

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Центральноукраїнський національний технічний університет
Кафедра матеріалознавства та ливарного виробництва

В.М. КРОПІВНИЙ, О.В. КУЗИК, А.В. КРОПІВНА, Г.М. ЗАСІНЕЦЬ

ЧАВУН З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ

Виробництво. Властивості. Використання.

Навчальний посібник

За редакцією професора Кропивного В.М.

Кропивницький
Видавець Лисенко В.Ф.
2019

Чавун з вермикулярним графітом. Навчальний
К 83 посібник: навчально-методичний комплекс для студентів
денної і заочної форм навчання / В.М. Кропівний,
О.В. Кузик, А.В. Кропівна, Г.М. Засінець // Загальна
редакція В.М. Кропівного. – Кропивницький : Видавець
Лисенко В.Ф., 2019. – 222 с.

ISBN 978-617-7197-95-8

Навчальний посібник спрямований на більш глибоке
уявлення про структуру, властивості і доцільність застосування
чавунів з вермикулярним графітом у якості конструкційного
матеріалу. Метою даного навчального посібника є ознайомлення
студентів з технологічними процесами одержання ЧВГ та
комплексом властивостей цього матеріалу. Розглядаються
конкретні приклади технології виробництва та раціонального
використання ЧВГ для типових деталей машин і устаткування.

УДК 669.131.7(075.8)

Укладачі:

Кропівний В. М. – к.т.н., проф., зав.каф. "МЛВ" ЦНТУ;

Кузик О. В. – к.т.н., доц. каф. "МЛВ" ЦНТУ;

Кропівна А. В. – к.т.н., доц. каф. "МЛВ" ЦНТУ;

Засінець Г.М. – ст. викл. каф. "МЛВ" ЦНТУ

*Друкується згідно рішення науково-методичної ради
Центральноукраїнського національного технічного університету
(Протокол № 8 від 20.04.19р.*

Рецензенти:

Скобло Т.С. – д.т.н., проф. каф. Технологія систем ремонтного
виробництва. ХНТУ С/Г ім. Петра Василича

Аулін В.В. - д.т.н., проф. каф. "Експлуатації та ремонту машин"
ЦНТУ

Кириченко А.М. д.т.н., проф.. декан механіко-технологічного
факультету Центральноукраїнського національного технічного
університету

ЗМІСТ

	ст.
ВСТУП.....	4
РОЗДІЛ 1 СТРУКТУРА ЧАВУНА З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ.....	8
1.1.Розвиток виробництва виливків з чавуну з вермикулярним графітом....	8
1.2.Класифікація структури чавуну з включеннями вермикулярного графіта.....	11
1.3.Утворення включень вермикулярного графіту у чавуні.....	20
Запитання для самоконтролю.....	35
РОЗДІЛ 2 МЕТАЛУРГІЙНІ ОСНОВИ ВИРОБНИЦТВА ЧАВУНУ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ.....	36
2.1. Способи отримання чавуну з вермикулярним графітом.....	36
2.2.Контроль ефективності модифікування розплаву при отриманні чавуну з вермикулярним графітом.....	43
2.3.Способи модифікування чавуну.....	59
2.3.1.Модифікування у ковші.....	60
2.3.2.Модифікування у ковші порошковим дротом.....	65
2.3.3.Модифікування чавуну всередині ливарної форми.....	76
2.3.4 Модифікування у спеціальній реакційній камері.....	86
2.4. Модифікатори для отримання чавуну з вермикулярним графітом.....	87
2.5.Розплави для отримання чавуну з вермикулярним графітом.....	99
2.6.Формування вермикулярного графіту у рафінованих магнієвих чавунах	103
2.7.Підвищення модифікуючої дії магнію при отриманні чавуну з вермикулярним графітом.....	109
2.8.Формування вермикулярного графіту при модифікуванні всередині ливарної форми розплавів з підвищеним вмістом сірки.....	113
2.9.Отримання магнієвих чавунів з вермикулярним графітом з використанням десфероїдизуючих елементів.....	117

Запитання для самоконтролю.....	122
РОЗДІЛ 3. КЕРУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЯМИ ЧАВУНУ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ.....	124
3.1.Закономірності структуроутворення металічної матриці чавуна з вермикулярним графітом.....	124
3.2.Формування поверхневого шару на виливках з чавуну з вермикулярним графітом.....	134
3.3.Термічна обробка виливків з чавуну з вермикулярним графітом.....	140
Запитання для самоконтролю.....	146
РОЗДІЛ 4 ВЛАСТИВОСТІ ЧАВУНУ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ.....	148
4.1. Особливості руйнування чавуну з вермикулярним графітом.....	148
4.2.Фізичні та механічні властивості чавуну з вермикулярним графітом....	153
4.3.Механічні властивості чавуну з вермикулярним графітом при циклічних навантаженнях.....	160
4.4.Властивості чавуна з вермикулярним графітом при підвищених температурах та при термоциклічних навантаженнях.....	164
4.5.Оброблюваність різанням виливків з чавуну з вермикулярним графітом.....	173
4.6.Ливарні властивості чавуна з вермикулярним графітом.....	180
Запитання для самоконтролю.....	186
РОЗДІЛ 5. ЗАСТОСУВАННЯ ЧАВУНА З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ.....	187
5.1. Стандарти на чавун з вермикулярним графітом.....	187
5.2. Застосування чавуну з вермикулярним графітом.....	193
5.3. Освоєння технології виробництва виливків з чавуна з вермикулярним графітом	198
Список використаних джерел	202

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ ТА СКОРОЧЕНЬ

ВГ – вермикулярний графіт

ПГ – пластинчастий графіт

КГ – кулястий графіт

ЧВГ – чавун з вермикулярним графітом

ЧПГ – чавун з пластинчастим графітом

ВЧКГ – високоміцний чавун з кулястим графітом

ФР – фактор розчинення лігатури при модифікуванні всередині ливарної форми

МВЛФ – модифікуванні всередині ливарної форми

ССГ – ступінь сфероїдизації графіту

ВСТУП

Сучасне машинобудування характеризується постійним підвищенням рівня робочих параметрів і питомої потужності машин і агрегатів, використанням високих тисків, швидкостей і температур, що веде до посилення вимог до фізико-механічних властивостей сплавів, серед яких широке поширення отримують високоміцні чавуни. В останні роки основними вимогами до металопродукції є такі параметри, як конкурентоспроможність, надійність і довговічність. В машинобудуванні постійно ведеться пошук та розширення застосування нових матеріалів, які б забезпечили підвищення надійності і довговічності деталей машин і механізмів, а також зниження їх металомісткості. Широке поширення для виготовлення металевих деталей та заготовок є технологія ливарного виробництва. На сьогоднішній день чавуни, завдяки своїм властивостям та економічним перевагам, є надзвичайно важливою групою металевих матеріалів для промисловості, оскільки, вводячи модифікуючі та легуючі елементи і застосовуючи відповідну термічну обробку, їх використання стало можливим для виготовлення ряду деталей, що раніше виготовлялися виключно із сталі.

Протягом останніх 50 років відбувається постійний ріст виробництва виливків з високоміцного чавуну, при цьому практично припинено виробництво і застосування виливків з ковкого чавуну. В Україні високоміцний чавун все ще недостатньо виробляється і застосовується як прогресивний конструкційний матеріал, його річний випуск у 2015 році склав 120 тис. т. У структурі чавунного лиття України високоміцний чавун складає лише 30%, в той час як за статистичними даними показників світового виробництва за 2017 рік доля високоміцного чавуну перевищує 50%.

Зважаючи на те, що частка чавунних виливків складає близько половини маси енергонасичених машин, особливу значимість набувають розробки, що спрямовані на отримання високоміцних чавунів з поліпшеним комплексом фізико-механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей. Одним з таких матеріалів є високоміцний чавун з вермикулярним графітом (ЧВГ).

Комплексне рішення конструкторських і технологічних задач у процесі підготовки виробництва має вирішальний вплив на ефективність технологічного процесу виготовлення виливків з високоміцних чавунів. Виробництво деталей з ЧВГ дозволяє вирішити ряд проблем забезпечення ефективності, конкурентоспроможності, довговічності та екологічності продукції автомобілебудування, верстатобудування, пневмо- і гідро- приводів, гальмівних систем та іншого обладнання. Високоміцний чавун зі своерідною «вермикулярною» формою графіту характеризується поєднанням високих характеристик міцності і теплофізичних властивостей, які висувають його в число найбільш перспективних конструкційних матеріалів для литих деталей потужних двигунів і великогабаритної металургійної оснастки, що працюють в умовах підвищених температур, значних термоциклічних і механічних навантажень.

Пропонований навчальний посібник допоможе майбутнім інженерам та науковцям машинобудівних і металургійних спеціальностей, які вивчають дисципліни «Матеріалознавство. Технологія конструкційних матеріалів», «Ливарні сплави» отримати більш глибоке уявлення про структуру, властивості і доцільність застосування чавунів з вермикулярним графітом у якості конструкційного матеріалу. Метою даного навчального посібника є ознайомлення студентів з технологічними процесами одержання ЧВГ та комплексом властивостей цього матеріалу. Розглядаються конкретні приклади технології виробництва та раціонального використання ЧВГ для типових деталей машин і устаткування.

При написанні цього посібника використано багаторічний досвід викладання дисципліни на кафедрі матеріалознавства та ливарного виробництва Центральноукраїнського національного технічного університету, а також узагальнені результати наукових досліджень українських та зарубіжних вчених.

Розділ 5 підготував В.М. Кропівний, розділи 1, 2, 3, 4 підготували О.В. Кузик, А.В. Кропівна та Г.М. Засінець. Загальна редакція В.М. Кропівного.

РОЗДІЛ 1 СТРУКТУРА ЧАВУНІВ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ

1.1 Розвиток виробництва виливків з чавуну з вермикулярним графітом

До Другої світової війни використання чавунів було обмежене двома матеріалами – крихким сірим чавуном з пластинчастим графітом та ковким чавуном з компактними включеннями вуглецю відпалу. З відкриттям у 1948 році у США способу одержання високоміцного чавуну з кулястим графітом відкрилися нові ринкові ділянки для використання цього матеріалу у чавуноливарному виробництві. Додавання магнію або церію дозволило змінювати будову графіту від пластинчастої до сфероїдальної і досягати підвищеної міцності і пластичності у порівнянні з сірим чавуном.

Чавун з вермикулярним графітом (ЧВГ) відомий з часів винайдення високоміцного чавуну. Формування вермикулярного графіту часто було результатом невдалих спроб виготовити виливки з високоміцного чавуну з кулястим графітом. Неодноразово виявлялося, що при недостатньому залишковому вмісті модифікуючих елементів, наприклад, внаслідок їх вигорання або при підвищеному вмісті сірки в розплаві, не вдається отримати включення кулястого графіту. Під час дослідження мікроструктури таких чавунів, отриманих у результаті обробки розплаву церієм, дослідники спостерігали «товстий пластинчастий» графіт (англ. *thickflakegraphite*), або «квазіпластинчастий» (англ. *quasi-flakegraphite*), який пізніше знайшов назву – вермикулярний графіт (лат. *vermiculus* – черв'ячок).

Чавун з вермикулярним графітом, як різновид високоміцного чавуну, вперше була описано в 1948 році Morrogh H., Williams W. [1]. Термін «вермикулярний» відображає характерні обриси випадкових розрізів мікрочастинок вермикулярного графіту в площині шліфа, які нагадують силует черв'яка, але це не відповідає його реальній просторовій формі. В англomовних

країнах цей матеріал дістав назву "чавун з компактним графітом", назва «чавун з вермикулярним графітом» застосовується у більшості інших мов.

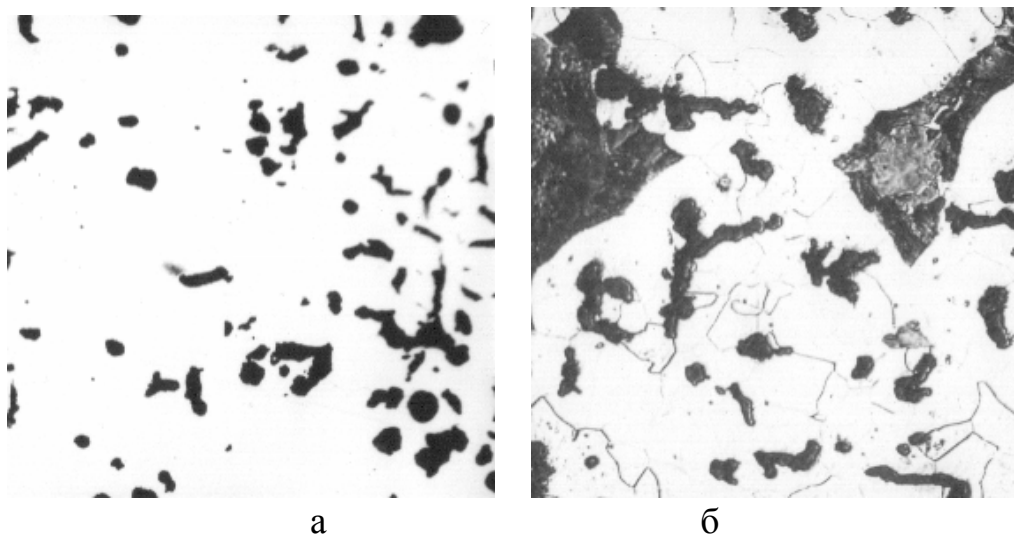


Рисунок 1.1 – Мікроструктура ЧВГ: а) не травлено; б) травлено; x150.

Перший час після відкриття високоміцного чавуну з кулястим графітом, поки велися роботи щодо вдосконалення технологій виробництва цього матеріалу, присутність «не кулястих» включень вермикулярного графіту (темні плями колоній ВГ на поверхні зламу) розглядалося дослідниками як брак і перешкода для отримання максимальних показників механічних властивостей. Переваги даного матеріалу спочатку не були належним чином оцінені, внаслідок чого тривалий час ЧВГ не знаходив промислового застосування. Внаслідок нижчих механічних властивостей, ЧВГ вважався низькоякісним високоміцним чавуном. Потреба компромісу, враховуючи властивості сірого і високоміцного чавуну з кулястим графітом, привела конструкторів до прийнятності застосування у якості конструкційного матеріалу ЧВГ. Пізніше було показано, що цілеспрямоване отримання чавуну з вермикулярною формою графіту може дати певні технічні переваги, а сам чавун, володіючи сприятливим поєднанням високих характеристик міцності і теплофізичних властивостей, може і повинен знайти своє місце як конструкційний матеріал для виливків різного призначення.

Головною проблемою при цілеспрямованому виробництві чавуну з вермикулярним графітом при модифікуванні магнієм є вузький діапазон

залишкового вмісту магнію, в якому забезпечується утворення такої форми графіту, що обумовлює низьку стабільність результатів (рис. 1.2).

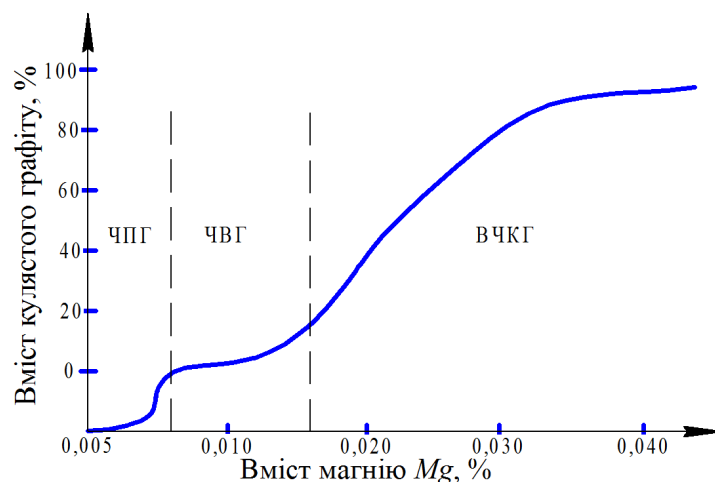


Рисунок 1.2 – Діапазон стабільного формування вермикулярного графіту у магнієвому чавуні (дані фірми Sinter Cast).

Типовий вміст Mg, що забезпечує переважне формування включень вермикулярного графіту, знаходиться в діапазоні 0,010...0,020%. Прорив у розвитку технологій стабільного отримання виливків з чавуну з вермикулярним графітом був зроблений у 1960-х роках Schelleng R. D (American International Nickel Co.), який отримав британський патент (№1069058) та патент США (3421886), щодо виробництва ЧВГ з використанням у якості модифікуючої добавки сплаву магнію з титаном [2].

У 1968 році австрійські дослідники W. Thury, R. Hummer та E. Nechtelberger отримали австрійський патент (290592) на промисловий метод виробництва ЧВГ, з застосуванням мішметалу (суміші рідкоземельних металів). У ці ж роки у Китаї відбулися перші спроби заміни високих марок чавуну з пластинчатим графітом на ЧВГ шляхом модифікування ваграночного чавуну добавками рідкоземельних елементів.

Виливки з ЧВГ в значних кількостях застосовуються вже понад тридцять років. Як правило, характерною вимогою до їх мікроструктури є низький вміст включень кулястого графіту. Лише протягом останнім часом ливарники отримали технологічні інструменти отримання ЧВГ з заданим ступенем

сфероїзації графітних включень. Нові технології виробництва, що базуються на застосуванні нових технологій обробки розплаву та контролю процесів модифікування розплаву з застосуванням комп'ютерної техніки, зробили ЧВГ життєздатним виробничим конструкційним матеріалом. Світовим лідером у розробці технології стабільного виготовлення виливків з ЧВГ в глобальних масштабах стала фірма Sinter Cast (Швеція) - провідний світовий постачальник технології керування технологічними процесами стабільного виробництва ЧВГ. Технологія Sinter Cast станом на 2018 рік включає використання 45 установок у 13 країнах світу. На сьогодні технологія Sinter Cast переважно використовується для виробництва блоків циліндрів бензинових та дизельних двигунів та деталей вихлопних систем для пасажирських транспортних засобів, морських, залізничних та стаціонарних двигунів, елементів гальмівних систем.

1.2 Класифікація структури чавуну з включеннями вермикулярного графіта

Графітна фаза ЧВГ переважно складається з укорочених і потовщених включень вермикулярного графіту з закругленими кінцями, що суттєво знижує їх надрізуючий вплив на металеву матрицю. За відношенням довжини до товщини включення ВГ займають проміжне положення $l/h=2\dots 10$ між кулястим ($l/h < 2$) і пластинчастим ($l/h > 10$) графітом.

На зразках, які пройшли травлення реактивом на основі пікринової кислоти, виявлено, що вермикулярний графіт, аналогічно до включень пластинчастого графіту, формується шляхом розростання та розгалуження евтектичної колонії (рис.1.3).

При застосуванні методики глибокого розтравлювання металевої основи та дослідженні отриманих зразків на растровому електронному мікроскопі, було встановлено, що окремі ізольовані включення вермикулярного графіту, які спостерігаються у площині металографічного шліфа при використанні

звичайних оптичних мікроскопів, пов'язані між собою у просторі в межах евтектичної колонії, маючи «коралоподібну» морфологію (рис. 1.4).

