

Структурутворення сталевих виливків у зв'язку з температурно-часовими параметрами плавлення і кристалізації

Кондратюк С. Є., доктор технічних наук, професор, завідувач відділу,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4978-6740>

Вейс В. І., молодший науковий співробітник,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8889-2303>

Пархомчук Ж. В., кандидат технічних наук, старший науковий співробітник,
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3026-8951>

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

В роботі висвітлено сучасні уявлення щодо особливостей процесів кристалізації та структурутворення в об'ємі сталевих виливків залежно від температурно-часових умов охолодження розплаву і остигання виливків, а також технологічної передісторії шихтових матеріалів.

Проведено аналіз впливу модифікування та термодинамічних умов кристалізації і остигання сталевих виливків, з урахуванням хімічного складу сталей, на кожному з етапів технологічного циклу отримання литої продукції.

На етапі вибору шихтових матеріалів розглянуті умови збереження і закладення у структурі сталевих виливків певних металогенетичних особливостей вихідної шихти, розглянуто існування температури рівноважності (T_p), при перегріві вище якої спадковість втрачається. Завдяки цьому показана можливість використання вторинного металу для підвищення властивостей виливків без зміни їх хімічного складу. Проаналізовано вплив температурно-часових параметрів у передкристалізаційний період, а саме температури перегріву розплаву, тривалості ізотермічної витримки і швидкості його наступного охолодження, на структурутворення і властивості сталевих виливків, в тому числі з урахуванням металогенетичних особливостей вихідної шихти. Показано закономірності впливу температурно-часових умов кристалізації в інтервалі температур твердо-рідкого стану на характер зародко- і структурутворення при кристалізації сталевих виливків. Визначено особливості структурутворення і формування властивостей у сталевих виливках в умовах температурно-кінетичного впливу після їх тверднення. А також розглянуто перспективність отримання виливків з градієнтною структурою для підвищення спеціальних властивостей литих виробів.

Розглянуті підходи підвищення якості і властивостей сталевих виливків відкривають перспективу для створення нових технологічних рішень та автоматизації технологічних процесів отримання литої продукції з прогнозованим комплексом властивостей на рівні або вище рівня властивостей аналогічних виробів з прокату.

Ключові слова: виливки, шихта, спадковість, температура рівноважності, модифікування, кристалізація, швидкість охолодження, термочасова обробка.

Формування фазово-структурного стану сталевих виливків, що забезпечує певний рівень їх механічних і експлуатаційних властивостей, складний багатостадійний фізико-хімічний процес. Його реалізація зумовлена сукупним впливом різних технологічних факторів на кожному з етапів виготовлення литих виробів.

Так, на етапі приготування шихти слід враховувати якість і чистоту основного шихтового металу щодо вмісту в ньому шкідливих домішок (P, S), неметалевих вкраплень тощо.

При виготовленні виливків з легованих сталей слід зважати також на неадитивний вплив легуючих елементів на процеси кристалізації і структуроутворення при багатокомпонентному легуванні [1-3].

В разі використання вторинного шихтового металу (брухту, відпрацьованих деталей тощо) суттєвого значення щодо формування литої структури і властивостей сталевих виливків набуває їх фазово-структурний стан, прояви металургійної і структурної спадковості [4]. Спадковість є найбільш загальною характеристикою зв'язку будови (структури) металевих матеріалів у різних поколіннях (етапах) обробки виробів з них. Під спадковістю розуміють тенденцію збереження в металах і сплавах особливостей їх будови, фазово-структурного стану та властивостей вихідного матеріалу після різних технологічних впливів, що зумовлюють відповідні структурні і фазові перетворення [5-8]. Таке визначення базується на уявленні щодо реалізації можливостей закладення певних металогенетичних спадкових ознак (особливостей будови) металевих матеріалів на всіх етапах технологічного процесу виготовлення виробів. Залежно від того на яких стадіях обробки металу і яка металогенетична (спадкова) інформація закладається розрізняють (досить умовно) металургійну, структурну, технологічну та деякі інші види спадковості.

Відзначимо, що у процесах плавлення і кристалізації існує певний зв'язок рідкого і твердого станів металу, кожний з яких несе певні спадкові ознаки іншого стану. Генетичний зв'язок рідкого і твердого металевих матеріалів задовільно пояснюється з позиції кластерної теорії [9, 10]. Розплав при цьому розглядається як нерівноважна термодинамічна система, що несе в собі елементи структури вихідних фаз шихтового матеріалу. Перехід такої нерівноважної системи у рівноважний стан може відбуватись за дифузійним, кінетичним або змішаним механізмами [11].

Дифузійні режими реалізуються у системах з близькими значеннями енергій міжатомних взаємодій як монотонний процес, що лімітується взаємною дифузією елементів – компонентів розплаву. Враховуючи присутність домішок кисню, сірки ті інших кластероутворюючих атомів цей режим у чистому вигляді малоймовірний. Проте відчутного наближення до стану рівноваги можна досягти без значних перегрівів.

Кінетичний режим лімітує процес відриву атомів, що входять до стійкого кластеру типу карбіду, оксикарбіду, інтерметаліду тощо. Розрив зв'язків відбувається за рахунок підвищення енергії теплового руху при нагріванні або за рахунок інших енергетичних впливів (механічного або електромагнітного перемішування тощо). Цей процес руйнування

кластерів відбувається лише при набутті зв'язаним атомом енергії активації, достатньої для переходу його у стан вільної міграції. Найбільш доступний спосіб для цього – нагрів. По досягненню певної критичної температури, коли середня енергія теплового руху набуває значень енергії активації перескоку зв'язаного атома, кластер даного типу починає руйнуватись. Тобто температура рівноваги T_p є важливою характеристикою металевого розплаву при виконанні технологічних операцій пов'язаних із плавленням і наступною кристалізацією. На практиці при необхідності використання позитивної структурної спадковості шихти розплав не перегрівають вище температури T_p . При цьому після наступної кристалізації метал зберігає вихідну мікронеоднорідність, певний ступінь нерівноважності і спадкові особливості вихідної литої структури.

При перегріві і витримуванні розплаву вище T_p , наприклад, в умовах проведення термочасової обробки (ТЧО) розплав досягає умовно рівноважного і більш однорідного стану і структурні характеристики при наступній його кристалізації не зберігаються в достатній мірі, а формуються залежно від умов тепловідбору [19, 20].

