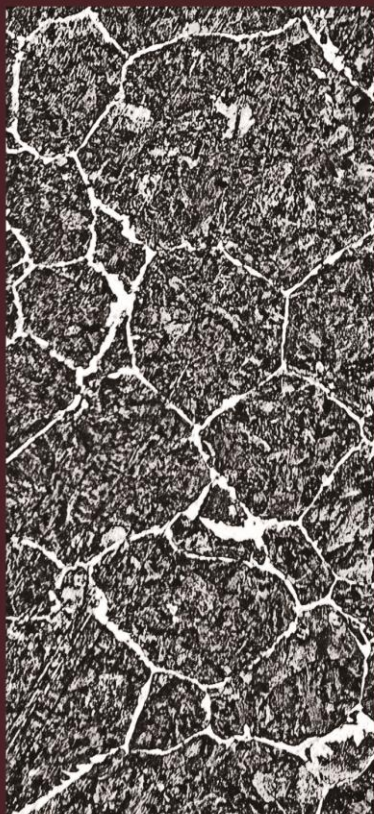


С.Є. Кондратюк, Ж.В. Пархомчук
О.М. Стоянова, В.М. Щеглов

СПАДКОВЕ МОДИФІКУВАННЯ СТАЛІ



НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ
МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

С.Є. Кондратюк, Ж.В. Пархомчук,
О.М. Стоянова, В.М. Щеглов

СПАДКОВЕ МОДИФІКУВАННЯ СТАЛІ

Київ
Видавець Кравченко Я.О.
2018

УДК 669.18'14-048.77
К 642

В монографії на основі системних досліджень вперше узагальнено уявлення щодо засад спадкового модифікування литих вуглецевих і легированих сталей з використанням компонентів шихти, модифікуючих і лігатурних матеріалів з підготовленою високодисперсною структурою. Показано домінуючу роль температурно-часових умов кристалізації при закладенні, збереженні і використанні металогенетичних особливостей сталей для підвищення механічних властивостей і опору виливків крихкому руйнуванню.

Книга призначена для наукових та інженерно-технічних працівників науково-дослідних установ, вузів і промислових підприємств, що спеціалізуються в галузі ливарного виробництва і машинобудування, а також може бути корисною аспірантам і студентам відповідних спеціальностей.

Рекомендовано до друку Вченою радою Фізико-технологічного інституту металів та сплавів та сплавів НАН України (протокол № 3 від 22.03.18)

Рецензенти:

доктор технічних наук Г.А. Баглюк
доктор технічних наук В.Є. Панарін

© С.Є. Кондратюк, Ж.В. Пархомчук,
О.М. Стоянова, В.М. Щеглов, 2018

ISBN 978-966-97775-5-3

ВСТУП

Перспектива і економічна доцільність заміни виробів з деформівного металу високоякісним литтям пов'язані з необхідністю вирішення проблеми одержання дисперсної однорідної литої структури, здатної забезпечити потрібний рівень її опору крихкому руйнуванню. Важливими технологічними факторами підвищення фізико-механічних властивостей литих виробів є температурно-часові умови кристалізації і структуроутворення, процеси модифікування і прояви структурної і металургійної спадковості.

Переваги технологій лиття, порівняно з технологіями виготовлення виробів з деформівних сталей із застосуванням механічної обробки різанням, пов'язані із можливістю швидкого виготовлення виливків різних форм і габаритів, близьких до готових деталей, низькою їх собівартістю і значним скороченням відходів металу у стружку. Проте традиційні технології лиття у більшості випадків не забезпечують потрібної однорідності і дисперсності структури, поєднання високих показників міцності і опору литих виробів крихкому руйнуванню у зв'язку із грубозернистістю литої структури, проявами ліквіації, транскристалізації і пористості у певних об'ємах виливків. Це суттєво знижує конкурентну спроможність литих виробів порівняно з виробами з прокату сталей.

Тенденції розвитку і напрямів досліджень у сучасному ливарному металознавстві щодо підвищення якості і властивостей литих виробів, зокрема опору крихкому руйнуванню, базуються на можливостях цілеспрямованого керування процесами кристалізації і структуроутворення, що зводяться до забезпечення прогнозованого оптимального фазово-структурного стану і високодисперсної однорідної зеренної структури литих виробів. Визначальними факторами при цьому є температурно-часові умови кристалізації, структуроутворення, твердофазних перетворень, засоби зовнішнього впливу на рідкій і тверднучий метал, а також застосування матеріалів з підготовленою нерівноважною дисперсною структурою як носіїв певної металогенетичної інформації. Щодо останнього, то на сьогодні набувають розвитку і поширення технології швидкісної і регламенто-

ваної кристалізації, струменевого формування не тільки для виготовлення литих виробів, але й для виготовлення спеціально підготовлених структурно компонентів шихти, модифікаторів, комплексних лігатур з потрібною металургійною і структурною спадковістю. Вони можуть бути використані як ефективні засоби цілеспрямованого впливу на структуру розплаву у передкристалізаційний період, в інтервалі температур кристалізації і твердофазних перетворень для забезпечення наперед заданих характеристик структури, фазового складу і механічних властивостей сталевих виливків, зокрема високого опору крихкому руйнуванню на рівні значень виробів з деформівних сталей.

Згідно сучасних уявлень і наших досліджень у процесах плавлення і кристалізації існує певний зв'язок твердого і рідкого станів металів, кожний з яких несе характерні спадкові особливості іншого стану. Це створює реальні передумови для ефективного використання проявів металургійної, структурної і технологічної спадковості для підвищення властивостей литих виробів. Генетичний зв'язок розплаву і твердого металу задовільно пояснюється з позицій кластерної теорії, за якою нерівноважний мікронеоднорідний розплав складається з різних мікроб'ємів ближнього порядку, успадкованих від основних компонентів шихти і введених до розплаву добавок лігатурних матеріалів і модифікаторів. Виходячи з цього може бути реалізований механізм спадкової кристалізації і модифікування з використанням спеціально підготовлених швидкісною кристалізацією компонентів шихти, дисперсно-структурованих модифікаторів і лігатурних матеріалів з добавками нанорозмірних фаз. Він включає кілька технологічних операцій, кожна з них робить свій внесок у формування кінцевого комплексу властивостей. Проте домінуюча роль у закладенні спадкових ознак належить процесам кристалізації, структуроутворення і оптимізації складу шихтових матеріалів.

Розвиток такого підходу дозволить розробити засади спадкового модифікування, нові процеси виготовлення дисперсно-структурованих модифікаторів, комплексних лігатур та компонентів шихти, створити нові фундаментальні засади керування структурою і властивостями литих виробів.

Монографія присвячена розробленню засобів цілеспрямованого впливу на процеси структуроутворення та формування властивостей литих вуглецевих і легованих сталей з використанням проявів металургійної і структурної спадковості; створенню науково-технологічних засад спадкового модифікування і одержання структурованих компонентів шихти, лігатурних і модифікуючих добавок для виготовлення литих виробів з високим рівнем властивостей.

У першому розділі розглянуто процеси структуроутворення та формування властивостей сталей у зв'язку з умовами кристалізації і модифікування.

Другий розділ присвячено дослідженню закономірностей впливу температурно-часових параметрів на кристалізацію, структуроутворення, властивості та закладення спадкових (металогенетичних) особливостей будови вихідних шихтових матеріалів і модифікуючих добавок.

У третьому розділі наведено результати досліджень щодо трансформації литої структури, зміни характеристик зеренної і тонкої кристалічної будови, механічних властивостей і характеристик руйнування сталей за умов спадкового модифікування дисперсно-структурованими швидкісною кристалізацією добавками сталей аналогічного хімічного складу.

Четвертий розділ присвячено модифікуванню добавками сталей зі структурою, підготовленою деформаційно-термічною обробкою.

У п'ятому розділі розглянуто прояви спадковості і закономірності формування литої структури сталей при застосуванні традиційних модифікаторів з підготовленою дисперсною структурою та нанорозмірних інокуляторів.

Дослідження проведено у Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України. Автори висловлюють щире подяку колегам І.Н. Примаку, І.М. Стась та О.О. Пляхтуру, які брали участь у дослідженнях і обговореннях результатів експериментів.

РОЗДІЛ 1

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СТАЛЕЙ У ЗВ'ЯЗКУ З УМОВАМИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ І МОДИФІКУВАННЯ

1.1 Керування процесами формування ливої структури

Тенденції розвитку сучасного машинобудування спрямовані на більш широке застосування ливарних технологій і матеріалів. Відомі переваги технологій лиття пов'язані з можливостями швидкого виготовлення сталевих виливків різних габаритів, форми і розмірів, близьких до готових виробів, низькою їх собівартістю і скороченням втрат металу при механічній обробці. Проте традиційні технології лиття не забезпечують потрібного поєднання властивостей міцності і пластичності, однорідності і дрібнозернистості структури, відповідної якості виливків. Це у певній мірі також пов'язано із зростанням обсягів використання вторинних шихтових матеріалів і брукху при виробництві литих виробів, що призводить до нестабільності характеристик їх структури і механічних властивостей. У значній мірі це зумовлено виготовленням ливої сталі на шихті з різним і часто неконтрольованим вмістом домішок, зокрема металевих (Sn, Pb, Cu тощо). Проблема якості шихти постійно загострюється. Дія таких домішок на властивості ливої сталі неоднозначна і пов'язана насамперед з утворенням розчинів втілення або з адсорбцією на поверхнях розділу фаз, зерен, субзерен. Домішки на міжфазних поверхнях знижують пластичні властивості металів, характеристики ударної в'язкості і опору литих сталей крихкому руйнуванню. Підвищення і стабілізація рівня властивостей сталі у виливках може бути реалізовано за рахунок зниження концентрації шкідливих домішок, а також застосуванням раціональних методів розкислення, рафінування і модифікування. Слід також відзначити суттєвий, часто визначальний, вплив на структуру, фазовий склад і властивості сталі температурно-часових умов

кристалізації та структурування, модифікування і зовнішніх впливів на рідкий і тверднучий метал.

Можливість керування процесами формування литої структури відкриває перспективу одержання литих сталей із заданими властивостями на рівні властивостей деформованих. Вирішення проблеми зводиться до забезпечення прогнозованого оптимального фазово-структурного складу і дисперсної однорідної структури сталей, що визначаються умовами їх кристалізації і структурування, твердофазними перетвореннями при остиганні виливків та кінцевій термічній обробці, а також засобами зовнішнього впливу на рідкий і тверднучий метал.

Одержання дрібнозернистої структури металів і сплавів під час тверднення може бути реалізовано різними способами: підвищенням швидкості і кількості зародження центрів кристалізації шляхом зміни температурних умов тверднення; легуванням розплаву і використанням елементів-модифікаторів; впливом на топологію поверхні розділу рідкої і твердої фаз, яка визначає форму і розподіл в об'ємі розплаву кристалів, що зростають.

Всі вказані способи базуються на трьох основних принципах – контролі температурних умов кристалізації; легуванні і введенні до розплаву модифікаторів; впливі зовнішніх силових полів на систему, що кристалізується.

На жаль ще й досі основну увагу дослідники приділяють аналізу структури, що формується при кристалізації зливка і значно менше відводиться її зв'язку із властивостями сплавів. І хоча структуру можна значно змінювати у процесі деформаційної і термічної обробки, вихідна лита структура зберігає важливе, часом визначальне, значення при формуванні властивостей виробів.

Одержання більш дрібної однорідної і щільної литої структури, що забезпечує підвищення опору виливків крихкому руйнуванню, з використанням вказаних засобів може розглядатись в узагальненому вигляді, як процес модифікування.

З огляду на технологічні особливості ливарного виробництва параметрами можливого управління процесами

кристалізації виливків є: градієнт температур твердої і рідкої фаз, протяжність двофазової зони, кінетика виділення твердої фази [1 – 3]. За реальних умов виготовлення фасонних виливків найбільший вплив здійснюють фактори, які визначають тепловідбір від виливка, що кристалізується. При цьому можливе суттєве змінення властивостей за практично незмінної кількості компонентів сталі. В роботах [4 – 6] показано, що зміна коефіцієнта теплоакумуляції здатності ливарної форми дозволяє десятикратно прискорити або сповільнити процес тверднення виливка. Висока швидкість охолодження зумовлює збільшення кількості центрів кристалізації і ступеня розгалуженості дендритів, підвищення дисперсності і щільності литої структури, легованості твердого розчину, поєднання високих характеристик міцності і пластичності литих сталей [7 – 10]. Від параметрів заливки і кристалізації залежать також розвиток і протяжність основних структурних зон і прояви ліквідації у виливках [11 – 13].

В ряді випадків швидкісний тепловідбір при кристалізації використовують для усунення небажаних наслідків високотемпературних перегрівів розплаву та інших технологічних впливів, що призводять до значного росту зерна. Досягнений при цьому більш однорідний стан розплаву може бути втрачений до моменту заливки ливарних форм в разі технологічного запізнення здійснюваних процесів у промислових умовах. У зв'язку з цим швидкісне охолодження розплаву під час кристалізації здійснює ефективний модифікуючий вплив, забезпечує одержання дрібнозернистої структури і підвищення механічних властивостей виливків [14 – 16]. Останім часом у зв'язку з інтенсивним розвитком технологій з використанням високих швидкостей охолодження розплаву при кристалізації – безперервного лиття [17, 18], КЛІТ-процесу [19], OSPRAY-процесу [20, 21], термочасової обробки [22, 23], гранульних технологій [24] тощо і зростанням використання вторинних шихтових матеріалів набувають актуальності дослідження будови розплавів, їх нерівноважності і, пов'язаних з цим проявів спадковості [25 – 28].

1.2 Будова і температура рівноважності мікронеоднорідного розплаву

В теоріях рідкого і твердого станів під структурою розуміється просторове розташування атомів. Відмінність між рідким і твердим станом зводиться до втрати дальнього порядку при переході від одного агрегатного стану (твердого) до іншого (рідкого). Тобто в розплаві зберігається лише ближній порядок, який можна визначити як упорядковане розташування атомів, які оточують довільно вибраний центральний атом на відстані порядку міжатомної.

Для кожного розплаву існують температури особливо інтенсивної зміни структури. Саме нагрів до цих критичних температур сприяє переходу системи в рівноважний або близький до нього стан.

При плавленні металу його щільність зменшується на 1 – 3 % за рахунок утворення в ньому порожнин або дірок [29]. Сила притягання атомів один до одного практично не змінюється при цьому. Саме вони зберігають конденсоване середовище (тверде або рідке), а також внутрішній стан об'єкта – статистичний набір упорядкованих областей атомів зі структурою фазових складових вихідного матеріалу.

Слід відзначити, що хімічні зв'язки (ковалентні, металеві та більш складні інші) у цих квазімолекулах (кластерах, угрупованнях, комплексах тощо) мають електронну природу. Доки у розплаві зберігаються спадкові угруповання атомів, електрони зв'язку знаходяться в середині їх.

По мірі нагрівання розплаву тепловий рух відриває атоми від такого угруповання, розмиває його. Таким чином певне підвищення температури розплаву ліквідує його спадкову структуру (переводить його у більш рівноважний стан). При цьому раніше зв'язані електрони стають вільними.

Багато дослідників додержувались уявлень щодо неоднорідності будови металевих розплавів. Стюарт [30] виходив з того, що упорядковане розташування в рідині не обмежується лише безпосередніми сусідами. Це слугує обґрунтуванням можливості існування в розплавах мікроугрупу-

вань атомів (кластерів), в межах яких зберігається порядок розташування атомів, подібний до твердого тіла, і розупорядкованих зон. Було показано, що рентгенівські промені від рідкого металу відбиваються під тими ж кутами, що і від твердого тіла, але випромінення від рідкого металу більш розмите. Відмічено, що рентгенівські промені відбиваються від кластерних утворень, а розупорядкована зона розсіює їх по всіх напрямках [31].

Насьогодні загальноновизнано, що реальні металеві матеріали (багатокомпонентні композиції) при нагріванні і переході через лінію ліквідусу є мікронеоднорідними і найчастіше нерівноважними системами. При цьому має місце енергетична (хімічна), структурна (фізична) і часова мікронеоднорідність [32]. Кількісні параметри цих типів мікронеоднорідності залишаються предметом дискусій і гіпотез. Проте на основі результатів визначення структурно чутливих властивостей створено якісні кластерні моделі будови мікронеоднорідного розплаву. Відповідно до цього металеві розплави, мікронеоднорідні у певному інтервалі температур, складаються з локальних кристалоподібних угруповань атомів (кластери, сиботакси, комплекси тощо) із зниженою енергією і розміром 2 – 5 нм та тривалістю існування 10^{-7} – 10^{-8} с, а також з розупорядкованих зон атомів з підвищеною енергією [23, 33, 34, 35]. Кластерні угруповання і розупорядковані зони атомів постійно обмінюються атомами і енергією. Кластери зберігають ближній порядок розташування атомів, об'єднаних спільним коливальним рухом всього угруповання і в той же час зв'язаних наполовину у будь який момент зі всією масою розплаву. Г.С. Єршов вказує, що кластер характеризує структури саме рідини і не може бути віднесений до іншої фази [36, 37]. Таке мікроугруповання не має фізичної поверхні розділу і можливий перехід однієї координати атомів в іншу відрізняється від класичного фазового переходу, зберігаючи незмінним поняття рідини як однофазної системи. Тобто рідкий метал не є механічною сумішшю атомів або угруповань атомів, а є середовищем, яке складається з взаємодіючих одиниць з нееквівалентними енергетичними станами [36].

Б.А. Баум [38], також, при використанні кластерних уявлень пропонує враховувати енергетичну нерівноцінність міжатомної взаємодії атомів різних елементів, оскільки це може бути причиною утворення кластерів різного складу і будови. Г.С. Єршов [37] вказує на можливість існування двох типів кластерів – на основі структурної мікронеоднорідності і на основі хімічної взаємодії атомів окремих елементів. Не випадково в зв'язку з цим структурно чутливі властивості металевих розплавів корелюють з відповідними діаграмами стану. Поки що не ясними залишаються питання щодо співвідношення загальних об'ємів кластерів і розупорядкованої зони, значень температури (перегріву), за якої відбувається повне розупорядкування розплаву [39 – 41, 55]. Залежно від температури будова металевих розплавів відрізняється.

При невеликих перегрівах над ліквідусом ($\sim$ до 100°C) будова розплаву мало відрізняється від твердого стану, успадковуючи всі особливості його структури і дефектності. За більш високих температур (спеціальні процеси), аж до температури випаровування, будова розплаву наближується до будови газового стану. Тобто рідкий стан є перехідним і проявляється у зміні характеру руху від коливального, притаманного атомам кристалічного тіла, до трансляційного переміщення. Згідно [42] розрізняють два типи руху: коливання атомів біля центра рівноваги з частотою 10^{12} c^{-1} та їх активовані перескоки з одного положення рівноваги в інше з часом 10^{11} c^{-1} і більше. Найчастіше розплавам притаманні обидва види руху.

Таким чином нерівноважний розплав складається з різних мікрооб'ємів ближнього порядку, в тому числі успадкованих від вихідних фаз компонентів шихти. На відміну від рівноважного стану, єдино можливого при певній температурі і тиску, нерівноважних станів за тих же умов існує безмежна кількість [33].

Розплав, як нерівноважна система, пам'ятає свою передісторію, несе в собі пам'ять про вихідні шихтові матеріали і способи переплавів. Саме нерівноважний розплав, нерівноважна мікронеоднорідність є причиною металургійної спадковості. Із підвищенням температури змінюється ступінь

нерівноважності розплаву, зменшується кількість і розміри кластерів, зростає число міжкластерних розривів і питома частка активізованих атомів. Після розплавлення шихти в однофазній макроскопічно однорідній рідині відбувається перехід від різних типів ближнього порядку компонентів шихти до однорідної атомної структури сплаву [38]. Зміна зовнішніх умов, наприклад температурно-часових, призводить до змін структури ближнього порядку – міжатомних відстаней, координаційних чисел, геометрії розташування атомів, розмірів кластерів. Проте нестабільні нерівноважні стани металевих розплавів виявляються досить стійкими. Мікроскопічні характеристики розплаву змінюються значно повільніше в порівнянні із змінами зовнішніх умов. Тому при наступній кристалізації нерівноважного розплаву зливки і виливки успадковують риси його кластерної неоднорідності, зумовленої вихідною структурою і хімічним складом. Можливо саме з цієї причини згідно [43] при охолодженні слабо перегрітого розплаву кристалізація відбувається без переохолодження якби на власних затравках – кристалоподобних кластерах. Тверднення ж рівноважного розплаву відбувається за стабільним механізмом і характеристики металопродукції в цьому випадку є стабільними від переплаву до переплаву.

Перехід нерівноважної системи у стан рівноваги може протікати у дифузійному, кінетичному або змішаному режимах [32].

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 малоімовірний. 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 елект-

ромагнітного 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 [44, 45].

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.

Насьогодні загальноновизнана думка про те, що в рідкому металі в інтервалі температур T_L (ліквідус) і T_K (кипіння) відбувається низка перетворень. Так, при температурі ліквідусу завершується процес плавлення і метал втрачає дальній порядок в розташуванні атомів [46]. Наступні структурні перебудови в розплавах металів відбуваються за умови перегріву їх вище певної граничної температури рівноважності мікронеоднорідного розплаву – T_p . Її величину визначають за аномаліями кривих структурно-чутливих характеристик розплавів (в'язкість, щільність, електропровідність тощо) залежно від температури [47]. При нагріванні розпла-

ву нижче цієї температури зберігаються спадкові властивості шихти [48, 49], вище T_p прояви спадковості втрачаються – досягається певний рівень рівноважності мікронеоднорідного розплаву [50, 51]. Кожен конкретний сплав характеризує своя температура T_p .

Відносно ж процесів, що відбуваються в розплавах при T_p , в літературі існують протилежні думки. Так, в роботах наукових шкіл академіка В.І. Архарова [52 – 55] і Б.А. Баума [23, 47] висловлюється думка про розпад кластерів в розплавах металів за порівняно невеликих перегрівів над ліквідусом. Останній вважає, що енергія теплового руху структурних складових розплаву співрозмірна з енергією розриву найбільш міцних міжатомних взаємодій у кластерах. Теплова енергія руйнує їх і при температурах вищих за температуру рівноважного стану метал втрачає спадкові ознаки.

Вважається, що в інтервалі температур $T_l - T_p$ кластери руйнуються повністю, а при T_p розплав переходить в газоподібний стан. Це не узгоджується з результатами високотемпературних рентгенодифракційних досліджень, які свідчать, що кластери існують при нагріванні до температур, що значно перевищують температуру ліквідусу [31]. В роботах [55 – 58] показано, що спрямоване дифракційне відбиття рентгенівських променів притаманне лише кластерам, а розупорядкована зона атомів розсіює промені рівномірно по всіх напрямках.

Є.С. Філіпов [46], досліджуючи зміни показників щільності та інших властивостей розплавів в інтервалі температур від ліквідусу до температури кипіння ($T_l - T_k$), визначив, що при температурі T_p відбувається структурна перебудова розплаву з втратою спадкових властивостей шихти. Руйнування ж кластерів і втрата ближнього порядку відбувається при більш значних перегрівах поблизу температури кипіння при температурі статистичного упорядкування атомів газоподібної рідини – T_{cy} . Вперше вказано на те, що в розплавах металів в інтервалі $T_l - T_k$ може відбуватись кілька перебудов рідкого металу.

Останнє узгоджується з уявленнями Еліота [58] про те, що твердий стан металу характеризується дальнім поряд-

ком розташування атомів (відстань $> 2,0$ нм), а рідкий стан – середнім ($0,5 - 2,0$ нм) і ближнім ($0,2 - 0,5$ нм) порядками.

Поняття порогової температури (T_p) уточнюється в публікаціях А.М. Скребцова [35, 50, 51, 59 – 61], в тому числі з оглядом на процеси термочасової обробки і проявів спадковості шихти. Вводиться поняття температури T_{pm} , за якої розплав втрачає спадкові ознаки. Проте кластери при цьому не руйнуються, а розплав досягає рівноважного мікронеоднорідного стану.

В роботах [59 – 61] зроблено спробу математичного опису процесу розпаду кластерів металевого розплаву. На базі порівняно невеликої кількості експериментальних літературних даних одержано значення величин констант перетворення кластерів розплаву та енергії активації цього процесу. Показано, що розпад кластерів при нагріванні розплаву до певної температури і тривалості витримування, виникнення гістерезису властивостей (в'язкість, щільність, електропровідність) при нагріванні і охолодженні відбувається за одним механізмом і може бути охарактеризована величинами константи перетворення і енергії активації.

В публікаціях [44, 46, 62] наведено відомості про перетворення різних рідких матеріалів при незначних перегрівих над лінією ліквідуса і поблизу температури рівноважної мікронеоднорідності, а також відношення цих величин для широкого інтервалу змін температури T_l від 300 до 1800 К.

З використанням цих даних і теоретичних уявлень щодо перетворень в розплавах А.М. Скребцовим побудовано діаграму відносної протяжності структурних зон рідких металів залежно від їх температури ліквідуса (рис. 1.1), яка дозволяє в певній мірі визначити температуру нагріву для здійснення різних способів теплової обробки розплавів [63].

Для побудови діаграми вибрано основні характеристики температури, К: T_l – ліквідус; T_{pm} – рівноважної мікронеоднорідності; T_{sup} – повне розупорядкування розплаву і перехід його у газоподібний стан; T_k – температура кипіння.

З рис. 1.1 видно, що максимальна протяжність структурних зон розплаву спостерігається за середніх значень температур T_l в межах 800 – 1400 К.

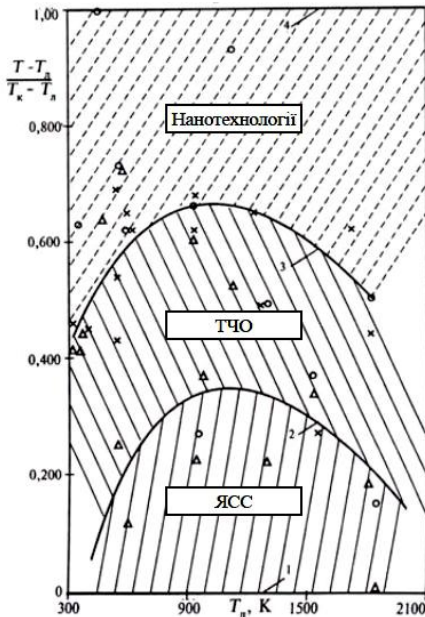


Рис. 1.1. Температурні ділянки $(T - T_{\text{л}})/(T_{\text{к}} - T_{\text{л}})$ структурних зон металевого розплаву залежно від його ліквідусу. 1 – $T_{\text{л}}$; 2 – верхній поріг $T_{\text{рм}}$; 3 – верхній поріг $T_{\text{суп}}$; 4 – $T_{\text{к}}$

При підвищенні або зниженні величини $T_{\text{л}}$ від наведених меж протяжність структурних зон зменшується. Проте наведена діаграма може слугувати лише орієнтиром при здійсненні різних способів термічної обробки – використання явища структурної спадковості шихти (ЯСС), термочасової обробки (ТЧО) і нанотехнологій.

Опираючись на викладене і наші дослідження щодо впливу розплаву і кратності переплавів на прояви спадковості структури металу шихти в сталевих виливках [10, 12, 64, 65] ми також дотримуємось концепції про наявність структурних перетворень в роз-

плаві при зміні його температури. Проте, виходячи з того, що насьогодні нема єдиної загальноприйнятої теорії рідкого стану металевих матеріалів і уявлень щодо структурних перетворень в розплавах, слід зазначити, що кожен конкретний сплав характеризує своя температура рівноважної мікронеоднорідності і визначення її може бути здійснене лише експериментально. Нашими дослідженнями [66] встановлено, що температура збереження мікронеоднорідного стану розплаву ($T_{\text{р}}$) не є постійною величиною і залежить від ступеня нерівноважності вихідного твердого металу.

Нижче цієї температури кластери містять в собі, згідно [48, 67], певний “ген” спадковості що забезпечує прояви її при переплавах. Повне ж руйнування кластерів відбувається

при температурах, близьких до кипіння в інтервалі значень відношення температури статистичного упорядкування атомів T_{cy} і температури ліквідусу 4,0 – 1,2.

В цілому розплав у процесі плавки, у передкристалізаційний період і під час кристалізації знаходиться у нерівноважному стані, при якому можливе виникнення метастабільних структурних складових розплавів. Впливаючи на структуру і фазовий стан вихідних шихтових матеріалів, структуру і ступінь рівноважності рідкого металу можна ефективно регулювати фізико-механічні властивості литих виробів. Особливості структури і мікронеоднорідності розплавів вже успішно використовуються у виробництві [10, 68, 69].

Наукові уявлення щодо нерівноважності, будови твердих і рідких матеріалів і підготовленості вихідних структур є основою для розроблення нових технологічних процесів у металургії і ливарному виробництві з використанням явища спадковості, термочасової обробки, одержання наноструктурних литих матеріалів за умов швидкісного і регламентованого охолодження розплавів.

Виходячи з викладеного комплексне дослідження закономірностей закладення і використання металогенетичних особливостей шихтового металу при переплавах вторинної сировини або шихтових заготовок із підготовленою структурою відкриває нові перспективи суттєвого підвищення властивостей литих виробів, розроблення нових технологічних маловідходних процесів і ливарних матеріалів.

1.3 Модифікування, структура і властивості литого металу

Оскільки під поняттям модифікування розуміють, в основному, подрібнення литої структури сплавів, то твердження із швидкісним тепловідбором є ефективним і універсальним його різновидом, що забезпечує формування дисперсної структури виливків без застосування домішкових модифікаторів. Тобто за умов інтенсивного тепловідбору реалізується процес «модифікування швидкісним тверд-

ненням» [70], що призводить до підвищення властивостей сталі внаслідок подрібнення зерна, зменшення розмірів гілок дендритів і евтектичних прошарків, підвищення розчинності легуючих елементів, утворення метастабільних фаз і дефектів тонкої кристалічної будови.

На цих засадах розроблено перспективні технології кількісного лиття з інтенсивним тепловідбором (КЛІТ-процес) і струменевого формування виливків [15, 16, 70]. Проте одержання виливків з високодисперсною структурою у металевих і водоохолоджуваних формах обмежується виготовленням переважно тонкостінних виливків і швидкостями охолодження $10^2 - 10^3$ °C/с внаслідок виникнення газового зазору між формою і виливком у процесі його формування. Технології ж струменевого формування при швидкостях охолодження 10^4 °C/с дозволяють одержувати литу заготовку із зниженою щільністю, яку необхідно піддавати гарячій обробці тиском [21].

В роботах [71, 72] показано позитивний вплив вібрації та ультразвуку на структуру виливків, що кристалізуються, аналогічний впливу ультрадисперсних включень чи порошків. Подрібнення структури сплавів як наслідок дії магнітного поля і зростання швидкості зародження кристалів відзначено в роботах [73, 74]. Суттєвий ефект подрібнення зерна в металічних сплавах чинить електричне та магнітне поле. Позитивний модифікуючий вплив проявляється як у процесі утворення зародків твердої фази, так і росту кристалів. Щодо останнього, то таке енергетичне модифікування найбільш ефективне при механічному диспергуванні зростаючих твердих фаз у розплаві [6, 75]. З метою більш суттєвого подрібнення структури та підвищення механічних властивостей запропоновано, на прикладі сплаву АК12, також поєднання модифікування нанопорошком оксиду алюмінію з ультразвуковою обробкою [76].

В останні роки з'являється все більше публікацій про використання у ливарному виробництві методу пропускання через розплав електричного струму (кондукційної електроструменевої обробки) [77 – 81]. Так, наприклад, в роботі [25] показано, що електроімпульсна обробка розплава сталей

35ГЛ та 110Г13Л струмом перемінної полярності під час кристалізації зумовлює суттєве зменшення фізичної і структурної неоднорідності і підвищення механічних властивостей сталей: σ_v – на 37 та 106 МПа, ударної в'язкості – на 53 і 33 кДж/м² відповідно.

Застосування засобів фізичного модифікуючого впливу дозволяє суттєво підвищити кількість використання вторинної сировини в шихті, зокрема при використанні комплексної температурно-часової обробки, в середньому до 70 – 90 % [76]. Такий фізичний вплив має ряд переваг порівняно з іншими способами обробки розплаву – економічність, використання недорогих модифікаторів, незмінність хімічного складу розплаву під час плавки.

Проте у ливарному виробництві основним засобом одержання якісних виливків з подрібненою однорідною структурою і підвищеним комплексом властивостей є домішкове модифікування. За звичай, при цьому розуміють покращення структури виливка (подрібнення зерна, зміна розміру і форми неметалевих включень, додаткове розкислення) при обробці розплаву добавками хімічно активних елементів (модифікаторів) у невеликих кількостях [70]. Модифікуючі добавки впливають на величину переохолодження розплаву і змінюють поверхневий натяг на границі рідкої і твердої фаз, впливаючи цим на процес кристалізації [82]. Таке домішкове модифікування на сьогодні є найбільш поширеним методом підвищення механічних і експлуатаційних властивостей виливків [70, 83, 84]. Проте основним недоліком такого модифікування є відсутність універсальності методу і єдиної класифікації використовуваних модифікаторів.

Відповідно до сучасних уявлень щодо домішкового модифікування, модифікатори поділяють на дві основні групи – такі, що стають додатковими центрами кристалізації і такі, що гальмують ріст кристалів (поверхнево-активні речовини). Богачев Н.Н., Худокормов Д.Н., Сирота Н.Н., Строганов Г.Б. [85 – 88] до основної групи модифікаторів пропонують відносити добавки неметалевих включень зародкової дії. Ребіндер П.А., Куманін І.Б., Гиршович М.Г. і Єфімов В.О.

навпаки основними вважають поверхнево активні елементи [1, 5, 89, 90]. Що ж до механізму дії модифікаторів тут також немає єдиної думки. Одні автори вважають, що результат модифікування поверхнево-активними домішками зумовлюється зниженням міжфазного поверхневого натягу на границі зародок – розплав [85, 89]. Інші ж віддають перевагу блокуванню росту кристалів адсорбованою плівкою модифікатора [1, 5, 86, 90] вважаючи, що адсорбційні шари, вибірково змінюють швидкість росту окремих граней кристалів, викликають зменшення їх розмірів і зміну морфології. Швидкість охолодження при цьому також помітно впливає на активність модифікатора і результат модифікування. Не відкидається і реалізація обох механізмів модифікування – спочатку, за малої концентрації модифікатора, зменшується міжфазний поверхневий натяг, а далі з підвищенням його концентрації, гальмується ріст кристалів [86, 87].

О.М. Самарін [91], навпаки, вважав визначальною не поверхневу активність модифікатора, а його розчинність у твердому металі і здатність стабілізувати мікронеоднорідність системи у передкристалізаційний період.

Що ж до модифікаторів зародкової дії, то більшість дослідників вважають що ефективність їх впливу зумовлена їх структурною і розмірною відповідністю основному металу. Модифікатори такого типу розглядаються [89], як ядра, на яких групуються кластери, а умовою їх перетворення в полікристали є їх тугоплавкість і незначна відмінність розміру ядра від дебаєвського радіусу речовини розплаву та металевий тип провідності. Відзначають також і більш виражені металеві властивості їх у порівнянні з матрицею та їх обмежену розчинність в ній [92].

