

С.Я. Шипицин, д-р техн. наук, старш. наук. співроб., зав. відділу;

e-mail: odus@ptima.kiev.ua; ORCID 0009-0004-6406-5345

Г.Є. Федоров, канд. техн. наук, старш. наук. співроб.;

e-mail: odus@ptima.kiev.ua; ORCID 0009-0006-3284-0137

І.Ф. Кірчу, канд. техн. наук, пров. наук. співроб.;

e-mail: odus@ptima.kiev.ua; ORCID 0009-0008-8785-9008

Д.І. Лиховей, мол. наук. співроб.; e-mail: allmustd1e91@gmail.com;

ORCID 0009-0008-3223-107X

Т.В. Степанова, наук. співроб.; e-mail: stept@ukr.net;

ORCID 0009-0008-8785-9008

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

ПІДВИЩЕННЯ ФІЗИКО-МЕХАНІЧНИХ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВИСОКОМАРГАНЦЕВИХ СТАЛЕЙ УДОСКОНАЛЕННЯМ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ЇХ ПЛАВЛЕННЯ, МІКРОЛЕГУВАННЯ ТА МОДИФІКУВАННЯ

Показано закономірності впливу температури розливання та модифікування азотом високомарганцевої сталі на формування первинної дендритної структури та якості виливків, визначено вплив хіміко-структурної неоднорідності та щільності металу на фізико-механічні властивості сталей й закономірності впливу вихідного структурного стану на зносостійкість сталі в умовах ударно-абразивного зношування. Показано вплив процесу охолодження виливків на фізико-механічні властивості високомарганцевих сталей з урахуванням їх особливостей та температурних режимів лиття. Відзначено, що для одержання якісних виливків оптимальна температура розплаву перед розливанням його у форми має бути в межах від 1430 °С до 1480 °С залежно від товщини стінок литої деталі та її габаритних розмірів. Така температура забезпечує високі фізико-механічні властивості та якість виливків із товщиною стінок до 20 мм. Модифікування азотом суттєво нівелює негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми на механічні властивості сталей. Після термічного оброблення на аустеніт модифікування азотом забезпечує одночасне підвищення на 15...20 % міцності й пластичності металу внаслідок зернограничного зміцнення та зміцнення аустеніту твердорозчинним азотом. Показано, що ступінь впливу неметалевих включень на властивості сталі залежить від їх кількості, форми й розподілу в мікро- та макрооб'ємах виливка й не залежить від причин появи їх у металі. Розміри нітридів у цих сталях не перевищують 2...8 мкм, а силікатних, оксидних і сульфідних включень у всіх сталях — 12 мкм, що суттєво не впливає на властивості металу у виливках. Модифікування азотом, дисперсійне нітридванадієве зміцнення після модифікування азотом і мікролегування ванадієм забезпечує зниження в 1,5...3,0 рази індекс забрудненості сталі неметалевими включинами різної морфології. Бал зерна 4 стандартної сталі підвищується до 6 після модифікування її азотом і мікролегування ванадієм, що сприяє підвищенню на 15...17 % міцності та на 40...60 % пластичності за збереження високого рівня в'язкості сталей. Показано, що здійснення відпуску виробів із високомарганцевих сталей із литого стану з метою зниження їх твердості та, як наслідок, покращання механічного оброблювання виробів, є недоцільним.

Ключові слова: високомарганцеві сталі, процес охолодження, модифікування азотом, неметалеві включини, механічне оброблення.

Із практики ливарного виробництва відомо, що вибором оптимальної температури розплаву перед заливанням його в ливарні форми можна досягти дрібнозернистої структури й високих показників фізико-механічних та експлуатаційних властивостей сталей. Температуру розплаву перед заливанням у форми вибирають, перш за все спираючись на конфігурацію й товщину стінок литої деталі. Незважаючи на те що розплав високомарганцевої сталі має високу рідкоплинність внаслідок зниження температур ліквідусу й солідусу та малих поверхневого натягу й внутрішнього тертя через високий вміст марганцю, для кожного конкретного виливка, особливо в умовах великосерійного й масового виробництв, необхідно чітко визначати оптимальну температуру розплаву перед розливанням його в ливарні форми.

Серед численних марок сталей, які використовують для виробництва литих деталей, що працюють в екстремальних умовах зносу, й сьогодні провідне місце посідає високомарганцева аустенітна сталь 110Г13Л. Відсутність дефіцитних складових у цій сталі в поєднанні з високими фізико-механічними властивостями та експлуатаційними характеристиками металу зумовлює надзвичайну економічність її використання як ливарного матеріалу — понад 50 % заготовок або деталей спеціального призначення за масою.

Застосування високомарганцевої сталі 110Г13Л як конструкційного матеріалу зумовлене комплексом унікальних властивостей: високою в'язкістю металу, опором ударним навантаженням, наклепуваністю внаслідок деформацій від дії зовнішніх динамічних навантажень й утворення на поверхні виробу зміцненого шару, який забезпечує високу зносостійкість цієї сталі. Отже, інтерес до цієї сталі не зменшується і в теперішній час.

Відповідно до ДСТУ 8781:2018, хімічний склад сталі 110Г13Л характеризується широкими діапазонами вмісту вуглецю (від 0,9 % до 1,5 %) та марганцю (від 11,5 % до 15,0 %), що негативно позначається на стабільності властивостей металу різних плавов навіть в умовах одного ливарного цеху. Залишається спірним і питання щодо відношення вмісту марганцю до вмісту вуглецю в сталі, особливо для різних умов експлуатації зносостійких деталей. У загальновизнаних літературних джерелах [1...3] таке відношення має бути близько 10, що далеко не завжди у виробничих умовах можна витримати. Іншим недоліком цієї сталі є надмірний вміст фосфору, який за нормативним документом може досягати до 0,12 %. Він вноситься в розплав переважно ферромарганцем, що вміщує від 0,30 % до 0,55 % фосфору, під час легування вуглецевого розплаву. Крім того, на якість металу у виливках із високомарганцевої сталі суттєвий вплив справляє вимушене використання некондиційних шихтових матеріалів внаслідок втрати відповідних технологій їх підготовки.

Оскільки використання дорогого низькофосфористого феромарганцю економічно недоцільне в умовах великосерійного та масового виробництв, особливо середніх і великих зносостійких литих деталей, а покращання якості вихідних шихтових матеріалів у сучасних умовах не передбачається, завданням науковців залишаються пошуки нових заходів, здатних компенсувати шкідливий вплив фосфору та некондиційних шихтових матеріалів на властивості високомарганцевої сталі доступними й дешевими методами: удосконаленням технологічних операцій плавлення й розливання розплаву у форми, використанням процесів мікролегування та модифікування, досконалих режимів термічного оброблення тощо.

