sciencedirect.com/science/journal/00431648/307/1-2>
4. Microstructure And Erosion-Corrosion Behaviour Of As-Cast High Chromium White Irons Containing Molybdenum In Aqueous Sulfuric-Acid Slurry. S. Imurai<sup>1</sup>, Ch. Thanachayanont, J.T.H. Pearce, T. Chairuangri<sup>1</sup>. Archives of Metallurgy and Materials. , Volume 60, Issue 2 (August 2015), Pages 919-923. <http://www.ache.org.rs/HI/>
5. High Temperature Oxidation Investigation of Hot Roll Material with High-Speed Steel L. Hao, Z. Y. Jiang, Z. X. Chen, D. B. Wei, X. W. Cheng, S.Z. Luo, L. Z. Jiang, M. Luo, L. Ma, Advanced Materials Research, Vol. 1095 (Mar. 2015), pp. 130-134. <http://www.scientific.net/AMR.1095.130>
6. Thermal cracking of multicomponent white cast iron C. R. S. da Silva; M. Boccalini Materials Science and Technology Volume 21, Issue 5 (01 May 2005), pp. 565-573. <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/174328405X21012>
7. Improvement of the work roll performance on 2050 mm hot strip mill at ISCOR VANDERBIJLPARK / R.J. Skoczynski, G. Walmag, J.P. Breyer // International ATS Steelmaking Conference . – Paris (France). – 2000. – P. 105-112. <http://www.mkb.be/abstracts/14.htm>
8. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов: В двух частях. Я.Б. Фридман /«Машиностроение». – М., 1974. – Часть вторая: Механические испытания. Конструкционная прочность. – 368 с.
9. Дульнев Р.А. Термическая усталость металлов. Дульнев Р.А., Котов П.И. – М.: Машиностроение, 1980. – 200с.
10. Будагьянц Н.А. Литые прокатные валки., Н.А. Будагьянц, В.Е. Карский– М.: Металлургия. – 1983. – 175 с.
11. Куцова В.З. Закономірності структуроутворення та кінетики фазових перетворень в чавуні ІЧХ16НМФТ / В.З. Куцова, О.В. Швець, А.Ю. Куцов, М.А. Ковзель // МОМ. – 2002. – №1-2. – С.10-17.
12. Кондратенко О.В. Экономические преимущества производства и особенности получения композитной быстрорежущей стали О.В. Кондратенко, А.Н. Головачев, И.О. Горобец, В.М. Кондратенко, А.П. Стовпченко // Теория и практика металлургии – №2-3. –2007.–С. 24-27.
13. Журавель В.М. Исследование возможности получения биметаллической быстрорежущей стали методом ЭШН ЖМ В.М. Журавель, А.Н. Головачев, В.В. Жуков, Л.Б. Медовар, А.П. Стовпченко // Nove Technologie i osiagniecia w metalurgii I inzynierii materialowej: 7 Международная научная конференция. Ченстохова, 2 июня, 2006 г. – Ченстохова, 2006. – С. 606 - 609.
14. Пинчук С.И. Структура и свойства высокохромистого чугуна как материала для производства прокатных валков / С.И. Пинчук, Н.В. Полякова // Металознавство та термічна обробка металів. – 2008. – № 1. – С.24-34.
15. Полякова Н. Влияние условий нагрева и охлаждения на структуру и свойства материалов, предназначенных для производства прокатных валков. Н. Полякова, Т. Семенец VIII Міжнародна наукова конференція “Нові технології та досягнення у металургії та інженерному матеріалознавстві”, 25 травня 2007 р. Польща, Ченстохова, 2007. – 738С. – С.478 - 481.
16. Патент 59272 А, Україна, МКВ С21D 5/04. Спосіб термічної обробки високолегованого чавуну / В.З. Куцова, А.Ю. Куцов, М.А. Ковзель, Г.В. Мамченко. – 20021210426. – Заявлено 23.12.2002. – Опубл. 15.08.2003. Бюл. № 8.– С. 1.

#### References

1. Medovar L.B. Granovskij V.K. Problemy i perspektivy proizvodstva sovremennykh prokatnykh valkov [Problems and perspectives production of modern rolls.] Problemy special'noj elektrometallurgii – Problems of special electrometallurgy. 2001. no. 4., pp. 22-24.
2. Hot friction and wear behaviour of high speed steel and high chromium iron for rolls. M. Pellizzari <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164809002208> - cor1, <mailto:Massimo.Pellizzari@ing.unitn.it> D. Cescato, M.G. De Flora. 17th International Conference on Wear of Materials 15 June 2009, Las Vegas, USA // Wear. Volume 267, Issues 1–4, pp. 467-475. <http://www.sciencedirect.com/science/journal/00431648/267/1>
3. Microstructural, mechanical and tribological characterisation of roll materials for the finishing stands of the hot strip mill for steel rolling M. Nilssona, b, <mailto:mnn@du.se> M. Olssona, Wear Volume 307, Issues 1–2, (30 September 2013), pp. 209-217. <http://www.sciencedirect.com/science/journal/00431648/307/1-2>

4. Microstructure And Erosion-Corrosion Behaviour Of As-Cast High Chromium White Irons Containing Molybdenum In Aqueous Sulfuric-Acid Slurry. S. Imurai<sup>1</sup>, Ch. Thanachayanont, J.T.H. Pearce, T. Chairuangsril. Archives of Metallurgy and Materials. , Volume 60, Issue 2 (August 2015), Pages 919-923. <http://www.ache.org.rs/HI/>
5. High Temperature Oxidation Investigation of Hot Roll Material with High-Speed Steel L. Hao, Z. Y. Jiang, Z. X. Chen, D. B. Wei, X. W. Cheng, S.Z. Luo, L. Z. Jiang, M. Luo, L. Ma, Advanced Materials Research, Vol. 1095 (Mar. 2015), pp. 130-134. <http://www.scientific.net/AMR.1095.130>
6. Thermal cracking of multicomponent white cast iron C. R. S. da Silva; M. Boccalini Materials Science and Technology Volume 21, Issue 5 (01 May 2005), pp. 565-573. <http://www.maneyonline.com/doi/abs/10.1179/174328405X21012>
7. Improvement of the work roll performance on 2050 mm hot strip mill at ISCOR VANDERBIJLPARK / R.J. Skoczynski, G. Walmag, J.P. Breyer // International ATS Steelmaking Conference . – Paris (France). – 2000.– P. 105-112. <http://www.mkb.be/abstracts/14.htm>
8. Friedman Ya.B. Mehanicheskie svoystva metallov: v dvuh chastyah [Mechanical properties of metals: In two parts]. / Moscow, Engineering, 1974. Chast' vtoraya: mehanicheskie ispytaniya. Konstrukcionnaya prochnost'. [Part Two: Mechanical tests. Structural strength.] 368 p.
9. Dulnev RA, Kotov PI Termicheskaja ustalost' metallov [Thermal fatigue of metals].– Moskow, Engineering, 1980. 200 p.
10. Budagyants N.A. Karskij V.E. [The cast mill rolls.], – Moscow, Metallurgy, 1983. 175 p.
11. Kutsov V.Z. Shvec' O.V. Kutsov A.Y., Kovzel M.A. Zakonomirnosti strukturoutvorenniya ta kinetiki fazovyh peretvoren' v chavuni ICHH16NMFT [Regularities of structure formation and kinetics of phase transformations in iron grade ICHH16NMFT] MOM. – MSTM., 2002, – no.1-2, pp.10-17.
12. Kondratenko O.V., Golovachev A.N., Gorobets I.O., Kondratenko V.M., Stovpchenko A.P. Ekonomicheskie preimushchestva proizvodstva i osobennosti polucheniya bystrorezhushej stali [The economic benefits of production and features high-speed steel producing composite] Teoriya i praktika metalurgii. – Theory and practice of metallurgy. no. 3, 2007, pp. 24-27.
13. Zhuravel V.M., Golovachev A.N., Zhukov V.V., Medovar L.B., Stovpchenko A.P. Issledovanie vozmozhnosti polucheniya bimetallicheskoj bystrorezhushej stali metodom ESHN ZH M [Study the possibility of obtaining bimetallic HSS by method ESHN LM]. Nove Technologie i osiagniecia w metalurgii I inzynierii materialowej [New technologies and advances in metallurgy and materials science engineering]: 7 International scientific conference. - Czestochowa, June 2, 2006 - Czestochowa, 2006, pp. 606 - 609.
14. Pinchuk S.I., Polyakova N.V. Struktura i svoystva vysokohromistogo chuguna kak materiala dlya proizvodstva prokatnyh valkov [Structure and properties of high chrome cast iron as a material for the production of rolling mill rolls]. Metaloznavstvo that termichna obrobka metaliv. – Metal science and heat treatment. 2008, no.1, pp.24-34.
15. Polyakova N. Semenets T.I. Vlijanie uslovij nagreva I ohlazhdenija na struktyru i svoystva materialov prednaznachennyh dlya proizvodstva prokatnyh valkov [Influence of conditions of heating and cooling on the structure and properties of materials for the production of rolling mill rolls]. VIII Mizhnarodna Naukova konferentsiya "Novi tehnologii that dosyagnennya v metalurgii ta inzhenernomu materialoznavstvi" – New technologies and advances in metallurgy and materials science engineering. May 2 2007. Poland, Czestochowa, 2007, 738p. pp.478 - 481.
16. Kutsova V.Z., Kutsov A.Y., Kovzel M.A., Mamchenko G.V. Patent 59272, Ukraine, MAC C21D 5/04. Sposib termichnoi obrobky visokolegovanogo chavunu [Method of heat treating high chrome cast iron] - 20021210426. - Stated 23.12.2002. - Publ. 15.08.2003. Bull. no.8. p. 1.

УДК 669.18

К.Г. Нізяєв, В.І. Хотюн

## Моделювання процесу плавлення частки феромарганцю при інжекції у рідку сталь

К.Г. Нізяєв, В.І. Хотюн

## Моделювання процесу плавлення частки феромарганцю при інжекції у рідку сталь

**Мета роботи.** Вивчення впливу інтенсивності руху металевого розплаву на процес нагрівання та плавлення частки феромарганцю, що вводиться в струмені газу-носія при позапічній обробці сталі в ковші.

**Методи дослідження.** Виконано аналітичний огляд літературних джерел присвячених математичному моделюванню з метою розрахунку швидкості плавлення різних феросплавів. Грунтуючись на відомих математичних моделях, адаптованих до конкретних технологічних умов, було виконано математичне моделювання плавлення часточки феромарганцю інжектуюваної в струмені газу-носія в залежності від її фракційного складу та швидкості руху металевого розплаву.

**Отримані результати.** За результатами математичного моделювання було встановлено, що введення часток феромарганцю фракцією від 0,5 до 3,0 мм у глиб металу в струмені газу-носія сприяє розплавленню її саме в об'ємі рідкого металевого розплаву, без ризику спливання на його поверхню та контакту її з киснем атмосфери, що зрештою сприяє її повному засвоєнню.

**Наукова новизна.** За результатами математичного моделювання встановлена тривалість плавлення інжектуюваної у струмені газу твердої частки феросплаву залежно від її фракційного складу та швидкості руху рідкого металевого розплаву.

**Практична цінність.** Визначення часу нагріву та плавлення часточки феросплаву введеної в потоці газу-носія дозволяє більш ефективно керувати технологічними параметрами інжекції (витрата газу-носія, положення фурми) залежно від її розміру та ємності ковша.

**Ключові слова:** позапічна обробка, сталь, інжекція, розкиснення, фракція, плавлення.

*The goal of the work. Study of the influence of the intensity of the movement of the metal melt on the process of heating and melting of the ferromanganese fraction introduced into the carrier gas jet during out-of-furnace processing of steel in the ladle.*

*Research methods. An analytical review of literary sources dedicated to mathematical modeling for the purpose of calculating the melting speed of various ferroalloys was performed. Based on well-known mathematical models adapted to specific technological conditions, a mathematical simulation of the melting of a ferromanganese particle injected into the carrier gas jet was performed, depending on its fractional composition and the speed of movement of the metal melt. The results obtained. According to the results of mathematical modeling, it was established that the introduction of ferromanganese particles in a fraction of 0.5 to 3.0 mm into the depth of the metal in the stream of carrier gas contributes to its melting precisely in the volume of the liquid metal melt, without the risk of floating on its surface and contacting it with the oxygen of the atmosphere, which ultimately contributes to its complete assimilation.*

*Scientific novelty. Based on the results of mathematical modeling, the duration of melting of a solid ferroalloy particle injected into the gas jet was established, depending on its fractional composition and the speed of movement of the liquid metal melt.*

*Practical value. Determining the time of heating and melting of a ferroalloy particle injected into the carrier gas flow allows for more effective control of the technological parameters of the injection (carrier gas consumption, nozzle position) depending on its size and bucket capacity.*

*Key words: post-bake treatment, steel, injection, deoxidation, fraction, melting.*

У чорній металургії використовують різні феросплави для розкиснення, легування та модифікування сталі. Для отримання сталей із заданим хімічним складом необхідно, щоб ступінь засвоєння елементів з феросплавів був високим та стабільним. Низьке засвоєння елементів феросплавів, зазвичай, пов'язане з технологією їх введення, меншою ніж у сталі густиною та деколи вищою температурою плавлення. Збільшити ступінь їх засвоєння можливо при використанні технологій введення феросплавів вглиб рідкого розплаву. На практиці для цих цілей використовують

феросплави фракцією до 3,0 мм, які вводять у вигляді дроту або у струмені газу-носія.

З теорії та практики продувки металу порошками [1] відомо, що частинки, які вдуваються в метал, можна розділити на дві групи. Перші, маючи достатню швидкість, заглиблюються в метал на глибину, що перевищує діаметр частинки. Інші частки флотуються бульбашками газу-носія (аргону) чи знаходяться у їх об'ємі. Подальша поведінка цих часток різна і залежить від швидкості їхнього нагріву.

У процесі руху частка феросплаву нагрівається до температури плавлення, плавиться та

|              |  |
|--------------|--|
| К.Г. Нізяєв, |  |
| В.І. Хотюн   |  |

розчиняється у навколишньому середовищі. Кожна з цих стадій характеризується певними інтервалами часу та залежить від багатьох факторів, наприклад, від фракції часточки та від швидкості руху металу.

Для оцінки ефективності процесу інжекції порошкоподібних реагентів тобто, що введений реагент буде розплавлений у об'ємі рідкої ванни без ризику спливання на поверхню металу і контакту його з киснем атмосфери, необхідно дослідити тривалість плавлення часточки від її розміру та швидкості розплаву.

У роботі [2] на основі математичного моделювання було розроблено метод розрахунку швидкості плавлення феросплаву. У роботі [3,4] автори моделювали процес плавлення феросплавів, що містять хром, у залізовуглецевому розплаві. У роботі [5] було розроблено математичну модель процесів плавлення тугоплавких кускових добавок на межі розділу фаз «шлак-метал» та її випробування з метою оцінки тривалості плавлення таких добавок залежно від технологічних чинників. У роботі [6] запропоновано методу математичного моделювання температурного стану теплофізичної системи «частка-розплав» із фазовими переходами типу плавлення-тверднення. У роботі [7] описана математична модель та метод визначення тривалості плавлення феросиліцію різних марок (ФС25, ФС45 та ФС75) у залізовуглецевому розплаві. Але всі розглянуті математичні моделі плавлення феросплаву виконувались без урахування руху розплаву металу. Також слід зазначити, що питання вводу феросплавів інжекцією, особливо феромарганцю, при розкисленні низьковуглецевих сталей є недостатньо дослідженими.

Метою роботи є вивчення впливу інтенсивності руху розплаву на процес нагрівання та плавлення частки феромарганцю, що вводиться в струмені газу-носія.

Для створення математичної моделі прийнято такі припущення:

- часточка феромарганцю має сферичну форму;
- процесом «намерзання» та розплавлення скоринок можна знехтувати через відносно невеликий час протікання цих процесів;
- тепло всередині КТ поширюється лише за рахунок теплопровідності, не враховується вплив вимушеної та вільної конвекції;
- теплофізичні властивості твердої і рідкої фази тіла є сталими;
- при взаємодії феромарганцю з розплавом не виділяється та не поглинається тепло.

Процес взаємодії КТ феромарганцю з розплавом, що рухається, представлений на рис.1. Приймаємо, що видалення рідкої фази ФМн відбувається в міру його розплавлення.

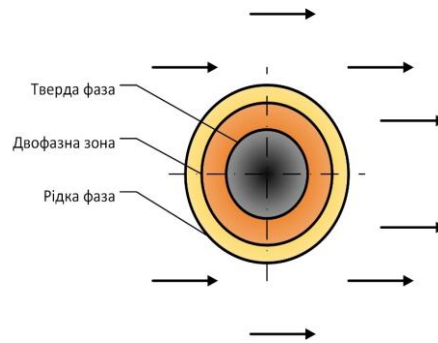


Рис. 1. Нагрів та плавлення КТ феромарганцю при обтіканні рідкою сталлю

Розв'язання задачі плавлення частки феромарганцю за умови безперервного видалення розплавленої рідкої фази з її поверхні умовно поділяється на періоди нагрівання і розплавлення, які може проходити за різних граничних умов.

Теоретичні методи вирішення завдань ґрунтуються на використанні диференціального рівняння теплопровідності [8]. У декартовій системі координат для тривимірного температурного поля диференціальне рівняння теплопровідності має вигляд:

$$\frac{dt}{d\tau} = a \left( \frac{d^2t}{dx^2} + \frac{d^2t}{dy^2} + \frac{d^2t}{dz^2} \right), \quad (1)$$

де  $t = f(x, y, z, \tau)$  – шукане температурне поле тіла, що нагрівається;

$a = \frac{\lambda}{\rho c}$  – коефіцієнт температуропровідності матеріалу, м<sup>2</sup>/с.

При виведенні цього диференціального рівняння теплопровідності прийнято такі припущення: тіло однорідне та ізотропне; фізичні параметри (коефіцієнт теплопровідності  $\lambda$ , питома теплоємність  $c$ , щільність  $\rho$ ) є сталими; внутрішні джерела тепла в тілі відсутні.

При розв'язанні задачі нагрівання частки феромарганцю металевим розплавом, теплопровідність частинки можна прийняти ідеальною ( $\lambda_{FeMn} = \infty$ ). Відсутність теплового опору усуває різницю температур в об'ємі тіла  $\frac{dt}{dx} = 0, \frac{dt}{dy} = 0, \frac{dt}{dz} = 0, t_{пов} = t_{ц} = 0$ .

Таким чином, температура тіла не залежить від просторових координат  $x, y, z$  і є функцією лише однієї змінної – часу  $\tau$ , тобто  $t = f(\tau)$ . Цим і пояснюється спрощення математичного опису.

Диференціальне рівняння має безліч розв'язків. Щоб з безлічі цих рішень виділити одне і дати йому повний математичний опис, до диференціального рівняння теплопровідності необхідно додати умови однозначності, які містять геометричні, фізичні, початкові і граничні умови.

На практиці для вирішення задачі застосовують граничну умову нагріву третього роду. В цьому випадку задається температурний режим джерела тепла  $t_{ef}$  (температура рідкої сталі) у часі  $t_{ef} = f(\tau)$ . Додатково до цього задається умова теплопередачі від джерела тепла до поверхні тіла, що нагрівається (часточки феросплаву). Також задається закон теплопередачі  $q_m = f(t_{ef}, t)$ .

Наприклад, при нагріванні тіла за умови  $t_{\text{еф}} = \text{const}$  і теплопередачі конвекцією за законом  $q_{\text{пов}} = \alpha(t_{\text{еф}} - t_{\text{пов}})$  можна записати:

$$t_{\text{еф}} = \text{const}; -\lambda \left. \frac{dt}{dx} \right|_{x=\pm R} = \pm \alpha(t_{\text{еф}} - t_{\text{пов}}).$$

Приймаємо, що теплопровідність часточки феромарганцю ідеальна, а нагрівання відбувається за умови  $t_{\text{еф}} = \text{const}$ . Для наочного уявлення ходу процесу нагріву використовують дві температурні та одну теплову діаграми введені в практику професором І.Д. Семикіним [9,10], сенс якої полягає в наступному. В початковий момент різниця температур джерела тепла  $t_{\text{эф}}$  і тіла  $t$ , що нагрівається, має максимальне значення. Це зумовлює максимальну густину теплового потоку до тіла  $q_{\text{п.н.}}$ , велику швидкість нагрівання  $S_{\text{н}}$  і швидке підвищення температури тіла. Далі по ходу процесу різниця температур зменшується і підвищення температури тіла сповільнюється. Тіло нагрівається тепловим потоком, що зменшується. Нагрів тіла відбувається зі швидкістю, що сповільнюється, і за рівні проміжки часу на початку нагрівання температура збільшується на більшу величину, ніж наприкінці. Температура тіла змінюється за опуклою кривою, асимптотично наближаючись до температури  $t_{\text{эф}}$ .

Розв'язання задачі з нагрівання часточки феромарганцю з урахуванням вище викладених припущень полягає у складанні диференціального рівняння нагріву. За час нагрівання  $dt$  частка феромарганцю одержує від металу тепло у кількості  $dQ = q_{\text{м}} \cdot F_{\text{н}} \cdot d$ , яке витрачається на збільшення ентальпії (тепловмісту) частки  $dI = MCdt$ . Тому  $dQ = dI$ . Звідси отримуємо:

$$d\tau = \frac{MC}{q_{\text{м}} F_{\text{н}}} dt, \quad (2)$$

де  $q_{\text{пов}}$  – щільність теплового потоку, що проходить через поверхню тіла у Вт/м<sup>2</sup>;

$F_{\text{н}}$  – площа поверхні нагріву, м<sup>2</sup>;

$M$  – маса тіла, що нагрівається, кг;

$C$  – питома теплоємність матеріалу тіла, Дж/(кг·К).

У цьому диференціальному рівнянні три змінні  $\tau$ ,  $q_{\text{м}}$ ,  $t$ . Тому для вирішення цього рівняння одну з них потрібно виразити через дві інші. Для граничного умови третього роду, як було сказано раніше, задається умова теплопередачі від джерела тепла на поверхню тіла, що нагрівається. обов'язково задається закон теплопередачі  $q_{\text{м}} = f(t_{\text{еф}}, t)$ .

Приймаємо, що передача тепла здійснюється конвекцією за законом  $q_{\text{пов}} = \alpha(t_{\text{еф}} - t_{\text{пов}})$ , тоді рівняння (1) набуває вигляду:

$$d\tau = \frac{MC}{\alpha F_{\text{н}}} \cdot \frac{dt}{t_{\text{еф}} - t}, \quad (3)$$

В теорії нагрівання коефіцієнт теплопередачі  $\alpha$  враховує передачу тепла і випромінюванням, і конвекцією, та приймається сталим ( $\alpha = \text{const}$ ) і тому після інтегрування отримуємо:

$$\tau = \frac{MC}{\alpha F_{\text{н}}} \cdot \ln \frac{t_{\text{еф}} - t_{\text{поч}}}{t_{\text{еф}} - t_{\text{кін}}} = \frac{R C \rho}{\alpha K_3} \cdot \ln \frac{t_{\text{еф}} - t_{\text{поч}}}{t_{\text{еф}} - t_{\text{кін}}}, \quad (4)$$

де  $K_3$  – коефіцієнт масового навантаження, що залежить від форми тіла, і для кулі  $K_3 = 3$ ;

$\alpha$  – коефіцієнт тепловіддачі, у випадку відомої швидкості руху часточки у потоці сталі, розраховується з числа Нуссельта.