Найбільшого визнання і поширення набула класифікація модифікаторів [1, 5, 90, 93] за якою до модифікування I роду відносять обробку розплаву поверхнево активними елементами по відношенню до границі розплав – зародок за механізмом блокування росту кристалів, переохолодження розплаву і утворення додаткових зародків у сусідніх об'ємах розплаву. В якості таких модифікуючих добавок широко використовують рідкісноземельні і лужноземельні метали і

модифікування ними є одним з ефективних технологічних прийомів підвищення властивостей литих сталей. Проте модифікуюча здатність цих добавок має нестабільний характер і визначається у значній мірі ступенем розкислення, який впливає на форму неметалічних включень, що виділяються.

Модифікування ж II роду зводиться до введення до розплаву тугоплавких дисперсних часток за умови, що кристалічні решітки таких модифікаторів і фаз, що утворюються, задовольняють вимогам структурної і розмірної відповідності. При використанні в якості модифікаторів тугоплавких металів слід також враховувати їх термодинамічну активність в межах однотипних сполук [82]. Так, для нітридів термодинамічна стійкість сполук зменшується відповідно: Zr, Ti, Al, Cl, Nb, V, B, Cr, Mn, Fe, а для карбідів – Zr, Ti, Nb, V, W, Mo, Cr, Mn, Fe.

Розглядають також і інші механізми модифікування, які реалізуються за рахунок рафінуючого або дегазуючого впливу добавок, зміни складу і будови рідкої і твердої фаз (в тому числі і неметалевої), різних зовнішніх впливів на рідкий і тверднучий метал, проявів металургійної і структурної спадковості [70, 85, 94].

В цілому теоретичні уявлення щодо модифікування розроблені із значними допущеннями і мають певні протиріччя, що створює труднощі при розробленні технологічних процесів застосування домішкових модифікаторів і обмежує їх використання. Це пов'язано, насамперед з тим, що природу їх взаємодії та вплив на властивості сталей неможливо пояснити реалізацією якогось одного механізму.

Відзначимо також деякі проблемні питання модифікування, зокрема роль поверхневих і міжфазних сил в кристалізаційних процесах, причин більш глибокого переохолодження тверднучого модифікованого розплаву, наукового тлумачення причин та механізму «перемодифікування», тривалості збереження модифікуючого ефекту – «живучості» та інші.

Основна проблема при встановленні однозначних закономірностей впливу модифікуючих добавок полягає в тому,

що їх вплив у ряді випадків проявляється не безпосередньо, а через хімічні сполуки, що утворюються за їх допомогою, а також структурні ансамблі, властивості яких кардинально відрізняються від властивостей модифікаторів.

Це зумовлює необхідність подальшого накопичення та систематизації даних про фізико-хімічні процеси, які визначають зміни у рідких і твердих фазах при кристалізації розплавів.

Серед факторів, що суттєво впливають на ефективність дії модифікатора, слід відзначити хімічний склад одержуваної сталі, вихідний склад розплаву (особливо вміст кисню і сірки), температуру розплаву, склад газової фази над розплавом, кількість і склад шлаку, послідовність і тривалість операцій рафінуючої і модифікуючої обробки а також розмір частинок (фракційний склад) модифікуючих добавок [82].

У більшості випадків добавки модифікаторів вводяться у рідку сталь у вигляді шматків досить великих фракцій різними способами: на жолоб під час випуску розплаву із сталеплавильного агрегату, подачею під струмінь у ківш або ливарну форму перед випуском металу. Основною проблемою при цьому є значний угар елементів, у зв'язку із значною спорідненістю їх до кисню і невисока стабільність результатів засвоєння. Велике значення має також і розмір фракцій модифікуючих добавок. Відомо, що відносно великі фракції досить повільно плавляться і розчиняються, а також менше схильні до проникнення вглиб металу після їх спливання до поверхні. Пилоподібні ж фракції значно окислюються внаслідок більшої питомої поверхні і легкості виносу їх на поверхню потоками розплаву. Проте останнім часом для модифікування сталей, чавунів та інших сплавів активно почали використовувати частки малих розмірів (наночастинки), що дозволяє значно підвищити їх фізико-механічні характеристики.

Новий клас матеріалів – «наномодифікаторів» представляє собою нанопорошки тугоплавких сполук (карбідів, нітридів, боридів тощо) з розміром часток < 100 нм. Специфічні властивості (механічні, теплофізичні, діелектричні, магнітні) наноструктурних матеріалів зумовлюють перспектив-

ність їх застосування у різних галузях виробництва, зокрема у машинобудуванні, ливарному виробництві тощо. Недоліком цих матеріалів є недостатня термічна стабільність, пов'язана з нерівноважністю їх структури і недостатньо відпрацьованими технологіями введення їх до розплаву [82]. Їх застосування у ливарному виробництві призводить до переважно об'ємного тверднення з утворенням однорідної дисперсної структури глобулярних кристалів, а також до пригнічення ліквідаційних процесів. Введені до розплаву нанорозмірні частинки рівномірно розподіляються по об'єму розплаву і слугують гетерогенними затравками утворення твердої фази, на поверхнях яких групуються окремі кластери. Така комбінація з ядра – затравки і оточуючого його кластерної оболонки повинна бути термодинамічно стійкою не лише при температурі кристалізації, але й при більш високих її значеннях [95]. Визначивши умови утворення полікристалів більших розмірів, можна визначити умови, що зумовлюють ефективність тих чи інших затравок, тобто модифікаторів I роду.

Процес такого модифікування розглядається [96] як метод штучної гетерогенізації розплаву перед кристалізацією. Одержанням стійкої екзогенної суспензії з ультрадисперсними порошками (0,01 – 0,50 мкм) створюються умови для зародження центрів кристалізації в об'ємах концентраційних флуктацій адсорбованого шару речовини. Хоча така відкрита система суттєво відхиляється від рівноважного стану, вона переходить до рівноважної з меншим енергетичним бар'єром, ніж за умов звичайної кристалізації. Так, наприклад, температура ліквідусу нікелевих сплавів знижується в межах 10 – 60 °C, а ентальпія фазового переходу зменшується на 15 – 25 %.

З використанням принципів ієрархії структури і синтезу сплавів [97] показано [98], що сталі і сплави зміцнюються більш ефективно при такому суспензійному модифікуванні ультрадисперсними порошками тугоплавких сполук (0,01 – 1,00 мкм), а також комплексними модифікаторами, які зміцнюють сплави на кількох ієрархічних рівнях. На рівні структури кристалічних решіток такі частки, рівномірно розподі-

лені в зернах і маючи міжфазні границі, слугують стоками вакансій атомів домішок, які за відсутності часток знижують сили взаємодії у кристалічних решітках і міцність матриці.

Прикладів успішного використання в якості модифікуючих добавок ультрадисперсних матеріалів більш ніж достатньо.

Застосування високодисперсних ($\text{AlSi}_{12}\text{Sb}_{15}\text{Ti}_5$, AlSb_5Ti_3) модифікаторів для обробки сплаву АК18 дозволило суттєво підвищити дисперсність у виливках первинного і евтектичного кремнію відповідно до 30 – 40 мкм і 6 – 8 мкм [99]. Значне підвищення механічних властивостей алюмінієвих ливарних сплавів встановлено при модифікуванні їх ультрадисперсними порошками B_4C , TiCN , TaN , VCN , SiCa , VC , BN [63, 100, 101]. В роботах [63, 100] показано, що модифікування нанопорошком карбонітриду титану жароміцного сплаву призводить до збільшення кількості зміцнюючої фази, підвищення його жароміцності, структурної стабільності і тривалої міцності у 2,6 – 3,4 рази, до зменшення відстані між осями дендритів другого порядку від 43 до 19 мкм і зниження коефіцієнта ліквідації легуючих елементів у 1,6 – 1,9 рази. При модифікуванні сталі 110Г13Л карбонітридом титану змінюється співвідношення первинних карбідів, підвищується міцність на 20 – 30 %, опір абразивному зношуванню на 15 – 20%.

Модифікування металу ультрадисперсними порошками (наномодифікаторами) для підвищення якості безперервнолитого сталевого зливка розглянуто в роботах [95, 101, 102]. Зроблено теоретичний аналіз умов, яким повинні задовольняти наночастки в якості потенційних центрів кристалізації.

Проте слід відзначити, що сучасні методи введення модифікаторів, зокрема ультрадисперсних, недосконалі і значно знижують можливий рівень ефективності технології у зв'язку із складністю їх різноманітного розподілу в об'ємі розплаву і подальшою взаємодією із шкідливими домішками навіть за умов видалення їх при перемішуванні рідкого металу нейтральним газом. При цьому засвоєння найбільш активних елементів (РЗМ, Са) у зв'язку з взаємодією їх з

окислювальним шлаком і повітрям знаходиться на рівні 15 – 20 %. Це призводить не лише до втрат дефіцитних модифікуючих добавок, але й до додаткового забруднення сталі неметалевими вкрапленнями і зниженню пластичності виробів, що не дозволяє у повній мірі реалізувати позитивний вплив модифікування.

З метою усунення негативної спадковості при переплавах сталевого брухту для виготовлення виробів з чавуну використовували модифікатор у вигляді фулеренової лігатури [103] у кількості 0,05 %. Це дозволило зменшити відбіл, кількість міждендритного графіту і довжину графітних вкраплень, підвищити якість виробів без їх подорожчання. В роботі [104] досліджено вплив модифікуючих добавок фулеренів і вуглецевих нанотрубок за умов високоенергетичного подрібнення порошку хромомолібденової сталі. Показано, що в процесі тривалого подрібнення відбувається хімічна взаємодія компонентів сталі з вуглецевими добавками і формування наноструктурного стану, що супроводжується підвищенням характеристик міцності виробів. В роботі [105] показано позитивний вплив нанопорошків фулеренів або нанотрубок з масовою часткою 5 %, який зумовлює підвищення кількості зміцнюючої карбідної фази і рівня властивостей сталі.

Модифікування нанодобавками дозволило скоротити тривалість графітизуючого відпалу ковких чавунів до 1 – 5 годин при зниженні температури до 850 – 950 °С. Наномодифікування ливарних сплавів алюмінію, бронз і латуней практично усунуло явища усадки у виливках, підвищило якість механічної обробки за рахунок стабілізації твердості при суттєвому подрібненні структури сплавів [106].

Широкого практичного застосування, зокрема в алюмінієвих сплавах, набувають добавки дисперсних часток TiC і SiC. Оскільки параметри кристалічних решіток їх 0,4322 нм і 0,4359 нм відповідно мало відрізняються від параметра кристалічної решітки алюмінію (0,4040 нм), то ці сполуки можуть слугувати ефективними зародковими модифікаторами для сплавів алюмінію. Модифікуюча здатність часток карбідів Ti і Si може суттєво зрости із зменшенням їх розмі-

рів до нанорозмірного рівня. У технологіях модифікування, залежно від розмірів зародкоутворюючих фаз, кількість модифікатора може змінюватись у широких межах від 0,01 до 1,0 %. Найбільш доцільним є процес модифікування за якого зародкоутворюючі фази вносяться у розплав у складі спеціальних лігатур. В останні роки з метою підвищення якості виливків і зливків розроблені нові способи спеціальної обробки і одержання шихти і лігатурних сплавів зокрема такі, які використовують уявлення щодо спадкового зв'язку у системі «шихта – розплав – виливок» [16, 107]. З метою підвищення ефективності технологій виготовлення лігатур методами сплавлення компонентів проводяться також масштабні дослідження щодо покращення змочування компонентів розплавом, підвищення швидкості розчинення тугоплавких компонентів, рівномірний розподіл їх по об'єму розплаву тощо [108, 109].

В роботі [110] показано, що ультрадисперсний SiC (до 20 мкм) здійснює суттєвий модифікуючий вплив на структуру заевтектичного силуміну АЗ90. В якості оптимального способу введення в розплав таких часток, що не змочуються алюмінієм, запропоновано попереднє виготовлення на основі того ж силуміну лігатури, структура якої є прообразом тонкодіфференційованої структури виливка. В роботі [98] показано підвищення пластичності у 2 рази і порога міцності на 6,1 – 10,6 % сплаву AlSi₇Mg при модифікуванні його нанопорошками TiN і AlN в оптимальних кількостях 0,3 і 0,05 % відповідно. Результати впливу модифікування мікрпорошками TiN, Al₂O₃, AlN (0,05 – 0,50 мкм) масовою часткою 0,1 % сплаву на основі сірого чавуну наведено в роботах [111, 112]. Відзначимо позитивний вплив такого модифікування на склад, мікротвердість і дисперсність всіх фаз, що зумовлює підвищення зносостійкості сплаву за умов граничного тертя при високих навантаженнях (200 кг/см²).

Сфера застосування наномодифікаторів постійно розширюється. Проте широке впровадження їх у промисловість поки що обмежене у зв'язку з недостатньо відпрацьованими технологіями їх введення в розплав і досить високою вар-

тістю виготовлення. Вирішення цих проблем є однією з актуальних задач ливарного виробництва.

Ефективність модифікування визначається не лише вказаними факторами, зокрема дисперсністю часток модифікатора, але й його фазово-структурним станом, ступенем нерівноважності і дисперсністю структури. Так, модифікування алюмінію технологічної чистоти А8 комплексом наноструктурованих компонентів дозволило досягти подрібнення до 20 разів з одержанням мезополікристалічної структури з розміром зерна 25 – 110 мкм [113]. При дослідженні системи Al – Zr – сплавів встановлено [114] ефективний модифікуючий вплив метастабільного інтерметаліду Al_3Zr з кубічною решіткою з параметром 0,407 нм, який одержують кристалізацією аморфних сплавів з наступним їх розпадом.

Наноструктурою модифікаторів і розплавів можливо ефективно керувати, використовуючи генетичний взаємозв'язок процесів у багатфакторній системі «тверде – рідке – тверде» [16].

1.4 Спадковість як елемент модифікування

Суттєво підвищити ефективність модифікування можливо при використанні проявів структурної спадковості [10, 115]. Для здійснення процесу спадкового модифікування необхідно одержання для переплаву шихти і модифікаторів з високим ступенем дисперсності і нерівноважності структури. Це багато в чому визначає також і тривалість модифікуючого ефекту. Чим вища дисперсність фазових складових шихтових матеріалів, тим більша ефективність спадкового модифікування структури металевого сплаву.

Можливості підвищення якості і дисперсності литої структури сталей при використанні традиційних ливарних технологій практично вичерпані і лише застосування високих швидкостей кристалізації дає можливість одержувати високу дисперсність литої структури і високий ступінь її однорідності, що є передумовою закладення позитивних спад-

кових ознак шихти і підвищення властивостей литих виробів [116].

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 [10, 16, 48, 117]. Таке визначення базується на уявленні щодо реалізації можливостей закладення певних металогенетичних спадкових ознак (особливостей будови) металевих матеріалів на всіх етапах технологічного процесу виготовлення виробів.

Відзначимо, що будова реальних металів і сплавів характеризується певним ступенем нерівноважності їх фазово-структурного стану. Це зумовлено різними умовами плавлення, кристалізації, структурування і твердофазних перетворень на різних етапах технологічного процесу виготовлення металевих виробів. При цьому в структурі металу на всіх ієрархічних рівнях [118] закладаються певні металогенетичні особливості, які зберігаються і при наступних операціях обробки металу, які суттєво впливають на формування кінцевої структури, фазового складу і фізико-механічних властивостей виробів. Виходячи з цього сформувались уявлення про спадковість металевих матеріалів [10, 16].

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.

Прояви металургійної спадковості пов'язують з вихідними характеристиками рудного і шихтового матеріалу, технологіями виплавки і режимами обробки розплаву перед розливкою і твердненням. Вони стосуються перш за все, якості і чистоти металу, характеристик ліквідації, газонасиченості, природи і розподілу неметалевих фаз тощо.

Металогенетичні елементи структурної спадковості закладаються на стадіях кристалізації, формування первинної литої структури та твердофазних перетворень. При цьому слід відзначити домінуючу роль температурно-часових параметрів цих процесів. Залежно від кінетичних параметрів кристалізації і структурування будова металу набуває певних особливостей на макро-, мікро- і субмікрорівнях. Із зменшенням розмірів елементів спадковості їх стійкість зростає [119].

Закладення металогенетичних особливостей технологічної спадковості може відбуватися на всіх стадіях процесу виготовлення виробів – виплавки і обробки розплаву, кристалізації і структурування, операцій деформівної і кінцевої обробки.

Для литих сталей основними етапами, на яких закладається певна металогенетична інформація, є процеси плавлення, кристалізації і остигання виливків, які дозволяють шляхом зміни технологічних параметрів, а також застосування відповідних зовнішніх впливів на рідкий і тверднучий метал цілеспрямовано змінювати характеристики литої структури, зумовлюючи закономірні прояви спадковості і формування потрібних фізико-механічних властивостей литих виробів після наступних технологічних операцій їх обробки [7, 9].

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. Це створює передумови для ефективного використання проявів металургійної, структурної і технологічної спадковості при виготовленні литих виробів.

Багатьма вченими розглядаються різні моделі (близько десяти) агрегування рідкофазного стану і гіпотези щодо можливих механізмів спадковості (мікрогенетичний, колоїдний, кластерний, кластерно-вакансійний тощо).

Генетичний зв'язок рідкого і твердого металевго матеріалу задовільно пояснюється з позиції кластерної теорії [23, 120]. 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 [32].

Дифузійні режими переходу реалізуються в системах з близькими значеннями енергій міжатомної взаємодії як процес, що лімітується взаємною дифузією елементів (компонентів розплаву). Відчутного наближення до стану рівноваги при цьому можна досягти без значних перегрівів розплаву.

Кінетичний режим лімітує відрив атомів, що входять до стійких кластерів типу карбіду, оксикарбіду, інтерметаліди тощо. Розрив зв'язків відбувається при нагріванні за рахунок підвищення енергії теплового руху або внаслідок інших енергетичних впливів – механічного, електромагнітного. Процес руйнування кластерів відбувається за набуття зв'язаним атомом достатньої для цього енергії активації. Найбільш доступний для реалізації цього процесу спосіб – підвищення температури розплаву.

Існує думка, що у рідкому металі при невеликих перегрівах відносно температури ліквідусу зберігаються особливості будови (спадкові ознаки) вихідного твердого металу. Такий нерівноважний мікронеоднорідний розплав складається з різних мікрооб'ємів ближнього порядку, успадкованих від основних компонентів шихти і введених до розплаву добавок.

Окрім короткоживучих упорядкованих угруповань атомів і кластерів в розплаві можуть також реально існувати ультрадисперсні кристалічні частинки металу, які мають границі розподілу із розплавом і знаходяться з ним у рівновазі [121, 122]. В рідкому металі також певний час можуть знаходитися відносно великі кристали недорозвиненої твердої фази, оскільки швидкість їх розчинення зменшується при зменшенні міжфазового поверхневого натягу. Обґрунтування можливості стабільного існування в розплавах монокристалів фаз вище температури ліквідусу зроблено в роботі [122] на основі термодинамічних розрахунків. Показано, що при твердненні і плавленні термодинамічно віро-

гідні процеси злиття і розпаду нанокристалів, оскільки вони відбуваються без витрат вільної енергії.

В межах сучасних уявлень про плавлення та кристалізацію металів і сплавів запропоновано модель, в якій переходи між агрегатними станами розглядаються з позицій теорії утворення зародків в умовах змін кількості та розмірів трьох їх типів від температури [123]. Перший пов'язаний з наявністю кристалітів (зерен) вихідного стану на момент досягнення температури початку плавлення, розміри яких поступово зменшуються в умовах пружних лінійних змін ближнього порядку міжатомних зв'язків. Другий тип зародків належить самій рідині як субстанції і представлено атомними угрупованнями (кластерами) з новим порядком міжатомних зв'язків. Третій притаманний кластерам, ближній (кристалічний) порядок міжатомних зв'язків в яких змінюється з більшим темпом порівняно з вихідним станом. Модель дозволяє трактувати з позицій синергетичного підходу більшість експериментальних результатів та їх залежність від температурних режимів нагрівання та охолодження, зокрема і для випадків металургійної та структурної спадковості.

Оскільки структура вихідних шихтових металів успадковується в системі «тверде – рідке – тверде», вона може впливати як позитивно, так і негативно на властивості литих виробів. Розплави зберігають свій мікронеоднорідний стан у широкому інтервалі температур перегріву над ліквідусом. Визначальною характеристикою збереження спадкових ознак при цьому є температура рівноважності мікронеоднорідного розплаву, нижче якої метал зберігає, закладені в ньому попередньою технологічною обробкою, металогенетичні особливості. Насьогодні чітких закономірностей щодо визначення критичних температур рівноважності мікронеоднорідного розплаву поки що не встановлено у зв'язку з відмінностями хімічного складу, фазово-структурним станом і умовами виробництва вихідного шихтового металу. Проте роботами [7, 25, 27] показано можливість передачі структурних особливостей сталей в системі «розплав – ших-

та – виливок» і залежність критичної температури розплаву від ступеня нерівноважності вихідного шихтового металу.

Виходячи з цього запропоновано схему процесів плавлення і кристалізації металів і сплавів, що пояснює механізми спадкової кристалізації і модифікування у зв'язку з наявністю нанокристалічних фаз, поверхнево активних елементів і кластерних угруповань (рис. 1.2).

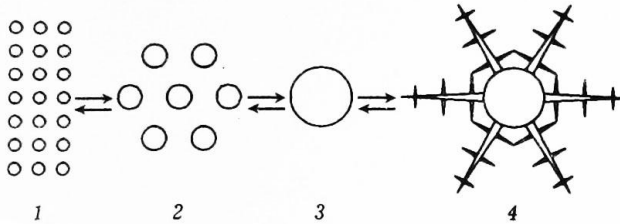


Рис. 1.2. Схема процесів плавлення і кристалізації в металах: 1 – елементарні нанокристали, 2 – нанокристали-гени (зародки), 3 – нанокристал-ядро (центр кристалізації), 4 – мікрокристали [122]

Вірогідно, що ці металогенетичні ознаки в певній мірі визначають прояви спадковості при повторних переплавах і кристалізації, оскільки власні кристали шихтового металу у розплаві також є ефективними каталізаторами і ініціаторами зородкоутворення. Враховуючи це, перспективним способом модифікування може бути введення в розплав, безпосередньо перед його твердненням, невеликої кількості власних дисперсноструктурованих часток. Кращим способом їх одержання є сучасні технології з використанням швидкісного тепловідбору при кристалізації [10, 20, 120, 124]. Вперше застосування затравок того ж самого металу, що і розплав для модифікування структури було запропоновано В.І. Даніловим і В.Є. Неймарком [122].

Спеціальна обробка таких компонентів шихти проявляється в підвищенні їх нерівноважності, енергомісткості, дрібнозернистості, дефектності тонкої кристалічної будови, наявності високодисперсних важкорозчинних добавок і успадкованої мікронеоднорідності розплаву.

Так у роботі [125] при розгляді об'ємного модифікування сплаву МЛ5, показано, що різна структура і якість засто-

сованих при цьому шихтових матеріалів зумовлюють відповідний мікронеоднорідний стан розплаву. При цьому частина структурних складових шихтових матеріалів зберігається в розплаві у вигляді мікроугруповань, які суттєво впливають на структуру і властивості виробленого литва.

Нові можливості покращання литої структури і підвищення механічних властивостей сплавів АК7ч та АЗ56.2 показано в роботі [126] як результат обробки розплаву модифікуючим комплексом МК-1 у поєднанні з добавками основного металу швидкісної кристалізації. Враховуючи в якій мірі мікронеоднорідність розплаву вписується у простір модифікуючих ефектів, логічно і виправдано розглядати вплив шихтової композиції на структуру і властивості литих виробів як дію специфічного модифікатора III роду [94]. За фізичною природою такий модифікатор займає проміжне місце між домінуючими модифікаторами I і II роду.

Такий модифікатор відрізняється тим, що є автокаталітичним і формується у вигляді кластерно-колоїдних угруповань без присадки додаткових речовин за рахунок підвищеної енергомісткості шихтових матеріалів, котра трансформується у підвищену енергоємність розплаву і флуктацій, що мають місце у металевому розплаві. Об'єднує модифікатори всіх видів цільова функція – ініціювання утворення дрібнокристалічної і більш однорідної литої структури.

Технологічно підвищення енергомісткості шихти може бути досягнуто природнім шляхом, як вже вказувалось, за рахунок високої дисперсності структури, підвищеного рівня мікровикривлень кристалічної решітки, важкорозчинних високодисперсних домішок, формування у процесі плавки інтерметалідних фаз, а також штучним шляхом – виходом на вказані характеристики за допомогою різноманітних спеціальних способів впливу на шихтові матеріали і використання селективної вторинної сировини. Таким чином підготовлені нерівноважні і дисперсно-структуровані шихтові компоненти можуть використовуватися як універсальний модифікатор сталей, чавунів і сплавів кольорових металів.

Перспективним напрямом покращення характеристик структури і підвищення фізико-механічних властивостей

литих сталевих виробів може бути також введення до розплаву для збільшення кількості зародків кристалізації добавок дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією модифікаторів. Так, дослідженнями [127, 128] 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 [129] 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» [130]. 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.

Розроблення і впровадження нових ливарних технологій і матеріалів, в тому числі із застосуванням спадкового модифікування з використанням дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією добавок і оборотного селективного матеріалу є актуальною проблемою, яка вимагає проведення системних досліджень щодо створення науково-технологічних засад одержання сталей із наперед заданою структурою і властивостями.

РОЗДІЛ 2

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І ВЛАСТИВОСТІ КОМПОНЕНТІВ ШИХТИ З ПІДГОТОВЛЕНОЮ СТРУКТУРОЮ

Можливості підвищення якості і дисперсності литої структури сталей при використанні традиційних ливарних технологій практично вичерпані і лише застосування високих швидкостей кристалізації дає можливість одержувати високу дисперсність литої структури і високий ступінь її однорідності, що є передумовою закладення позитивних спадкових ознак шихти і підвищення властивостей литих виробів [116].

Підвищити ефективність модифікування можливо при використанні проявів структурної спадковості [10, 115]. Для здійснення процесу спадкового модифікування необхідно одержання для переплаву шихти і модифікаторів з високим ступенем дисперсності і нерівноважності структури. Це багато в чому визначає також і тривалість модифікуючого ефекту. Чим вища дисперсність фазових складових шихтових матеріалів, тим більша ефективність спадкового модифікування структури металевго сплаву.

З метою підвищення якості і властивостей литих виробів і у зв'язку з розвитком науково-обґрунтованих уявлень щодо взаємозв'язку твердого і рідкого металу в останні роки розробляють нові способи спеціальної обробки і одержання шихти і лігатурних матеріалів, які використовують спадковий зв'язок в системі шихта – розплав – виливок [48, 107]. 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 [10].

Виходячи з цього досліджено вплив температурно-часових параметрів кристалізації і наступного остигання виливків на структуру і фізико-механічні властивості вуглецевих і легованих сталей (табл. 2.1), які широко застосовуються у машинобудуванні, як компонентів шихти.

Таблиця 2.1. Хімічний склад досліджуваних сталей

Марка сталі	Масова частка елементів, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ti	V	W	Mo
20Л	0,22	0,42	0,31	-	-	-	-	-
25Л	0,27	0,65	0,38	0,2	-	-	-	-
25ХГСТФЛ	0,28	1,14	0,62	1,38	0,15	0,31	-	-
45Л	0,47	0,81	0,47	0,25	-	-	-	-
45ХГСТФЛ	0,47	1,12	1,35	1,50	0,18	0,43	-	-
У7Л	0,69	0,24	0,26	0,20	-	-	-	-
Р6М5Л	1,05	0,35	0,40	4,20	-	1,30	5,80	5,10
Примітка: вміст сірки та фосфору не перевищує відповідно 0,035 та 0,025 %								

Виплавку сталей здійснювали в індукційній печі типу ЛПЗ-37 з кислим тиглем, вміст металу 25 кг, методом сплавлення технічно чистих шихтових матеріалів.

Дослідження впливу умов формування структури і властивостей у виливках сталей з генетичним впливом структурованих компонентів шихти з контролюванням швидкості охолодження (V_{ox}) розплаву під час кристалізації здійснювали на тріфоподібних пробах (ГОСТ 977-88) з розміром пелюстки 15 мм. Структуровані компоненти шихти одержували при кристалізації металу у сухих піщаних формах, мідному водоохолоджуваному кокілі, а також вакуумним відбором проб розплаву у кварцеві трубки діаметром 5 мм та струменевим формуванням. Ці заходи забезпечили середню швидкість охолодження сталей в формах відповідно 5 °С/с, 350 °С/с та 650 °С/с.

2.1 Структура і властивості сталей у зв'язку з температурно-часовими умовами кристалізації

При дослідженнях сталей, як компонентів шихти, одержаних за різних швидкостей охолодження (V_{ox}) розплаву під час кристалізації у ливарних формах з різною теплопровідною здатністю, визначали розмір зерна, щільність (ЩДС) і дисперсність (ДДС) дендритної будови.

Металографічно встановлено, що підвищення інтенсивності тепловідбору під час кристалізації сталевих виливків зумовлює закономірне подрібнення і зміну морфології їх литої структури (рис. 2.1).

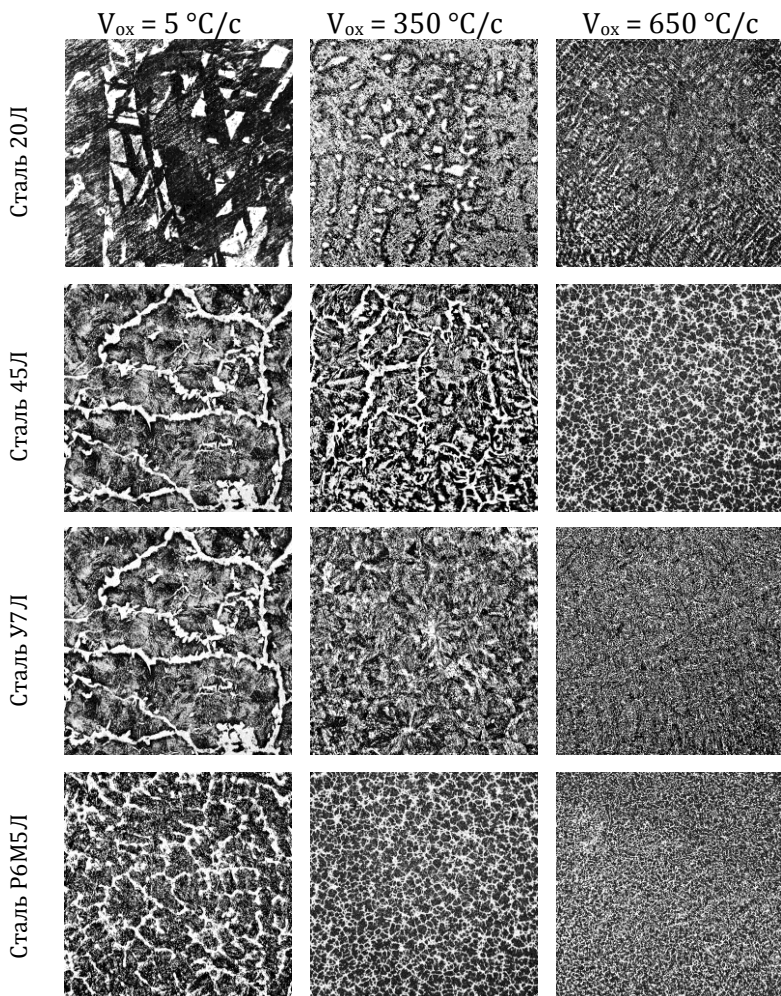


Рис. 2.1. Вплив швидкості охолодження при кристалізації (V_{ox}) на структуру сталей, $\times 100$

Розмір зерна досліджуваних сталей згідно ГОСТ 5639-82 у вказаному інтервалі підвищення швидкості (V_{ox}) охо-

лодження розплаву (рис. 2.2) зменшується від номера -2 до 3 (сталь 20Л), від номера -1 до 5 (сталь 45Л), від номера 2 до 6 (сталь У7Л) і від номера 5 до 9 (сталь Р6М5Л).

При цьому суттєво підвищуються і значення кількісних характеристик дендритної будови сталей – дисперсності (ДДС) і щільності (ЩДС) відповідно зростанню швидкості охолодження розплаву при кристалізації виливків. Так, показники дисперсності дендритної структури сталі 20Л підвищуються у 3 рази, сталі 45Л – у 4 рази, сталі У7Л – у 3,5 рази, сталі Р6М5Л до 30 %.

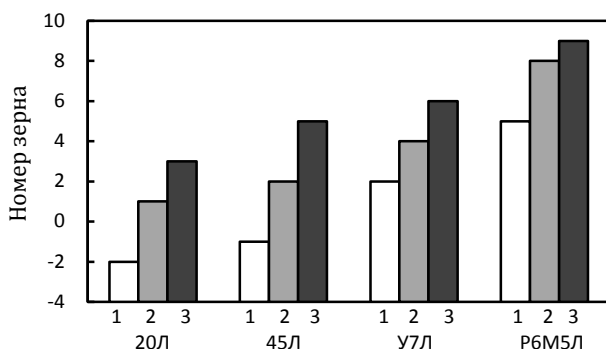


Рис. 2.2. Розмір зерна сталей залежно від швидкості охолодження.

$V_{ox} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ – , $V_{ox} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ – , $V_{ox} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ – 

При цьому суттєво підвищуються і значення кількісних характеристик дендритної будови сталей – дисперсності (ДДС) і щільності (ЩДС) відповідно зростанню швидкості охолодження розплаву при кристалізації виливків (рис. 2.3). Так, показники дисперсності дендритної структури сталі 20Л підвищуються у 3 рази, сталі 45Л – у 4 рази, сталі У7Л – у 3,5 рази, сталі Р6М5Л до 30 %.

Подібним чином змінюються і характеристики щільності дендритної структури при підвищенні інтенсивності охолодження в інтервалі V_{ox} від $5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ до $650 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Встановлено, що ЩДС сталей при цьому зростає від 0,72 до 1,68 (сталь 20Л), від 0,88 до 1,72 (сталь 45Л), від 1,3 до 1,92 (сталь У7Л) і від 1,42 до 2,46 (сталь Р6М5Л).

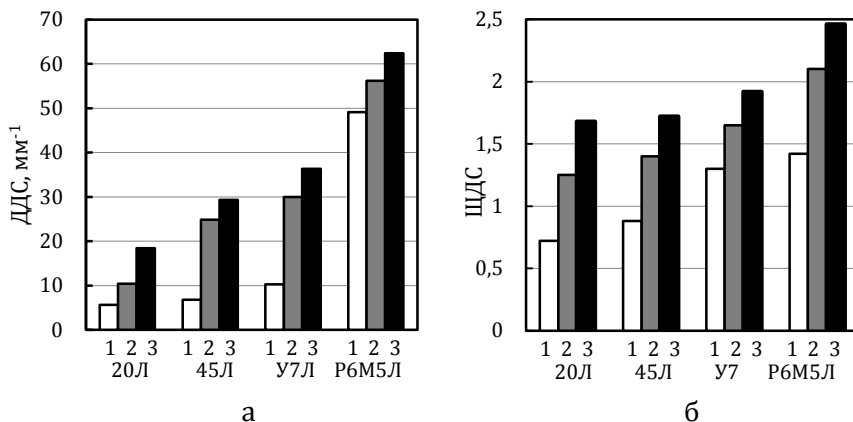


Рис. 2.3. Характеристики дендритної структури сталей залежно від швидкості охолодження. 1 – $V_{ox} = 5$ °C/c, 2 – $V_{ox} = 350$ °C/c, 3 – $V_{ox} = 650$ °C/c.