Відомо [1...4], що високий вміст марганцю та вуглецю забезпечує аустенітну структуру металу у виливках навіть в умовах повільного охолодження. Проте така структура характеризується наявністю окремих великих карбідів $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$, що випадають із твердого розчину, й ділянок перлітної суміші (ферит + карбіди). Інколи вони утворюють майже суцільну облямівку навколо аустенітних зерен. Така сталь має низькі показники міцності, пластичності та в'язкості. Під час витримування в інтервалі температур від 1050 °C до 1150 °C карбіди розчиняються й після охолодження виробу у воді фіксуються відносно чисті зерна аустеніту. Проте наявність суто аустенітної

структури є недостатньою для отримання високих фізико-механічних властивостей і зносостійкості виливків. Установлено [1, 3, 5], що якість металу цієї сталі значною мірою визначається величиною зерна аустеніту. Зрозуміло, що вищі показники мають сталі з дрібнозерниною структурою. Проте у виливках зі сталі, яка не має фазових перетворень, дрібнозернистої структури можна досягти тільки регулюванням процесів кристалізації розплаву. Це досягається визначенням оптимальної температури розплаву перед розливанням його у форми або введенням добавок, що забезпечують модифікувальний і мікролегувальний ефекти під час кристалізації сталі.

Формування властивостей високомарганцевих сталей і, відповідно, виливків, що виготовляють із них, починається на стадії підготовки рідкого розплаву: вибір шихтових матеріалів і визначення їх кількості на плавку, технологія виплавляння сплаву, його пічне й позапічне оброблення та розливання з урахуванням властивостей ливарної форми.

У дугових електропечах [3, 6] сталь виплавляють методами з окисненням або переплавлянням залежно від типу шихтових матеріалів, а в індукційних печах [3] — тільки методом переплавляння. Перспективним напрямком підвищення властивостей високомарганцевої сталі є додаткове легування в плавильному агрегаті з подальшим оброблення розплаву в ковші мікролегувальними та модифікувальними присадками [7...10]. Це суттєво підвищує міцність і пластичність металу та дає змогу позбутись браку за тріщинами.

Установлено [11], що комплексне оброблення сталі азотом ферохромом близько 2,0 % призводить до суттєвого підвищення коефіцієнта зносостійкості високомарганцевої сталі. Крім того, зазначено, що підвищення кількості хрому в хімічному складі сталі збільшує загальну кількість карбідів у структурі сплаву в литому стані при одночасному зменшенні частки карбідів марганцю й збільшенні карбідів хрому. При вмісті масової частки хрому понад 2,0 % у хімічному складі сталі аустеніт має максимальну мікротвердість від 2300 МПа до 2900 МПа залежно від швидкості охолодження сплаву в ливарній формі.

У роботах [8, 9] наведено результати досліджень впливу азоту на механічні властивості високомарганцевої аустенітної сталі та її мікроструктуру. Установлено, що збільшення вмісту азоту в сталі призводить до підвищення характеристик міцності сталі, а також до зміни механізмів ковзання дислокацій у результаті зовнішнього фізичного впливу. Структура утворюється рівнозерниста, розмір зерна відповідає 4...5-му балу. Фазовий склад сталі помітної зміни не зазнає. Він складається з аустеніту, карбідів і фериту. Крім того, визначено розташування площин ковзання залежно від ступеня деформації зразка.

Після термічного оброблення структура сталей досліджених плавок із різним вмістом азоту однофазна аустенітна й відрізняється тільки розміром зерна. Легування розплаву азотом призводить до значного підвищення міцності сталі — від 600 МПа до 675 МПа.

У роботах [8, 12...14] також зазначено, що властивості литої високомарганцевої сталі багато в чому визначаються не тільки структурою, але й фазовим складом. Відомо, що азот, замінюючи вуглець у карбідах, сприяє перерозподілу легувальних елементів між фазами. Він може перебувати як у твердому розчині, так й у вигляді нітридів (карбонітридів).

Мета роботи — установити закономірності впливу температури розливання й модифікування азотом високомарганцевої сталі на формування первинної дендритної структури та якості виливків, визначити вплив хіміко-структурної неоднорідності і щільності металу на фізико-механічні властивості сталі й закономірності впливу вихідного структурного стану на зносостійкість сталі в умовах ударно-абразивного зношування та розробити рекомендації щодо практичного використання результатів досліджень.

Методи й технології проведення досліджень.

Сталі виплавляли в індукційній печі з основною футеровкою й місткістю тигля 3 кг з дотриманням чіткого хронометражу виконуваних операцій. Температуру металу перед додаванням у залізовуглецевий розплав легувальних елементів і випуском його з печі контролювали вольфрам-ренієвою термопарою занурення ВР 5/20 із кварцовим наконечником і вторинним приладом — електронним потенціометром нового типу МикРА 610.

Порівнянням якості металу в заготовках, виготовлених із використанням пробних брусків у вигляді тріфи за ДСТУ 8781:2018 (варіант 2) й розробленої нами модельної оснастки (рис. 1), встановлено, що якість металу в заготовках практично однакова.

Для дослідження ударної в'язкості та визначення зносостійкості сталей в умовах ударно-абразивного зносу для зразків вибрано призматичні заготовки розмірами 12 мм×12 мм×60 мм, а для дослідження інших механічних властивостей — циліндричні зразки діаметром 12 мм і довжиною 70 мм. Конструкція модельної оснастки дає змогу одержувати одночасно 8 заготовок призматичної форми й 10 заготовок циліндричної форми для виготовлення зразків на розривання. Така кількість виготовлених заготовок дає змогу визначити найоптимальніший режим термічного оброблення.



Для дослідження зміни параметрів дендритної структури залежно від температури розплаву перед заливанням ливарних форм використано зразки циліндричної форми діаметром 40 мм і довжиною 35 мм, які виготовляли в окремих формах.

Заготовки для виготовлення зразків різного призначення одержували литтям у сухі разові піщано-глинясті форми.

Хімічний склад сталей визначали за стандартними методиками, передбаченими нормативними документами: вуглець, фосфор і сірку — хімічним аналізом за ДСТУ ГОСТ 12344:2005, ДСТУ 8901:2019 і ДСТУ 9055:2020, азот — методом відновлювального плавлення в потоці інертного середовища на газоаналізаторі Т114 фірми «Леко» (ФРГ). Решту хімічних елементів визначали спектральним аналізом за ГОСТ 18875-81, ГОСТ 12346-78, ГОСТ 12348-78 і ДСТУ ГОСТ 671-82:2004.

Механічні властивості сталей визначали за стандартними методиками. Для випробовування розривних зразків використано універсальну сервогідравлічну машину моделі INSTRON 8802.

Твердість металу вимірювали на приладі ТК-2 при використанні навантаження 150 кг. Ударну в'язкість сталей визначали при нормальних температурах відповідно до вимог ДСТУ EN 10045-1:2006 із використанням копра МК 30 з межевою енергією удару 294 Дж.

Мікроструктури сталей вивчали за ДСТУ 9074:2021 на універсальному вимірювальному мікроскопі моделі УМ-7.