Коефіцієнт тепловіддачі для одиночної кулі визначається за емпіричною формулою [11]:

$$Nu_1 = 2 + 0,03 Pr^{0,33} \cdot Re^{0,51} + 0,35 Pr^{0,35} \cdot Re^{0,58} \quad (5)$$

Числа Нуссельта, Рейнольдса і Прандтля:

$$Nu = \frac{2 \cdot r_{\text{ч}} \cdot \alpha}{\lambda_{\text{ст}}} \quad Re = \frac{2 \cdot r_{\text{ч}} \cdot W_{\text{ст}}}{\nu_{\text{ст}}} \quad Pr = \frac{\nu_{\text{ст}} \cdot c_{\text{ст}} \cdot \rho_{\text{ст}}}{\lambda_{\text{ст}}}$$

де  $\lambda_{\text{ст}}$  – коефіцієнт теплопровідності рідкої сталі, Вт/(м·К);

$\rho_{\text{ст}}$  – густина рідкої сталі, кг/м<sup>3</sup>;

$\nu_{\text{ст}}$  – коефіцієнт кінематичної в'язкості сталі, м<sup>2</sup>/с;

$c_{\text{ст}}$  – питома теплоємність рідкої сталі Дж/(кг·К);

$r_{\text{ч}}$  – радіус часточки, м;

$W_{\text{ст}}$  – швидкість руху сталі у зоні введення часточки розраховується за емпіричною формулою [1]:

$$W_{\text{ст}} = 3,1 \cdot 10^3 \left( \frac{\rho_{\text{ст}} V_{\text{м}}}{\rho_{\text{м}} h_{\text{ф}}^3} \right)^{0,121} Re^{0,242} Ar^{-0,667}, \quad (6)$$

де  $Re = \frac{w_{\text{ст}} r_{\text{ч}} d_{\text{ф}}}{\nu}$  – аналог критерію Рейнольдса;

$$Re_{20} = \frac{80 \cdot 0,02}{8,57 \cdot 10^{-7}} = 1866978,$$

$w_{\text{ст}1}$  – середня швидкість газо-порошкового струменя, м/с;

$h_{\text{ф}}$  і  $d_{\text{ф}}$  – відповідно глибина занурення фурми та діаметр сопла, м;

$m$  – маса металу, кг;

$Ar = \frac{g(\rho_{\text{м}} - \rho_{\text{ст}}) V_{\text{м}}}{\rho_{\text{м}} \nu^2}$  – критерій Архімеда;

$$Ar_{50} = \frac{9,81(7000,0 - 11,74) \cdot 7,143}{7000,00 \cdot (8,57 \cdot 10^{-7})^2} = 8162815,$$

$V_{\text{м}}$  – об'єм металу в ковші ємністю 50 т, що дорівнює  $V_{\text{м}} = \frac{50000}{7000} = 7,143$  м<sup>3</sup>.

$\rho_{\text{ст}}$  – густина газо-порошкової суміші, яка розраховується за формулою:

$$\rho_{\text{ст}} = \frac{\rho_{\text{г}} + C}{1 + \frac{C}{\rho_{\text{п}}}}$$

де:  $\rho_{\text{г}}$  – густина аргону – 1,754 кг/м<sup>3</sup>;

$C$  – концентрація порошку в газо-порошкової суміші – 10-100 кг/м<sup>3</sup>;

$\rho_{\text{п}}$  – густина порошку феромарганцю 6970 кг/м<sup>3</sup>.

Використовуючи формулу (6), можна розрахувати середню за об'ємом ванни швидкість руху металу для ковшів різної ємності та різних параметрів обробки.

Для розрахунку швидкості руху металу наводимо такі вихідні дані:

концентрація порошку в газо-порошковій суміші – 10-100 кг/м<sup>3</sup>;

швидкість витікання газо-порошкового струменя – 50-80 м/с;

глибина занурення фурми – 1-5 м;

діаметр фурми – 15, 20, 25, 32, 40, 50 мм;

маса сталі в сталерозливному ковші – 50-350 т.

коефіцієнт кінематичної в'язкості рідкої сталі  $\nu = 8,57 \cdot 10^{-7}$  м<sup>2</sup>/с.

Швидкість руху металу при продуванні його газо-порошковим струменем залежно від обсягу

металу в ковші та критерію Рейнольдса наведено на рис. 2.

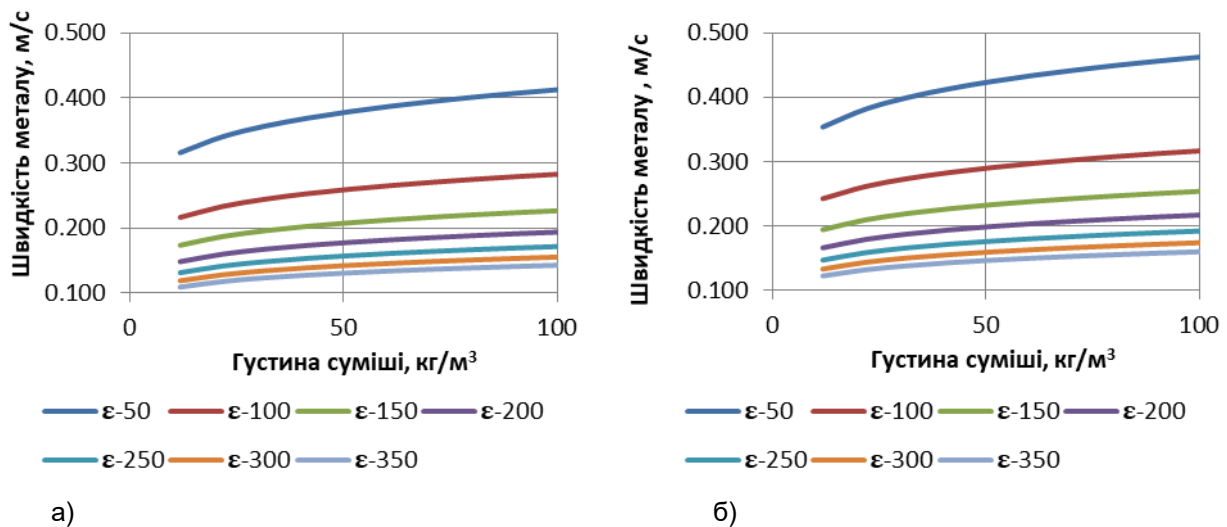


Рисунок 2. Швидкість руху металу при продуванні його газо-порошковим струменем залежно від обсягу металу в ковші та критерію Рейнольдса: а) при  $Re=1866978$ ,  $d_{\phi}=20$  мм та  $W_{ср1}=80$  м/с; б) при  $Re=2987164,527$ ,  $d_{\phi}=32$  мм та  $W_{ср1}=80$  м/с.

Аналіз рис. 2 показав, що швидкість руху металу зменшується зі збільшенням його об'єму. Зокрема, при продуванні металу в ковші ємністю 50 т газо-порошковою сумішшю густиною  $11,74$   $\text{кг/м}^3$  зі швидкістю  $80$  м/с через фурму діаметром  $20$  мм, швидкість руху металу складає  $0,316$  м/с, що на  $0,207$  м/с менше швидкості металу в  $350$  т ковші. Слід також відзначити, що зі збільшенням діаметра сопла фурми до  $32$  мм швидкість руху металу за сталих параметрів газо-порошкової суміші (густина суміші та її швидкість) збільшується на  $0,038$  м/с і  $0,013$  м/с відповідно при обробці металу в ковшах ємністю  $50$  т і  $350$  т. Ця обставина вказує на те, що критерій Рейнольдса, так само як і критерій Архімеда, має значний вплив на динаміку взаємодії газо-порошкового струменя і металу.

Процес розплавлення твердої частки феромарганцю в рідкому металевому розплаві досліджувався методом математичного моделювання з урахуванням його обтікання рідким металом зі швидкістю  $W_{ст} = 0,1-0,5$  м/с (дані прийняті з викладених вище розрахунків) і температурою  $1600$  °С. Вивчався тепловий стан феромарганцю, процес його нагрівання та плавлення при заданих технологічних параметрах та теплофізичних властивостей феромарганцю [12, 13] та сталі [14].

Вихідні дані під час моделювання процесу взаємодії ФМн75 з рідким розплавом металу.

I Технологічні та геометричні параметри процесу:

еквівалентний діаметр КТ феромарганцю  $d=0,5-3$  мм;

температура рідкої сталі  $t_{cm} = 1600$  °С;

початкова температура феромарганцю  $t_{FeMn} = 20$  °С;

швидкість руху сталі поблизу КТ  $W_{cm} = 0,1-0,5$  м/с.

II Теплофізичні властивості феромарганцю: середній хімічний склад:  $7,0\%$  С,  $70,0\%$  Мн,  $6,0\%$  Si,  $0,03\%$  S,  $0,03\%$  P;

густина рідкого феромарганцю  $\rho^{pid}_{FeMn} = 6372$   $\text{кг/м}^3$ ;

густина твердого феромарганцю  $\rho^{ms}_{FeMn} = 6970$   $\text{кг/м}^3$ ;

питома теплоємність рідкого феромарганцю  $c^{pid}_{FeMn} = 747$  Дж/(кг К);

питома теплоємність твердого феромарганцю  $c^{ms}_{FeMn} = 651$  Дж/(кг К);

коефіцієнт теплопровідності рідкого феромарганцю  $\lambda^{pid}_{FeMn} = 24$  Вт/(м К);

коефіцієнт теплопровідності затверділого феромарганцю  $\lambda^{ms}_{FeMn} = 20$  Вт/(м К);

теплота плавлення феромарганцю  $L_{FeMn} = 286$  кДж/кг.

III Теплофізичні властивості рідкої сталі:

температура ліквідус ([С] < 0,1%),  $t_{cm-l-c} = 1530$  °С;

густина рідкої сталі  $\rho^{pid}_{cm} = 7000$   $\text{кг/м}^3$ ;

питома теплоємність рідкої сталі  $c^{pid}_{cm} = 653,172$  Дж/(кг К);

коефіцієнт теплопровідності рідкої сталі  $\lambda^{pid}_{cm} = 46,5$  Вт/(м К);

коефіцієнт кінематичної в'язкості рідкої сталі  $\nu = 8,57 \cdot 10^{-7}$   $\text{м}^2/\text{с}$ ;

Розв'язання задачі плавлення часточки феромарганцю можна розглядати як аналог плавлення тіла, рівномірно прогрітого до температури плавлення з безперервним видаленням розплаву. Для вирішення цієї задачі був застосований метод температурних та теплових діаграм процесу нагрівання та плавлення тіла з ідеальною теплопровідністю ( $\lambda = \infty$ ) та постійним тепловим потоком ( $q_{пов.0} = const$ ) [8].

Для довільного часу, виходячи з фізичного сенсу теплової діаграми, можна записати

$$q_{\text{пов.о}} F dt = L_{\text{пл}} dM. \quad (7)$$

Ліва частина цього рівняння є елементарна площа теплової діаграми за час  $dt$ , що представляє прихід тепла від джерела тепла в тіло, що плавиться за  $dt$ . Це тепло витрачається на розплавлення елементарного шару тіла масою  $dM$  та товщиною  $ds$ . Маса елементарного шару для всіх трьох форм тіла дорівнює:

$$dM = F \rho ds, \quad (8)$$

де  $F$  – поточна поверхня тіла, що плавиться, яка є змінною для криволінійних тіл, зокрема й кулі.

З рівнянь (7) та (8) отримуємо:

$$ds = \frac{q_{\text{пов.о}}}{L_{\text{пл}} \rho} d\tau. \quad (9)$$

Розв'язання цього рівняння для товщини проплавленого шару буде:

$$s = \frac{q_{\text{пов.о}}}{L_{\text{пл}} \rho} \tau. \quad (10)$$

Наприкінці плавлення при  $\tau = \tau_{\text{пл}}$ , товщина  $s = R$ :

$$R = \frac{q_{\text{пов.о}}}{L_{\text{пл}} \rho} \tau_{\text{пл}} \quad \text{або} \quad \tau_{\text{пл}} = \frac{L_{\text{пл}} \rho R}{q_{\text{пов.о}}}. \quad (11)$$

Рішення (11) для тривалості плавлення  $\tau_{\text{пл}}$  нагадує формулу теплової діаграми для часу нагрівання за умови  $q_{\text{пов.о}} = \text{const}$ , тільки в чисельнику замість збільшення питомої теплотності  $\Delta i$  стоїть теплота плавлення  $L_{\text{пл}}$ , і в знаменнику відсутній коефіцієнт форми  $K_1$  що говорить про те, що тривалість плавлення залежить від форми тіла.

Враховуючи, що поточна координата межі плавлення  $x = \varepsilon(\tau) = R - s(\tau)$ , отримуємо закон руху у часі межі плавлення:

$$\varepsilon(\tau) = R - \frac{q_{\text{пов.о}}}{L_{\text{пл}} \rho} \tau. \quad (12)$$

З урахуванням (11), маємо:

$$\varepsilon(\tau) = R \left( 1 - \frac{\tau}{\tau_{\text{пл}}} \right). \quad (13)$$

Таким чином, координата фронту плавлення у часі змінюється лінійно. З викладеного вище випливає, що розв'язання задачі за тривалістю нагрівання та плавлення частинок феромарганцю, за прийнятих певних умов, у нашому випадку – ідеальною теплопровідністю та постійним тепловим потоком, зводиться до визначення:

теплового потоку від рідкого металу до часточки феромарганцю за формулою:  $q_{\text{м}} = \alpha(t_{\text{еф}} - t)$ ;

коефіцієнта теплопередачі від рідкого металу до частки феромарганцю за формулою (5);

тривалості нагрівання частки феромарганцю за формулою (4);

тривалості плавлення частки феромарганцю за формулою (11);

тривалості сумарного часу нагріву та плавлення частки феромарганцю за формулою:  $\tau_{\text{загал}} = \tau_{\text{нагр}} + \tau_{\text{пл}}$ .

Результати розрахунку тривалості нагріву та плавлення часток феромарганцю наведено на рисунках 3.

З графіків на рисунку 3 можна зробити наступні висновки:

зі збільшенням швидкості руху металу, тривалість нагрівання та плавлення часточок феромарганцю знижується, що пояснюється збільшенням коефіцієнта теплопередачі та щільністю теплового потоку від рідкого металу до часточки феромарганцю;

мінімальна тривалість нагріву та плавлення часточки відзначена фракції 0,5 мм, що так само пов'язано з максимальним значенням коефіцієнта теплопередачі та максимальною щільністю теплового потоку;

зі збільшенням розміру часточки феромарганцю тривалість її нагрівання та плавлення збільшується. Тривалість нагріву та плавлення часточки фракцією 0,5 мм, при швидкості руху металу 0,1 м/с, складає близько 4 мс та 13 мс відповідно, що на 82 мс та 250 мс менше тривалості нагрівання та плавлення частинки діаметром 3,0 мм. Збільшення швидкості руху металу до 0,5 м/с сприяє зниженню тривалості нагріву та плавлення в 1,7 рази для часточки фракцією 0,5 мм та в 2,07 рази для часточки фракцією 3,0 мм;

сумарна максимальна та мінімальна тривалість нагрівання та плавлення часточки феромарганцю в залежності від її фракції складала: 18 та 10 мс для фракції 0,5 мм при швидкості руху металу 0,1 та 0,5 м/с відповідно; 350 та 169 мс для фракції 3,0 мм при швидкості руху металу 0,1 та 0,5 м/с відповідно.

Таким чином з викладеного вище випливає, що на тривалість нагрівання та плавлення часточки феромарганцю істотно впливає її фракція і швидкість руху металу. Більш раціонально вводити в глиб розплаву частинки фракцією 0,5 мм, ніж 3,0 мм оскільки тоді коефіцієнт теплопередачі і тепловий потік від рідкого металу до часточки приблизно втричі вище, що призводить до швидшого нагрівання і плавлення і сприяє швидкому її засвоєнню. Однак, слід зазначити, що максимальна тривалість нагріву і плавлення часточки фракцією 3,0 мм, що вводяться в струмені газу-носія, складала 350 мс, що менше однієї секунди. А якщо врахувати, що швидкість спливання часточки феромарганцю дорівнює швидкості металу в зоні продувки (розрахована швидкість 0,78 м/с при витраті газу 60 м<sup>3</sup>/год), то час спливання частинки складе 1,28 с для рівня металу 1 м або 6,4 с – для 5 м.

Звідси випливає, що введення часточок феромарганцю фракцією від 0,5 до 3,0 мм у глиб металу в струмені газу-носія сприяє їх розплавленню в об'ємі рідкого металу без ризику спливання на його поверхню та контакту їх з атмосферним киснем, сприяючи їх повному засвоєнню.

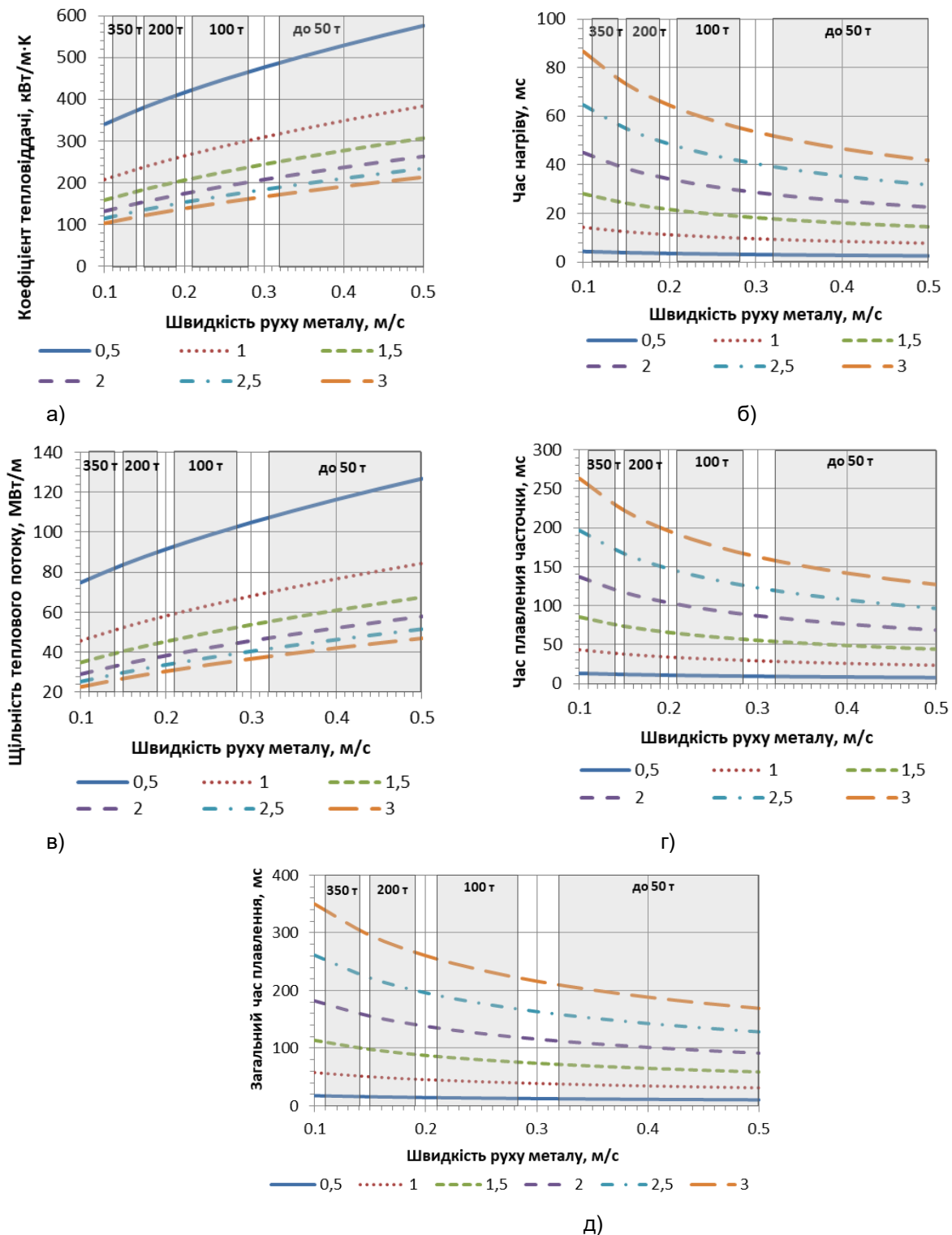


Рисунок №3 Результати розрахунку тривалості плавлення для різної фракції порошку (цифри у легенді під графіками, мм) та швидкості руху металу (сірі поля відповідають ковшам різної ємності): а) коефіцієнт тепловіддачі від металу до частки; б) час нагрівання частки; в) щільність теплового потоку; г) час плавлення частки; д) загальний час нагрівання та плавлення частки

### Список літератури

1. Сидоренко М.Ф. Теория и практика продувки металла порошками. 2-е издание / М.Ф. Сидоренко – М.: «Металлургия», 1978. – 232 с.
2. Болотов Б.В. Математическое моделирование процесса плавления ферросплавов в сталеразливочном ковше / Б.В. Болотов, А.М. Бигеев, Д.Х. Девятов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1983. – №10. – С. 156-157.

3. Лозовая Е.Ю. Математическое моделирование процесса плавления ферросплавов в железоуглеродистом расплаве / Е.Ю. Лозовая, В.И. Жучков, О.Ю. Шешуков // Труды 2-й Всероссийской научно-практической конференции «Моделирование, программное обеспечение и наукоёмкие технологии в металлургии» / под общ. ред. С.П. Мочалова. Новокузнецк, 2006. – С. 77-85.
4. Жучков В.И. Математическое моделирование процесса плавления хромсодержащих ферросплавов в железоуглеродистом расплаве / В.И. Жучков, Н.А. Андреев, Е.Ю. Лозовая // Расплавы. – 2015. – №3. – С. 19-26.
5. Разработка моделей и исследование процессов плавления тугоплавких добавок на границе раздела фаз / И.А. Павлюченков, В.П. Пиптюк, М.В. Бабенко и др. // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Днепропетровск, 2009. – Вып. 20. – С.100-113.
6. Соколовская Л.А. Использование математического моделирования при исследовании теплофизических процессов взаимодействия расплава с твердыми добавками / Л.А. Соколовская, В.П. Осипов, В.А. Малышев // Процессы литья. – 2000. – №4. – С.72-78.
7. Изучение влияния технологических факторов на время плавления кремнистых ферросплавов в жидком металле / Е.Ю. Лозовая, А.В. Некрасов, В.И. Жучков и др. // Расплавы. – 2001. – №3. – С.10-17.
8. Румянцев В.Д. Теория тепло- и массообмена: Учебное пособие. – Днепропетровск: Пороги, 2006. – 532 с.
9. Металлургические печи. Ч.1 / Под ред. М.А. Глинкова – М.: Металлургия, 1964. – 440 с.
10. Свинолобов Н.П. Инженерная модель в теории теплопроводности в трактовке И.Д. Семикина // Металлургическая теплотехника. Сб. науч. трудов ГМетАУ (Энергетика. Металлургия). В 2-х томах. Т.2 – Днепропетровск: ГМетАУ, 1999. – С. 226-235.
11. Кутателадзе С.С. Основы теории теплообмена / С.С. Кутателадзе. – М.: Атомиздат, 1979. – 416 с.
12. Физико-химическая оценка свойств промышленных ферросплавов / В.П. Пиптюк, А.Ф. Петров, С.В. Греков и др. // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: сб. науч. трудов. Днепропетровск, 2007. – Вып. 14. – С. 235-243.
13. ДСТУ 3547-97. Феромарганец Загальні технічні умови.
14. Физико-химические основы металлургических процессов / А.А. Жуховицкий, Д.К. Белашенко, Б.С. Бокштейн и др. – М.: Металлургия, 1973. – 392 с.

#### Reference

1. Sydorenko M.F. Teoryia y praktyka produvky metalla poroshkamy. 2-e yzdanye / M.F. Sydorenko – М.: «Metallurhyia», 1978. – 232 s.
2. Bolotov B.V. Matematycheskoe modelirovaniye protsessa plavlenniya ferrosplavov v stalera-lyvochnom kovshe / B.V. Bolotov, A.M. Byheev, D.Kh. Deviatov // Yzv. vuzov. Chernaia metallurhyia. – 1983. – №10. – S. 156-157.
3. Lozovaia E.Iu. Matematycheskoe modelirovaniye protsessu plavlenniya ferrosplavov v zhelezou-gherodystom rasplave / E.Iu. Lozovaia, V.Y. Zhuchkov, O.Iu. Sheshukov // Tруды 2-y Vserossyiskoi nauchno-praktycheskoi konferentsyy «Modelirovaniye, prohrammnoe obespechenye y naukoemkyye tekhnolohyy v metallurhyi» / pod obshch. red. S.P. Mochalova. Novokuznetsk, 2006. – S. 77-85.
4. Zhuchkov V.Y. Matematycheskoe modelirovaniye protsessu plavlenniya khromsoderzhashchykh ferrosplavov v zhelezou-gherodystom rasplave / V.Y. Zhuchkov, N.A. Andreev, E.Iu. Lozovaia // Rasplavy. – 2015. – №3. – S. 19-26.
5. Razrabotka modelei y yssledovaniye protsessov plavlenniya tuhoplavkykh dobavok na hranytse razdela faz / Y.A. Pavliuchenkov, V.P. Pyptiuk, M.V. Babenko y dr. // Fundamentalnyye y prykladnyye problemy chernoi metallurhyi. Dnepropetrovsk, 2009. – Выр. 20. – S.100-113.
6. Sokolovskaia L.A. Yspolzovaniye matematycheskoho modelirovaniya pry yssledovaniy teplo-fyzycheskykh protsessov vzaymodeistviya raspлава s tverdymy dobavkamy / L.A. Sokolovskaia, V.P. Osypov, V.A. Malyshev // Protsessy litya. – 2000. – №4. – S.72-78.
7. Yzuchenye vliyaniya tekhnolohycheskykh faktorov na vremia plavlenniya kremnystyx ferrosplavov v zhydkom metalle / E.Iu. Lozovaia, A.V. Nekrasov, V.Y. Zhuchkov y dr. // Rasplavy. – 2001. – №3. – S.10-17.
8. Rumiantsev V.D. Teoryia teplo- y massoobmena: Uchebnoe posobyе. – Dnepropetrovsk: Porohy, 2006. – 532 s.
9. Metallurhycheskye pechy. Ch.1 / Pod red. M.A. Hlynkova – М.: Metallurhyia, 1964. – 440 s.
10. Svynolobov N.P. Ynzhenernaia model v teoryy teploprovodnosti v traktovke Y.D. Semykina // Metallurhycheskaia teplotekhnika. Sb. nauch. trudov HMetAU (Enerhetyka. Metallurhyia). V 2-kh tomakh. T.2 – Dnepropetrovsk: HMetAU, 1999. – S. 226-235.
11. Kutateladze S.S. Osnovy teoryy teploobmena / S.S. Kutateladze. – М.: Atomyzdat, 1979. – 416 s.
12. Fyzyko-khymycheskaia otsenka svoistv promyshlennykh ferrosplavov / V.P. Pyptiuk, A.F. Petrov, S.V. Hrekov y dr. // Fundamentalnyye y prykladnyye problemy chernoi metallurhyi: sb. nauch. trudov. Dnepropetrovsk, 2007. – Выр. 14. – S. 235-243.
13. DSTU 3547-97. Feromarhanets Zahalni tekhnichni umovy.
14. Fyzyko-khymycheskye osnovy metallurhycheskykh protsessov / A.A. Zhukhovyt'skyi, D.K. Belashchenko, B.S. Bokshstein y dr. – М.: Metallurhyia, 1973. – 392 s.