Слід також відзначити, що у структурі швидкоохолодженої сталі Р6М5Л порівняно зі структурою, яка формувалась за умов звичайного охолодження, зменшується ширина і протяжність скупчень евтектики від 25 – 90 мкм ($V_{ox} = 5$ °C/c) до 1,0 – 10 мкм та 0,03 – 2,0 мкм ($V_{ox} = 350$ °C/c, $V_{ox} = 650$ °C/c). Таким чином встановлено, що температурно-часові параметри кристалізації є визначальними при формуванні литої структури сталей у виливках.

2.2 Характеристики ліквації

Умови охолодження розплаву під час кристалізації суттєво впливають також на процеси ліквації, пов'язані з різною розчинністю легуючих елементів у рідкому і твердому метали. Змінюючи температурно-часові параметри кристалізації і структурування можна одержати виливки з різними характеристиками структури і розподілу легуючих елементів [11, 131]. Виходячи з цього на прикладі сталей 45Л і Р6М5Л розглянуто вплив інтенсивності тепловідбору при кристалізації і наступному остиганні виливків на прояви ліквації у структурі сталей.

Оцінка ліквідаційних процесів виконана на основі даних розподілу легуючих елементів по перерізу зразків, одержаних за різних умов тепловідбору, із застосуванням скануючого електронного мікроскопу JSM-760 фірми JEOL. Математична обробка результатів і визначення чисельних характеристик розподілу одержані з використанням програми аналізу зображень Image-Pro Plus 4.5 з наступною побудовою карт розподілу з мінімальним, середнім і максимальним вмістом легуючих елементів у сталях. При цьому визначали частку площі у відсотках, що відповідає певному діапазону вмісту (максимальному, середньому та мініимальному) легуючого елемента.

На основі аналізу отриманих даних можна зазначити, що у швидкоохолоджених сталях ділянки структури із середнім вмістом елементів займають більшу площу відповідно підвищенню швидкості охолодження розплаву.

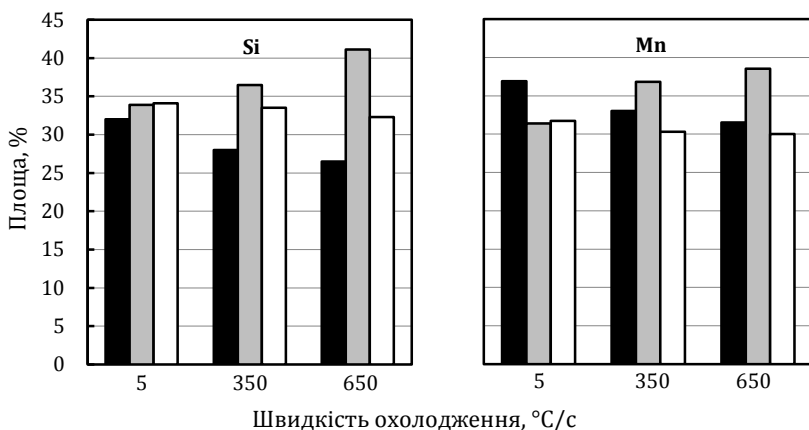


Рис. 2.4. Площа в структурі сталі 45Л, зайнята ділянками з мінімальним ■, середнім ■ та максимальним □ вмістом елемента

Так, для сталі 45Л (рис. 2.4, 2.5), що кристалізувалась за звичайних умов охолодження при $V_{ox} = 5$ °C/c, частка областей структури з середнім вмістом хімічних елементів (кремнію і марганцю) складає відповідно 33,9 % і 31,4 %, з міні-

мальним вмістом – 34,1 % і 31,7 %, з максимальним – 32,0 % і 36,9 % відповідно.

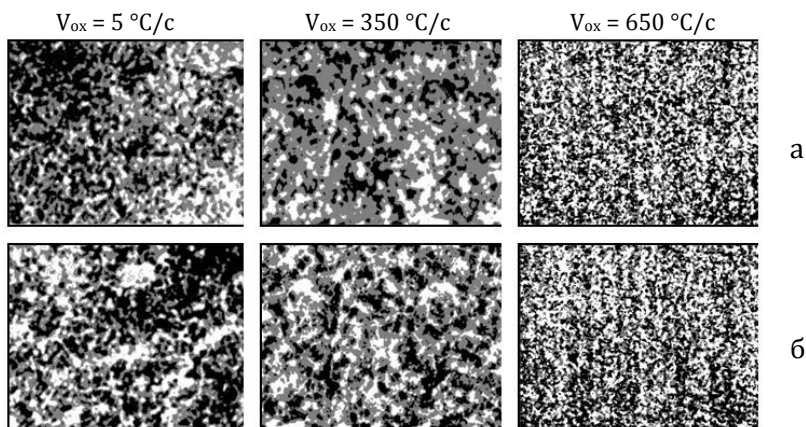


Рис. 2.5. Карти розподілу хімічних елементів в сталі 45Л, максимальний вміст елементу , середній , мінімальний ; а – розподіл кремнію, б – розподіл марганцю, $\times 100$

Для зразків сталі, що кристалізувались за умов швидкісного тепловідбору ($V_{ox} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$, $V_{ox} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$) відсоток площі з середнім вмістом елементів закономірно підвищується, відповідно зростанню інтенсивності охолодження, до 36,5 % – 41,1 % (по кремнію) і до 36,8 % – 38,5 % (по марганцю). Відсоток площі з мінімальним та максимальним вмістом вказаних елементів знижується на 1,5 – 5 %. Подібна закономірність щодо розподілу легуючих елементів спостерігається і у структурі сталі Р6М5Л (рис. 2.6), що вказує на ефективність підвищення швидкості охолодження при кристалізації на пригнічення проявів ліквації.

Розподіл елементів у литій структурі стає більш однорідним і рівномірним. При цьому закономірно змінюється співвідношення площі з мінімальним, середнім і максимальним вмістом легуючих елементів (рис. 2.7).

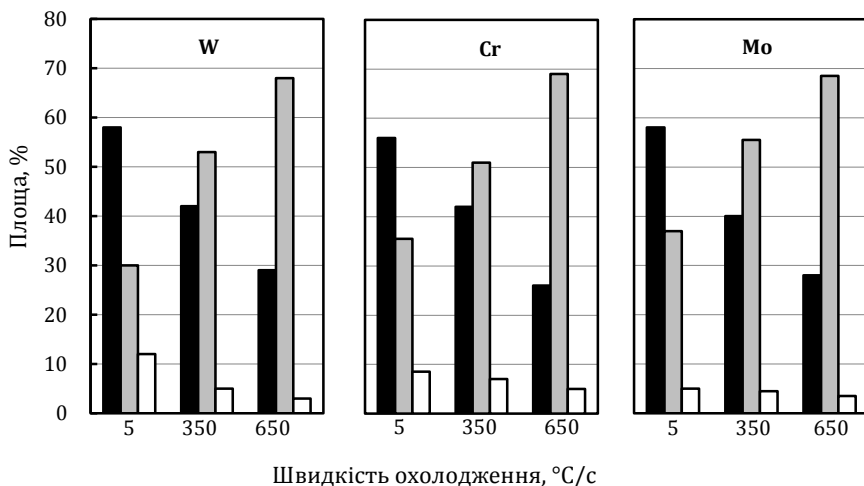


Рис. 2.6. Площа в структурі сталі Р6М5Л, зайнята ділянками з мінімальним , середнім та максимальним вмістом елемента

Для швидкоохолодженої ($V_{ox} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$, $V_{ox} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$) сталі значно зростають величини площ із середнім вмістом легуючих елементів: вольфраму – до 53 % і 68 % відповідно, молібдену – до 55, 5 % і 68, 5 %, хрому – до 51,0 % і 69,0 %. При цьому відповідно зменшується сумарна частка площ з мінімальним і максимальним вмістом цих елементів до 32 – 46 %. Для порівняння, у структурі сталі, що кристалізувалась при $V_{ox} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$ частка площ із середнім вмістом вказаних елементів становить для вольфраму – 30 %, молібдену – 37 %, хрому – 35,5 % і переважають площі з максимальним і мінімальним їх вмістом (62 – 63%).

Одержані результати узгоджуються з показниками коефіцієнта дендритної ліквідації, що визначається як співвідношення концентрації елемента у міжосному просторі і тілі дендрита [132]. Встановлено, що із підвищенням інтенсивності тепловідбору при кристалізації сталей значення коефіцієнта ліквідації закономірно зменшуються (табл. 2.2), що свідчить про підвищення однорідності литої структури сталей щодо розподілу легуючих елементів.

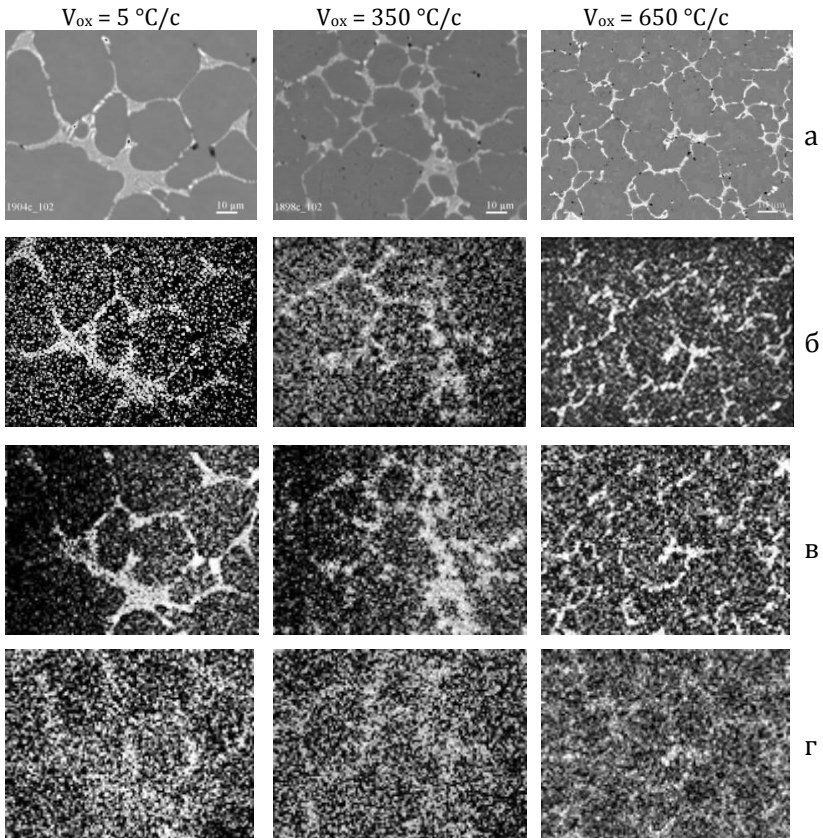


Рис. 2.7. Структура сталі Р6М5Л у вторинних електронах (а) і розподіл легуючих елементів в рентгенівських променях (б – W, в – Мо, г – Cr) залежно від інтенсивності тепловідводу при кристалізації

Таблиця 2.1. Залежність коефіцієнта дендритної ліквідації сталей від швидкості охолодження при кристалізації

Елемент	$V_{ox}, ^\circ\text{C}/\text{c}$			Сталь
	5	350	650	
Mn	2,36	1,54	1,07	45Л
Si	1,26	1,23	1,14	
Mo	3,75	3,40	3,04	Р6М5Л
V	3,48	3,09	2,65	
W	3,20	2,82	2,55	
Cr	1,81	1,57	1,35	

Наведені результати досліджень показують ефективність підвищення швидкості охолодження розплаву при кристалізації, яка суттєво знижує прояви ліквідації легуючих елементів, забезпечує більш рівномірний їх розподіл в структурі сталі.

2.3 Тонка кристалічна будова

У процесах розплавлення та кристалізації структурні особливості вихідного металу можуть передаватись від твердого металу до розплаву і навпаки. В зв'язку з цим метал певного хімічного складу після тверднення за однакових умов може мати різну макро- і мікроструктуру, передану йому через розплав від структури вихідних шихтових матеріалів. Така спадкова структурна інформація закладається умовами кристалізації і спеціальними способами обробки і одержання шихтових матеріалів. Значна роль у закладанні певної металогенетичної інформації і, відповідно, у проявах спадковості належить сукупності дефектної і атомно-кристалічної структури, оскільки із зменшенням розміру елементів спадковості вірогідність їх успадкування зростає [119].

Вплив температурно-часових умов кристалізації і структуроутворення на характеристики тонкої кристалічної структури досліджено на сталях 20Л, 45Л, У7Л, Р6М5Л, що кристалізувались за різних режимів охолодження ($V_{ox} = 5, 350, 650$ і 750 °C/c).

Рентгеноструктурні дослідження проведено за допомогою дифрактометра ДРОН-ЗМК у режимі залізного випромінювання. Для визначення фізичного розширення рентгенівських ліній використовували метод апроксимації [133]. Для введення поправки на немонохроматичність використовували дані праці [133]. Відносні похибки фізичного розширення рентгенівських ліній досліджуваних зразків сталей змінювались у межах 7 – 15 %, що є цілком задовільним [134].

Встановлено, що застосування інтенсивного тепловідбору під час кристалізації і охолодження виливків спричи-

няє закономірне збільшення фізичного розширення рентгенівської лінії (110). Так для сталі 20Л уширення рентгенівської лінії підвищується практично у 2,0 рази при зміні швидкості охолодження від 5 до 750 °С/с, для сталі 45Л – в 1,87, сталі У7Л – в 1,4, Р6М5Л – в 1,3 рази, за тих же умов кристалізації (рис. 2.8).

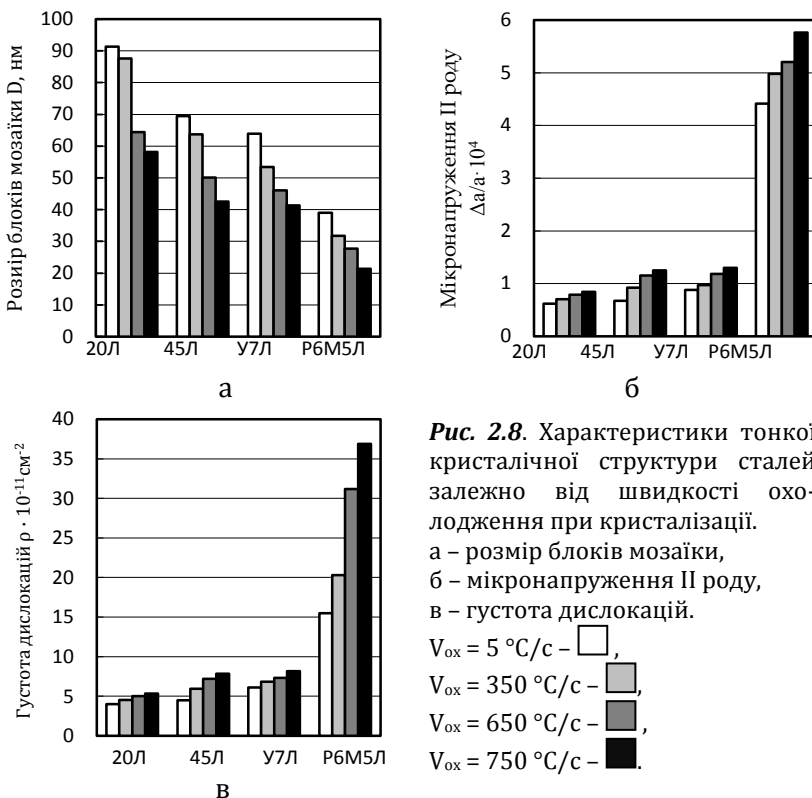


Рис. 2.8. Характеристики тонкої кристалічної структури сталей залежно від швидкості охолодження при кристалізації. а – розмір блоків мозаїки, б – мікронапруження II роду, в – густина дислокацій.

Сталі більш складного легування (У7Л, Р6М5Л) мають вищі абсолютні значення фізичного розширення рентгенівських ліній, ніж сталі простішого складу (20Л, 45Л).

Для всіх досліджених сталей при підвищенні швидкості охолодження під час кристалізації спостерігаються такі зміни в тонкій кристалічній структурі: зменшення розміру бло-

ків мозаїки, підвищення мікронапружень кристалічної ґратки II роду, а також густини дислокацій. Так для сталі 20Л з підвищенням швидкості охолодження при кристалізації від 5 до 750 °C/с розмір блоків зменшується від 91,34 до 58,20 нм; для сталі 45Л – від 69,44 до 42,57 нм; сталі У7Л – від 63,90 до 41,33 нм; сталі Р6М5Л – від 39,08 до 21,43 нм.

При підвищенні швидкості охолодження закономірно змінюються також інші параметри тонкої кристалічної структури (параметр кристалічної ґратки, середньоквадратичне зміщення атомів). Спостерігається підвищення мікронапружень II роду: для сталі 20Л від $0,62 \cdot 10^{-4}$ до $0,82 \cdot 10^{-4}$; сталі 45 – від $0,67 \cdot 10^{-4}$ до $1,29 \cdot 10^{-4}$; сталі У7Л – від $0,88 \cdot 10^{-4}$ до $1,16 \cdot 10^{-4}$; сталі Р6М5Л – від $4,41 \cdot 10^{-4}$ до $5,76 \cdot 10^{-4}$, що в середньому складає 30 – 32 %. В той же час з підвищенням швидкості охолодження при кристалізації густина дислокацій в досліджених сталях суттєво зростає: сталі 20Л – в 1,3 рази (від $3,99 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ до $5,34 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), сталі 45Л – у 1,75 (від $4,48 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ до $7,86 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), сталі У7Л – у 1,31 (від $6,00 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ до $7,96 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), сталі Р6М5Л – у 2,38 рази (від $15,5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ до $36,9 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$).

Отже, зміна умов тепловідбору під час кристалізації і охолодження виливків зумовлює відповідні зміни тонкої кристалічної структури сталей: зменшення розміру блоків мозаїки, підвищення мікронапружень (викривлень) кристалічної ґратки, та густоти дислокацій. Це дозволяє цілеспрямовано закладати у структуру вихідних шихтових матеріалів певні стійкі металогенетичні особливості і суттєво впливати на властивості сталевих виливків, використовуючи прояви структурної спадковості при їх виготовленні.

2.4 Механічні властивості і характеристики руйнування сталей

Температурно-часові умови кристалізації і наступного охолодження виливків, як було показано вище, зумовлюють відповідні закономірні зміни їх макро- і мікроструктури, фазового складу і тонкої кристалічної будови, які визначають рівень механічних властивостей сталей. У зв'язку з цим дос-

ліджено вплив різної інтенсивності тепловідбору ($V_{ox} = 5, 350 \text{ і } 650 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$) при твердненні сталей 20Л, 45Л, У7Л і Р6М5Л на їх механічні властивості.

Встановлено, що у вказаному інтервалі зростання швидкості охолодження закономірно підвищуються значення характеристик механічних властивостей досліджуваних сталей (табл. 2.2). Так значення порога міцності (σ_B) при цьому підвищується для сталі 20Л вдвічі від 223 МПа до 440 МПа, сталі 45Л – від 440 до 530 МПа, сталі У7Л від 890 до 1120 МПа, сталі Р6М5Л від 1600 до 1820 МПа. Відповідно зростають і показники порога текучості (σ_T) – від 180 до 350 МПа сталі 20Л, від 280 до 346 МПа сталі 45Л, від 320 до 362 МПа сталі У7Л і від 440 до 473 МПа сталі Р6М5Л.

Таблиця 2.2. Механічні властивості вихідних сталей у литому стані

Сталь	$V_{ox},$ $^{\circ}\text{C/с}$	$\sigma_B,$ МПа	$\sigma_T,$ МПа	$\psi, \%$	$\delta, \%$	НV
20Л	5	223	180	37	28	123
	350	423	338	42	38	145
	650	440	350	48	42	155
45Л	5	440	280	14	13	203
	350	520	335	20	17	268
	650	530	346	24	20	285
У7Л	5	890	320	7	6	295
	350	910	340	9	7	380
	650	1120	362	12	10	420
Р6М5Л	5	830	440	4	3	587
	350	850	460	7	5	606
	650	874	473	8	6	640

Щодо високовуглецевих сталей У7Л і Р6М5Л було визначено також показники порога міцності при згинанні ($\sigma_{зг}$) для вказаного інтервалу змін швидкості охолодження під час їх кристалізації. Встановлено закономірне підвищення значень цієї характеристики при зростанні швидкості охолодження від 1950 МПа до 2990 МПа (сталь У7Л) і від 1600 МПа до 1820 МПа (сталь Р6М5Л).

Особливо слід відзначити підвищення ударної в'язкості при підвищенні швидкості охолодження в 2 рази для сталі 20Л, У7Л, та в 1,5 рази для сталей 45Л, Р6М5Л (рис. 2.9).

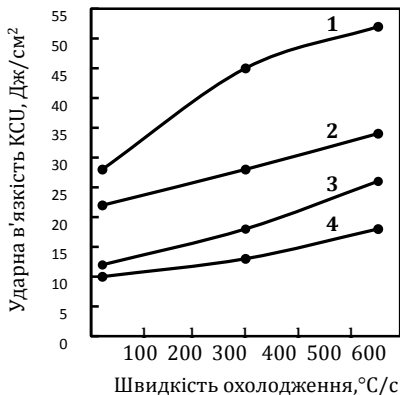


Рис. 2.9. Ударна в'язкість сталей залежно від швидкості охолодження. 1 – 20Л, 2 – 45Л, 3 – У7Л, 4 – Р6М5Л.

Дослідження впливу умов тепловідбору при кристалізації на фрактографічні характеристики руйнування сталей, мікромеханізми і енергоємність процесів руйнування та їх зв'язок з показниками роботи зародження (a_3) і поширення (a_n) тріщин показали, що підвищення інтенсивності тепловідбору при кристалізації сталей зумовлює подрібнення елементів структури мікрозлому і зміну мікромеханізмів руйнування від крихкого і

квазікрихкого до більш енергоємних механізмів переважającego в'язкого руйнування.

Відомо, що структура злому, яка є результатом порушення суцільності матеріалу, характеризує одну з основних властивостей конструкційних литих сталей – здатність протидіяти руйнуванню за умов динамічного навантаження [135, 136].

Відомо, що визначення енергії, що витрачається на утворення злому в результаті випробування сталі на ударний згин дозволяє оцінити не тільки вплив легуючих елементів і термічної обробки на цей показник, але й технологічних факторів, що визначають особливості формування литої структури [137, 138]. В зв'язку з цим досліджено вплив різних умов тепловідбору (V_{ox}) при кристалізації сталей на фрактографічні характеристики їх руйнування та на співвідношення складових ударної в'язкості – робіт зародження (a_3) і поширення (a_n) тріщини.

Дослідження особливостей будови мікрорельєфа зломів сталей проведено з використанням растрового електронного мікроскопу РЕМ -106И на мікрозломах ударних зразків з надрізом Менаже і зразках з наведеною тріщиною [139] зі сталей, що кристалізувались за різних температурно-часових умов (рис. 2.10).

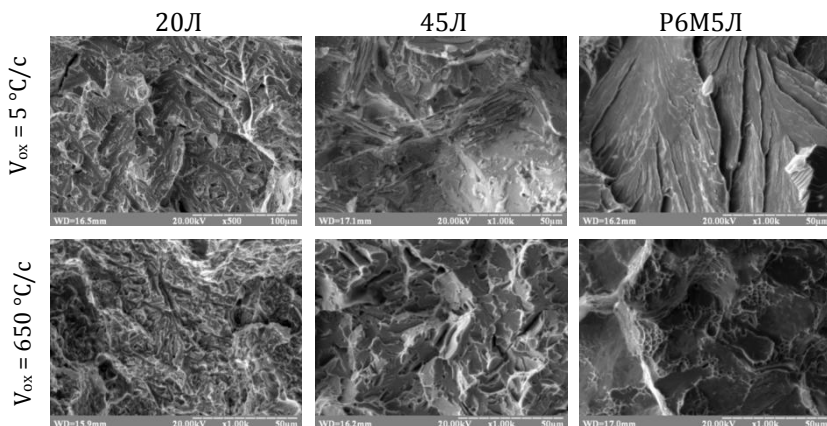


Рис. 2.10. Мікрорельєф зломів сталей 20Л, 45Л та Р6М5Л залежно від швидкості охолодження при кристалізації, РЕМ. $\times 1000$

Встановлено, що мікрорельєф зломів досліджуваних сталей представлений елементами внутрішньозеренного руйнування за механізмом відколу, квазівідколу і в'язкого руйнування, а також поверхнями міжзеренного крихкого і в'язкого руйнування.

В мікрозломах сталей, що кристалізувались за умов повільного охолодження ($V_{ox} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$) спостерігається рельєф, що складається з досить великих фасеток міжзеренного руйнування, поверхонь транскристалітного в'язкого розшарування і грубого ямкового рельєфу (сталь 20Л). В сталях з підвищеним вмістом вуглецю (сталі 45Л і У7Л) і легуючих елементів (сталь Р6М5Л) спостерігаються фасетки крихкого транскристалітного та інтеркристалітного руйнування і квазівідколу. З підвищенням інтенсивності тепловідбору для всіх досліджуваних сталей закономірно подрібнюються

фасетки структурних складових мікрорельєфу зломів і суттєво зменшується кількість поверхонь крихкого руйнування. У структурі зломів швидкоохолоджених сталей переважають поверхні, що утворились за механізмом в'язкого транскристалітного руйнування (ямковий рельєф) і квазівідколу з характерним мікрорельєфом. В цілому підвищення інтенсивності тепловідбору при кристалізації досліджуваних сталей зумовлює подрібнення елементів структури їх мікрозлому і зміну мікромеханізмів руйнування від крихкого і квазікрихкого до більш енергомістких механізмів переважаючого в'язкого руйнування, що узгоджується з показниками значень ударної в'язкості сталей. Для пояснення одночасного підвищення значень характеристик міцності і ударної в'язкості доцільно розглянути не тільки зміну значень ударної в'язкості, але й енерговитрати при руйнуванні на роботу зародження і поширення тріщини.

Для цього за методом Б.А. Дроздовського і Я.Б. Фрідмана виготовлялись зразки із заготовок (10×11×55 мм), на які профільною фрезою наносився надріз глибиною 0,1 мм, з радіусом закруглення 0,25 мм і кутом розкриття 45 °. На резонансному вібраторі [78] у вістрі надрізу створювалася втомна тріщина глибиною 0,2 мм, після чого вихідний надріз видаляли шліфуванням. Робота руйнування такого зразка відповідає енерговитратам на поширення тріщин (a_n). Різниця значень ударної в'язкості зразків з надрізом Менаже і цією величиною характеризує роботу зародження тріщини (a_z) при ударному згині.

Встановлено (рис. 2.11), що за нормальних умов повільного охолодження ($V_{ox} = 5$ °C/с) переважають значення енерговитрат на утворення злому на стадії зародження тріщини (робота a_z). Робота ж поширення тріщини (a_n) для цих випадків характеризується значно меншими витратами енергії і складає для всіх досліджуваних сталей 25 – 30 % від значень ударної в'язкості. З підвищенням інтенсивності тепловідбору при кристалізації сталей співвідношення показників складових ударної в'язкості суттєво змінюється в сторону підвищення роботи поширення тріщин. При швидкості охолодження 350 °C/с внесок роботи поширення трі-

щин в роботу руйнування становить 39 – 57 %, а при швидкості охолодження 650 °C/с зростає до 53 – 59 %.

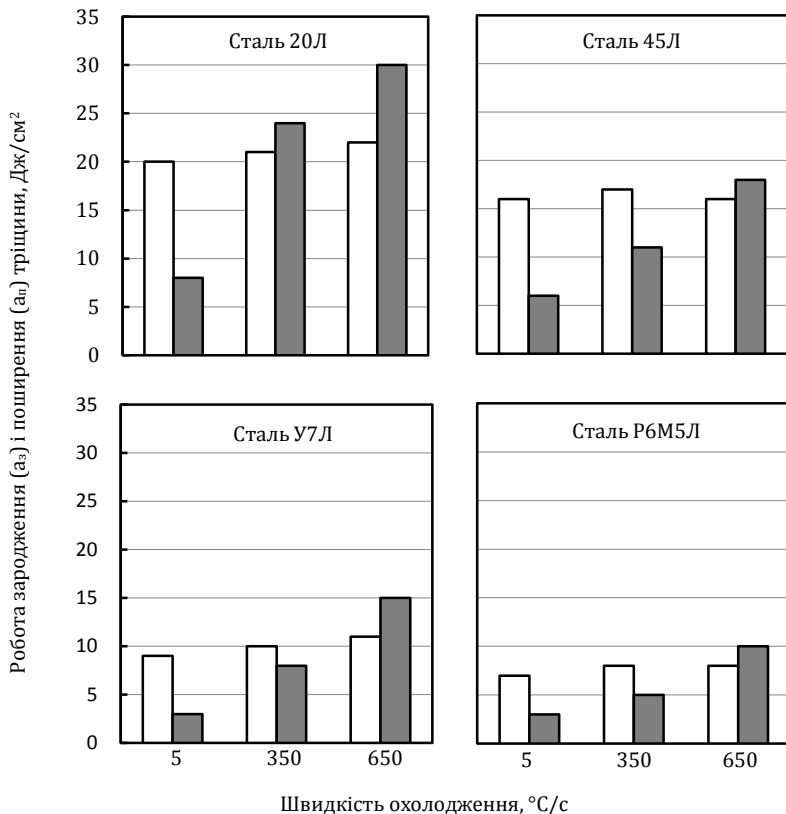


Рис. 2.11. Співвідношення складових ударної в'язкості (a_z , a_n) залежно від швидкості охолодження ($V_{ок}$) при кристалізації сталей.

a_z – , a_n – 

Таке підвищення значень роботи поширення тріщини пов'язано з суттєвим подрібненням литої структури, зростанням кількості границь зерен на шляху поширення магистральної тріщини подолання яких потребує додаткових енерговитрат при руйнуванні. Це узгоджується з уявленнями Петча-Хола [140 – 141] і пояснює загальне зростання ударної в'язкості сталей при підвищенні швидкості охолодження розплаву під час кристалізації.

При дослідження впливу інтенсивності тепловідбору під час кристалізації на механізм і характеристики руйнування досліджуваних сталей в інтервалі температур випробування від +20 до -20 °С встановлено закономірну зміну рівня їх ударної в'язкості і температури переходу сталей у крихкий стан ($T_{крх.}^{50}$). Мікрофрактографічними дослідженнями показано, що при зниженні температури випробування змінюється співвідношення структурних складових мікрозлому (поверхонь в'язкого ямкового руйнування, квазівідколу та крихкого внутрішньозеренного і міжзеренного руйнування) в сторону підвищення складових мікрорельєфа злому крихкого руйнування. Що ж до впливу швидкості охолодження при кристалізації, то її підвищення суттєво збільшує опір сталей крихкому руйнуванню при динамічних навантаженнях при зниженні температури випробування (рис. 2.12). Відповідно зміні рівня значень ударної в'язкості за низьких температур випробування реалізуються менш енергомісткі механізми руйнування шляхом відколу та поширення тріщин по певних кристалографічних площинах або вздовж границь зерен без помітних ознак мікропластичної деформації [138].

Кількісна оцінка гетерогенності мікрозломів ударних зразків у зоні стабільного розвитку тріщини дозволила встановити закономірні зміни показника температурного порога холодноламкості ($T_{крх.}^{50}$) досліджуваних сталей залежно від температурно-часових умов кристалізації ($V_{ох}$).

Встановлено, що температура крихкості, визначена за критерієм 50 % в'язкої складової злому, суттєво залежить від умов кристалізації і знижується в інтервалі швидкості охолодження від 5 до 650 °С/с для сталі 25Л від -10 до -14 °С, сталі 45Л від -8 до -12 °С, сталі У7Л від -4 до -6 °С, сталі Р6М5Л від -6 до -8 °С. Встановлені закономірності впливу температурно-часових умов кристалізації і наступного охолодження виливків вуглецевих і легованих сталей на процеси структурування і формування властивостей свідчать про можливість закладення певних спадкових особливостей в литій структурі.

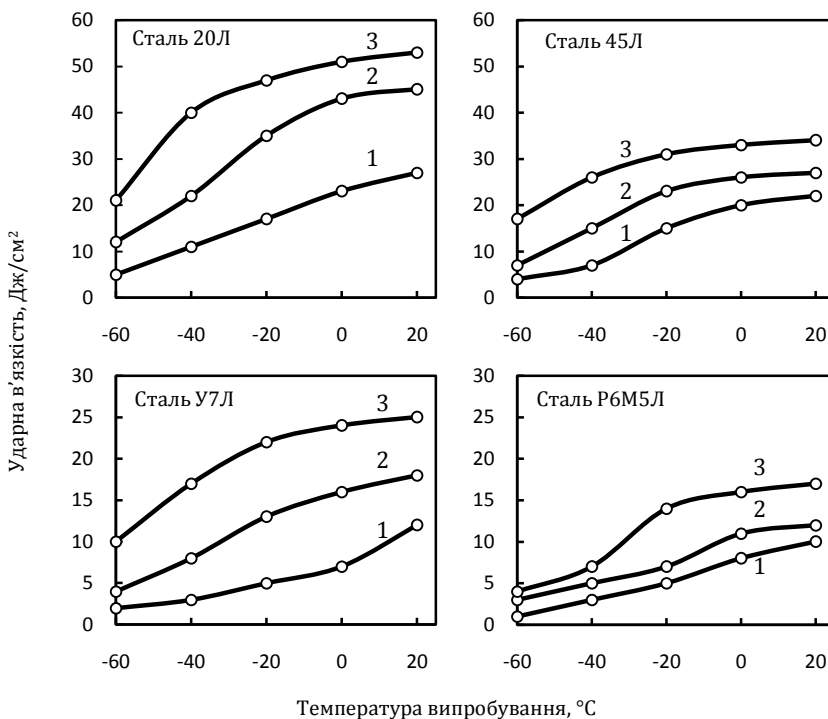


Рис. 2.12. Зміна ударної в'язкості сталей залежно від температурно-часових умов кристалізації в інтервалі температур в'язко-крихкого переходу. 1 – $V_{ox} = 5^\circ \text{C/с}$; 2 – $V_{ox} = 350^\circ \text{C/с}$; 3 – $V_{ox} = 650^\circ \text{C/с}$

Показано, що зростання інтенсивності охолодження в межах $5 - 650^\circ \text{C/с}$ сталей в інтервалі твердо-рідкого стану і наступних твердофазних перетворень зумовлює створення значного градієнта температур і дозволяє реалізувати можливості цілеспрямованого керування дисперсністю і щільністю первинної литої (дендритної) структури, розміром зерна, пригнічення явища ліквіації, легованістю твердого розчину, ступеня рівноважності структури, закладення позитивних ознак структурної спадковості на рівні макро-, мікроструктури і тонкої кристалічної будови у литих сталевих виробках і шихтових матеріалах з підготовленою структурою.