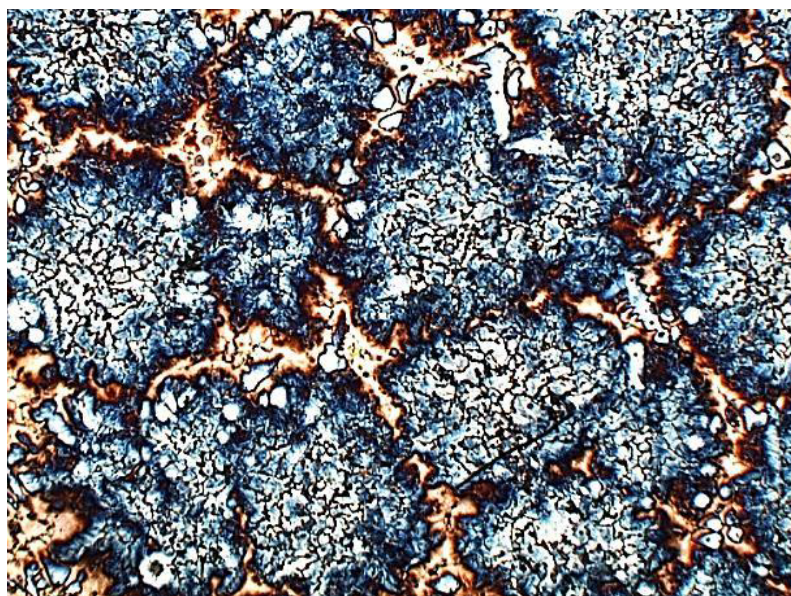


Рисунок 1.3 – Евтектичні колонії в ЧВГ [4].

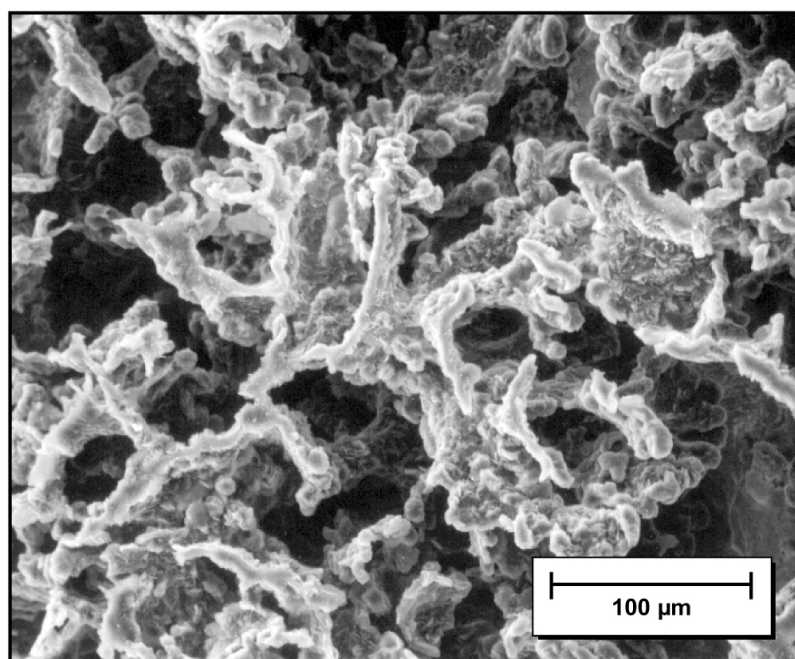


Рисунок 1.4 – Просторова будова вермикулярного графіта [3].

Виявлено, що включення вермикулярного графіту коротші, товщі та мають округлені краї, на відміну від пластинчатого графіту. Включення вермикулярного графіту ростуть за більш складним механізмом і не мають одного переважного напрямку росту. Кожна гілка ВГ складається з поєднаних різноорієнтованих округлих блоків-фрагментів. У межах колонії по мірі

віддалення від центру до периферії спостерігається укрупнення включень вермикулярного графіту, які в окремих випадках можуть переходити у кулясту форму без порушення суцільності графітного агрегату. В деяких випадках, спостерігається початок росту вермикулярного графіту у вигляді відростків від включень кулястого графіту.

Включення графіту в ЧВГ випадково орієнтовані та витягнуті, подібно до дисперсного графіту у ЧПГ, але вони коротші, товщі і мають округлі краї (рис. 1.5). На відміну від пластинчастого та кулястого графіту, "заплутані" ущільнені графітові "кластери" міцніше з'єднуються з металевою основою. Морфологія ВГ пригнічує як ініціювання, так і розповсюдження тріщини і є джерелом поліпшених механічних властивостей порівняно з ЧПГ.

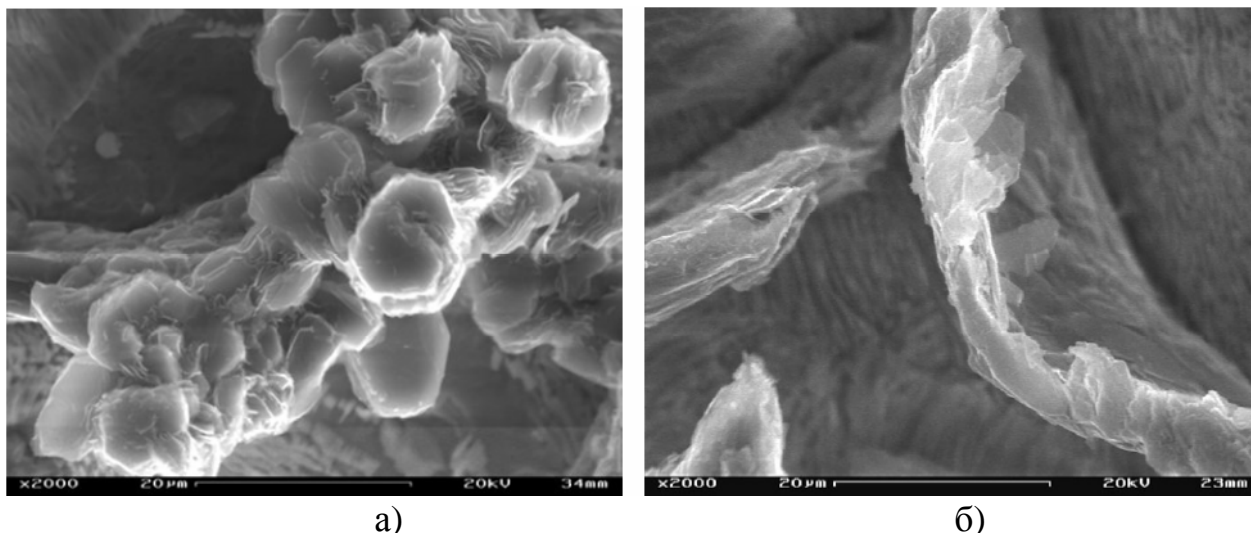


Рисунок 1.5 – Будова країв включень вермикулярного графіту (а) та пластинчастого графіту [5].

Металографічні дослідження зразків у поляризованому світлі свідчать про подібну кристалографічну орієнтацію у кулястому і в сегментованих елементах вермикулярного графіту. В результаті іонного травлення зразків виявлено, що будова включень ВГ характеризується періодичним поєднанням мікрозон блочної шаруватої структури, характерної для включень пластинчастого графіту та глобулярно-концентричної, характерної для глобулярного графіту (рис. 1.6). Таким чином, включення вермикулярного графіту являють собою агрегати кристалітів з різним кристалографічним орієнтуванням площин росту.



Рисунок 1.6 – Будова включення вермикулярного графіту, х 2000

Застосування для досліджень комп'ютерної томографії дозволило отримати тривимірні зображення мікроструктур чавуну з вермикулярним графітом. За допомогою методу 3D-рентгенівської томографії виявлено утворення відносно великих зв'язаних колоній графітових включень у ЧВГ (середній об'єм евтектичного зерна $2,2 \cdot 10^{-3} \text{ мм}^3$), у порівнянні з високоміцним чавуном, де графіт присутній у вигляді кулястих утворень (рис. 1.7).

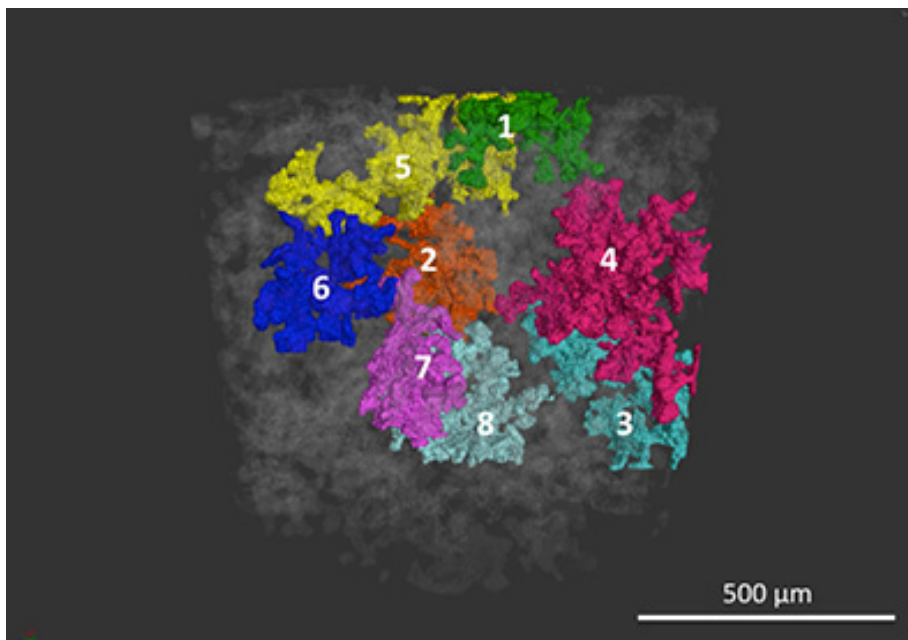


Рисунок 1.7 – Морфологія евтектичних зерен у ЧВГ, яка виявлена методом комп'ютерної томографії [6].

Зі збільшенням вмісту кулястого графіту відбувається зростання кількості евтектичних зерен у структурі чавуну. Орієнтовні значення – 5000 зерен/см² для ВЧКГ, 450 зерен/см² для ЧВГ і 140 зерен/см² для СЧ.

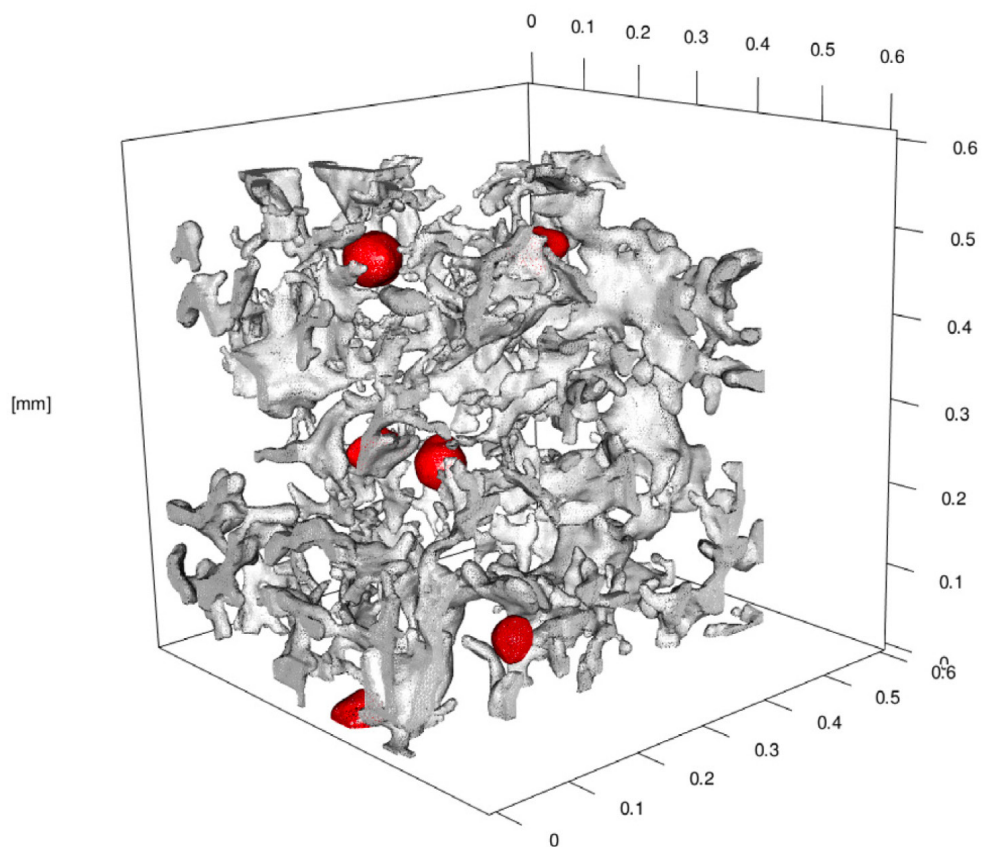


Рисунок 1.8 – Морфологія евтектичної колонії в ЧВГ, яка виявлена методом рентгенівської томографії (кулясті включення графіту виділені червоним кольором) [7]

Для ідентифікації структури, а також виду, форми, розміру, кількості і розподілу графітових включень в фасонних виробах з чавуну в Україні для експертного аналізу застосовується метод металографічного аналізу згідно ГОСТ 3443-87 «Виливки з чавуну з різною формою графіту. Методи визначення структури». Стандарт містить шкали з мікрофотографій для порівняльної ідентифікації структури чавуну з вермикулярним графітом без урахування співвідношення їхніх розмірів у кількісному вираженні:

– за формою включень графіту (вузлувата ВГф1, звивиста ВГф2, потовщена ВГф 3);

– за розподілом ізольованих включень графіту (рівномірне ВГр1, нерівномірне ВГр2, розеточне ВГр3);

– за кількістю включень вермикулярного графіту,% (ВГ100, ВГ98, ВГ92, ВГ85, ВГ70).

Оскільки ряд замовників виливків з ЧВГ в технічних вимогах зазначають нормативи зарубіжних стандартів, виникають складності в трактуванні мікроструктури. На сьогодні стоїть нагальна потреба переробки даного стандарту ГОСТ 3443-87«Виливки з чавуну з різною формою графіту» для гармонізації з міжнародними стандартами.

Міжнародний стандарт ISO 945-1: 2008 встановлює класифікацію видів чавуну на основі порівняльного візуального аналізу форми графіту. Для графітних включень стандарт визначає шість ступенів компактності, де пластинчастий графіт відповідає формі I, вермикулярний графіт - формі III, а сфероїдальний графіт - форма VI (рис. 1.9).

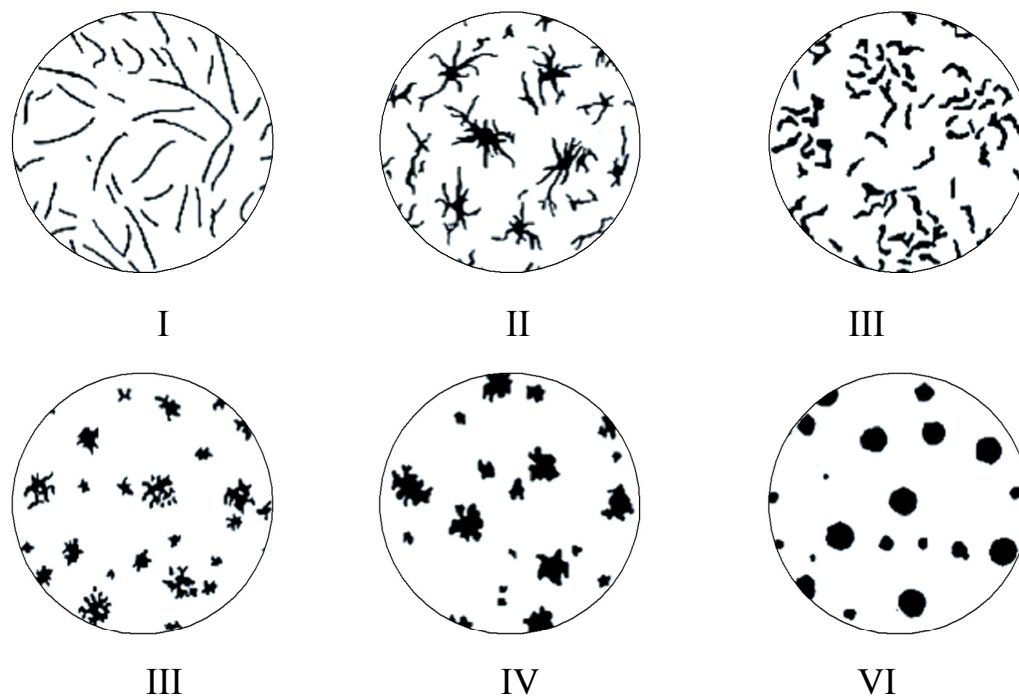


Рисунок 1.9 – Класифікація форм графіту в чавунах відповідно до стандарту ISO 945-1: 2008

За міжнародною класифікацією вермикулярна форма графіту відноситься до типу «Р». В ряді країн такий графіт носить назву компактного (Великобританія, США, Японія).

Як згадувалося вище, в структурі ЧВГ завжди міститься певна кількість кулястого графіту. В той же час, для забезпечення оптимального поєднання ливарних, механічних властивостей та теплопровідності кількість включень кулястого графіту у критичних перерізах повинна бути максимально низькою. Для більш точної класифікації структури ЧВГ на базі стандарту ISO 945 було розроблено удосконалений стандарт ISO 16112: 2006 (табл. 1.1, 1.2). Згідно стандарту ISO 16112: 2006, включення компактного графіту розміром більше 10 мкм класифікуються за фактором форми округлості (рис. 1.10) (RSF) згідно відношення:

$$\mathbf{RSF} = \frac{A}{A_m} = \frac{4 \times A}{\pi \times l_m^2},$$

де A - площа круга діаметром l_m ; A_m - площа включення графіту; l_m - максимальна довжина осі графітової частки, що аналізується чи відстань між двома точками по периметру включення графіту.

Включення пластинчастого графіту не розглядаються при проведенні аналізу, оскільки їх наявність не допускається в структурі ЧВГ.