УДК 621.742.486

Засельський В.Й., Сусло Н.В., Гук Є.С., Панченко Г.М., Засельський І.В.

## Визначення впливу технологічних процесів ливарного виробництва на викиди забруднюючих речовин

Zaselskyi V., Suslo N., Huk Y., Panchenko H., Zaselskyi I.

## Determining the impact of foundry production processes on pollutant emissions

**Анотація.** В роботі досліджено визначення впливу пов'язуючих матеріалів, таких як лігносульфонат та рідке скло, в технологічному процесі ливарного виробництва ТОВ «МЕТІНВЕСТ-КРМЗ» на викиди забруднюючих речовин в навколишнє середовище.

Аналіз технологічного процесу виготовлення виливок в піщано-глиняні форми на ТОВ «МЕТІНВЕСТ-КРМЗ» показав, що саме процес заливки форм на пов'язуючих є основним джерелом шкідливих викидів. Для вивчення причин утворення шкідливих викидів та визначення причин їх виділення при виконанні технологічних процесів розроблена методика дослідження, яка включала проведення замірів повітря на вміст  $O_2$ ,  $CO$ ,  $NO_x$ ,  $CO_2$ ,  $SO_2$  газоаналізатором OKSI5M-5H на дільницях заливки форм, що містять лігносульфонат, рідке скло, на дільниці вакуум-пліркової формовки та сталеплавильній дільниці.

В результаті проведення роботи виявлено, що лігносульфонат при нагріві виділяє сірчаний ангідрид та чадний газ, концентрація яких, значно перевищує ГДК в робочій зоні. Встановлено, що одночасна заливка форм, які містять лігносульфонат та форм з використанням рідкого скла призводить до збільшення шкідливих викидів. Дослідженнями вперше встановлено склад і кількість шкідливих викидів при заливці форм на пов'язуючих, що використовуються в технологічному процесі виготовлення виливок на ТОВ «МЕТІНВЕСТ-КРМЗ» та розроблені рекомендації по зменшенню їх кількості або запобіганню викидів.

**Ключові слова:** лігносульфонат, рідке скло, суміш, форма, шкідливі викиди, пов'язуючі матеріали, газо-виділення, пісок, гранично допустима концентрація, лігнін.

**Abstract.** The paper examines the influence of binders, such as lignosulfonate and liquid glass, in the technological process of foundry production of METINVEST-KRMZ LLC on emissions of pollutants into the environment.

The analysis of the technological process of making castings in sand-clay molds at METINVEST-KRMZ LLC showed that the process of pouring molds on binders is the main source of harmful emissions. To study the causes of harmful emissions and determine the reasons for their release during technological processes, a research methodology was developed, which included measurements of air content of  $O_2$ ,  $CO$ ,  $NO_x$ ,  $CO_2$ ,  $SO_2$  by gas analyzer OKSI5M-5H, on the section of vacuum film molding and steel section.

As a result of the work it was found that lignosulfonate when heated emits sulfur dioxide and carbon monoxide, the concentration of which is much higher than the MPC in the working area. It was found that the simultaneous filling of forms containing lignosulfonate and forms using liquid glass leads to an increase in harmful emissions.

For the first time, research has established the composition and amount of harmful emissions when pouring molds on binders used in the technological process of making castings at METINVEST-KRMZ LLC and developed recommendations for reducing their number or preventing emissions.

**Key words:** lignosulfonate, liquid glass, mixture, form, harmful emissions, binders, gas evolution, sand, maximum allowable concentration, lignin.

**Вступ.** Одним з забруднюючих міст України є Кривий ріг, де площа промислових виробництв складає більш, ніж 160 км<sup>2</sup>, на якій розташовані головним чином підприємства гірничо-металургійної галузі. До таких підприємств міста входить ТОВ «МЕТІНВЕСТ – КРМЗ». Хоч його доля в забрудненні міста, порівняно з іншими виробництвами гірничо-металургійного комплексу і не велика (складає не більш 1%), але підприємство зараз знаходиться біля прилеглих житлових масивів, таких як мікрорайон «Східний-3» та «Індустріальний», де відчувається погіршення екологічного стану атмосферного повітря.

Ознайомлення з технологічними процесами, які використовуються на підприємстві ТОВ «МЕТІНВЕСТ – КРМЗ» можна стверджувати, що до

основних його забрудників можна віднести ливарне виробництво, де використовуються пов'язуючі матеріали для виготовлення формувальних та стрижневих сумішей, що використовують для виготовлення виливок.

Так, значне пилоутворення спостерігається при виконанні таких технологічних операціях, як виготовлення формувальних та стрижневих сумішей та вибивки форм, а інтенсивне газовиділення при плавці і заливці форм. Але, на теперішній час питання їх впливу на забруднення навколишнього середовища недостатньо вивчено, хоча екологічні питання в ливарному виробництві входять в триєдину задачу по комплексу вимог, які пред'являються до використовуваних сумішей [1].

|                   |  |
|-------------------|--|
| Засельський В.Й., |  |
| Сусло Н.В.,       |  |
| Гук Є.С.,         |  |
| Панченко Г.М.,    |  |
| Засельський І.В.  |  |

**Аналіз літературних даних та постановка задачі.** Згідно технологічних операцій з виготовлення виливок, які використовуються на підприємстві ТОВ «МЕТІНВЕСТ – КРМЗ» встановлено, що до рецептури формувальних та стрижневих сумішей входять такі пов'язуючі, як лігносульфонат технічний, глиниста суспензія, рідке скло, фуранові і фенолформальдегідні смоли.

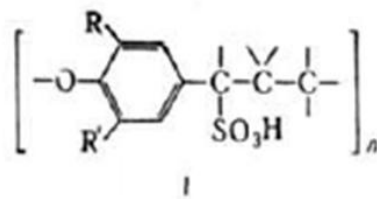
Глиниста суспензія є високовогнетривким не токсичним матеріалом, що не призводить до газотворення.

Використання фуранових і фенолформальдегідних смол становить на підприємстві не значну частку, тому не розглядається як джерело забруднюючих викидів.

Основна частка форм виготовляється на таких пов'язуючих, як лігносульфонат та рідке скло.

Лігносульфонат (ЛС) - це побічний продукт переробки деревини в целюлозно-паперовій промисловості, який виробляється з лігніну, природного полімеру.

У хімічному сенсі лігносульфонати представляють собою солі лігносульфонатних кислот з молекулярною масою від 200 до 200000 і вище. Лігносульфонати з молекулярною масою до 5000 моль складаються в основному з лінійних молекул, з більш високою молекулярною масою - з розгалужених. Будова лігносульфонату остаточно не встановлено, але на даний момент загальноприйнято описувати їх будову наступною формулою [9]:



(1)

Лігносульфонати містять в своєму складі 85% основної речовини у вигляді солей лігносульфонових кислот з катіоном, відповідним основи, використаному при варінні целюлози, і до 15% мінеральних солей сірчистої та сірчаної кислот. Лігносульфонати або сульфований лігнін представляють собою водорозчинні аніонні поліелектроліти, які є побічними продуктами виробництва деревної целюлози при використанні технології її сульфитного варіння.

Лігносульфонат технічний являє собою однорідну густу рідину темно-коричневого кольору. Рідкий технічний лігносульфонат отримують шляхом розчинення порошкоподібного лігносульфонату в воді у ваговому співвідношенні 1,1-1,2: 1 при механічному перемішуванні протягом декількох хвилин при температурі води 20-70°C до повного розчинення порошку, причому підвищення температури води підвищує розчинність.

На підприємстві ТОВ «МЕТІНВЕСТ-КРМЗ» у ливарному виробництві в якості пов'язуючого у формувальних сумішах використовується модифікований лігносульфонат Borrebond FP-Mg 50, технічна характеристика якого наведена в табл. 1.

Таблиця 1

Технічна характеристика модифікованого лігносульфонату Borrebond FP-Mg 50

| Параметр              | Типові значення | Параметр                        | Типові значення |
|-----------------------|-----------------|---------------------------------|-----------------|
| Сухої речовини [%]    | 50 +/- 3,0      | pH (10%)                        | 5,0 +/- 1,0     |
| MgO [%]               | max. 7, 0       | Нерозчинних речовин             | max. 0,8        |
| Na <sub>2</sub> O [%] | ≤ 1,5           | Колір                           | Коричневий      |
| Вміст хлоридів [%]    | ≤ 0,10          | Щільність, [кг/м <sup>3</sup> ] | 1285 +/- 30     |

Для визначення початкового порогу газоутворення лігносульфонату виникла необхідність визначення його температури кипіння, оскільки в літературних джерелах [1 - 5] така інформація відсутня.

Для проведення досліджень з визначення температури кипіння лігносульфонату, його нагрів здійснювали на електричній печі «Елка». Початок температури кипіння лігносульфонату в лабораторних умовах зафіксований на позначці 85°C (рис. 1), від його кипіння спостерігалось інтенсивне газовиділення.

Таким чином, визначення температури кипіння лігносульфонату дозволило виявити технологічні процеси, такі як сушка та заливка форм, при яких може бути інтенсивне газовиділення.

Окрім лігносульфонату для виробництва форм на підприємстві ТОВ «МЕТІНВЕСТ-КРМЗ»

використовують рідке скло – лужний розчин силікатів натрію Na<sub>2</sub>O(SiO<sub>2</sub>)<sub>n</sub> і калію K<sub>2</sub>O(SiO<sub>2</sub>)<sub>n</sub>.

Характеристикою хімічного складу рідкого скла є силікатний модуль. Модуль показує відношення кремнію, що міститься в рідкому склі оксиду, до оксиду натрію або калію і характеризує вихід кремнезему в розчин. По величині силікатного модуля про якість рідкого скла не судять, але в деяких технологічних прописках присутні вказівки до використання конкретного модуля, коли кінцевий продукт безпосередньо залежить від кількісного співвідношення даних оксидів.

Для отримання силікат-глиби кремнійвмісним компонентом є кварцевий пісок – тонкоуламочна порода, що полягає, переважно (>96%), із зерен кварцу з розміром часток 0,15-0,3 мм. Домішками кварцу в піску є мінерали глин (каоолініт, монтмориллоніт і ін.), лужні алюмосилікати (польові шпати,

слюда та ін.). залізовмісні мінерали, карбонатні домішки. Для виробництва силікатглиби шкідливими домішками в піску є мінерали, що

перевищують встановлені межі вмісту в лужно-силікатному склі таких компонентів хімічного складу, як  $Al_2O_3$ ,  $Fe_2O_3$ ,  $CaO$ .



Рис. 1 Експериментальне визначення температури кипіння лігносульфонату

Скляна шихта для виробництва силікат-глиби є механічною сумішшю соди з кварцовим піском для отримання содової силікат-глиби, поташу з кварцовим піском - для калієвої силікат-глиби і соди, сульфату натрію і коксу з кварцовим піском для отримання содово-сульфатної силікат-глиби. Одночасно з перемішуванням компонентів здійснюють невелике зволоження (до 4- 6%) шихти.

Зволоження шихти сприяє утриманню на поверхні кварцевих зерен рівномірно розподіленої плівки лужних з'єднань, що сприятливо позначається на процесах силікатоутворення.

Для розчинення кварцу в силікатному розплаві і формуванню однорідного розплаву, що відповідає складу промислової силікат-глиби, потрібна температура до  $1250^{\circ}C$ . На етапі склоутворення, залишки кварцевих зерен повільно розчиняються у в'язкому розплаві силікатів. Довкола кожного зерна в результаті розчинення утворюється погранична зона з підвищеним вмістом  $SiO_2$ . У міру насичення

зони розчинення кварцевого зерна загальмовується. Видалення надлишкового діоксиду кремнію з реакційної зони походить дифузійним шляхом під впливом градієнта концентрацій. Швидкість дифузії  $SiO_2$  в розплаві визначається швидкістю склоутворення і залежить від таких чинників, як температура процесу, в'язкість силікатного розплаву, його поверхнєве натягнення, характеристика зерен кварцу (розмір, форма, наявність включень), умови перемішування розплаву.

Освітлення скломаси (звільнення її від видимих газових включень, що залишилися після провару шихти або виникли додатково) і її гомогенізація (здобуття хімічно і фізично однорідної маси) вимагають подальшого підвищення температури скла до  $1400^{\circ}C$ , при якій і відбувається виготовлення скломаси для здобуття силікат-глиби [6]. Технічна характеристика рідкого скла, яке використовується на підприємстві ТОВ «МЕТІНВЕСТ-КРМЗ» наведені в таблиці 2.

Таблиця 2  
Технічна характеристика рідкого скла згідно стандартним показникам

| Параметр   | Типові значення |
|--|-----------------|
| Масова частка двоокису кремнію, %                          | 29,5-36,0       |
| Масова частка окису заліза та окису алюмінію, %, не більше | 0,25            |
| Масова частка окису кальцію, %, не більше                  | 0,20            |
| Масова частка сірчаного ангідриду, %, трохи більше         | 0,15            |
| Масова частка окису натрію, %                              | 10,9-13,8       |
| Силікатний модуль  | 2,5-3,0         |
| Щільність, $г/см^3$  | 1,47-1,52       |

Таким чином, проведений аналіз доводить, що лігносульфонат та рідке скло, які використовуються в технологічному процесі ливарного виробництва при значних температурах можуть бути збудниками шкідливого газовиділення і сприяти забрудненню навколишнього середовища.

#### Мета і завдання досліджень.

Метою досліджень було визначення впливу пов'язуючих матеріалів, таких як лігносульфонат та рідке скло, в технологічному процесі ливарного виробництва ТОВ «МЕТІНВЕСТ-КРМЗ» на викиди забруднюючих речовин в навколишнє середовище.

### Матеріали та методи досліджень.

Проведеним аналізом технологічного процесу на ТОВ «МЕТІНВЕСТ-КРМЗ» та пов'язаних матеріалів, які використовуються для формовки, стало в очевидь, що саме процес заливки форм на пов'язаних є основним джерелом шкідливих викидів. Для вивчення причин утворення шкідливих викидів та визначення причин їх виділення при виконанні технологічних процесів розроблена методика дослідження, яка включала проведення замірів повітря на вміст  $O_2$ ,  $CO$ ,  $NO_x$ ,  $CO_2$ ,  $SO_2$  газоаналізатором OKSI5M-5H на дільницях заливки форм, що містять лігносульфонат, рідке скло, на дільниці вакуум-плівкової формовки та сталеплавильній дільниці.

При вирішенні поставлених завдань використовувались методи хімічних вимірювань та математичної статистики обробки результатів.

### Результати досліджень та обговорення їх результатів.

Для визначення впливу викидів, які утворюються під час заливки форм з використанням лігносульфонату та рідкого скла була проведена серія замірів повітря робочої зони після заливки форм.

Перед заливкою рідкого металу у форми зроблено контрольний замір складу газу в атмосферному повітрі за межами цеху. Результати заміру свідчать про відсутність в атмосфері  $CO$  та  $SO_2$ , але наявний  $NO$  в кількості  $11 \text{ млн}^{-1}$ , що можна пояснити, вочевидь, його близьким розташуванням до транспортних шляхів та наявністю на території підприємства котельні.

Заміри викидів після заливки форм з використанням в якості пов'язуючого лігносульфонату проводились протягом місяця. Аналіз показників викидів, отриманих при проведенні замірів після заливки форм показав, що в результаті впливу високої температури металу ( $\sim 1520^\circ C$ ) на матеріал форми, зокрема і лігносульфонат, спостерігається виділення високих концентрацій  $CO$  (більш ніж  $2500 \text{ млн}^{-1} = 2900 \text{ мг/м}^3$  при  $\text{max ГДК}$  в робочій зоні  $200 \text{ мг/м}^3$ ) та  $SO_2$  (більш ніж  $170 \text{ млн}^{-1} = 450 \text{ мг/м}^3$  при  $\text{ГДК}$  для робочої зони  $10 \text{ мг/м}^3$ ). Такі показники, ймовірно, обумовлені реакціями, які відбуваються в формі за рахунок виділення деструкції лігносульфонату, в складі якого є сірка у вигляді сульфогрупи ( $-SO_3H$ ).

Також проаналізовані заміри атмосферного повітря поза межами цеху після розливки металу у форми, що містять лігносульфонат. Зафіксовано підвищення в повітрі  $SO_2$  ( $5 \text{ млн}^{-1}$ ) та зниження оксиду азоту (до  $3 \text{ млн}^{-1}$ ) в порівнянні з заміром, зробленим поза межами цеху до заливки (додаток Н). Наявність чадного газу поза межами цеху не спостерігалась. Ймовірно, протікає реакція взаємодії оксиду вуглецю (II) та кисню з утворенням оксиду вуглецю (IV):  $2CO + O_2 = CO_2$ . Відомо [7], що

реакція відбувається при кімнатній температурі та каталізатором цієї реакції може виступати оксид марганцю (IV), що, теоретично, може утворюватися при заливці високомарганцевистих сталей.

Отримані дані свідчать, що виділення великої кількості сірчастого ангідриду та чадного газу в робочій зоні після розливки форм зумовлено, безпосередньо, цією технологічною операцією.

Спостереження також показали, що лігносульфонат випарюється і потрапляє в атмосферу. При осадженні у фільтри газоаналізатору, продукт випарювання лігносульфонату має той же вигляд, що й лігносульфонат (рідина коричневого кольору).

Аналіз хімічного складу отриманого осаду, показав відсутність в ньому сірки, що свідчить про руйнування сульфогрупи ( $-SO_3H$ ), яка входить до складу лігносульфонату, тобто відбувається його зворотній перехід в лігнін.

Також в цей період проводились заміри повітря робочої зони при заливці форм на рідкому склі. У форми заливали сталь марки 100Г13Л, що містить, в середньому, 1,1% вуглецю, 13% марганцю, інше – залізо та домішки. Заміри газоаналізатором відразу після заливки показали суттєве підвищення вмісту чадного газу в повітрі робочої зони ( $501 \text{ млн}^{-1} = 582 \text{ мг/м}^3$  при  $\text{max ГДК}$   $200 \text{ мг/м}^3$ ).

Наявність чадного газу під час заливки форм на рідкому склі, вочевидь, пов'язана з технологією його виробництва.

В процесі проведення промислових досліджень в той же період часу були проведені заміри атмосферного повітря в цеху поза межами робочих дільниць заливки форм з використанням лігносульфонату та рідкого скла.

Встановлено, що в робочій зоні, спостерігається наявність чадного газу ( $2869 \text{ млн}^{-1}$ ) та  $SO_2$  ( $186 \text{ млн}^{-1}$ ) в значно перевищуючих межах, ніж допустимі. Органолептичним методом виявлено посилення неприємного запаху, який з'являється після одночасної заливки форм на різних пов'язуючих.

З метою порівняння викидів при заливці форм з використанням пов'язуючих (лігносульфонату та рідкого скла) виконано заміри викидів в атмосферу робочої зони при заливці вакуум-плівкових форм.

У форми заливали сталь марки 100Г13Л. Заміри газоаналізатором відразу після заливки не показали суттєвих викидів в повітря робочої зони, також не спостерігалось появи неприємного запаху. Це підтверджує, що основні викиди спостерігаються при заливці форм з використанням пов'язуючих (лігносульфонату та рідкого скла).

Показники замірів, виконаних в робочих зонах заливки форм, переведені з відносної величини  $\text{млн}^{-1}$  в  $\text{мг/м}^3$  та наведені в таблиці 3. В таблиці 4 показані заміри газоаналізатора поза робочими зонами (в цеху та за його межами), переведені в  $\text{мг/м}^3$ .

Таблиця 3

Показники замірів  $CO$  та  $SO_2$  в робочих зонах заливки форм

|  | Показники замірів $CO$ в робочій зоні, $\text{мг/м}^3$ | Показники замірів $SO_2$ в робочій зоні, $\text{мг/м}^3$ |
|--|--|--|
|--|--|--|

| Місце проведення замірів      | ГДК* | Фактичні | Перевищення, в кількості разів** | ГДК* | Фактичні | Перевищення, в кількості разів** |
|-------------------------------|------|----------|----------------------------------|------|----------|----------------------------------|
| Дільниця розливки в ВПФ       | 200  | 0        | –                                | 10   | 0        | –                                |
| Дільниця розливки форми з ЛСТ | 200  | 3152     | 16                               | 10   | 616      | 62                               |
| Дільниця розливки форми з РС  | 200  | 582      | 3                                | 10   | 0        | –                                |

\* - гранично допустима концентрація газів в робочій зоні при знаходженні в ній робітників не більш, ніж 15 хв.

\*\* - знак «–» свідчить про відсутність перевищення ГДК

Таблиця 4

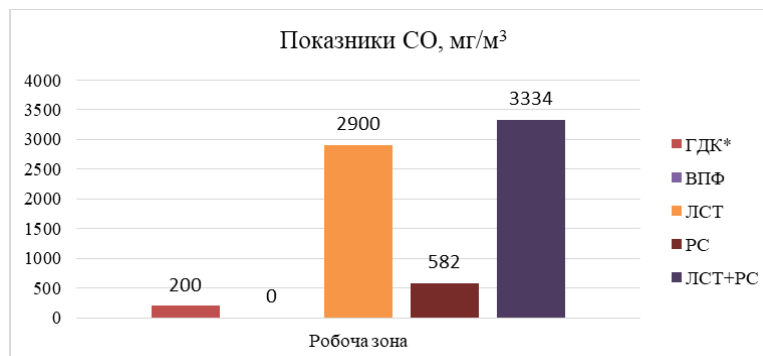
Показники замірів CO та SO<sub>2</sub> поза робочими зонами заливки форм

| Місце проведення замірів   | Показники замірів CO, мг/м <sup>3</sup> |          |                                   | Показники замірів SO <sub>2</sub> , мг/м <sup>3</sup> |          |                                   |
|--|---|----------|-----------------------------------|---|----------|-----------------------------------|
|  | ГДК*                                    | Фактичні | Перевищення, в кількості разів*** | ГДК*  | Фактичні | Перевищення, в кількості разів*** |
| Заміри в цеху при одночасній заливці форм з ЛСТ та РС (на відстані 40м одна від одної) | 200*                                    | 3334     | 17                                | 10*   | 494      | 49                                |
| Заміри поза межами цеху (на відстані 10м) до розливки                                  | 5**                                     | 0        | –                                 | 0,5**   | 0        | –                                 |
| Заміри поза межами цеху (на відстані 10м) після заливки                                | 5**                                     | 0        | –                                 | 0,5**   | 13       | 26                                |

\* - гранично допустима концентрація газів в робочій зоні при знаходженні в ній робітників не більш, ніж 15 хв.

\*\* - максимально разова ГДК газів в атмосферному повітрі населених пунктів

\*\*\* - знак «–» свідчить про відсутність перевищення ГДК



\* - гранично допустима концентрація CO робочої зони при знаходженні в ній робітників не більш, ніж 15 хв.