РОЗДІЛ 3

СПАДКОВІСТЬ І МОДИФІКУВАННЯ СТАЛЕЙ КОМПОНЕНТАМИ ШИХТИ З ПІДГОТОВЛЕНОЮ СТРУКТУРОЮ

Перспективних напрямком одержання виливків з високим рівнем властивостей, виходячи з сучасних уявлень щодо взаємозв'язку твердого і рідкого металу, є використання шихтових матеріалів з підготовленою шихтовою структурою [10, 48, 142, 143]. В якості підготовленості структури розглядається ступінь її нерівноважності, дисперсність і морфологія структурних складових, характеристики дендритної будови, прояви ліквідації тощо [33, 122, 144]. Такі, закладені при кристалізації металогенетичні особливості структури сталей можуть ефективно використовуватись в разі застосування добавок сталей з підготовленою структурою в якості модифікаторів.

3.1 Модифікування добавками сталей, дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією

З позицій кластерної теорії будови сплавів [142 – 144] відомо, що за невеликих перегрівів в розплаві зберігаються особливості будови (спадкові ознаки) вихідного шихтового металу. Такий нерівноважний мікронеоднорідний розплав складається з різних мікрооб'ємів ближнього порядку, успадкованих від основних компонентів шихти і внесених до розплаву добавок. Саме нерівноважна мікронеоднорідність розплаву у поєднанні з оптимальними режимами плавлення і кристалізації – найбільш доступний спосіб керування фазово-структурним станом і властивостями сталевих виливків.

Виходячи з цього, на прикладі сталей 45Л і Р6М5Л, досліджено вплив дисперсно-структурованих добавок (спадкових модифікаторів) аналогічного основному металу хімічного складу у кількостях 10 і 20 % на дисперсність литої структури. Такі добавки виготовлялись за умов інтенсивно-

го охолодження ($V_{\text{ох}}$) 350 °C/с і 650 °C/с у ливарних формах з різною теплопровідною здатністю при застосуванні охолодження розплаву у мідному водоохолоджуваному тріфоподібному кокілі, а також вакуумного витягування розплаву у кварцові трубки діаметром 5 – 8 мм. Структурні характеристики і властивості цих матеріалів наведені у попередньому розділі.

Підготовлені таким чином модифікуючі дисперсно-структуровані добавки сталей (ДСД) вводили у вказаних кількостях до розплаву основного металу, нагрітого нижче температури рівноважності мікронеоднорідного стану сталей. Для цього розплави сталей нагрівали на 50 – 60 °C вище температури ліквідусу (для сталі 45Л $T_{\text{л}} = 1490$ °C, для сталі Р6М5Л $T_{\text{л}} = 1430$ °C). Після введення дисперсно-структурованих добавок розплави сталей витримували за вказаних температур до їх повного розчинення (3 – 5 хв.) і розливали у стандартні піщані тріфоподібні форми (ГОСТ 9777-88), які забезпечують середню швидкість охолодження проб під час кристалізації 5 °C/с.

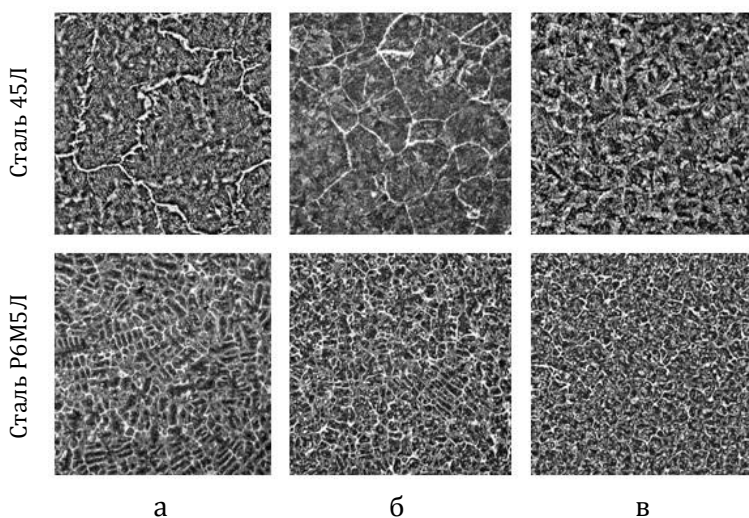


Рис. 3.1. Структура сталей залежно від кількості ДСД, одержаних при $V_{\text{ох}} = 650$ °C/с. а – без добавки; б – 10 % добавки; в – 20 % добавки, $\times 100$

На прикладі сталей 45Л та Р6М5Л показано, що при введенні дисперсно-структурованих добавок (ДСД) в кількості 10 та 20 % від маси виливків, які виготовлялись за умов інтенсивного охолодження (V_{ox}) 350 °С/с та 650 °С/с аналогічного хімічного складу, відбувається подрібнення литої структури сталей (рис. 3.1).

Показано, що збільшення кількості модифікуючої добавки до оптимального вмісту (20 %) за умов швидкісного її охолодження при $V_{ox} = 650$ °С/с зумовлює найбільш суттєве подрібнення зеренної структури сталей – в 6 разів для сталі 45Л, та в 2 рази для сталі Р6М5Л порівняно з немодифікованим станом (табл. 3.1).

Таблиця 3.1. Розмір зерна сталей залежно від кількості та структурного стану дисперсно-структурованої добавки

Сталь	Кількість добавок, % (мас.)		
	0	10	20
45Л	<u>0</u>	<u>2</u>	<u>3</u>
	0	4	6
Р6М5Л	<u>5</u>	<u>6</u>	<u>8</u>
	5	9	10
Примітка: над рискою – швидкість охолодження добавки $V_{ox} = 350$ °С/с; під рискою – $V_{ox} = 650$ °С/с.			

Закономірним при цьому є покращення характеристик дендритної структури досліджуваних сталей – щільності і дисперсності (рис. 3.2).

Спадкове модифікування сталей добавками дисперсно-структурованих сталей аналогічного хімічного складу викликає трикратне підвищення характеристики дисперсності дендритної структури (ДДС) сталі 45Л і двократне сталі Р6М5Л, а щільність дендритної структури (ЩДС) також суттєво підвищується від 0,86 до 1,25 (сталь 45Л) та від 0,97 до 3,20 (сталь Р6М5Л).

Одержані результати досліджень свідчать про існування чіткого спадкового зв'язку твердого і рідкого структурного стану, кожен з яких несе в собі певні металогенетичні озна-

ки іншого, зберігаючи особливості вихідного шихтового матеріалу і введених до розплаву добавок.

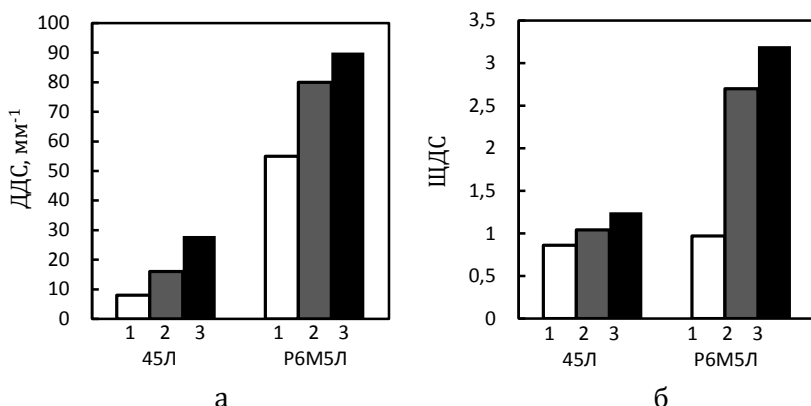


Рис. 3.2. Характеристики дендритної будови сталей 45Л і Р6М5Л залежно від кількості модифікуючої добавки сталей. а – дисперсність дендритної структури; б – щільність дендритної структури; 1 – без добавки; 2 – 10 % добавки; 3 – 20 % добавки

Введені до розплаву дисперсно-структуровані добавки створюють певну мікронеоднорідність його структурного стану, яка забезпечує після кристалізації формування відповідної більш дисперсної структури сталей у виливках.

Характерним результатом такого спадкового модифікування є також закономірні зміни тонкої кристалічної будови досліджуваних сталей (табл. 3.2).

Таблиця 3.2. Характеристики тонкої кристалічної структури сталей

Сталь	β (110), рад	D, нм	$\Delta a/a$	ρ , см ⁻¹
45Л	$0,53 \cdot 10^{-2}$	70,870	$0,66 \cdot 10^{-4}$	$4,29 \cdot 10^{11}$
	$0,85 \cdot 10^{-2}$	42,200	$1,00 \cdot 10^{-4}$	$6,11 \cdot 10^{11}$
Р6М5Л	$0,84 \cdot 10^{-2}$	40,096	$4,39 \cdot 10^{-4}$	$14,30 \cdot 10^{11}$
	$0,93 \cdot 10^{-2}$	22,848	$4,42 \cdot 10^{-4}$	$26,52 \cdot 10^{11}$
Примітка: над рисою – вихідна сталь; під рисою – 20 % ДСД ($V_{ок} = 650$ °С/с).				

Встановлено, що внаслідок модифікування сталі 45Л фізичне уширення рентгенівської лінії (110) підвищується на 16 %, а сталі Р6М5Л на 8,5 %. Відповідно до цього вдвічі зменшуються розміри блоків мозаїки D), зростають значення мікронапружень II роду $\Delta\sigma/a$ та густина дислокацій ρ .

З огляду на одержані результати і дані роботи [145] існують передумови для підвищення характеристик механічних властивостей сталей внаслідок операцій спадкового модифікування.

Встановлено (табл. 3.3), що введення до розплаву 20 % дисперсно-структурованої при $V_{ox} = 650$ °C/с добавки сталі зумовлює підвищення значень порога міцності σ_b порівняно з немодифікованим станом в середньому на 21 % (сталь 45Л) і на 6 % (сталь Р6М5Л). Закономірне зростання показників рівня механічних властивостей при використанні модифікуючої добавки з високодисперсною підготовленою структурою спостерігається і для інших характеристик сталей (σ_t , HV, ψ , δ).

Таблиця 3.3. Механічні властивості сталей, модифікованих дисперсно-структурованими добавками сталей аналогічного хімічного складу

Сталь	σ_b , МПа	σ_t , МПа	Твердість HV	ψ , %	δ , %	KCU, Дж/см ²
45Л	<u>462</u>	<u>318</u>	<u>230</u>	<u>22</u>	<u>18</u>	<u>28</u>
	495	335	248	25	22	32
Р6М5Л	<u>850</u>	<u>446</u>	<u>593</u>	<u>18</u>	<u>4</u>	<u>13</u>
	880	470	610	21	6	16
Примітка: над ризикою – швидкість охолодження добавки $V_{ox} = 350$ °C/с, під ризикою – $V_{ox} = 650$ °C/с.						

Вагомим результатом такого модифікування є одержання однорідної і дрібнозернистої структури, що зумовлює підвищення ударної в'язкості на 32 % та 37 % (сталь 45Л та Р6М5Л відповідно) при одночасному зростанні показників міцності сталей.

Фрактографічними дослідженнями з використанням електронної мікроскопії показано, що мікрорельєф зломів зразків ударного навантаження в зоні стабільного розвитку

тріщини представлений поверхнями в'язкого (ямкового) руйнування, квазівідколу, поверхнями крихкого транскристалітного відколу і міжзеренного руйнування (рис. 3.3). При цьому мікрозломи спадково модифікованих сталей порівняно з будовою зломів вихідних немодифікованих сталей характеризуються суттєвим зростанням в їх структурі числа поверхонь більш енергомісткого в'язкого руйнування.

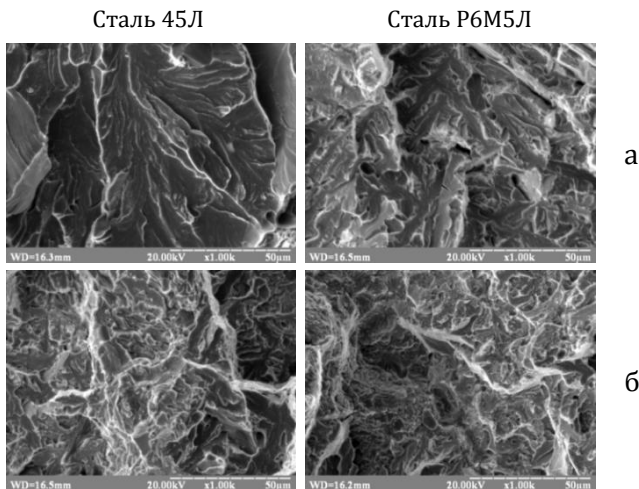


Рис. 3.3. Мікрорельєф зломів вихідних (а) і спадково модифікованих (б) сталей

Спадкове модифікування добавками дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією компонентів шихти сталей аналогічного хімічного складу зумовлює суттєве підвищення опору литих виробів крихкому руйнуванню за низьких температур їх експлуатації.

Експериментальна оцінка холодостійкості модифікованих і немодифікованих сталей 45Л і Р6М5Л проведена методом серіальних випробувань ударних зразків з надрізом Менаже (ГОСТ 9454-78) в інтервалі температур випробування від +20 °С до -60 °С. Встановлено, що загальний рівень значень ударної в'язкості спадково модифікованих сталей для всього температурного інтервалу випробувань підвищується на 5 – 10 Дж/см² (сталь 45Л) і на 3 – 6 Дж/см² (сталь

Р6М5Л) відповідно підвищенню швидкості охолодження добавки від 350 °С до 650 °С (рис 3.4).

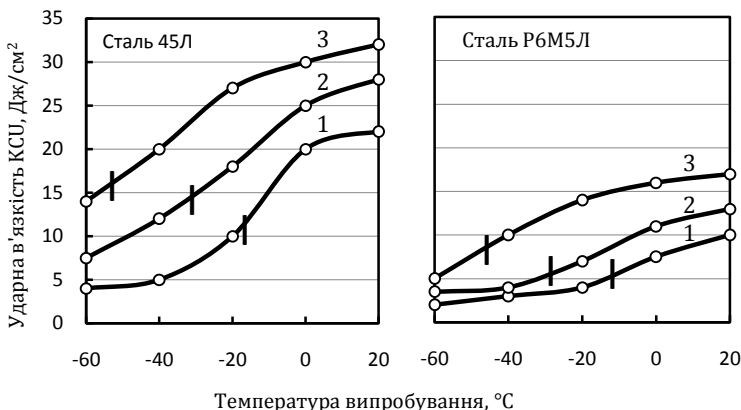


Рис. 3.4. Холодоламкість спадково модифікованих сталей. 1 – швидкість охолодження при кристалізації модифікуючої добавки $V_{ох} = 5$ °С/с; 2 – $V_{ох} = 350$ °С/с; 3 – $V_{ох} = 650$ °С/с; I – $T_{крх}^{50}$

При цьому умовна температура холодноламкості сталей, визначена за втратою рівня ударної в'язкості на 50 % ($T_{крх}^{50}$), за умов спадкового модифікування зміщується в область більш низьких температур в середньому на 15 °С при використанні модифікуючої добавки, що кристалізувалась за $V_{ох} = 350$ °С/с і на 30 °С при використанні добавки швидко охолодженої при 650 °С/с.

Показовим при цьому є визначення складових ударної в'язкості – роботи зародження (a_3) і поширення (a_n) тріщини за різних температурних умов випробування при +20 °С і -40 °С (табл. 3.4). Для цього використовували зразки для визначення ударної в'язкості з надрізом Менаже і зразки з наведеною втомною тріщиною згідно методики роботи [139].

Встановлено, що підвищення рівня ударної в'язкості досліджуваних сталей при модифікуванні дисперсно-структурованими добавками сталей різного ступеня дисперсності відбувається в основному за рахунок збільшення роботи

поширення тріщини (a_n) відповідно підвищенню дисперсності структури добавки. У всьому інтервалі переходу сталей у крихкий стан значення роботи зародження тріщини (a_z) відповідно постійне, а показник роботи поширення тріщини (a_n) закономірно зменшується при зниженні температури випробування.

Таблиця 3.4. Співвідношення складових ударної в'язкості (a_z , a_n) спадково модифікованих сталей залежно від температури випробування

Сталь	КСУ, Дж/см ²		<i>a</i> _з , Дж/см ²		<i>a</i> _п , Дж/см ²	
	Температура випробування, °С					
	+ 20	- 40	+ 20	- 40	+ 20	- 40
45Л	<u>28</u>	<u>12</u>	<u>16</u>	<u>4</u>	<u>12</u>	<u>8</u>
	32	20	17	5	15	9
Р6М5Л	<u>13</u>	<u>5</u>	<u>6</u>	<u>2</u>	<u>7</u>	<u>3</u>
	16	10	6	3	10	7
Примітка: над ризикою – швидкість охолодження при кристалізації добавки <i>V</i> _{ox} = 350 °С/с; під ризикою – <i>V</i> _{ox} = 650 °С/с						

Фрактографічними дослідженнями встановлено, що підвищення значень ударної в'язкості і a_n тріщини за рахунок спадкового модифікування супроводжується зростанням в мікрорельєфі зломів поверхонь в'язкого (ямкового) руйнування і відповідним зменшенням мікрорельєфу квазікрихкого і крихкого руйнування для зразків випробуваних при +20°С. При зниженні температури випробування до -40 °С зниження ударної в'язкості відбувається в основному за рахунок зниження роботи поширення тріщини і супроводжується скороченням мікрорельєфа в'язкого руйнування і суттєвим зростанням поверхонь злому крихкого транс-кристалітного та інтеркристалітного відколу.

Таким чином вперше експериментально встановлено, що введення в розплав сталей дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією добавок сталей аналогічного хімічного складу (15 – 20 %), які зберігають в мікронеоднорідному розплаві структуру ближнього порядку їх вихідного стану, створює передумови для утворення значної кількості

зародків кристалізації і суттєвого подрібнення литої структури, забезпечує реалізацію механізму спадкового модифікування. Це зумовлює поєднання високих характеристик міцності і в'язкості литих сталей, підвищенню опору литих виробів крихкому руйнуванню за нормальних і низьких температур експлуатації.

3.2 Структура і властивості сталей модифікованих гранульними компонентами шихти

Ливарні технології з використанням швидкісної кристалізації металевого розплаву у широкому діапазоні змін швидкості охолодження $V_{\text{ох}} = 10\text{--}10^3 \text{ }^\circ\text{C/с}$ для одержання фасонних виливків, зокрема, гранульованих сплавів [10, 24, 146 – 148] зумовлюють формування високодисперсних нерівноважних структур з підвищеною легованістю твердого розчину легуючими елементами порівняно з їх пороговою розчинністю в основному металі. За цих умов пригнічуються також процеси фазових перетворень під час кристалізації та твердофазних перетворень при остиганні виливків. Таким чином створюються передумови одержання сплавів з певною підготовленою нерівноважною структурою, що може з успіхом використовуватися при наступних операціях виготовлення виробів (пресуванні, спіканні, прокатуванні), зберігаючи закладені в швидкоохолодженому металі спадкові ознаки і особливі властивості [25]. Проте широке використання таких гранульних матеріалів стримується необхідністю застосування при виготовленні з них виробів потужного пресового і спеціального прокатного та термічного обладнання тощо.

З огляду на це перспективним може бути використання гранульних і порошковоподібних матеріалів як шихтового матеріалу або структурованого модифікатора у традиційних технологіях ливарного виробництва, оскільки при цьому зберігаються закладені в них швидкісною кристалізацією металогенетичні спадкові ознаки і відповідний рівень властивостей [10, 25, 149].

Виходячи з цього досліджено вплив швидкоохолодження при кристалізації гранульних компонентів шихти на характеристики литої структури сталей 45Л, У7Л і Р6М5Л. Гранульні компоненти шихти досліджуваних сталей одержували за технологією струменевого формування (Osprey process) при розплавленні металу в індукційній печі і розпиленні розплаву азотом через форсунку [20] з утворенням крапель, що кристалізувались при середній швидкості охолодження $V_{ox} = 750 - 800$ °С/с з утворенням гранул розміром 0,5 - 2,0 мм і високодисперсною структурою (рис. 3.5). Металографічно показано, що розмір зерна в гранулах досліджуваних сталей 45Л, У7Л і Р6М5Л відповідає номерам 6, 7 і 10 відповідно.

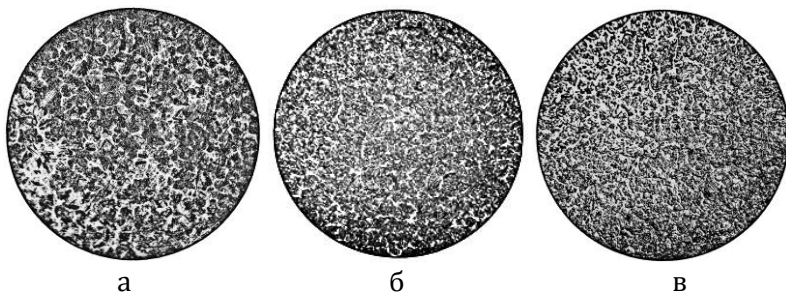


Рис. 3.5. Структура гранульних швидкоохолоджених компонентів шихти. а – сталь 45Л, б – сталь У7Л, в – сталь Р6М5Л, $\times 400$

В подальших експериментах такий метал використовувався в якості добавок до розплавів досліджуваних сталей у кількостях 5, 10 і 20 % по масі. Розливу сталей здійснювали у піщані тріфоподібні проби ($V_{ox} = 5$ °С/с) від стандартних температур 1550 °С (сталь 45Л), 1500 °С (сталь У7Л) і 1430 °С (сталь Р6М5Л) з попередньою ізотермічною витримкою розплаву 3 – 5 хв. при перевищенні вказаних температур на 30 °С для повного розчинення гранульної добавки і усунення інокулюючого ефекту.

Порівняльними металографічними дослідженнями встановлено закономірні зміни розмірів зерна досліджуваних сталей залежно від кількості введеної добавки гранульованої дисперсно-структурованої сталі аналогічного хі-

мічного складу (рис. 3.6 і 3.7). Так, розмір зерна сталі 45Л при збільшенні кількості гранульної добавки у вказаних межах зростає порівняно із вихідною структурою від номера -1 до номерів 1, 3, 4, сталі У7Л від номера 2 до номерів 3, 5, 6, сталі Р6М5Л від номера 5 до номерів 7, 9, 10 відповідно.

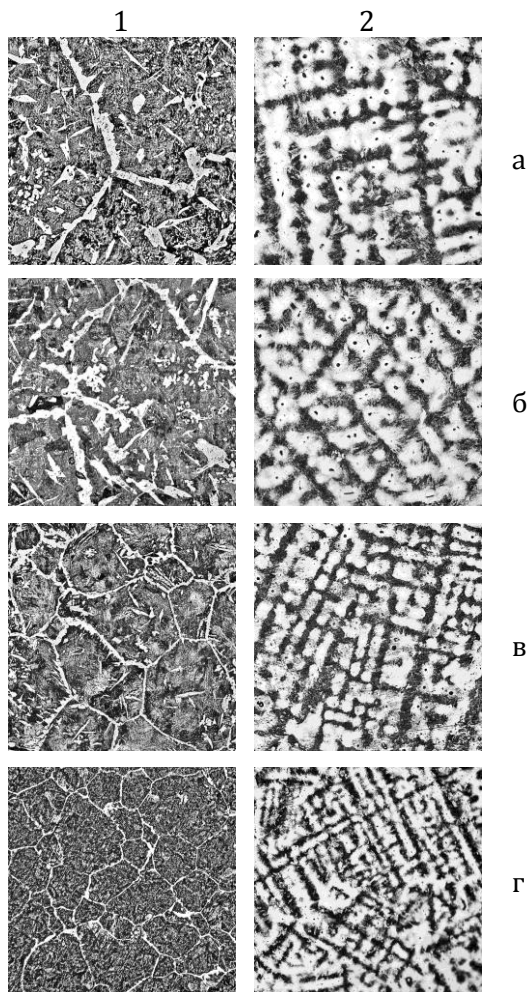


Рис. 3.6. Зміна розміру зерна (1) і дендритної будови (2) сталі 45Л залежно від кількості введеної в розплав гранульної добавки. а – без добавки; б – 5 % добавки; в – 10 % добавки; г – 20 % добавки. $\times 100$

Таким чином, виходячи з уявлень про подібність структурних станів твердого вихідного металу і мікронеоднорідного розплаву [33] показано, що за нормальних температур перегріву металу над ліквідусом гранульні компоненти шихти з високодисперсною структурою, що введені в розплав сталей перед розливкою, зумовлюють відповідні зміни литої структури виробів. При цьому у виливках сталей успадковується високодисперсна структура швидко закристалізованих гранул. Це забезпечує закономірне подрібнення зерна і підвищення характеристик дендритної будови сталей (табл. 3.5) – дисперсності (ДДС) і щільності дендритної структури (ЩДС).

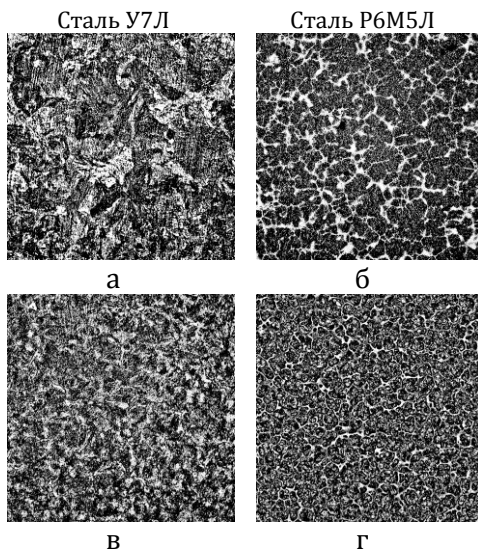


Рис. 3.7. Трансформація структури сталей при спадковому модифікуванні дисперсно-структурованими гранулами. а, б – без добавки; в, г – добавка 20 % гранул, $\times 100$

Слід відзначити, що максимальна однорідність і подрібнення елементів литої структури (зерна) сталей має місце при введенні до розплаву 10 і 20 % гранульних добавок (рис. 3.8). В разі введення меншої кількості добавки (5 %) спостерігається певна неоднорідність дендритної будови виливків у вигляді локальних ділянок більш дисперсної

структури, що відповідають успадкованому високодисперсному стану гранул швидкісної кристалізації на тлі грубої структури основного металу (рис. 3.9).

Таблиця 3.5. Характеристики дендритної будови сталей залежно від кількості гранульної добавки

Сталь	Кількість добавки, % (по масі)							
	0		5		10		20	
	ДДС, мм ⁻¹	ЩДС	ДДС, мм ⁻¹	ЩДС	ДДС, мм ⁻¹	ЩДС	ДДС, мм ⁻¹	ЩДС
45Л	6,2	0,71	11,7	0,92	23,5	1,10	38,0	1,96
У7Л	12,5	0,88	14,3	0,96	28,4	1,88	44,2	2,46
Р6М5Л	49,0	1,40	51,1	1,67	57,3	2,20	62,2	2,52

Тобто за цих умов формується неоднорідна за дисперсністю лита структура сталей однакового хімічного складу, що може розглядатися як природний композитний матеріал. При збільшенні вмісту гранульних добавок (10 і 20 %) структура сталей у виливках стає більш дисперсною з відповідним підвищенням однорідності.

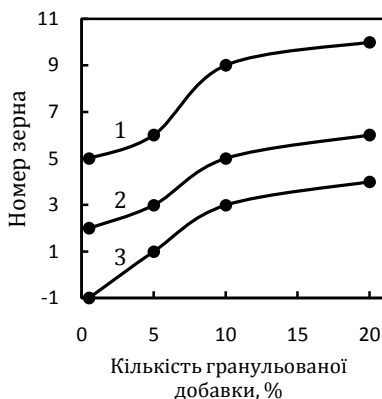


Рис. 3.8. Розмір зерна сталей залежно від кількості дисперсно-структурованої гранульної добавки. 1 – сталь Р6М5Л; 2 – сталь У7Л; 3 – сталь 45Л.

Ці результати узгоджуються з показниками коефіцієнта дендритної ліквідації основних легуючих елементів (W, Mo, Cr, V) у міжосних ділянках і тілі дендрита сталі Р6М5Л (табл. 3.6).

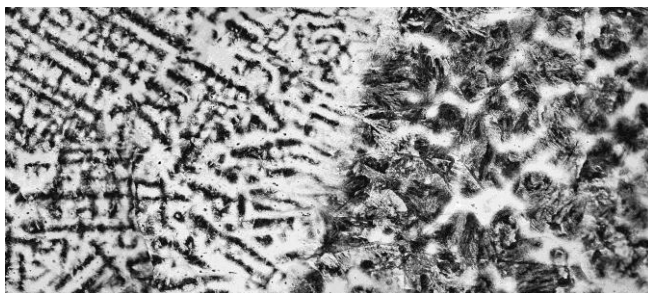


Рис. 3.9. Дендритна неоднорідність структури сталі 45Л з 5 % гранульної добавки, $\times 100$

Встановлено, що внаслідок введення до розплаву сталі 20 % дисперсно-структурованої добавки рівень значень коефіцієнта ліквації закономірно знижується, що свідчить про зростання однорідності литої структури сталі щодо розподілу легуючих елементів.

Таблиця 3.6. Зміна коефіцієнта ліквації в сталі Р6М5Л залежно від вмісту дисперсно-структурованої добавки

Коефіцієнт ліквації елементів			
W	Mo	Cr	V
<u>3,20</u>	<u>3,75</u>	<u>1,81</u>	<u>3,48</u>
2,36	2,64	1,18	2,37
Примітка: над рискою – без ДСД, під рискою – 20 % ДСД			

Закономірні зміни характеристик тонкої кристалічної структури сталей при введенні дисперсно-структурованих гранул аналогічного хімічного складу (20 % ДСД) спостерігались і при проведенні рентгеноструктурних досліджень (табл. 3.7).

Встановлено, що за нормальних умов охолодження ($V_{ox} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$), модифікованих таким чином сталей, спостерігається суттєве розширення рентгенівських ліній порівняно з вихідним станом. Так для сталі 45Л розширення лінії (110) збільшується на 5 % (від $0,42 \cdot 10^{-2}$ до $0,44 \cdot 10^{-2}$ радіан), сталі У7Л на 10 % (від $0,76 \cdot 10^{-2}$ до $0,84 \cdot 10^{-2}$ радіан) і сталі Р6М5Л на 7 % (від $0,88 \cdot 10^{-2}$ до $0,94 \cdot 10^{-2}$ радіан). При цьому значно

зменшуються розміри блоків мозаїки D на 21 % (сталь 45Л), на 22 % (сталь У7Л), на 28 % (сталь Р6М5Л).

Таблиця 3.7. Зміна характеристик тонкої кристалічної структури сталей при модифікуванні гранульними швидкооохолодженими добавками

Сталь	β (110), рад	D, нм	$\Delta a/a$	ρ , см ⁻²
45Л	$0,42 \cdot 10^{-2}$	69,44	$0,67 \cdot 10^{-4}$	$3,40 \cdot 10^{11}$
	$0,44 \cdot 10^{-2}$	54,51	$1,83 \cdot 10^{-4}$	$4,93 \cdot 10^{11}$
У7Л	$0,76 \cdot 10^{-2}$	63,90	$0,88 \cdot 10^{-4}$	$6,09 \cdot 10^{11}$
	$0,84 \cdot 10^{-2}$	49,60	$1,97 \cdot 10^{-4}$	$8,60 \cdot 10^{11}$
Р6М5Л	$0,88 \cdot 10^{-2}$	39,08	$4,4 \cdot 10^{-4}$	$1,55 \cdot 10^{11}$
	$0,94 \cdot 10^{-2}$	30,05	$8,5 \cdot 10^{-4}$	$2,36 \cdot 10^{11}$
Примітка: над рискою – сталь без ДСД; під рискою – сталь з 20 % ДСД. Швидкість охолодження при кристалізації 5 °С/с.				

Зростання ступеня нерівноважності модифікованих сталей характеризує збільшення величини мікрОВикривлень II роду від $0,67 \cdot 10^{-4}$ до $1,83 \cdot 10^{-4}$ в сталі 45Л, від $0,88 \cdot 10^{-4}$ до $1,97 \cdot 10^{-4}$ в сталі У7Л і від $4,4 \cdot 10^{-4}$ до $8,5 \cdot 10^{-4}$ в сталі Р6М5Л. Із введенням до розплаву ДСД відповідно зростає густина дислокацій – в сталі 45Л від $3,4 \cdot 10^{11}$ см⁻² до $4,93 \cdot 10^{11}$ см⁻², в сталі У7Л від $6,09 \cdot 10^{11}$ см⁻² до $8,60 \cdot 10^{11}$ см⁻² та в сталі Р6М5Л від $1,55 \cdot 10^{11}$ см⁻² до $2,36 \cdot 10^{11}$ см⁻². З огляду на одержані результати слід очікувати підвищення рівня механічних властивостей досліджуваних модифікованих сталей.

Експериментально показано, що поріг міцності при розтягу σ_b при введенні ДСД в сталях 45Л, У7Л і Р6М5Л підвищується на 12, 11 і 3 % відповідно, поріг текучості σ_t – в межах 5 – 10 %, твердість на 22, 10 і 5 % відповідно. Особливо слід відзначити суттєве підвищення рівня ударної в'язкості спадково модифікованих сталей від 22 Дж/м² до 28 Дж/м² (сталь 45Л), від 12 Дж/м² до 16 Дж/м² (сталь У7Л) і від 10 Дж/м² до 13 Дж/м² (сталь Р6М5Л). Одержані результати узгоджуються з уявленнями щодо існування в розплавах певних мікроугруповань атомів (кластерів), в межах яких зберігається ближній порядок їх розташування, подібний до твердого тіла. Такий мікронеоднорідний розплав у певному інтервалі температур його перегріву над ліквідусом зберігає

фазово-структурні особливості компонентів шихти (основного металу і гранульних добавок), які успадковуються при наступній кристалізації сталей.

Таким чином, цілеспрямовано впливаючи на фазовий і структурний стан компонентів шихти і будову рідкого металу можна забезпечити одержання подібних структурних характеристик і відповідних властивостей сталей у виливках. Використання гранульних технологій відкриває додаткові резерви підвищення якості рівня властивостей литих виробів без зміни і ускладнення хімічного складу сталей.

3.3. Структура і властивості сталей при поєднанні спадкового модифікування і швидкісної кристалізації

У попередніх розділах було показано ефективність впливу регламентованого швидкісного тепловідбору при кристалізації і остиганні сталевих виливків і засобів спадкового модифікування на формування більш однорідної і дрібнокристалічної литої структури сталей.

В розвиток цих уявлень слід очікувати на реалізацію додаткових резервів підвищення якості і механічних властивостей сталевих виробів при поєднанні процесів спадкового модифікування спеціально підготовленими дисперсно-структурованими компонентами шихти і режимів швидкісного охолодження розплаву при кристалізації сталей.

Виходячи з цього, досліджено закономірності комбінованого впливу спадкового модифікування і наступного швидкісного тепловідбору при кристалізації на формування литої структури сталей 45Л, У7Л і Р6М5Л.

В якості дисперсно-структурованої добавки використовували метал швидкісного охолодження при кристалізації ($V_{ox} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$) сталей аналогічного хімічного складу в кількості 20 % від загальної маси вилівка. Розливу сталей здійснювали від стандартних температур з перегрівом розплаву над ліквідусом на $50 \text{ }^{\circ}\text{C}$ у мідні водоохолоджувані форми, що забезпечували середню швидкість охолодження під час кристалізації $V_{ox} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$.