На жаль, якихось чітких закономірностей і прогнозів для визначення критичних температур поки що не встановлено і тому кожен сплав (відрізняється складом шихти і умовами виробництва) слід піддавати всебічному вивченню як в рідкому, так і в твердому станах [4]. Нашими дослідженнями встановлено закономірні зміни значень температури рівноважності (T_p) мікронеоднорідного розплаву відповідно ступеню нерівноважності вихідного шихтового металу.

Таким чином свідоме закладення або використання існуючих ознак спадковості в металі шихти може бути успішно використано для підвищення властивостей виливків без зміни їх хімічного складу. Постійне зростання обсягів використання вторинного шихтового металу в ливарному виробництві, можливість його сепарації не тільки за хімічним складом але й за характеристиками структури відкривають додаткові резерви підвищення властивостей литих виробів.

На стадіях плавлення, розливки і кристалізації сталі до основних параметрів впливу на структуроутворення і властивості виливків відносять температуру і тривалість перегріву розплаву у передкристалізаційний період та швидкість його охолодження під час тверднення у ливарній формі.

Зважаючи на це практикою ливарного виробництва розроблено рекомендації щодо температури розплаву перед розливкою з перегрівом його на 30-50 °С вище температури рівноважного ліквідусу сталі. В умовах виробництва сталевих виливків за традиційними технологіями лиття при невеликих швидкостях охолодження (до 5 °С/с) розплаву значний перегрів його призводить до формування грубокристалічної литої структури із значними проявами ліквації, що суттєво знижує опір литих виробів крихкому руйнуванню при динамічних навантаженнях.

Проте в роботах Баума Б. А., Хасіна Б. А., Тягунова Г. В. вказується на позитивний вплив ізотермічної обробки перегрітого до значних температур відносно ліквідусу розплаву сталей з наступним підстижуванням його до

вказаних стандартних температур розливки, на структуру і властивості сталевих виливків. Такий режим «термочасової обробки» розплаву дозволяє підвищити на 15-20 % пластичність сталі у виливках при збереженні певного рівня характеристик міцності за рахунок підвищення однорідності будови розплаву і литої структури, розчинення тугоплавких неметалевих фаз і усунення негативних проявів металургійної спадковості в металі вихідної шихти [10, 12, 13]. Так, збільшення часу ізотермічної обробки порівняно із звичайним режимом (10-15 хв) сприяє підвищенню ступеня рівноважності перегрітого розплаву. Структура литого металу, який одержано з рівноважного розплаву за невисоких швидкостей охолодження характеризується збільшенням розміру зерна і проявів ліквіації [14 – 18].

В роботі [16] досліджено вплив температури перегріву розплаву в межах від 200 °С до 250 °С відносно ліквідусу на температури фазових перетворень, дендритну будову і ліквіацію елементів в жароміцних нікелевих сплавах. Показано, що такий перегрів призводить до зменшення температурного інтервалу кристалізації за рахунок зсуву температури ліквідусу (T_L) в область низьких температур, зумовлює збільшення переохолодження розплаву при кристалізації на 10-15 °С, покращенню характеристик ліквіації. Проте за умов низької швидкості охолодження (20 °С/хв) це не призводить до подрібнення литої структури.

Що ж до швидкості охолодження, то ще в свій час В. І. Даніловим [21] було показано, що подрібнення литої структури при кристалізації перегрітого розплаву може бути досягнуто лише за високих швидкостей тепловідбору тобто при значному підвищенні його переохолодження. Приклади ефективного використання інтенсивного охолодження розплаву під час кристалізації сталей наведено в роботах [4, 22, 23]. За цілеспрямованого підходу щодо проявів металургійної і структурної спадковості, вибору шихтових матеріалів у поєднанні з оптимальними режимами плавки, оброблення розплаву і кристалізації, можливо досягти високих показників якості литої структури і фізико-механічних властивостей литих виробів [4, 24-26].

В роботі [27] зроблено ретроспективний огляд даних щодо впливу різновидів термочасової обробки сплавів на основі алюмінію. Показано, що залежно від зміни контрольованих параметрів – температури перегріву розплаву над ліквідусом в межах від 200 °С до 400 °С, тривалості високотемпературної обробки розплаву від 2 хв до 20 хв і швидкості охолодження під час кристалізації в межах від 10 °С/с до 10³ °С/с закономірно змінюються характеристики литої структури і властивості сплавів. Розглянуто різні технологічні схеми термочасової обробки при яких контролюються: температура перегріву і швидкість охолодження розплаву перед заливкою у форму, швидкість нагріву і температура перегріву розплаву. Показана можливість підвищення дисперсності литої структури і механічних властивостей при оптимальному поєднанні вказаних температурно-часових параметрів – характеристик міцності в межах від 10 % до 15 %, пластичності – в 1,5 – 2,0 рази, ударної в'язкості – в межах від 20 % до 30 %.

Плавлення і кристалізація

Більш суттєві можливості керування фазово-структурним станом для підвищення властивостей сталевих виливків відкриваються при застосуванні швидкісного охолодження перегрітого розплаву сталі і розливки його від більш високих температур [49].

За цих умов значний градієнт температур і ступінь переохолодження розплаву під час його кристалізації зумовлюють формування дрібнокристалічної литої структури внаслідок утворення більшої кількості ефективних зародків кристалізації і сповільненого росту кристалів твердої фази в умовах швидкого охолодження при кристалізації виливків [50].

Зростання при цьому показників міцності і ударної в'язкості сталі у виливках забезпечується підвищеною легованістю твердого розчину, подрібненням зерна, дисперсністю і рівномірністю розподілу неметалевих і зміцнюючих фаз. При цьому температурно-часові параметри кристалізації є одним з визначальних факторів закладення певної металогенетичної інформації і нерівноважності литої структури вихідних шихтових матеріалів при виготовленні сталевих виливків [5]. Приклади ефективного використання інтенсивного охолодження розплаву під час кристалізації сталей наведено в роботах [4, 22, 23].

Слід відзначити, що за умов швидкісного охолодження перегрітого до високих температур розплаву і відповідного збільшення при цьому градієнта температур і ступеня його переохолодження дозволяє значно підвищити дисперсність структури і рівень механічних властивостей литої сталі порівняно з виливками швидкого охолодження з розплаву, охолодженого від стандартних температур розливки.