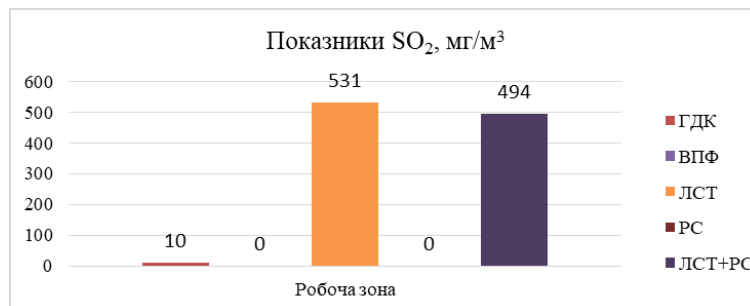


Рис. 2 Зведені показники вмісту CO (а) та SO<sub>2</sub> в робочій зоні заливки форм на ТОВ «МЕТІНВЕСТ-КРМЗ»

З аналізу таблиць 3 та 4 можна зробити висновок, що найбільш екологічно прийнятним технологічним процесом на ТОВ «МЕТІНВЕСТ-КРМЗ» є вакуумплівкова формовка, при якій викиди (CO, SO<sub>2</sub>) не перевищують ГДК у робочій зоні, а застосування пов'язуючих лігносульфонату та рідкого скла

призводять до значних викидів CO та SO<sub>2</sub>. Так замірами в цеху (табл. 4), встановлено, що при одночасній заливці форм на лігносульфонаті та рідкому склі показали незначне підвищення вмісту в повітрі CO (з 3152 до 3334 мг/м<sup>3</sup>) та зниження вмісту SO<sub>2</sub> (з 616 до 494 мг/м<sup>3</sup>). Зниження вмісту SO<sub>2</sub> можна

пояснити наявність природної аспірації у вигляді аераційних ліхтарів, що розташовані на даху цеху та проведенням замірів через 10 хвилин після заливки форм. Підвищення ж вмісту чадного газу, незважаючи на наявну в цеху вентиляцію, в порівнянні з робочою зоною заливки форм на лігносульфонаті, пов'язане з його наявністю в повітрі робочої зони заливки форм на рідкому склі.

Для більшої наглядності побудовані гістограми середньостатистичних показників викидів CO та SO<sub>2</sub> робочої зони, зафіксовані газоаналізатором (рис.2). Дані отримані методом математичної статистики, систематизації емпіричних даних та розрахунку типових показників і варіацій заснованих на використанні статистик Стюдента і Крамера-Велча [8-10].

З аналізу зведених даних видно, що в робочій зоні після заливки форм з пов'язуючими металом відбувається значне перевищення гранично допустимих концентрацій чадного газу та сірчастого ангідриду.

#### Висновки.

1. В результаті проведення роботи виявлено, що лігносульфонат при нагріві виділяє сірчастий ангідрид та чадний газ, концентрація яких, значно перевищує ГДК в робочій зоні.

2. Встановлено, що одночасне використання в технологічному процесі по заливці форм, що містять лігносульфонат та форм, в яких використовується рідке скло, призводить до збільшення шкідливих викидів. Окрім цього, джерелом виділення газів в атмосферу також можуть бути і протипригарні фарби, якими покривають порожнину форм, що потребує додаткових досліджень.

3. Для зменшення викидів в атмосферне повітря забруднюючих речовин потрібно розділяти у часі технологічні процеси заливання форм з рідким склом та лігносульфонатом з метою попередження їх сумісного впливу.

4. Розглянути можливість розширення асортименту виливків, що можна виготовляти із застосуванням вакуум-плівкової формовки та знизити кількість виливок, які виготовляються у піщаних формах на пов'язуючих.

5. Розглянути можливість заміни лігносульфонату на інше, менш шкідливе пов'язуюче (можливо використання гумусових кислот, бентоніту, тощо) або проаналізувати можливість використання менш концентрованого водного розчину лігносульфонату. Для розробки оптимальної рецептури суміші необхідно провести додаткові дослідження.

#### Бібліографічний опис

1. Солоненко Л.І., Реп'ях С.І., Узлов К.І. Оптимізація зернового складу піщано-рідкоскляних сумішей для структуривання способом паро-мікрохвильового затвердіння. Теорія і практика металургії. 2021. №1. С. 28-37.
2. Коцюруба В.В. На шляху до повного вивчення гірничо-промислових ландшафтів Кривбасу. Кривий Ріг: Природа Криворіжжя КДПУ, 2017. 11 с.
3. ТОП 10 забруднювачів атмосферного повітря м. Кривий Ріг [електронний ресурс]. Точка доступу: [https://kr.gov.ua/ua/news/pg/60420667643404\\_n/](https://kr.gov.ua/ua/news/pg/60420667643404_n/).
4. Метінвест КРМЗ [електронний ресурс]. Точка доступу: <https://metinvestholding.com/ua/about/service/krmz>.
5. Тишкевич Б., Вербицький І. Пальцем в небо? Як Україна вимірює забруднення повітря [електронний ресурс]. Точка доступу: <https://mistosite.org.ua/ru/articles/paltsem-v-nebo-yak-ukraina-vymiriue-zabrudnennia-povitria>.
6. Глухов П. В., Валеев И. Э., Шапарев А. В. Особенности технологии вакуумно-пленочной формовки для литейного производства. Научно-методический электронный журнал «Концепт». 2015. Т. 13. С. 2241–2245.
7. Корнеев В.И., Данилов В.В. Растворимое и жидкое стекло. СПб.: Стройиздат, 1996. 216 с.
8. Будтов В.П. Физическая химия растворов полимеров. СПб.: Химия, 1992. 384 с.
9. Теорія ймовірностей і математична статистика з елементами інформаційної технології: Навч. посібник / М.І. Жадак та ін. К.: Вища школа, 1995. 351с.
10. Иберла К. Факторный анализ. М.: Статистика, 1980. 398 с.

#### Reference

1. Solonenko L.I., Rep'yakh S.I., Uzlov K.I. Optimizatsiia zernovogo skladu pishchano-ridkosklyanykh sumishei dlia strukturuvannia sposobom paro-mikrokhvylovoho zatverdinnia. Teoriia i praktyka metalurhii. 2021. №1. S. 28-37.
2. Kotsiuruba V.V. Na shliakhu do povnoho vuvchennia hirnycho-promyslovykh landshaftiv Kryvbasu. Kryvyi Rih: Pryroda Kryvorizhzhia KDPU, 2017. 11 s.
3. TOP 10 zabrudniuvachiv atmosferneho povitria m. Kryvyi Rih [elektronnyi resurs]. Tochka dostupu: [https://kr.gov.ua/ua/news/pg/60420667643404\\_n/](https://kr.gov.ua/ua/news/pg/60420667643404_n/).
4. Metinvest KRMZ [elektronnyi resurs]. Tochka dostupu: <https://metinvestholding.com/ua/about/service/krmz>.
5. Tyshkevych B., Verbytskyi I. Paltsem v nebo? Yak Ukraina vymiriue zabrudnennia povitria [elektronnyi resurs]. Tochka dostupu: <https://mistosite.org.ua/ru/articles/paltsem-v-nebo-yak-ukraina-vymiriue-zabrudnennia-povitria>.
6. Hlukhov P. V., Valeev Y. E., Shaparev A. V. Osobennosti tekhnolohyy vakuumno-plenochnoi formovky dlia lyteinoho proyzvodstva. Nauchno-metodycheskyi elektronnyi zhurnal «Kontsept». 2015. T. 13. S. 2241–2245.
7. Korneev V.Y., Danylov V.V. Rastvorimoe y zhydkoe steklo. SPb.: Stroiizdat, 1996. 216 s.
8. Budtov V.P. Fyzycheskaia khymia rastvorov polymerov. SPb.: Khymia, 1992. 384 s.
9. Teoriia ymovirnostei i matematychna statystyka z elementamy informatsiinoi tekhnolohii: Navch.posibnyk / M.I. Zhadak ta in. K.: Vyshcha shkola, 1995. 351s.
10. Yberla K. Faktornyy analiz. M.: Statystyka, 1980. 398 s.

УДК 621.742.486

Іванов В.Г., Крилова Л.О., Каргінов В.П., Кудін В.В., Матвейшин М.В.  
**Використання спеціальних добавок для покращення вибивання  
 рідкоскляних формувальних сумішей**

Ivanov V.G., Krylova L.O., Karginov V.P., Kudin V.V. Matveishin M.V.  
**The use of special additives for improving the knockout of sodium  
 silicate-bonded sand molds**

**Мета досліджень** – визначити ефективність технологічних добавок у рідкоскляну формувальну суміш з метою зменшення роботи вибивання.

**Методика.** У роботі використовували формувальну суміш, що складалася з кварцового піску (марки 1K2O<sub>2</sub>O<sub>2</sub>) та натрієвого рідкого скла (питома щільність 1,42...1,44 г/см<sup>3</sup>, силікатний модуль 2,8...3,0). В якості спеціальних технологічних добавок у формувальну суміш використовували суміш комплексну СК-3у, спучений вермикуліт та спучений графіт. Стандартні циліндричні зразки з рідкоскляної суміші попередньо висушували в печі протягом 1 години при температурі 200...220°C, потім прожарювали протягом 1 години при 500, 600 і 800°C та охолоджували з піччю. Роботу вибивання зразків розраховували за відомою методикою науково-дослідного інституту важкого машинобудування.

**Результати.** Найменша робота вибивання відповідала добавці в рідкоскляну формувальну суміш вермикуліту та спученого графіту. Робота вибивання формувальної рідкоскляної суміші при температурах 500, 600 та 800°C з використанням 4,0% спеціальної технологічної добавки, що складалася з СК-3у та вермикуліту, не перевищувала 100 Дж.

**Наукова новизна.** Використання спеціальних добавок у рідкоскляні формувальні суміші, що при температурах їх використання суттєво збільшуються у об'ємі та порушують суцільність плівок зв'язуючого між зернами піску є резервом зниження трудомісткості вибивних та очисних робіт. Найкраще цьому відповідає спучений вермикуліт дрібної фракції (до 0,4 мм) в порівнянні зі спученим графітом. Останній при висушуванні суттєво збільшує лінійні розміри зразків, що може негативно вплинути на точність виготовлення стрижнів та виливків.

**Практична значущість.** Результати досліджень можуть бути використанні при розробці технологічних процесів виробництва виливків у піщаних рідкоскляних сумішах для зменшення трудомісткості вибивних робіт.

**Ключові слова:** формувальна рідкоскляна суміш, технологічні добавки, суміш комплексна, спучений вермикуліт, спучений графіт.

**Purpose.** Identifying the efficacy of technological additives for sodium silicate-bonded molding sand for reducing knockout work.

**Methodology.** The study used the molding sand that comprised silicon sand (1K2O<sub>2</sub>O<sub>2</sub> grade) and sodium silicate solute (density 1,42...1,44 g/sm<sup>3</sup>, silica module 2,8...3,0). Complex compound СК-3у, expanded vermiculite and expanded graphite were used as special technological additives for the molding sand. Standard cylindrical samples of sodium silicate-bonded molding sand were initially dried in a furnace at 200...220°C before being tempered for 1 hour at 500, 600 and 800°C and cooled with the furnace. The knockout work was calculated according to the methodology developed by the heavy engineering research and development institute.

**Results.** The lowest knockout work corresponded with the addition of vermiculite and expanded graphite into the sodium silicate molding sand. The knockout work of the sodium silicate-bonded molding sand at 500, 600, and 800 oC with the use of 4,0% of the special technological additive, which comprised СК-3у and vermiculite, did not exceed 100 J.

**Scientific originality.** The use of special additives in sodium silicate molding sand that significantly increase in volume at working temperature and disrupt the integrity of bond films between the sand grains is the reserve of reducing the work intensity of knockout and cleaning operations. Fine expanded vermiculite (up to 0,4 mm) is best suited for this purpose compared to expanded graphite. The latter increases the linear dimensions of the samples during drying, which can negatively affect the precision of cores and castings.

**Practical value.** The study results can be used in developing the casting technology for sodium silicate-bonded sand molding to reduce the work intensity of mold knockout operations.

**Keywords:** sodium silicate molding sand, technological additives, complex sand, expanded vermiculite, expanded graphite.

## Вступ

Широке використання у формувальних сумішах рідкого скла пов'язано з його перевагами: екологічністю, відносно низькою вартістю, можливістю застосування прискорених технологій виготовлення форм і стрижнів без теплового сушіння, що зміцнюються за рахунок введення спеціальних добавок – затверджувачів. Однак суттєвим недоліком рідкого

скла є утруднене вибивання сумішей з виливків внаслідок розплавлення силікатів натрію при нагріванні форм металом і наступного спікання формувальної суміші. Таким чином вдосконалення складу рідкоскляних сумішей з метою покращення їх вибивання та зменшення трудомісткості вибивних операцій є актуальною задачею сучасного ливарного виробництва.

|                |  |
|----------------|--|
| Іванов В.Г.,   |  |
| Крилова Л.О.,  |  |
| Каргінов В.П., |  |
| Кудін В.В.,    |  |
| Матвейшин М.В. |  |

### Постановка задачі

В роботі пропонується напрямок вдосконалення складу формувальних рідкоскляних сумішей та зменшення трудомісткості фінішних операцій за рахунок використання спеціальних комплексних добавок, що порушують суцільність плівок зв'язуючої композиції у широкому діапазоні температур.

### Огляд літератури

Забезпечення необхідної міцності формувальних сумішей на рідкому склі може відбуватися за рахунок теплового сушіння та хімічних реакцій між зв'язуючим та різними затверджувачами. Останній процес вважається більш продуктивним та економічно доцільним [1, 2]. Затверджувачі рідкого скла можуть бути у різному агрегатному стані: газоподібному, рідкому, твердому. Використання того чи іншого затверджувача залежить від багатьох факторів: умов виробництва, серійності, технології отримання форм та стрижнів, відповідальності та ваги виливків.

Найбільш перспективними вважаються рідкі затверджувачі, які технологічно легше дозувати та вводити у суміш, і які, за даним робіт [1-3], забезпечують меншу роботу вибивання. Однак, твердіння таких сумішей відбувається не миттєво, а протягом певного часу: від декількох до десятків хвилин. Крім того, для виробництва крупних виливків більш доцільно використовувати наливні рідкоскляні суміші, де затверджувачем виступає сухий ферохромовий шлак, що імпортується українськими підприємствами. Твердіння суміші за рахунок  $\text{CO}_2$  є більш продуктивним та швидким процесом у порівнянні з застосуванням рідкого затверджувача [3]. Тому напрямок вдосконалення складу суміші за рахунок використання затверджувача у певному агрегатному стані має певні обмеження.

Також пропонуються до використання універсальні добавки, які одночасно є затверджувачами холоднотвердіючих сумішей на рідкому склі та такими, що потім покращують вибивання сумішей. Наприклад, є досвід використання фурфурілоксипропилциклокарбонатів (ФОПЦК), що є побічним продуктом інших виробництв, для ливарних форм і стрижнів для виготовлення якісних виливків з вуглецевих та кольорових сплавів [4]. Крім того, відомо [5] використання доменного шлаку для покращення вибивання рідкоскляних сумішей.

Покращенню вибивання рідкоскляних сумішей також сприяє їх попередня обробка в паро-мікрохвильових печах, яка суттєво змінює вид дегідратованого силікату натрію з суцільних плівок на манжети або піноподібні структури [6, 7].

З усіх методів покращення вибивання рідкого скла [2] найбільш простим є введення в суміш спеціальних добавок, які можна поділити на органічні (патока зелена, бітум, полістирол, синтетичні смоли тощо) і неорганічні (сланцеві матеріали, спучений перліт, вермікуліт тощо).

Однак і в цьому випадку досягнення бажаного результату стримується певними факторами. Наприклад, органічні добавки підвищують газотворну

здатність суміші, знижують міцність суміші через їх часткове вигорання, що може приводити до науглерожування поверхні, утворення пригару, погіршення санітарно-гігієнічних умов праці. Неорганічні, у свою чергу, при невеликих добавках (до 6%) малоефективні, а підвищення їх змісту призводить до зниження вихідної міцності суміші.

Згідно з даними [1, 2], температура нагрівання суміші до 500...600°C відповідає мінімуму роботи вибивання, а при 800°C, навпаки, спостерігається максимум, вслід утворення легкоплавкої евтектики в системі  $\text{Na}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ . На практиці тільки дрібні стрижні, що омиваються з усіх боків рідким металом, прогріваються до 800°C та вище. Великі, у свою чергу, нагріваються до невисоких температур, а максимум нагрівання спостерігається лише у поверхневих шарах. При цьому, не дивлячись на мінімальну роботу вибивання при 500...600°C, видалення стрижнів - дуже трудомісткий і проблемний процес.

Тому розробка розмінюючої добавки, яка забезпечувала б мінімум роботи вибивання, як при низьких, так і при високих температурах нагріву рідкоскляних сумішей є запорукою зменшення трудомісткості фінішних операцій. Для цього розробляють комплексні добавки, де кожен компонент, що входить до її складу, забезпечував б мінімальну роботу вибивання у певному температурному інтервалі. Так багато років деякими підприємствами використовується «Деструктор» (СК-3), що містить  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{CaO}$ ,  $\text{MgO}$ , які сприяють крихкості плівки зв'язуючого та знижують текучість силікатної евтектики [8].

Взагалі в сучасній практиці ливарного виробництва все більшого розповсюдження набувають саме комплексні спеціальні добавки, наприклад Dexil 11 або 35 (Foseco, Велика Британія), Furtophen 450 (Furtenbach, Австрія), Poliset (Японія), кероген, диспергатор НФ технічний [9]. Хімічний склад таких добавок невідомий та складає комерційну таємницю.

Таким чином вдосконалення складу комплексних добавок у шляхом введення речовин, які б мали широкий діапазон розміщення формувальних сумішей є актуальним. На наш погляд зниження роботи вибивання найбільш ефективно досягається шляхом руйнування суцільності плівки зв'язуючого при температурах використання суміші. Такими речовинами можуть виступати спучені графіт, вермікуліт тощо, які при нагріванні суттєво збільшуються у об'ємі, виділяють газу та порушують суцільність плівки затверділого рідкого скла у формувальних сумішах.

### Матеріали і методи

Для оцінки трудомісткості вибивання рідкоскляної суміші був застосований широко поширений метод заснований на підрахунку кількості ударів, витрачених на пробивання стандартного циліндричного зразка, виготовленого з досліджуваної суміші [10]. Для цього охолоджений циліндричний зразок вставлявся в спеціальну оправку і на

лабораторному копрі, оснащеному бойком, пробивався на всю товщину.

Склад дослідних сумішей показаний у табл. 1. До складу усіх дослідних формувальних сумішей входив кварцовий пісок марки 1K<sub>2</sub>O<sub>2</sub>02 (100 мас. ч) та натрієве рідке скло (6 мас. ч) з питомою щільністю 1,42...1,44 г/см<sup>3</sup> і силікатним модулем 2,8...3,0.

Для вдосконалення «Деструктора» СК-3 до його складу вводили спеціальні добавки, що збільшують інертність та створюють пористу структуру зв'язувальних плівок при високих температурах – спучений графіт або вермикуліт. Фракція добавки вермикуліту була наближена до фракції піску (не більше 0,4 мм).

Таблиця 1 – Варіанти складу дослідної рідкоскляної суміші

| Номер зразка | Склад суміші, мас. частка, % |            |                   |                           |
|--------------|------------------------------|------------|-------------------|---------------------------|
|              | Пісок кварцовий              | Рідке скло | Деструктор (СК-3) | Технологічні добавки      |
| 1            | 100,0                        | 6,0        | -                 | -                         |
| 2            | 96,0                         | 6,0        | 4,0               | -                         |
| 3            | 96,0                         | 6,0        | 2,0               | 2,0 (спучений графіт)     |
| 4            | 96,0                         | 6,0        | 2,0               | 2,0 (спучений вермикуліт) |

Було виготовлено декілька комплектів стандартних зразків з дослідними сумішами для визначення роботи вибивання та міцності на розтяг.

**Експерименти**

Виготовлені зразки, виготовлених з рідкоскляних сумішей попередньо висушували в печі

протягом 1 години при температурі 200...220°C, потім прожарювали протягом 1 години при температурах 500, 600 і 800°C, охолоджували та піддавали випробуванню. Результати випробування на вибивання наведено на рис. 1.

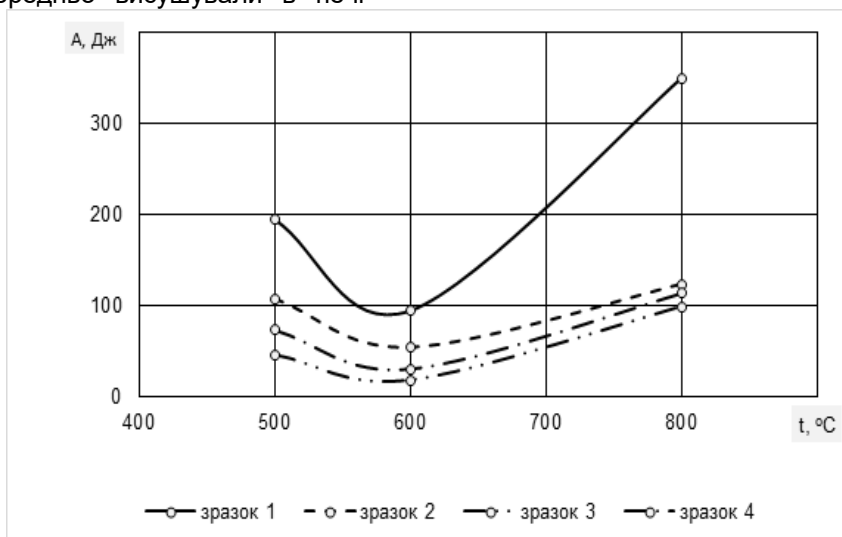


Рисунок 1 – Залежність роботи вибивання зразків від складу формувальної суміші та температури прожарювання

**Результати та обговорення**

Міцність на розрив усіх зразків після сушки була високою і становила 1,5...2,0 МПа. Найменші показники були відзначені у зразків, що містили спучений графіт, що мабуть було пов'язано з частковим вигоранням добавки. Найменша робота вибивання відповідала добавці вермикуліту та спученому графіту. Але добавка спученого графіту понад 2 % приводила до збільшення розмірів циліндричних зразків після сушіння. Крім того, усі добавки спученого вермикуліту та графіту, внаслідок різниці у щільності, нерівномірно розподілялися при перемішуванні за об'ємом. Тому вірогідно для покращення розподілення таких добавок необхідно застосовувати спеціальні методи попередньої

обробки. Цьому питанню будуть присвячені наступні дослідження.

**Висновки**

Таким чином, використання спеціальних добавок у рідкоскляні формувальні суміші, що при температурах їх використання суттєво збільшуються у об'ємі та порушують суцільність плівок зв'язуючого між зернами піску є резервом зниження трудомісткості вибивних та очисних робіт. Найкраще цьому відповідає спучений вермикуліт дрібної фракції (до 0,4 мм) в порівнянні зі спученим графітом. Останній при висушуванні суттєво збільшує лінійні розміри зразків, що може негативно вплинути на точність виготовлення стрижнів та виливків.

**Бібліографічний опис**

1. Дорошенко С.П. Формувальні суміші: навч. посібник. К.: ІЗМн, 1997. 140 с.
2. Лютий Р. В., Гурія І. М. Формувальні матеріали: підручник для студ. спеціальності 136 «Металургія», освітньої програми «Комп'ютеризовані процеси лиття». КПІ ім. Ігоря Сікорського. Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2020. 258 с.
3. Формовочные материалы и технология литейной формы: Справочник / С. С. Жуковский и др.; Под общ. ред. С. С. Жуковского. М.: Машиностроение, 1993. 432 с.
4. Берлизева Т.В., Пономаренко О.И. Исследование влияния комплексной разупрочняющей добавки на свойства холоднотвердеющих смесей на жидком стекле. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2014. № 4. С. 27–30.
5. Вишняков Х.И. Улучшение выбиваемости жидкостекольных смесей добавками доменного шлака. *Литейное производство*. 1976. №11. С.42.
6. Solonenko L.I., Repiakh S.I., Uzlov K.I., Mamuzich I., Bilyi O.P., Kimstach T.V. Water resistance of structured sand-sodium-silicate mixtures. *Naukovyi Visnyk Natsionalnoho Hirnychoho Universytetu*. 2021. №4. P. 41-46. DOI: 10.33271/nvngu/2021-4/041.
7. Солоненко Л.І., Реп'ях С.І., Узлов К.І., Білий О.П., Усенко Р.В. Вибиваемість з виливків піщано-рідкоскляних стрижнів, що структуровані паро-мікрохвильовим затвердінням. *Теорія і практика металургії*. 2021. №2. С. 37-45.
8. Иванов В. Г., Кузовов А. Ф., Малий А. В., Каргинов В. П., Колос А. А., Дорошенко А. В. Универсальная добавка для улучшения выбиваемости жидкостекольной смеси. *Литейное производство*. 2015. №8. С. 10 – 12.
9. Литейные формовочные материалы: Формовочные, стержневые смеси и покрытия: справочник / А. Н. Болдин и др. М.: Машиностроение, 2006. 507 с.
10. Марков В.А., Нефедов К.Е. Метод определения выбиваемости жидкостекольных смесей. *Ползуновский альманах*. 2003. № 4. С. 50-51.