Металографічно встановлено, що такий комплексний вплив спадкового модифікування і швидкісного тепловідбору при кристалізації зумовлює максимальне подрібнення литої структури досліджуваних сталей (рис. 3.10) порівняно із структурою роздільного впливу швидкісного охолодження і спадкового модифікування.

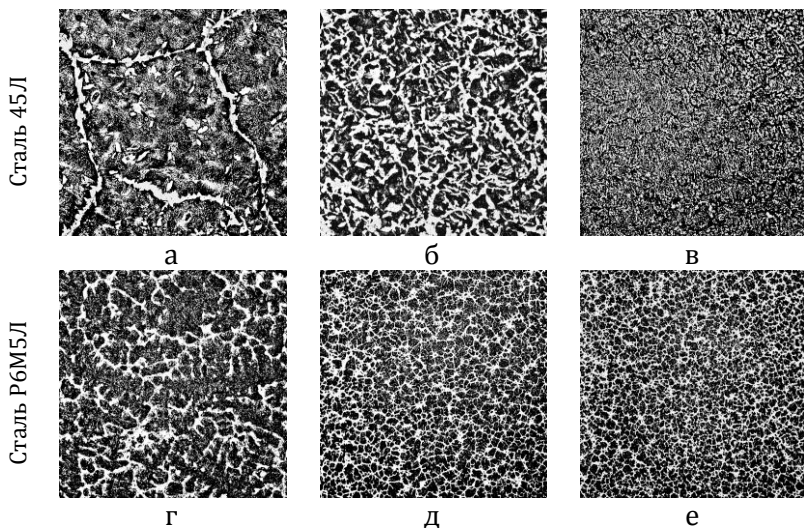


Рис. 3.10. Структура сталей залежно від комбінованого впливу умов тепловідбору і спадкового модифікування ДСД. а, г – без добавки, $V_{ox} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$; б, д – без добавки, $V_{ox} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$; в, е – добавка ДСД, $V_{ox} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$, $\times 100$

Так, розмір зерна сталей, порівняно із зерном нормального ($V_{ox} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$) і швидкісного ($V_{ox} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$) тепловідбору зменшується від номерів -1 і 2 відповідно до номера 5 (сталь 45Л), від номерів 2 і 4 до номера 6 (сталь У7Л), від номерів 5 і 8 до номера 10 (сталь Р6М5Л). При цьому суттєво підвищуються значення характеристик дендритної будови сталей – дисперсності і щільності дендритної структури (табл. 3.8).

При сумісному впливі дисперсно-структурованої добавки і швидкісного охолодження при кристалізації суттєво

змінюються характеристики тонкої кристалічної будови сталей (табл. 3.9).

Таблиця 3.8. Характеристики дендритної будови сталей при поєднанні процесів спадкового модифікування ДСД і швидкісного охолодження при кристалізації

Сталь	ДДС, мм ⁻¹		ЩДС	
	без ДСД	20 % ДСД, V _{ох} = 350 °С/с	без ДСД	20 % ДСД, V _{ох} = 350 °С/с
45Л	25,5	42,6	1,34	2,26
У7Л	30,0	51,3	1,70	2,81
Р6М5Л	56,0	68,2	2,15	2,95

Спостерігається розширення рентгенівських ліній (110) майже вдвічі порівняно з вихідним станом досліджуваних сталей: для сталі 45Л від $0,75 \cdot 10^{-2}$ рад до $1,32 \cdot 10^{-2}$ рад, для сталі У7Л від $0,82 \cdot 10^{-2}$ рад до $1,58 \cdot 10^{-2}$ рад і для сталі Р6М5Л від $0,92 \cdot 10^{-2}$ рад до $2,04 \cdot 10^{-2}$ рад. Має місце також значне зменшення розмірів блоків мозаїки D – від 73,78 нм до 50,48 нм (сталь 45Л), від 53,49 нм до 36,46 нм (сталь У7Л), від 31,76 нм до 20,36 нм (сталь Р6М5Л). При цьому майже вдвічі збільшується характеристика мікронапружень II роду $\Delta a/a$ і густина дислокацій ρ на 15 – 30 % порівняно з вихідною структурою сталей.

Таблиця 3.9. Характеристики тонкої кристалічної структури сталей при модифікуванні ДСД і швидкісному охолодженні при кристалізації

Сталь	β (110), рад	D, нм	$\Delta a/a$	ρ , см ⁻²
45Л	<u>$0,75 \cdot 10^{-2}$</u>	<u>73,78</u>	<u>$0,92 \cdot 10^{-4}$</u>	<u>$5,93 \cdot 10^{11}$</u>
	$1,32 \cdot 10^{-2}$	50,48	$1,96 \cdot 10^{-4}$	$6,84 \cdot 10^{11}$
У7Л	<u>$0,82 \cdot 10^{-2}$</u>	<u>53,49</u>	<u>$0,97 \cdot 10^{-4}$</u>	<u>$6,83 \cdot 10^{11}$</u>
	$1,58 \cdot 10^{-2}$	34,46	$1,98 \cdot 10^{-4}$	$8,96 \cdot 10^{11}$
Р6М5Л	<u>$0,92 \cdot 10^{-2}$</u>	<u>31,76</u>	<u>$4,98 \cdot 10^{-4}$</u>	<u>$20,3 \cdot 10^{11}$</u>
	$2,04 \cdot 10^{-2}$	20,36	$8,52 \cdot 10^{-4}$	$34,7 \cdot 10^{11}$
Примітка: над рискою – сталь без добавки ДСД; під рискою – сталь з 20 % ДСД. Швидкість охолодження V _{ох} = 350 °С/с.				

Це свідчить про ефективність такого сумісного технологічного впливу на процеси кристалізації і структуроутворення, зумовлює одержання більш нерівноважного стану сталей і в певній мірі пояснює підвищення їх механічних властивостей.

Експериментально показано, що в результаті такого комбінованого впливу на розплав сталей, що кристалізуються, їх механічні властивості суттєво підвищуються, практично до рівня термічнозміцнених деформівних сталей (табл. 3.10).

Таблиця 3.10. Механічні властивості сталей при сумісному впливі ДСД і швидкісного охолодження ($V_{\text{ох}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/c}$) при кристалізації

Сталь	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	ψ , %	δ , %	HV	KCU Дж/см ²
45Л	524	405	25	22	280	34
У7Л	1280	316	16	14	410	24
Р6М5Л	860	465	10	8	630	15

Нашими попередніми дослідженнями [26, 27] показано, що підвищення ступеня нерівноважності дисперсно-структурованого металу зумовлює підвищення температури рівноважності мікронеоднорідного розплаву, визначає температурний інтервал збереження, закладеної в такому шихтовому компоненті спадковості і забезпечує прояви позитивного спадкового впливу на формування дрібнокристалічної структури виробів з литих сталей.

Розглянуті приклади поєднання технологічних впливів спадкового модифікування та інтенсивного тепловідбору при кристалізації вказують на перспективність такого підходу і відкривають додаткові можливості одержання сталевих виливків із заданою структурою і властивостями на рівні властивостей деформованих сталей.

Науково обґрунтовано і експериментально показано можливості цілеспрямованого підвищення дисперсності литої структури сталей різного ступеня легування введенням в розплав дисперсно-структурованих добавок металу швид-

кісної кристалізації аналогічного хімічного складу. Встановлено закономірний зв'язок будови і властивостей сталі в твердому і рідкому станах. Закладені у компонентах шихти спадкові особливості структурно-фазового стану зумовлюють утворення в розплаві значної кількості зародків кристалізації і забезпечують формування у виливках дрібнокристалічної однорідної структури і підвищення рівня механічних властивостей.

Показано доцільність і ефективність застосування при виготовленні сталевих виливків комбінованих впливів спадкового модифікування і режимів регламентованого швидкісного охолодження розплаву в інтервалі температур кристалізації і твердофазних перетворень.

РОЗДІЛ 4

МОДИФІКУВАННЯ ДОБАВКАМИ СТАЛЕЙ ЗІ СТРУКТУРОЮ, ПІДГОТОВЛЕНОЮ ДЕФОРМАЦІЙНО-ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ

Технологічний процес виготовлення значної кількості виробів машинобудування складається з трьох основних послідовних або суміщених операцій обробки сталі – формування литої структури, гарячої деформації і кінцевої термічної обробки. Визначальними параметрами виробництва при цьому є температурно-кінетичні умови кристалізації і структуроутворення, гарячої деформації та твердофазних перетворень сталі [17, 18].

Вирішення проблеми забезпечення потрібних властивостей виробів зводиться до забезпечення прогнозованого фазово-структурного стану, дисперсності і однорідності кінцевої структури сталевих виробів. На кожному з вказаних етапів технологічного процесу відкриваються можливості ефективного керування кристалізацією, структуроутворенням і подальшою трансформацією литої структури сталі при наступній деформаційно-термічній обробці литої заготовки [150, 151]. В зв'язку з цим перспективним є розвиток і поширення технологій швидкісної і керованої кристалізації, які дозволяють суттєво підвищити властивості виробів, зокрема з використанням проявів структурної і технологічної спадковості [5, 152]. Нашими попередніми дослідженнями встановлено, що температурно-часові параметри кристалізації впливають не тільки на характеристики литої структури, але й призводять до закономірного успадкування структурних змін і властивостей сталей при наступних технологічних операціях обробки виливків. Можливість використання явищ спадковості для підвищення конструкційної міцності виробів з легованої сталі з використанням пластичної деформації і термічної обробки показано в роботах [150, 153 – 155].

Кристалізація і структуроутворення литих заготовок з наступною гарячою деформацією і зміцнюючою термічною

обробкою є найбільш поширеним технологічним процесом виготовлення виробів машинобудування. При цьому їх кінцева структура і властивості визначаються не лише хімічним складом і параметрами обробки сталей, але й проявами металургійної і структурної спадковості. Раніше було показано, що закладені в литих сталях на стадіях кристалізації, структуроутворення і твердофазних перетворень металогенетичні особливості фазово-структурного стану виливків зберігаються при наступних операціях їх переплаву і кінцевої обробки [25, 156]. Це відкриває нові можливості підвищення властивостей виробів машинобудування.

4.1 Структура і властивості заготовок литих сталей для гарячої деформації

Досліджено вплив умов кристалізації, структуроутворення, гарячої деформації та термічної обробки на формування кінцевої структури і властивостей вуглецевих сталей 25Л і 45Л, легованих 25ХГСТФЛ і 45ХГСТФЛ конструкційних сталей та швидкорізальної сталі Р6М5Л, як компонентів шихти при спадковому модифікуванні.

Для експериментів використовували литі заготовки сталей з різним ступенем нерівноважності і дисперсності структури, що сформувалась за умов нормального і швидкісного охолодження при використанні ливарних форм з різною тепловідбірною здатністю – піщаної ($V_{ox} = 5^\circ \text{C/с}$), мідної водоохолоджуваної ($V_{ox} = 350^\circ \text{C/с}$) та ($V_{ox} = 650^\circ \text{C/с}$) при виготовленні виливків за технологією струменевого формування.

Металографічно показано, що підвищення інтенсивності тепловідбору у вказаному інтервалі зміни швидкості охолодження (V_{ox}) супроводжується закономірним подібненням литої структури сталей та зміною її морфології (рис. 4.1). При цьому розмір зерна відповідно підвищенню швидкості охолодження зменшується згідно ГОСТ 5639-82 від номера -2 до номера 3 (сталь 25Л), від номера -1 до 4 (сталь 45Л), від номера 2 до 5 (сталь 25ХГСТФЛ), від номера 2 до 4 (сталь 45ХГСТФЛ), від номера 5 до номера 9 (сталь Р6М5Л).

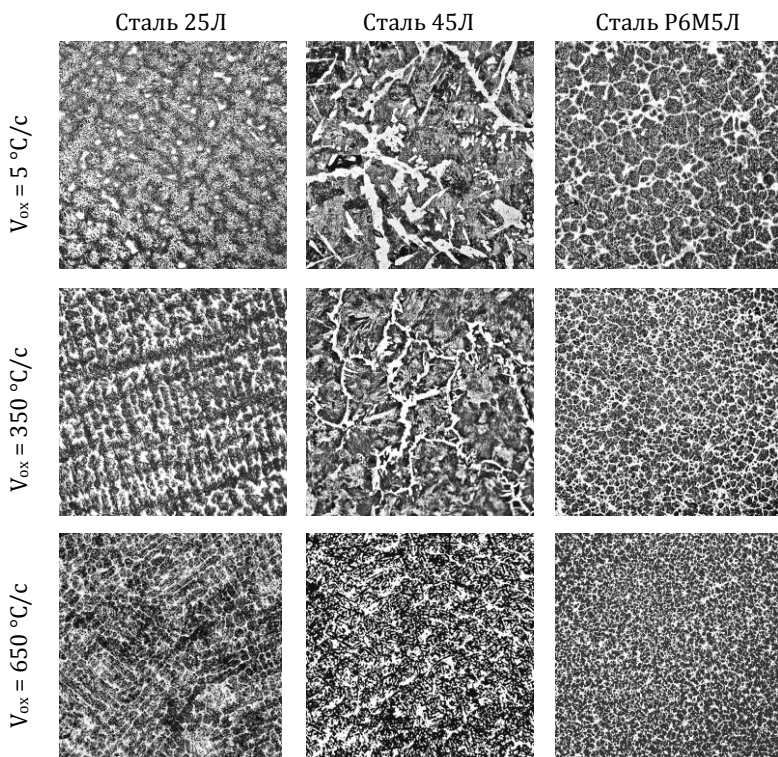


Рис. 4.1. Структура литих заготовок сталей залежно від швидкості охолодження заготовок при кристалізації (V_{ox}), $\times 100$

Відповідно підвищенню швидкості охолодження розплаву сталей при кристалізації суттєво підвищуються також і значення кількісних характеристик дисперсності (ДДС) і щільності (ЩДС) дендритної структури (рис. 4.2). Показники дисперсності дендритної структури при цьому підвищуються від 6,0 до 18,0 мм⁻¹ (сталь 25Л), від 7,2 до 35,0 мм⁻¹ (сталь 45Л), від 6,8 до 40,2 мм⁻¹ (сталь 25ХГСТФЛ), від 28,0 до 60,0 мм⁻¹ (сталь 45ХГСТФЛ), від 49,0 до 85 мм⁻¹ (сталь Р6М5Л).

Подібним чином змінюються і характеристики щільності дендритної структури при підвищенні інтенсивності охолодження від $V_{ox} = 5$ °C/с до $V_{ox} = 650$ °C/с. ЩДС досліджуваних сталей при цьому підвищується від 0,72 до 1,68 (сталь

25Л), від 0,88 до 1,72 (сталь 45Л), від 0,82 до 1,63 (сталь 25ХГСТФЛ), від 1,20 до 2,25 (сталь 45ХГСТФЛ), від 1,42 до 2,46 (сталь Р6М5Л).

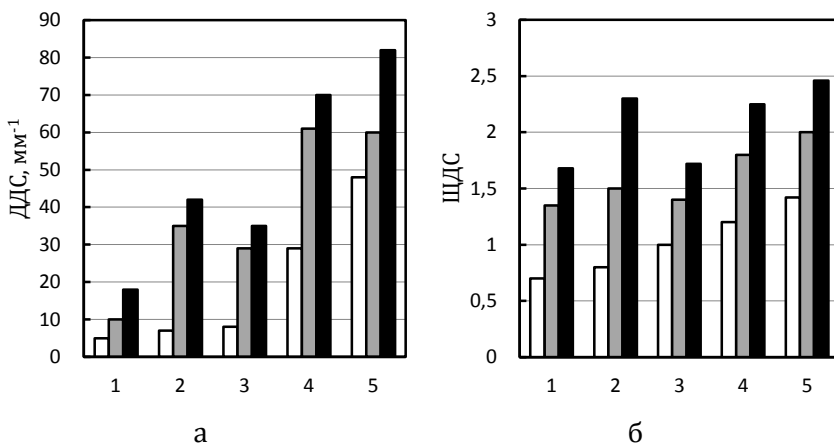


Рис. 4.2. Характеристики дендритної структури сталей залежно від умов кристалізації (V_{ox}). $V_{ox} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ – □, $V_{ox} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ – ■, $V_{ox} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$ – ■. а – дисперсність дендритної структури, б – щільність дендритної структури. 1 – сталь 25Л, 2 – сталь 25ХГСТФЛ, 3 – сталь 45Л, 4 – сталь 45ХГСТФЛ, 5 – сталь Р6М5Л.

Відповідно підвищенню інтенсивності охолодження розплаву під час кристалізації зростають і показники механічних властивостей сталей в середньому на 20 – 50 % (табл. 4.1).

Одержані результати свідчать про домінуючий вплив інтенсивності тепловідбору при кристалізації сталей, відкривають можливості ефективного керування литою структурою заготовок для наступної термодформівної обробки. Вплив вихідної литої структури сталей на структурні характеристики прокату (сталевої смуги) досліджено після гарячої деформації від $950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ зрізним ступенем обтискування у валках (ϵ) – 60 %. Встановлено, що після гарячої деформації закономірно підвищується дисперсність структурних складових у прокаті досліджуваних сталей.

Таблиця 4.1. Механічні властивості литих сталей залежно від умов кристалізації заготовок

Механічні властивості	$V_{ox},$ °C/с	25Л	25ХГСТТФЛ	45Л	45ХГСТТФЛ	Р6М5Л
σ_B , МПа	5	230	720	440	868	824
	350	483	811	520	876	870
	650	494	818	535	910	866
σ_T , Мпа	5	185	640	280	710	440
	350	340	680	332	760	462
	650	350	687	336	780	473
δ , %	5	22,0	8,0	10,0	7,0	4,0
	350	30,0	11,2	15,0	10,0	6,0
	650	36,0	14,0	20,0	12,0	8,0
ψ , %	5	24,0	6,3	8,0	5,8	5,0
	350	33,0	22,0	16,0	19,0	8,0
	650	35,0	24,0	18,0	21,0	6,0
Твердість, HV	5	125	282	203	324	587
	350	147	342	268	440	649
	650	150	348	270	480	632
КСУ, Дж/см ²	5	27	22	21	18	10
	350	45	40	32	26	14
	650	52	46	34	30	17

Структура сталей після гарячої деформації прокатуванням в певній мірі зберігає закладені в литих заготовках металогенетичні особливості їх будови (рис. 4.3).

На відміну від заготовок нормального охолодження, після деформаційно-термічної обробки швидкоохолоджених заготовок спостерігається значна однорідність структури прокату.

При цьому закономірно змінюються розміри структурних складових, що відповідають осним і міжосним об'ємам – відповідно світлі і темні складові структури (рис. 4.4). Лінійні розміри структурних складових сталей після деформації, що відповідають осям дендритів і міжосьовим об'ємам у структурі литих заготовок, закономірно зменшуються при підвищенні інтенсивності охолодження розплаву під час кристалізації.

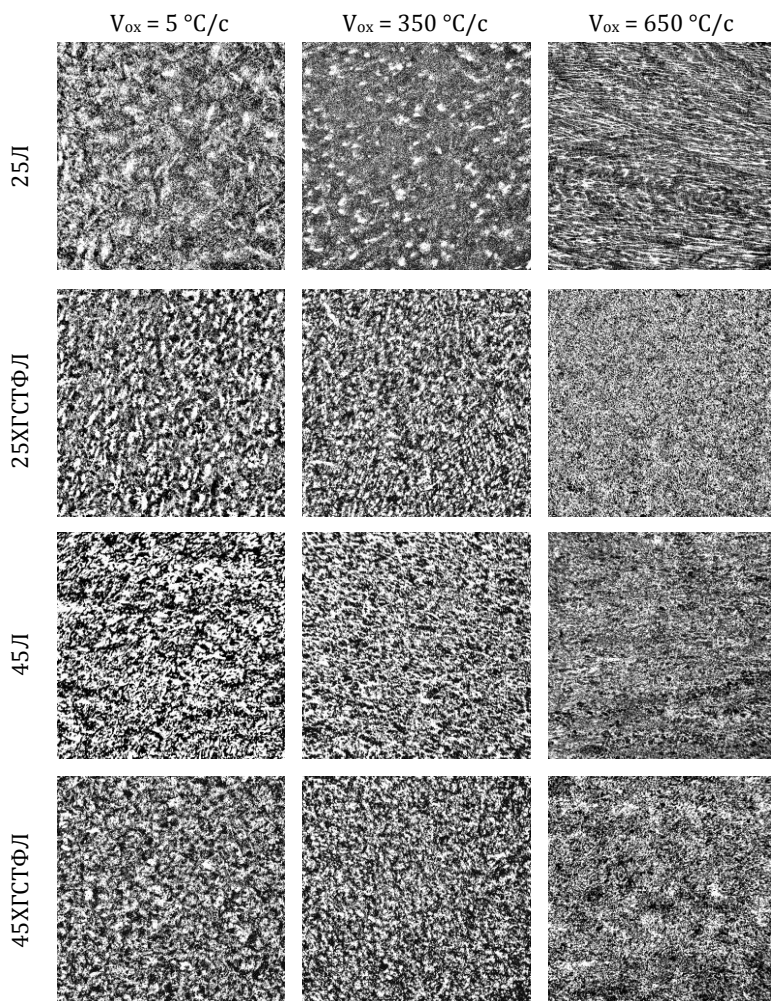


Рис. 4.3. Структура сталей після гарячої деформації залежно від умов кристалізації (V_{ox}), $\times 100$

Підвищення швидкості тепловідбору при кристалізації супроводжується також суттєвим подрібненням і підвищенням рівномірності розподілу структурних складових у 1,5 – 2,0 рази після гарячої деформаційної обробки (табл. 4.2).

Вплив гарячої деформації на трансформацію дендритної структури оцінювали також за показником «пророблюва-

ності», що характеризує подрібнення дендритної структури литого металу в процесі деформації [150, 155].

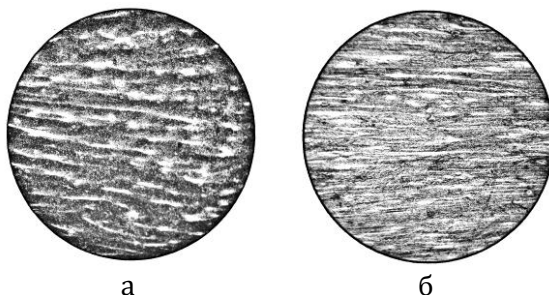


Рис. 4.4. Трансформація дендритної структури у прокаті сталі 25Л залежно від умов кристалізації литої заготовки. а – $V_{ox} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$; б – $V_{ox} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$, $\times 100$

Таблиця 4.2. Лінійний розмір складових структури сталей після гарячої деформації залежно від швидкості охолодження (V_{ox}) литих заготовок при кристалізації, мкм

Сталь	$V_{ox} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$		$V_{ox} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$		$V_{ox} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$	
	1	2	1	2	1	2
25Л	32,0	28,0	25,0	24,6	20,5	21,0
45Л	21,3	22,7	14,5	14,8	13,2	12,8
25ХГСТФЛ	25,0	24,6	20,0	20,0	17,3	17,6
45ХГСТФЛ	20,9	21,5	12,3	12,2	10,2	11,0
Р6М5	13,5	14,0	9,8	10,0	6,3	5,6
Примітка: 1 – світла складова (осі дендритів), 2 – темна складова – (міжосні ділянки)						

Залежно від умов кристалізації показник пророблюваності характеризує щільність лінійних елементів у структурі деформованого металу. У даному випадку це осі дендритів (світла складова) і міждендритні ділянки (темна складова) вихідної структури. За коефіцієнт пророблюваності ($K_{пр}$) прийнято щільність системи лінійних елементів структури, що дорівнює середньому їх числу на одиниці січної площини, перпендикулярної до осі орієнтації. В табл. 4.3 наведено значення коефіцієнта $K_{пр}$ сталей залежно від стану вихідної структури литих заготовок. Встановлено підвищення зна-

чень коефіцієнта $K_{\text{пр}}$ на 25 – 50 % при підвищенні швидкості охолодження під час кристалізації сталей від 5 °C/с до 650 °C/с.

Таблиця 4.3. Показники пророблюваності сталей залежно від умов кристалізації ($V_{\text{ох}}$) і гарячої деформації ($\varepsilon = 60\%$)

Сталь	Швидкість охолодження при кристалізації		
	$V_{\text{ох}} = 5\text{ °C/с}$	$V_{\text{ох}} = 350\text{ °C/с}$	$V_{\text{ох}} = 650\text{ °C/с}$
25Л	23	34	46
45Л	52	70	89
25ХГСТФЛ	28	42	72
45ХГСТФЛ	64	82	98
Р6М5	92	116	136

Високі значення однорідності структури і коефіцієнта пророблюваності після деформації швидкоохолоджених заготовок сталей свідчать про те, що операції деформційної обробки не усувають закладених при кристалізації металогенетичних особливостей литої структури. Тобто, на стадіях кристалізації і структуроутворення литих заготовок можна керувати формуванням структури і властивостей готової продукції після деформційної обробки.

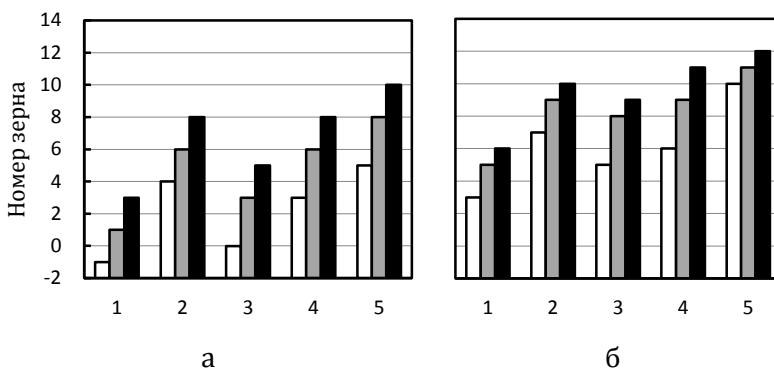


Рис. 4.5. Розмір зерна термічно зміцнених литих сталей після гарячої деформації, залежно від умов кристалізації. $V_{\text{ох}} = 5\text{ °C/с}$ – $\square$, $V_{\text{ох}} = 350\text{ °C/с}$ – $\blacksquare$, $V_{\text{ох}} = 650\text{ °C/с}$ – $\blacksquare$, а – литий стан, б – гаряча деформація. 1 – сталь 25Л, 2 – сталь 25ХГСТФЛ, 3 – сталь 45Л, 4 – сталь 45ХГСТФЛ, 5 – сталь Р6М5Л

У відповідності з цим встановлено, що залежно від температурно-часових умов кристалізації закономірно змінюються розміри зерна в сталях після гарячої деформації (рис. 4.5). Так, розмір зерна сталей швидкісної кристалізації після деформівної обробки зменшується на 2 – 4 номери порівняно зі сталями, що кристалізувались за нормальних умов охолодження ($V_{\text{ох}} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$) заготовок.

Закладені при кристалізації позитивні ознаки швидко-охолоджених сталей зберігаються також на рівні тонкої кристалічної будови після деформаційної і термічної обробки. Стандартна зміцнююча термічна обробка здійснювалась за режимами: гартування від $870 \text{ }^{\circ}\text{C}$ і низького відпуску протягом 1,5 години (сталі 25Л, 25ХГСТФЛ); гартування від $850 \text{ }^{\circ}\text{C}$ і відпуску при $550 \text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 2 годин (сталі 45Л, 45ХГСТФЛ); гартування від $1050 \text{ }^{\circ}\text{C}$, трикратний відпуск при $600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (сталь Р6М5Л).

За результатами рентгеноструктурних досліджень встановлено, що сталі з вихідною литою структурою інтенсивного охолодження характеризуються більшими значеннями уширення рентгенівських ліній (110) та (220) порівняно зі сталями нормального охолодження при кристалізації (табл. 4.4).

Таблиця 4.4. Вплив умов кристалізації, деформації і термічної обробки на фізичне уширення рентгенівських ліній

Сталь	Уширення рентгенівських ліній		
	$V_{\text{ох}} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$	$V_{\text{ох}} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$	$V_{\text{ох}} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$
25Л	$\underline{0,32 \cdot 10^{-2}}$	$\underline{0,45 \cdot 10^{-2}}$	$\underline{0,52 \cdot 10^{-2}}$
	$1,17 \cdot 10^{-2}$	$1,31 \cdot 10^{-2}$	$1,48 \cdot 10^{-2}$
45Л	$\underline{0,54 \cdot 10^{-2}}$	$\underline{0,61 \cdot 10^{-2}}$	$\underline{0,70 \cdot 10^{-2}}$
	$1,24 \cdot 10^{-2}$	$1,59 \cdot 10^{-2}$	$1,72 \cdot 10^{-2}$
25ХГСТФЛ	$\underline{0,39 \cdot 10^{-2}}$	$\underline{0,58 \cdot 10^{-2}}$	$\underline{0,69 \cdot 10^{-2}}$
	$1,20 \cdot 10^{-2}$	$1,34 \cdot 10^{-2}$	$1,50 \cdot 10^{-2}$
45ХГСТФЛ	$\underline{0,65 \cdot 10^{-2}}$	$\underline{0,71 \cdot 10^{-2}}$	$\underline{0,80 \cdot 10^{-2}}$
	$1,62 \cdot 10^{-2}$	$2,00 \cdot 10^{-2}$	$2,28 \cdot 10^{-2}$
Р6М5	$\underline{0,85 \cdot 10^{-2}}$	$\underline{0,91 \cdot 10^{-2}}$	$\underline{1,10 \cdot 10^{-2}}$
	$1,24 \cdot 10^{-2}$	$2,16 \cdot 10^{-2}$	$2,36 \cdot 10^{-2}$
Примітка: над рискою – значення для лінії (110); під рискою – для лінії (220)			

Більш високі характеристики уширення ліній (110) свідчать про менші розміри елементів субструктури (області когерентного розсіювання) та зростання величини густоти дислокацій. Сталі із швидкоохолодженою вихідною литою структурою характеризуються також більш високим рівнем мікронапружень кристалічної ґратки та дефектності кристалічної будови, що підтверджується відповідно високими значеннями уширення рентгенівських ліній (220). Таким чином підтверджено, що із зменшенням розмірів елементів спадковості здатність до їх збереження при наступних технологічних операціях підвищується. В зв'язку з цим цілком очікуваним є підвищення характеристик механічних властивостей сталей після деформаційної і термічної обробки в разі використання швидкоохолодженої при кристалізації литої заготовки.

Таблиця 4.5. Механічні властивості сталей після гарячої деформації ($\varepsilon = 55\%$) і термічної обробки залежно від умов кристалізації (V_{ox})

Механічні властивості	$V_{ox},$ °C/с	25Л	45Л	25ХГСТТФЛ	45ХГСТТФЛ	Р6М5Л
σ_B , МПа	5	460	690	749	905	920
	350	485	759	832	984	960
	650	498	784	854	993	975
σ_T , Мпа	5	320	494	658	725	510
	350	345	629	695	802	550
	650	362	674	710	814	562
δ , %	5	240	272	291	340	803
	350	255	380	352	610	867
	650	264	394	365	630	870
ψ , %	5	23,0	15,0	17,0	14,0	6,0
	350	28,5	25,3	21,0	19,0	8,0
	650	30,0	28,5	24,0	20,4	10,0
Твердість, HV	5	48,0	29,0	22,0	21,0	7,0
	350	54,0	37,0	27,0	25,0	10,0
	650	63,0	44,5	29,0	26,2	12,0
КСУ, МДж/м ²	5	0,50	0,24	0,29	0,26	0,12
	350	0,84	0,32	0,46	0,37	0,18
	650	0,92	0,38	0,52	0,40	0,22

Зміну рівня механічних властивостей сталей при підвищенні інтенсивності тепловідбору під час кристалізації від 5 °C/с до 650 °C/с експериментально підтверджено для всіх досліджуваних сталей (табл. 4.5).

Порівняння характеристик механічних властивостей сталей після деформційно-термічної обробки вихідних литих заготовок нормального і швидкісного охолодження при кристалізації показало суттєве підвищення міцності, пластичності і ударної в'язкості деформованих і термічно зміцнених зразків сталей з швидкоохолоджених при кристалізації заготовок.

Експериментально показано, що фазово-структурні особливості будови литого металу, відповідальні за формування механічних властивостей, успадковуються і певною мірою зберігаються при наступних операціях деформації і термічної обробки сталей.

Одержані дисперсно-структуровані швидкісною кристалізацією, деформційною і зміцнювальною термічною обробкою сталі з підготовленою структурою в подальших експериментах використовували в якості компонентів шихти для спадкового модифікування.

4.2 Характеристики структури і руйнування спадково модифікованих сталей

Підготовлені швидкісною кристалізацією, гарячою деформацією і термічною обробкою дисперсно-структуровані добавки сталей вводили до розплаву досліджуваних сталей аналогічного хімічного складу в кількості 20 % від маси виливків. Наступна кристалізація і остигання виливків сталей здійснювалось за умов звичайного охолодження у піщаних тріфоподібних формах.

Одержана при цьому лита структура спадково модифікованих сталей порівняно зі структурою сталей без модифікування характеризується суттєвим подібненням (рис. 4.6).

Розмір зерна при цьому зменшується в середньому на 4 – 5 номерів, характеристики дендритної будови (ДДС,

ЩДС) відповідно підвищуються в межах 15 – 40 % і 20 – 35 % залежно від хімічного складу сталей (табл. 4.6).

Показовим є також закономірне підвищення показників тонкої кристалічної структури, а саме фізичного уширення рентгенівських ліній (110) модифікованих сталей.

Порівняльними дослідженнями проявів дендритної ліквідації модифікованих і немодифікованих сталей встановлено суттєве зниження значень коефіцієнта ліквідації (табл. 4.7) внаслідок спадкового модифікування і забезпечення високих показників хімічної і структурної однорідності виливків.