Зносостійкість сталей в умовах одночасної дії на виріб удару та абразиву визначали за утратою маси зразків під час випробовування в лабораторному галтувальному барабані діаметром 500 мм і довжиною 600 мм. У барабан завантажували сухий кар'єрний кварцовий пісок, зірочки із білого чавуну масою від 30 до 50 г і половинки зразків після визначення ударної в'язкості. Кожний зразок перед випробуванням нумерували й зважували на аналітичних терезах з точністю до 0,0001 г. Випробування здійснювали протягом 40 год при кількоті оборотів 45 хв⁻¹.

Індекс забрудненості сталей неметалевими вкраплинами, їх розміри та морфологію визначали за ДСТУ 8966:2019, використовуючи лінійний метод.

Використані в роботі технології виплавляння сталей, виготовлення заготовок і зразків для визначення механічних властивостей, методики визначення ударно-абразивного зносу, дослідження індексу забрудненості металу неметалевими вкраплинами та вивчення структури сталей повною мірою відповідають сучасним вимогам і нормативним документам.

Вплив температури розплаву модифікованої азотом сталі 110Г13Л перед заливанням у ливарну форму на її властивості.

Практикою виробництва литих деталей установлено, що вибором оптимальної температури розплаву перед заливанням його в ливарні форми можна досягти високих показників механічних та експлуатаційних властивостей металу внаслідок одержання дрібнозернистої структури.

Досліджено вплив температури розплаву перед розливанням у ливарні форми на структуру й властивості стандартної та модифікованої азотом високомарганцевої сталі 110Г13Л в діапазоні від 1420 °С до 1540 °С і розглянуто механізми та основні закономірності сучасної теорії кристалізації, твердіння й формування дендритної структури високолегованих сплавів на основі заліза. Використано зразки циліндричної форми діаметром 40 мм і довжиною 35 мм. У таблиці наведено результати дослідження параметрів дендритної структури високомарганцевих сталей залежно від температури розплаву перед розливанням його у форми.

Таблиця 1

Параметри дендритної структури стандартної та модифікованої 0,069 мас. % азоту високомарганцевої сталі 110Г13Л залежно від температури розплаву перед розливанням його у форми

Температура розплаву перед заливанням у форму, °С	Усереднена ширина зони стовпчастих дендритів, мм	Усереднений розмір неорієнтованих дендритів, мм	Усереднена відстань між гілками II порядку в неорієнтованих дендритах, мм
1420	5,6/5,5	2,1/1,9	0,05/0,03
1460	7,0/6,4	3,9/2,7	0,08/0,04
1500	9,8/7,1	6,2/3,8	0,11/0,05
1540	10,5/7,3	8,3/4,5	0,13/0,06

Примітка. Зліва від похилої риски — стандартна сталь 110Г13Л, справа — сталь, модифікована 0,069 мас. % азоту. Вміст азоту в сталі вибрано за даними його впливу на щільність сталі (стандартна сталь — 7,64 г/см³, а модифікована 0,069 мас. % азоту — 7,79 г/см³).

У виробничих умовах під час розливання розплаву в ливарні форми, виливниці або в кристалізатори машин безперервного розливання тепловідведення здійснюється в основному в їх стінки й залежить від співвідношення контактної поверхні та об'єму металу, які змінюються на практиці в широких межах. Чим більше це відношення, тим вищі швидкості охолодження й тверднення металу. У цьому разі термічне переохолодження, необхідне для гетерогенного зародження центрів кристалізації, досягається тільки у вузькому пристінковому шарі виливка або злитка й швидко знімається виокремленням теплоти кристалізації. Подальше тверднення металів здійснюється через послідовний наскрізний стовпчастий ріст кристалів, які утворилися в пристінковому шарі при термічному переохолодженні в доли градуса.

Ми підтвердили, що для сталей залежно від їх хімічного складу й швидкості охолодження відбувається як наскрізна стовпчаста кристалізація, так і різні поєднання стовпчастої від стінки й рівноважної в об'ємі, хоча при цьому експериментально не

фіксується термічне переохолодження перед фронтом тверднення, необхідне для зародження центрів кристалізації.

Механізм зародження центрів кристалізації перед стовпчастими кристалами, які пересовуються від стінок, можна зрозуміти на підставі уявлень щодо концентраційного переохолодження в пограничному шарі ($-\Delta T$):

$$-\Delta T = \Delta t_3 [1 - \exp(-V_{кр} \cdot x/D)] - G_T x', \quad (1)$$

де Δt_3 — температурний інтервал тверднення; $V_{кр}$ — швидкість пересування фронту кристалізації; x — відстань від фронту кристалізації в пограничному шарі; D — коефіцієнт дифузії домішок; G_T — температурний градієнт у розплаві; x' — відстань від фронту кристалізації до будь-якої точки об'єму розплаву.

Отже, збільшенню концентраційного переохолодження сприяє розширення інтервалу тверднення, підвищення швидкості пересування фронту кристалізації, зменшення температурного градієнта й коефіцієнта дифузії домішок.

У нашому випадку для широкоінтервальної високомарганцевої сталі, для якої ($t_{\text{ліквідус}} - t_{\text{солідус}} \geq 140^\circ\text{C}$) збільшення за температурою концентраційного переохолодження залежить тільки від лінійної швидкості переміщення фронту кристалізації й величини температурного градієнта у виливку, бо ширина температурного інтервалу кристалізації й коефіцієнт дифузії домішок суттєво не залежать від температури розплаву перед розливанням його у форми.

Збільшення розмірів неорієнтованих дендритів і зменшення відстаней між гілками другого порядку в них пов'язано переважно зі зменшенням лінійної швидкості переміщення фронту кристалізації, що зменшує кількість реалізованих зародків кристалізації у двофазній області й суттєво впливає на властивості металу.

Досліджено вплив температури розплаву перед заливанням його в ливарні форми на фізико-механічні властивості сталі 110Г13Л. Значення й характер їх зміни після гартування сталі у воді при температурі 1050°C показано на рис 2.

За одержаними результатами можна вважати, що оптимальна температура розплаву перед розливанням його у форми має бути в межах від 1430°C до 1480°C залежно від товщини стінок литої деталі та її габаритних розмірів. Така температура забезпечує необхідний рівень рідкоплинності розплаву, високі фізико-механічні властивості



а



б



в

Рис. 2. Механічні властивості сталі 110Г13Л залежно від температури розплаву перед розливанням у форми

та якість виливків з товщиною стінок до 20 мм. Отже, в подальших дослідженнях витримували температуру $1450 \pm 10^\circ\text{C}$.

Досліджено вплив процесу модифікування сталі 110Г13Л азотом в діапазоні його концентрації від 0,010 % до 0,110 % на формування її властивостей (рис. 3) і структури (рис. 4).