### References

1. Doroshenko S.P. Formative sumish: navch. helper. K.: ІЗМн, 1997. 140 p.
2. Lyuty R. V., Guriya I. M. Molding materials: handbook for students. specialty 136 "Metallurgy", educational program "Computerized casting processes". KPI im. Igor Sikorsky. Kiev : KPI im. Igor Sikorsky, 2020. 258 p.
3. Molding materials and mold technology: Reference book / S. S. Zhukovsky et al.; Under total ed. S. S. Zhukovsky. M.: Mashinostroenie, 1993. 432 p.
4. Berlizeva T.V., Ponomarenko O.I. Investigation of the effect of a complex softening additive on the properties of cold-hardening mixtures on liquid glass. *Metallurgical and mining industry*. 2014. No. 4. S. 27–30.
5. Vishnyakov Kh.I. Improving the knockout of liquid-glass mixtures by adding blast-furnace slag. *Foundry*. 1976. No. 11. P.42.
6. Solonenko L.I., Repiakh S.I., Uzlov K.I., Mamuzich I., Bilyi O.P., Kimstach T.V. Water resistance of structured sand-sodium-silicate mixtures. *Naukovyi Visnyk Nationalnoho Hirnychoho Universytetu*. 2021. №4. R. 41-46. DOI: 10.33271/nvngu/2021-4/041.
7. Solonenko L.I., Rep'yakh S.I., Uzlov K.I., Bilyi O.P., Usenko R.V. Vibrancy from vilivkiv pischanno-ridkosklyanyh strizhniv, scho structurirovani varo-mikrohvilivim hardinim. *Theory and practice of metallurgy*. 2021. №2. pp. 37-45.
8. Ivanov V. G., Kuzovov A. F., Malyi A. V., Karginov V. P., Kolos A. A., Doroshenko A. V. Universal additive for improving the knockout of liquid glass mixture. *Foundry*. 2015. No. 8. pp. 10 - 12.
9. Casting molding materials: Molding, core mixtures and coatings: a reference book / A. N. Boldin et al. M.: Mashinostroenie, 2006. 507 p.
10. Markov V.A., Nefedov K.E. Method for determining the knockout of liquid glass mixtures. *Polzunov almanac*. 2003. No. 4. S. 50-51.

УДК: 669.14.018.29:669.11;669.14.018.9:669.11

Подольський Р.В., Сафронова О.А., Меркулов О.Є., Клемешов Є.С., Кононенко Г.А.,  
Бабаченко О.І.**Розроблення методики моделювання фазово-структурних перетворень у легованих Fe-C сплавах**Podolskyi R.V., Safronova O.A., Merkulov O.Ye., Klemeshov E.S., Kononenko G.A.,  
Babachenko O.I.**Development of methods for modeling phase-structural transformations in alloyed Fe-C alloys**

**Анотація.** Побудова діаграм ТТТ чи ССТ є важливим та завжди актуальним завданням для матеріалознавців, оскільки вони надають повну інформацію, необхідну для призначення раціональних режимів термічної обробки сталей. Однак, велика кількість сплавів в поєднанні з високою чутливістю розміру зерен до зміни хімічного складу вказує на те, що неможливо створити достатню кількість діаграм для спільного застосування. Одним із сучасних матеріалознавчих завдань була розробка універсальних моделей, які дозволяють розрахунковим методом отримати ТТТ та ССТ діаграми найбільш наближені до експериментальних даних. Мета досліджень – розробка методики моделювання фазово-структурних перетворень у легованих Fe-C сплавах для прикладного матеріалознавства. Для побудови ССТ діаграм дані про фактичний хімічний склад та вплив базових хімічних елементів на утворення структури було визначено через відомі ТТТ діаграми. В рамках даних досліджень було проведено аналіз літературних даних та проведено математичне моделювання за допомогою програмних забезпечень: QForm, JmatPro, MathLAB, Call Phad. Прикладом одночасного використання розрахунку та експериментальних методів можуть служити діаграми ССТ. За основу яких береться відома ТТТ діаграма та фактичний хімічний склад та шляхом моделювання перетворення аустеніту в центрі заготовок різного перерізу, охолодження яких відбувається в однорідному охолоджуючому середовищі будуються структурні діаграми. В даній роботі розроблено методику, яка базується на застосуванні стандартних пакетних термодинамічних моделей в поєднанні з кінетичною моделлю, що дозволяє оперативно враховувати найменші коливання хімічного складу в межах однієї марки сталі (від плавки до плавки) або зміни умов охолодження (від виробу до виробу). Побудовано та проаналізовано ССТ діаграми для сталей 30ХГС з діапазонами хімічного складу 0,28...0,29% С, 1,00...1,49% Si, 0,92...1,10% Mn, 0,91...1,10% Cr, 0,12...0,13% Ni; сталі 45ХГС 0,43% С, 1,38% Si, 0,95% Mn, 1,06% Cr, 0,10% Mo; сталі 50ХГСМ 0,50% С, 1,48% Si, 1,05% Mn, 1,20% Cr; сталі 60ХГСМ 0,58% С, 0,89% Si, 0,81% Mn, 1,27% Cr, 0,06% Ni. Дана методика може бути застосована для коригування режимів термічної обробки або хімічного складу Fe-C сплавів поточного виробництва; а також для прогнозування структурного складу дослідних сплавів при розробці нових матеріалів.

**Ключові слова:** ССТ, ТТТ, діаграми, моделювання, хімічний склад, структурна діаграма, методика.

**Annotation.** Construction of TTT or CCT diagrams is an important and always relevant task for materials scientists, as they provide complete information necessary for the appointment of rational modes of heat treatment of steels. However, the large number of alloys combined with the high sensitivity of grain size to changes in chemical composition indicates that it is impossible to create a sufficient number of diagrams for joint use. One of the modern materials science tasks was the development of universal models that allow the calculation method to obtain TTT and CCT diagrams closest to experimental data. The purpose of research is to develop a method for modeling phase-structural transformations in doped Fe-C alloys for applied materials science. To construct CCT charts, data on the actual chemical composition and the effect of basic chemical elements on the formation of the structure were determined through known TTT charts. As part of the research data, the analysis of literature data and mathematical modeling were performed using software: QForm, JmatPro, MathLAB, Call Phad. An example of the simultaneous use of calculation and experimental methods are CCT charts. Based on the known TTT diagram and the actual chemical composition and by modeling the transformation of austenite in the center of the workpieces of different cross sections, cooling which takes place in a homogeneous cooling medium, structural diagrams are built. This paper develops a method based on the use of standard batch thermodynamic models in combination with a kinetic model that allows you to quickly take into account the smallest fluctuations in chemical composition within one steel grade (from melting to melting) or changes in cooling conditions (from product to product). The CCT diagrams for 30HGS steels with chemical composition ranges 0.28... 0.29% C, 1.00... 1.49% Si, 0.92... 1.10% Mn, 0.91... 1.10% were constructed and analyzed. Cr, 0.12... 0.13% Ni; steel 45HGS 0.43% C, 1.38% Si, 0.95% Mn, 1.06% Cr, 0.10% Mo; steel 50HGSM 0.50% C, 1.48% Si, 1.05% Mn, 1.20% Cr; steel 60HGSM 0.58% C, 0.89% Si, 0.81% Mn, 1.27% Cr, 0.06% Ni. This technique can be used to adjust the modes of heat treatment or chemical composition of Fe-C alloys of current production; as well as to predict the structural composition of experimental alloys in the development of new materials.

**Keywords:** CCT, TTT, diagrams, modeling, chemical composition, structural diagram, methodology.

**Вступ.** Побудова діаграм ТТТ чи ССТ є важливим та завжди актуальним завданням для матеріалознавців, оскільки вони надають повну

інформацію, необхідну для призначення раціональних режимів термічної обробки сталей.

|                   |  |
|-------------------|--|
| Подольський Р.В., |  |
| Сафронова О.А.,   |  |
| Меркулов О.Є.,    |  |
| Клемешов Є.С.,    |  |
| Кононенко Г.А.,   |  |
| Бабаченко О.І.    |  |

Для створення таких діаграм було виконано велику кількість експериментальних робіт [1-11]. Наприклад, Кіркалді та ін. [2, 6-7] розробив модель, що включає можливість застосування даних про перетворення з формуванням фериту, перліту, бейніту в сталях HSLA. В роботах Х. Бхадешія [8, 9] була використана інша методологія для визначення початкових кривих для перетворення фериту, бейніту. Розроблена модель була перевірена на схожимість з експериментальними даними та мала високий рівень цього критерію. Модель Х. Бхадешія була пізніше вдосконалена Лі [10,11], з метою розширення бібліотеки специфікацій сплавів з більш високими концентраціями. Також авторами [2, 6-7, 13] були здійснені спроби створення моделі для побудови CCT діаграм з застосуванням результатів випробувань на прожарюваність по Джомені для низьколегованих та високовуглецевих сталей. Одним із недоліків цих моделей є використання термодинаміки розведених розчинів для розрахунку температури перетворення. Тепер це можна подолати за допомогою термодинамічної моделі [14].

При побудові CCT діаграм вважають, що якщо за початок перетворення приймають момент переходу через критичні точки  $A_1$  та  $A_3$ , то лінії на діаграмах також показуватимуть тривалість перебування сталі в субкритичному інтервалі при безперервному охолодженні, що забезпечує отримання певного відсотку розпаду переохолодженого аустеніту. Ізотермічні діаграми зазвичай будуються у тих самих координатах і показують саме тривалість ізотермічної витримки при певній температурі, необхідної для отримання того чи іншого ступеня розпаду. Грунтуючись на цьому вдається наочно зіставити кінетику перетворення в ізотермічних умовах і за безперервного охолодження [11-12]. З урахуванням отриманих результатів експериментів авторів [11-12], а також запису дилатометричних кривих отримуємо загальне, досить, правильне уявлення про перебіг перетворення в процесі і про вплив на нього швидкості охолодження.

Однак, велика кількість сплавів в поєднанні з високою чутливістю розміру зерен до зміни хімічного складу вказує на те, що неможливо створити достатню кількість діаграм для спільного застосування. Одним із сучасних матеріалознавчих завдань була розробка універсальних моделей, які дозволяють розрахунковим методом отримати TTT та CCT діаграми найбільш наближені до експериментальних даних.

Виходячи з цього, при одночасному використанні TTT діаграм та розрахунку можна створювати діаграми CCT. За основу, як і в інших розрахункових методах, прийняті дані ізотермічних діаграм, але вони доповнені результатами обширних дилатометричних досліджень. На сьогодні дані дослідження можна спростити шляхом внесення відомих результатів щодо TTT діаграм спільно з діаграмами структурного стану.

**Мета і завдання досліджень.** Мета досліджень – розробка методики моделювання фазово-структурних перетворень у легованих Fe-C сплавах для прикладного матеріалознавства.

Завдання досліджень – застосувати літературні дані TTT діаграм з застосуванням стандартних пакетних термодинамічних моделей в поєднанні з кінетичною моделлю для побудови масиву даних структурних діаграм з метою побудови CCT діаграм для прикладного застосування в металознавстві.

**Матеріали та методи дослідження.** Для побудови CCT діаграм дані про фактичний хімічний склад та вплив базових хімічних елементів на утворення структури було визначено через відомі TTT діаграми. В рамках даних досліджень було проведено аналіз літературних даних та проведено математичне моделювання за допомогою програмних забезпечень: QForm, JmatPro, MathLAB, Call Phad.

**Результати досліджень.** Модель для розрахунку фериту та перліту вперше була представлена Кіркалді та ін (1) [5], наступні рівняння (2-4), розроблені Зенером і Гілпертом [15, 16, 17]. У початковій моделі не було зроблено жодної спроби розрізнити дифузійне та зміщувальне перетворення, а загальна крива «С» була створена за допомогою загальної формули для часу ( $\tau$ ) для перетворення  $x$  фракції аустеніту при температурі  $T$ ,

$$\tau(x, T) = \frac{1}{\alpha(N)D_{eff}\Delta T^q} \int_0^x \frac{dx}{x^{2(1-x)/3}(1-x)^{2x/3}} \quad 1$$

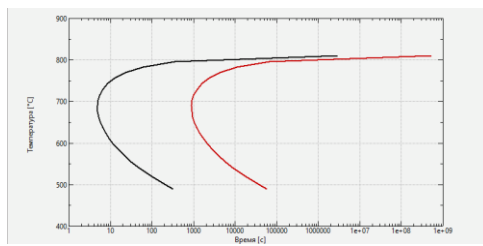
де  $\alpha = \beta 2^{(N-1)/2}$ ,  $\beta$  — емпіричний коефіцієнт,  $N$  — розмір зерна ASTM,  $D$  — ефективний коефіцієнт дифузії,  $\Delta T$  — переохолодження нижче температури, де знаходиться аустеніт, нестійкий відносно фериту (температура  $A_3$ ), а  $q$  — показник, що залежить від ефективного механізму дифузії [5].

Вираз, який було зроблено вище, означає, що після надання складу та розміру зерна потрібно розрахувати лише температуру  $A_3$ . Модель була розширена, щоб включити С-криві для перліту та бейніту, а також дозволити загальний розрахунок величини перетворення як функції часу при температурі. Це забезпечило три набори рівнянь для величини перетворення фериту ( $\tau_F$ ), перліту ( $\tau_P$ ) і бейніту ( $\tau_B$ ) [18]. В роботі було виконано обчислення для відомої сталі з використанням термодинамічних моделей (2-4), на рис. 1 наведенні вказані «С» криві.

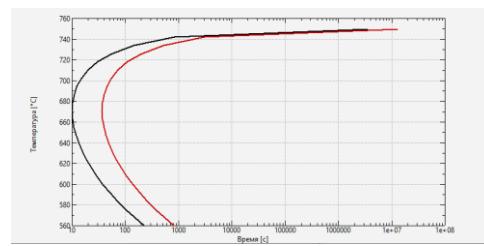
$$\tau_F = \frac{60. \% Mn + 2. \% Ni + 68. \% Cr + 244. \% Mo}{6 \times 2^{N/8} \Delta T^3 D_F} I \quad 2$$

$$\tau_P = \frac{1.8 + 5.4(\% Cr + \% Mo) + 4. \% Mo (\% Ni)}{6 \times 2^{N/8} \Delta T^4 D_P} I \quad 3$$

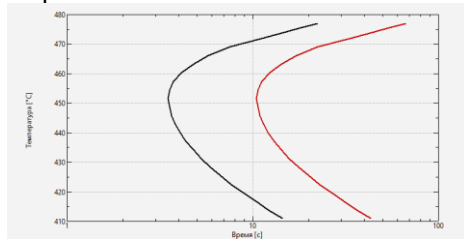
$$\tau_P = \frac{(2.3 + 10\% C + 4. \% Cr + 19. \% Mo) \cdot 10^{-4}}{6 \times 2^{N/8} \Delta T \exp\left(-\frac{27.500}{RT}\right)} I \quad 4$$



Ферит



Перліт



Бейніт

Рисунок 1 – Результати розрахованих термодинамічних моделей сталі 30XHC

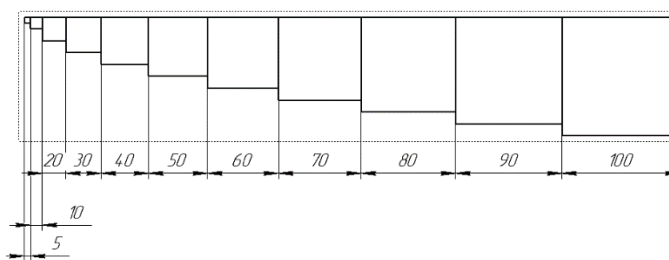
Прикладом одночасного використання розрахунку та експериментальних методів можуть служити діаграми ССТ. За основу яких береться відома ТТТ діаграма та фактичний хімічний склад (табл. 1) та шляхом моделювання перетворення аустеніту в центрі заготовок різного перерізу (рис. 2), охолодження яких відбувається в однорідному охолоджуючому середовищі будується структурні діаграми.

В даній роботі розроблено методу, яка базується на застосуванні стандартних пакетних термодинамічних моделей в поєднанні з кінетичною моделлю, що дозволяє оперативно враховувати найменші коливання хімічного складу в межах однієї марки сталі (від плавки до плавки) або зміни умов

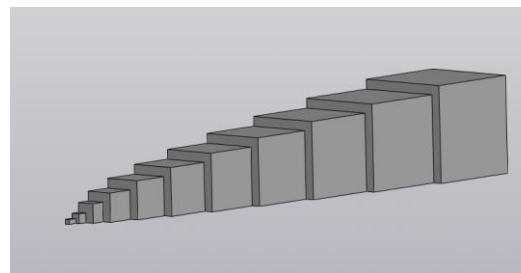
охолодження (від виробу до виробу).

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей, що застосовуються в різних сферах в Україні [11, 19-22]

| Маркування | Хімічний елемент, ваг. % |                    |      |                     |      |                     |      |                     |         |                         | Джерело   |
|------------|--------------------------|--------------------|------|---------------------|------|---------------------|------|---------------------|---------|-------------------------|-----------|
|            | C                        | $\Delta C^{30XHC}$ | Si   | $\Delta Si^{30XHC}$ | Mn   | $\Delta Mn^{30XHC}$ | Cr   | $\Delta Cr^{30XHC}$ | Ni (Mo) | $\Delta Ni(Mo)^{30XHC}$ |           |
| 30XHC      | 0,28                     | -                  | 1,49 | -                   | 0,92 | -                   | 0,99 | -                   | 0,12    | -                       | [19 - 20] |
| 30XHC      | 0,28                     | 0                  | 1,00 | -0,5                | 1,10 | +0,2                | 1,00 | +0,01               | -       | -0,12                   | [21]      |
| 30XHC      | 0,29                     | +0,01              | 1,05 | -0,44               | 0,98 | +0,06               | 0,91 | -0,08               | 0,13    | +0,01                   | [11]      |
| 45XHC      | 0,43                     | +0,15              | 1,38 | -0,11               | 0,95 | +0,03               | 1,06 | -0,07               | (0,10)  | (+0,10)                 | [20]      |
| 50XHCМ     | 0,50                     | +0,22              | 1,48 | -0,01               | 1,05 | +0,13               | 1,20 | +0,21               | -       | -                       | [20]      |
| 60XHCМ     | 0,58                     | +0,3               | 0,89 | -0,6                | 0,81 | -0,11               | 1,27 | +0,28               | 0,06    | -0,06                   | [22]      |



а



б

Рисунок 2 – Ескіз моделі (а) та CAD-модель (б) для проведення розрахункового експерименту

Моделювання проводилося за допомогою методу скінченних елементів (МСЕ) в середовищі програмного комплексу QForm. МСЕ це чисельний метод, який дозволяє зводити вирішення системи диференціальних рівнянь до системи найпростіших алгебраїчних рівнянь. В рамках даного дослідження використовувалось численні кінетичні методи, що базуються на заміні функції  $T(x, y)$  сітковою функцією  $T_{i,k}^j$ , де (i, k - нумерація вузлів

двовимірної сітки). За умови рівномірної сітки (крок по x дорівнює кроку по y). З застосуванням термодинамічної моделі Кіркалді та ін [5] яка була обрана як основа для нових розрахунків кінетичної моделі (5), оскільки існує чітко визначений набір вхідних параметрів, які необхідні і які можна легко розрахувати. Розрахунок температури у кожному вузлі сітки (в даному програмному комплексі елемент «mesh») визначається такою формулою:

$$T_{i,k}^j = \frac{T_{i,k}^{j-1} + T_{i-1,k}^{j-1} + T_{i,k+1}^{j-1} + T_{i,k-1}^{j-1}}{4}$$

5

Кінцево-елементний аналіз процесу загартування експериментальної заготовки проводився за такими етапами:

1. Побудова геометричних об'єктів процесу загартування. Побудова геометрії експериментальної CAD-моделі проводилося в програмі SolidWorks. Креслення експортувалось в форматі \*.stp в QForm. Потім геометрична модель розбивалася на плоскі чотирихвузлові кінцеві елементи з одним ступенем свободи (температура) розміром 2 мм.

2. Завдання початкових умов. В якості вихідних умов задавалася початкова температура перед загартуванням рівною 900°C з витримкою 1 хв на 1 мм перерізу деталі (1 год 40 хв).

3. Завдання граничних умов. У фізичному сенсі граничні умови приймалися як охолоджувачі вода та масло, які задавалися у вигляді даних у внутрішню бібліотеку за результатами аналізу в форматі \*.qdat. Вони характеризуються коефіцієнтом тепловіддачі і температурою охолоджувача. Коефіцієнт тепловіддачі задавався як функція від температури поверхні металу.

Моделювання проводилося для сталі згідно табл. 1. Для цієї марки сталі через аналіз даних визначались та вносились дані зміни мікроструктури в момент часу через відомі ТТТ діаграми.

4. Для марок сталі згідно табл. 1 визначали властивості за допомогою комп'ютерного методу «Call Phad», та «JmatPRO» та відомої ТТТ діаграми (рис. 5, а). Комп'ютерний метод «Call Phad» та «JmatPRO» за хімічним складом сталі дозволяє визначити різні її мікроструктурні стани, що змінюються в процесі загартування. Для вирішення теплової задачі задавалися наступні температурозалежні властивості сталі: щільність, питома теплоємність і теплопровідність.

5. Завдання чисельних параметрів розв'язувача. При вирішенні теплової задачі приймалися такі параметри розв'язувача: метод рішення - квазістатичний; тип розв'язувача - ітераційний; інтегрування за часом - неявне.

6. На останньому етапі моделювання проводилася адаптація моделі до реального процесу (зіставлення експериментальних даних в контрольних точках з чисельними результатами, подальше коректування моделі) і аналіз оптимальних результатів моделювання. Результати моделювання (температура в вузлах моделі на різній глибині) зіставлялися з експериментальними даними (ТТТ діаграми) і при значному розходженні вносилися поправки в чисельну модель.

Значення швидкості охолодження експериментальної CAD- моделі в різних її зонах були отримані шляхом рішення методом кінцевих елементів диференціального рівняння теплопровідності (рівняння Фур'є):

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \nabla^2 t + \frac{q_v}{c_p},$$

6

де  $t$  – температура, °C;  $\tau$  – час, с;  $a$  - коефіцієнт температуропровідності, (1/°);  $\nabla^2 t$  - оператор Лапласа (сума других приватних похідних);  $q_v$  - кількість теплоти, що виділяється в одиниці об'єму в одиницю часу;  $c_p$  – теплоємність, (Дж/(кг·°C));  $\rho$  – щільність, г/см<sup>3</sup>.

Отримали результати даного моделювання з умовами охолодження у воді (рис. 3), та охолодження в маслі (рис. 4), фіксація даних проводилася по центру кожної об'ємної фігури. На підставі цих даних були отримані структурні діаграми сталі кожної центральної площі поперечного перерізу об'ємної фігури, охолодженої в воді або в маслі, що вносились в масив даних довірчого інтервалу (рис. 5, б). Ці дані були основними критеріями для побудови об'ємних модельованих термодинамічних (CCT) діаграм (рис. 5, в).

Результати моделювання показали, що при нагріванні зразків дослідних хімічних складів зі швидкістю 30°C/хв в сталі поліморфне  $\alpha \rightarrow \gamma$  - перетворення починається в діапазоні температур ~749-771 °C (A<sub>1</sub>), закінчується при ~778-829°C (A<sub>3</sub>). Для побудови CCT зразки нагрівали до температури 900°C (на ~90°C вище температури A<sub>3</sub> для даної сталі).

На CCT діаграмі (рис. 5, в) для кожної швидкості охолодження нанесені значення твердості по Роквеллу і об'ємні частки структурних складових, виражені в процентах. Аналіз ТКД показує, що температури початку і завершення утворення фериту, перліту і бейніту помітно зменшуються при збільшенні швидкості охолодження. Зі збільшенням швидкості охолодження відзначається тенденція зростання значень твердості, що пов'язано зі структурними змінами, що відбуваються в сталі: підвищенням дисперсності структурних складових, зменшенням кількості фериту і перліту в структурі, зростанням об'ємної частки бейніту і мартенситу.