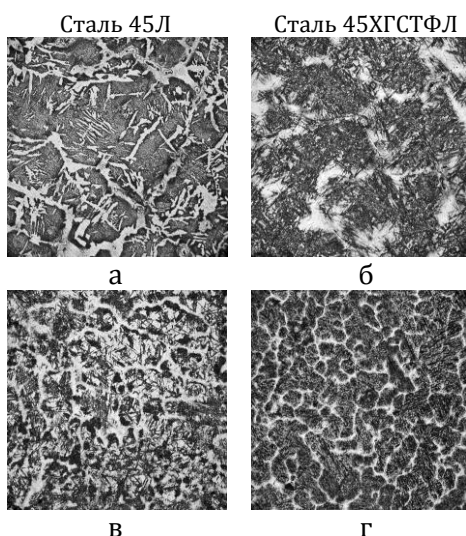


Рис. 4.6. Трансформація структури литих (а, б) і спадково модифікованих (в, г) сталей, $\times 200$

Таблиця 4.6. Характеристики структури спадково модифікованих сталей

Сталь	Номер зерна	ДДС, мм^{-1}	ЩДС	β (110), рад
25Л	<u>4</u>	<u>8</u>	<u>0,90</u>	<u>$0,40 \cdot 10^{-2}$</u>
	6	10	1,22	$0,48 \cdot 10^{-2}$
25ХГСТФЛ	<u>7</u>	<u>10</u>	<u>1,20</u>	<u>$0,52 \cdot 10^{-2}$</u>
	9	13	1,44	$0,60 \cdot 10^{-2}$
45Л	<u>5</u>	<u>11</u>	<u>1,45</u>	<u>$0,66 \cdot 10^{-2}$</u>
	7	14	1,56	$0,74 \cdot 10^{-2}$
45 ХГСТФЛ	<u>8</u>	<u>32</u>	<u>1,62</u>	<u>$0,68 \cdot 10^{-2}$</u>
	10	40	1,78	$0,78 \cdot 10^{-2}$
Р6М5Л	<u>10</u>	<u>54</u>	<u>1,80</u>	<u>$0,98 \cdot 10^{-2}$</u>
	12	62	1,98	$1,20 \cdot 10^{-2}$

Примітка: над рискою – охолодження литої заготовки при кристалізації $V_{\text{ох}}=350^\circ\text{C}/\text{с}$; під рискою – $V_{\text{ох}}=650^\circ\text{C}/\text{с}$

Таблиця 4.7. Вплив спадкового модифікування на коефіцієнт дендритної ліквідації

Сталь	Елемент	Немодифікована сталь	Модифікована сталь	
			$V_{ox}=350^{\circ}\text{C}/\text{c}$	$V_{ox}=650^{\circ}\text{C}/\text{c}$
45Л	Mn	2,36	<u>1,46</u>	1,20
	Si	1,26	<u>1,18</u>	1,06
	Mo	3,75	<u>2,62</u>	2,28
Р6М5Л	V	3,48	<u>2,30</u>	2,18
	W	3,20	<u>2,35</u>	2,11
	Cr	1,81	<u>1,10</u>	0,95
Примітка: вказані швидкості охолодження литої заготовки при кристалізації				

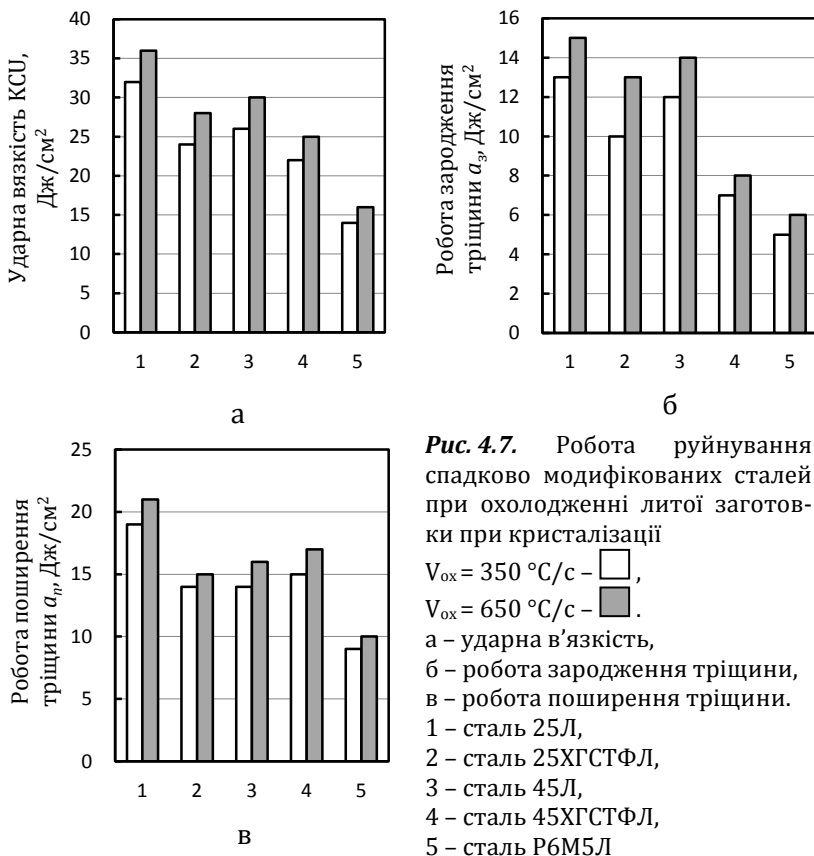
Спадкове модифікування суттєво підвищує механічні властивості досліджуваних сталей найбільш суттєво при використанні дисперсно-структурованих добавок сталей із структурою, підготовленою швидкісною кристалізацією при $V_{ox} = 650^{\circ}\text{C}/\text{c}$ з наступною гарячою деформацією і зміцнюючою обробкою (табл. 4.8).

Таблиця 4.8. Механічні властивості спадково модифікованих сталей

Сталь	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	Твердість, НВ
25Л	<u>316</u>	<u>285</u>	<u>26,0</u>	<u>28,0</u>	<u>136</u>
	520	360	39,6	40,0	152
25ХГСТФЛ	<u>790</u>	<u>660</u>	<u>10,0</u>	<u>8,0</u>	<u>310</u>
	830	690	15,0	26,0	350
45Л	<u>467</u>	<u>305</u>	<u>12,0</u>	<u>14,0</u>	<u>224</u>
	546	342	22,0	24,0	280
45ХГСТФЛ	<u>880</u>	<u>720</u>	<u>9,0</u>	<u>16,0</u>	<u>396</u>
	920	790	12,0	22,0	492
Р6М5Л	<u>870</u>	<u>470</u>	<u>5,0</u>	<u>6,0</u>	<u>640</u>
	885	490	8,0	7,0	648
Примітка: над рискою – охолодження литої заготовки при кристалізації $V_{ox}=350^{\circ}\text{C}/\text{c}$; під рискою – $V_{ox}=650^{\circ}\text{C}/\text{c}$					

При цьому слід відзначити одночасне підвищення показників міцності, пластичності і ударної в'язкості сталей.

Щодо останньої, то підвищення рівня її значень зумовлене формуванням більш дисперсної структури модифікованих сталей і збільшенням внеску в роботу руйнування енергомісткості процесу поширення тріщини (рис. 4.7), що узгоджується з уявленнями Петча-Хола [131, 140, 141].



При цьому спостерігається закономірна зміна мікроефекту руйнування модифікованих сталей. За результатами фрактографічного електронномікроскопічного аналізу встановлено, що мікрорельєф зломів досліджуваних сталей представлено поверхнями в'язкого транскристалітного (ямкового) руйнування, фасетками квазівідколу, поверхнями

крихкого руйнування відколом по тілу зерна та міжзеренних границях (рис. 4.8).

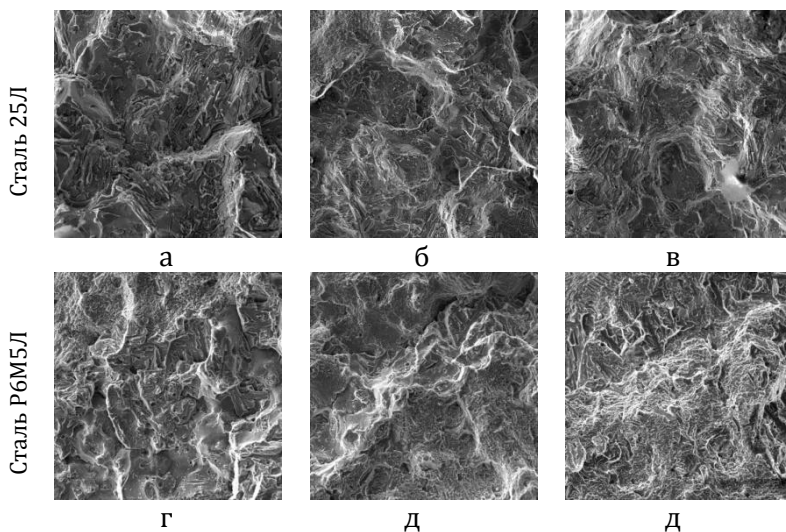


Рис. 4.8. Мікрофрактограми немодифікованих сталей (а, г) і модифікованих дисперсно-структурованими добавками сталей аналогічного хімічного складу із структурою, підготовленою охолодженням при кристалізації $V_{ox} = 350$ °C/с (б, д) та при $V_{ox} = 650$ °C/с (в, ж), прокаткою і термічною обробкою. РЕМ, $\times 500$

Підвищення рівня значень ударної в'язкості модифікованих сталей супроводжується підвищенням дисперсності і площі в'язких структурних складових мікрозлому за рахунок зменшення кількості поверхонь крихкого руйнування.

Таким чином експериментально встановлено і показано перспективність застосування в якості модифікаторів компонентів шихти – добавок сталей аналогічного хімічного складу з підготовленою високодисперсною литою структурою і деформаційно-термічною обробкою. Закладені при швидкісній кристалізації, гарячій деформації і зміцнюючій термічній обробці фазово-структурні особливості сталей зумовлюють збереження в розплаві структур ближнього порядку, що забезпечує реалізацію механізму спадкового модифікування.

РОЗДІЛ 5

СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ ПРИ МОДИФІКУВАННІ ДОБАВКАМИ З ПІДГОТОВЛЕНОЮ СТРУКТУРОЮ

5.1 Модифікування сталей дисперсно-структурованими модифікаторами

Традиційні ливарні технології не забезпечують зростаючих вимог щодо поєднання високих показників міцності і в'язкості литих сталевих виробів. Відзначаючи незаперечні переваги технологій лиття в зв'язку з можливістю швидкого одержання виробів різних габаритів і форм, низькою їх собівартістю і суттєвим скороченням втрат металу при механічній обробці, широке їх використання у машинобудуванні обмежується в зв'язку з підвищеною крихкістю литих сталей порівняно з деформівними. Перспективним шляхом вирішення цієї проблеми може бути одержання сталевих виливків з дрібнокристалічною і однорідною литою структурою, зокрема засобами спадкового модифікування дисперсно-структурованими модифікаторами [157 – 161].

Виходячи з цього на прикладі сталей 20Л, 45Л і У7Л досліджено вплив модифікуючих добавок комплексного модифікатора СИИТМиш-3 і силікокальцію марки СК30 на формування литої структури і фізико-механічних властивостей сталей у виливках. Для експериментів використовували модифікатори з різною вихідною структурою – у стані поставки, після переплаву і кристалізації з середньою швидкістю охолодження $V_{ox} = 45^\circ \text{C/с}$ та $V_{ox} = 650^\circ \text{C/с}$ (рис. 5.1).

Модифікатори вводили в кількості з розрахунку 0,15% (СИИТМиш-3) і 0,30% (SiCa) безпосередньо перед розливкою сталей від стандартних температур. Кристалізацію та охолодження виливків здійснювали в піщаних тріфоподібних формах з середньою швидкістю охолодження $V_{ox} = 5^\circ \text{C/с}$.

При дослідженні впливу модифікаторів з різним ступенем нерівноважності і дисперсності підготовленої структури визначали розмір зерна, щільність (ЩДС) і дисперсність

(ДДС) дендритної структури у виливках досліджуваних сталей.

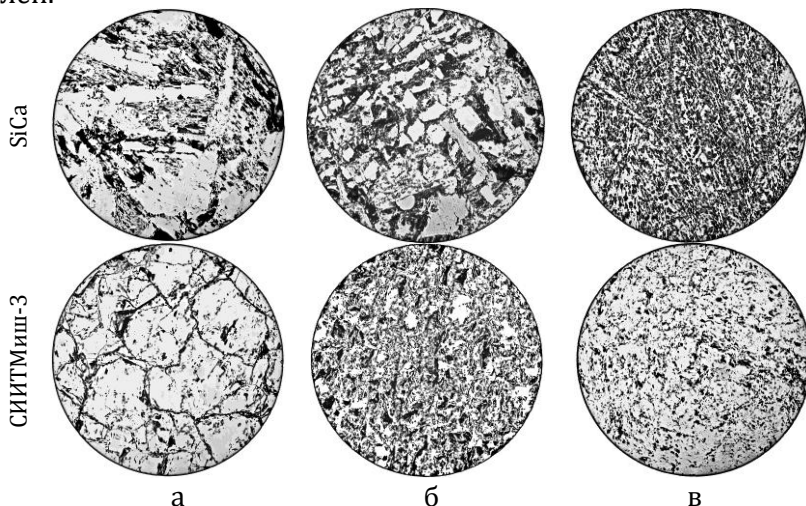


Рис. 5.1. Структура модифікаторів у сталі поставки (а) та після переплаву з наступним охолодженням при $V_{ox} = 45$ °C/c (б) і $V_{ox} = 650$ °C/c (в), $\times 100$

Металографічними дослідженнями встановлено закономірне подрібнення литої структури сталей відповідно зростанню дисперсності структури модифікуючих добавок, зумовлене режимами охолодження їх розплавів під час кристалізації (рис. 5.2, 5.3). Так розмір зерна сталі 20Л при модифікуванні СИИТМиш-3 у стані поставки зменшується порівняно з немодифікованою від номера -2 до номера 1, сталі 45Л від номера -1 до номера 2, сталі У7Л від номера 3 до номера 5.

Використання ж дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією при швидкостях охолодження 45 °C/c і 650 °C/c добавок модифікатора зумовлює суттєве подрібнення зерна в литій структурі сталей до номерів 3 і 4 (сталь 20Л), до 3 і 5 (сталь 45Л) і до номерів 7 і 8 (сталь У7Л) відповідно.

Аналогічне зменшення розміру зерна досліджених сталей має місце при модифікуванні їх дисперсно-структурованими добавками силікокальцію.

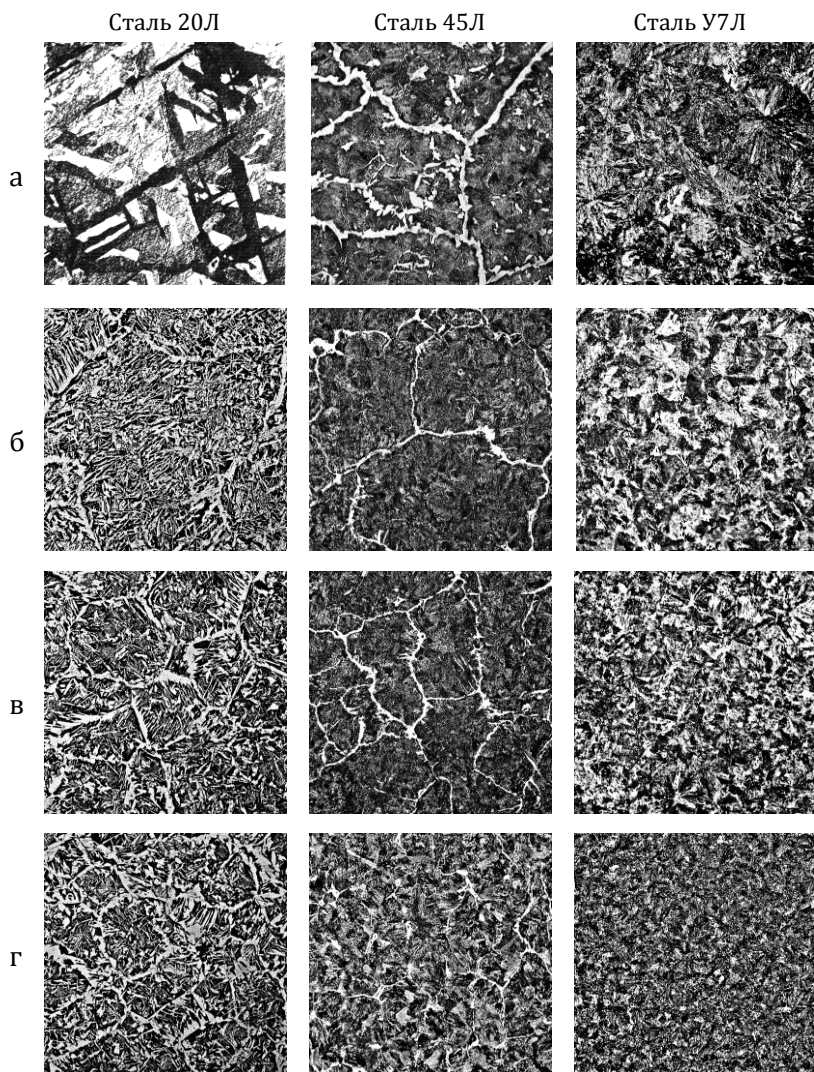


Рис. 5.2. Трансформація структури сталей при модифікуванні СИИТМиш-3 з підготовленою структурою різної дисперсності. а – без добавки модифікатора; б – модифікатор у стані поставки; в – дисперсно-структурований модифікатор при $V_{ox} = 45 \text{ } ^\circ\text{C/s}$; г – дисперсно-структурований модифікатор при $V_{ox} = 650 \text{ } ^\circ\text{C/s}$, $\times 100$

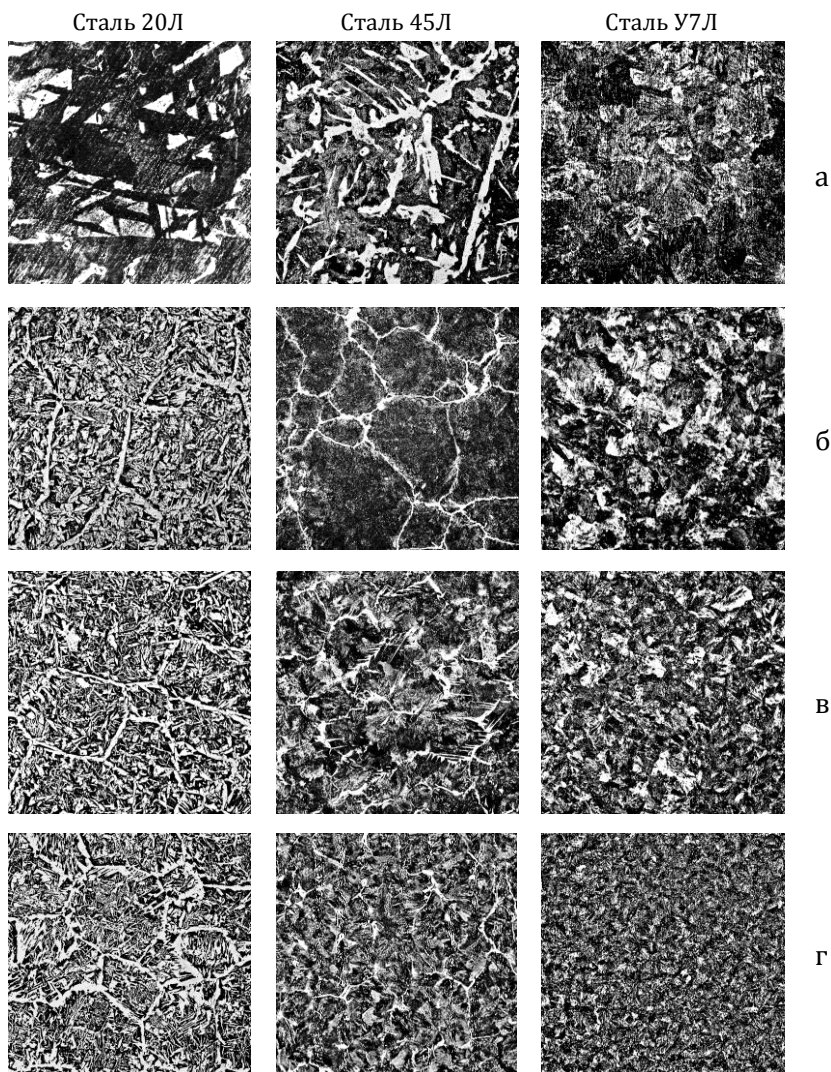


Рис. 5.3. Трансформація структури сталей при модифікуванні СК30 з підготовленою структурою різної дисперсності. а – без добавки модифікатора; б – модифікатор у стані поставки; в – дисперсно-структурований модифікатор при $V_{ox} = 45^\circ\text{C}/\text{с}$; г – дисперсно-структурований модифікатор при $V_{ox} = 650^\circ\text{C}/\text{с}$, $\times 100$

При використанні силікокальцію з більш дрібною порівняно з модифікатором у стані поставки структурою, яка сформувалася після його переплавлення і подальшої кристалізації зі швидкістю охолодження $V_{ox} = 45^\circ\text{C}/\text{с}$, спостерігається подрібнення литої структури досліджуваних сталей і зменшення розміру зерна від номера -2 (немодифікована сталь 20Л) до номера 3, від номера -1 (сталь 45Л) до номера 4, від номера 3 (сталь У7Л) до номера 7 відповідно. Цей же модифікатор з високодисперсною структурою, підготовлений швидкісною кристалізацією при $V_{ox} = 650^\circ\text{C}/\text{с}$, обумовлює максимальне зменшення розміру зерна сталі 20Л до номера 4, сталі 45Л до номера 5, і сталі У7Л до номера 9.

Встановлено також, що структурний стан модифікаторів СИИТМиш-3 і силікокальцію зумовлює закономірні зміни кількісних характеристик дендритної будови досліджуваних сталей – дисперсності (ДДС) і щільності (ЩДС) їх дисперсної структури. Так, при модифікуванні сталей СИИТМиш-3 (табл. 5.1) у стані поставки дисперсність дендритної структури підвищується порівняно з вихідним немодифікованим станом від 7 до 9 мм^{-1} (сталь 20Л), від 8 до 11 мм^{-1} (сталь 45Л) і від 10 до 13 мм^{-1} (сталь У7Л). Щільність дендритної структури сталей при цьому підвищується від 0,75 до 0,84 для сталі 20Л, від 0,85 до 0,96 для сталі 45Л і від 1,35 до 1,50 для сталі У7Л. В разі ж використання при модифікуванні швидкоохолоджених при кристалізації модифікаторів ($V_{ox} = 45^\circ\text{C}/\text{с}$ і $V_{ox} = 650^\circ\text{C}/\text{с}$) значення характеристик дендритної будови сталей значно підвищуються. Дисперсність дендритної будови при модифікуванні дисперсно-структурованим модифікатором СИИТМиш-3 підвищується відповідно зростанню V_{ox} до 12 і 15 мм^{-1} (сталь 20Л), до 13 і 16 мм^{-1} (сталь 45Л), до 15 і 18 мм^{-1} (сталь У7Л), а щільність дендритної структури відповідно до 0,94 і 1,20 (сталь 20Л), до 1,2 і 1,35 (сталь 45Л), до 1,65 і 1,84 (сталь У7Л).

В разі використання дисперсно-структурованих добавок силікокальцію (табл. 5.1) також спостерігається суттєве підвищення кількісних характеристик дендритної структури (ДДС, ЩДС) для всіх досліджуваних сталей. Максимальне підвищення дисперсності дендритної структури сталей 20Л,

45Л і У7Л становить відповідно 13, 15 і 17 мм⁻¹, а щільність – 1,05 (сталь 20Л), 1,26 (сталь 45Л) і 1,75 (сталь У7Л).

Таблиця 5.1. Характеристики дендритної будови сталей при модифікуванні їх модифікаторами з різною дисперсністю структури

Модифікатор	Режим обробки	Сталь 20Л		Сталь 45Л		Сталь У7Л	
		ДДС, мм ⁻¹	ЩДС	ДДС, мм ⁻¹	ЩДС	ДДС, мм ⁻¹	ЩДС
СИИТМиш-3	1	7	0,75	8	0,85	10	1,35
	2	9	0,84	11	0,96	13	1,50
	3	12	0,94	13	1,12	15	1,65
	4	15	1,20	16	1,35	18	1,84
СК30	1	7	0,75	8	0,85	10	1,35
	2	8	0,81	10	0,90	13	1,48
	3	10	0,90	13	1,03	14	1,58
	4	13	1,05	15	1,26	17	1,75
Примітка: 1 – без модифікатора; 2 – модифікатор у стані поставки; 3 – дисперсно-структурований при V _{ох} = 45 °С/с модифікатор; 4 – дисперсно-структурований при V _{ох} = 650 °С/с модифікатор.							

Одержані результати показують, що закладені у модифікуючих добавках елементи структурної спадковості зберігаються в мікронеоднорідному розплаві, зумовлюють більш ефективний процес модифікування, забезпечуючи формування більш дисперсної і однорідної структури у виливках сталей.

Рентгеноструктурними дослідженнями встановлено, що залежно від структурного стану модифікаторів закономірно змінюються показники фізичного розширення рентгенівської лінії (110) досліджуваних сталей (табл. 5.2) відповідно змінам дисперсності литої структури внаслідок модифікування. При модифікуванні сталей модифікаторами в стані поставки фізичне уширення рентгенівської лінії (110) при модифікуванні СИИТМиш-3 для сталі 20Л зростає на 17%, для сталі 45Л – на 27%, для сталі У7Л – на 5%, а при модифікуванні силікокальцієм показники фізичного уширення

рентгенівської лінії (110) зростають на 23% (сталь 20Л), на 29% (сталь 45Л) і на 5% (сталь У7Л).

Таблиця 5.2. Фізичне розширення рентгенівських ліній сталей залежно від структурного стану модифікатора

Режим обробки	Розширення β рентгенівської лінії (110), рад		
	Сталь 20Л	Сталь 45Л	Сталь У7Л
1	$0,30 \cdot 10^{-2}$	$0,45 \cdot 10^{-2}$	$0,76 \cdot 10^{-2}$
	$0,30 \cdot 10^{-2}$	$0,45 \cdot 10^{-2}$	$0,76 \cdot 10^{-2}$
2	$0,37 \cdot 10^{-2}$	$0,62 \cdot 10^{-2}$	$0,80 \cdot 10^{-2}$
	$0,39 \cdot 10^{-2}$	$0,64 \cdot 10^{-2}$	$0,81 \cdot 10^{-2}$
3	$0,41 \cdot 10^{-2}$	$0,71 \cdot 10^{-2}$	$0,84 \cdot 10^{-2}$
	$0,43 \cdot 10^{-2}$	$0,72 \cdot 10^{-2}$	$0,86 \cdot 10^{-2}$
4	$0,48 \cdot 10^{-2}$	$0,90 \cdot 10^{-2}$	$0,89 \cdot 10^{-2}$
	$0,51 \cdot 10^{-2}$	$0,91 \cdot 10^{-2}$	$0,91 \cdot 10^{-2}$
Примітка: над рискою – модифікатор СИИТМиш-3, під рискою – СК-30; 1 – без модифікатора; 2 – модифікатор у стані поставки; 3 – дисперсно-структурований при $V_{ox} = 45$ °С/с модифікатор; 4 – дисперсно-структурований при $V_{ox} = 650$ °С/с модифікатор.			

В разі використання дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією модифікаторів при $V_{ox} = 45$ °С/с і $V_{ox} = 650$ °С/с, значення фізичного розширення рентгенівських ліній досліджуваних сталей суттєво підвищується відповідно зростанню швидкості охолодження модифікаторів під час їх кристалізації. Модифікування СИИТМиш-3 зумовлює відповідне підвищення значень цієї характеристики на 27 % і 38 % (сталь 20Л), на 37 % і 50 % (сталь 45Л), на 10 % і 17 % (сталь У7Л). Подібним чином зростають характеристики фізичного розширення β лінії (110) при модифікуванні сталей дисперсно-структурованим силікокальцієм: на 30 % і 41 % (сталь 20Л), на 38 % і 51 % (сталь 45Л), на 11 % і 16 % (сталь У7Л).

Одержані результати рентгеноструктурних досліджень однозначно свідчать про ефективність проявів структурної спадковості і її впливу на інші характеристики тонкої кристалічної структури при модифікуванні сталей модифікаторами з підготовленою високодисперсною структурою.

Так розмір блоків мозаїки сталей при використанні дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією модифікаторів при $V_{ox} = 45$ °C/с і $V_{ox} = 650$ °C/с суттєво зменшується порівняно з модифікуванням добавками модифікатора у стані поставки. В разі використання дисперсно-структурованого СИИТМиш-3 розмір блоків зменшується від 82,4 нм до 78,2 нм і 63,4 нм (сталь 20Л), від 63,2 нм до 59,1 нм і 54,1 нм (сталь 45Л), від 56,0 нм до 51,3 нм і 46,0 нм (сталь У7Л) відповідно. При використанні дисперсно-структурованого силікокальцію розмір блоків мозаїки зменшується відповідно зростанню швидкості охолодження при кристалізації модифікатора від 80,6 нм до 74,2 нм і 61,2 нм (сталь 20Л), від 62,5 нм до 57,9 нм і 53,9 нм (сталь 45Л), від 56,2 нм до 51,3 нм і 45,8 нм (сталь У7Л).

Встановлене подрібнення блоків мозаїки модифікованих сталей супроводжується зростанням протяжності їх границь, що характеризуються нерегулярністю розміщення атомів (дефектністю атомно-кристалічної будови) [162]. Це зумовлює закономірне підвищення значень мікронапружень Проду ($\Delta a/a$) відповідно підвищенню дисперсності підготовленої структури модифікаторів. При модифікуванні сталей, дисперсно-структурованими при швидкісній кристалізації ($V_{ox} = 650$ °C/с), добавками СИИТМиш-3 спостерігається максимальне зростання показників мікронапружень порівняно з дією грубокристалічного модифікатора у стані поставки: від $0,6 \cdot 10^{-4}$ до $0,75 \cdot 10^{-4}$ (сталь 20Л), від $0,86 \cdot 10^{-4}$ до $1,05 \cdot 10^{-4}$ (сталь 45Л) і від $0,92 \cdot 10^{-4}$ до $1,15 \cdot 10^{-4}$ (сталь У7Л). Подібні зміни рівня мікронапружень мають місце і при модифікуванні досліджуваних сталей дисперсно-структурованим силікокальцієм: від $0,67 \cdot 10^{-4}$ до $0,77 \cdot 10^{-4}$ (сталь 20Л), від $0,88 \cdot 10^{-4}$ до $1,10 \cdot 10^{-4}$ (сталь 45Л), від $0,93 \cdot 10^{-4}$ до $1,25 \cdot 10^{-4}$ (сталь У7Л).

З підвищенням дисперсності структури використаних модифікаторів зростають і показники густоти дислокацій ρ модифікованих сталей. При використанні дисперсно-структурованого швидкісною кристалізацією ($V_{ox} = 650$ °C/с) модифікатора СИИТМиш-3 густина дислокацій зростає порівняно з необробленою сталлю від $3,99 \cdot 10^{11}$ см⁻² до

4,96·10¹¹ см⁻² (сталь 20Л), від 4,48·10¹¹ см⁻² до 6,95·10¹¹ см⁻² (сталь 45Л) і від 6,09·10¹¹ см⁻² до 7,62·10¹¹ см⁻² (сталь У7Л), а при використанні як модифікатора силікокальцію марки СК30 відповідно густота дислокацій зростала від 3,99·10¹¹ см⁻² до 5,1·10¹¹ см⁻² (сталь 20Л), від 4,48·10¹¹ см⁻² до 6,9·10¹¹ см⁻² (сталь 45Л) і від 6,09·10¹¹ см⁻² до 7,7·10¹¹ см⁻² (сталь У7Л).

Таблиця 5.3. Механічні властивості сталей залежно від структурного стану модифікатора

Сталь	Режим обробки	σ_b , МПа	σ_T , МПа	Твердість HV
20Л	1	223	184	123
	2	<u>377</u> 382	<u>310</u> 316	<u>128</u> 130
	3	<u>384</u> 400	<u>360</u> 366	<u>130</u> 135
	4	<u>405</u> 415	<u>385</u> 390	<u>138</u> 140
45Л	1	440	280	203
	2	<u>459</u> 465	<u>290</u> 298	<u>215</u> 218
	3	<u>478</u> 482	<u>296</u> 302	<u>228</u> 230
	4	<u>495</u> 510	<u>305</u> 328	<u>246</u> 252
У7Л	1	910	260	295
	2	<u>928</u> 936	<u>267</u> 268	<u>306</u> 315
	3	<u>970</u> 982	<u>274</u> 280	<u>358</u> 362
	4	<u>996</u> 1020	<u>280</u> 285	<u>364</u> 378
Примітка: над рискою – модифікатор СИИТМиш-3, під рискою – СК-30; 1 – без модифікатора; 2 – модифікатор у стані поставки; 3 – дисперсно-структурований при $V_{ox} = 45$ °С/с модифікатор; 4 – дисперсно-структурований при $V_{ox} = 650$ °С/с модифікатор.				

Експериментально доведено ефективність спадкового впливу модифікаторів з підготовленою високодисперсною структурою не тільки на структуру і характеристики тонкої кристалічної будови сталей, а й на їх механічні властивості (табл. 5.3). При цьому максимальний рівень механічних властивостей модифікованих сталей спостерігається при використанні дисперсно-структурованих при $V_{ox} = 650$ °C/с модифікаторів. Так, межа міцності (σ_B) при розтягуванні підвищується порівняно зі сталлю модифікованою модифікатором у стані поставки в середньому на 9 – 10 %, межа текучості (σ_T) на 10 – 20 % залежно від складу сталі.

Також досліджено вплив дисперсно-структурованих модифікаторів на рівень ударної в'язкості та її складових – роботи зародження тріщини (a_3) і роботи поширення тріщини (a_n), фрактографічні характеристики руйнування при динамічному навантаженні сталей 20Л, 45Л та У7Л. Для експериментів використовували модифікатори (СИИТМиш-3 і SiCa) у стані поставки, а також дисперсно-структуровані при швидкості охолодження $V_{ox} = 45$ °C/с і $V_{ox} = 650$ °C/с (рис. 5.1).

Визначення ударної в'язкості здійснювали згідно ГОСТ 9454-78 на стандартних зразках з надрізом Менаже, а роботи зародження і поширення тріщини на зразках з наведеною тріщиною [139]. Особливості будови мікрорельєфа зламів сталей досліджували з використанням растрового електронного мікроскопа РЕМ-106И.

Встановлено, що ударна в'язкість досліджуваних модифікованих сталей закономірно підвищується відповідно зростанню дисперсності структури модифікуючих добавок і подрібненню литої структури сталей у виливках зумовленого таким модифікуванням (рис. 5.4). Так, при модифікуванні сталей модифікатором СИИТМиш-3 (рис. 5.4, а) у стані поставки ударна в'язкість їх підвищується від 27 до 34 Дж/см² (сталь 20Л), від 22 до 26 Дж/см² (сталь 45Л) і від 12 до 15 Дж/см² (сталь У7Л). В разі ж використання дисперсно-структурованих при $V_{ox} = 45$ °C/с і $V_{ox} = 650$ °C/с добавок модифікатора показники ударної в'язкості сталей значно підвищуються – відповідно до 44 і 48 Дж/см² (сталь 20Л), до 28 і 32 Дж/см² (сталь 45Л), до 18 і 23 Дж/см² (сталь У7Л).