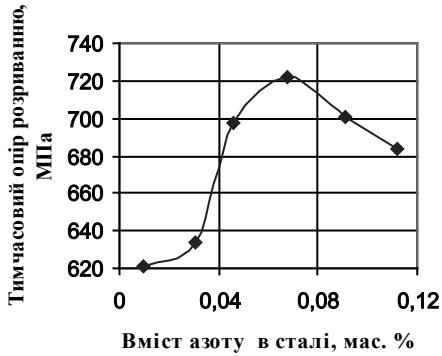
Позитивний вплив модифікування азотом на диспергування складових дендритної структури високомарганцевої сталі пов'язаний із його концентраційним і поверхневоактивним накопиченням на фронті кристалізації, зниженням лінійної швидкості кристалізації на початкових стадіях твердіння та, як наслідок, підвищення швидкості зниження температурного градієнта й реалізацію концентраційного переохолодження на ранніх стадіях тверднення виливка.

Негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми й позитивний вплив модифікування азотом на щільність високомарганцевої сталі пов'язані головню зі зміною відстаней між гілками в дендритах, які в першому випадку збільшуються, а в другому зменшуються.

У міжгілкових об'ємах, які не підживлюються розплавом, внаслідок об'ємної усадки металу формується мікропористість, яка й визначає макрощільність металу у виливках. Найвищу щільність ($7,79 \text{ г/см}^3$) сталь 110Г13Л набуває після додавання 0,069 мас. % азоту. Незначне зниження щільності сталі ($0,77 \text{ г/см}^3$) при максимальному вмісті азоту (0,110 мас. %), імовірно, пов'язане з перенасиченістю азотом розплаву в пограничному шарі перед фронтом кристалізації.

Модифікування азотом внаслідок зменшення розмірів неорієнтованих дендритів і міжгілкових відстаней в них диспергує первинне аустенітне зерно й перешкоджає виокремленню на його межах карбідних вкраплень. При цьому зниження хімічної й структурної неоднорідності сталі в литому стані забезпечує покращання цих характеристик при термічному обробленні сталі на аустенітну структуру.

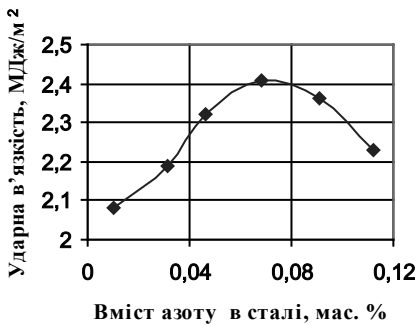
Наслідоване з литого стану зниження модифікуванням азотом хімічної й структурної неоднорідності сталі після термічного оброблення на аустеніт забезпечує покращання механічних властивостей сталі, яке практично компенсує негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми. Одночасне підвищення міцності, пластичності та в'язкості сталі після модифікування азотом пов'язане з диспергуванням аустенітного зерна. Отже, азотистий аустеніт може бути представлений як розбавлений твердий розчин на основі хімічної сполуки з більшою міцністю зв'язків атомів у кристалевій ґратці.



а



б



в

Рис. 3. Зміна фізико-механічних властивостей сталі 110Г13Л залежно від вмісту в ній азоту

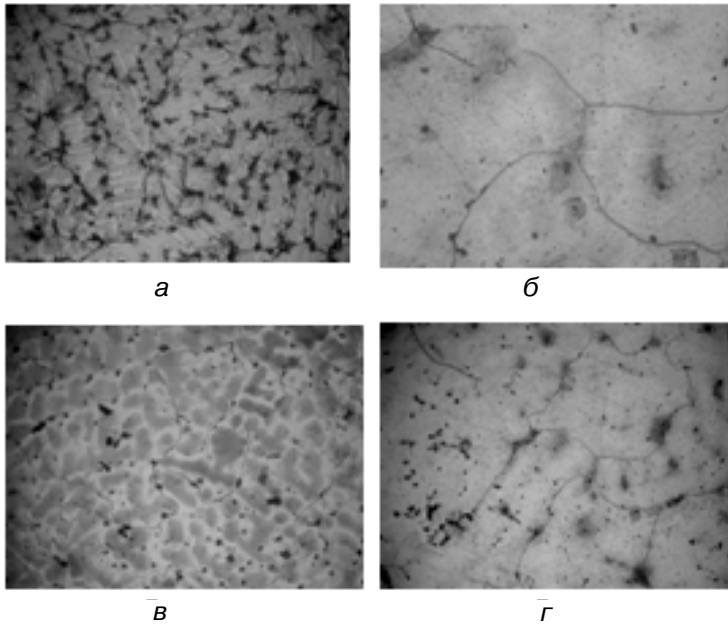


Рис. 4. Мікроструктури стандартної сталі 110Г13Л (а) і модифікованої 0,069 мас. % (в) у литому стані та загартованих з температури 1050 °С у воду (б, г) відповідно $\times 100$

Крім того, азот витісняє атоми вуглецю з кластерів і сегрегацій легувальних елементів і одночасно перешкоджає виокремленню інших фаз. Це підвищує ефект твердорозчинного зміцнення аустеніту без виокремлення інших фаз, які знижують пластичність і в'язкість аустеніту.

Таким чином, негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми високомарганцевої сталі на формування первинної дендритної структури практично повністю нівелюється модифікуванням її азотом.

Унаслідок концентраційно ущільнювальної й поверхнево активної дії азоту на фронт кристалізації знижується лінійна швидкість переміщення фронту кристалізації, підвищуються швидкості зняття перегріву й зменшення температурного градієнта, що прискорює реалізацію твердіння в умовах концентраційного переохолодження, що забезпечує диспергування в 2...3 рази параметрів дендритної структури й зниження хімічної та структурної неоднорідності металу.

Модифікування азотом також суттєво нівелює негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми на механічні властивості сталі. Після термічного оброблення на аустеніт модифікування азотом забезпечує одночасне підвищення на 15...20 % міцності й пластичності металу внаслідок зернограничного зміцнення та зміцнення аустеніту твердорозчинним азотом.

Зносостійкість модифікованої азотом високомарганцевої сталі 110Г13Л в умовах ударно-абразивного зношування.

На рис. 5 показано зміну відносної зносостійкості сталі 110Г13Л в умовах незакріпленого абразиву залежно від вмісту в ній азоту.

Відомо, що зносостійкість в умовах ударно-абразивного зношування об незакріплений абразив визначається, головним чином, переважно рівнем втомної витривалості металу шару тертя [1...3]. Вона зростає при підвищенні однорідності структури, диспергуванні γ -зерна (див. рис. 4), зменшенні забрудненості і й диспергуванні неметалевих включень (рис. 7, 8, 9) й одночасному підвищенні міцності, пластичності, в'язкості металу у вихідному стані.