За результатами моделювання за розробленою методикою визначені інтервали швидкостей охолодження, в межах яких спостерігається зміна механізму структуроутворення при розпаді аустеніту сталі 30ХГС [20]. Показано, що при швидкості охолодження до ~ 2°C/с розпад аустеніту відбувається з утворенням доєвтектоїдного фериту і перліту; при 2°C/с ... 7°C/с структура сталі складається з доєвтектоїдного фериту, перліту і бейніту; при 7°C/с...10°C/с - з доєвтектоїдного фериту, перліту, бейніту і мартенситу; при 10°C/с...20°C/с - з бейніту і мартенситу; при швидкості охолодження 50°C/с розпад аустеніту відбувається з утворенням мартенситу. Критична швидкість охолодження для досліджуваної сталі знаходиться в інтервалі 30...50°C/с.

З результатів моделювання сталі 30ХГС [10] показано, що при швидкості охолодження до ~ 3°C/с розпад аустеніту відбувається з утворенням доєвтектоїдного фериту і перліту; при 3°C/с ... 10°C/с структура сталі складається з доєвтектоїдного фериту, перліту і бейніту; при 10°C/с...20°C/с - з бейніту і мартенситу; при швидкості охолодження

50°C/с розпад аустеніту відбувається з утворенням мартенситу. Критична швидкість охолодження для досліджуваної сталі знаходиться в інтервалі 30...50°C/с.

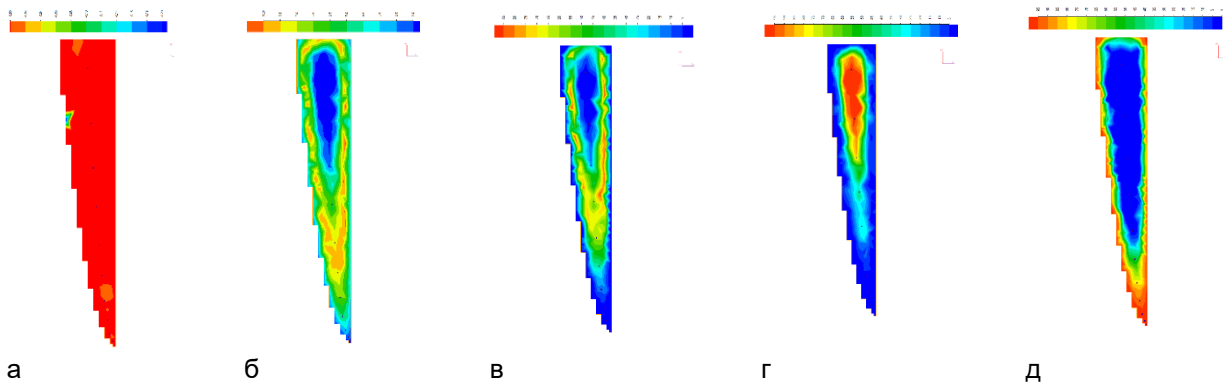


Рисунок 3 – Структурна складова дослідної моделі (5, 10...100 мм) на 200 с охолодження у воді: а – аустеніт, б- ферит, в – перліт, г – бейніт, д- мартенсит

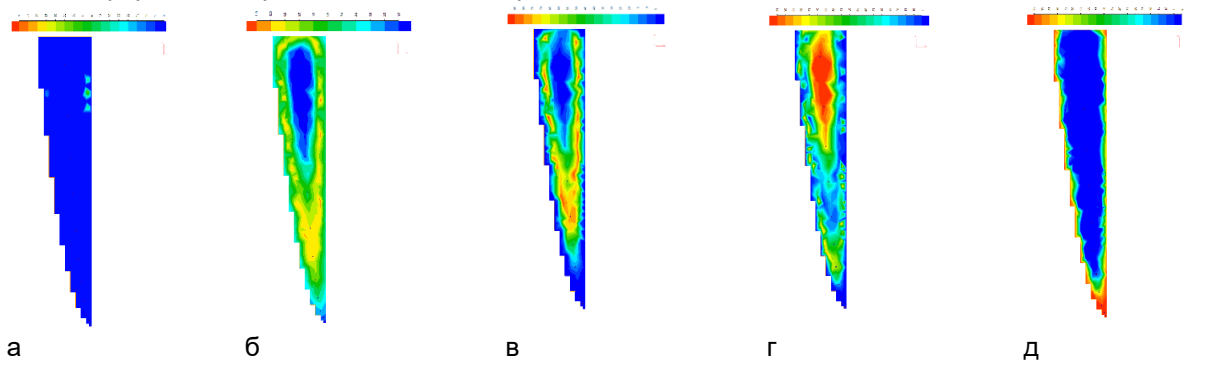


Рисунок 4 – Структурна складова дослідної моделі (5, 10...100 мм) на 200 с охолодження у маслі: а – аустеніт, б- ферит, в – перліт, г – бейніт, д- мартенсит

З результатів моделювання сталі 45ХГС [19] показано, що при швидкості охолодження до ~ 1°C/с розпад аустеніту відбувається з утворенням доєвтектоїдного фериту і перліту; при 1°C/с ... 3°C/с структура сталі складається з доєвтектоїдного фериту, перліту і бейніту; при 3°C/с...7°C/с - з

доєвтектоїдного фериту, перліту, бейніту і мартенситу; при 7°C/с...10°C/с - з бейніту і мартенситу; при швидкості охолодження 50°C/с розпад аустеніту відбувається з утворенням мартенситу. Критична швидкість охолодження для досліджуваної сталі знаходиться в інтервалі 10...50°C/с.

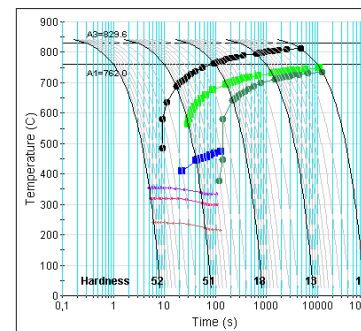
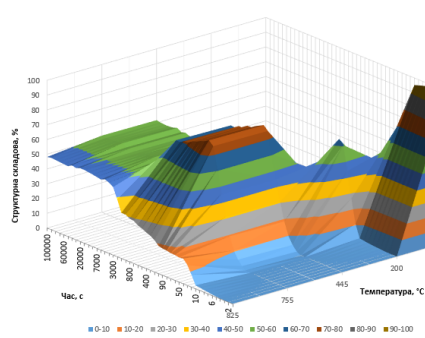
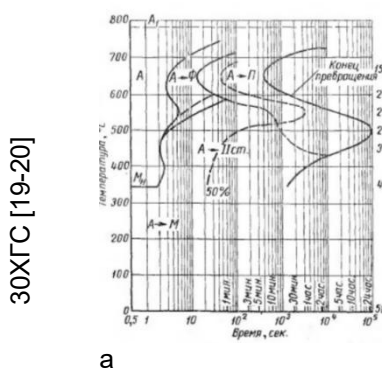
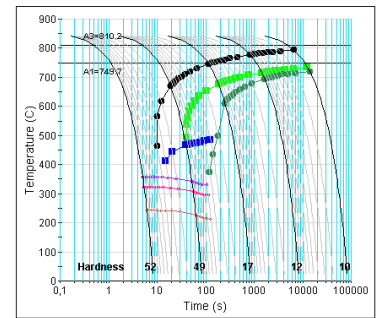
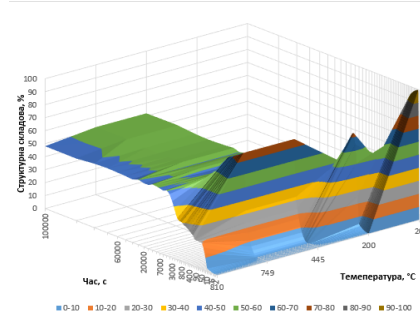
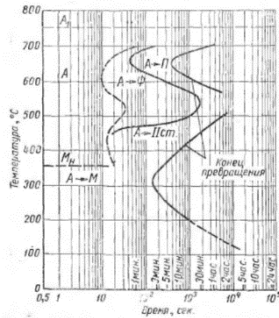


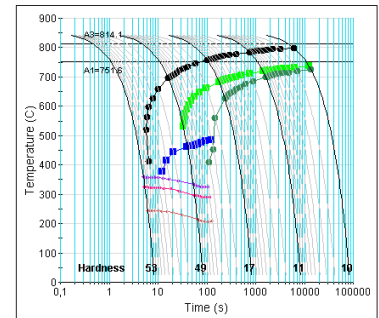
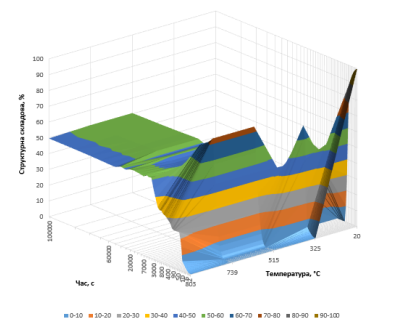
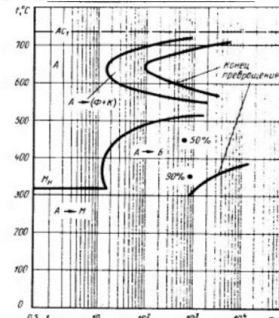
Рисунок 5 – Результати досліджень: а - ТТТ діаграма розпаду аустеніту дослідних сталей [11,19-22], відповідно до таблиці 1, б – залежність структурної складової від моменту часу, геометрії та температури, в - модельована ССТ діаграма розпаду аустеніту.

Продовження рисунку 5

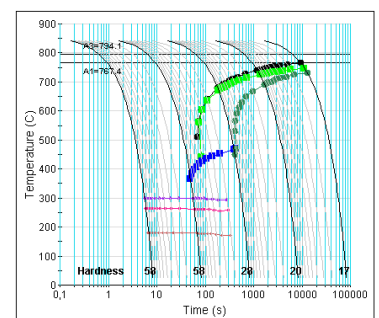
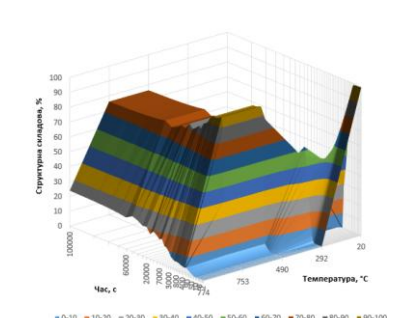
30ХГС [21]



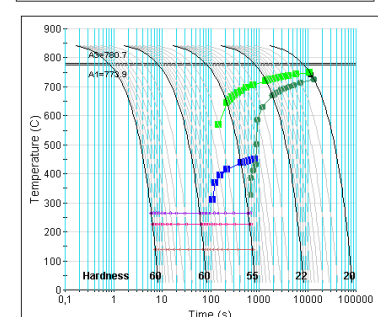
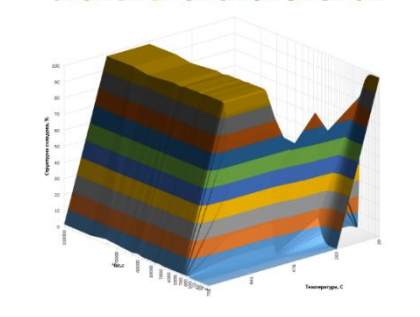
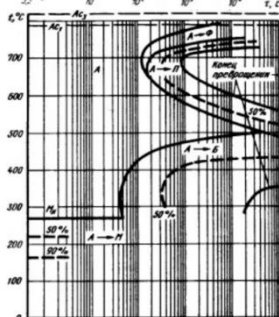
30ХГС [11]



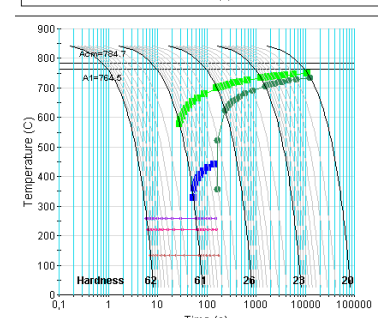
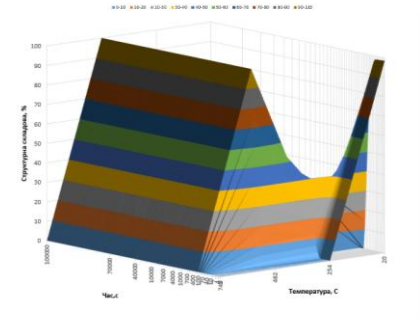
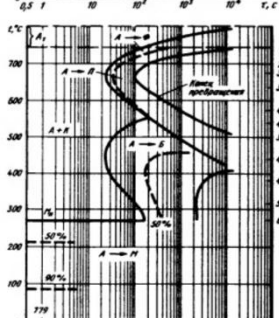
45ХГС [20]



50ХГСМ [20]



60ХГСМ [22]



З результатів моделювання сталі 50ХГСМ [19] показано, що при швидкості охолодження до  $\sim 3^\circ\text{C}/\text{c}$  розпад аустеніту відбувається з утворенням доєвтектоїдного фериту і перліту; при  $3^\circ\text{C}/\text{c} \dots 7^\circ\text{C}/\text{c}$  структура сталі складається з доєвтектоїдного фериту, перліту і бейніту; при  $7^\circ\text{C}/\text{c} \dots 10^\circ\text{C}/\text{c}$  - з доєвтектоїдного фериту, перліту, бейніту і

мартенситу при швидкості охолодження  $50^\circ\text{C}/\text{c}$  розпад аустеніту відбувається з утворенням мартенситу. Критична швидкість охолодження для досліджуваної сталі знаходиться в інтервалі  $10 \dots 50^\circ\text{C}/\text{c}$ .

З результатів моделювання сталі 60ХГСМ [21] показано, що при швидкості охолодження до  $\sim$

2°C/с розпад аустеніту відбувається з утворенням доєвтектоїдного фериту і перліту; при 2°C/с ... 10°C/с структура сталі складається з доєвтектоїдного фериту, перліту і бейніту; при 3°C/с...7°C/с - з доєвтектоїдного фериту, перліту, бейніту і мартенситу при швидкості охолодження 50°C/с розпад аустеніту відбувається з утворенням мартенситу. Критична швидкість охолодження для досліджуваної сталі знаходиться в інтервалі 10...50°C/с.

**Висновки.** 1. Розроблено методику побудови CCT діаграм на основі відомих TTT діаграм та застосуванням кінетичної моделі. Показано вплив коливань хімії між марками та в межах марки. За результатами аналізу побудовано масив даних структурних діаграм, що слугують для побудови CCT діаграми. Створена модель може бути застосована для експрес аналізу побудови CCT діаграм для прикладного матеріалознавства.

2. Застосовано літературні дані TTT діаграм з застосуванням стандартних пакетних термодинамічних моделей в поєднанні з кінетичною моделлю для побудови масиву даних структурних діаграм з метою побудови CCT діаграм для прикладного застосування в металознавстві. Розроблена методика моделювання фазово-структурних перетворень у легованих Fe-C сплавах для прикладного матеріалознавства.

3. Побудовано та проаналізовано CCT діаграми для сталей 30ХГС з діапазонами хімічного складу 0,28...0,29% С, 1,00...1,49% Si, 0,92...1,10% Mn, 0,91...1,10% Cr, 0,12...0,13% Ni; сталі 45ХГС 0,43% С, 1,38% Si, 0,95% Mn, 1,06% Cr, 0,10% Mo; сталі 50ХГСМ 0,50% С, 1,48% Si, 1,05% Mn, 1,20% Cr; сталі 60ХГСМ 0,58% С, 0,89% Si, 0,81% Mn, 1,27% Cr, 0,06% Ni.

*\*робота виконана в рамках цільової програми Науково-дослідні роботи молодих учених НАН України 2021-2022 рр.*

### Бібліографічний опис

1. Using JMatPro to model materials properties and behavior / N. Saunders et al. JOM. 2003. Vol. 55, no. 12. P. 60–65. URL: <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0013-2>.
2. Modelling of materials properties and behaviour critical to casting simulation / Z. Guo et al. Materials Science and Engineering: A. 2005. Vol. 413-414. P. 465–469. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.036>.
3. Material properties for process simulation / Z. Guo et al. Materials Science and Engineering: A. 2009. Vol. 499, no. 1-2. P. 7–13. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.09.097>.
4. Saunders N., Miodownik A. P., Schillé J. P. Modelling of the thermo-physical and physical properties for solidification of Ni-based superalloys. Journal of Materials Science. 2004. Vol. 39, no. 24. P. 7237–7243. URL: <https://doi.org/10.1023/b:jmsc.0000048737.32055.7a>.
5. Kirkaldy J. S., Baganis E. A. Thermodynamic prediction of the ae3 temperature of steels with additions of Mn, Si, Ni, Cr, Mo, Cu. Metallurgical Transactions A. 1978. Vol. 9, no. 4. P. 495–501. URL: <https://doi.org/10.1007/bf02646405>.
6. Venugopalan D., Kirkaldy J. S. Theory of cellular solidification of binary alloys with applications to succinonitrile-salol. Acta Metallurgica. 1984. Vol. 32, no. 6. P. 893–906. URL: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90026-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90026-9).
7. Bhadeshia H. K. D. H. Driving force for martensitic transformation in steels. Metal Science. 1981. Vol. 15, no. 4. P. 175–177. URL: <https://doi.org/10.1179/030634581790426714>.
8. Bhadeshia H. K. D. H. Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams. Metal Science. 1982. Vol. 16, no. 3. P. 159–166. URL: <https://doi.org/10.1179/030634582790427217>.
9. Bhadeshia H. K. D. H. Modelling of steel welds. Materials Science and Technology. 1992. Vol. 8, no. 2. P. 123–133. URL: <https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.2.123>.
10. Bhadeshia H. K. D. H. Thermodynamic extrapolation and martensite-start temperature of substitutionally alloyed steels. Metal Science. 1981. Vol. 15, no. 4. P. 178–180. URL: <https://doi.org/10.1179/030634581790426697>.
11. Попова Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана: Справочник термиста. / Попова Л.Е., Попов А.А. - 3-е изд. Переизд. и доп. М.: Металлургия, 1991. - 503с.
12. Попов А.А. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: Справочник термиста. / Попов А.А., Попова Л.Е. -М.: Государственно научно-техническое издательство машиностроительной литературы. Москва - Свердловск. 1961, - 430с.
13. Бабаченко О., Кононенко Г., Подольський Р. Розробка розрахункової моделі зміни температури рейкової сталі К76Ф для визначення параметрів термічної обробки. Science and Innovation. 2021. Т. 17, № 4. С. 25–32. URL: <https://doi.org/10.15407/scine17.04.025>.
14. Saunders N. CALPHAD (calculation of phase diagrams): A comprehensive guide. Oxford : Pergamon, 1998. 479 p.
15. C. Zener, Trans.AIME, 167 (1946), 550.
16. Hillert M. Thermodynamics of martensitic transformations. Acta Metallurgica. 1958. Vol. 6, no. 2. P. 122–124. URL: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(58\)90124-x](https://doi.org/10.1016/0001-6160(58)90124-x).
17. Кризement О. Бейнитная реакция в высокоуглеродистых сталях / О. Кризement. Ф. Вефер // Фазовые превращения в стали. – М.: Металлургиздат. – 1961. С. 138-148.
18. Kirkaldy J. S. Spontaneous evolution of spatiotemporal patterns in materials. Reports on Progress in Physics. 1992. Vol. 55, no. 6. P. 723–795. URL: <https://doi.org/10.1088/0034-4885/55/6/002>.
19. Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Меркулов О. Є., Подольський Р. В., Клемшов Є. С., Сафронова О. А. Моделювання фазово-структурних перетворень у сталі для залізничних рейок нового покоління. Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії. 2021. Вип. 35. С. 212-222. (In Ukrainian). DOI 10.52150/2522-9117-2021-35-212-222

20. Constant A., Delbart G. Étude de l'influence du revenu sur la microstructure et les propriétés mécaniques à froid et à chaud d'aciers au chrome-molybdène. Revue de Métallurgie. 1954. Vol. 51, no. 11. P. 777–794. URL: <https://doi.org/10.1051/metal/195451110777>.
21. Винаров С.М.. Авиационные стали. Оборонгиз. 1945. (переведены данные Дубинина Г.Н.).
22. Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. T.I. Waver F.. Rose A.S. T.II. Rose A.. Peter W.. Straburg W. Rademacher L. Dusseldorf: Berichtiger Nachdruck. 1961.257 p.

### References

1. Using JMatPro to model materials properties and behavior / N. Saunders et al. JOM. 2003. Vol. 55, no. 12. P. 60–65. URL: <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0013-2>.
2. Modelling of materials properties and behaviour critical to casting simulation / Z. Guo et al. Materials Science and Engineering: A. 2005. Vol. 413-414. P. 465–469. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.036>.
3. Material properties for process simulation / Z. Guo et al. Materials Science and Engineering: A. 2009. Vol. 499, no. 1-2. P. 7–13. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.09.097>.
4. Saunders N., Miodownik A. P., Schillé J. P. Modelling of the thermo-physical and physical properties for solidification of Ni-based superalloys. Journal of Materials Science. 2004. Vol. 39, no. 24. P. 7237–7243. URL: <https://doi.org/10.1023/b:jmsc.0000048737.32055.7a>.
5. Kirkaldy J. S., Baganis E. A. Thermodynamic prediction of the ae3 temperature of steels with additions of Mn, Si, Ni, Cr, Mo, Cu. Metallurgical Transactions A. 1978. Vol. 9, no. 4. P. 495–501. URL: <https://doi.org/10.1007/bf02646405>.
6. Venugopalan D., Kirkaldy J. S. Theory of cellular solidification of binary alloys with applications to succinonitrile-salol. Acta Metallurgica. 1984. Vol. 32, no. 6. P. 893–906. URL: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90026-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90026-9).
7. Bhadeshia H. K. D. H. Driving force for martensitic transformation in steels. Metal Science. 1981. Vol. 15, no. 4. P. 175–177. URL: <https://doi.org/10.1179/030634581790426714>.
8. Bhadeshia H. K. D. H. Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams. Metal Science. 1982. Vol. 16, no. 3. P. 159–166. URL: <https://doi.org/10.1179/030634582790427217>.
9. Bhadeshia H. K. D. H. Modelling of steel welds. Materials Science and Technology. 1992. Vol. 8, no. 2. P. 123–133. URL: <https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.2.123>.
10. Bhadeshia H. K. D. H. Thermodynamic extrapolation and martensite-start temperature of substitutionally alloyed steels. Metal Science. 1981. Vol. 15, no. 4. P. 178–180. URL: <https://doi.org/10.1179/030634581790426697>.
11. Popova L.E. Diagrammy prevrashheniya austenita v staljah i beta-rastvorah v splavah titana: Spravochnik termista. / Popova L.E.. Popov A.A. - 3-e izd. Pererab. i dop. M.: Metalurgija, 1991. - 503s.
12. Popov A.A. Izotermicheskie i termokineticheskie diagrammy raspada pereohlazhdennogo autenita: Spravochnik termista. / Popov A.A.. Popova L.E. -M.: Gosudarstvenno nauchno-tehnicheskoe izdatel'stvo mashinostroitel'noj literatury. Moskva - Sverdlovsk. 1961, - 430s.
13. Babachenko O. ., Kononenko G., & Podolskyi P. (2021). Development of a model for calculating changes in K76F rail steel temperature to determine the heat treatment parameters . Science and Innovation, 17(4), 25–32. [https://doi.org/10.15407/scine17\\_04.025Saunders](https://doi.org/10.15407/scine17_04.025Saunders)
14. Saunders N. CALPHAD (calculation of phase diagrams): A comprehensive guide. Oxford : Pergamon, 1998. 479 p.
15. C. Zener, Trans.AIME, 167 (1946), 550.
16. Hillert M. Thermodynamics of martensitic transformations. Acta Metallurgica. 1958. Vol. 6, no. 2. P. 122–124. URL: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(58\)90124-x](https://doi.org/10.1016/0001-6160(58)90124-x).
17. Krizement O. Bejnitnaja reakcija v visokouglerodistih staljah / O. Krizement. F. Vefer // Fazovie prevrashhenija v stali. – M.: Metallurgizdat. – 1961. S. 138-148.
18. Kirkaldy J. S. Spontaneous evolution of spatiotemporal patterns in materials. Reports on Progress in Physics. 1992. Vol. 55, no. 6. P. 723–795. URL: <https://doi.org/10.1088/0034-4885/55/6/002>.
19. Babachenko O.I., Kononenko G.A., Merkulov O.Ye., Podolsky R.V., Klemeshov E.S., Safronova O.A. Modelyuvannya fazovo-strukturnykh peretvoren u stalidya zaliznychnykh reyok novoho pokolinnya [Modeling of phase-structural transformations in steel for new generation railway tracks]. Fundamental'nye i prikladnyeproblemy černoj metallurgii [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy], 2021, 35, 212-222. (In Ukrainian). DOI 10.52150/2522-9117-2021-35-212-222
20. Constant A., Delbart G. Étude de l'influence du revenu sur la microstructure et les propriétés mécaniques à froid et à chaud d'aciers au chrome-molybdène. Revue de Métallurgie. 1954. Vol. 51, no. 11. P. 777–794. URL: <https://doi.org/10.1051/metal/195451110777>.
21. Vinarov S.M.. Aviacionnye stali. Oborongiz. 1945. (perevedeny dannye Dubinina G.N.).
22. Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. T.I. Waver F.. Rose A.S. T.II. Rose A.. Peter W.. Straburg W. Rademacher L. Dusseldorf: Berichtiger Nachdruck. 1961.257 p.