На прикладі сталей 25Л, 45Л, 25ХГСТФЛ і 45ХГСТФЛ [28-30] встановлено, що залежно від температурно-кінетичних умов обробки розплавів і кристалізації сталей закономірно змінюються характеристики їх литої структури. Так, за невисокої швидкості охолодження розплаву сталей при кристалізації ($V_{\text{ох}} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) за перегрівів їх в межах дослідженого інтервалу температур 1520-1670 $^{\circ}\text{C}$, розмір зерна сталі 25Л збільшується від номера -1 до -3, сталі 25ХГСТФЛ від номера 2 до -1, сталі 45Л від номера -1 до -2, сталі 45ХГСТФЛ від номера 2 до -1. З підвищенням швидкості охолодження до 45 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ і 350 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ спостерігається подальше подрібнення зерна перегрітої сталі за рахунок домінуючого впливу на це градієнта температур рідкої і твердої фаз та ступеня переохолодження перегрітого розплаву. Максимальне підвищення дисперсності литої структури досягається при $V_{\text{ох}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ і перегріву розплаву до 1670 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$. За цих умов розмір зерна сталі 25Л зменшується до номера 6, сталі 25ХГСТФЛ до номера 10, сталі 45Л до номера 4, і сталі 45ХГСТФЛ до номера 8.

Підвищення температури розплаву від 1520 $^{\circ}\text{C}$ до 1670 $^{\circ}\text{C}$ призводить до зниження дисперсності дендритної структури сталей в середньому на 25-50 % за звичайної інтенсивності тепловідбору при кристалізації ($V_{\text{ох}} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$). При цьому щільність дендритної структури у дослідженому інтервалі температур перегріву розплаву знижується лише на 10-15 %. З підвищенням швидкості охолодження розплаву сталей, що кристалізуються від 5 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до 350 $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ за мінімального перегріву 1520 $^{\circ}\text{C}$, реалізується

її визначальний вплив на характеристики дендритної будови сталей, що забезпечує зростання її дисперсності у 1,5-2,0 рази. За максимального перегріву розплаву дисперсність дендритної структури (ДДС) підвищується у 2,5-3,0 рази відповідно до хімічного складу сталей. Показники щільності дендритної структури при цьому також закономірно зростають із підвищенням інтенсивності тепловідбору під час кристалізації виливків.

Відповідно змінюються показники механічних властивостей, так при повільному охолодженні ($V_{\text{ох}} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) і незначному перегріві розплавів ($1520 \text{ }^{\circ}\text{C}$) рівень механічних властивостей вуглецевих сталей досить низький. Поріг міцності ($\sigma_{\text{в}}$) сталей 25Л і 45Л становить 233 МПа і 420 МПа, поріг текучості ($\sigma_{\text{т}}$) – 200 МПа і 250 МПа, твердість HV115 і HV200 відповідно. Перегрів розплаву сталей до $1670 \text{ }^{\circ}\text{C}$ зумовлює підвищення цих характеристик в середньому на 6-10 %, за рахунок деякого збільшення градієнта температур при кристалізації, і зниження рівня ударної в'язкості у зв'язку із збільшенням зерна в литій структурі. За умов же інтенсивного охолодження під час кристалізації ($V_{\text{ох}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) рівень механічних властивостей сталей за всіх режимів перегріву розплаву суттєво підвищується в середньому $\sigma_{\text{в}}$ на 80 % і $\sigma_{\text{т}}$ на 60 % (сталь 25Л), на 20 % і 26 % (сталь 45Л) відповідно. При цьому одночасно з підвищенням вказаних характеристик механічних властивостей при збільшенні інтенсивності охолодження розплаву підвищуються і характеристики пластичності і ударної в'язкості у 2-3 рази. Рівень механічних властивостей сталей 25ХГСТФЛ і 45ХГСТФЛ в цілому підвищується за рахунок зростання легованості твердого розчину, зміцнюючи карбідних фаз і утворення структур більшої нерівноважності.

При повільному охолодженні розплаву ($V_{\text{ох}} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$) і перегріві сталей в інтервалі температур $1520\text{-}1670 \text{ }^{\circ}\text{C}$ значення порога міцності ($\sigma_{\text{в}}$) і порога текучості ($\sigma_{\text{т}}$) зростає в середньому на 10 % (сталь 25ХГСТФЛ) і на 5 % (сталь 45ХГСТФЛ) відповідно. При цьому відбувається деяке підвищення твердості сталей при перегріві розплаву до $1670 \text{ }^{\circ}\text{C}$ на 12 HV (сталь 25ХГСТФЛ) і на 32 HV (сталь 45ХГСТФЛ) при зниженні показників їх ударної в'язкості відповідно на 23 % і 14 %. З підвищенням швидкості охолодження розплаву до $V_{\text{ох}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ значення порога міцності ($\sigma_{\text{в}}$), порога текучості ($\sigma_{\text{т}}$) і твердості (HV) сталей суттєво зростають відповідно на 30, 60 і 30 % (сталь 25ХГСТФЛ) і на 20, 25 і 65 % (сталь 45ХГСТФЛ) при одночасному підвищенні рівня їх ударної в'язкості у 2-3 рази.

Важливим засобом одержання виливків з дрібнозернистою і більш однорідною структурою є також застосування технологій модифікування сталі внесенням до розплаву перед розливкою спеціальних добавок (модифікаторів), які ініціюють процес гетерогенного утворення значної кількості зародків кристалізації (модифікатори I роду) або поверхнево активних добавок, які гальмують збільшення розміру зерна твердої фази під час кристалізації розплаву (модифікатори II роду).

Дещо інший погляд на теорію металевих розплавів, механізм модифікування та структурну спадковість мають Марукович Є. І. і Стеценко В. Ю. [31, 32]. При цьому елементарним структурним елементом металевих розплавів є не атом, а нанокристал, а сам розплав на

96 % складається з нанокристалів і на 4 % з атомарного газу. Центрами кристалізації є також нанокристали, які до певної температури зберігають стабільність, а потім можуть розпадатися на більш дрібні нанокристали. Автори вводять термін демодифікаторів як поверхнево-активних елементів, що адсорбуються на нанокристалах і сприяють розпаду центрів кристалізації. Найбільш активними демодифікаторами є кисень та водень, які в атомарному вигляді перешкоджають коагуляції нанокристалів в центри кристалізації, і, відповідно, призводять до зменшення концентрації в розплаві останніх. В свою чергу модифікатори, серед яких більшість має спорідненість до кисню, суттєво зменшують концентрацію поверхнево-активних демодифікуючих елементів, що інтенсифікує процес зародкоутворення і призводить до формування у виливках модифікованої структури. На думку авторів стабільне існування в металевих розплавах центрів кристалізації пояснює ефект структурної спадковості. Структурна спадковість втрачається із збільшенням температури і часу витримки металевого розплаву, що призводить до розпаду центрів кристалізації, внаслідок збільшення концентрації в розплаві поверхнево-активних демодифікуючих елементів.