Випробування на ударно-абразивний знос здійснювали в галтувальному барабані протягом 40 год. У барабан завантажували зірочки з білого чавуну, кар'єрний пісок і досліджувані ударні зразки. Під час обертання барабана (45 хв^{-1}) відбувається пере-

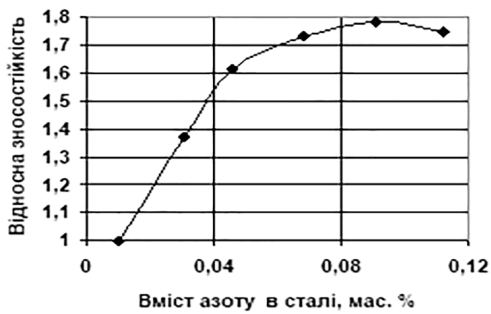


Рис. 5. Зміна відносної зносостійкості сталі 110Г13Л залежно від вмісту в ній азоту

реміщення завантаженої маси вгору та при їх певному положенні весь вміст завантаження падає вниз. Таким чином, одночасно здійснюється зміцнення поверхні зразків та її абразивне зношування. Зносостійкість сталей оцінювали за величиною відносного зносу. За еталон прийнято загартований зразок із стандартної високомарганцевої сталі 110Г13Л. Знос такого зразка приймали за 100 %. Зносостійкість інших зразків розраховували стосовно еталонного.

Додавання до сталі азоту внаслідок дисперсійного зміцнення металу сприяє помітному підвищенню її зносостійкості.

Найвищі показники отримано для сталі з концентрацією від 0,068 % до 0,091 % азоту. Подальше зростання його вмісту не сприяє підвищенню зносостійкості (див. рис. 6).

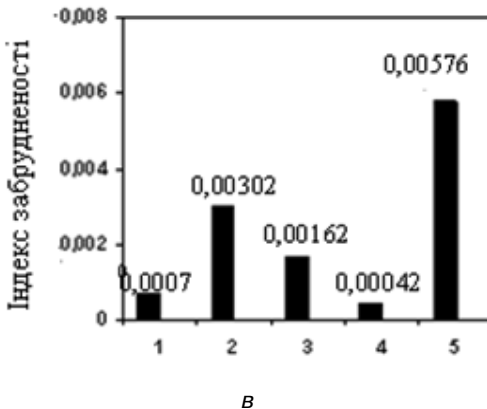
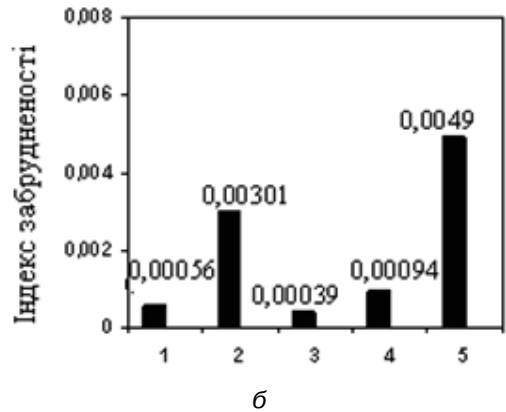
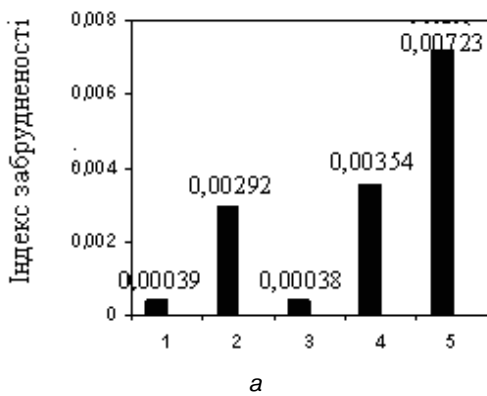


Рис. 6. Індекс забрудненості неметалевими вкраплинами різної морфології стандартної сталі 110Г13Л й модифікованих і мікролегованих високомарганцевих сталей (за ДСТУ 8966:2019): 1 – нітриди; 2 – оксиди; 3 – силікати; 4 – сульфід; 5 – загальний індекс забрудненості

Згідно з сучасною теорією, залежно від фізико-механічних властивостей сталі, абразиву й навантаження абразивне зношування може здійснюватися внаслідок мікрорізання часточками поверхонь тертя або розвитку під їх впливом пластичної мікрореформації в приповерхневих шарах.

Критичне навантаження (F_K), яке призводить до виникнення пластичної деформації, визначається межею текучості матеріалу (σ_T), радіусом сфери, що вдавлюється (r_ϕ), й пружними властивостями часточки й металу:

$$F_K = 20,6 r_\phi N^2 (\sigma_T / 1 - 2\mu_\phi)^3, \quad (2)$$

$$N = 1 - \mu_M^2 / E_M + 1 - \mu_\Phi^2 / E_\Phi, \quad (3)$$

де μ_M і μ_Φ — коефіцієнти Пуассона матеріалу й сфери, яка вдавлюється; E_M і E_Φ — модулі пружності матеріалу й сфери.

Перехід від пластичного деформування до зрізування здійснюється при відношенні:

$$L_\Phi / r_B = 0,1 - 0,2, \quad (4)$$

де L_Φ — глибина впровадження часточки в поверхневий шар; r_B — радіус виступу поверхневого шару.

Здатність абразивних часточок впроваджуватися в поверхневий шар металу й руйнувати його під час тертя оцінюється за співвідношенням значень мікротвердості абразиву (H_Φ) і матеріалу виробу (H_M):

$$K_T = H_M / H_\Phi \quad (5)$$

При $K_T < 0,5$ можливе пряме руйнування зрізуванням за гострокутної форми часточок і достатнього навантаження; при $K_T > 0,7$ пряме руйнування малоімовірне й процес зношування переходить у багатоциклове утомне руйнування з інтенсивністю, що різко знижується із збільшенням коефіцієнта K_T . Руйнування поверхонь тертя в цьому разі здійснюється внаслідок багатократної дії навантажень і температурних імпульсів на поверхню, що зношується.

Наведені залежності належать до фундаментальних. Проте достовірно оцінити зносостійкість сталі за наведеними рівняннями (2...5), використовуючи значення параметрів при кімнатній температурі, що входять до них, не можна.

Абразивне зношування здійснюється в умовах високого рівня локальних напружень і значних об'ємних і поверхневих температурних градієнтів, які суттєво впливають на фізико-механічні властивості сталі. При цьому їх зміна пов'язана не тільки з підвищенням температури, але й з тим, що розвиток локальних та об'ємних градієнтів температури й напружень, які стискають і розтягують, змінюють розчинність елементів впровадження й заміщення.

У результаті багатократної теплової й силової дії здійснюється дифузійний перерозподіл елементів впровадження й заміщення, збільшується хімічна й структурна неоднорідність поверхневого шару сталі, який внаслідок цієї дії знеміцнюється. Тому на початковому етапі абразивного зношування деформаційне зміцнення призводить до певного підвищення зносостійкості, але на усталеній стадії процесу — до його зниження.

У численних наукових працях відзначено залежність утомної зносостійкості від тих же параметрів структури, які визначаються співвідношенням властивостей міцності й пластичності, що й під час утомного об'ємного руйнування. Опірність сталі абразивному зношуванню значною мірою залежить від дисперсності й характеру розподілу зміцнювальної фази. Її позитивний внесок полягає в тому, що вона сприяє рівномірному розподілу пластичної деформації в робочому шарі, що, у свою чергу, забезпечує рівномірніший розподіл енергії в шарі, який зношується, і підвищує його енергоємність, тобто здатність до поглинання енергії без руйнування.