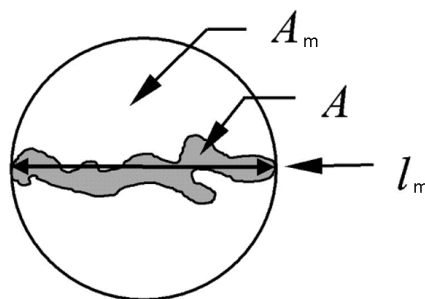


Рисунок 1.10 – Схема визначення фактору форми округлості включень графіту

Таблиця 1.1 – Класифікація форм включень графіту в ЧВГ відповідно до стандарту ISO 16112: 2006

Фактор округлості RSF	Форма графіту
0,625...1	Кулястий графіт (ISO форма VI)
0,525...0,625	Проміжна форма графіту (ISO форма IV і V)
<0,525	Вермикулярний графіт (ISO форма III)

Таблиця 1.2 – Класифікація включень графіту в ЧВГ за виглядом відповідно до стандарту ISO 16112: 2006

Фактор округлості RSF	Вигляд включень графіту
0,725	
0,625...0,725	
0,525...0,625	
0,425..0,525	
0,425	

Фактор форми округлості включень графіту зазвичай визначається при збільшенні $\times 100$ на полірованій поверхні зразка. Будова графіту може вимірюватися ручним точковим підрахунком, методом порівняння карт структури, напівавтоматичним або автоматичним аналізом зображень. Щоб забезпечити точне вимірювання за допомогою аналізу зображень передбачається мінімальна площа поля зору – 4 мм^2 . Розмір пікселів у зображенні, яке потрібно проаналізувати, повинен бути меншим ніж 1 мкм .

Для оцінки структур ЧВГ також широко застосовують такий показник як ступінь сфероїдизації графіту (ССГ) (рис. 1.11). Визначення ССГ проводиться відповідно до наступного співвідношення:

$$ССГ = \frac{\sum A_{кул} + 0,5 \times \sum A_{пром}}{\sum A_{заг}} \times 100\%,$$

де $A_{кул}$ – площа включень, які класифікуються як кулясті; $A_{пром}$ – площа включень, які класифікуються як проміжні; $A_{заг}$ – площа всіх включень розміром більше 10 мкм .

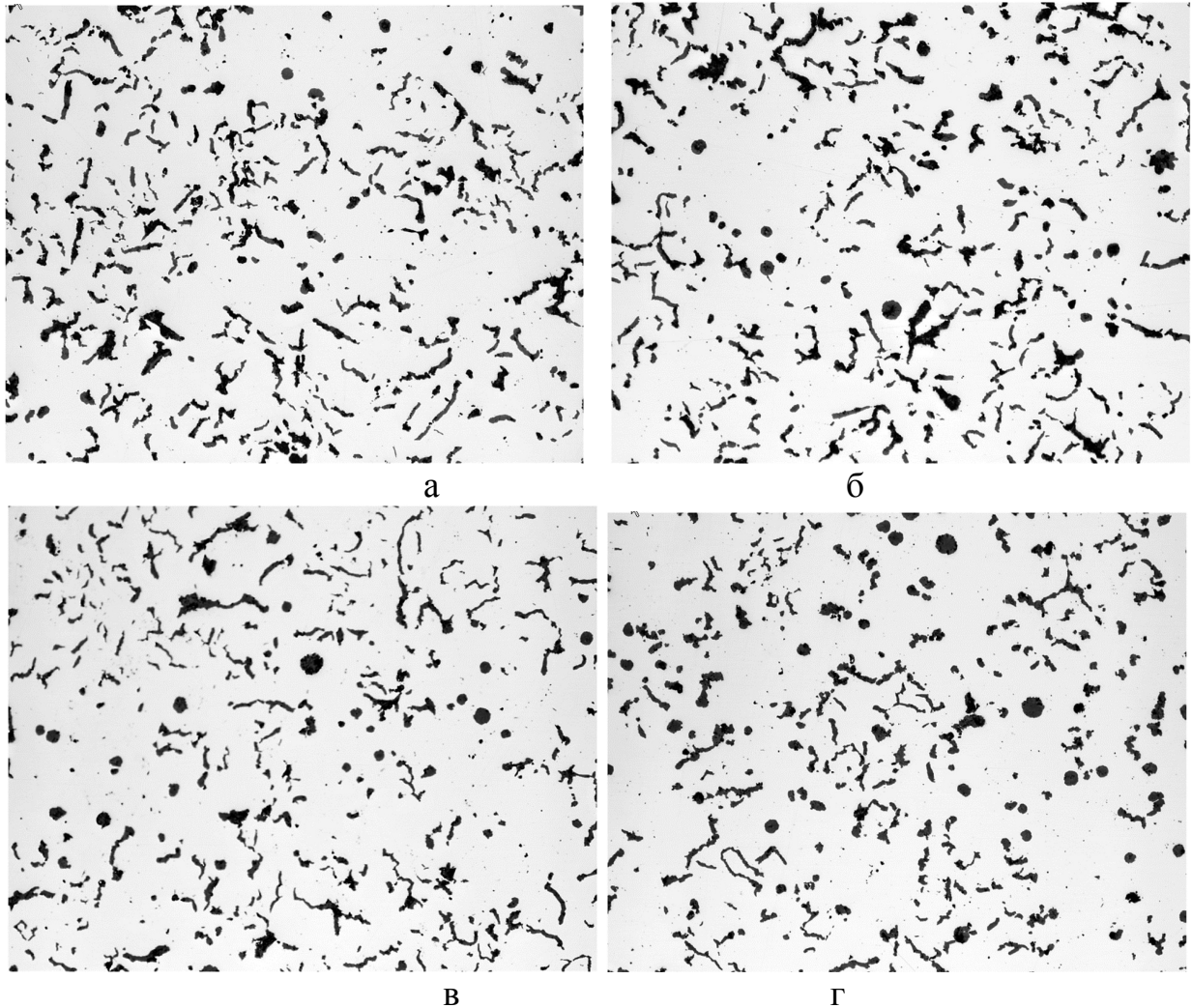


Рисунок 1.11 – Типові мікроструктури ЧВГ згідно шкал ISO 16112: 2006:
 а) – 5% ССГ, б) – 10% ССГ, в) – 15% ССГ, г) – 20% ССГ, х 100.

Оцінку форми графіту по співвідношенню товщини до довжини графітних включень на сьогодні покладено в основу автоматизованих аналізуючих комп'ютерних програм. Результати комп'ютерного аналізу можуть давати значні похибки і вимагають уточнення за результатами візуальних спостережень. Наприклад, мікрофотографія структури модифікованого чавуну, який містить недостатній для повного формування вермикулярного графіту залишковий вміст магнію (рис. 1.12), має обчислену методом комп'ютерного аналізу ССГ 10%.

Наявність у структурі включень пластинчастого графіту веде до різкого зниження механічних властивості. Для ідентифікації подібних структур в рекомендаціях фірми Sinter Cast введено діапазон ССГ -5...0%, щоб оцінювати кількість пластинчастого графіту, присутнього в мікроструктурі ЧВГ. Зразки,

що містять у структурі окремі включення пластинчастого графіту, оцінюється ступенем сфероїдизації графіту (ССГ) в діапазоні $-1 \dots -5\%$. Значення ССГ = -5% відповідає структурі модифікованого чавуна, в якій переважають включення пластинчастого графіту.

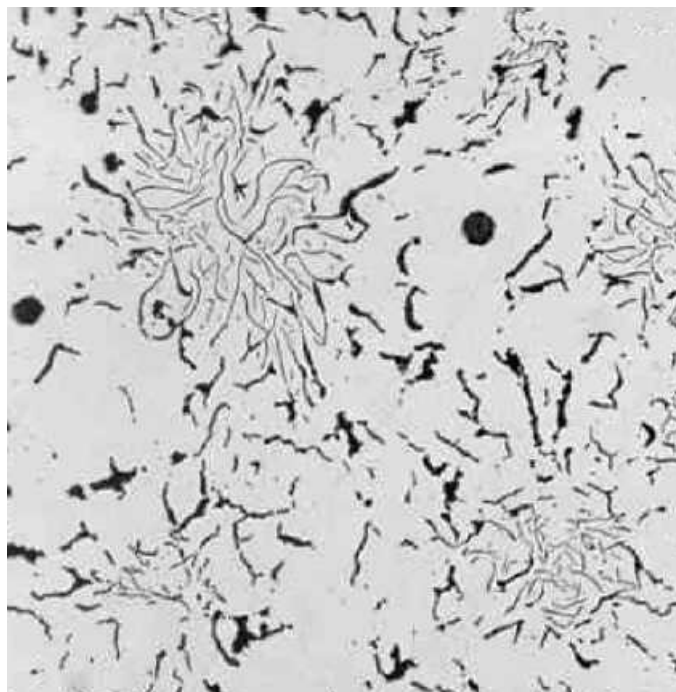


Рисунок 1.12 – Мікроструктура чавуну з пластинчастим графітом отримано при низькому вмісті у розплаві магнію (дані фірми Sinter Cast): ССГ = -3% ,
 $\times 100$

1.3 Утворення включень вермикулярного графіту у чавуні

Механізм формування кулястого графіту в чавунах протягом останніх 70 років залишається дискусійним питанням матеріалознавства у ливарному виробництві. Проведення аналізу ряду різнобічних гіпотез утворення кулястого та вермикулярного графіту, які розроблено з використанням результатів сучасних методів лабораторних досліджень та комп'ютерного моделювання, на сьогодні не привели до загальноприйнятого теоретичного пояснення протікаючих процесів. В даний час у науковців відсутнє цілісне розуміння реальних явищ, які відбуваються при кристалізації модифікованих високоміцних чавунів. Сформульовано лише загальні положення, що

враховують прояви окремих механізмів і не можуть дати чітких практичних рекомендацій. В існуючих гіпотезах, як правило, не враховується комбінована дія різних технологічних параметрів на формування структури. Жодна запропонована теоретична модель не дозволяє синтезувати найбільш ефективну модифікуючу обробку без проведення численних оптимізаційних експериментів.

Хронологічно першими було розроблено ряд гіпотез щодо формування кулястого графіту. Схожість технологій обробки розплавів при отриманні кулястого та вермикулярного графіту, а також наявність суттєвої різниці в морфології включень графіту, дозволяє зробити більш чітке уточнення гіпотез. Так, наприклад, можливість одержання з одного і того ж розплаву в залежності від швидкості охолодження як кулястого, так і вермикулярного графіту не дозволяє однозначно зв'язувати формування ВГ з природою зародків графітних включень. Складно дати пояснення механізму скачкоподібного переходу від формування пластинчастого до вермикулярного графіту при зміні вмісту сфероїдизуючих елементів на тисячні долі процента.

В основі більшості гіпотез розглядається суттєва різниця у фізико – хімічних умовах приєднання атомів графіту при кристалізації по базисній [0001] (с-напрямок) та призматичній [1010] (а-напрямок) площинам. Суміжні шари з'єднуються і слабкими Ван-дер-Ваальсовими силами взаємодії. До кожного двовимірного шару легко прикріплюються атоми вуглецю в напрямку [1010], але з набагато меншою вірогідністю прикріплення у напрямку [0001] (рис. 1.13). Міцність зв'язку між атомами вуглецю в базовій площині значно вища, ніж у призматичній площині, що визначає сильну анізотропію кристалів графіту.

Перехід від пластинчастої до вермикулярної та кулястої форм графіту відбувається при додаванні малих кількостей магнію, церію або лантанідів до чавуну з низьким вмістом сірки. Крім цього, включення кулястого графіту також спостерігають у структурі недостатньо модифікованих зразків чавуну з високою чистотою по O і S, які були розплавлені у вакуумі і затвердіння

яких відбувалося при високій швидкості охолодження. Результати таких експериментів ставлять питання про те, яку форму графіту слід розглядати як "нормальну", і припустити, що куляста форма насправді є нормою для росту з металевого розчину при відсутності таких поверхнево-активних елементів, як O, S. При цьому пластинчаста форма графіту розглядається як утворена під впливом домішок.

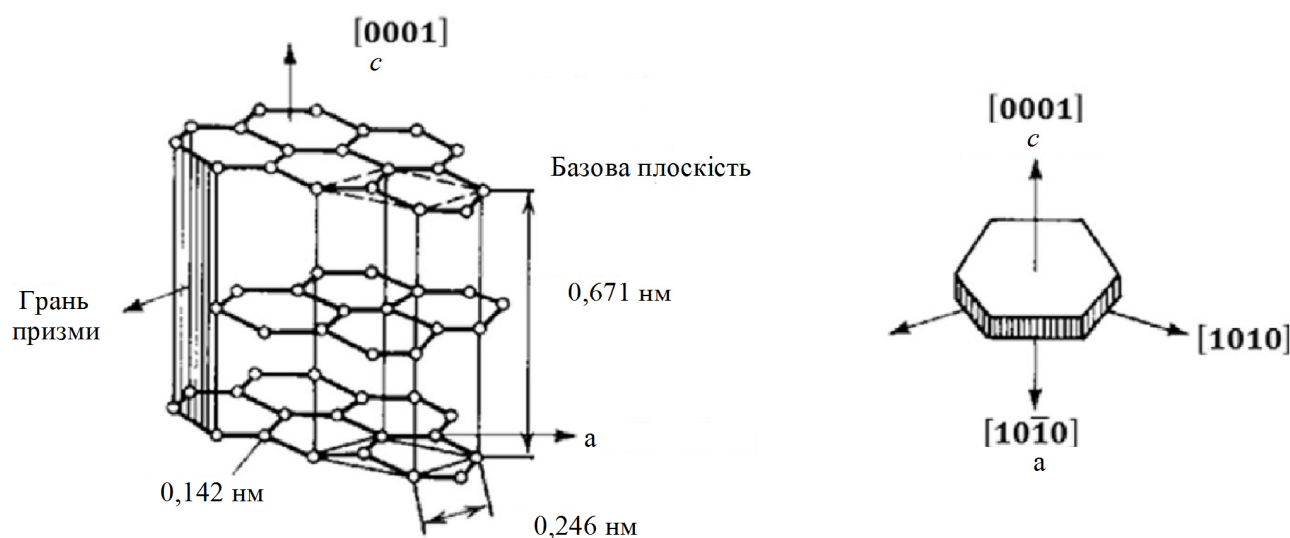


Рисунок 1.13 – Кристалографічна будова елементарної комірки включень графіту

Сфероїдизуючі елементи (магній, церій, лантаноїди) мають сильне хімічне споріднення до кисню і сірки, рафінують розплав та викликають формування компактних форм графіту. Методом зондування з застосуванням електронної оже-спектроскопії виявлено наявність атомів кисню і сірки в шарах заліза, які прилягають до поверхні розділу металева основа / пластинчастий графіт, а не в графіті. Досліджений шар сірки та кисню має товщину порядку 2 нм. Така група гіпотез не пояснює факт, що такі елементи як літій, барій, кальцій у розплаві чавуну мають вищу рафінуючу дію ніж Mg, але їх глобуляризує ефект суттєво менший. Дана гіпотеза також не дає вичерпної відповіді про причини підвищеної просторової розгалуженості включень вермикулярного графіту [8].

В магнієвому чавуні магній, кисень та сірка переважно знаходяться у вигляді неметалевих включень зі сполук Mg-S-O. В модифікованих магнієм

чавунах утворюється відносно велика кількість MgO , MgS і Mg_3N_2 , які не задовільняють умови структурно-розмірної відповідності і не можуть служити підкладками для гетерогенного утворення зародків графіту. В той же час при проведенні електронно – мікроскопічних досліджень біля центру кулястих графітових включень ряд дослідників виявляли сферичні сульфідні (Mg , Ca) S діаметром близько 1 мкм, які вважалися ядром для кулястого графіту.

Важливу роль при формоутворенні графіту відіграють кінетичні параметри кристалізації. Для слабкомодифікованих розплавів чавуну перехід від пластинчастого до вермикулярного графіту може бути отриманий за рахунок збільшення швидкості затвердіння. Згідно досліджень Н.Г. Гіршовича форма графітних включень визначається відношенням швидкості дифузії вуглецю V_d до швидкості кристалізації V_k . Низькі значення цього показника $V_d/V_k < 1$ відповідають утворенню компактних форм графіту. Роль глобуляризуючих елементів зводиться до утворення на графітних включеннях адсорбційних бар'єрних шарів, які гальмують дифузію вуглецю. Зміна переохолодження при кристалізації впливає на формоутворення графіту шляхом зміни ймовірності утворення зародків на гранях графітного кристала.

Модифікуючий ефект сфероїдизуючих елементів також пов'язують з їх низькою граничною розчинністю в залізі. Дані передумови аргументується результатами аналізів ефективності сфероїдизуючої дії хімічних елементів у залежності від їхньої розчинності в графіті та залізі, проведених методом синтезу сплавів Б.Б.Гуляєва. При цьому робиться висновок, що зі зменшенням розчинності хімічного елемента у залізі зростає його концентрація на міжфазних межах, зокрема, на поверхні розділу графіт-металева основа. В твердому залізі магній і лужноземельні метали практично не розчиняються. У рідкому залізі розчинність Mg , Ca , Sr та Ba при температурі 1600 °C становить відповідно 0,9842%; 0,0562%; 0,0028% і 0,0003%. Розчинність ітрію, лантану і церію в твердому залізі становить відповідно менше 0,34%; 0,02...0,15% і 0,35...0,67%. [26, 27]. При цьому виникає протиріччя, оскільки розчинність магнію та лужноземельних металів в рідкому залізі не корелює з

сфероїдируючою ефективністю цих хімічних елементів (зменшується від магнію до барію).

На ріст графітних включень безпосередньо з розплаву впливає наявність дефектів кристалічної ґратки. До основного дефекту графітових кристалів відносять формування кордонів-двійників, які відхиляють ростучі шари від базисної площини. Розвиток такого дефекту може призводити до формування розгалужених пластинчастих включень, а також концентрованих з згорнутих оболонок (вермикулярний і кулястий графіт). Це твердження спирається на результати експериментів по вирощуванню вуглецевих волокон з парів вуглецю. Волокна складаються з базисних графітових шарів, які розміщувалися на них у вигляді конічних спіралей. Адсорбовані на поверхні графітних кристалів атоми сфероїдируючих елементів створюють напруження і дислокації, які приводять до викривлення і розшарування гексагональних шарів графіту, що визначає розгалуженість включень ВГ (рис. 1.14).

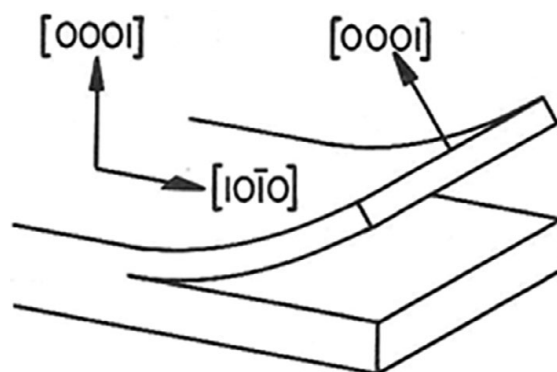


Рисунок 1.14 – Розщеплення графітових шарів вздовж її базисної площини при рості у напрямку $[1010]$

У кристалах графіту також виявляються дефекти у вигляді поворотних двійників, що лежать на базисних площинах, та гвинтові дислокації (рис. 1.15).