Виходячи з існуючих сучасних уявлень щодо проявів структурної і технологічної спадковості в литих сталях і збереження їх при переплавах [23, 33] набули розвитку розроблені теоретичні основи і технологічні рішення спадкового модифікування [4] з використанням в якості модифікаторів (III роду) добавок основного шихтового металу з підготовленою високодисперсною структурою і підвищеними механічними властивостями. В якості підготовленості структури розглядається ступінь її нерівноважності, дисперсність і морфологія структурних складових, характеристики дендритної будови, прояви ліквідації тощо [34-36]. Такі, закладені при кристалізації металогенетичні особливості структури сталей можуть ефективно використовуватись в разі застосування добавок сталей з підготовленою структурою в якості модифікаторів.

Суттєвим резервом підвищення ефективності модифікування є використання традиційних модифікуючих добавок з підготовленою швидкісною кристалізацією високодисперсною структурою. Так, дослідженнями [37, 38] впливу таких модифікаторів (СИИТМиш-3 і силікокальцій) встановлено суттєве підвищення дисперсності і однорідності литої структури, механічних властивостей та опору крихкому руйнуванню вуглецевих сталей з різним вмістом вуглецю як результат спадкового модифікування. В роботі [39] на прикладі жароміцного евтектичного силуміну показано позитивний вплив на механічні властивості добавки до розплаву стружки, яка утворюється при механічній обробці виливків. Такий матеріал, що кристалізується у контакті з поверхнею ливарної форми за умов максимальної швидкості тверднення характеризується нерівноважною, дрібнозернистою, щільною і однорідною структурою, а також піддається деформації і наклепуванню під час механічної обробки різанням. Це дозволяє реалізувати прояви позитивної структурної спадковості. Вплив шихтових матеріалів на структуру і властивості розплавів і литих виробів при переплавах на сьогодні не викликає сумніву і підтверджується дослідженнями

щодо проявів спадковості, зумовленої нерівноважністю металу при фазових переходах «тверде – рідке – тверде» [40]. Цілеспрямовано впливаючи на фазово-структурний стан вихідних шихтових матеріалів, будову рідкого металу і умови кристалізації можна забезпечити заданий високий рівень властивостей литих виробів. Закладення потрібних спадкових елементів у компонентах шихти і спеціально структурованих модифікаторах відкриває можливість активного впливу на структуру і властивості сталей.

Ефективно впливати на процес структуроутворення і властивості сталевих виливків дозволяють також технології лиття з використанням режимів ізотермічної обробки розплаву у надліквідусній області температур в передкристалізаційний період з наступним швидкісним його охолодженням під час кристалізації [28, 41]. При цьому досягається суттєве подібнення литої структури і підвищення рівня механічних властивостей внаслідок утворення і накопичення значної кількості зародків кристалізації. Важливим практичним результатом такої технології є забезпечення макроструктурної однорідності і пригнічення транскристалізації у литих виробах. На прикладі виливків сталей 45Л і 45ХГСТФЛ та алюмінієвого сплаву AW-2031[41] показано, що ізотермічна обробка розплаву у надліквідусній області температур, при його перегріві вище певної температури рівноважності мікронеоднорідного розплаву (T_p), зумовлює поступову втрату спадкових ознак вихідного шихтового металу, підвищення хімічної однорідності розплаву і відповідну зміну механічних властивостей виливків. В разі ізотермічної обробки розплаву за нормальних температур (нижче умовної температури рівноважності) зберігаються прояви закладеної структурної спадковості шихти навіть за значної тривалості теплової обробки рідкого металу, а структурний стан виливків при цьому визначається в основному температурно-часовими умовами кристалізації.

Варіант ізотермічної обробки розплаву у підліквідусній області температур при швидкісному охолодженні розплаву відкриває можливості реалізації двостадійного процесу кристалізації з утворенням структури типу природного композиту з регулярним розташуванням великих і дисперсних кристалів (зерен). На першій стадії кристалізації під час ізотермічної обробки розплаву і можливості їх росту формуються кристали більшого розміру. На другій стадії за умов наступного швидкісного охолодження утворюється значна кількість зародків кристалізації і дисперсних кристалів твердої фази. Співвідношення кількості первинних (великих) і вторинних (дрібних) кристалів у литій структурі закономірно змінюється відповідно зміні температури і тривалості ізотермічної обробки розплаву [28]. Швидкісне охолодження в температурному інтервалі кристалізації забезпечують технології кокільного лиття з інтенсивним тепловідбором (КЛІТ – процес) [42].

Слід відзначити, що при виробництві литої машинобудівної продукції зазвичай намагаються забезпечити, подібно до виробів з прокату, формування однорідної дрібнокристалічної структури по всьому об'єму виливків. Проте забезпечити потрібну однорідність і дисперсність литої структури у реальних виробах є складним технологічним завданням. Чим ширший температурний

інтервал кристалізації сталі і більші маса і габарити литого виробу, тим більша вірогідність розвитку структурної неоднорідності по перерізу виливка. Ступінь дисперсності литої структури зумовлює співвідношення швидкостей утворення зародків кристалізації та їх росту. Відповідно ступеню переохолодження розплаву підвищується швидкість утворення і кількість зародків кристалізації переважаючи при цьому швидкість їх росту. До поширених методів подрібнення литої структури відносять методи засновані на підвищенні швидкості тепловідбору у ливарній формі і ступеня переохолодження розплаву, технології модифікування, а також різних зовнішніх і енергетичних впливів на рідкий і тверднучий метал [23, 43-46].

Проте в ряді випадків для підвищення спеціальних властивостей литих виробів стає перспективним і економічно доцільним створення у виливках диференційованих (градієнтних) структур. Формування градієнтних структур у виробках машинобудування відоме і досягається методами хіміко-термічної, термомеханічної, лазерної обробки тощо [47, 48]. Нові перспективи конкурентного використання литих виробів з градієнтною структурою для спеціальних умов експлуатації відкривають можливості ливарних технологій.