Залежно від навантаження, властивостей абразиву й швидкості ковзання глибина робочого шару може змінюватися від нано- до декількох мікрометрів.

За експериментальними даними встановлено, що навіть в шарах товщиною 3–4 мкм температура робочого шару може досягати значень поліморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення. Тому закономірність змінювання механічних властивостей сталі з підвищенням температури є одним із найважливіших факторів, який визначає перехід від утомного до зносу зрізуванням й інтенсивності зношування.

У нашому експерименті умови зношування й параметри абразивної фази сталі. Тому зміна інтенсивності зношування залежить тільки від впливу модифікування

азотом на початкові структуру й властивості високомарганцевих сталей і стабільність структури й властивостей металу в шарах тертя. Твердорозчинний азот позитивно впливає на структуру й фазові перетворення в шарах тертя. По-перше, він підвищує термічну стабільність аустеніту, по-друге, зменшує енергію дефектів упаковки, полегшує їх утворення й сприяє реалізації процесу двійникування при $\gamma \rightarrow \varepsilon' \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ (мартенсит) фазовому перетворенні під час деформації. Це підвищує ступінь дислокаційного деформаційного зміцнення й зернограничного зміцнення в мартенситних зонах шарів тертя. Підвищення ударно-абразивної зносостійкості сталі майже вдвічі зумовлене як покращанням вихідних структури й механічних властивостей металу, так і впливом азоту на фазові перетворення та міцність мартенситних зон в шарах тертя. Зокрема, твердорозчинний азот підвищує термічну стабільність аустеніту й полегшує розвиток процесу двійникування під час фазового перетворення $\gamma \rightarrow \varepsilon' - \text{м} \rightarrow \varepsilon - \text{м} \rightarrow \alpha - \text{м}$. Максимальний позитивний вплив модифікування азотом досягається при його вмісті у сталі в інтервалі від 0,06 мас. % до 0,09 мас. %.

Забрудненість металу неметалевими вкраплинами мікролегованих і модифікованих високомарганцевих сталей

За визначенням Ю.А. Шульте [1], неметалеві вкраплини є основною плавковою характеристикою високомарганцевої сталі, які визначають її ливарні, механічні та спеціальні властивості. Неметалеві вкраплини в металі виливків, виготовлених із цієї сталі, слід розглядати як продукт взаємного впливу на них металу й форми. Ступінь впливу неметалевих вкраплин на властивості сталі залежить від їх кількості, форми та розподілу в мікро- та макрооб'ємах виливка та не залежить від причин появи їх у металі.

Загальна кількість вкраплин тим більшою мірою впливає на зниження пластичності та міцності сталі, чим вони дисперсніші, тобто чим більша їх контактна поверхня із зернами металу і слабкіший зв'язок між металом і вкраплинами.

Найшкідливішими є дисперсні вкраплини продуктів реакцій, які відбуваються в рідкому металі під час його плавлення та які не встигають спливати через короткочасне перебування розплаву в рідкому стані. Особливо це стосується найдрібніших вкраплин, які перебувають у суспендованому стані, оскільки через малі розміри вони не можуть спливати на поверхню. Залишаючись у металі, ці часточки порушують однорідність будови твердого металу та погіршують її властивості. Особливо це проявляється під час виробництва виливків із використанням газифікованих моделей. Ступінь забрудненості сталі неметалевими вкраплинами визначає процеси окрихчування металу при низьких температурах, оскільки вони є концентраторами напружин і сприяють зародженню тріщин, визначаючи цим перехід сталі із в'язкого стану в крихкий.

Отже, практичний інтерес мають дослідження зміни індексу забрудненості неметалевими вкраплинами металу виробів, виготовлених за традиційними технологіями (лиття в разові об'ємні піщано-глинясті форми) та з використанням газифікованих моделей. На рис. 6 показано зміну індексу забрудненості неметалевими вкраплинами різної морфології металу сталевих виробів, виготовлених із різних сталей за газифікованими моделями. Установлено, що забрудненість неметалевими вкраплинами модифікованих і мікролегованих сталей набагато нижча, ніж стандартної сталі 110Г13Л.

Розміри нітридів у цих сталях не перевищують 2...8 мкм (рис. 7). Розміри силікатних, оксидних і сульфідних вкраплин у всіх сталях не перевищують 12 мкм, що суттєво не впливає на властивості металу у виливках, виготовлених із використанням газифікованих моделей.

Дисперсійне нітридне після модифікування азотом і мікролегування ванадієм суттєво диспергують аустенітне зерно сталі як у литому стані, так і після гартування. Перевагою нітридів ванадію порівняно з нітридами алюмінію є те, що вони мають нижчу температуру виокремлення із твердого розчину (близько 500 °С). Отже, виокремлення ще дисперсніших нітридів ванадію здійснюється і в процесі відпуску сталі. Це спричинює помітне покращення її фізико-механічних властиво-

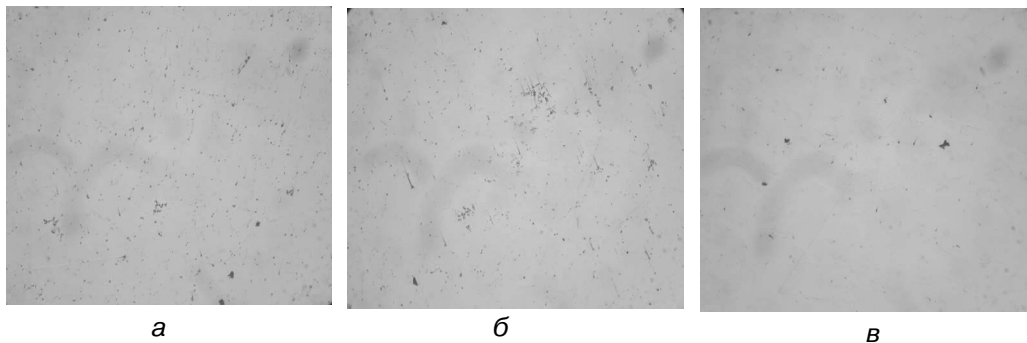


Рис. 7. Загальний індекс забрудненості неметалевими вкраплинами стандартної та мікролегованих і модифікованих високомарганцевих сталей $\times 100$: а) 110Г13Л — 0,00723; б) 110Г13АЛ — 0,00490; в) 110Г13АФЛ — 0,00576

стей та експлуатаційних характеристик при вмісті алюмінію до 0,02 %. Бал зерна 4 стандартної сталі підвищується до 6 після модифікування її азотом і мікролегування ванадієм, що сприяє підвищенню на 15...17 % міцності та на 40...60 % пластичності при збереженні високого рівня в'язкості сталі.