Результати досліджень D. Stefanescu свідчать, що гвинтові дислокації, які сформовані на поверхні графітових пластин, можуть розвиватися у вигляді виступів [25]. Сфероїдируючі елементи вбудовуються в шари по базальній площині, створюючи гвинтові дислокації. Кластери блочного типу орієнтуються під різними кутами один відносно одного. Це характерно для

включень вермикулярного графіту і відростків від включень кулястого графіту, в яких включення формуються в напрямку $[0001]$ значно інтенсивніше, ніж у включеннях пластинчастого графіту.

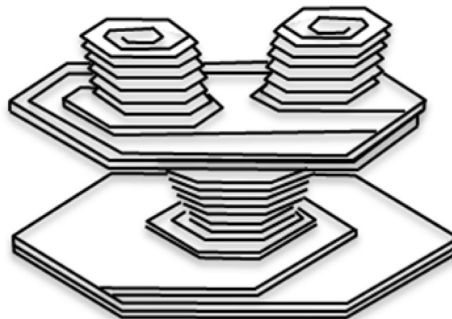


Рисунок 1.15 – Формування виступів і розгалужень при формуванні шаруватого кристалу вермикулярного графіту

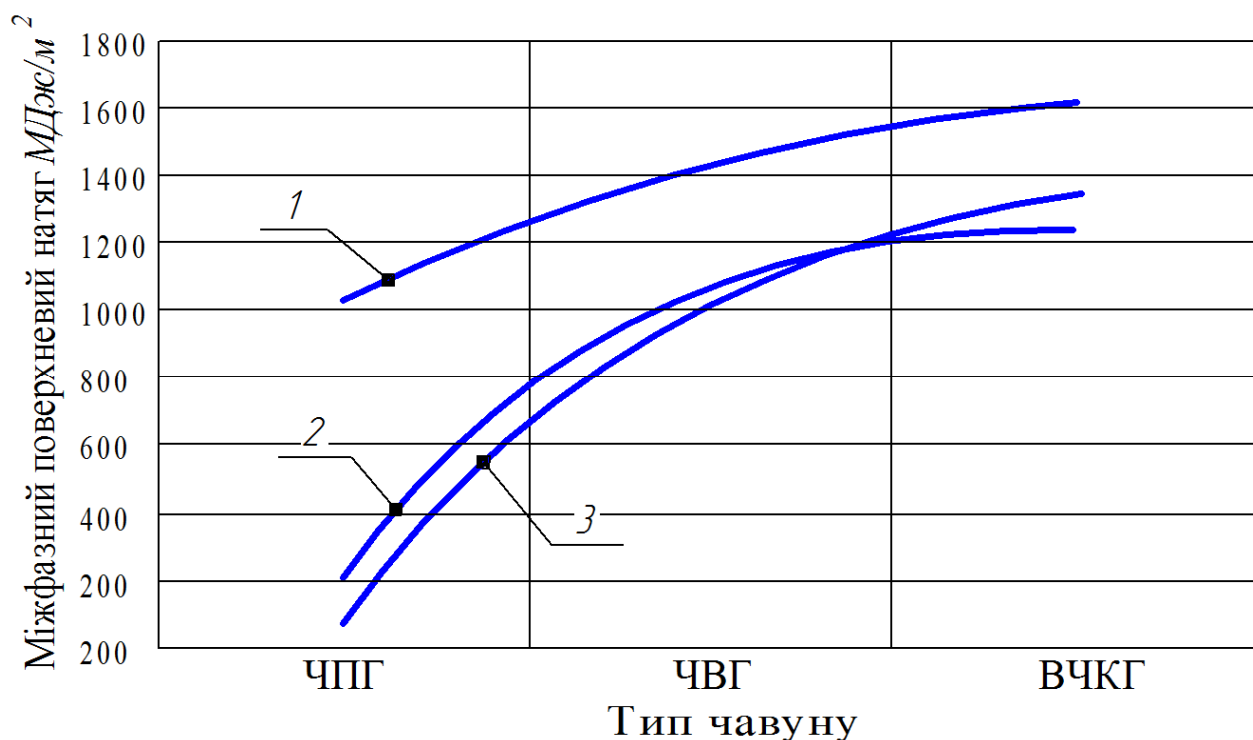
Дослідження свідчать, що у розплавах чавунів завжди присутні нерозчинені під час плавки фрагменти графітових включень колоїдного типу, в яких ультрадисперсні частинки графіту стабілізовані киснем, сіркою і азотом. Висока стійкість такої системи від розчинення при перегріванні рідкого чавуну полягає в тому, що зі зменшенням розміру колоїдних частинок знижується поверхневий міжфазний натяг на кордоні розплав - зародок. Це істотно зменшує швидкість розчинення диспергованого графіту і стабілізує його в розплаві вище температури ліквідус. Злипанню та прилипанню ультрамікроскопічних частинок графіту до неметалічних включень перешкоджають капілярні сили, оскільки графіт не змочується модифікованим рідким чавуном. Тому є підстави вважати, що механізм модифікування графіту в чавуні носить рафінувально-коагуляційний характер під дією таких активних елементів, як Mg, PЗМ, Ca, Ba. Їх роль полягає у розблокуванні ультрамікроскопічних частинок графіту від абсорбційних шарів кисню, сірки та азоту. Це сприяє коагуляції і зростанню графітових зародків, які відіграють роль центрів центрів кристалізації та будівельних блоків для формування включень графіту. Висловлюється думка, що кулястий та вермикулярний графіт утворюються з безлічі графітових шарів, що сформовані у будівельні блоки.

Основними будівельними блоками графітових агрегатів є гексагональні гранені блоки з висотою близько нанометра та шириною до мікрметра. Під час затвердіння чавуну відбувається ріст додаткових графітових шарів. У безмагнієвих чавунах графітові блоки збираються у листоподібні кристали і дендрити, утворюючи графітові плити, що ростуть уздовж напрямку [1010]. У модифікованих чавунах графітові блоки складаються вздовж напрямку [0001], утворюючи кластери з випадковою орієнтацією.

Новий поштовх у розвиток поглядів на процеси графітизації стало відкриття фулеренів в залізовуглецевих сплавах. Фулерени це замкнуті молекули, в яких всі атоми вуглецю поєднані ковалентним зв'язком і розміщено у формі сферичної поверхні. Фулерени відносять до так званих «фрактальних кластерів», як одиничних елементів, що формують структурну основу розплавів. Однією з властивостей фулеренів, яка кардинально змінює погляди на структуру рідкого чавуну, є наявність фізичної поверхні розділу фулерен - розплав. Фулеренова природа рідкого чавуну дозволяє по-новому оцінити вплив на структуроутворення в графітованих чавунах таких поверхнево-активних елементів, як сірка, кисень, РЗМ, магній.

Розроблена Б.С.Мильманом гіпотеза пов'язує модифікуючу дію сфероїдизуючих елементів підвищенням поверхневого і міжфазного натягу розплаву. Величина поверхневого натягу чавунів з вермикулярним графітом має значення 1380...1470 МДж / м² і з підвищенням ступеня сфероїдизації графіту досягає значень 1550...1600 МДж / м². Абсолютні значення міжфазних натягів на межі розділу розплав - базисні грані графіту і розплав - призматичні грані графіту кристалів для цих чавунів також закономірно зростають. Вермикулярна форма графіту утворюється в чавуні, обробленому кількістю модифікатора, яка недостатня для повної сфероїдизації графіту. В результаті такої обробки відбувається глибоке очищення розплаву від кисню і сірки і істотно зростає загальний рівень міжфазного натягу на кордоні «розплав-графіт»[12]. При цьому різниця значень міжфазних натягів призматичних і

базисних гранях графіту істотно зменшується, хоча за абсолютною величиною натяг на призматичних гранях залишається більшим (рис. 1.16).



1 – σ розплав-газ; 2 – σ розплав-призматичні грані графіту; 3 – σ розплав-базисні грані графіту

Рисунок 1.16 – Зв'язок між поверхневими властивостями рідкого чавуну при формуванні різних форм графіту: поверхневий натяг на кордоні: [12].

Сфероїдизуючі елементи у чавуні стосовно графіту є поверхнево-активними речовинами і, на думку ряду дослідників, схильні до міжкристалітної адсорбції. Атоми сфероїдизуючих елементів вибірково зосереджуються на гранях кристалів графіту, компенсують різницю у ступені насиченості зв'язку в поверхневих шарах. Подібний ефект може приводити до вирівнювання величин поверхневої енергії на границях розділу розплав-базисні грані і розплав-призматичні грані і, як наслідок, до кристалізації включень графіту у компактній формі. Така дія сфероїдизуючих елементів розглядається як причина формування складних розгалужених графітних агрегатів, що складаються з потовщених, переплетених у просторі, вигнутих гілок.

Усі приведені вище гіпотези базуються на передумові, що графітні включення формуються при контакті з розплавом чавуну. В той же час існує

значна кількість результатів досліджень, які свідчать про ріст графітних включень у модифікованих чавунах відбувається за рахунок дифузії вуглецю через аустенітні оболонки.

Утворення вермикулярного графіту відбувається при переохолодженнях, близьких до тих, що мають місце при формуванні кулястого графіту (рис. 1.16), що пов'язується з утворенням навколо ростучих включень ВГ аустенітної оболонки.

Евтектичний ріст кулястого та вермикулярного графіту згідно «роздільної моделі» кристалізації чавуну суттєво відрізняється від росту пластинчастого графіту. Через низьку швидкість дифузії вуглецю у аустеніті, швидкість затвердіння евтектики у високоміцних чавунах є повільнішою ніж у ЧПГ і кількість прихованої теплоти, яка виділяється за одиницю часу, є меншою. Тому евтектична температура початку кристалізації у ВЧКГ та ЧВГ помітно нижча, ніж у ЧПГ. На початкових стадіях евтектичної кристалізації ЧВГ відбувається переважне формування включень кулястого графіту, в результаті чого має місце переохолодження, близьке до значень, які реєструються у ВЧКГ (рис.1.17).

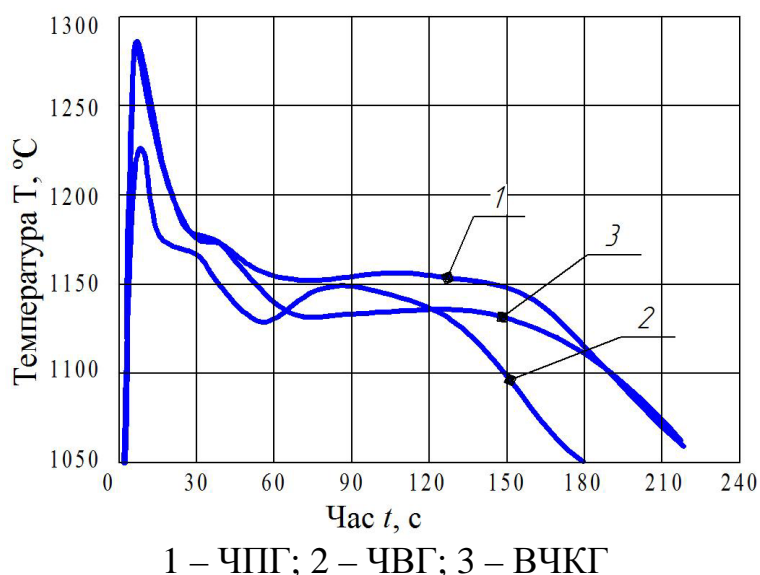


Рисунок 1.17 – Криві охолодження чавунів близького хімічного складу з різною формою графіту

В процесі подальшої евтектичної кристалізації, відбувається швидкий ріст розгалуженої евтектичної колонії, виділяється більша кількість прихованої теплоти кристалізації на одиницю часу. За рахунок цього у ЧВГ ступінь рекалесценції (розігріву при евтектичній кристалізації) є вищою у порівнянні з ВЧКГ [24].

Під час евтектичного затвердіння чавуну з вермикулярним графітом, швидкість росту аустеніту вища, ніж у чавуні з пластинчастим графітом. Кристалізація ЧВГ відрізняється від ВЧКГ наявністю зв'язку окремих ділянок графіту з розплавом, а також неоднорідністю складу аустенітної оболонки по периметру включення графіту. Основний дифузійний потік атомів вуглецю до включень вермикулярного графіту забезпечується рідким каналом, оточеним аустенітом (рис.1.18). Значні деформації, які виникають в аустеніті в процесі дифузійного росту включень графіту, створюють локальні ділянки у такій оболонці з підвищеною вільною енергією, характеризуються зниженою температурою плавлення та високою дифузійною проникністю.

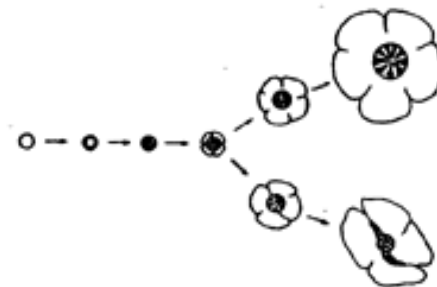
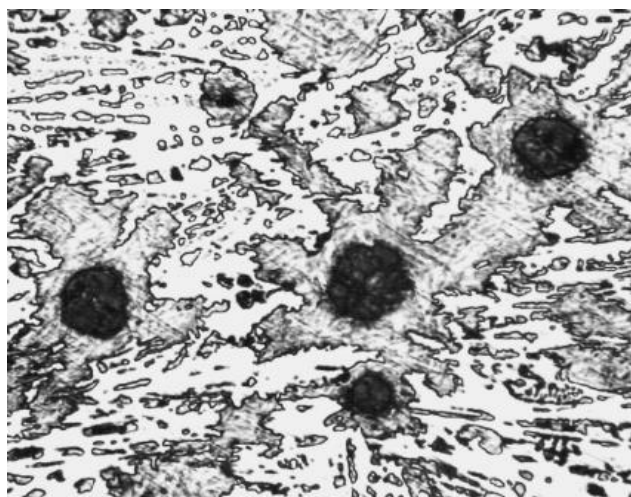


Рисунок 1.18 – Схеми росту включень кулястого і вермикулярного графіту в оточенні аустенітної оболонки

В.В. Андрєєв виконав дослідження механізму формування вермикулярного графіту в процесі кристалізації модифікованих ітрієм чавунів. Запаяну в кварцевих ампулах стружку модифікованого чавуну розплавляли при температурі 1400 °С та охолоджували зі швидкістю 20...25 °С/хв. В процесі охолодження на різних етапах кристалізації в інтервалі температур 1160...1100 °С ампули зі зразками чавуну гартували. У зразках чавуну, загартованих з температури 1160 °С, фіксувалася, в основному, рідка фаза у вигляді тонкого ледебуриту та деякої кількості дендритів аустеніту. Починаючи

з температури 1150 °С в структурі загартованих зразків спостерігається наявність твердих фаз - графіту і аустеніту, кількість яких збільшується по мірі подальшого охолодження чавуну. Кулясті включення графіту вже на ранніх етапах евтектичної кристалізації оточуються аустенітною оболонкою (рис. 1.19, а). Утворені на цьому етапі кристалізації у процесі спільного росту з аустенітом розетки вермикулярного графіту, своїми кінцями пов'язані з розплавом (рис. 1.19 б). При подальшому охолодженні такі розетки повністю оточуються аустенітом, і подальший ріст вермикулярного графіту, подібно до сфероїдального, проходить в умовах дифузії вуглецю з розплаву через аустенітну оболонку.



а)



б)

Рисунок 1.19 – Мікроструктури загартованих з температур евтектичної кристалізації іттрієвих чавунів, x500:

а)чавун з кулястим графітом; б)чавун з вермикулярним графітом [12].

Результати дослідження мікроструктури загартованих у кристалізаційний період розплавів, які пройшли модифікованих магнієм, свідчать, що при певних умовах початком формування колонії вермикулярного графіту є включення кулястого графіту від яких формуються відростки. Включення кулястого графіту знаходяться в повному оточенні аустеніту, в той час як відростки графіту у більшості випадків зв'язані з цементитом, що свідчить про ріст даних включень у контакті з рідиною (рис. 1.19). Методом мікрореноспектрального аналізу встановлено, що в каналах рідини між

зернами в аустенітній оболонці навколо включень графіту концентрація елементів позитивної сегрегації (Mn, Mo, Cr, P, V) є, як правило, дещо вищою ніж в цілому у розплаві.

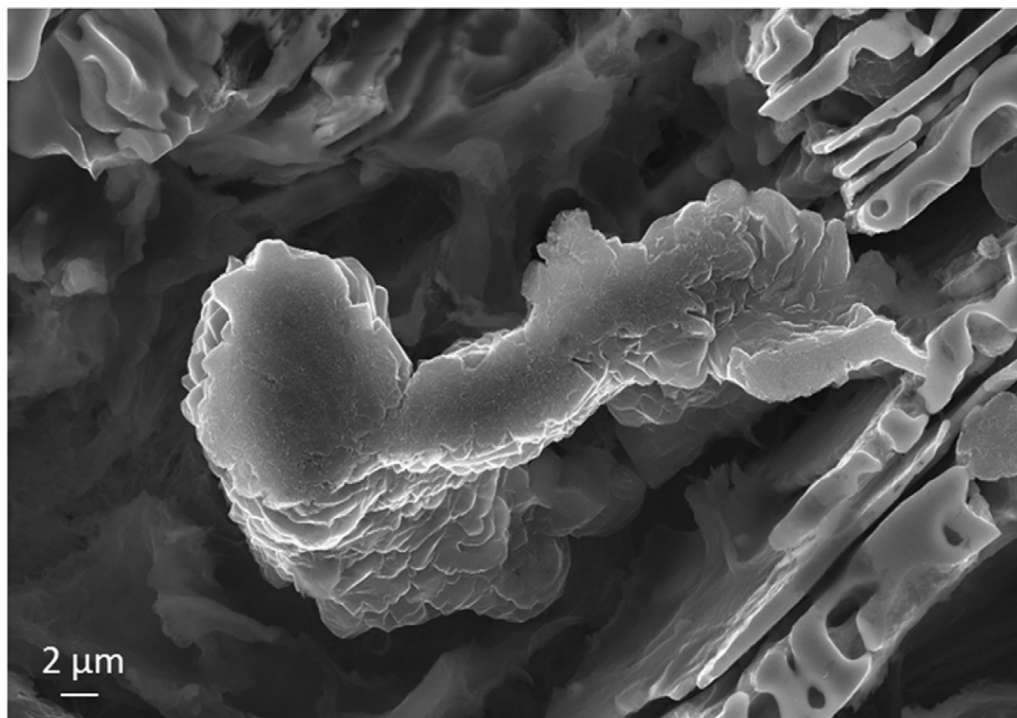


Рисунок 1.20 – Мікроструктура відростку від включення кулястого графіту на ранніх стадіях кристалізації магнієвого чавуну, зв'язаний з цементитом

Розрахунки підтверджують достатність часу для завершення евтектичної кристалізації модифікованого розплаву за рахунок дифузійного росту компактних включень графіту[30]. При цьому значну роль в процесах формування графіту при кристалізації чавунів відіграють умови теплопередачі від поверхонь по фронтах кристалізації, на яких відбуваються екзотермічні реакції: кристалізація аустеніту та виділення графіту з рідкого чи твердого розчину вуглецю в залізі. Це тепло здійснює значний вплив на розвиток дифузійних та ліквацийних процесів. Формування аустенітної оболонки навколо включень кулястого та вермикулярного графіту, яка супроводжується звільненням теплоти кристалізації створює сприятливі умови для росту графітних включень за рахунок дифузії вуглецю.