За результатами наших досліджень [49, 50] виливків сталі 25Л та 30ХГСЛ (60х60х100 мм), що кристалізувались в умовах нормального і швидкісного охолодження розплаву, перегрітого над рівноважним ліквідусом до 1570 °С, 1620 °С і 1670 °С, встановлено закономірне формування структурних зон різної морфології і протяжності. Показано, що макроструктура виливків складається з чотирьох основних зон: поверхневої дрібнокристалічної (I), стовпчастих кристалів транскристалізації (II), розгалужених розорієнтованих (III) і великих рівноосних кристалів (IV). Залежно від термодинамічних умов кристалізації, по мірі віддалення від поверхні виливків, закономірно змінюються характеристики їх мікроструктури і механічні властивості.

Так, залежно від ступеня перегріву розплаву дисперсність зерна у виливках сталі 25Л нормального охолодження при кристалізації змінюється в межах 4...1 номерів (ДСТУ ISO 643:2009), у виливках швидкісного охолодження – в межах 7...4 номерів; для сталі 30ХГСЛ з нормальним охолодженням номер зерна змінюється в межах 4...-3, у виливках швидкісного охолодження – в межах 10...2 номерів. Також закономірно знижуються по перерізу виливків характеристики дисперсності (ДДС) і щільності (ЩДС) дендритної структури. Максимальних значень вони набувають за умов швидкісної кристалізації при підвищенні температури розплаву перед розливкою.

Градiєнтність структур виливків і зміни її залежно від термодинамічних умов кристалізації зумовлюють відповідні зміни показників механічних властивостей у різних макрооб'ємах виливків. За умов швидкісного охолодження при кристалізації забезпечується значно вищий рівень властивостей у всіх перерізах досліджуваних виливків сталі 25Л: σ_B – в межах 435-375 МПа, і σ_T – 340-300 МПа, HV – 135-115, KCU – 50-35 Дж/см²; для сталі 30ХГСЛ: σ_B – в межах 1345-1180 МПа, σ_T – 1126-

900 МПа, HV – 362-278, KCU – 46-16 Дж/см². Зміна властивостей у виливках нормального охолодження становить відповідно для сталі 25Л: σ_b – 385-365 МПа, σ_T – 310-260 МПа, HV – 120-115, KCU – 30-15 Дж/см²; для сталі 30ХГСЛ: σ_b – 1095-940 МПа, σ_T – 1020-560 МПа, HV – 344-272, KCU – 30-15 Дж/см².

Одержані, за результатами регресійного аналізу даних експериментів, інтерполяційні моделі дозволяють кількісно оцінити вплив досліджуваних термокінетичних параметрів, зокрема по перерізу виливків, на механічні властивості сталі і забезпечити прогнозований або наперед заданий комплекс властивостей відповідно вимог експлуатації литого виробу. Відзначимо також, що рівень механічних властивостей сталі за умов нормального охолодження розплаву регламентується в основному відстанню від охолоджуваної поверхні градієнтного виливка, а за умов швидкісного охолодження – впливом відстані від поверхні і температурою розплаву перед розливкою.

Додаткові, а часом і визначальні, можливості управління фазово-структурним станом і підвищення властивостей литих виробів можуть бути реалізовані також і на кінцевій стадії їх виготовлення – під час остигання після тверднення у ливарній формі за регламентованим режимом охолодження. Нашими дослідженнями щодо твердофазних перетворень вуглецевих і легованих сталей з побудовою термокінетичних діаграм перетворення аустеніту за різних умов охолодження показано ефективність регламентованого швидкого охолодження для цілеспрямованої зміни їх фазово-структурного стану і підвищення механічних властивостей [23]. Експериментально показана можливість зміни при цьому, наприклад, показників твердості сталей в межах від 182 HV до 305 HV (сталь 45), від 200 HV до 423 HV (сталь У7), від 220 HV до 700 HV (сталь 45Х5МФСЛ).

Подальшим розвитком цих досліджень з практичним застосуванням стало розроблення нових технологічних рішень і режимів термічної обробки виливків сталей [51], зокрема швидкорізальних, з використанням тепла ливарного нагріву при кокільному литті [42].

Підсумовуючи викладене в цілому відзначимо високу конкурентоспроможність литих виробів зі сталі із забезпеченням їх механічних і експлуатаційних властивостей на рівні або вище рівня аналогічних виробів з прокату. Це зумовлене реальними можливостями цілеспрямованого впливу на структуроутворення і формування механічних властивостей сталевих виливків засобами зміни температурно-часових параметрів на всіх технологічних етапах їх виробництва, а також перевагами ливарних технологій щодо одержання виливків максимально наближених до форми готових виробів. Подальші дослідження у цьому напрямі відкривають перспективу розроблення нових ливарних технологій і матеріалів.

Література

1. Белоус М.В., Браун М.П. Физика металлов. – К.: Вища школа, 1986 – 343 с.
2. Кондратюк С.Є., Винокур Б.Б., Сокиро Л.А. Применение интенсивного теплоотвода для улучшения свойств сталей // МиТОМ. – 1988. – № 9. – С. 45 – 49.

3. Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Минаев А.А. Процессы непрерывной разливки. – Донецк: ДонНГТУ, 2002. – 536 с.
4. Кондратюк С.Є., Пархомчук Ж.В., Стоянова О.М., Щеглов В.М. Спадкове модифікування сталі. – К.: Видавець Кравченко Я.О., 2018. – 130 с. ISBN 978-966-97775-5-3.
5. Кондратюк С.Є. Структурутворювання, спадковість і властивості литої сталі. – Київ: Наук. думка, 2010. – 175 с.
6. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. – М.: Машиностроение. – 2005. – 510 с.
7. Никитин В.И. Наследственность в литых сплавах. – Самара: СамГПУ, 1995. – 248 с.
8. Дяченко С.С. Спадковість і її роль при термічній обробці сталі (огляд) // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». – 2004. – № 2. – С. 3 – 14.
9. Гаврилин И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов. – Владимир: ВлТУ, 2000. – 255 с.
10. Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В. Жидкая сталь. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
11. Френкель Я.И. Введение в теорию металлов. – Ленинград: Наука, 1972. – 424 с.
12. Тягунов Г.В. Связь свойств расплава со структурой и свойствами твердого металла // Литейное производство. – 1988. – № 2. – С. 8 – 9.
13. Баум Б.А., Тягунов Г.В., Барышев Е.Е., Цепелев В.С. Фундаментальные исследования физико-химии металлургических расплавов. – М.: ИКЦ Академкнига, 2002. – С. 214 – 228.
14. Еремин Е.Н., Лосев А.С., Филиппов Ю.О., Еремин А.Е. Влияние инокулирующего модифицирования на морфологию и топографию упрочняющих фаз в жаропрочном сплаве // Литейщик России. – 2008. – № 8. – С. 39 – 43.
15. Еремин А.Е. Термическая стабильность жаропрочного сплава, модифицированного наночастицами тугоплавких соединений // Литейщик России. – 2010. – № 10. – С. 23 – 25.
16. Седелников В.В. Влияние ультрадисперсных порошков на предкристаллизационные явления в кристаллизующихся системах // Литейное производство. – 2008. – № 11. – С. 14 – 15.
17. Гузенков С.А., Федоров Д.Н., Руцкий Д.В., Гаманюк С.Б. Повышение конструкционной прочности литой стали модифицированием дисперсными порошками // Сталь. – 2010. – № 3. – С. 101 – 103.
18. Матвеев С.В., Орехов А.И., Черешнева Е.В. Изменение наследственности чугуна с помощью модификатора на основе фуллеренов // Литейное производство. – 2009. – № 3. – С. 2 – 3.
19. Скребцов А.М. Разные представления об разупорядочении кластеров металлического расплава // Процессы литья. – 2005. – № 3. – С. 3 – 10.
20. Скребцов А.М. Особенности структурных превращений металлических расплавов в интервале температур ликвидус – кипение // Сталь. – 2010. – № 10. – С. 14 – 19.
21. Данилов В.И. Строение и кристаллизация жидкостей – К.: АНУССР, 1956. – 566 с.
22. Кондратюк С.Е., Сокирко Л.А. КЛИТ-технология – резерв повышения свойств сталей. – Киев: Об-во «Знание» УССР, 1989. – 19 с.
23. Кондратюк С.Є. Структурутворювання, спадковість і властивості литої сталі. – Київ: Наук. думка, 2010. – 175 с.