УДК 621.74

Солоненко Л.І., Реп'ях С.І., Узлов К.І., Білий О.П., Усенко Р.В., Білий А.П. Іванова Л.Х.  
**Прогнозування властивостей піщано-рідкоскляних сумішей, що  
структуровані в паро-мікрохвильовому середовищі**

*Solonenko L.I., Rpyakh S.I., Uzlov K.I., Bilyi O.P., Usenko R.V., Bilyi A.P. Ivanova L.*  
**Sand-sodium-silicate mixtures structured in steam-microwave  
environment properties prediction**

Багатофакторність, нерівнозначність і різновекторність впливу умов виробництва на якість виливків – характерні риси будь-якої ливарної технології. Ці особливості призводять до постійного «дрейфу» в часі оптимального поєднання властивостей ливарних форм і стрижнів, співвідношень значущості факторів і технологічної вагомості параметрів в процесі формування якості виливків і стабільності технології їх виробництва. Тому робота, що присвячена розробці методики прогнозування властивостей піщано-рідкоскляних сумішей, що структуровані в паро-мікрохвильовому середовищі (ПМЗ-процес), є актуальною.

**Мета.** Розробити методику розрахунку властивостей піщано-рідкоскляних сумішей, що структуровані в паро-мікрохвильовому середовищі.

**Методика.** Для встановлення загальної структури передбачуваної залежності між обраними параметрами, заснованої тільки на інваріантності фізичної залежності при зміні масштабів одиниць, використовували  $\pi$ -теорему аналізу розмірностей. З цією метою припустили, що між  $n$  даних фізичних величин (відібраних параметрів) існує якась залежність, у якій вид постійний навіть при зміні масштабів одиниць в деякому класі систем одиниць. Тобто, вона еквівалентна залежності між меншим числом  $p=n-k$  безрозмірних величин, де  $k$  – найбільше число величин з незалежними розмірностями серед вихідних  $n$  величин.

**Наукова новизна.** Вперше розроблена методика розрахунку властивостей піщано-рідкоскляних сумішей, що структуровані за ПМЗ-процесом, що дозволяє на теоретичному рівні корегувати як склад суміші, так і її властивості.

**Практична значущість.** Використання методики розрахунків властивостей піщано-рідкоскляних сумішей, структурованих за ПМЗ-процесом, дозволить підвищити точність аналізів і прогнозування властивостей сумішей та при необхідності, відповідним чином змінити склад суміші, скорегувати відповідні технологічні параметри виробництва формувальних та стрижневих сумішей, зменшити витрати на процес оптимізації складу цих сумішей.

**Ключові слова:** піщано-рідкоскляна суміш, ПМЗ-процес, властивості, аналіз, прогнозування, методика, розрахунок

**Abstract.** Multifactoriality, inequivalent and multi-vector influence of production conditions on castings quality are characteristic features for any foundry technology. These features lead to constant "drift" in time of casting molds and cores properties optimal combination, as well as, of castings quality forming and their production technology factors stability importance and parameters technological significance processing ratio. Therefore, the study devoted to method for properties predicting of sand-sodium-silicate mixtures structured in steam-microwave environment (SMS-process) development is relevant.

**Purpose.** To elaborate sand-sodium-silicate mixtures structured in steam-microwave environment properties calculating methodology.

**Methodology.** To establish the general structure of expected correspondence between selected parameters, based only on invariance of physical dependence with changing units scales, dimensional analysis  $\pi$ -theorem has been used. For this purpose, it has been assumed that some kind of dependence exists between  $n$  given physical indices (selected parameters), which form is constant even when units scale changes in some class of units systems. That is, it is equivalent to dependence between smaller number of  $p=n-k$  dimensionless quantities, where  $k$  is largest quantities number with independent dimensions among original  $n$  quantities.

**Originality.** For the first time, methodology for sand-sodium-silicate mixtures structured by SMS-process properties calculating has been elaborated. That allows adjusting both mixture composition and its properties at theoretical level.

**Practical value.** Sand-sodium-silicate mixtures, structured according to SMS-process, properties calculating method using will allow to increase analyze accuracy and mixtures properties forecasting. And if necessary, it is possible to change mixture composition accordingly, to adjust relevant molding and core mixtures production technological parameters, to reduce costs of these mixtures composition optimizing process.

**Keywords:** sand-sodium-silicate mixture, SMS-process, properties, analyze, prediction, methodology, calculation

**Вступ.** В даний час комплексну оцінку структурованих формувальних та стрижневих сумішей (ФСС), як правило, проводять виходячи з величин їх наступних показників:

- газодинамічних (газопроникність, газотвірна здатність);

- теплофізичних (уявна щільність, питома теплоємність, теплопровідність, температуропровідність, теплоакумулююча здатність);

- фізико-хімічних (вологість, фракційний склад, форма частинок зернистого вогнетривкого матеріалу суміші, модуль Юнга, хімічна активність у

ставленні до залитого металу або сплаву тощо), у тому числі, механічних (межа міцності на стиск, розтягання, статичний вигин, твердість тощо);

- технологічних (обсипальність, податливість, плинність, стираність, ремонтпридатність, придатність до регенерації, гігроскопічність, схильність до утворення ужимін, прилипання до оснащення, робота вибивання і т.д.).

Багатофакторність, нерівнозначність і різновекторність впливу умов виробництва на якість виливків – характерні риси будь-якої ливарної технології. Ці особливості призводять до постійного «дрейфу»

в часі оптимуму поєднання властивостей ливарних форм і стрижнів, співвідношень значущості факторів і технологічної вагомості параметрів в процесі формування якості виливків і стабільності технології їх виробництва. З цього, успішне і швидке рішення ливарних завдань пов'язано не тільки зі знанням значень перерахованих вище властивостей і параметрів, але і їх взаємного впливу, зі знанням закономірностей їх комплексної зміни при виникненні відхилень від технологічного регламенту виробництва лиття.

**Аналіз літературних даних.** Дослідженням властивостей ливарних форм та стрижнів (ЛФС) присвячена велика кількість робіт [1...7 та ін.], з яких витікає, що до числа найбільш важливих параметрів сумішей для ЛФС відносять: щільність, обсіпальність, газопроникність, міцність, відносну величину стріли прогину до руйнування і роботу вибивання.

**Справжня та уявна щільність ( $\rho$ ).** Справжня щільність ( $\gamma$ ) будь-якого матеріалу являє собою співвідношення його маси ( $m$ ) до об'єму ( $V$ ), уявна щільність – співвідношення маси матеріалу до його об'єму з порами.

За інших рівних умов справжня щільність залежить від природи матеріалу, а уявна щільність – від фракційного складу суміші, способу її ущільнення, структурування, форми її часток, об'єму пор і т.п. Для ФСС з підвищенням уявної щільності, знижується газопроникність, збільшується міцність, теплоакумуюча здатність, маса ЛФС тощо.

**Обсіпальність (Ос)** – показник поверхневої міцності або здатності поверхні виробу (форми, стрижня, зразка) протистояти руйнуванню при стиранні. Обсіпальність за ГОСТ 23409.9 визначають у %, як відносну зміну маси зразка циліндричної форми ( $\varnothing 50 \times 50$  мм) зі структурованої суміші до і після його стирання протягом 1 хв в обертовому сітчастому барабані.

Обсіпальність залежить від міцності структурованої суміші, природи і кількості сполучного матеріалу в суміші, уявної щільності і т.п. та, як правило, в перші години після завершення структурування збільшується у часі. За інших рівних умов на величину обсіпальності істотно впливає питома щільність застосовуваного в суміші зернистого вогнетривкого матеріалу, форма та розмір його зерен і т.п. [8, 9]. З підвищенням обсіпальності зростає вірогідність появи на виливках засмічень та ужимін, підвищується шорсткість литої поверхні виливків.

**Газопроникність (К)** – показник здатності структурованої суміші пропускати через себе повітря. Цей показник розраховують за результатами випробувань ФСС проведених відповідно до ГОСТ 23409.6, використовуючи формулу:

$$K = \frac{V \cdot h}{S \cdot P \cdot \tau}, \quad (1)$$

де  $V$  – об'єм ( $2000 \text{ см}^3$ ) повітря, що пройшло через зразок за час  $\tau$ ,  $\text{см}^3$ ;  $h$  – висота (довжина) зразка,  $\text{см}$ ;  $S$  – площа поперечного перерізу зразка,  $\text{см}^2$ ;  $P$  – тиск повітря під зразком під час проведення його випробувань,  $\text{Па}$  ( $\text{г}/\text{см}^2$  або сантиметрів водного стовпа);  $\tau$  – тривалість проходження  $2000 \text{ см}^3$  газу (повітря) через зразок,  $\text{хв}$  [10].

Газопроникність знижується з підвищенням уявної щільності суміші, розмірів її зерен, зниженням їх фракційної однорідності і т.д.

**Міцність на стиск ( $\sigma_{\text{ст}}$ ), при розтягуванні ( $\sigma_{\text{р}}$ ) та на вигин ( $\sigma_{\text{вг}}$ )** – показники здатності зберігати цілісність виробу (форми, стрижня, зразка) при впливі на нього зовнішнього навантаження стиску ( $\sigma_{\text{ст}}$ ), розтягування ( $\sigma_{\text{р}}$ ) або вигину ( $\sigma_{\text{вг}}$ ). Від величини міцності сумішей залежні і показники їх обсіпальності, податливості, вибивання, придатності до регенерації і т.п.

Міцність ПРС не тільки адгезійно та когезійно залежна, але і залежить від уявної щільності структурованої суміші, вмісту сполучного матеріалу в суміші і його природи, часу перемішування ПРС, способу, умов структурування і т.п. [11...13]. У свою чергу, на адгезійну міцність впливають: поверхневе натягування рідкого скла (РС), стан і вигляд поверхні зерен вогнетривкого наповнювача, модуль пружності силікату натрію (СН) з РС, полярність РС та поверхні зерен вогнетривкого наповнювача тощо [14]. При цьому, зокрема, міжвеличинами міцності на стиск, при розтягуванні та на вигин для самотвердіючих ПРС та ПРС, що структуровані за  $\text{CO}_2$ -процесом, існує наступна залежність[2]:

$$\sigma_{\text{ст}} = 4 \cdot \sigma_{\text{р}} = 2 \cdot \sigma_{\text{вг}}. \quad (2)$$

**Робота вибивання (А)** – це робота, яку необхідно витратити на вибивання виливків з форм і/або стрижнів з виливків.

Роботу вибивання зразків  $\varnothing 50 \times 50$  мм розраховують за методикою ЦНДІТМАШ з використанням формули, Дж [15]:

$$A = a \cdot n, \quad (3)$$

де  $a$  – робота одного удару копра (для лабораторного копра мод. 5033А величина  $a = 3,09$  Дж);  $n$  – кількість ударів копра, необхідне для видалення стрижня з обойми.

Робота вибивання певним чином корелює з показником залишкової міцності структурованих сумішей. Тому, роботу вибивання в ряді випадків оцінюють за величиною остаточної міцності на стиск структурованих сумішей попередньо нагрітих до відповідної температури та охолоджених для досліджень до нормальної ( $20...25$  °С) температури [16].

На величину роботи (залишкову міцність) вибивання виливків з форм та стрижнів з виливків насамперед впливає температура нагрівання ФСС при формуванні виливків, про що, наприклад, свідчать залежності на рис. 1.

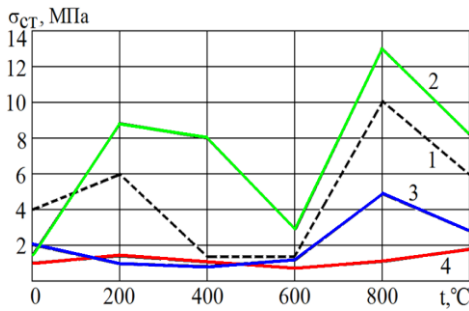


Рисунок 1 – Залежності залишкової міцності на стиск ПРС від температури попереднього нагріву: 1 – 4% РС ( $M_{SiO_2}=2,4$ ), затверджувач – складний ефір; 2 – 6% РС ( $M_{SiO_2}=2,4$ ), затверджувач –  $CO_2$ ; 3 – 5% РС ( $M_{SiO_2}=2,6$ ), затверджувач – 4% ферохромового шлаку; 4 – 6% РС ( $M_{SiO_2}=2,7$ ), затверджувач – 5% ферохромового шлаку (дані А.М. Лясса)

Така закономірність обумовлена проходженням насамперед фізико-хімічних процесів як у глибинних шарах ФСС, так і на поверхнях контакту виливок-(форма/стрижень). В свою чергу, температура нагріву ЛФС залежить від температури заливки розплаву в форму, товщини стінок виливка та стрижня, тривалості заливки розплаву в форму, теплофізичних властивостей сумішей та ін. [17].

Стосовно ПРС, за даними [18...20], робота вибивання буде тим менше, чим менше залишкова міцність суміші. В свою чергу, залишкова міцність зменшується зі зменшенням вмісту РС в ПРС та з підвищенням силікатного модуля її РС, зі збільшенням залишкових напружень у манжетах РС тощо. Зокрема, П.А. Борсук та А.М. Лясс відзначають, що зниження вмісту РС в ПРС на 1% дозволяє зменшити її залишкову міцність на стиск у 2 рази [18].

Таблиця 1  
Граничні деформації ХТС при вигині [16]

| Сполучна композиція + затверджувач | f, мм, після |         | Сполучна композиція + затверджувач | f, мм, після |         |
|------------------------------------|--------------|---------|------------------------------------|--------------|---------|
|                                    | 4 год.       | 24 год. |                                    | 4 год.       | 24 год. |
| Смола БС-40 + $H_3PO_4$            | 0,59         | 0,22    | РС + шлак + ПАР (РСС)              | 0,20         | 0,16    |
| РС + $CO_2$                        | 0,24         | 0,18    | $MgO$ + $H_3PO_4$                  | 0,14         | 0,07    |
| РС + ефір                          | 0,24         | 0,10    | $MgO$ + $H_3PO_4$ + ПВС            | 0,32         | 0,23    |

Примітка. ПАР – поверхнево-активна речовина; ПВС – полівініловий спирт

Як свідчить практика виготовлення ЛФС, відносна величина стріли прогину до руйнування, в основному, залежить від пластичності затверділого сполучного матеріалу суміші, способу структурування суміші та неухильно зменшується з підвищенням часу витримки структурованої суміші на повітрі.

**Постановка проблеми.** Аналіз літературних та патентних даних [19...21, 23...28 і ін.] по визначенню і розрахунку зазначених параметрів ФСС показує відсутність комплексного підходу в дослідженнях їх взаємозв'язків і взаємного впливу. Тобто в характеристиках сумішей дані параметри і властивості розглядають самостійними і незалежними один від одного, а їх зміни автори відомих

Робота вибивання багато в чому залежить і від початкової міцності структурованої суміші. В свою чергу початкова міцність будь-якої структурованої суміші залежить і від механізму (когезійного, адгезійного, змішаного) її руйнування. При цьому, когезійна міцність ФСС, як правило, завжди в рази більше міцності адгезійної [21, 22]. За даними А.М. Лясса ПРС мають когезійний механізм руйнування [21], на думку А.А. Жуковського структуровані ФСС переважно руйнуються за когезійним механізмом і подеколи за змішаним адгезійно-когезійним механізмом [16]. При цьому, перехід від когезійного до адгезійного механізму руйнування може проходити за різних умов, у тому числі, і з підвищенням вмісту сполучного матеріалу у ФСС [23].

Оцінюючи вибиваємість ПРС по їх залишковій міцності на стиск, автори роботи [16] відзначають, що для задовільного вибивання залишкова міцність ПРС на стиск повинна бути у межі 1,5...2,0 МПа, що відповідає роботі вибивання на лабораторному копрі вказаної вище моделі ~100 Дж.

**Відносна величина стріли прогину до руйнування (f).** Параметр f близький по суті з параметром крихкості ( $X_p$ ). Чим більше відносна величина стріли прогину до руйнування структурованої суміші, тим суміш в структурованому стані більш піддатлива (менш крихка), тим більш технологічна в структурованому стані, тим менш вразлива до руйнування під час витягання ЛФС з оснащення, маніпуляцій з ЛФС та, за необхідністю, їх обробки лезовим інструментом.

Величину стріли прогину визначають за триточковою схемою навантаження на зразок балочного типу, яка для деяких типів ХТС через 4 та 24 години з моменту завершення їх структурування надана в табл. 1.4.

залежностей пов'язують лише і, як правило, з природними та техногенне придбаними характеристиками сумішей або їх окремими компонентами [16]. Зокрема, Ребіндер П.О., міцність структурованої суміші рекомендує розраховувати за формулою [16]:

$$\sigma = c^* \cdot \sigma^* \cdot \frac{1 - \Pi}{d_c^2}, \quad (4)$$

де  $c^*$  – константа;  $\sigma^*$  – міцність індивідуального контакту (манжети) між частками суміші;  $\Pi$  – відносний об'єм пористості суміші;  $d_c$  – середній діаметр часток суміші.

В інших роботах авторами встановлено, що для одних видів структурованих сумішей міцність визначається рівнем адгезійних і когезійних властивостей матеріалів, що входять до них, у інших, наприклад, піщано-глинистих сумішах – Ван-дер-Ваальсовими та капілярними силами, водневими зв'язками і донорно-акцепторною взаємодією і т.д. [7, 13, 14]. При цьому міцність структурованої суміші вони також розраховують за формулами, використовуючи параметри, що подібні за змістом до параметрів формули (4). Зокрема, в роботі [15], для математичного опису впливу вмісту сполучного ФСС (х) на властивості ЛФС автори використовують рівняння виду:

$$y = a + b \cdot x + c \cdot x^2, \quad (5)$$

де а, b, c – коефіцієнти кореляції.

В роботі [16] Жуковський С.С. відносно залежностей типу (5) відмічає, що такі емпіричні залежності мало що додають до нових уявлень про досліджувані процеси та матеріали. Тобто, виключно такий формалізований підхід до вирішення не тільки проблеми міцності, але і будь-якого параметру знижує точність прогнозу, унеможлиблює проведення комплексного аналізу та прогнозування зміни основних властивостей структурованих сумішей при виникненні значних збурень в технологічному процесі виготовлення ЛФС.

Такий стан питання підвищує вірогідність суттєвих втрат при виготовленні виливків та литих деталей, що потребує відповідних досліджень та розробки адекватних розгорнутих функціональних залежностей між показниками ФСС, зокрема, на основі ПРС.

**Мета і завдання досліджень.** Мета роботи – розробити методіку розрахунку властивостей піщано-рідкоскляних сумішей, що структуровані в паро-мікрохвильовому середовищі. Завдання дослідження – розрахувати властивості піщано-рідкоскляних сумішей за теоретичними формулами, що отримані та адаптовані за експериментальними даними.

**Матеріали та методика досліджень.** Для встановлення загальної структури передбачуваної залежності між обраними параметрами, заснованої тільки на інваріантності фізичної залежності при зміні масштабів одиниць, використовували  $\pi$ -теорему аналізу розмірностей. З цією метою припустили, що між  $n$  даних фізичних величин (відібраних параметрів) існує якась залежність, у якій вид постійний навіть при зміні масштабів одиниць в деякому класі систем одиниць. Тобто, вона еквівалентна залежності між меншим числом  $p = n - k$  безрозмірних величин, де  $k$  – найбільше число величин з незалежними розмірностями серед вихідних  $n$  величин.

**Результати досліджень.** З метою прогнозування властивостей піщано-рідкоскляних сумішей, що структуровані в паро-мікрохвильовому середовищі (ПМЗ-процес) використовували формули та

результати робіт [29, 30]. При цьому припускали, що якщо прийняти, що всі частинки піску мають сферичну форму діаметром  $d$ , то в об'ємі піску ( $V$ ), наприклад,  $1 \text{ м}^3$ , при кубічній або ромбічній схемі укладання піщинок або їх конгломератів питому площу їх поверхні можна розрахувати за відомою формулою,  $\text{м}^2/\text{м}^3$ :

$$S_{II} = 6 \cdot \frac{1 - m}{d \cdot V}, \quad (6)$$

де  $m$  – об'ємна частка пор у піску в частках одиниці;  $d$  – діаметр піщинок або їх конгломератів, м.

Якщо прийняти, що  $\rho$  і  $\rho_2$ , відповідно, уявна щільність кварцового піску і дійсна щільність кварцу ( $\rho_2 = 2650 \text{ кг/м}^3$ ), то, прийнявши  $V = 1 \text{ м}^3$ , формулу (6) можна записати у вигляді:

$$S_{II} = 6 \cdot \frac{\rho}{d \cdot 2650} = \frac{0,002265 \cdot \rho^*}{d}. \quad (7)$$

В першому наближенні як величину  $d$  прийемо середній діаметр частинок піску, який передбачається використати в ПРС. В цьому випадку межу міцності при стисканні структурованої ПРС розраховуємо за формулою:

$$\sigma_{CT} = f_{\sigma} \cdot \rho \cdot \frac{V_{CB}}{S_{II}} = f_{\sigma} \cdot \frac{\rho}{\rho_{CB}} \cdot \frac{m_{CH}}{S_{II}}, \quad (8)$$

де  $S_{II}$  – питома площа поверхні зернистої складової (кварцового піску) структурованої суміші,  $\text{м}^2$ ;  $m_{CH}$  – маса силікату натрію від РС, що планується використати на плакування кварцового піску:

$$m_{CH} = \varphi_{CH} \cdot m_{PC} \cdot \rho \quad (9)$$

де  $\varphi_{CH}$  – масова доля силікату натрію в РС (для розрахунків прийнято  $\varphi_{CH} = 0,45$ ) або, прийнявши:

$$f_{\sigma} = 6500 \left( \frac{\rho}{\rho^*} \right)^2,$$

де  $\rho^*$  – максимальна уявна щільність, притаманна виключно для даного кварцового піску, за формулою ( $\rho^* = 1937 \text{ кг/м}^3$ ):

$$\sigma_{CT} = 65000 \cdot \frac{(\rho)^3}{(\rho^*)^2 \cdot \rho_{CB}} \cdot \frac{m_{CB}}{S_{II}}, \quad (10)$$

або, з урахуванням (7), виключно для даної ПРС знаходимо, МПа:

$$\sigma_{CT} = 2870800 \cdot \left( \frac{\rho}{\rho^*} \right)^2 \cdot \frac{m_{CB}}{\rho_{CB}} \cdot d, \quad (11)$$

Газопроникність (K) – це показник здатності зразка структурованої суміші відповідної форми пропускати через себе повітря, який розраховують за результатами досліджень, виконаних за ГОСТ 23409.6.

Результати визначення газопроникності ПРС, що структуровані за ПМЗ-процесом, від уявної щільності, приведені в табл. 2, а графічна залежність  $K=f(\rho)$ , щоприведена на рис. 2, може бути описана формулою (12).

Таблиця 2

Експериментальні дані уявної щільності та газопроникності структурованих ПРС

|                            |      |      |      |      |      |      |      |
|----------------------------|------|------|------|------|------|------|------|
| $\rho$ , кг/м <sup>3</sup> | 1224 | 1768 | 1710 | 1392 | 1657 | 1727 | 1465 |
| K, од                      | 405  | 152  | 282  | 308  | 238  | 151  | 364  |
| $\rho$ , кг/м <sup>3</sup> | 1290 | 1551 | 1724 | 1709 | 1747 | 1543 | 1575 |
| K, од                      | 365  | 239  | 153  | 158  | 198  | 303  | 262  |
| $\rho$ , кг/м <sup>3</sup> | 1514 | 1300 | 1490 | 1555 | 1644 | 1371 | 1700 |
| K, од                      | 333  | 375  | 328  | 325  | 250  | 377  | 202  |

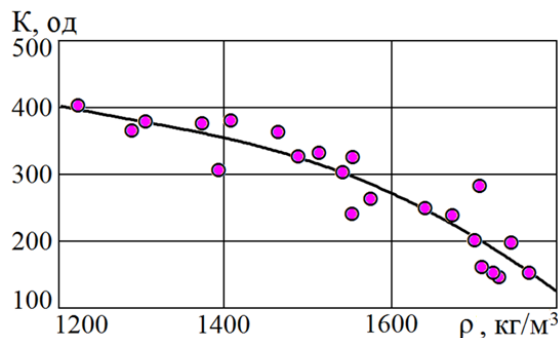


Рисунок 2–Залежність газопроникності ПРС, що структуровані за ПМЗ-процесом, від її уявної щільності

$$K=86 \cdot 10^{-10} \cdot \rho^4 - 5253 \cdot 10^{-8} \cdot \rho^3 + 0,11899 \cdot \rho^2 - 118,96 \cdot \rho + 44759, \quad (12)$$

де K – газопроникність структурованої суміші, од;  $\rho$  – уявна щільність структурованої ПРС, кг/м<sup>3</sup>.