Проведено уточнення ролі дифузійних процесів та врахування теплових

ефектів процесів кристалізації аустеніту і формування компактних графітних включень у модифікованому високоміцному чавуні.

Згідно з методикою розрахунку теплових ефектів реакцій за теплою утворення реагентів в чавуні було проведено термодинамічний розрахунок теплових ефектів реакцій: $\text{Fe}_p \rightarrow \text{Fe}_{\text{ТВ}}$; $[\text{C}]_{\text{Fe}} \rightarrow \text{C}_{\text{ГР}}$; $[\text{C}]_{\text{Fe}} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$.

Вихідні дані для виконання розрахунків наведені в таблиці 1.3.

Знаходимо ΔH_{298}^0 :

$$\text{для реакції } \text{Fe}_p \rightarrow \text{Fe}_{\text{ТВ}}: \Delta H_{298}^0 = \Delta H_{\text{Fe}_{\text{ТВ}}}^0 - 3\Delta H_{\text{Fe}_p}^0 = 0;$$

$$\text{для реакції } [\text{C}]_{\text{Fe}} \rightarrow \text{C}_{\text{ГР}}: \Delta H_{298}^0 = \Delta H_{\text{C}_{\text{ГР}}}^0 - \Delta H_{[\text{C}]_{\text{Fe}}}^0 = 0;$$

$$\text{для реакції } [\text{C}]_{\text{Fe}} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}: \Delta H_{298}^0 = \Delta H_{\text{Fe}_3\text{C}}^0 - \Delta H_{[\text{C}]_{\text{Fe}}}^0 = 22,61 \text{ кДж/моль.}$$

Таблиця 1.3 – Термодинамічні дані для розрахунку теплових ефектів наведених реакцій чавуні

Реагенти	$\Delta H_{\text{утв}}^0, 298$, кДж/моль	Т, К	$\Delta H_{\text{пр}}$, кДж/моль	Коефіцієнти рівняння $C_p = a + b \cdot 10^{-3}T + c \cdot 10^5 T^{-2}$ Дж/моль·К		
				a	b	c
$\text{C}_{\text{ГР}}$	-	4020	138,16	16,75	4,27	-8,37
$\text{Fe}_{\text{ТВ}}$	-	1033	1,71	14,11	29,27	1,80
$[\text{C}]_{\text{Fe}}$		1674	22,626	-	-	-
Fe_p	-	3043	354,28	41,78	-	-
Fe_3C	22,61	463	0,75	82,23	83,73	-

Коефіцієнти температурної залежності зміни теплоємності при протіканні реакції $\text{Fe}_p \rightarrow \text{Fe}_{\text{ТВ}}$ дорівнюють: $\Delta a = 14,11 - 41,87 = -27,76$; $\Delta b = 29,27 - 0 = 29,27$; $\Delta c = 1,80 - 0 = 1,80$.

При цьому зміна теплоємності ΔC_p системи, внаслідок протікання реакції $\text{Fe}_p \rightarrow \text{Fe}_{\text{ТВ}}$ становить:

$$\Delta C_p = -27,76 + 29,27 \cdot 10^{-3}T + 1,80 \cdot 10^5 T^{-2} \text{ Дж/моль}\cdot\text{К.}$$

Коефіцієнти температурної залежності зміни теплоємності при протіканні реакції $[\text{C}]_{\text{Fe}} \rightarrow \text{C}_{\text{ГР}}$ дорівнюють: $\Delta a = 16,75 - 0 = 16,75$; $\Delta b = 4,27 - 0 = 4,27$; $\Delta c = -8,37 - 0 = -8,37$.

Зміна теплоємності ΔC_p системи, внаслідок протікання реакції $[C]_{Fe} \rightarrow C_{gr}$ становить:

$$\Delta C_p = 16,75 + 4,27 \cdot 10^{-3} T + (-8,37) \cdot 10^5 T^{-2}.$$

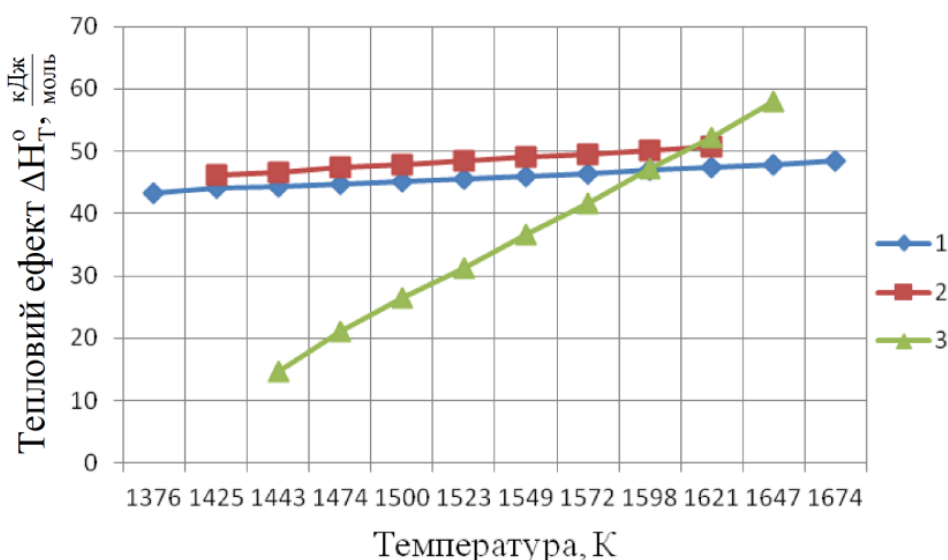
Для реакції $[C]_{Fe} \rightarrow Fe_3C$ також розраховуємо коефіцієнти температурної залежності зміни теплоємності: $\Delta a = 82,23 - 0 = 82,23$; $\Delta b = 83,73 - 0 = 83,73$; $\Delta c = 0 - 0 = 0$.

Зміна теплоємності ΔC_p системи реакції $[C]_{Fe} \rightarrow Fe_3C$:

$$\Delta C_p = 82,23 + 83,73 \cdot 10^{-3} T + 0 \cdot 10^5 T^{-2}.$$

Розраховуємо тепловий ефект ΔH^0_T реакції $Fe_p \rightarrow Fe_{tv}$ для різних температур заданого температурного інтервалу: $1103 \dots 1401 \text{ } ^\circ\text{C} - \Delta H^0_{(1103 \text{ } ^\circ\text{C})} = 43368,938 \text{ Дж/моль} = 43,368 \text{ кДж/моль}$.

Аналогічно визначаємо теплові ефекти для реакції $[C]_{Fe} \rightarrow C_{gr}$ в інтервалі температур $1152 \dots 1348^\circ\text{C}$ та для реакції $[C]_{Fe} \rightarrow Fe_3C$ в інтервалі температур $1170 \dots 1374^\circ\text{C}$. Результати оцінки теплових ефектів реакцій за різних діапазонів температур наведено на рис. 1.21.



1 – реакція $Fe_p \rightarrow Fe_{tv}$.; 2 – реакція $[C]_{Fe} \rightarrow C_{gr}$; 3 – реакція $[C]_{Fe} \rightarrow Fe_3C$

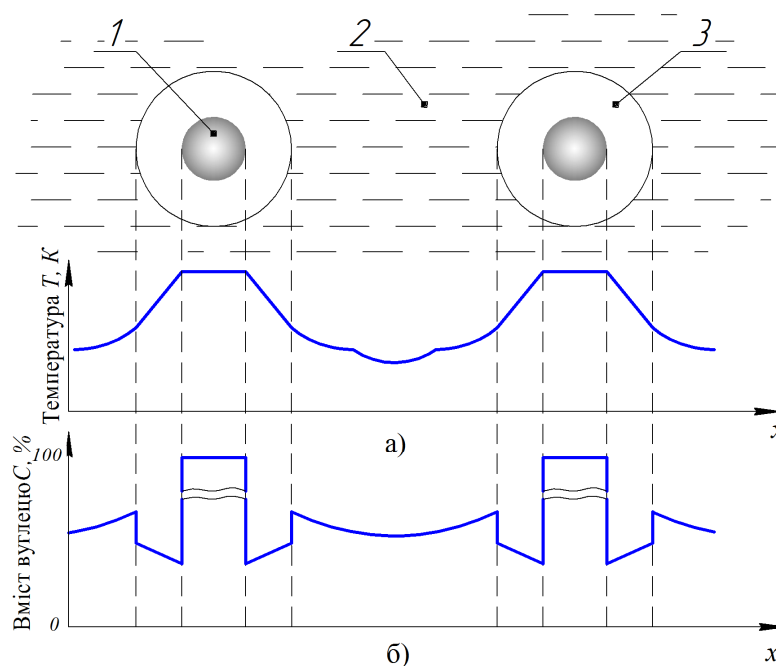
Рисунок 1.21 – Залежність теплових ефектів реакцій від температурного фактору

Молярні маси Fe і C у чавуні: $M_{(Fe)}=56 \text{ г/моль}$; $M_{(C)}=12 \text{ г/моль}$.

Звідси кількість Fe і C у 100 г чавуну, тобто їх мольні частки дорівнюють:

$$n_{(\text{Fe})} = \frac{m_{\text{Fe}}}{M_{(\text{Fe})}} = \frac{96 \text{ г}}{56 \text{ г/моль}} = 1,714 \text{ моль}; \quad n_{(\text{C})} = \frac{m_{\text{C}}}{M_{(\text{C})}} = \frac{4 \text{ г}}{12 \text{ г/моль}} = 0,333 \text{ моль}$$

При цьому кількість теплоти, яка виділяється при кристалізації аустенітної фази по межі поділу "розплав – аустеніт" становить 76,69 кДж на 1 кг розплаву. Відповідно, кількість тепла, яке виділяється на межі "аустеніт - компактне графітне включення" складає 15,39 кДж на 1 кг розплаву. Такий характер розподілу ділянок виділення тепла визначає, що оточуюча включення компактного графіту тверда аустенітна фаза буде мати суттєво вищу температуру ніж оточуючий розплав (рис. 1.22).



1 – графіт; 2 – розплав; 3 – аустенітна оболонка

Рисунок 1.22-Розподіл температур а) та вмісту вуглецю б) в евтектичній оболонці, ростучого компактного включення графіту.

Існування суцільної перегрітої аустенітної оболонки можливе за рахунок зниженого вмісту в ній вуглецю і відповідно підвищення температури солідусу. В свою чергу це створює умови для інтенсивної дифузії вуглецю через аустеніт з розплаву евтектичного складу до поверхні графітних включень. Особливі теплофізичні умови формування аустенітних оболонок приводить до підвищеного вмісту у них кремнію та пониженого вмісту марганцю, наслідком чого є формування феритних оболонок навколо включень кулястого та вермикулярного графіту.

Запитання для самоконтролю

1. Як відбулося відкриття чавуну з вермикулярним графітом?
2. При яких умовах вермикулярний графіт формується у магнієвому чавуні?
3. В яких галузях на сьогодні знайшов розповсюдження чавун з вермикулярним графітом?
4. Дайте характеристику включенням вермикулярного графіту.
5. Яка будова включень вермикулярного графіту?
6. Як класифікуються включення вермикулярного графіту згідно ГОСТ 3443-87«Виливки з чавуну з різною формою графіту. Методи визначення структури»?
7. Як визначається ступінь сфероїдизації графіту у чавуні?
8. Які є гіпотези щодо модифікуючого впливу хімічних елементів на формоутворення графіту у чавуні?
9. Як залежить формоутворення графіту від ступеню переохолодження розплаву при евтектичній кристалізації чавунів?
10. Яка роль теплофізичних процесів в процесі кристалізації модифікованих високоміцних чавунах?

РОЗДІЛ 2 МЕТАЛУРГІЙНІ ОСНОВИ ВИРОБНИЦТВА ЧАВУНУ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ

2.1 Способи отримання чавуну з вермикулярним графітом

Відомі на даний час способи отримання ЧВГ принципово не відрізняються від способів отримання ВЧКГ. Різниця, головним чином, полягає в кількостях сфероїдизуючих елементів, що вводяться у розплав при модифікуванні. Існуючі способи отримання ЧВГ класифікуються наступним чином:

- 1) проведення глибокої десульфурзації розплаву до 0,002% сірки з подальшим прискореним охолодженням металу у ливарній формі;
- 2) обробка рідкого чавуну елементами-сфероїдизаторами, кількість яких недостатня для формування кулястого графіту;
- 3) одночасна обробка розплаву елементами - сфероїдизаторами і десфероїдизаторами;
- 4) сфероїдизуюча обробка розплаву магнієм і за результатами контролю її ефективності, в залежності від отриманої форми графіта у технологічній пробі, здійснюється добавка десфероїдизатора (при отриманні переважно кулястого графіта), або додаткове введення сфероїдизатора (при отриманні переважно пластинчастого графіта).

Відповідно до першого способу вермикулярний графіт може утворюватися в чавуні при кристалізації без проведення модифікування. Умовами реалізації такого процесу можуть бути:

- високі швидкості охолодження при кристалізації;
- незначний перегрів розплаву, отриманого з шихти, що містить повернення чавунів з кулястим і вермикулярним графітом;
- тривалий високотемпературний контакт розплаву з магнезитової футеровкою дугової печі з протіканням реакцій рафінування розплаву і відновленням магнію з футеровки.

Даний спосіб через складність отримання чистих по сірці розплавів і необхідності забезпечення швидкого охолодження при кристалізації не забезпечує стабільні результати і для застосування в промислових умовах є малоперспективним.

Отримання ЧВГ згідно з другим способом пов'язано з введенням в розплав сфероїдизуючих елементів, кількість яких, відповідає формуванню ВГ. Введення таких елементів у розплав може здійснюватися як у вигляді чистих металів, так і у вигляді лігатур і хімічних сполук з іншими елементами (карбідів, оксидів і солей) [32]. При цьому основними показниками, що визначають форму графіту залишковий вміст елемента сфероїдизатора і умови охолодження вилівка при кристалізації. У якості основних модифікаторів форми графіту застосовують такі хімічні елементи як магній і рідкісноземельні метали (церій, лантан, ітрій та ін) [33].

Найбільш широке розповсюдження при виробництві ЧВГ знайшла обробка розплаву добавками на основі магнію, як найбільш поширеного і дешевого елемента - сфероїдизатора графіту, при введенні свідомо меншої його кількості, ніж необхідно для повної сфероїдизації графіту. Діапазон переважного формування у структурі чавуну вермикулярного графіту складає 0,008...0,015 % залишкового вмісту магнію (рис. 1.2). Такий вузький інтервал $Mg_{зал}$, а також низька стабільність засвоєння розплавом магнію не дозволяє досягати стійких результатів модифікування цим способом[33].

Положення діапазону стабільного формування ВГ відрізняється для кожного розплаву у залежності від наявності у його складі певних домішок. Якщо вміст активного кисню або сірки у розплаві високі, вони будуть зв'язувати у хімічні сполуки активний магній і переміщувати діапазон до вищих значень необхідної кількості магнію. Оскільки активний магній вигорає з ковша зі швидкістю приблизно 0,001% кожні п'ять хвилин, початковий вміст магнію у розплаві повинен бути вищим від рівня, при якому відбувається різкий перехід від формування ВГ до ПГ. Необхідно передбачати в розплаві 15 - хвилинний резерв залишкового вмісту магнію на вигорання, щоб умови

формування пластинчастого графіту не створилися до закінчення розливання партії модифікованого розплаву. Одночасно, для мінімізації утворення кулястого графіту відправна точка не повинна бути занадто високою. У виробничих умовах, з причин коливання хімічного складу та чистоти розплаву по шкідливим домішкам, складно встановити фіксовану оптимальну добавку магнію для формування вермикулярного графіту.

Найбільш важливим моментом при виробництві ЧВГ є уникнення утворення пластинчастого графіту, викликаного зниженням залишкового вмісту магнію в період між модифікуючою обробкою і заливанням ливарної форми (рис. 2.1).