24. Тимошкин И.Ю., Никитин В.И., Ри Э.Х. и др. Получение сплава АК7ч методами генной инженерии // Литейное производство, 2019. – № 3. – С. 12 – 14.
25. Семенов К.Г. Проявление наследственности в процессах плавки низколегированных медных сплавов // Металлургия машиностроения, 2019. – № 1. – С. 5 – 7.
26. Нурадинов А.С., Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Вернидуб А.Г., Нурадинов И.А. Физические методы управления формированием структуры металлов // Металл и литье Украины, 2020. – № 2. – С. 41 – 48.
27. Котлярский Ф.М., Борисов Г.П., Дука В.М. и др. Термовременная обработка алюминиевых сплавов // Процессы литья. – 2012. – № 3. – С. 42 – 52.
28. Кондратюк С.Є., Нурадінов А.С., Пархомчук Ж.В., Вейс В.І. Формування литої структури у зв'язку з температурно-часовими параметрами плавлення і кристалізації // Металознавство та обробка металів. 2019. – № 3. – С. 30 – 39.
29. Кондратюк С.Є., Пархомчук Ж. В., Токарева О. О., Вейс В.І. Структура і властивості литих сталей у зв'язку з термодинамічними параметрами обробки і кристалізації розплаву // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». 2019. – № 2. – С. 32 – 43.
30. Kondratyuk S.Ye., Veis V.I., Parkhomchuk Z.V. Structure formation and properties of overheated steel depending on thermokinetic parameters of crystallization // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2019. – Vol. 97 (2). – P. 49 – 56. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0013.8537>.
31. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Наноструктурная теория металлических расплавов // Литье и металлургия. – 2020. – № 3. – С. 7 – 9. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-7-9>.
32. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Термодинамические основы кристаллизации металлов // Литье и металлургия. – 2020. – № 2. – С. 8-11. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-8-11>.
33. Кондратюк С.Е., Стоянова Е.Н., Щеглов В.М., Примаков И.Н., Пархомчук Ж.В. Наследственное модифицирование литых сталей // Литейное производство. – 2013. – № 6. – С. 8 – 11.
34. Замятин В.М., Баум Б.А. К вопросу о металлургической наследственности и формировании свойств металлопродукции // Металлургия машиностроения. – 2010. – № 6. – С. 6 – 12.
35. Стеценко В.Ю. Элементы структурной наследственности при затвердывании металлов и сплавов // Металлургия машиностроения. – 2008. – № 6. – С. 19 – 21.
36. Рутман М.М. О наследственной связи между шихтой (лигатурой) и свойствами отливки // Литейное производство. – 1991. – № 4. – С. 16 – 19.
37. Кондратюк С.Є., Стоянова О.М., Пархомчук Ж.В. Характеристики руйнування при модифікуванні дисперсно-структурованими модифікаторами // Металознавство та обробка металів. – 2014. – № 4. – С. 25 – 31.
38. Кондратюк С.Е., Стоянова Е.Н., Щеглов В.М., Примаков И.Н., Пархомчук Ж.В. Структура и свойства сталей при модифицировании дисперсно-структурированными модификаторами // Процессы литья. – 2015. – № 2. – С. 56 – 63.
39. Борисов Г.П., Беленький Д.М., Вернидуб А.Г. Влияние добавки стружки в жидкий металл на структуру и свойство алюминиевых сплавов // Металл и литье Украины. – 2004. – № 1-2. – С. 4-5.

40. Верховлюк А.М., Сергієнко Р.А., Щерецький О.А. та інші Сучасні уявлення про структуроутворення у графітізованих чавунах // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». – 2018. – № 1. – С. 9 – 21.
41. Kondratyuk S.Ye., Veis V.I., Parkhomchuk Z.V. The effect of thermal treatment of the melt before crystallization on the structure and properties of castings // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2020. – Vol. 104. – P. 23-29. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.3866>.
42. Патент № 148853 Україна, МПК B22D 7/08, B22D 23/00. Спосіб виготовлення виливків інструменту зі швидкорізальної сталі / С. Є. Кондратюк, Ж. В. Пархомчук, В. В. Вейс // власник ФТІМС НАН України. – № u2021 02484, заявл. 11.05.2021, опубл. 22.09.2021, бюл. № 38.
43. Гуляев Б. Б. Процессы затвердевания. – М.: Машиностроение, 1976. – 216 с.
44. Оно А. Затвердевание металлов, пер. с англ. – М.: Металлургия, 1980. – 152 с.
45. Толочко Н.К., Андрушевич А.А. Методы получения мелкозернистой структуры отливок при кристаллизации // Литейное производство. – 2012. – № 2. – С. 27 – 31.
46. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Модифицирование сплавов. – Минск: Беларус. навука, 2009. – 196 с.
47. Металловедение и термическая обработка стали / под ред. М.Л. Бернштейна, Т.И. Рахштадт. – М.:Металлургия, 1983. – 352 с.
48. Григорьянц А.Г., Сафонов А.И. Лазерная техника и технологии. – М.: Высшая школа, 1984, в 7 кн.
49. Кондратюк С.Є., Вейс В.І., Пархомчук Ж.В., Шевченко Г. І. Градієнтність структури і властивості сталевих виливків // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». – 2021. – № 3. – С. 3 – 14. <https://doi.org/10.15407/mom2021.03.003>.
50. Кондратюк С.Є., Вейс В.І., Пархомчук Ж.В., Локтіонов-Ремізовський В.А. Структура і зношування градієнтних сталевих виливків // Науково-технічний журнал «Металознавство та обробка металів». – 2021 – № 4. – С. 16 – 23. <https://doi.org/10.15407/mom2021.04.016>.
51. Патент № 123731 Україна, МПК B22D7/00, B22D23/00. Спосіб виготовлення виливків з бейнітного або аусферитного чавуну з кулястим графітом / В.С. Дорошенко, В.О. Шинський; // власник ФТІМС НАН України. – u201708132, заявл. 04.08.2017, опубл. 12.03.2018, бюл. № 5.