Для досягнення мінімального вмісту в сталях оксидів необхідно виконувати глибоке розкиснення розплаву сталей за схемою $Mn \rightarrow Si \rightarrow Al \rightarrow LZM \rightarrow PZM$. Це сприяє утворенню легкоплавких продуктів окиснення, які легко спливають, або таких, які мають глобулярну форму та є менш шкідливими в умовах експлуатації виробів.

Сульфіди утворюються не тільки в рідкій сталі, але й у твердій. Завдання сталевара полягає в тому, щоб максимально видалити сірку з металу під час виконання операцій плавлення та позапічного оброблення розплаву, а залишки сульфідних вкраплин перевести в глобулярну форму. Для цього слід використовувати оброблення сталі лужноземельними (Са, Ва) й рідкісноземельними (Се, Ла) металами. Після додавання у сталь силікокальцію форма й природа неметалевих вкраплин різко змінюються: кутасті вкраплини перетворюються в глобулярні, а ливарна сталь із глобулярними сульфідами має високі показники пластичності та в'язкості.

Вплив відпуску виробів з литого стану на твердість і механічну оброблюваність сталей 110Г13Л і 110Г13АЛ

Відомо, що вироби зі сталі марки 110Г13Л практично не піддаються механічному обробленню різанням через наклепування поверхні високими питомими тисками в процесі різання і, як наслідок, швидкого зношування обробного інструмента.

З метою установлення можливості підвищення механічної оброблюваності виробів із високомарганцевих сталей досліджено вплив відпуску зразків при різних температурах і визначено зміну твердості металу сталей порівняно з твердістю в литому стані

Здатність сталей до механічного оброблювання визначали за масою стружки після свердління зразків протягом 1 хв свердлом діаметром 5 мм із сталі У8 при швидкості обертання свердла 450 хв^{-1} і навантаженні 5 кг.

Установлено, що підвищення температури відпуску від 400 °С до 700 °С сприяє збільшенню твердості від 29,5 HRC до 35,8 HRC у сталі 110Г13Л і від 26,5 HRC до 31,5 HRC — у сталі 110Г13АЛ, оскільки при таких температурах відбувається розпадання аустеніту й утворення значної кількості карбідів цементитного типу в сталі 110Г13Л і додатково нітридів марганцю в сталі 110Г13АЛ. Оброблюваність при такому діаназоні відпуску погіршується (для сталі 110Г13Л від 2,45 г до 0,92 г, а для сталі 110Г13АЛ — від 2,19 г до 1,90 г). Це пояснюється тим, що в анодному осаді збільшується кількість карбонітридної фази й нітридів марганцю MnN майже вдвічі порівняно зі сталлю 110Г13Л [8].

Отже, одержані нами дані допомогли встановити, що здійснення відпуску виробів з литого стану з метою зниження їх твердості та, як наслідок, підвищення механічного оброблювання є недоцільним.

Висновки

- Негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми сталі 110Г13Л на формування первинної дендритної структури практично повністю нівелюється модифікуванням її азотом. Унаслідок концентраційно ущільнювальної й поверхнево активної дії азоту на фронт кристалізації знижується лінійна швидкість переміщення фронту кристалізації, підвищуються швидкості зняття перегріву й зменшення температурного градієнта, що прискорює реалізацію твердіння в умовах концентраційного переохолодження. Це забезпечує диспергування в 2–3 рази параметрів дендритної структури й зниження хімічної та структурної неоднорідності металу.
- Модифікування азотом суттєво нівелює негативний вплив підвищення температури розплаву перед розливанням у форми на механічні властивості сталі. Після термічного оброблення на аустеніт модифікування азотом забезпечує одночасне підвищення на 15–20 % міцності й пластичності металу внаслідок зернограничного зміцнення та зміцнення аустеніту твердорозчинним азотом.
- Підвищення в 1,7 раза ударно-абразивної зносостійкості сталі зумовлене як покращанням вихідних структури й механічних властивостей металу, так і впливом азоту на фазові перетворення та міцність мартенситних зон у шарах тертя. Зокрема, твердорозчинний азот підвищує термічну стабільність аустеніту й полегшує розвиток процесу двійникування під час фазового перетворення $\gamma \rightarrow \varepsilon\text{'-м} \rightarrow \varepsilon\text{-м} \rightarrow \alpha\text{-м}$.
- Максимальний позитивний вплив модифікування азотом досягається при його вмісті в сталі в інтервалі від 0,06 мас. % до 0,09 мас. %.
- Модифікування азотом, дисперсійне нітридванадієве зміцнення після модифікування азотом і мікролегування ванадієм забезпечує зниження в 1,5...3,0 рази індексу забрудненості сталі неметалевими вкраплинами різної морфології.
- Здійснення відпуску виробів, виготовлених із високомарганцевих сталей із литого стану з метою зниження їх твердості та, як наслідок, підвищення механічного оброблювання, є недоцільним.

Список літератури

- 1 Шульте Ю.А. Производство отливок из стали. Киев-Донецк: Вища школа, 1983. 184 с.
- 2 Давыдов Н.Г. Высокомарганцевая сталь. Москва: Металлургия, 1979. 176 с.
- 3 Стальное литье: Монография / Г.Е.Федоров, М.М.Ямшинский, Е.А.Платонов, Р.В. Лютый. Киев: НТУУ «КПИ», ПАО «Випол», 2013. 896 с.
- 4 Колокольцев В.М., Лимарев П.С. Влияние соотношения компонентов на структуру и свойства марганцовистых сталей. *Ползуновский вестник*. 2005. № 2 (ч. 2). С. 139–141.
- 5 Чуманов И.В., Порсев М.А. О влиянии химического состава металла на режим термической обработки отливок из стали марки 110Г13Л. *Вестник Южно-Уральского государственного университета*. 2012. № 39. С. 59–63.
- 6 Вдовин К.Н., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А. Выплавка высокомарганцевистой стали в дуговой сталеплавильной печи. Технология. Сообщение 1. *Изв. вузов. Черная металлургия*. 2015. № 10. С. 735–739.
- 7 Федосеев С.Н. Опыт модифицирования стали Гадфильда. Сборник трудов XX Международной научно-практической конференции «Современные техника и технологии. Секция 6. Материаловедение». Томск, 2014. Т. 2. С. 115–116.
- 8 Гарост А.И. Влияние модифицирования на характер первичной кристаллизации и свойства отливок высокомарганцевистой стали. *Литье и металлургия*. 2005. № 3. С. 51–57.
- 9 Гарост А.И. Влияние технологических факторов на структуру и свойства отливок из высокомарганцевистой стали. *Литье и металлургия*. 2005. № 1. С. 126...131.
- 10 Исследование влияния химического состава стали 110Г13Л на её свойства / Бедрин Н.И., Стадничук В.И., Стадничук А.В., Миляев А.Ф. и др. *Литейные процессы*. 2003. № 3. С. 36–42.