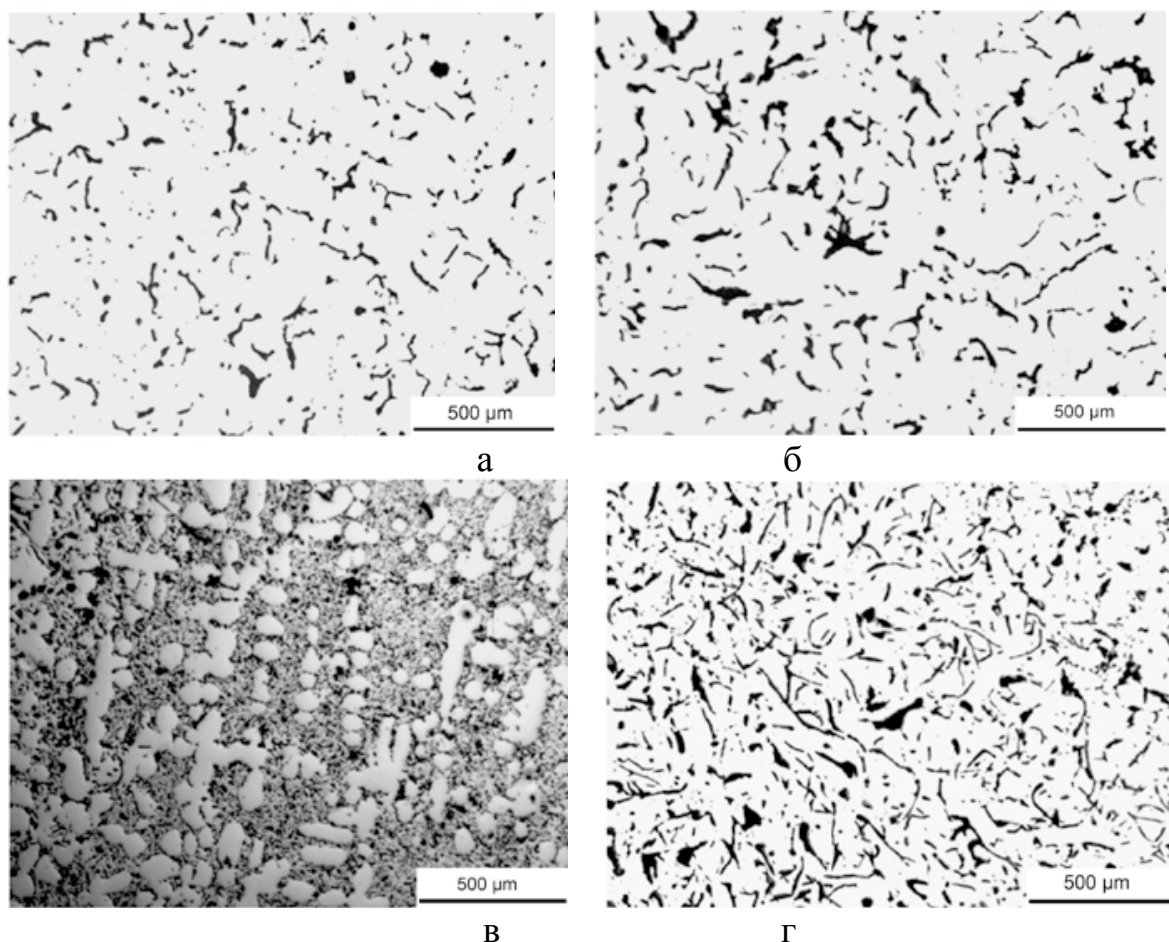
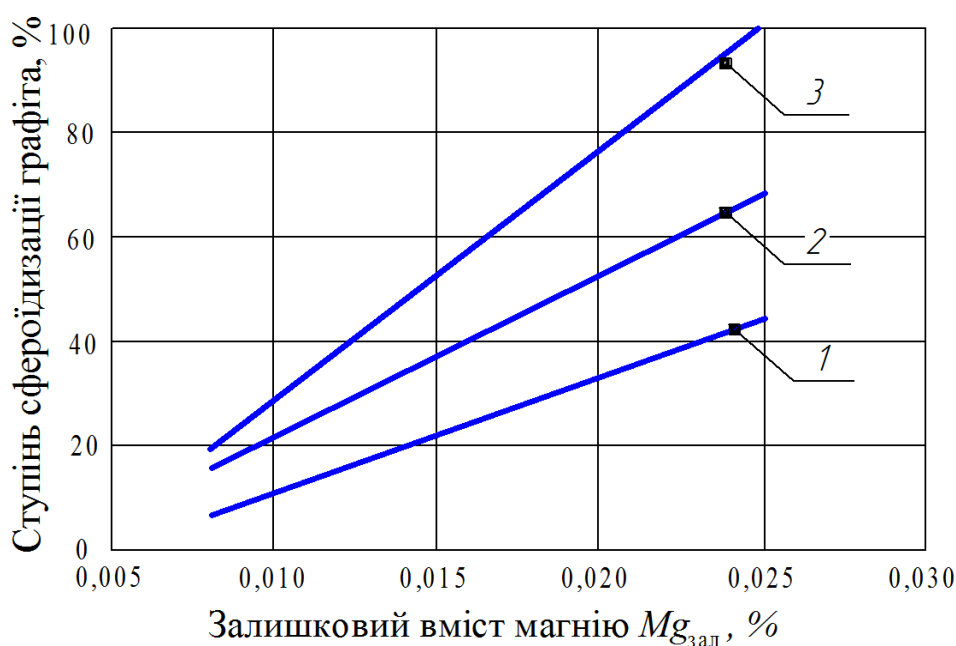


Рисунок 2.1 – Зміна форми графіту в процесі витримки в ковші розплаву модифікованого магнієвою лігатурою [33]: витримка металу у ковші після обробки : а) – 2 хв; б) – 4 хв; в) – 5 хв; г) – 9 хв.

Наявність мінімальної кількості ПГ у структурі ЧВГ різко знижує його міцність при розтягуванні, модуль пружності, втомну міцність та ударну в'язкість. Розплав, який кристалізується як ЧПГ у пробі діаметром 25 мм може

бути перетворений на ЧВГ при додаванням в однотонний ківш лише 10 грамів магнію. При цьому ССГ чавуну збільшується практично лінійно з збільшенням $Mg_{зал}$. Додаткові чинники, що впливають на утворення вермикулярного графіту, включають тривалість зберігання рідкого металу після введення модифікатора, швидкість охолодження при затвердінні, тривалість і температури заливання. Ці фактори взаємодіють між собою і впливають на отримувану форму графіту. Чутливість формування ВГ до $Mg_{зал}$ зменшується при збільшенні товщини секції за рахунок зменшення швидкості евтектичної кристалізації (рис.2.2).



Товщина перерізу виливка: 1 – 50 мм; 2 – 30 мм; 3 – 10 мм.

Рисунок 2.2 – Вплив залишкового вмісту магнію на ступінь сфероїдизації графіту для різної товщини перерізу виливка [34].

Негативним явищем при введенні магнієвих модифікаторів у розплав є виникнення піроефекту, виділення диму та викиди металу з ковша. Поряд з магнієвими сплавами для отримання ЧВГ застосовують РЗМ-вмісні модифікатори, основною перевагою яких є простота обробки, вища щільність, спокійна взаємодія з розплавом без значного піроефекту та димовиділення [35-37]. Обробка розплаву рідкісноземельними сплавами була одним з перших процесів отримання ЧВГ в промислових умовах. З економічних міркувань найбільш широке застосування знайшов церієвий мішметал, який являє собою сплав з 50% церію, 25% лантану з невеликими кількостями неодима,

празеодима та інших рідкісноземельних елементів. Церій та лантан є ефективними розкислювачами та десульфураторами чавуну і більш стійкі при витримуванні до вигорання з розплаву у порівнянні з магнієм. Залишковий вміст церію, що відповідає формуванню ВГ, залежно від вмісту сірки у розплаві становить від 0,013 до 0,075%. При обробці розплаву ітрієм вермикулярний графіт формується у ще більш широкому діапазоні вмісту в розплаві (0,02...0,15%) цього елементу.

При зростанні вмісту сірки з 0,003% до 0,03% добавка РЗМ, яка потрібна для модифікування розплаву зростає з 0,05% до 0,25% (табл. 2.1). На кожні 0,01% сірки додатково має вводитися 0,05-0,06% РЗМ. Модифікуючий ефект РЗМ при температурі розплаву 1420⁰С зберігається у ковші з кислотою футеровкою до 10-12 хв. Серед рідкісноземельних елементів церій має найсильніший сфероїдизуючий ефект, а лантан забезпечує найбільш ефективне формування вермикулярного графіту. З іншої сторони добавки лантану мають найнижчі тенденції до відбілювання, а церію - найсильніші. Отримання ЧВГ за технологією обробки розплаву РЗМ в даний час має певне поширення, завдяки отриманню стабільних результатів модифікування.

Таблиця 2.1 – Величина добавки РЗМ – вміщуючого сплаву для отримання ЧВГ, мас.%

Вміст сірки у вихідному розплаві, %	0,03	0,05	0,06	0,07	0,08	0,09	0,10
Добавка РЗМ, %	0,176	0,210	0,246	0,280	0,350	0,384	0,424
Добавка залізо – кремнієвого сплаву з 21,5% РЗМ	0,82	0,98	1,14	1,31	1,63	1,79	1,97

Підвищена тенденція до кристалізації по метастабільному механізму з утворенням ледебуриту в тонких секціях (відбіл) є суттєвим недоліком обробки розплавів РЗМ-вмісними модифікаторами (рис. 2.3). Висока вартість даного виду лігатур обмежує сферу застосування такої технології обробки і не дозволяє розглядати її як перспективну для масового виробництва. Обробка розплавів РЗМ – вміщуючими добавками знаходить найбільше розповсюдження в одиничному виробництві товстостінних виливків.

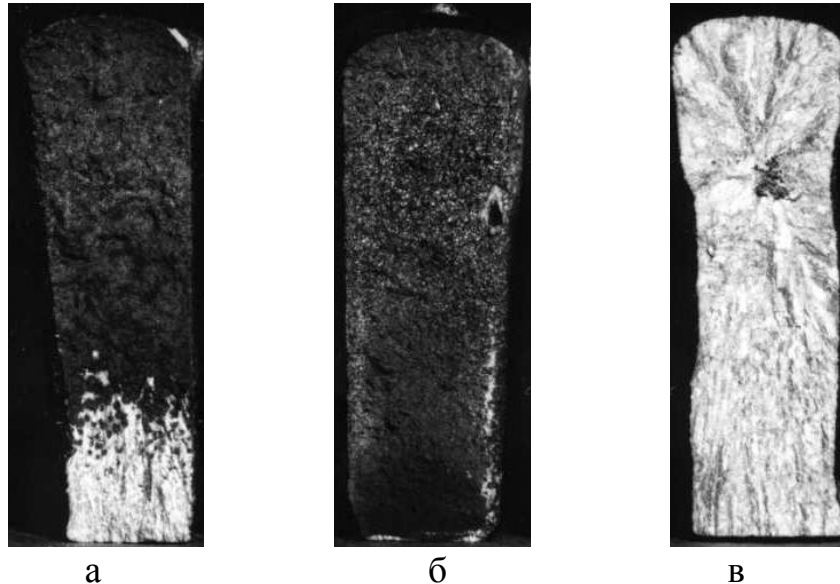


Рисунок 2.3 – Злам проб з різним залишковим вмістом церію у розплаві:
 а – базовий чавун; б – 0,01% Се; в – 0,03% Се

Критичною вимогою при виробництві ЧВГ є підтримка низького рівня вмісту сірки в базовому розплаві. Надлишкова сірка буде реагувати з магнієм і РЗМ, що знизить модифікуючий ефект цих добавок. Виробництво ЧВГ вимагає застосування вихідних розплавів з більш низьким вмістом сірки ніж при виробництві ВЧКГ. Базуючись на виробничому досвіді, вміст сірки в розплаві підготовленому до модифікування має знаходитися в межах 0,01...0,02%. Це є передумовою для стабільного виробництва ЧВГ. Недотримання вказаних меж приводить до формування в структурі небажаного пластинчастого графіту або збільшення долі кулястого графіту понад 20%. При вмісті у розплаві понад 0,02 % сірки швидкість зниження залишкового вмісту магнію після модифікування зростає, що веде до збільшення кількості шлакових включень. Проте, надмірна обробка Mg не може бути використана при виробництві ЧВГ, тому що додатковий Mg збільшить вірогідність формування у структурі включень КГ.

Ефективним прийомом при отриманні ЧВГ є поєднання добавок магнію та РЗМ, які взаємно підсилюють їх модифікуючі ефекти та зменшують десфероїдизуючий ефект шкідливих домішок. Типи і кількість рідкоземельних металів у магнійнієвих лігатурах варіюються в залежності від необхідних економічних показників.

Присутність у розплаві деяких хімічних елементів десфероїзаторів суттєво перешкоджає формуванню компактних форм графіту у модифікованому чавуні. Вплив десфероїдизуючих елементів характеризується коефіцієнтом K_1 , який при виробництві високоміцних чавунів не повинен перевищувати 1,0 [38]:

$$K_1=4.4 (\%Ti)+2.0 (\%As)+2.4 (\%Sn)+5.0 (\%Sb)+290 (\%Pb)+370 (\%Bi)+1.6 (\%Al).$$

Десфероїдизуючі хімічні елементи поділяються на такі, які не утворюють стійких хімічних сполук з магнієм (титан, цирконій, алюміній), та такі, що нейтралізують магній шляхом утворення з ним стійких хімічних сполук (арсен, олово, свинець, вісмут).

Управління вмістом у розплаві деглобуляризуючих елементів, які не вступають у хімічну взаємодію з магнієм, було покладено в основу третьої групи технологій отримання ЧВГ. Промислове виробництва ЧВГ при обробці розплаву лігатурами на основі магнію було започатковано після створення ефективної технології модифікування з більш широкими межами вмісту в чавуні $Mg_{зал}$ (0,005...0,03%), які відповідають формуванню ВГ. Наявність у розплаві титану перешкоджає формуванню у структурі підвищеної кількості кулястого графіту[49].

Ливарні цехи, які виробляють виливки з ЧВГ, як правило, також виробляють виливки і з ВЧКГ, тому виникає вимога ретельного розділення повернення. Небезпека попадання у розплав з поверненням титану при виробництві ВЧКГ може викликати значний процент браку по невідповідності кулястої форми графіту. Забруднення повернення титаном ускладнює виробництво виливків з ЧПГ без формування дефектних структур з переохолодженим графітом. Недоліком даного способу отримання ЧВГ також є зниження рівня механічної оброблюваності виливків з титановмісного чавуну за рахунок формування у структурі чавуну включень карбідів та нітридів титану.

Результати ряду досліджень показали можливість стабілізації отримання ЧВГ з застосуванням у якості десфероїдизуючої добавки хімічних з'єднань

сірки. Riposan продемонстрував, що пізнє введенні сірка у розплав у якості десфєроїдизатора сприяє переходу від формування кулястого графіту до вермикулярного [39, 40]. Десфєроїдизація добавками сірки обробленого магнієм розплаву проводиться шляхом витримування встановленого співвідношення Mg/S. Розплав з 0,003...0,007% сірки, нагрітий до 1500 °С, обробляли у ковші магнієвою лігатурою до залишкового вмісту магнію в межах 0,030...0,047%, після чого при заливанні ливарних форм застосовували подавання у струю піриту FeS₂ з розміром часток до 0,15 мм. Обробка розплаву сіркою в межах 0,005...0,025% забезпечує переважне формування у чавуні вермикулярного графіту. Додавання сірки після сфєроїдизуючої обробки забезпечує ширше вікно стабільності ЧВГ 0,015...0,030% Mg_{зал} порівняно з типовим більш вузьким вікном, яке має місце для обробки лише добавками магнію. Пізнє додавання сірки після рафінування та модифікування магнієм забезпечує збільшення дисперсності графітних включень та зменшення схильності розплаву до кристалізації з відбілом. В той же час у ЧВГ, який отримано після проведення пізнього модифікування добавкою FeS₂, спостерігалось значне збільшення неметалевих включень сульфідів магнію та марганцю, що стримує застосування даного способу на виробництві.

2.2 Контроль ефективності модифікування розплаву при отриманні чавуну з вермикулярним графітом

На сьогодні найбільш конкурентоздатним способом отримання виливків з ЧВГ є обробка розплаву добавками на основі магнію. На структуру та властивості виливків з ЧВГ впливає: хімічний склад розплаву та його спадковий стан перед модифікуванням (схильність до відбілювання), умови модифікування (температура, метод введення модифікуючих добавок, їх елементний, фазовий і фракційний склад). При тривалій витримці чавуну в печі з кислим футерованням відбувається накопичення в розплаві зважених оксидів кремнію, що підвищують вміст кисню. Для отримання стабільної структури і

властивостей виливків необхідно стабілізувати параметри металургійного процесу на кожній операції та використовувати експрес-методи аналізу модифікованого розплаву з можливістю проведення подальшого коригування за отриманими результатами. Зважаючи на вузький діапазон залишкового вмісту магнію, при якому відбувається формування ВГ, виробництво магнієвого ЧВГ для виготовлення якісних виливків вимагає застосування ефективних методів контролю результатів модифікування перед заливкою розплаву у ливарні форми.

При отриманні ЧВГ використовують наступні методи експрес – аналізу результатів модифікуючої обробки розплаву:

- хімічний аналіз з використанням спектральних методів;
- металографічні макро- та мікроскопічні дослідження (наприклад, клинові проби на кожне модифікування);
- вимірювання активності кисню;
- термічний аналіз.

Сучасні прилади спектрографічного аналізу оперативно дають необхідну інформацію про хімічний склад чавуну. Достатньо 10-15 секунд для точного визначення вмісту елементів в охолодженому металевому зразку. Сучасні іскрові оптико-емісійні спектрометри (емісійні аналізатори складу металів) дозволяють проводити елементний експрес - аналіз складу чавунів, в тому числі аналіз по таких елементах як С, S, P, N, O. Дані прилади широко застосовуються у ливарних цехах для оцінки хімічного складу базового розплаву перед модифікуванням, але мають високу вартість і вимагають кваліфікованого обслуговування.

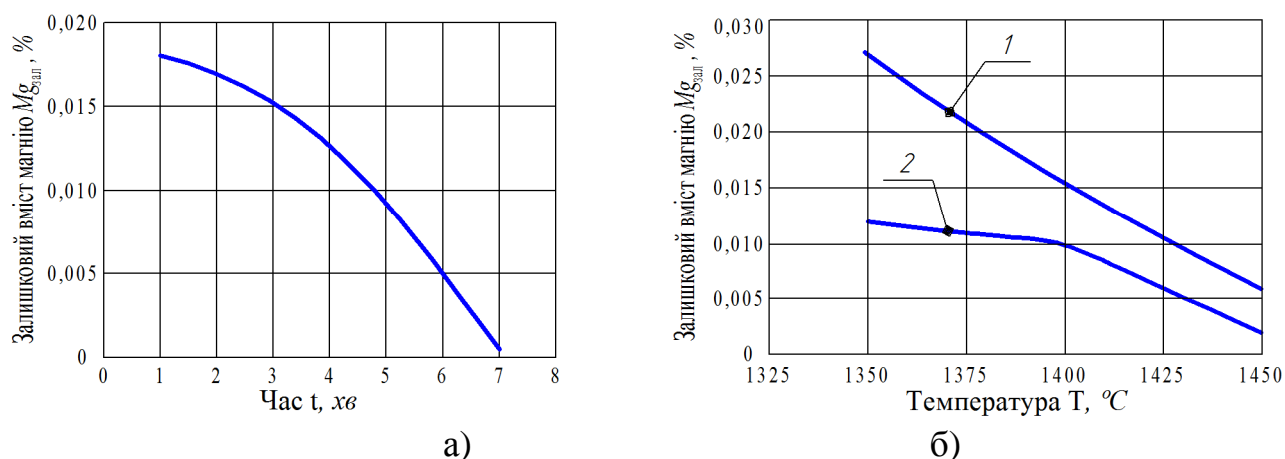
Вміст сірки перед обробкою модифікуванням розплаву повинен бути визначений з точністю 0,001%. В ливарних цехах розповсюджено застосування експрес – аналізаторів вмісту сірки у чавуні, робота яких заснована на методі кулонометричного титрування.

Наявність у пробах залишків неметалевих включень сульфідів та оксидів магнію веде до спотворення результатів вимірів, необхідних для оцінки

результатів модифікування. Ці відмінності виникають через вплив різних варіантів перебування магнію у чавуні:

- магнію, розчиненого у чавуні;
- магнію у складі неметалевих включень;
- магнію, у складі шлакових включень.

При витримці у ковші перед розливанням модифікованого розплаву проходить затухання дії Mg та рідкісноземельних елементів. Магній, через високий тиск його парів, швидко випаровується з розплаву. Крім того, при витримці магній та рідкісноземельні метали продовжують реагувати з присутніми у розплаві залишками оксидів кремнію, марганцю і заліза та сульфідами. Швидкість затухання зростає у випадках коли поверхня розплаву містить велику кількість шлаку та при підвищеній температурі розплаву (рис. 2.4).



1 – витримка розплаву 3 хв.; 2 – витримка розплаву 5 хв.

Рисунок 2.4 – Зниження залишкового вмісту магнію у модифікованому розплаві в залежності: а) від часу витримки розплаву після модифікування перед заливанням у ливарну форму; б) від температури розплаву [34].

Захисна атмосфера та чисті від шлаку, повністю заповнені розплавом, ковші мінімізують затухання. Допустимий час витримки розплаву перед заливанням у форми суттєво зростає, якщо поверхня модифікованого розплаву знаходиться у захисній атмосфері азоту або інертних газів.