References

1. Belous M.V., Braun M.P. *Fyzyka metallov* (Physics of metals), Kyiv: Vyshcha shkola, 1986, 343 p. [in Russian].
2. Kondratyuk S.Ye., Vynokur B.B., Sokyro L.A., *MiTOM*, 1988, No. 9, pp. 45-49 [in Russian].
3. Smirnov A.N., Pilyushenko V.L., Minaev A.A. *Protsessy nepreryvnoy razlyvki* (Continuous casting processes), Donetsk: DonNHTU, 2002, 536 p. [in Russian].
4. Kondratyuk S.Ye., Parkhomchuk Z.V., Stoyanova O.M., Shcheglov V.M. *Spadkove modyfikuvannya stali* (Hereditary modification of steel), Kyiv : Vydavets Kravchenko Ya.O., 2018, 130 p. [in Ukrainian].
5. Kondratyuk S.Ye. *Strukturoutvorenniya, spadkovist' i vlastyvosti lytoyi stali* (Structure formation, heredity and properties of cast steel.), Kyiv: Nauk. dumka, 2010, 175 p. [in Ukrainian].
6. Nikitin V.Y., Nikitin K.V. *Nasledstvennost v lytykh splavakh* (Heritability in cast alloys), M.: Mashynostroenye, 2005, 510 p. [in Russian].

7. Nikitin V.Y. *Nasledstvennost v lytykh splavakh* (Heritability in cast alloys), Samara: SamHPU, 1995, 248 p. [in Russian].
8. Dyachenko S.S., *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2004, No. 2, pp. 3-14 [in Ukrainian].
9. Gavrilin I.V. *Plavleniye i kristallizatsiya metallov i splavov* (Melting and crystallization of metals and alloys), Vladimir: VITU, 2000, 255 p. [in Russian].
10. Baum B.A., Khasin G.A., Tyagunov G.V. *Zhidkaya stal'* (Liquid steel), M.: Metallurgiya, 1984, 208p. [in Russian].
11. Frenkel Ya.I. *Vvedeniye v teoriyu metallov* (Introduction to the theory of metals), Leningrad: Nauka, 1972, 424 p. [in Russian].
12. Tyagunov G.V., *Liteynoye proizvodstvo*, 1988, No. 2, pp. 8-9 [in Russian].
13. Baum B.A., Tyagunov G.V., Baryshev Ye.Ye., Tsepelev V.S. *Fundamental'nyye issledovaniya fiziko-khimii metallurgicheskikh rasplavov* (Fundamental research of physical chemistry of metallurgical melts), M.: IKTS Akademkniga, 2002, pp. 214-228. [in Russian].
14. Yeregin Ye.N., Losev A.S., Filippov Yu.O., Yeregin A.Ye., *Liteyshchik Rossii*, 2008, No. 8, pp. 39-43 [in Russian].
15. Yeregin A.Ye., *Liteyshchik Rossii*, 2010, No. 10, pp. 23-25 [in Russian].
16. Sedel'nikov V.V., *Liteynoye proizvodstvo*, 2008, No. 11, pp. 14-15 [in Russian].
17. Guzenkov S.A., Fedorov D.N., Rutskiy D.V., *Stal'*, 2010, No. 3, pp. 101-103 [in Russian].
18. Matveyev S.V., Orekhov A.I., Cheresheva Ye.V., *Liteynoye proizvodstvo*, 2009, No. 3, pp. 2-3 [in Russian].
19. Skrebtsov A.M., *Protsessy lit'ya*, 2005, No. 3, pp. 3-10. [in Russian].
20. Skrebtsov A.M., *Stal'*, 2010, No. 10, pp. 14-19 [in Russian].
21. Danilov V.I. *Stroyeniye i kristallizatsiya zhidkostey* (Structure and crystallization of liquids), K.: ANUSSR, 1956, 566 p. [in Russian].
22. Kondratyuk S.Ye., Sokirko L.A. *KLIT-tehnologiya – rezerv povysheniya svoystv staley* (KLIT-technology is a reserve for improving the properties of steels), Kyiv: Ob-vo «Znaniye» USSR, 1989, 19 p. [in Russian].
23. Kondratyuk S.Ye. *Strukturoutvorenniya, spadkovist' i vlastyosti lytoyi stali* (Structure formation, heredity and properties of cast steel), Kyiv: Nauk. dumka, 2010, 175 p. [in Ukrainian].
24. Timoshkin I.Yu., Nikitin V.I., Ri E.Kh. i dr., *Liteynoye proizvodstvo*, 2019, No. 3, pp. 12-14 [in Russian].
25. Semenov K.G., *Metallurgiya mashinostroyeniya*, 2019, No. 1, pp. 5-7 [in Russian].
26. Nuradinov A.S., Prigunova A.G., Sheygam V.Yu., Vernidub A.G., Nuradinov I.A., *Metall i lit'ye Ukrainy*, 2020, No. 2, pp. 41-48 [in Russian].
27. Kotlyarskiy F.M., Borisov G.P., Duka V.M. i dr., *Protsessy lit'ya*, 2012, No. 3, pp. 42-52 [in Russian].
28. Kondratyuk S.Ye., Nuradinov A.S., Parkhomchuk Z.V., Veys V.I., *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2019, No. 3, pp. 30-39 [in Ukrainian].
29. Kondratyuk S.Ye., Parkhomchuk Z.V., Tokareva O.O., Veys V.I. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2019, No. 2, pp. 32-43 [in Ukrainian].
30. Kondratyuk S.Ye., Veys V.I., Parkhomchuk Z.V., *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2019, Vol. 97 (2), pp. 49-56 [in English] <https://doi.org/10.5604/01.3001.0013.8537>.
31. Marukovich Ye.I., Stetsenko V.Yu., *Lit'ye i metallurgiya*, 2020, No. 3, pp. 7-9 [in Russian]. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-3-7-9>.