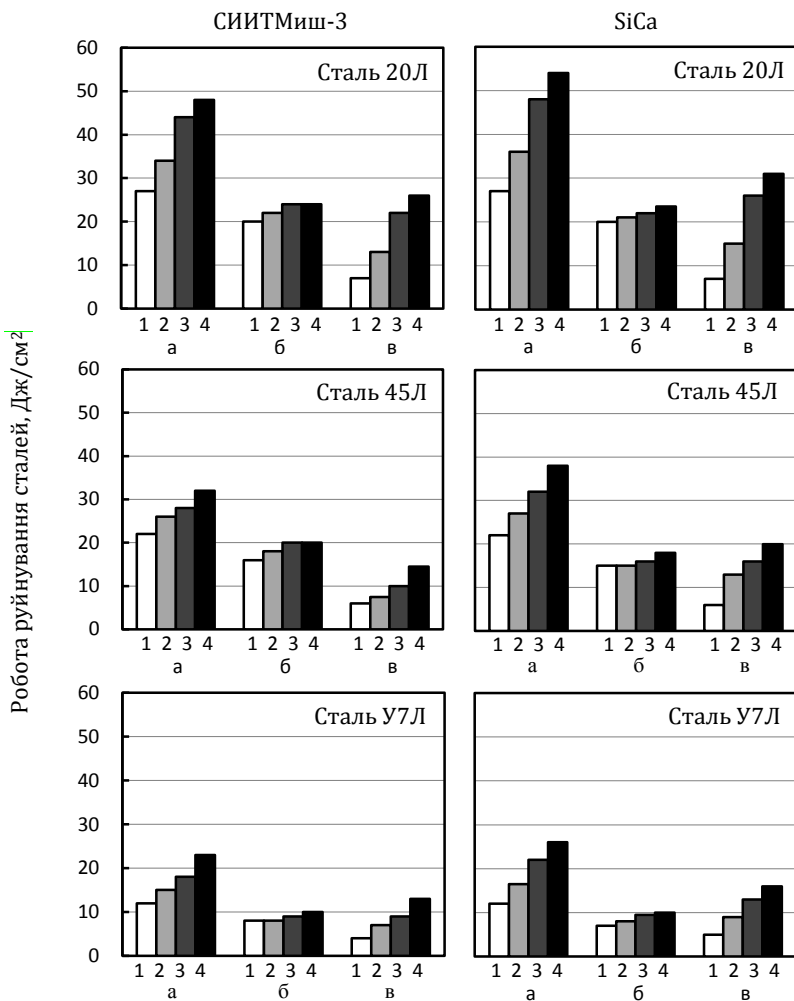


Рис. 5.4. Енергетичні характеристики руйнування сталей залежно від структурного стану модифікатора. а – ударна в'язкість; б – робота зародження тріщини; в – робота поширення тріщини. 1 – немодифікована сталь, 2 – модифікатор у стані поставки, 3 – модифікатор швидкісної кристалізації при $V_{ox} = 45$ °С/с, 4 – модифікатор швидкісної кристалізації при $V_{ox} = 650$ °С/с

При модифікуванні сталей силікокальцієм з різною дисперсністю структури (рис. 5.4, б) також спостерігається сут-

теве зростання ударної в'язкості при підвищенні дисперсності структури використовуваних добавок модифікатора. Максимальне підвищення рівня ударної в'язкості має місце при модифікуванні сталей дисперсно-структурованим при $V_{ox} = 650$ °С/с силікокальцієм і досягає 54 Дж/см² для сталі 20Л, 38 Дж/см² для сталі 45Л, 26 Дж/см² для сталі У7Л, тобто в середньому перевищує значення ударної в'язкості на 30 – 35 % при модифікуванні сталей модифікатором у стані поставки.

Визначення енергетичних показників ударної в'язкості a_z і a_n показало, що підвищення значень ударної в'язкості при модифікуванні досліджуваних сталей зумовлене переважно суттєвим зростанням роботи поширення тріщини від 7 Дж/см² (немодифікована сталь 20Л) до 13, 22 і 26 Дж/см² відповідно дисперсності структури СИИТМиш-3 модифікатора і до 15, 26 і 31 Дж/см² силікокальцію.

Робота ж зародження тріщини при цьому для всіх варіантів модифікування змінюється незначно і не є визначальною щодо підвищення рівня ударної в'язкості досліджуваних сталей.

Суттєве ж підвищення значень ударної в'язкості сталей модифікованих дисперсно-структурованими модифікаторами пов'язано з підвищенням роботи поширення тріщини, зумовленою формуванням дрібнокристалічної структури і значним зменшенням розмірів зерна модифікованих сталей. Це узгоджується з уявленнями Петча-Хола [131, 140, 141], підтверджується дослідженнями щодо зміни мікрорельєфу зломів і мікромеханізмів руйнування при модифікуванні сталей. Фрактографічними дослідженнями встановлено, що основними складовими мікрорельєфа зламів є поверхні крихкого транскристалітного відколу, квазівідколу і в'язкого ямкового мікрозлому (рис. 5.5, 5.6).

При підвищенні рівня ударної в'язкості і роботи поширення тріщини внаслідок модифікування спостерігається закономірна зміна співвідношення основних складових мікрозлому сталей в бік зменшення рельєфу крихкого руйнування за механізмом відколу і зростанням кількості повер-

хонь квазівідколу і в'язкого руйнування з формуванням ямкового мікрорельєфу.

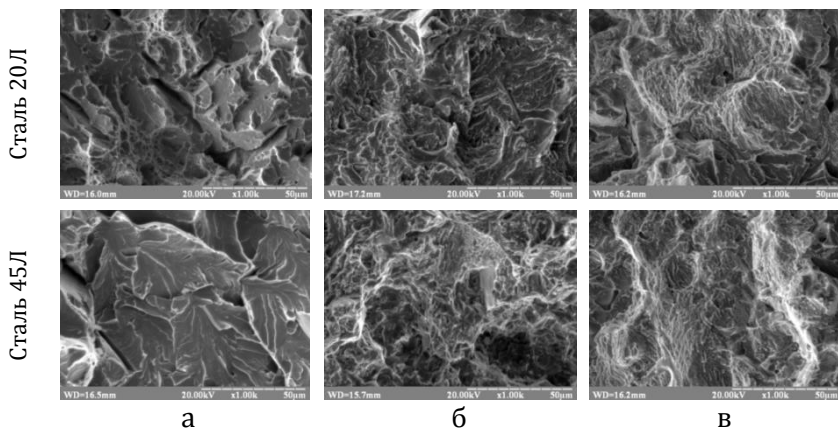


Рис. 5.5. Мікрорельєф зломів сталей залежно від структурного стану модифікатора СИИТМиш-3. а – немодифікована сталь, б – модифікатор у стані поставки, в – модифікатор швидкісної кристалізації при $V_{ox} = 650\text{ }^{\circ}\text{C/с}$.

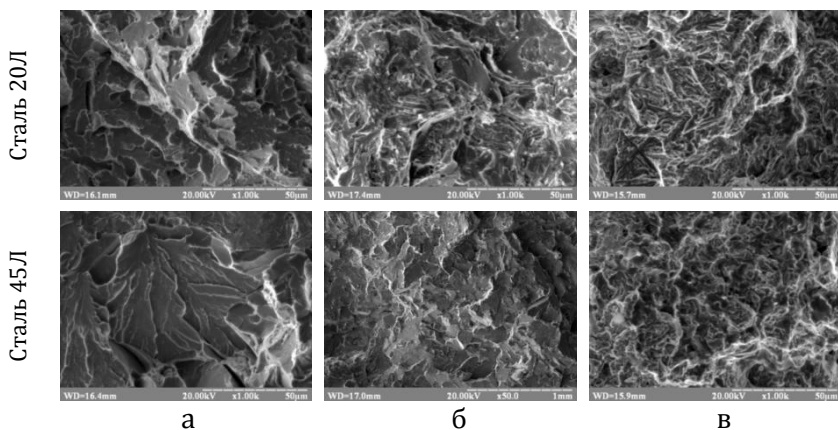


Рис. 5.6. Мікрорельєф зломів сталей залежно від структурного стану модифікатора SiCa. а – немодифікована сталь, б – модифікатор у стані поставки, в – модифікатор швидкісної кристалізації при $V_{ox} = 650\text{ }^{\circ}\text{C/с}$.

Це свідчить про реалізацію більш енергоємних мікромеханізмів руйнування сталей, модифікованих дисперсно-структурованими модифікаторами. Експериментально встановлено, що застосування модифікаторів з підготовленою дисперсною структурою інтенсифікує процес їх взаємодії з розплавом, сприяє формуванню більш однорідної і дрібнокристалічної литої структури сталей відкриває перспективу значного підвищення опору литих сталевих виробів крихкому руйнуванню.

5.2 Модифікування сталі нанорозмірними порошковими інокуляторами

Одержання дрібної, однорідної і щільної структури, що забезпечує високий рівень фізико-механічних властивостей сталевих виливків, зокрема їх опір крихкому руйнуванню, є однією з актуальних проблем сучасного ливарного виробництва.

Застосування засобів зовнішнього впливу на розплав під час кристалізації, модифікування добавками поверхнево активних рідкісноземельних і лужноземельних елементів, або тугоплавких дисперсних часток, кристалічні решітки яких задовольняють вимогам структурної і розмірної відповідності [16], дозволяє в певній мірі поліпшити характеристики структури і підвищити властивості литих сталей. Розглядаються також і інші механізми модифікування, які реалізуються за рахунок рафінуючого або дегазуючого впливу добавок, зміни складу та будови рідкої і твердої фаз, проявів металургійної і структурної спадковості [70, 85, 128, 149]. В останні роки спостерігається зростання наукового і промислового інтересу до використання нанокристалічних матеріалів з високодисперсною структурою і розмірами від 1 до 100 нм.

Подрібнені до такого розміру матеріали набувають унікальних властивостей, зумовлених дуже розвиненою поверхнею та особливостями їх фізико-хімічного стану. Так, мікротвердість при цьому підвищується у 2,7 рази, міцність при розтязі у 1,5 – 2 рази при збереженні показників пластич-

ності за низьких температур [163]. Із зменшенням розміру часток матеріалу збільшується також площа контакту між ними, найбільше за дисперсності ≤ 10 нм [164].

Залежно від дисперсності часток матеріали поділяють на такі групи: до 100 нм – нанокристалічні, від 100 до 1 мкм – ультрадисперсні, від 1 мкм до 100 мкм – мікрокристалічні, від 100 мкм до 1 мм – дрібнокристалічні [165].

За хімічним складом, формою кристалітів і розташуванням границь розділу (шаруваті, волокнисті, рівноосні) наноматеріали поділяють на чотири основні групи [166]. До першої групи відносять матеріали, у яких хімічний склад кристалітів границь розділу однаковий (шаруваті, полікристалічні полімери або чисті метали з нанокристалічною рівноосною структурою). До другої – матеріали з кристалітами різного хімічного складу, до третьої – наноматеріали з різним хімічним складом зерен і границь розділу між ними. До четвертої групи відносять такі матеріали, у яких нанорозмірні складові структури дисперговані у матриці сплаву іншого за хімічним складом матеріалу [167].

Така будова визначає їх незвичайні властивості, здатність до якісних змін фізико-хімічних властивостей матеріалів при мінімальних варіаціях атомно-структурних параметрів [168 – 170]. Проте широке їх впровадження у промисловості поки що обмежене у зв'язку з недостатньо відпрацьованими технологіями їх введення в розплав і високою вартістю їх виготовлення. Найбільш доцільним на сьогодні є процес модифікування при якому зародковоутворюючі нанофази вносяться в розплав у складі спеціальних лігатур.

Досліджено вплив нанодобавок SiO_2 (аеросил) і карбіду кремнію SiC на процеси кристалізації і структуроутворення сталей 20Л, 45Л, У7Л, Р6М5Л.

Вказані модифікуючі добавки вводили в розплав сталі перед розливкою від температури 1560 °С у вигляді лігатури на основі алюмінію (рис. 5.7), що забезпечувало вміст нанорозмірних компонентів (SiO_2 , SiC) в сталі з розрахунку до 0,09 % і до 0,05 % відповідно.

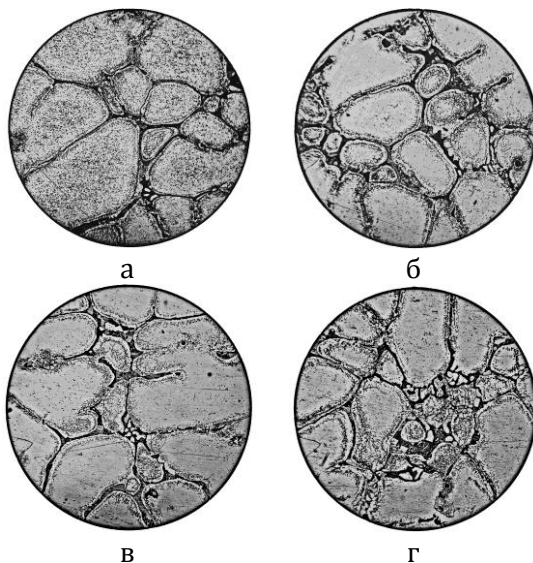


Рис. 5.7. Структура лігатур на основі алюмінію з вмістом нанорозмірних SiO_2 (а, б) і SiC (в, г), $\times 400$

Металографічно встановлено, що після кристалізації виливків діаметром 35 мм і висотою 60 мм у піщаній формі при середній швидкості тепловідбору $V_{\text{ox}} = 5^\circ\text{C}/\text{с}$ структура досліджуваних сталей з добавками модифікуючих нанопорошків суттєво відрізняється від вихідної (немодифікованої) підвищеною дисперсністю і відмінністю морфології структури (рис. 5.8).

Так, розмір зерна сталі 20Л внаслідок використання модифікуючої добавки лігатури з нанорозмірним SiO_2 (аеросил) зменшується від номера -2 до номера 1, а при використанні лігатури з нанорозмірним SiC до номера 0 згідно ГОСТ 5639-82; сталі 45Л від номера -1 до номера 2 і 1, сталі У7Л від номера 2 до номерів 3 і 4, сталі Р6М5Л від номера 5 до номерів 7 і 8 відповідно (табл. 5.4). Це свідчить про значний внесок у процеси кристалізації і структуроутворення механізму гетерогенного зародкоутворення і збільшення кількості зародків кристалізації, зумовлених наявністю в розплаві нанорозмірних фаз аеросилу або карбіду кремнію

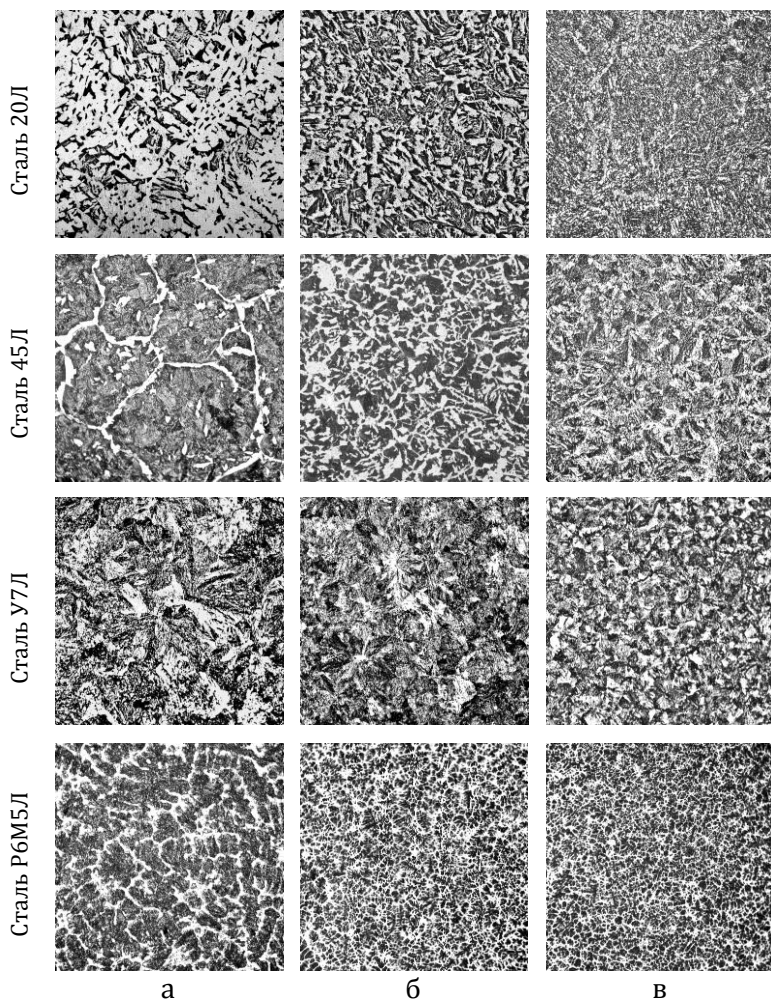


Рис. 5.8. Трансформація структури сталей при модифікуванні лігатурами з нанорозмірними фазами SiO_2 і SiC . а – немодифікована сталь; б – модифікування аеросилом (SiO_2); в – модифікування карбідом кремнію (SiC), $\times 100$

Відзначимо також суттєвий вплив вказаних наночастинок на дендритну будову сталей. Встановлено, що дисперсність дендритної будови (ДДС) досліджуваних сталей, оцінювана за сумарною кількістю осей дендритів і міжосьових ділянок на одиницю довжини (мм^{-1}), підвищується для сталі 20Л від

7 (немодифікована сталь) до 10 при модифікуванні нанорозмірним аеросилом і до 11 при модифікуванні сталі нанорозмірним карбідом кремнію.

Таблиця 5.4. Розмір зерна сталей залежно від модифікуючого впливу нанорозмірних модифікаторів

Сталь	Режим обробки	Номер зерна
20Л	1	-2
	2	1
	3	0
45Л	1	-1
	2	2
	3	1
У7Л	1	2
	2	3
	3	4
Р6М5Л	1	5
	2	7
	3	8
Примітка: 1 – сталь без модифікуючої добавки; 2 – модифікування SiO_2 ; 3 – модифікування SiC ;		

Таблиця 5.5. Характеристики дендритної структури сталей залежно від модифікуючого впливу нанорозмірних інокуляторів

Сталь	Режим обробки	ДДС, мм^{-1}	ЩДС
20Л	1	7	0,75
	2	10	1,15
	3	11	0,92
45Л	1	8	0,85
	2	12	1,30
	3	14	1,28
У7Л	1	10	1,35
	2	14	1,54
	3	15	1,56
Р6М5Л	1	48	1,45
	2	55	1,68
	3	56	1,72
Примітка: 1 – сталь без модифікуючої добавки; 2 – модифікування SiO_2 ; 3 – модифікування SiC			

Значення ДДС для сталі 45Л внаслідок модифікування нанорозмірними інокуляторами SiO_2 і SiC підвищується від 8 до 12 і 14, для сталі У7Л від 10 до 14 і 15, для сталі Р6М5Л від 48 до 55 і 56 відповідно (табл. 5.5).

Щільність дендритної структури (ЩДС), що характеризується співвідношенням площі осей дендритів до площі міждендритних ділянок, також закономірно підвищується при введенні в розплав сталей перед кристалізацією добавок нанорозмірного аеросилу або карбіду кремнію. Цей показник у певній мірі характеризує об'ємне співвідношення осьових і міжосних ділянок литої структури, вказує на зміну складу твердої фази і на покращення дендритної будови модифікованої сталі (табл. 5.5).

Таблиця 5.6. Характеристики тонкої кристалічної структури сталей залежно від модифікуючого впливу нанорозмірних інокуляторів

Сталь	Режим обробки	β (110), рад	D, нм	$\Delta a/a$	ρ , см ⁻²
20Л	1	$0,30 \cdot 10^{-2}$	91,34	$0,62 \cdot 10^{-4}$	$3,99 \cdot 10^{11}$
	2	$0,38 \cdot 10^{-2}$	86,89	$0,61 \cdot 10^{-4}$	$4,76 \cdot 10^{11}$
	3	$0,35 \cdot 10^{-2}$	88,65	$0,62 \cdot 10^{-4}$	$4,29 \cdot 10^{11}$
45Л	1	$0,43 \cdot 10^{-2}$	72,40	$0,66 \cdot 10^{-4}$	$4,30 \cdot 10^{11}$
	2	$0,58 \cdot 10^{-2}$	63,20	$0,80 \cdot 10^{-4}$	$5,00 \cdot 10^{11}$
	3	$0,60 \cdot 10^{-2}$	64,10	$0,82 \cdot 10^{-4}$	$5,12 \cdot 10^{11}$
У7Л	1	$0,76 \cdot 10^{-2}$	62,30	$0,85 \cdot 10^{-4}$	$6,10 \cdot 10^{11}$
	2	$0,82 \cdot 10^{-2}$	54,50	$0,83 \cdot 10^{-4}$	$6,50 \cdot 10^{11}$
	3	$0,84 \cdot 10^{-2}$	55,00	$0,84 \cdot 10^{-4}$	$6,62 \cdot 10^{11}$
Р6М5Л	1	$0,88 \cdot 10^{-2}$	39,50	$4,30 \cdot 10^{-4}$	$14,30 \cdot 10^{11}$
	2	$0,94 \cdot 10^{-2}$	39,20	$4,22 \cdot 10^{-4}$	$20,20 \cdot 10^{11}$
	3	$0,92 \cdot 10^{-2}$	38,50	$4,32 \cdot 10^{-4}$	$19,95 \cdot 10^{11}$
Примітка: 1 – сталь без модифікуючої добавки; 2 – модифікування SiO_2 ; 3 – модифікування SiC					

При введенні до розплаву нанопорошків спостерігаються також закономірні зміни тонкої кристалічної будови сталей. Так, за результатами рентгеноструктурного аналізу при цьому помітно підвищуються показники фізичного уширення

ня рентгенівських ліній (110) і відповідно густоти дислокацій і зменшення розмірів блоків мозаїки при збереженні певного вихідного рівня мікронапружень II роду (табл. 5.6).

Це створює передумови для підвищення характеристик механічних властивостей сталей, найбільш суттєвого при модифікуванні нанорозмірними добавками карбіду кремнію (табл. 5.7). При такому модифікуванні значення порога міцності при розтязі (σ_B) залежно від хімічного складу сталей підвищуються в середньому на 10 – 40 %, твердості на 17 – 44 HV, пластичності (ψ , δ) на 3 – 7 % і 3 – 6 % відповідно. Проте найбільш важливим є підвищення при цьому опору сталей крихкому руйнуванню.

Таблиця 5.7. Вплив нанорозмірних інокуляторів на механічні властивості сталей

Сталь	Режим обробки	σ_B , МПа	σ_T , МПа	ψ , %	δ , %	Твердість, HV
20Л	1	223	182	36	28	123
	2	368	320	40	34	136
	3	390	336	39	32	140
45Л	1	440	280	15	14	203
	2	490	367	22	18	220
	3	520	380	20	16	236
У7Л	1	890	322	8	6	295
	2	914	330	10	8	320
	3	920	328	12	10	340
Р6М5Л	1	830	440	4	3	587
	2	840	448	6	5	600
	3	842	454	6	6	620
Примітка: 1 – сталь без модифікуючої добавки; 2 – модифікування SiO_2 ; 3 – модифікування SiC						

При оцінці впливу модифікування нанорозмірними інокуляючими добавками SiO_2 і SiC особливо слід відзначити їх позитивний вплив на характеристики роботи руйнування: ударної в'язкості (КCU) та її складових – роботи зародження тріщини (a_3) і роботи поширення тріщини (a_n). Визначення рівня ударної в'язкості здійснювали на стандартних зразках

з надрізом Менаже згідно ГОСТ 9454-78, а роботи зародження і поширення тріщини на зразках з наведеною втомною тріщиною [139].

Встановлено, що ударна в'язкість сталей при модифікуванні нанодобавками аеросилу або карбіду кремнію підвищується для сталі 20Л від 26 Дж/см² (не модифікована сталь) до 44 і 40 Дж/см² відповідно, для сталі 45Л – від 22 до 30 і 28 Дж/см², для сталі У7Л – від 12 до 20 і 23 Дж/см², для сталі Р6М5Л від 10 до 16 і 20 Дж/см² (табл. 5.8).

Таблиця 5.8. Вплив нанорозмірних інокуляторів на характеристики руйнування сталей

Сталь	Режим обробки розплаву	КСУ, Дж/см ²	α_z , їДж/см ²	α_n , Дж/см ²
20Л	1	26	19	7
	2	44	28	16
	3	40	26	14
45Л	1	22	12	10
	2	30	18	12
	3	28	16	13
У7Л	1	12	7	5
	2	20	12	8
	3	23	13	10
Р6М5Л	1	10	6	4
	2	16	10	6
	3	20	11	7
Примітка: 1 – сталь без модифікуючої добавки; 2 – модифікування SiO ₂ ; 3 – модифікування SiC				

Суттєвий внесок при цьому у роботу руйнування вносить значне підвищення значень роботи поширення тріщини. Більш високий рівень показників ударної в'язкості і роботи поширення тріщини (α_n) при модифікуванні сталей вказаними нанорозмірними модифікаторами узгоджується з уявленнями Петча-Хола [131, 140] щодо визначального впливу розміру зерна на ці характеристики.

Важливим показником ефективності використання литих виробів є здатність їх опиратись крихкому руйнуванню при динамічних навантаженнях за низьких температур. Крихке руйнування реалізується за механізмом відколу та поширення тріщин по певних кристалографічних площинах або вздовж границь зерен без помітних ознак макропластичної деформації з малою роботою руйнування [138]. Виходячи з цього досліджено вплив модифікування нанорозмірними модифікаторами на характеристики і мікрOMEХАНІЗМ руйнування досліджуваних сталей в інтервалі температур в'язко-крихкого переходу від +40 до -60 °С.

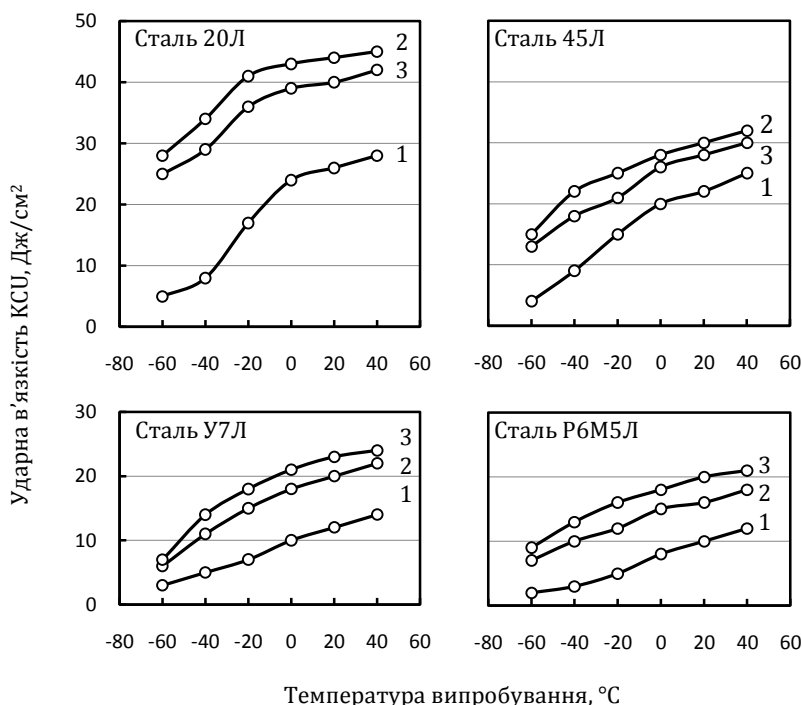


Рис. 5.9. Зміна ударної в'язкості сталей, модифікованих нанорозмірними інокуляторами, в інтервалі температур в'язко-крихкого переходу. 1 – сталь без модифікуючої добавки; 2 – модифікування SiO₂; 3 – модифікування SiC.

Встановлено закономірну зміну рівня ударної в'язкості досліджуваних сталей при зниженні температури їх випробування (рис. 5.9). Проте модифікування вказаними нанорозмірними добавками SiO_2 і SiC суттєво підвищує температуру їх переходу у крихкий стан (температуру холодоламкості) порівняно з немодифікованими.

Фрактографічними дослідженнями показано, що мікрорельєф зломів досліджуваних сталей представлений поверхнями в'язкого ямкового руйнування, квазівідколу та крихкого внутрішньозеренного і міжзеренного руйнування (рис. 5.10).

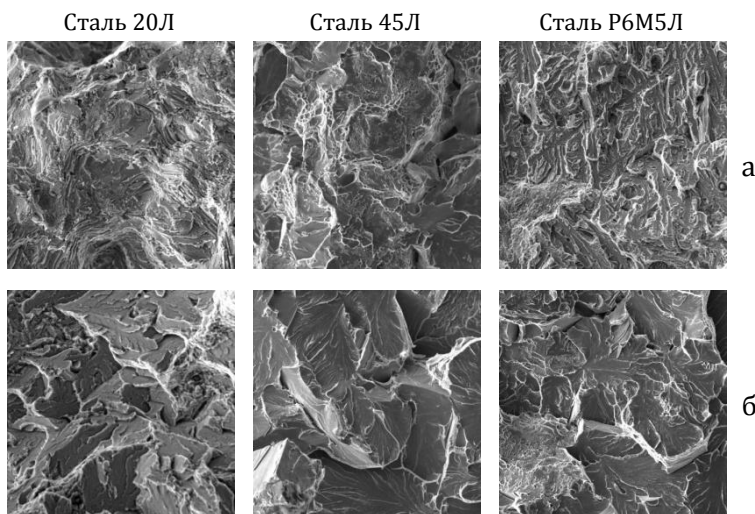


Рис. 5.10. Мікрорельєф зломів сталей, модифікованих нанорозмірними добавками SiO_2 залежно від температури випробування. а – температура випробування $+20\text{ }^{\circ}\text{C}$, б – температура випробування $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, РЕМ, $\times 500$

Відповідно підвищенню рівня ударної в'язкості при модифікуванні сталей нанорозмірними інокуляторами спостерігається зростання кількості поверхонь ямкового мікрорельєфу злому і квазівідколу за рахунок скорочення кількості поверхонь крихкого руйнування. Кількісна електронно-фрактографічна оцінка гетерогенності мікророзломів

ударних зразків у зоні стабільного розвитку тріщини дозволила встановити закономірні зміни кількісного співвідношення і морфології структурних складових мікрозлому залежно від температури випробування в інтервалі $+40\text{ }^{\circ}\text{C}$ $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ і модифікуючого впливу нанорозмірних добавок та визначити температурний поріг холодноламкості $T_{\text{крх}}^{50}$ досліджуваних сталей. Відсоток структурних складових мікрозломів обчислювали за результатами кількісної оцінки не менше 50 полів поверхні руйнування при 3000-кратному збільшенні [135, 138].

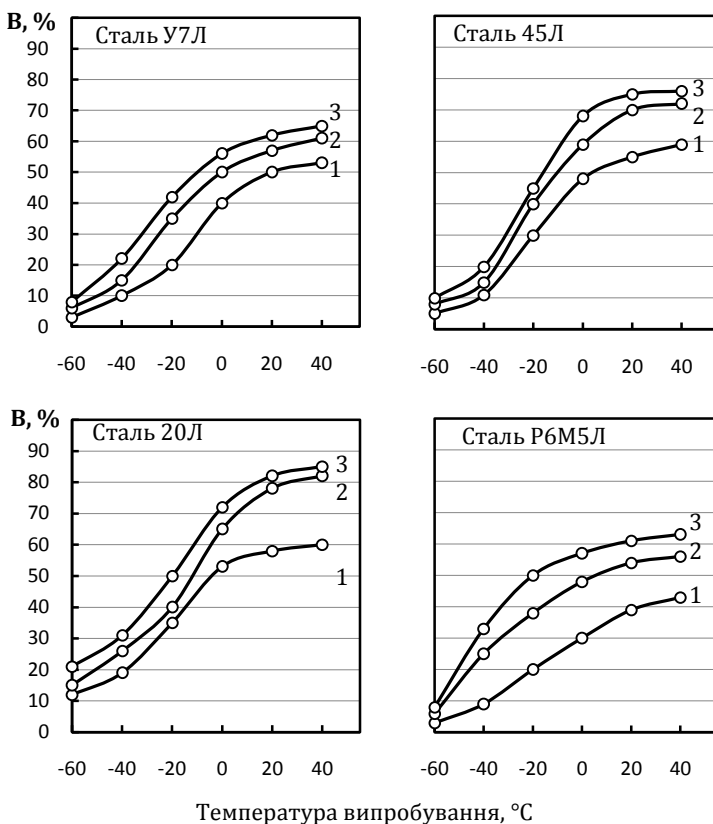


Рис. 5.11. Кількість в'язкої складової мікрозлому (% В) сталей в інтервалі температур в'язко-крижого переходу. 1 – немодифікована сталь; 2 – модифікування SiO_2 ; 3 – модифікування SiC

Встановлено, що температура крихкості $T_{крх}^{50}$, визначена за критерієм 50 % в'язкої складової мікрозлому, суттєво залежить від умов кристалізації і характеру модифікування (рис. 5.11).

Для немодифікованих сталей вона становить: -10 °С (сталь 20Л), -8 °С (сталь 45Л), -4 °С (сталь У7Л), -6 °С (сталь Р6М5Л). При модифікуванні нанорозмірними інокулюючими добавками SiO_2 і SiC умовна температура крихкості ($T_{крх}^{50}$) знижується відповідно до -20 °С і -18 °С (сталь 20Л), до -14 °С і -12 °С (сталь 45Л), до -10 і -11 °С (сталь У7Л), до -8 °С і -12 °С (сталь Р6М5Л).

Таким чином експериментально встановлено, що застосування нанорозмірних порошкових інокуляторів SiO_2 і SiC у складі лігатури на основі алюмінію створює передумови збільшення кількості зародків кристалізації за гетерогенним механізмом структуроутворення, зумовлює формування більш дисперсної литої структури, підвищення не тільки характеристик міцності але й ударної в'язкості та її складових (a_z , a_n) за нормальних умов і в інтервалі температур в'язко-крихкого переходу. Це відкриває нові технологічні можливості підвищення властивостей литих виробів, зокрема опору крихкому руйнуванню при динамічних навантаженнях.

ЗАКЛЮЧЕННЯ

На основі проведених досліджень і даних літератури щодо проявів спадковості при кристалізації і структуроутворення сталей, в зв'язку з наявністю в мікронеоднорідному розплаві кластерних угруповань, нанокристалічних фаз і поверхнево-активних елементів науково обґрунтовано і експериментально підтверджено можливість ефективного модифікування сталевих виливків дисперсно-структурованими компонентами шихти.

Встановлено закономірності впливу умов тепловідбору під час кристалізації сталей на формування литої структури і закладення певних елементів спадковості у вихідних шихтових матеріалах і модифікуючих добавках.

Введення в розплав сталей дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією добавок сталей аналогічного хімічного складу (15 – 20 %), які зберігають в мікронеоднорідному розплаві структуру ближнього порядку їх вихідного стану, створює передумови для утворення значної кількості зародків кристалізації, забезпечує реалізацію механізму спадкового модифікування. При цьому забезпечується підвищення характеристик міцності на 10 – 15 %, пластичності у 1,5 – 2,0 рази, ударної в'язкості на 30 – 40 % порівняно з властивостями немодифікованих сталей такого ж хімічного складу.

Вперше показано перспективність використання в якості дисперсно-структурованого модифікатора у традиційних ливарних технологіях гранульних сталевих матеріалів у кількості 10 – 20 %. При цьому у виливках сталей усаджуються високодисперсна структура швидкокристалізованих гранул, покращуються характеристики дендритної будови, знижуються прояви ліквації, підвищуються показники ударної в'язкості при збереженні високого рівня характеристик міцності литих виробів.

Показана можливість цілеспрямованого впливу на литу структуру при спадковому модифікуванні добавками сталей швидкісної кристалізації з наступною їх деформаційно-термічною обробкою. Розмір зерна у виливках зменшується

на 4 – 5 номерів, характеристики дендритної будови (ДДС, ЩДС) підвищуються відповідно в межах 15 – 40 % і 20 – 35 % залежно від складу сталей при одночасному підвищенні показників міцності, пластичності і ударної в'язкості.

Встановлено ефективність впливу стандартних модифікаторів (СИИТМиш-3, SiCa) з підготовленою за різних умов кристалізації ($V_{ox} = 45$ °C/с, $V_{ox} = 650$ °C/с) високодисперсною структурою на формування литої структури, підвищення характеристик механічних властивостей і роботи руйнування сталей.