Важливим фактором, що впливає на точність визначення вмісту магнію є методика відбору проб. Якщо пробу для хімічного аналізу взято з верхньої

частини роздаткового ковша і з останніх порцій розплаву, який розливається, то результати аналізу проб покажуть різний вміст магнію. Неметалеві включення будуть спливати і концентруватися у верхній частині розплаву. В залежності від умов обробки кількість неметалевих включень в зразках може суттєво різнитися, що знижує точність результатів аналізу.

На практиці модифікуючий ефект сфероїдизуючих елементів наближено оцінюють шляхом заливання клинової проби. При модифікуючій обробці, яка достатня для утворення вермикулярного чи кулястого графіту на базі розплаву евтектичного складу, злам клинової проби є світлим і, як правило, відбіленим. При первинному аналізі результатів модифікування також застосовують аналіз виду зламу стержнів-свідків, які спеціально передбачають на поверхні виливків, та характеру усадочної раковини на поверхні випорів. Ці методи контролю, незважаючи на простоту, не можуть забезпечити безпомилковість оцінки результатів модифікування.

Оцінка мікроструктури методами оптичної металографії, незважаючи на однозначність отримуваних результатів контролю, займає тривалий час. Тому метод металографічного дослідження не відповідає вимогам експрес - аналізу по швидкості та оперативній зручності і застосовується для експертної оцінки якості металу у готових виливках.

Значною проблемою технології контролю чавуну з вермикулярним графітом є чутливість структури до товщини перетину виливка. Оцінка структури виливків з допомогою передбачених стандартами зразків для випробувань у випадку з ЧВГ не завжди дозволяє оцінити реальні властивості чавуну у виливках. Якщо структура стандартного зразка складається переважно з графіту вермикулярної форми, то тонші перетини в реальних виливках можуть містити значну кількість сфероїдального графіту, а в товстих перетинах може виявитися пластинчастий графіт. На практиці часто використовують ступінчасті проби, що відображають ідентичні до реального виливка перепади перетинів виливка.

Необхідність скорочення тривалості виробничого процесу вимагає застосування нових методів і сучасних приладів, які дозволяють протягом короткого часу оцінити фізико-хімічний стан розплаву і провести прогнозування властивостей чавуну у виливках. Одним з експрес - методів прогнозування результатів модифікування при отриманні ЧВГ є визначення активності кисню в розплаві [41-43]. Кисень знаходиться у чавуні у двох формах - як елемент, розчинений у розплаві та у вигляді хімічних сполук – переважно оксидів. При модифікуючій обробці добавками магнію у розплаві послідовно протікають процеси розкислення, десульфурзації та розчинення певної кількості магнію безпосередньо у металі, що впливає на формування графіту. Хімічними методами складно визначити вміст кисню, який розчинено у розплаві чавуну, оскільки наявні включення оксидів впливають на результати аналізу, але за допомогою спеціальних зондів можна встановити у розплаві активність кисню, який не зв'язаний у хімічні з'єднання. На основі такого аналізу встановлюють взаємозв'язок між якістю модифікування на ЧВГ і рівнем вмісту кисню в базовому чавуні. При збільшенні залишкового вмісту магнію відбувається закономірне зниження активності кисню. Вимірювання активності кисню в межах до $5 \cdot 10^{-4}\%$ є досить поширеним при виробництві сталі. В розплавах чавуну, які пройшли модифікування магнієм, вміст кисню значно нижчий (близько $1 \cdot 10^{-7}\%$), що висуває більш високі вимоги до чутливості датчиків. Ливарні підприємства, які спеціалізуються на виробництво виливків з ЧВГ, в даний час обладнуються приладами - аналізаторами для визначення вмісту активного кисню в базовому чавуні. Привабливість цього методу контролю полягає в тому, що вимірювання активності кисню займає близько 12 секунд.

Тривалий час метод вимірювання активності кисню через низьку чутливість і значну дисперсію результатів не знаходив широкого застосування при виробництві високоміцного чавуну. В 90-х роках компанія Heraeus Electro-Nite (Бельгія) запропонувала систему для вимірювання активності кисню в рідкому чавуні Foundry Celox® з застосуванням одноразових датчиків,

встановлених на спеціальній віброуючій штанзі. При зануренні датчика у рідкий метал автоматично запускається вібратор, прикріплений до штанги.

Після розробки у 2005 році нового високочутливого датчика CF-Nod на основі твердого ZrO_2 електроліту стало можливим застосування контролю активності кисню в розплавах чавуну (рис. 2.5). Датчик CF- Nod, крім елемента для вимірювання активності кисню в ванні містить термопару для вимірювання температури розплаву. За результатом вимірювання система Celox® -Foundry дає швидку оцінку поточного стану розплаву і дає рекомендації по оптимізації процесу одержання високоміцного чавуну (рис. 2.6).



Рисунок 2.5 – Вимірювальна система Celox®-Foundry

Типовий вміст кисню в чавунах з різною формою графіту знаходиться в межах: для ЧПГ – 0,003...0,015%, для ЧВГ - 0,0014...0,003%, для ВЧКГ - 0,0005...0,0014%. В той же час, у різних літературних джерелах вказується широкий діапазон рівнів активності кисню у розплавах, які кристалізуються з формуванням ВГ. Це означає, що на формування графіту у виливках впливають ряд факторів, які не пов'язані з рівнем активності кисню.



Рисунок 2.6 - Вимірювання активності кисню в тиглі індукційної печі та у розливальному ковші [43].

Особливо нечітко визначається перехід між формуванням вермикулярного і кулястого графіту. Так, при зниженні активності кисню в процесі витримки модифікованого розплаву утворення ВГ починається при меншій активності кисню ніж при первинному модифікуванні. Вимірювання ускладнюється тим, що на активність кисню суттєво впливає температура розплаву. Таким чином, експрес - аналіз активності кисню не може бути рекомендованим у якості базового методу контролю формування ВГ у чавуні.

Експериментально досліджено новий перспективний спосіб швидкого прогнозування формоутворення графіту в чавуні шляхом вимірювання поверхневого натягу розплаву [45]. При проведенні аналізу інертний газ під тиском вдувається в рідкий чавун через капіляр, який занурюється у розплав на глибину 10...20 мм, для утворення 2...3 бульбашок за секунду. В процесі утворення бульбашки при видуванні газу, тиск у капілярі і, відповідно, у бульбашці контролюється високоточною системою збору даних. Крива зміни тиску являє собою синусоїду. Амплітуда і період синусоїдальної характеристики тиску відображають додатковий тиск, викликаний поверхневим натягом і відповідно швидкістю генерування бульбашок. Тривалість аналізу складає 5 сек. Поверхневий натяг модифікованого розплаву розраховується за наступним рівнянням:

$$\sigma = 1,6641\Delta P + 19,5022 \cdot N + 0,2038 \cdot (D - 600) - 0,3581 \cdot T + 292,9447,$$

де ΔP – амплітуда коливань тиску; N – кількість бульбашок, що утворюється протягом 5 секунд; D – діаметр капіляру; T – температура рідкого чавуну.

При значеннях поверхневого натягу менше $990 \text{ мН}\cdot\text{м}^{-1}$ - формується ПГ, при $990\dots1108 \text{ мН}\cdot\text{м}^{-1}$ – суміш ПГ та ВГ, при $1108\dots1283 \text{ мН}\cdot\text{м}^{-1}$ – переважно ВГ, при $1283\dots1385 \text{ мН}\cdot\text{м}^{-1}$ – суміш ВГ та КГ, а вище $1385 \text{ мН}\cdot\text{м}^{-1}$ – КГ. Температура рідкого чавуну суттєво впливає на результати визначення поверхневого натягу, що вимагає її автоматичного вимірювання і внесення коректив у результати розрахунку. На сьогодні ще відсутній промисловий випуск приладів для експес-аналізу формоутворення графіту, робота яких базується на вимірюванні поверхневого натягу розплаву.

Найбільш розповсюдженим способом прогнозування формоутворення графіту перед розливанням у ливарні форми модифікованих чавунів є термічний аналіз. Застосування цього методу передбачає заливання модифікованим розплавом спеціальних проб та аналізу кривих охолодження. Метод дозволяє оцінювати результати модифікування по ступеню переохолодження розплаву та по температурах ендотермічних і екзотермічних процесів (рис.2.7).

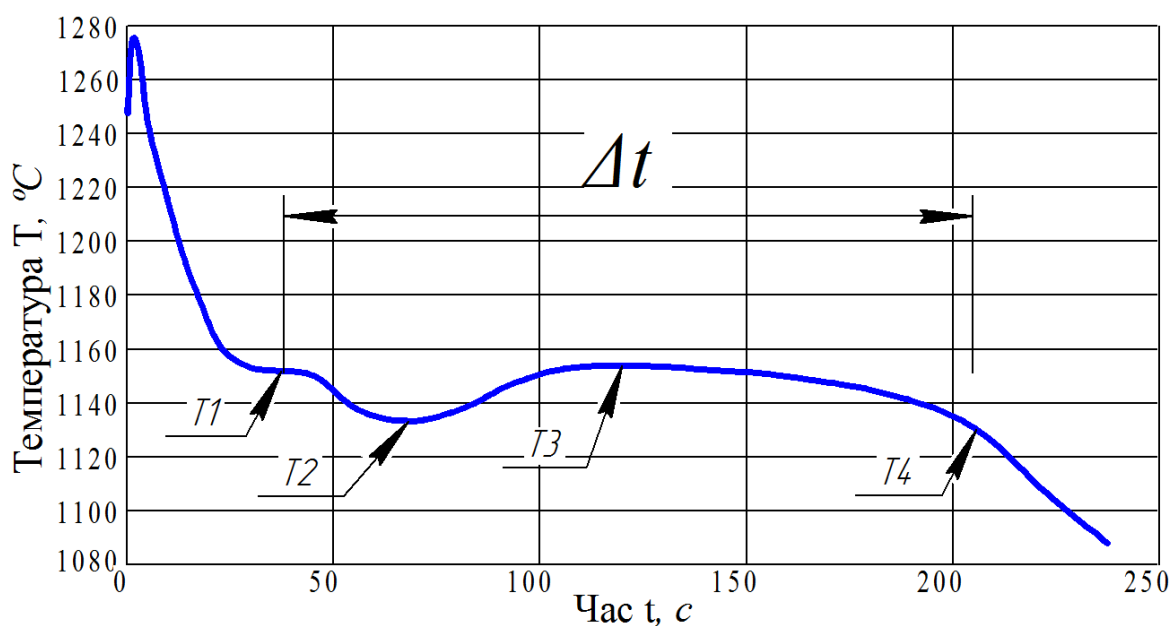


Рисунок 2.7 – Характерні точки кривої охолодження чавунів:

- T1 – температура ліквідус; T2 – температура переохолодження евтектики;
- T3 – максимальна температура евтектичного зупинки; T4 – температура солідус; Δt – тривалість затвердіння.

Поліпшення прогнозів формоутворення включень графіту досягається при застосуванні диференціального термічного аналізу (ДТА), який включає комп'ютерну обробку кривих охолодження з побудовою графіків похідних від кривих охолодження (рис.2.9). Аналіз максимумів перших похідних від кривих охолодження чавунів з вермикулярним графітом при використанні ДТА дозволяє при комп'ютерній обробці точно визначити величини переохолодження, температурні діапазони та тривалість евтектичного та евтектоїдного перетворень, значень рекалесценції (розігрівання металу за рахунок екзотермічної реакції кристалізації графіту).

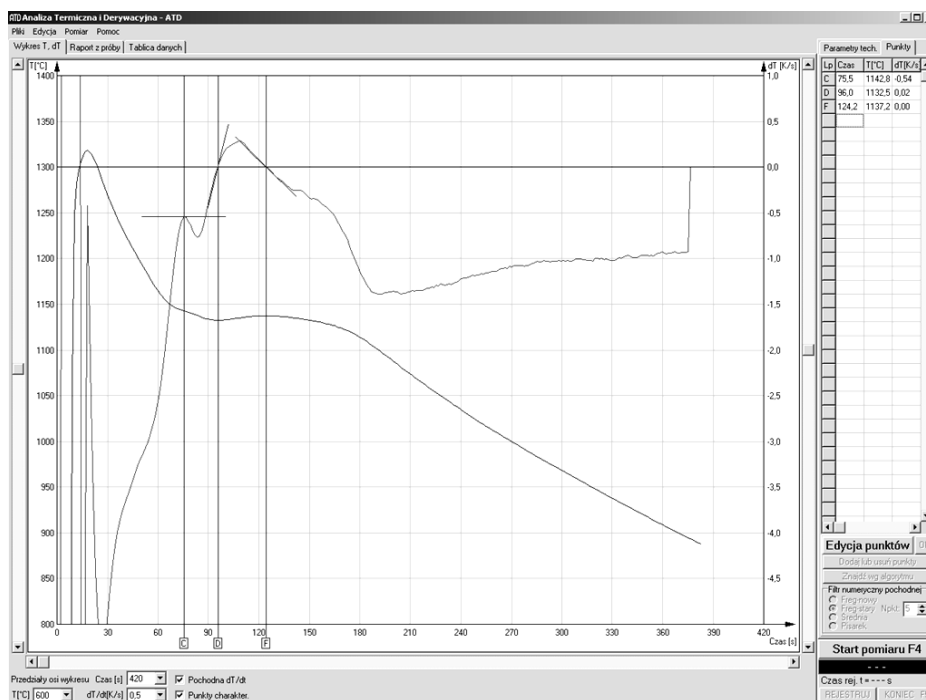


Рисунок 2.8 – Приклад кривої охолодження чавуну при диференційному термічному аналізі [46]

Обробка експериментальних результатів свідчить про існування тісної кореляції між температурою переохолодження евтектики (TEU), максимальною температурою евтектичної зупинки (TER) та морфологією графіту. У сірому чавуні графіт під час затвердіння контактує з рідиною і оскільки умови його росту з рідини є сприятливими, то цей процес проходить при незначних переохолодженнях та рекалесценції.

Для ЧВГ умови росту графіту менш сприятливі, тому спостерігається затримка початку евтектичного затвердіння та вищий рівень переохолодження,

порівняно з ЧПГ. В початковий період евтектичної кристалізації має місце швидкий ріст вермикулярного графіту у контакті з розплавом та інтенсивне звільнення прихованої енергії графітизації, в результаті чого фіксується значна рекалесценсія (TER- TEU). Термічний аналіз високоміцного чавуну з кулястим графітом фіксує значний рівень переохолодження (TEU), а графітизація відбувається повільніше при знижених значеннях TER, оскільки графітові включення втрачають контакт з рідкою фазою на ранніх стадіях затвердіння.

В цілому, температура протікання евтектичної кристалізації у модифікованих чавунах нижча по відношенню до вихідного чавуну і різниця між ними тим більша, чим вище ССГ. Для ЧВГ ця різниця становить 8...15 °С, а для чавунів з кулястою формою графіту зростає до значень 20...30 °С.

Практика застосування термічного аналізу свідчить, що на форму кривих охолодження впливає ряд додаткових факторів (хімічний склад розплаву, наявність у розплаві десфероїдизуючих елементів, склад сфероїдизуючих і графітизуючих модифікаторів, температура відбору проб). Будь-яка зміна якості розплаву чавуну супроводжується відповідною зміною форми кривої охолодження. Для обробки результатів термічного аналізу в мікропроцесорних пристроях приладів термічного аналізу створюється база даних кривих охолодження. Комп'ютерні програми, які закладені в основу приладів термічного аналізу, базуються на принципі порівняльного розпізнавання кривої охолодження. Метод оцінки якості розплаву використовує комплексне середньозважене відхилення характерних точок для прогнозування морфології графіту та ССГ на основі порівняння з еталонними даними. За допомогою критерію розпізнавання в електронній базі даних автоматично розшукується найбільш близька за формою оцифрована еталонна крива охолодження. Чим менше величина критерію розпізнавання, тим більш подібною є форма двох порівнюваних кривих охолодження на ділянці затвердіння. Даний метод аналізу легко пристосовується до умов різних ливарних підприємств після відповідного наповнення бази даних [47].

Розглянемо застосування термічного аналізу у виробничих умовах на прикладі системи QuiK-Lab® фірми Heraeus Electro-Nite (Швеція). Ця система реєструє зміну температури металу, який заливається у спеціальні одноразові випробувальні тиглі (QuiK - Cups®). Всередині випробувального тигля у тонкій кварцовій трубці розміщується термопара (рис. 2.9). Тиглі виготовляються зі стержневої суміші і містять контакти для передачі електричного сигналу від термопари до контактного блоку тримача QuiK-Cups®. Система є повністю автоматизованою. Після наповнення випробувального тигля модифікованим розплавом, починається запис і аналіз кривої охолодження без будь-яких додаткових дій з боку оператора. Тривалість вимірювання складає близько 60 секунд. Після встановлення оператором в тримач нового вимірювального тигля, система автоматично готова для аналізу нової проби.

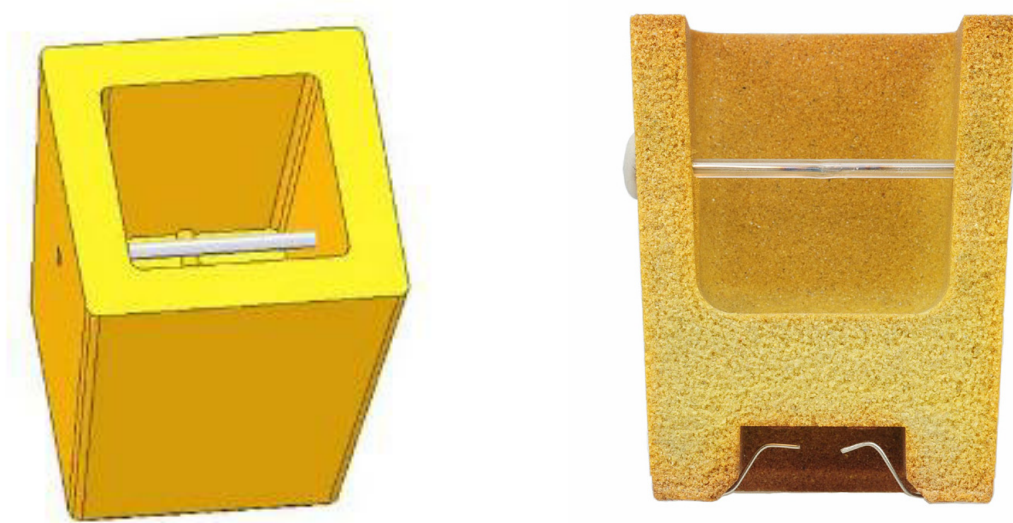


Рисунок 2.9 – Випробувальний тигель QuiK - Cups® зі стержневої суміші з встановленою термопарою

Сигнал від термопари проходить обробку комп'ютерною програмою у системі ATAS® (Adaptive Thermal Analysis System). Ця обробка виявляє затримки по швидкості охолодження проби і трансформує аналоговий сигнал від термопари у цифровий. Відбувається оцінка всіх істотних параметрів металу в процесі кристалізації проби (температура заливання проби,

температура ліквідус (TL), температура солідус (TS), мінімум та максимум температури евтектичної кристалізації (TE_{\min} , TE_{\max}), рекалесценція при евтектичній кристалізації, температура переохолодження).