32. Marukovich Ye.I., Stetsenko V.Yu., *Lit'ye i metallurgiya*, 2020, No. 2. pp. 8-11 [in Russian]. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-2-8-11>.
33. Kondratyuk S.Ye., Stoyanova Ye.N., Shcheglov V.M., Primak I.N., Parkhomchuk Z.V. *Liteynoye proizvodstvo*, 2013, No. 6, pp. 8-11. [in Russian].
34. Zamyatin V.M., Baum B.A. *Metallurgiya mashinostroyeniya*, 2010, No. 6, pp. 6-12 [in Russian].
35. Stetsenko V.Yu., *Metallurgiya mashinostroyeniya*, 2008, No. 6, pp. 19-21 [in Russian].
36. Rutman M.M., *Liteynoye proizvodstvo*, 1991, No. 4, pp. 16-19 [in Russian].
37. Kondratyuk S.Ye., Stoyanova O.M., Parkhomchuk Z.V., *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2014, No. 4, pp. 25-31 [in Ukrainian].
38. Kondratyuk S.Ye., Stoyanova Ye.N., Shcheglov V.M., Primak I.N., Parkhomchuk Z.V., *Protsessy lit'ya*, 2015, No. 2, pp. 56-63 [in Russian].
39. Borisov G.P., Belen'kiy D.M., Vernidub A.G., *Metall i lit'ye Ukrainy*, 2004, No. 1-2, pp. 4-5 [in Russian].
40. Verkhovlyuk A.M., Serhiyenko R.A., Shcherets'kyi O.A., *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2018, No.1, pp. 9-21 [in Ukrainian].
41. Kondratyuk S.Ye., Veis V.I., Parkhomchuk Z.V., *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 2020, Vol. 104, pp. 23-29 [in English] <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.3866>.
42. Patent № 148853 Ukraine, MPK B22D 7/08, B22D 23/00. *Sposib vyhotovlennya vylyvkiv instrumentu zi shvydkorizal'noyi stali* (The method of manufacturing tool castings from high-speed steel), S.Ye. Kondratyuk, Z.V. Parkhomchuk, V.V. Veys, vlasnyk PTIMS NAS of Ukraine, No. u2021 02484 [in Ukrainian].
43. Gulyayev B.B. *Protsessy zatverdevaniya* (Mashinostroyeniye), M.: Mashinostroyeniye, 1976, 216 p. [in Russian].
44. Ono A. *Zatverdevaniye metallov* (Solidification of metals), trans. from eng., M.: Metallurgiya, 1980, 152 p. [in Russian].
45. Tolochko N.K., Andrushevich A.A., *Liteynoye proizvodstvo*, 2012, No. 2, p. 27-31 [in Russian].
46. Marukovich Ye.I., Stetsenko V.Yu. *Modifitsirovaniye splavov* (Alloy modification), Minsk: Belarus. navuka, 2009, 196 p. [in Russian].
47. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka stali* (Metal Science and Thermal Treatment of Steel), Ed. M.L. Bernshteyna, T.I. Rakhshadt. – M.: Metallurgiya, 1983, 352 p. [in Russian].
48. Grigor'yants A.G., Safonov A.I. *Lazernaya tekhnika i tekhnologii* (Laser equipment and technologies), M.: Vysshaya shkola, 1984, in 7 books [in Russian].
49. Kondratyuk S.Ye., Veys V.I., Parkhomchuk Z.V., Shevchenko H.I., *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2021, No. 3, p. 3-14 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/mom2021.03.003>.
50. Kondratyuk S.Ye., Veys V.I., Parkhomchuk Z.V., *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*, 2021, No. 4, pp. 16 – 23 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/mom2021.04.016>.
51. Patent № 123731 Ukraine, MPK B22D7/00, B22D23/00. *Sposib vyhotovlennya vylyvkiv z beynitnoho abo ausferytnoho chavunu z kulyastym hrafitom* (The method of making castings from bainite or ausferite cast iron with nodular graphite), V.S. Doroshenko, V.O. Shyn's'kyi, vlasnyk PTIMS NAS of Ukraine, u201708132, zayavl. 04.08.2017, opubl. 12.03.2018, byul. No. 5. [in Ukrainian].

Одержано 08.09.22

Kondratyuk S. Ye., Veis V. I., Parkhomchuk Z. V.

Structure formation of steel castings depending on the temperature-time parameters of melting and crystallization

Summary

The paper highlights modern ideas about the features of the processes of crystallization and structure formation in the volume of steel castings, depending on the temperature and time conditions for cooling the melt and cooling the castings, as well as the technological prehistory of charge materials.

The analysis of the influence of modification and thermokinetic conditions of crystallization and cooling of steel castings is carried out, taking into account the chemical composition of steels at each stage of the technological cycle for producing cast products.

At the stage of selecting charge materials, the conditions for preserving certain metallogenetic features of the initial charge in the structure of steel castings are considered, the existence of an equilibrium temperature (T_e), when overheated above which heredity is lost, is considered. Due to this, the possibility of using secondary metal to improve the casting properties without changing their chemical composition is shown. The influence of temperature and time parameters in the pre-crystallization period, namely, the melt overheating temperature, the duration of isothermal treatment and the rate of its subsequent cooling, on the structure formation and properties of steel castings, including taking into account the metallogenetic features of the initial charge, is analyzed. Regularities of the influence of the temperature-time conditions of crystallization in the temperature range of the solid-liquid state on the nature of nucleation and structure formation during the crystallization of steel castings are shown. The features of structure formation and the formation of properties in steel castings under conditions of temperature-kinetic influence after their hardening are determined. And also considered the prospects for obtaining castings with a gradient structure to improve the special properties of cast products.

The considered approaches to improve the quality and properties of steel castings open up the prospect of creating new technological solutions and automating technological processes for producing cast products with a predictable set of properties at or above the level of properties of similar rolled products.

Keywords: castings, charge, heredity, equilibrium temperature, modification, crystallization, cooling rate, thermal treatment.