Встановлено, що застосування нанорозмірних порошкових інокуляторів (SiO_2 , SiC) у складі лігатури на основі алюмінію, зумовлює суттєве зростання кількості зародків кристалізації в розплаві і забезпечує подрібнення литої структури сталей, покращення характеристики тонкої кристалічної будови і підвищення механічних властивостей виливків.

Наведені результати досліджень щодо закономірностей впливу спадкових особливостей будови компонентів шихти і модифікаторів з підготовленою дисперсною структурою відкривають додаткові резерви підвищення властивостей виливків, розроблення нових ливарних технологій і модифікаторів.

ОСНОВНІ УМОВІ ПОЗНАЧЕННЯ

$V_{\text{ох}}$	– швидкість охолодження при кристалізації, °C/с
$T_{\text{л}}$	– температура ліквідусу, °C
$T_{\text{р}}$	– температура рівноваги мікронеоднорідного розплаву, °C
τ	– час, с
θ	– кут дифракції рентгенівського променя, рад
β	– фізичне уширення, мм ²
ρ	– густина дислокацій, см ⁻²
$\Delta a/a$	– величина мікронапружень другого роду
D	– розмір блоків мозаїки, см
$\sigma_{\text{в}}$	– поріг міцності, МПа
$\sigma_{\text{т}}$	– поріг текучості, МПа
ψ	– відносне видовження, %
δ	– відносне звуження, %
K_{CU}	– ударна в'язкість, Дж/см ²
$a_{\text{з}}$	– робота зародження тріщини, Дж/см ²
$a_{\text{п}}$	– робота поширення тріщини, Дж/см ²
HV	– твердість за Віккерсом
ЩДС	– щільність дендритної структури
ДДС	– дисперсність дендритної структури, мм ⁻¹
ДСД	– дисперсно-структуровані добавки
ε	– ступінь обтискування, %
$T_{\text{крх}}^{50}$	– температурний поріг холодноламкості, °C
B	– кількість в'язкої складової мікрозлому, %

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. *Ефимов В.А.* Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 556 с.
2. *Флемингс М.* Процессы затвердевания. – М.: Металлургия, 1977. – 424 с.
3. *Вайнгард У.* Введение в физику кристаллизации металлов. – М.: Мар., 1967. – 170 с.
4. *Вейник А.И.* Тепловые основы теории литья. – М.: Машгиз, 1948. – 163 с.
5. *Куманин И.Б.* Вопросы теории литейных процессов. – М.: Металлургия, 1976. – 216 с.
6. *Скоробагатько Ю.П.* Фізичне модифікування алюмінієвих сплавів з використанням електромагнітної дії // Металознавство та обробка металів. – 2011. – № 4. – С. 44 – 49.
7. *Кондратюк С.Є., Стоянова О.М.* Структурування сталі залежно від умов кристалізації виливків // Металознавство та обробка металів. – 1999. – № 1 – 2. – С. 3 – 10.
8. *Кондратюк С.Є., Винокур Б.Б., Поліщук А.В.* Структура литої сталі залежно від умов тепловідбору в процесі кристалізації // Металознавство та обробка металів. – 2001. – № 1 – 2. – С. 52 – 59.
9. *Кондратюк С.Є., Щеглов В.М., Примаков І.Н., Стоянова Е.Н.* Кристаллизация и структурообразование переохлажденной стали // Процессы литья. – 2002. – № 2. – С. 45 – 50.
10. *Кондратюк С.Є.* Структурування, спадковість і властивості литої сталі. – Київ: Наук. думка, 2010. – 175 с.
11. *Кондратюк С.Є., Стоянова О.М., Стась І.М.* Макроструктурні зони у виливках вуглецевих сталей // Металознавство та обробка металів. – 2008. – № 2. – С. 8 – 12.
12. *Кондратюк С.Є., Примаков І.Н., Щеглов В.М., Пляхтур О.О.* Спадковість структури і прояви ліквідації при переплавах сталі Р6М5Л // Металознавство та обробка металів. – 2009. – № 3. – С. 3 – 9.
13. *Кондратюк С.Є., Стась І.М.* // Міжнародна науково-технічна конференція «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту». Дослідження ліквідаційних явищ у вуглецевих сталях з різним інтервалом кристалізації: Тез. доп. Дніпропетровськ, 2011. – С. 359 – 360.
14. *Деев В.Б., Цецорина С.А., Селянин И.Ф.* и др. Термоскоростная обработка расплавов в терморесурсосберегающих технологиях литья. Труды 11 съезда литейщиков России. – разд. III. Цветные сплавы. – С. 109 – 112.

15. *Ри Хосен, Баранов Е.М.* Влияние структурных превращений в алюминиевых расплавах на их свойства // Литейное производство. – 1986. – № 11. – С. 12 – 13.
16. *Никитин В.И., Никитин К.В.* Наследственность в литых сплавах. – М.: Машиностроение. – 2005. – 510 с.
17. *Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Минаев А.А.* Процессы непрерывной разливки. – Донецк: ДонНГТУ, 2002. – 536 с.
18. *Минаев А.А.* Совмещенные металлургические процессы. – Донецк: УНИТЕХ, 2008. – 549 с.
19. *Кондратюк С.Е., Сокирко Л.А.* КЛИТ-технология – резерв повышения свойств сталей. – Киев: Об-во “Знание” УССР, 1989. – 19 с.
20. *Лакенихт Ф., Шарф Г., Зебровски Д., Шалимов А.* Струйное компактирование – перспективный процесс производства сталей и сплавов повышенного качества // Металлург. – 2010. – № 10. – С. 36 – 43.
21. *Позняк Л.А.* Инструментальные стали. – Киев: Наук. думка, 1996. – 487с.
22. *Тягунов Г.В.* Связь свойств расплава со структурой и свойствами твердого металла // Литейн. пр-во. – 1988. – №2. – С. 8 – 9.
23. *Баум Б.А., Хасин Г.А., Тягунов Г.В.* Жидкая сталь. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
24. *Кимстач Г.М.* О гранульной технологии литья // Литейн. пр-во. – 1986. – № 10. – С. 7 – 8.
25. *Кондратюк С.Е., Стоянова О.М., Пляхтур О.О.* Структуроутворення при переплавах сталей у зв'язку з нерівноважністю і структурною спадковістю шихтових матеріалів // Металознавство та обробка металів. – 2012. – № 1. – С. 3 – 9.
26. *Кондратюк С.Е., Стоянова О.М., Щерецький О.А., Пляхтур О.О.* Структуроутворення і температура рівноважності розплаву при переплавах сталі Р6М5Л // Металознавство та обробка металів. – 2012. – № 2. – С. 3 – 10.
27. *Кондратюк С.Е., Пляхтур О.О., Ничипоренко В.І.* Спадковість і рівноважність структури сталі Р6М5Л при переплавах // Металознавство та обробка металів. – 2012. – № 3. – С. 3 – 7.
28. *Пляхтур О.О.* Керування структурою, властивостями та спадковістю сталей в системі “шихта – розплав – виливок”: Автореф., дис. канд. техн. наук. – Київ: ФТІМС НАН України, 2015. – 23 с.
29. *Уэндланд У. У.* Термические методы анализа. – М.: Мир. 1978. – 526 с.
30. *Stewart G.W.* The structure of liquid metals // Chem. Phys. – 1954. – № 3. – Р. 417 – 425.
31. *Stewart G.W.* X-ray duffusion in water: the natureof molecular association // Phys. Rev. – 1931. – 37, N 1. – Р. 9 – 16.
32. *Френкель Я.И.* Введение в теорию металлов. – Ленинград: Наука, 1972. – 424 с.

33. *Замятин В.М., Баум Б.А.* К вопросу о металлургической наследственности и формировании свойств металлопродукции // Металлургия машиностроения. – 2010. – № 6. – С. 6 – 12.

34. *Никитин В.И.* Наследственность и технология генной инженерии в литых сплавах // Литейн. пр-во. – 2002. – № 10. – С. 8 – 10.

35. *Скребцов А.М.* Структура жидких металлов в интервале температуры ликвидус – кипения // Процессы литья. – 2009. – № 3. – С. 3 – 7.

36. *Ершов Г.С., Майборода Г.С.* Диффузия в металлургических расплавах. – Киев: Наук. думка, 1990. – 224 с.

37. *Ершов Г.С., Черняков В.А.* Строение и свойство жидких и твердых металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.

38. *Баум Б.А., Клименко Е.А.* О скачкообразном изменении структуры расплавов железа // Изв. вузов. Черн. металлургия. – 1985. – № 5. – С. 12 – 17.

39. *Кудрин В.А.* Влияние строения расплава на технологию плавки и качество металла // Сталь. – 1982. – № 11. – С. 18 – 22.

40. *Ладыанов В.И., Новохатский И.А., Кузьминых Е.В.* Термодинамический метод оценки степени неоднородности жидких металлов // Металлы. – 1997. – № 1. – С. 17 – 23.

41. *Новохатский И.А., Архаров В.И., Ладыанов В.И.* О вязком течении металлических расплавов при больших перегревах // ДАН СССР. – 1979. – № 4. – С. 849 – 851.

42. *Eyring H.T.* High temperature alloys // Chem. Educ. – 1963. – N 40. – P. 562 – 569.

43. *Александров В.Д., Баранников А.А., Фролова С.А.* Построение диаграмм состояния Bi – Sb и Sn – Bi с предкристаллизационным переохлаждением // Металлы. – 2002. – № 5. – С. 105 – 111.

44. *Скребцов А.М.* Разные представления об разупорядочении кластеров металлического расплава // Процессы литья. – 2005. – № 3. – С. 3 – 10.

45. *Скребцов А.М.* Особенности структурных превращений металлических расплавов в интервале температур ликвидус – кипение // Сталь. – 2010. – № 10. – С. 14 – 19.

46. *Филипов Е.С.* Строение, физика и химия металлургических расплавов. – М.: Металлургия, 1995. – 304 с.

47. *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.

48. *Никитин В.И.* Наследственность в литых сплавах. – Самара: СамГТУ, 1995. – 248 с.

49. *Никитин К.В.* Особенности приготовления промышленных силуминов с позиции генной инженерии // Прогрессивные литейные

технологии: Тез. докл. II Междунар. науч. – практ. конф. – М.: МиСИС, 2002. – С. 30 – 32.

50. *Скребцов А.М.* Температура разрушения кластеров металлического расплава академика В.И. Архарова или только потеря наследственных свойств шихты? Эффект А.М. Скребцова. // Процессы литья. – 2008. – № 5. – С. 9 – 15.

51. *Скребцов А.М.* Температура полного распада кластеров металлического расплава. Каково ее значение? // Изв. ВУЗов. Черн. металлургия. – 2009. – № 2. – С. 28 – 32.

52. *Архаров В.И.* О внутренней адсорбции в металлах // Докл. АН СССР. – 1969. – 185, № 5. – С. 1069 – 1071.

53. *Ладьянов В.И.* Структурные превращения в металлических расплавах при затвердивании и кристаллизации быстрозакаленных сплавов : дис. доктора физ.-мат. наук: 02.00.04 / Ладьянов Владимир Иванович. – Ижевск, 2004. – 310 с.

54. *Велюханов В.П., Архаров В.И., Новохатский И.А.* Оценка размеров кластеров для жидких металлов // Физика металлов и металловедение. – 1972. – 33, вып. 2. – С. 303 – 306.

55. *Еланский Г.Н.* Строение и свойства металлических вов – М.: МГВМИ, 2006. – 228 с.

56. *Арсентьев П.П., Коледов Л.А.* Металлические расплавы и их свойства. – М.: Металлургия, 1976. – 376 с.

57. *Скрышевский А.Ф.* Структурный анализ жидкостей и аморфных тел. – М.: Высшая школа, 1980. – 328 с.

58. *Elliot S.R.* Medium-rang structural ordering in covalent amorphous solids // Nature. – 1991. – 354. – Р. 445 – 452.

59. *Скребцов А.М.* Кинетика разупорядочения кластеров при нагреве и выдержке металлического расплава // Процессы литья. – 2002. – № 4. – С. 8 – 14.

60. *Скребцов А.М.* Затвердевание и свойства литейных сплавов. – Мариуполь: ПГТУ, 2004. – 202 с.

61. *Скребцов А.М.* Кинетические характеристики превращения кластеров металлического расплава // Процессы литья. – 2007. – № 6. – С. 13 – 17.

62. *Скребцов А.М.* О термодинамическом методе вычисления температуры разупорядочения структуры металлических расплавов // Изв. вузов. Черн. металлургия. – 2005. – № 12. – С. 5 – 8.

63. *Еремин Е.Н., Еремин А.Е.* Термическая стабильность жаропрочного сплава, модифицированного наночастицами тугоплавких соединений // Литейщик России. – 2010. – № 10. – С. 23 – 25.

64. *Кондратюк С.Е.* Наследственность структуры и свойств литой стали //Литейн. пр-во. – 2008. – № 9. – С. 6 – 10.

65. Пригунова А.Г., Пертов С.С. Будова металевих розплавів і її взаємозв'язок з твердим станом // Металознавство та обробка металів. – 2016. – № 2. – С. 17 – 29.

66. Кодратюк С.Є., Стоянова О.М., Щерецький О.А. Структуроутворення і температура рівноважності розплаву при переплавах сталі Р6М5Л // Металознавство та обробка металів. – 2012. – № 2. – С. 3 – 10.

67. Никитин В.И. Перспективы технологий генной инженерии в сплавах // Литейн. пр-во. – 1999. – № 1. – С. 5 – 9.

68. Еланский Г.Н., Кудрин В.А. Строение и свойства жидкого металла – технология – качество. – М.: Металлургия, 1984. – 230 с.

69. Ершов Г.С., Позняк Л.А. Микронеоднородность металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1985. – 215 с.

70. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Модифицирование сплавов. – Минск: Беларус. навука, 2009. – 196 с.

71. Селянин И.Ф., Куценко А.И., Деев В.Б., Куценко А.А., Приходько О.Г. Влияние осцилляций Фриделя в электронном газе и волн плотности при воздействии на металлический расплав вибрации и ультразвука // Литейщик России. – 2012. – № 10. – С. 30 – 31.

72. Эльдарханов А.С. Процессы кристаллизации в поле упругих волн – М.: СП «Интербук», Металлургия. – 1996. – 256 с.

73. Кольчугина И.Ю., Селянин И.Ф. Влияние внешних воздействий на микроструктуру кристаллизующегося сплава // Литейное производство. – 2009. – № 8. – С. 13 – 15.

74. Селянин И.Ф., Деев В.Б., Ри Хосен, Куценко А.И., Куценко А.А. Влияние электромагнитных полей и термовременной обработки на процесс модифицирования металлических расплавов // Литейщик России. – 2012. – № 10. – С. 32 – 33.

75. Середенко Е.В., Дубоделов В.И., Хоружий В.Я. Модифицирование в постоянном магнитном поле литой структуры многокомпонентного сплава на базе системы Al – Cu – Se при заливке, охлаждении и затвердевании // Процессы литья. – 2014. – № 6. – С. 23 – 31.

76. Деев В.Б., Селянин И.Ф., Мочалов С.П., Шакиров К.М., Приходько О.Г. Об использовании физических модифицирующих воздействий при литье Al – сплавов // Литейное производство. – 2012. – № 5. – С. 16 – 18.

77. Петров С.С., Пригунов С.В., Пригунова А.Г., Ключник Д.Н. Структурные и фазовые превращения в силуминах под воздействием жидкофазной обработки электрическим током // Металлофизика и новейшие технологии. – 2009. – Т. 31. – № 8. – С. 1161 – 1168.

78. Иванов А.В., Синчук А.В., Цуркин В.Н. Электротоксовая обработка жидких и кристаллизующихся сплавов в литейных технологиях // Электронная обработка материалов. – 2011. – № 47 (5). – С. 89 – 98.

79. Цуркин В.Н., Иванов А.В., Федченко Н.А. и др. Кондукционная электротоковая обработка расплава сплава АЗ90 // Процессы литья. – 2014. – № 6. – С. 33 – 41.

80. Ващенко К.Н., Чернега Д.Ф., Воробьев С.Л., Лысенко Н.Н., Яковчук Ю.Е. Влияние электрического тока на процесс кристаллизации чугуна // МиТОМ. – 1974. – № 2. – С. 62 – 65.

81. Цуркин В.Н., Иванов А.В., Федченко Н.А., Череповский С.С., Васянович Н.А., Фещук М.Л. Кондукционная электротоковая обработка расплава сплава АЗ90 в комплексе с модификаторами // Процессы литья. – 2015. – № 1. – С. 70 – 76.

82. Корнеев С.В., Розум В.А., Тусова И.А., Бежок А.П., Задруцкий С.П. Технологические особенности модифицирующей обработки стали // Литье и металлургия. – 2011. – № 4. – С. 115 – 121.

83. Неменок Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов. – Минск.: Техноприкт, 1999. – 272 с.

84. Скок Ю.Я. Физико-химические принципы модифицирования стали // Процессы литья. – 1999. – № 3. – С. 6 – 13.

85. Богачев И.Н. Металлография чугуна. – М.: Машиностроительная литература, 1952. – 368 с.

86. Сирота Н.Н. Влияние включений на процесс кристаллизации (влияние модификаторов, роль кристаллохимического состава). В кн. Кристаллизация и фазовые переходы. – Минск: Академия наук БССР, 1992. – С. 82 – 106.

87. Худокормов Д.Н. Роль примесей в процессе графитизации чугунов. – Минск: Наука и техника, 1968. – 153 с.

88. Строганов Г.Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1985. – 216 с.

89. Ребиндер П.А., Лихтман М.С. Исследования в области прикладных поверхностных явлений. – М.: ОНТИ, 1932. – 212 с.

90. Гиршович Н.Г. Кристаллизация и свойства чугуна в литейном производстве. – М. Л.: Машиностроение, 1966. – 522 с.

91. Ермолаев К.Н., Вертман А.А., Самарин А.М. Свойства расплавленных металлов. Труды XVI Совещания по теории литейных процессов. – М.: Наука, 1974. – С. 70 – 73.

92. Уайтсайтс Дж. Нанотехнологии в ближайшем десятилетии: Прогноз направления исследований / Под ред. М.К. Роко и др. – Пер. с англ. А.В. Хачаяна под ред. А.В. Хачаяна – М.: Мир, 2002. – 292 с.

93. Справочник по чугунному литью / Под ред. Н.Г. Гиршовича. – Ленинград.: Машиностроение, 1978. – 758 с.

94. Трахтенберг Б.Ф., Крестьянов В.И. Физическая модель «наследственности» по схеме модифицирования III рода // Литейное производство. – 1999. – № 1. – С. 16 – 17.

95. Комишуков В.П., Черепанов А.Н., Протопопов Е.В., Фойгт Д.Б., Ганзер Л.А. Исследование модифицирования металла нанопорошко-

выми инокуляторами в кристаллизаторе сортовой машины непрерывного литья заготовок. Теоретические особенности // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2008. – № 8. – С. 10 – 11.

96. *Сабуров В.П.* Суспензионное модифицирование сталей и сплавов ультрадисперсными порошками // Литейное производство. – 1991. – № 4. – С. 14 – 16.

97. *Сабуров В.П.* Упрочняющее модифицирование стали и сплавов // Литейное производство. – 1988. – № 9. – С. 7 – 8.

98. *Манолов В., Черепанов А., Лазарева Р., Константинова С.* Влияние нанопорошковых инокуляторов на структуру и свойства сплава $AlSi_7Mg$ // Литейное производство. – 2011. – № 4. – С. 17 – 19.

99. *Стеценко В.Ю., Гутев А.П.* О применении высокодисперсного алюминиевого модификатора // Литейное производство. – 2011. – № 7. – С. 18 – 19.

100. *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.

101. *Седельников В.В.* Влияние ультрадисперсных порошков на предкристаллизационные явления в кристаллизующихся системах // Литейное производство. – 2008. – № 11. – С. 14 – 15.

102. *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.

103. *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.

104. *Капуткина Л.М., Щетинин И.В., Ягодкин Ю.Д.* и др. Структура и свойства хромомолибденовой стали, модифицированной добавками фуллеренов и углеродных нанотрубок // Материаловедение. 2014. – № 3. – С. 3 – 8.

105. *Глебов В.А., Попова О.И., Бакулина А.С., Чуканов А.П., Ягодкин Ю.Д., Щетинин И.В.* Структурные превращения стали 12Х12М1БФР при высоэнергетическом измельчении с добавками фуллеренов и углеродных нанотрубок // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 12. – С. 3 – 6.

106. *Давыдов С.В.* Наномодификатор как инструмент генной инженерии структурного состояния расплава чугуна // Сборник докладов Литейного консилиума № 1 «Модифицирование как эффективный метод повышения качества чугунов и сталей». – Челябинск: Челябинский Дом печати, 2006. – С. 40 – 51.

107. Бродова И.Г., Попель П.С., Борбин Н.М., Ватолин Н.А. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. – Екатеринбург: УРО РАН, 2005. – 371 с.
108. Рязанов С.А., Амосов А.П., Никитин В.И. и др. Модифицирование сплава Al – 2% Cu наночастицами SiCa и Si₃N₄ // Литейное производство. – 2014. – № 7. – С. 16 – 18.
109. Верховлюк А.М. Взаимодействие жидких и твердых фаз в металлургических процессах. – Киев: Наукова думка, 2014. – 165 с.
110. Синчук А.В., Цуркин В.Н., Федченко Н.А., Дмитришина Я.Ю. Влияние дисперсных частиц SiCa на структуру заэвтектического силумина АЗ90 // Процессы литья. 2013. – № 3. – С. 25 – 33.
111. Олексеев И.В., Марковский Е.А., Гаврилюк В.П. Влияние модифицирования порошком TiN на особенности структуры сплавов типа CrCuS и триботехнические свойства // Процессы литья. 2012. – № 1. – С. 41 – 49.
112. Олексеев И.В., Марковский Е.А., Гаврилюк В.П. Влияние микропорошков Al₂O₃ и AlN как модификаторов на структуру и механические свойства серого чугуна, легированного медью и серой // Процессы литья. 2013. – № 4. – С. 3 – 10.
113. Мамина Л.И., Баранов В.Н., Безруких А.И. и др. Модифицирование алюминия технической чистоты комплексом наноструктурированных компонентов. Труды 11 съезда литейщиков России. – 2013. – С. 120 – 127.
114. Верховлюк А.М., Щерецький О.А., Левченко Ю.М., Сергієнко Р.А. Модифікатори на основі Al-Zr для алюмінієвих розплавів // Металознавство та обробка металів. – 2013. – № 3. – С. 49 – 56.
115. 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.
116. Гогаев К.А., Ульшин В.И. Порошковая металлургия инструментальных сталей. – Донецк: Изд-во «Ноулидж», 2012. – 368 с.
117. Дяченко С.С. Порошковая металлургия инструментальных сталей (огляд) // Металознавство та обробка металів. – 2004. – № 2. – С. 3 – 14.
118. Гуляев Б.Б., Пряхин С.И., Колокальцев В.М. Иерархия структур и механические свойства стали // Литейное производство. – 1986. – № 10. – С. 9 – 10.
119. Егоров Н.Т., Алимов В.И. Наследственность и аустенизация низколегированных сталей // Металл и литье Украины. – 2001. – № 3 – 4. – С. 32 – 35.
120. Гаврилин И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов. – Владимир: ВлТУ, 2000. – 255 с.

121. *Стеценко В.Ю., Марукович Е.И.* О зародышеобразовании при затвердевании металлов // *Металлургия машиностроения.* – 2008. – № 6. – С. – 32 – 37.

122. *Стеценко В.Ю.* Элементы структурной наследственности при затвердвании металлов и сплавов // *Металлургия машиностроения.* – 2008. – № 6. – С. 19 – 21.

123. *Волосевич П.Ю. Кондратюк С.Е.* Фізичні засади металургійної спадковості сплавів при плавленні і кристалізації // *Металознавство та обробка металів.* – № 1. – 2016. – С. 29 – 38.

124. *Мирошниченко С.Е.* Закалка из жидкого состояния. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.

125. *Шаломеев В.Л.* Розвиток науково-технологічних основ управління структуроутворенням та підвищення якості виливків з магнієвих сплавів для авіадвигунобудування: Автореф. докт. дис. техн. наук. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2010. – 38 с.

126. *Фролов Р.О., Митяев А.А., Волчок И.П., Петрашев О.С.* Наследственное модифицирование вторичных алюминиевых сплавов // *Сборник научных трудов «Строительство, материаловедение, машиностроение».* – 2017. – Выпуск 96 «Стародубовские чтения 2017». – С. 142 – 148.

127. *Кондратюк С.Е., Стоянова О.М., Пархомчук Ж.В.* Характеристики руйнування при модифікуванні дисперсно-структурованими модифікаторами // *Металознавство та обробка металів.* – 2014. – № 4. – С. 25 – 31.

128. *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.

129. *Борисов Г.П., Бельский 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.

130. *Верховлюк А.М., Сергієнко Р.А., Щерецький О.А.* та інші Сучасні уявлення про структуроутворення у графітізованих чавунах // *Металознавство та обробка металів.* – 2018. – № 1. – С. 9 – 21.

131. *Кондратюк С.Е., Винокур Б.Б., Сокиро Л.А.* Применение интенсивного теплоотвода для улучшения свойств сталей // *МиТОМ.* – 1988. – № 9. – С. 45 – 49.

132. *Голиков И.Н., Масленков О.Б.* Дендритная ликвация в сталях и сплавах. – М.: Металлургия, 1977. – 224 с.

133. *Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.И.* Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. – М.: Металлургия, 1982. – 632 с.

134. Багаряцкий Ю.А., Головинчер Я.М., Ильина В.А. Рентгенография в физическом металловедении. – М.: Металлургиздат, 1961. – 368 с.
135. Фрактография и атлас фрактограмм: Справ. / под ред. М.Л. Бернштейна. – М.: Металлургия, 1972. – 356 с.
136. Фридман Я.Б., Гордеева Т.А., Зайцев А.М. Строение и анализ изломов металлов. – М.: Машгиз, 1960. – 128 с.
137. Романів О.М., Зима Ю.В., Карпенко Г.В. Електронна фрактографія зміцнених сталей. – К.: Наук. думка, 1974. – 207 с.
138. Бялік О.М., Кондратюк С.Є., Кіндрачук М.В., Черненко В.С. Структурний аналіз металів. Металографія, фрактографія. – К.: Політехніка, 2006. – 328 с.
139. Дроздовський Б.А., Фридман Я.Б. Влияние трещин на механические свойства конструкционных сталей. – Металлургиздат, 1960. – 180 с.
140. E.O. Hall // Physical Society of London Proceedings. – 1951. – 64 B. – P. 747 – 753.
141. N.J. Petch // J. Iron Steel Inst. – 1953. – V. 174. – № 1. – P. 25 – 28.
142. Гаврилин И.В. Гаврилин И.В. Строение жидкой и твердой фаз в литейных сплавах в твердожидком состоянии // Металлургия машиностроения. – 2003. – № 6. – С. 9 – 11.
143. Губенко А.Я. Влияние исходного структурного состояния расплава на свойства сплавов // Литейное производство. – 1991. – № 4. – С. 19 – 20.
144. Рутман М.М. О наследственной связи между шихтой (лигатурой) и свойствами отливки // Литейное производство. – 1991. – № 4. – С. 16 – 19.
145. Маслюк В.А., Мамонова А.А., Грабчак А.К. Влияние температуры штамповки пористой заготовки на параметры тонкой структуры ферритной фазы в порошковой углеродистой стали // Порошковая металлургия. – 2005. – № 9/10. – С. 113 – 120.
146. Колпашников А.И., Ефремов А.В. Гранулированные материалы. – М.: Металлургия, 1977. – С. 238.
147. Савицкий Е.М., Ефремов Ю.В. Сверхбыстрое охлаждение металлических расплавов // Металлургия и металловедение цветных сплавов. 1982. – № 2. – 61 – 70 с.
148. Добаткин В.И., Елагин В.И. Гранулируемые алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1981. – С. 175.
149. Кондратюк С.Е., Стоянова Е.Н., Щеглов В.М., Примак И.Н., Пархомчук Ж.В. Наследственное модифицирование сталей дисперсно-структурированными компонентами шихты // Процессы литья. – 2013. – № 2. – С. 19 – 24.
150. Левченко Г.В., Демина Е.Г., Мединский Г.А. и др. Трансформация дендритной структуры при производстве железнодорожных осей

// *Металлургия и горнорудная промышленность*. – 2008. – № 2. – С. 74 – 76.

151. *Кондратюк С.Є., Стоянова О.М.* Спадковість і трансформація структури литих сталей при гарячій деформації і термічній обробці // *Металознавство та обробка металів*. – 2009. – № 1. – С. 3 – 10

152. *Куманин И.Б.* Некоторые проблемы металловедения в литейном производстве // *Литейное производство*. – 1983. – № 3. – С. 2 – 5.

153. *Левченко Г.В., Демина Е.Г., Грушко П.Д.* Вплив умов кристалізації на спадкоємну мікронеоднорідність і механічні властивості гарячекатаного прокату // *Металознавство та обробка металів*. – 2005. – № 1. – С. 9 – 14.

154. *Казанов А.А., Пахомова О.В., Каазанова Е.И.* Исследование эволюции литой структуры при пластической обработке феритто-перлитной стали // *Известия Вузов*. – 2013. – № 9. – С. 15 – 20.

155. *Лебедев В.Н., Троицкий В.П., Антощенков Ю.М.* и др. Определение степени прорабатываемости металла при деформировании // *Известия вузов. Черная металлургия*. – 1977. – № 3. – С. 109 – 111.

156. *Пляхтур О.О.* Структуроутворення, спадковість та властивості сталей при переплавах // *МОМ*. – 2010. – № 3. – С. 49 – 50.

157. *Ефимов В.А., Эльдорханов А.С.* Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.

158. *Gleiter H.* Nanocrystalline materials // *Progress in Materials Science*. – 1998. – Vol. 33. – P. 223 – 315.

159. *Mughrabi H., Hoppel H.W., Kautz M.* // *Scripta materialia*, 2004. Vol. 51. – P. 807 – 812.

160. *Никитин В.И., Никитин К.В., Чернов В.А.* и др. Испытание мелкокристаллических модификаторов для обработки алюминиевых расплавов в условиях ОАО «Автоваз» // *Литейное производство*. – 2014. – № 7. – С. 5 – 8.

161. *Протопопов Е.В., Селезнев Ю.А., Черепанов А.Н.* и др. Модифицирование металла нанопорошковыми инокуляторами на сортовой МНЛЗ для повышения качества проката // *Известия ВУЗов, Черн. металлургия*. – 2013. – № 6. – С. 33 – 35.

162. *Белоус М.В., Браун М.П.* Физика металлов. – К.: Вища школа, 1986 – 343 с.

163. *Siegel R.W., Fongere G.E.* Mechanical properties of nanofase metals // *Nanostr. Mat.*, 1995. – vol.6. – № 1– 4. – p. 205.

164. *Palumbo G., Thorpe S.J., Aust K.T.* On the contribution of the triple snetion to the structure and properties of nanocrystalline materials // *Seripta Met.*, 1990. – vol. 24. – p. 1347.

165. *Молотилев Б.В.* Новые металлические материалы и процессы // *Сталь*, 2005. – № 1. – С. 97 – 101.

166. *Gleiter H.* Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // *Acta mater.*, 2000. – vol. 48. p. 1 – 29.

167. *Лякишев Н.П.* Нанокристаллические структуры – новое направление развития конструкционных материалов // *Вестник РАН*, 2003. – т. 73. – № 5. – С.422.

168. *Иванова В.С., Шанявский А.А.* Нанонаука как теория управления структурой и свойствами наносистем // *Металлургия машиностроения*. – 2008. – № 6. – С. 31 –35.

169. *Кириенко С.В.* Наноконструированные металлы и материалы // *Цветные металлы*. – 2008. – № 10. – С. 70 – 77.

170. *Иванова В.С., Фолманис Г.Э.* От наноматериалов – к интеллектуальным технологиям // *Металургия машиностроения*. – 2007. – № 1. – С. 2 – 10.

ЗМІСТ

ВСТУП	3
РОЗДІЛ 1 СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ СТАЛЕЙ У ЗВ'ЯЗКУ З УМОВАМИ КРИСТАЛІЗАЦІЇ І МОДИФІКУВАННЯ	6
1.1 Керування процесами формування литої структури	6
1.2 Будова і температура рівноважності мікронеоднорідного розплаву	9
1.3 Модифікування, структура і властивості литого металу	17
1.4 Спадковість як елемент модифікування	27
РОЗДІЛ 2 СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ І ВЛАСТИВОСТІ КОМПОНЕНТІВ ШИХТИ З ПІДГОТОВЛЕНОЮ СТРУКТУРОЮ	35
2.1 Структура і властивості сталей у зв'язку з температурно-часовими умовами кристалізації	36
2.2 Характеристики ліквідації	39
2.3 Тонка кристалічна будова	44
2.4 Механічні властивості і характеристики руйнування сталей	46
РОЗДІЛ 3 СПАДКОВІСТЬ І МОДИФІКУВАННЯ СТАЛЕЙ КОМПОНЕНТАМИ ШИХТИ З ПІДГОТОВЛЕНОЮ СТРУКТУРОЮ	54
3.1 Модифікування добавками сталей, дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією	54
3.2 Структура і властивості сталей модифікованих гранульними компонентами шихти	62
3.3. Структура і властивості сталей при поєднанні спадкового модифікування і швидкісної кристалізації	69
РОЗДІЛ 4 МОДИФІКУВАННЯ ДОБАВКАМИ СТАЛЕЙ ЗІ СТРУКТУРОЮ, ПІДГОТОВЛЕНОЮ ДЕФОРМАЦІЙНО-ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ	74
4.1 Структура і властивості заготовок литих сталей для гарячої деформації	75
4.2 Характеристики структури і руйнування спадково модифікованих сталей	84
РОЗДІЛ 5 СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ ПРИ МОДИФІКУВАННІ ДОБАВКАМИ З ПІДГОТОВЛЕНОЮ СТРУКТУРОЮ...	89
5.1 Модифікування сталей дисперсно-структурованими модифікаторами	89
5.2 Модифікування сталі нанорозмірними порошковими інокуляторами	102
Заключення	114
Умовні позначення	116
Список літератури	117

Наукове видання

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

КОНДРАТЮК Станіслав Євгенович
ПАРХОМЧУК Жанна В'ячеславівна
СТОЯНОВА Олена Миколаївна
ЩЕГЛОВ Володимир Михайлович

СПАДКОВЕ МОДИФІКУВАННЯ СТАЛІ

Художнє оформлення *Ж.В. Пархомчук*
Редактори *А.М. Верховлюк, С.Є. Кондратюк*
Технічний редактор *Л.М. Клименко*
Комп'ютерна верстка *Ж.В. Пархомчук*

Підп. До друку 17.04.2018. Формат 60x84/16
Папір офсетний. Друк цифровий.
Ум. друк. арк. 8,13. Обкл.-вид. арк. 4,97. Наклад 300 прим.

Видавник і виготовлювач ФО-П Кравченко Я.О.
Свідоцтво № ДК6078 від 13.03.2018 р.
02094, м. Київ, вул. Мініна, буд. 12
e-mail: 5619531@ukr.net
www.metodichka.in.ua