- 11 Исследование механических и эксплуатационных свойств высокомарганцевой стали, легированной азотированным феррохромом / Колокольцев В.М., Вдовин К.Н., Чернов В.П., Феоктистов Н.А., Горленко Д.А. *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2016. № 3. С. 46–54.
- 12 Коршунов Л.Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей. *Физика металлов и металловедение*. 1992. № 8. С. 3–21.
- 13 Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л. Структурные превращения при трении и износостойкость сплавов системы Fe–Mn, содержащих E-мартенсит. *Физика металлов и металловедение*. 1987. № 8. Т.63. С. 319–328.
- 14 Штремель М.А., Коваленко И.А. О механизме упрочнения стали Гадфильда. *Физика металлов и металловедение*. 1987. № 1. Т.63. С. 172–80.

Надійшла 26.09.2023

References

- 1 Schulte Yu.A.(1983) Production of steel castings. K. Donetsk: Vishcha School. 184 p. [In Russian].
- 2 Davydov N.G. (1979) High manganese steel. Moskva: Metallurgy, 176 p. [In Russian].
- 3 Steel casting: Monograph / G.E. Fedorov, M.M. Yamshinsky, E.A. Platonov, R.V. Lyuty (2013). Kiev: NTUU “KPI”, PJSC “Vipol”. 896 p. [In Russian].
- 4 Kolokoltsev V.M., Limarev P.S. (2005) Influence of the ratio of components on the structure and proper-ties of manganese steels. *Polzunovskiy vestnik*. No. 2 (part 2). pp. 139–141 [In Russian].
- 5 Chumanov I.V., Porsev M.A. (2012) On the influence of the chemical composition of the metal on the heat treatment regime of castings made of steel grade 110G13L. *Bulletin of the South Ural State University*. No. 39. P. 59–63 [In Russian].
- 6 Vdovin K.N., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A. (2015) Smelting high-manganese steel in an arc steel-smelting furnace. Technology. Message 1. *Izv. universities Ferrous metallurgy*. No. 10. P. 735–739 [In Russian].
- 7 Fedoseev S.N. (2014) Experience in modifying Hadfield steel. Collection of proceedings of the XX In-ternational Scientific and Practical Conference “Modern equipment and technologies. Section 6. Materials Science.” Tomsk. T. 2. P. 115–116 [In Russian].
- 8 Garost A.I.(2005) Influence of modification on the nature of primary crystallization and properties of high-manganese steel castings. *Casting and metallurgy*. No. 3. P. 51–57 [In Russian].
- 9 Garost A.I. (2005) Influence of technological factors on the structure and properties of high-manganese steel castings. *Casting and metallurgy*. No. 1. P. 126...131 [In Russian].
- 10 Bedrin N.I., Stadnichuk V.I., Stadnichuk A.V., Milyaev A.F. and others (2003) Study of the influence of the chemical composition of steel 110G13L on its properties. *Foundry processes*. No. 3. P. 36–42 [In Russian].
- 11 Kolokoltsev V.M., Vdovin K.N., Chernov V.P., Feoktistov N.A., Gorlenko D.A. (2016) Study of the mechanical and operational properties of high-manganese steel alloyed with nitrided ferrochrome. *Bulletin of Magnitogorsk State Technical University. G.I. Nosova*. No. 3. P. 46–54 [In Russian].
- 12 Korshunov L.G. (1992) Structural transformations during friction and wear resistance of austenitic steels. *Physics of metals and metal science*. No. 8. P. 3–21 [In Russian].
- 13 Korshunov L.G., Chernenko N.L. (1987) Structural transformations during friction and wear resistance of alloys of the Fe - Mn system containing E-martensite. *Physics of metals and metal science*. 1987. No. 8. Т.63. pp. 319-328 [In Russian].
- 14 Shtremel M.A., Kovalenko I.A. (1987) On the mechanism of hardening of Hadfield steel. *Physics of metals and metal science*. No. 1. Т.63. pp. 172–80 [In Russian].

Received 29.09.2023

S. Shypytsyn, Dr. Sci. (Engin), Professor, Head of the Department;

e-mail: odus@ptima.kiev.ua; ORCID 0009-0004-6406-5345

H. Fedorov, PhD(Engin.), Senior Researcher; e-mail: odus@ptima.kiev.ua,;

ORCID 0009-0006-3284-0137

I. Kirchu, PhD(Engin.), Leading Researcher; e-mail: odus@ptima.kiev.ua;

ORCID 0009-0008-8785-9008

D. Lykhowey, Junior Researcher.; e-mail: allmustd1e91@gmail.com;

ORCID 0009-0008-3223-107X

T. Stepanova, Researcher.; e-mail: stept@ukr.net; ORCID 0009-0008-8785-9008

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

INCREASING THE PHYSICAL-MECHANICAL AND OPERATIONAL PROPERTIES OF HIGH MANGANESE STEELS BY IMPROVING THE TECHNOLOGICAL PROCESSES OF THEIR MELTING, MICRO-ALLOYING AND MODIFICATION

The regularities of the influence of the pouring temperature and nitrogen modification of high-manganese steel on the formation of the primary dendritic structure and the quality of castings are shown, the influence of chemical-structural heterogeneity and metal density on the physical and mechanical properties of steels, and the regularities of the influence of the initial structural state on the wear resistance of steel under shockabrasive wear conditions are determined. The influence of the cooling process of castings on the physical and mechanical properties of highmanganese steels is shown, taking into account their features and temperature regimes of casting. It is noted that in order to obtain highquality castings, the optimal temperature of the melt before pouring it into molds should be in the range from 1430 °C to 1480 °C depending on the wall thickness of the cast part and its overall dimensions. This temperature ensures high physical and mechanical properties and quality of castings with a wall thickness of up to 20 mm. Nitrogen modification significantly reduces the negative impact of the increase in the temperature of the melt before pouring into molds on the mechanical properties of steels. After heat treatment to austenite, modification with nitrogen provides a simultaneous increase in the strength and plasticity of the metal by 15...20% due to grain boundary strengthening and strengthening of austenite with solid nitrogen. It is shown that the degree of influence of nonmetallic inclusions on the properties of steel depends on their number, shape and distribution in the micro- and macro-volumes of the casting and does not depend on the reasons for their appearance in the metal. The sizes of nitrides in these steels do not exceed 2...8 μm, and silicate, oxide and sulfide inclusions in all steels – 12 μm, which does not significantly affect the properties of the metal in castings. Nitrogen modification, dispersive vanadium nitride hardening after nitrogen modification and vanadium microalloying provides a 1.5–3.0 times reduction in the index of contamination of steel with nonmetallic inclusions of various morphologies. The grain score of 4 standard steel increases to 6 after its modification with nitrogen and microalloying with vanadium, which contributes to an increase in strength by 15...17% and plasticity by 40...60% while maintain-ing a high level of steel viscosity. It is shown that tempering products made of high-manganese steels from the cast state in order to reduce their hardness and, as a result, improve the mechanical processing of the products, is impractical.

Keywords: high-manganese steels, cooling process, nitrogen modification, non-metallic inclusions, mechanical processing.