За результатами порівняльного аналізу експериментальних і розрахункових величин до розрахунків приймемо межі зміни величини газопроникності від (-30) до (+60) одиниць відносно до значень, розрахованих за формулою (12).

Уявну щільність ПРС, що складається з кварцового піску з округлою формою частинок залежно від відносної маси РС щільністю 1420...1440 кг/м<sup>3</sup>, використаного на його плакування, розраховуємо за формулою:

$$\rho = 950 - 570 \cdot \ln(d), \quad (13)$$

Щільність затверділого сполучного матеріалу для розрахунків приймемо рівною  $\rho_{св} = 2440$  кг/м<sup>3</sup>

Припустимо, що для виготовлення будь-якого гіпотетичного стрижня за ПМЗ-процесом використовують кварцовий пісок з середнім розміром часток 0,25 мм, що плакований рідким склом у кількості 1,5% понад 100% маси кварцового піску.

В цьому випадку після сушіння такого піску до сипучого стану, відповідного помелу та вібраційного ущільнення в оснащенні, відповідно до формули (13), величина уявної щільності цієї структурованої ПРС складе:

$$\rho = 950 - 570 \cdot \ln(0,25) = 1740 \text{ кг/м}^3 \text{ (експериментальне значення – 1727 кг/м}^3\text{)}$$

Газопроникність такої структурованої ПРС, відповідно до формули (12), складе:

$$K = 86 \cdot 10^{-10} \cdot 1740^4 - 5253 \cdot 10^{-8} \cdot 1740^3 + 0,11899 \cdot 1740^2 - 118,96 \cdot 1740 + 44759 = 124 \text{ од}$$

(експериментальне значення – 151 од).

Для прийнятої ПРС маса силікату натрію в 1 м<sup>3</sup> суміші становить:

$$m_{сн} = 0,45 \cdot 0,015 \cdot 1740 = 11,745 \text{ кг}$$

В цьому випадку, межа міцності на стиск такої суміші, відповідно до формули (11), повинна становити, МПа:

$$\sigma_{ст} = 2870800 \cdot \left(\frac{1740}{1927}\right)^2 \cdot \frac{11,745}{2440} \cdot 0,00025 = 2,82.$$

(експериментальне значення – 2,95 МПа)

Функціональні залежності між властивостями зразків з структурованих формувальних і стрижневих сумішей розраховували за формулами роботи [29], у числі яких:

обсипальність:

$$O_c = f_0 \cdot \rho^3 \cdot l \cdot \frac{K}{\sigma_{CT}}, \quad (14)$$

де  $l$  – довжина зразка ( $l=0,05$  м);  $f_0 = 21 \cdot 10^{-12}$ .  
стріла прогину зразка балочного типу:

$$\Delta_\varepsilon = \frac{\varepsilon}{l} = f_\varepsilon^* \cdot \rho^2 \cdot \frac{K}{O_c}, \quad (15)$$

де  $l$  – довжина зразка ( $l=0,2$  м);  $f_\varepsilon = 19 \cdot 10^{-11}$ .  
робота вибивання:

$$A = f_A \cdot K^2 \cdot \sigma_{CT}^2 \cdot \rho \cdot l, \quad (16)$$

де  $l$  – довжина зразка ( $l=0,05$  м), м;  $f_A = 56 \cdot 10^{-7}$ .

У зв'язку з тим, що показник газопроникності  $K$  має певні межі щодо його зміни, обсипальність, стріла прогину зразка балочного типу та робота вибивання ПРС також набувають мінімальних та максимальних значень. Тобто:

$$O_c = 21 \cdot 10^{-12} \cdot 1740^3 \cdot 0,05 \cdot \frac{124}{2,82} = 0,24.$$

(експериментальне значення  $O_c = 0,26$  %)

$$\Delta_\varepsilon = 19 \cdot 10^{-11} \cdot 1740^2 \cdot \frac{124}{0,24} = 0,30.$$

(експериментальне значення  $\Delta_\varepsilon = 0,32$  %)

$$A = 56 \cdot 10^{-7} \cdot 124^2 \cdot 2,82^2 \cdot 0,05 \cdot 1740 = 60.$$

(експериментальне значення  $A = 92$  Дж)

Обговорення результатів. Аналіз результатів прогнозування властивостей досліджуваних ПРС свідчить про їх адекватність, щодо результатів експериментальних вимірювань параметрів, а розроблена методика прогнозування адаптована і може бути рекомендована для прогнозування властивостей ПРС з кварцового піску з середнім розміром часток 0,16...0,315 мм, які плаковані натрієвим рідким склом щільністю 1420...1440 кг/м<sup>3</sup> і силікатним модулем 2,8...3,0 в кількості 0,5...2,5 % понад 100% кварцового піску, що структуровані в паро-мікрохвильовому середовищі з використанням мікрохвильової печі з обертовим столом та магнетроном потужністю 700...900 Вт.

Підвищити точність прогнозування за розробленою методикою можливо шляхом підвищення точності розрахунків або експериментального визначення за ГОСТ 23409.6 величини газопроникності реальної структурованої ПРС.

Висновки. Використання даної методики розрахунків властивостей піщано-рідкоскляних сумішей, структурованих за ПМЗ-процесом, дозволить підвищити точність аналізів і прогнозування властивостей сумішей. Тобто при зміні хоча б одного компонента суміші, використання даної методики дозволить розрахувати властивості суміші і, при необхідності, відповідним чином змінити склад суміші, скорегувати відповідні технологічні параметри виробництва формувальних та стрижневих сумішей, зменшити витрати на процес оптимізації складу цих сумішей.

### Бібліографічний опис

1. Chate G.R., Chate G.C., Manjunath P., BharathBhushan S.N., Mahesh B.P., Anand S.D. Comprehensive modelling, analysis and optimization of furan resin-based moulding sand system with sawdust as an additive. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2019. № 4. Pp. 1-24. <https://doi.org/10.1007/s40430-019-1684-0>
2. Major-Gabryś K., Mosadyna-Kondracka M., Grabarczyk A. Selection of hardening technology of moulding sand with hydrated sodium silicate binder devoted to aluminum alloys ablation casting. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2019. № 1. Pp. 359-364. <https://doi.org/10.24425/amm.2019.126260>
3. Юрасов В.В., Сильченко Т.Ш., Кидалов Н.А. Разработка жидкостекольного связующего для смесей литейного производства из нанодиспергированных ударно-волновой обработкой щелочных силикатов натрия. *Литейщик России*. 2011. № 2. С. 42-46.
4. Афонаскин А.В., Быстров М.В., Чуркин Б.С., Брусницын С.В. Составы смесей, обеспечивающие высокую податливость и выбиваемость стержней. *Литейное производство*. 2011. № 3. С. 8-10.
5. Кукарцев В.А., Дроздова Т.Н., Кукарцев В.В., Атрошенко А.В. Использование отвалов отработанной жидкостекольной смеси при изготовлении форм. *Литейное производство*. 2015. № 5. С. 6-8.
6. Иванова Л.А., Наумов В.И., Чернышов Е.А., Кузнецов С.А. Свойства жидкостекольных смесей при модифицировании жидкого стекла ПАВ. *Литейное производство*. 2015. № 8. С. 6-9.
7. Иванова Л.А., Чернышов Е.А., Кузнецов С.А. Влияние комплексного модификатора на остаточную прочность жидкостекольных смесей. *Литейное производство*. 2016. № 11. С. 16-18.
8. Яшина С.А., Клюквина Т.Д. Изучение механизма осыпaeмости самотвердеющих смесей (обзор). *Труды ВИАМ*. 2018. №6(66). С. 110-118.
9. Кукуй Д.М., Андрианов Н.В. Теория и технология литейного производства формовочные материалы и смеси. Искусственная сушка горных пород: Учебн. пособие. Мн.: БНТУ, 2005. 360 с.
10. Лютий Р.В., Гурія І.М. Формувальні матеріали: підручник для студ. спеціальності 136 «Металургія». Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2020. 258 с.
11. Дан Л.А., Трофимова Л.А., Шепилов В.А., Дан Е.Л. Повышение прочностных свойств сырых песчано-глинистых формовочных смесей путем электромагнитной обработки воды. *Вісник приазовського державного технічного університету*. 2012. № 24. С. 143-147.

12. Фесенко А.Н., Фесенко М.А., Федоров Н.Н. Влияние влажности и зернистости песка на основе кварца на свойства песчано-глинистой формовочной смеси. *Научный вестник ДГМА*. 2017. №1 (22). С. 104-111.
13. Рагимова К.Э. Промышленное испытание противопригарных свойств формовочных и стержневых смесей с техногенными отходами. *Системные технологии*. 2015. № 4(99). С. 49-55.
14. Илларионов И.Е., Петрова Н.В. Жидкостекольные смеси, отверждаемые продувкой углекислым газом. *Труды Нижегородского государственного технического университета им. П.Е. Алексеева*. 2011. № 2(87). С.208-213.
15. Бречко А.А., Великанов Г.Ф. Формовочные смеси с заданными свойствами. Л.: Машиностроение, 1982. 216 с.
16. Жуковский С.С. Прочностьлитейнойформы. М.: Машиностроение, 1989. 288 с.
17. Марков В.А., Нефедов К.Е. Метод определения выбиваемостижидкостекольных смесей. *Ползуновский альманах*. 2003. № 4. С. 50-51.
18. Борсук Л.А., Лясс А.М. Жидкие самотвердеющие смеси. М.: Машиностроение, 1979. 255 с.
19. Жуковский С.С., Иванов А.А. Упрочнение и выбиваемостьжидкостекольных смесей. *Литейное производство*. 1987. №1. С. 9-11.
20. Жуковский С.С. Проблемы прочности формовочных смесей. *Литейное производство*. 1985. №5. С. 5-7.
21. Лясс А.М. Быстротвердеющие формовочные смеси. М.: Машиностроение, 1965. 329 с.
22. Васин Ю.П., Васина З.М. Адгезионные свойства поверхности зёрен кварцевого песка. *Вопросы теории и технологии литейных процессов*. Челябинск: ЧПИ, 1981. С.3-6.
23. Жуковский С.С., Кузнецов Д.А. Упрочнение холоднотвердеющих смесей силанами. *Литейное производство*. 1984. №9. С. 18-19.
24. Великанов Г.Ф., Бречко А.А. Формовочные и стержневые смеси с заданными свойствами. Л.: Машиностроение, 1982. 214 с.
25. Зыков А.П., Минаев Г.И. Механизм формирования прочностных свойств песчано-смоляных образцов из горячеплакированных смесей. *Литейной производство*. 1984. №1. С. 15-16.
26. Смесь для литейных форм: а.с. 1256844 СССР: МКл В22 С1/00,С1/02. №3851355/22-02; заявл. 31.01.85; опубл. 15.09.86, Бюл. №34. 3 с.
27. Смесь для литейных форм и стержней: а.с. 372014 СССР: МКл В22 С1/00. №1294117/22-2; заявл. 06.01.69; опубл. 01.03.73, Бюл. №13. 1 с.
28. Состав смеси для изготовления литейных форм и стержней: а.с. 1227309 СССР: МКл В22 С1/02. № 3847025/22-02; заявл. 21.11.84; опубл. 30.04.86, Бюл. № 16. 4 с.
29. Солоненко Л.І., Білий О.П., Узлов К.І. Функціональні залежності між властивостями зразків з структурованих формувальних і стрижневих сумішей. *Теорія і практика металургії*. 2018. № 6. С. 93-100. [http://nbuv.gov.ua/UJRN/Tipm\\_2018\\_6\\_14](http://nbuv.gov.ua/UJRN/Tipm_2018_6_14).
30. Солоненко Л.І., Реп'ях С.І., Узлов К.І. Оптимізація зернового складу піщано-рідкоскляних сумішей для структурування способом паро-мікрохвильового затвердіння. *Теорія і практика металургії*. 2021. №1. С. 28-38. <https://doi.org/10.34185/tpm.1.2021.05>

### Reference

1. Chate G.R., Chate G.C., Manjunath P., Bharath Bhushan S.N., Mahesh B.P., Anand S.D. Comprehensive modelling, analysis and optimization of furan resin-based moulding sand system with sawdust as an additive. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2019. № 4. Pp. 1-24. <https://doi.org/10.1007/s40430-019-1684-0>
2. Major-Gabryś K., Mosadyna-Kondracka M., Grabarczyk A. Selection of hardening technology of moulding sand with hydrated sodium silicate binder devoted to aluminum alloys ablation casting. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2019. № 1. Pp. 359-364. <https://doi.org/10.24425/amm.2019.126260>
3. Yurasov V.V., Silchenko T.Sh., Kidalov N.A. Development of a liquid-glass binder for foundry mixtures from sodium alkali silicates nanodispersed by shock-wave processing. *Russian foundry worker*. 2011. № 2. Pp. 42-46.
4. Afonaskin A.V., Bystrov M.V., Churkin B.S., Brusnitsyn S.V. Compositions of mixtures providing high ductility and knockout of rods. *Foundry*. 2011. № 3. Pp. 8-10.
5. Kukartsev V.A., Drozdova T.N., Kukartsev V.V., Atroshenko A.V. The use of dumps of waste liquid glass mixture in the manufacture of molds. *Foundry*. 2015. № 5. Pp. 6-8.
6. Ivanova L.A., Naumov V.I., Chernyshov E.A., Kuznetsov S.A. Properties of liquid glass mixtures in the modification of liquid glass with surfactants. *Foundry*. 2015. № 8. Pp. 6-9.
7. Ivanova L.A., Chernyshov E.A., Kuznetsov S.A. Influence of a complex modifier on the residual strength of liquid glass mixtures. *Foundry*. 2016. № 11. Pp. 16-18.
8. Yashina S.A., Klyukvina T.D. Study of the mechanism of shedding of self-hardening mixtures (review). *Proceedings of VIAM*. 2018. № 6 (66). Pp. 110-118.
9. Kukuy D.M., Andrianov N.V. Theory and technology of foundry production molding materials and mixtures. Artificial drying of rocks: Textbook. Allowance. Minsk: BNTU, 2005. 360 p.
10. Lyuty R.V., Guria I.M. Molding materials: handbook for students. specialty 136 "Metallurgy". Kiev : KPI im. Igor Sikorsky, 2020. 258 p.
11. Dan L.A., Trofimova L.A., Shepilov V.A., Dan E.L. Improving the strength properties of raw sand-clay molding sands by electromagnetic water treatment. *Bulletin of the Azov State Technical University*. 2012. № 24. Pp. 143-147.
12. Fesenko A.N., Fesenko M.A., Fedorov N.N. Influence of humidity and granularity of sand based on quartz on the properties of sand-clay sand. *Scientific Bulletin of the DSEA*. 2017. № 1 (22). Pp. 104-111.
13. Ragimova K.E. Industrial testing of non-stick properties of molding and core sands with industrial waste. *System technologies*. 2015. № 4(99). Pp. 49-55.

14. Illarionov I.E., Petrova N.V. Liquid glass mixtures cured by blowing with carbon dioxide. *Proceedings of the Nizhny Novgorod State Technical University. R.E. Alekseev*. 2011. № 2(87). Pp.208-213.
15. Brechko A.A., Velikanov G.F. Molding sands with desired properties. L.: Mashinostroenie, 1982. 216 p.
16. Zhukovsky S.S. Mold strength. M.: Mashinostroenie, 1989. 288 p.
17. Markov V.A., Nefedov K.E. Method for determining the knockout of liquid glass mixtures. *Polzunov almanac*. 2003. № 4. Pp. 50-51.
18. Borsuk L.A., Lyass A.M. Liquid self-hardening mixtures. M.: Mashinostroenie, 1979. 255 p.
19. Zhukovsky S.S., Ivanov A.A. Hardening and knockout of liquid glass mixtures. *Foundry*. 1987. № 1. Pp. 9-11.
20. Zhukovsky S.S. Problems of the strength of molding sands. *Foundry*. 1985. № 5. Pp. 5-7.
21. Lyass A.M. Fast hardening sands. M.: Mashinostroenie, 1965. 329 p.
22. VasinYu.P., Vasina Z.M. Adhesive properties of the surface of grains of quartz sand. *Questions of theory and technology of foundry processes*. Chelyabinsk: ChPI, 1981. P.3-6.
23. Zhukovsky S.S., Kuznetsov D.A. Strengthening of cold hardening mixtures with silanes. *Foundry*. 1984. № 9. Pp. 18-19.
24. Velikanov G.F., Brechko A.A. Molding and core mixtures with specified properties. L.: Mashinostroenie, 1982. 214 p.
25. Zykov A.P., Minaev G.I. Mechanism of formation of strength properties of sand-resin specimens from hot-clad mixtures. *Foundry production*. 1984. № 1. Pp. 15-16.
26. Mix for casting molds: a.s. 1256844 USSR: MKI B22 S1/00, S1/02. No. 3851355/22-02; dec. 01/31/85; publ. 09/15/86, Bull. № 34. 3 p.
27. Mixture for casting molds and cores: a.s. 372014 USSR: MKI B22 C1/00. No. 1294117/22-2; dec. 01/06/69; publ. 01.03.73, Bull. № 13. 1 p.
28. The composition of the mixture for the manufacture of molds and cores: a.s. 1227309 USSR: MKI B22 C1/02. No. 3847025/22-02; dec. 11/21/84; publ. 04/30/86, Bull. № 16. 4 p.
29. Solonenko L.I., Bily O.P., Uzlov K.I. Functional fallows between power structures and structuring molding and shearing sums. *Theory and practice of metallurgy*. 2018. № 6. Pp. 93-100. [http://nbuv.gov.ua/UJRN/Tipm\\_2018\\_6\\_14](http://nbuv.gov.ua/UJRN/Tipm_2018_6_14)
30. Solonenko L.I., Rep'yakh S.I., Uzlov K.I. Optimization of the grain storage of spicy-red-coloured sums for structuring by the method of steam-micro-fluff hardening. *Theory and practice of metallurgy*. 2021. №1. Pp. 28-38. <https://doi.org/10.34185/tpm.1.2021.05>

## ЗМІСТ

|  |    |
|--|----|
| СТОВПЧЕНКО Г.П., СТЕПАНЕНКО Д.В., МЕДОВАР Л.Б.<br>Обґрунтування енергетичних та екологічних переваг використання високоміцних сталей за методологією оцінки життєвого циклу.....                         | 5  |
| БОЙЧЕНКО С., КИРИЛЕНКО Е., СТОЯНОВ О., НІЗЯЄВ К., СІНЕГІН Є., ШУХОВЕЦЬКИЙ С.<br>Розподіл кисню між фазами при ковшовій обробці алюмінієвих сплавів.....  | 14 |
| КАМКІНА Л.В., БЕЗШКУРЕНКО О.Г., СТОВПЧЕНКО Г.П., БРОЦЬКИЙ О.В. КОРОХОВА А.В.<br>Проблемні питання одержання високовуглецевої електросталі .....  | 20 |
| КАРАКАЙ О.С., ІСАЄВА Л.Є, ГРИШИН В.С., АНІСІМОВ В.М., ЛАГУН В.М.<br>Особливості одержання технічної вищої освіти особами із вадами слуху та їх працевлаштування.<br>Досвід і перспективи .....           | 33 |
| ПОЛЯКОВА Н.В., БОЙКО М.М., ЖУРАВЛЬОВА С.В.<br>Контроль експлуатаційної стійкості валків гарячої прокатки з високохромистих чавунів та швидкорізальних сталей...  | 39 |
| К.Г. НІЗЯЄВ, В.І. ХОТЮН<br>Моделювання процесу плавлення частки феромарганцю при інжекції у рідку сталь .....  | 45 |
| ЗАСЕЛЬСЬКИЙ В.Й., СУСЛО Н.В., ГУК Є.С., ПАНЧЕНКО Г.М., ЗАСЕЛЬСЬКИЙ І.В.<br>Визначення впливу технологічних процесів ливарного виробництва на викиди забруднюючих речовин .....                           | 52 |
| ІВАНОВ В.Г., КРИЛОВА Л.О, КАРГІНОВ В.П., КУДІН В.В, МАТВЕЙШИН М.В.<br>Використання спеціальних добавок для покращення вибивання рідкоскляних формувальних сумішей.....                                   | 58 |
| ПОДОЛЬСЬКИЙ Р.В., САФРОНОВА О.А., МЕРКУЛОВ О.Є., КЛЕМШОВ Є.С., КОНОНЕНКО Г.А., БАБАЧЕНКО О.І.<br>Розроблення методики моделювання фазово-структурних перетворень у легованих Fe-C сплавах .....          | 62 |
| СОЛОНЕНКО Л.І., РЕП'ЯХ С.І., УЗЛОВ К.І., БІЛИЙ О.П., УСЕНКО Р.В., БІЛИЙ А.П. ІВАНОВА Л.Х<br>Прогнозування властивостей піщано-рідкоскляних сумішей, що структуровані в паро-мікрохвильовому середовищі . | 70 |
| ЗМІСТ .....  | 78 |

## CONTENT

|  |    |
|--|----|
| BOYCHENKO S., KIRILENKO Y., STOIANOV O., NIZIAIEV K., SYNEHIN Y., SUKHOVETSKYI S. ....                         | 14 |
| OXYGEN DISTRIBUTION BETWEEN PHASES DURING LADLE PROCESSING OF ALUMINUM KILLED BOF STEELS .....                 | 14 |
| РОЗПОДІЛ КИСНЮ МІЖ ФАЗАМИ ПРИ КОВШОВІЙ ОБРОБЦІ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ .....                                       | 14 |
| KAMKINA L., BEZSHKURENKO O., STOVPCHENKO H., BROTSKYI O., KOROKHOVA A.....                                     | 20 |
| PROBLEMATIC ISSUES OF OBTAINING HIGH-CARBON ELECTRICAL STEEL.....  | 20 |
| KARAKAI O., ISAEVA L., HRYSHYN V, ANISIMOV V., LAGUN V.....  | 33 |
| FEATURES OF OBTAINING TECHNICAL HIGHER EDUCATION FOR PEOPLE WITH HEARING IMPAIRMENTS AND THEIR EMPLOYMENT..... | 33 |
| POLYAKOVA N.V., BOYKO M.M., ZHURAVLOVA S.V.....  | 39 |
| CONTROL OF OPERATING RESISTANCE OF HOT ROLLING ROLLS FROM HIGH CHROMIC CAST IRON AND HIGHSPEED STEEL .....     | 39 |
| МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ПЛАВЛЕННЯ ЧАСТКИ ФЕРОМАРГАНЦЮ ПРИ ІНЖЕКЦІЇ У РІДКУ СТАЛЬ.....                              | 45 |
| ZASELSKYI V., SUSLO N., HUK Y., PANCHENKO H., ZASELSKYI I. ....  | 52 |
| DETERMINING THE IMPACT OF FOUNDRY PRODUCTION PROCESSES ON POLLUTANT EMISSIONS .....                            | 52 |
| IVANOV V.G., KRYLOVA L.O., KARGINOV V.P.,KUDIN V.V MATVEISHIN M.V. ....  | 58 |
| THE USE OF SPECIAL ADDITIVES FOR IMPROVING THE KNOCKOUT OF SODIUM SILICATE-BONDED SAND MOLDS.....              | 58 |
| PODOLSKYI R.V., SAFRONOVA O.A., MERKULOV O.YE., KLEMESHOV E.S., KONONENKO G.A., BABACHENKO O.I. ....           | 62 |
| DEVELOPMENT OF METHODS FOR MODELING PHASE-STRUCTURAL TRANSFORMATIONS IN ALLOYED FE-C ALLOYS.....               | 62 |
| SOLOHENKO L.I., REPYAKH S.I., UZLOV K.I., BILYI O.P., USENKO R.V., BILYI A.P. IVANOVA L.....                   | 70 |
| SAND-SODIUM-SILICATE MIXTURES STRUCTURED IN STEAM-MICROWAVE ENVIRONMENT PROPERTIES PREDICTION .....            | 70 |
| ЗМІСТ.....   | 78 |
| CONTENT .....  | 79 |