Система ATAS® проводить розрахунки значень термодинамічних параметрів, інтерпретує ці дані та оцінює ризик виникнення ливарних дефектів. Основою системи ATAS® є база даних термічного аналізу чавунів, в якій автоматично зберігаються власні результати попередніх тестів. Вбудована функція навчання використовує ці дані, щоб коригувати базу даних сплавів відповідно до конкретних умов виробництва. Чим довше експлуатується дана система, тим більш об'ємна база даних і тим вища точність прогнозу.



Рисунок 2.10 - Прилад для проведення термічного аналізу QuiK-Lab® фірми Heraeus Electro-Nite.

Термічний аналіз також широко застосовується у практиці виробництва виливків з ЧПГ для експрес – аналізу вмісту у розплаві вуглецю, кремнію та вуглецевого еквіваленту. Точність такого аналізу значно підвищується при умові повної відсутності графітизації в процесі кристалізації проби. Для цього застосовують випробувальні тиглі, внутрішня поверхня яких покрита порошковою фарбою на основі сильного карбідостабілізуючого хімічного елемента - телура. Використання стандартного випробувального тигля з покриттям внутрішньої поверхні телуровою фарбою при аналізі високоміцних чавунів з вермикулярним та кулястим графітом є неприйнятним через нейтралізацію магнію в хімічній реакції з телуром. З цієї причини аналітична система ATAS® передбачає проведення одночасного аналізу кристалізації двох

проб: з білого чавуну та графітизованого чавуну. Це досягається паралельним застосуванням звичайних, не покритих телуром, тиглів і тиглів з додаванням розрахованої кількості сірки, яка більш ефективно вступає в реакцію з магнієм, залишаючи телур для забезпечення метастабільного затвердіння проби (рис. 2.11).

Формування перліту в процесі евтектоїдного перетворення залежить від ряду технологічних факторів та хімічного складу чавуну. Основними хімічними елементами, що впливають на перлітизацію, є Si, Cu, Mn і Sn. Для визначення будови металевої матриці в чавунах використовують систему ATAS® Pearlite, яка застосовує алгоритм для оцінки евтектоїдних перетворень. Аналіз евтектоїдних перетворення в чавуні системою ATAS® Pearlite заснований на продовженні термічного аналізу проб до температури 600 °С. Система ATAS® Pearlite прогнозує кількість утворююмого перліту та, відповідно, твердість по Брінеллю і міцність при розтягненні.



Рисунок 2.11 – Заливання проб при проведенні термічного аналізу чавуну з вермикулярним графітом

Вибір методу керування процесом обробки розплаву та проведення коригуючих дій залежить від обсягу виробництва, складності конструкції виливків і рівня вимог до їх мікроструктури. Високі вимоги до теплофізичних та фізико-механічних властивостей ЧВГ як матеріалу для блоків та головок циліндрів двигунів внутрішнього згорання вимагають формування у критично важливих ділянках виливків мікроструктури з ССГ у діапазоні 0...20%. Виробничий досвід свідчить, що навіть в умовах високої технологічної дисципліни виробництва, неминуча варіація результатів обробки розплаву модифікаторами. Стабільне серійне виробництво таких виливків вимагає більш точного аналізу властивостей розплаву та онлайнної керуючої дії для внесення змін до складу розплаву перед заливкою форм. Розширення масштабів промислового застосування ЧВГ стало можливим після створення доступних технологій управління процесами формоутворення графіту на основі комп'ютерних систем оцінки затвердіння модифікованого розплаву. Провідним світовим постачальником технології стабільного виробництва ЧВГ у масовому виробництві з кінця минулого століття є фірма Sinter Cast AB (Швеція). Для гарантованого досягнення результату модифікуючої обробки застосовується метод контролю, який включає термічний аналіз розплаву після модифікування магнієм та вимірювання близькості залишкового вмісту магнію у розплаві до значення, яке відповідає переходу від формування ВГ до ПГ, а також прогнозування вигорання магнію при витримці модифікованого розплаву.

Запатентований фірмою Sinter Cast стаканчик зонда - пробовідбірника виготовляється при штампуванні витяжкою з сталевого листа. Конструкція тонкостінного пробовідбірника забезпечує постійний об'єм проби (200 грам), запобігає окисленню розплаву під час заливання проб, забезпечує рівномірність затвердіння і дає точніше визначення переохолодження через усунення метастабільної кристалізації (відбілу). Протягом трьох секунд занурення у розплав, стінки зонда прогріваються до теплової рівноваги з розплавом. Сферична форма нижньої частини зонда призводить до руху потоків завдяки тепловій конвекції розплаву у пробі (рис.2.12).

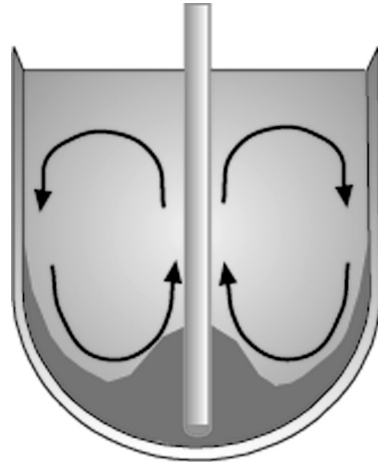


Рисунок 2.12 – Схема теплових конвекційних потоків у розплаві при проведенні термічного аналізу з застосуванням сферичної проби.

Теплові конвекційні потоки викликають омивання розплавом стінок і забезпечують розміщення охолодженого металу у нижній частині проби. Стінки нижньої частини стаканчика зонду фірми Sinter Cast обробляються реактивним покриттям, яке нейтралізує активний магній для імітації вигорання. Покриття виконане таким чином, що залишковий вміст магнію біля дна проби, де відсутні конвекційні потоки, стає за рахунок протікаючих реакцій на 0,003% нижче, ніж у центрі проби. Ця кількість нейтралізованого магнію складає таку ж, як і втрати від згасання, що спостерігається через п'ятнадцять хвилин витримки модифікованого розплаву у ковші. Це моделювання зниження активності магнію дозволяє одночасно встановлювати поведінку аналізуемого розплаву як на початку так і в кінці розливання ковша.

Термічний аналіз проби здійснюється двома термопарами, які розміщуються в захисній сталевій трубці всередині пробовідбірника (рис. 2.13). Перша термопара розташована в термічному центрі зразка і визначає характер затвердіння на початку розливання ковша. Друга термопара знаходиться в нижній частині проби і імітує хід затвердіння в кінці розливання ковша з модифікованим металом. Термопары повторно використовуються до 250 разів.

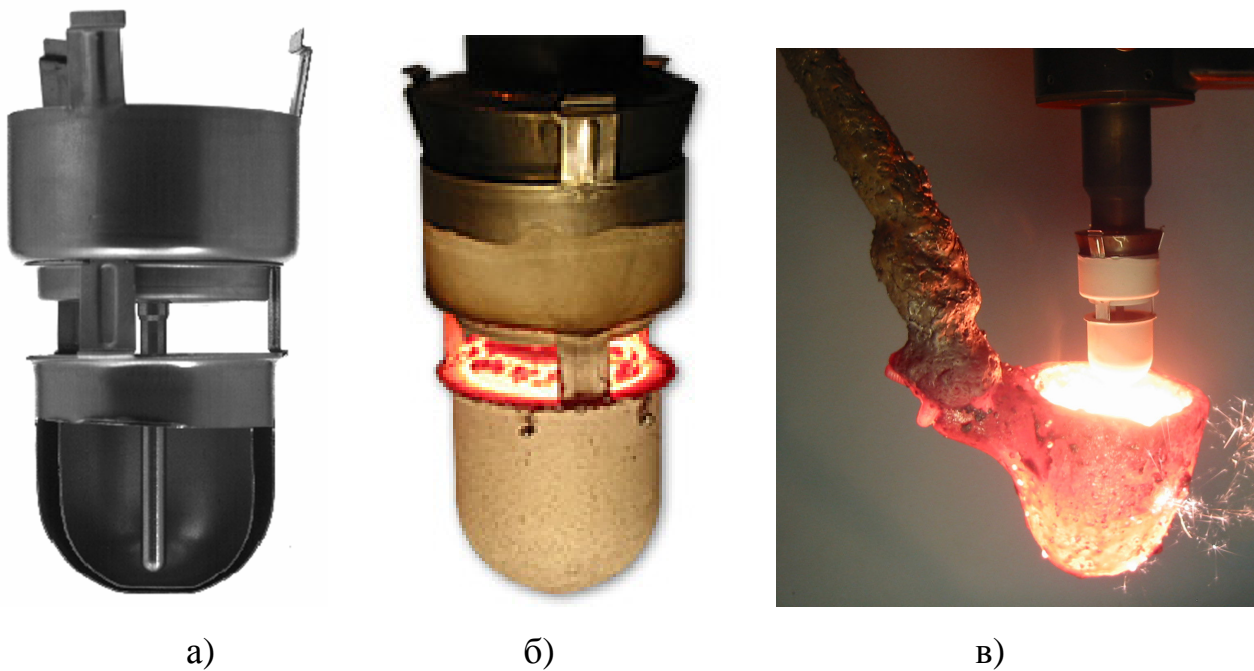


Рисунок 2.13 – Конструкція зонду фірми Sinter Cast для термічного аналізу модифікованого чавуну (а); зонд заповнений розплавом у процесі термічного аналізу (б); занурення зонду у розплав (в).

Якщо початковий вміст магнію у розплаві близький до межі формування ПГ, то нижня частина проби затвердіє як ЧПГ, тоді як у центральна частина проби буде кристалізуватися як ЧВГ (рис. 2.14).

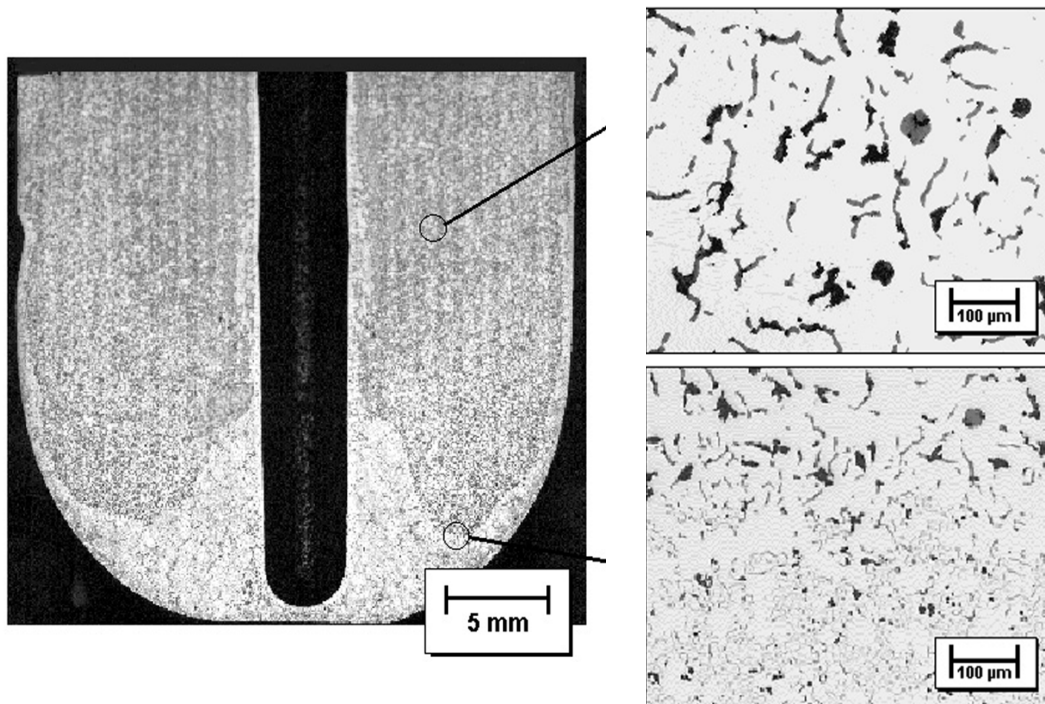


Рисунок 2.14 – Макроструктура та мікроструктура модифікованого магнієм чавуну у пробі, яка отримана з застосуванням зонду фірма Sinter Cast.

На поперечному перерізі проби фірми Sinter Cast видно ділянку роздільного потоку, основну масу чавуну і захисні трубку термопар (рис.2.14). Втрата активного магнію призводить до утворення у нижній частині проби пластинчастого графіту. Розмір зони з пластинчастим графітом у нижній частині проби пропорційний початковому вмісту магнію у базовому чавуні.

Сигнали від обох термопар аналізуються комп'ютерним контролером процесу, порівнюються з еталонними значеннями та служать основою для визначення вуглецевого еквіваленту, необхідної кількості коригуючого додавання магнію та графітізуючого модифікатора, щоб запобігти утворенню пластинчастого графіту і забезпечити формування мікроструктури з низьким рівнем ССГ. Загальний час, необхідний для отримання результатів аналізу, складає 3,5 хвилини.

2.3 Способи модифікування чавуну

Технологічні процеси виготовлення виливків з високоміцних чавунів з кулястим або вермикулярним графітом включають, як правило, дві стадії позапічної обробки вихідного розплаву:

- сфероїдизуюче (вермикуляризує) модифікування, що забезпечує формування графіту кулястої або вермикулярної форми;
- графітізуюче модифікування (інокулювання), що сприяє найбільш повному виділенню графіту без утворення структурно вільного цементиту у складі ледебуріту.

В результаті модифікування змінюються хімічний склад, будова, фізико-хімічні властивості рідкого чавуну і створюються умови для формування в процесі кристалізації ВГ.

З метою більш ефективного впливу на розплав і отримання максимально стабільного результату у більшості випадків зазначені стадії розділяють і виконують послідовно: спершу проводиться сфероїдизуюче модифікування, а графітізуюче модифікування виконується переважно перед/або в процесі

залівки ливарної форми. В ряді випадків, за рахунок використання комплексних модифікуючих добавок, ці дві стадії поєднують, як при обробці в розливному ковші, так і безпосередньо у ливарній формі.

Різноманітні умови виробництва виливків з ЧВГ та склад модифікаторів, різні вимоги до властивостей матеріалу визначають спосіб введення модифікатора в чавун. Основні сучасні способи сфероїдизуючої обробки, які застосовують при виробництві ЧВГ, умовно поділяють на чотири групи: модифікування в ковші, обробка чавуну модифікуючим дротом у ковші («трайб»-процес), модифікування в спеціальній реакційній камері та модифікування всередині ливарної форми («Inmold»-процес).

2.3.1 Модифікування у ковші

Отримання високоміцного чавуну за допомогою модифікаторів технологічно найбільш просто здійснюється у розливочних ковшах. Подрібнений модифікатор, до складу якого входить магній та/або метали рідкісноземельної групи, засипаються на дно розігрітого конічного або барабанного ковша безпосередньо перед випуском металу з плавильної печі. Така обробка чавуну магнійвміщуючими модифікаторами у ковшах незважаючи на окремі переваги і простоту, не дозволяє досягнути високого рівня засвоєння магнію та отримати стабільні результати обробки. Це відбувається, головним чином, тому, що розповсюджені магнійвміщуючі модифікуючі добавки мають низьку щільність (2300...4500 кг/м³) та швидко спливають в потоці розплаву з дна ковша на поверхню. Відбувається інтенсивне окислення часток модифікатора, які не встигли повністю розчинитися у розплаві, що супроводжується піроефектом та димовиділенням.

Обсяг парів магнію, що виділяються під час ковшового модифікування магнієвими лігатурами може досягати до 20 м³ на 1 т чавуну. Окис магнію, що виділяється у вигляді пилу, має дисперсність менше 1 мкм. При проектуванні вентиляції необхідно забезпечувати надлишок повітря в 10 разів більший від обсягу парів магнію. Гранично допустима концентрація такого пилу становить

10 мг/м³. Щоб забезпечити таку допустиму концентрацію пилу при модифікуванні 1 т чавуну при 40% засвоєння магнію з модифікатора необхідно 160 тис. м³ повітря. Тому, при проектуванні і організації ділянок виробництва чавуну з вермикулярним графітом за технологією ковшового модифікування необхідно передбачати потужну витяжну вентиляцію та пристрої пиловловлення.

Найбільш розповсюдженим на сьогодні є вдосконалений варіант ковшового модифікування - сендвіч-процес. Сендвіч-процес (англ. Sandwich - бутерброд) передбачає розміщення подрібненого вермикуляризуючого модифікатора (переважно залізо-кремній-магнієвої лігатури) в поглиблення у донній частині ковша, що дозволяє уникати переміщення модифікатора в початковий момент заповнення ковша розплавом. Покриття поверхні модифікатора шаром сталеної стружки чи пиловидного феросиліцію товщиною 10...20 мм дозволяє відтермінувати початок взаємодії лігатури з розплавом і підвищити ступінь її засвоєння. Відомо застосування багатьох різновидів покривного матеріалу. Модифікатор на дні ковша може зверху привантажуватися сталевими листовими обрізками, дробом, дрібним чавунним скрапом, чавунною стружкою, пиловидною фракцією модифікатора тощо. На дно реакційної камери для запобігання її зашлаковування рекомендується засипати шар чавунної стружки товщиною 10...15мм.

При зменшенні розміру фракції лігатури з 10...40 мм до 1...20 мм, можливе деяке поліпшення показників процесу модифікування. Застосування більш дрібної фракції та збільшення різниці між розмірами часток модифікатора забезпечують підвищення засипної щільності лігатури в реакційних камерах, що дозволяє зменшити інтенсивність реакції взаємодії розплаву з лігатурою. Зниженню інтенсивності взаємодії з розплавом також сприяє підвищення вмісту кальцію в модифікаторі з 0,5% до 1,5%. Наповнення ковша з плавильної печі ведуть інтенсивно, широким струменем. Такі прийоми дозволяють уникнути спливання модифікатора і його згоряння на дзеркалі металу без виконання модифікуючої дії та затримати у часі початок взаємодії

розплаву з модифікатором. В результаті, магній, що входить до складу модифікатора, починає випаровуватися вже після часткового заповнення розплавом ковша. Бульбашки парів магнію піднімаючись до поверхні металу, на шляху свого руху розчиняються в рідкому чавуні. Чим вищий рівень металу в ковші, тим довшим є час контакту бульбашки магнію з розплавом і, як наслідок, вище ступінь засвоєння магнію чавуном.

Основна перевага сендвіч-процесу: простота, низька собівартість та технологічна гнучкість. За різними даними засвоєння магнію при сендвіч-процесі становить від 35 до 60%.

За результатами застосування сендвіч-процесу вироблено практичні рекомендації стосовно конструкції (рис. 2.15) та розмірів ковша:

$$H = 2,5 d,$$

де H - внутрішня висота ковша, d - діаметр ковша.

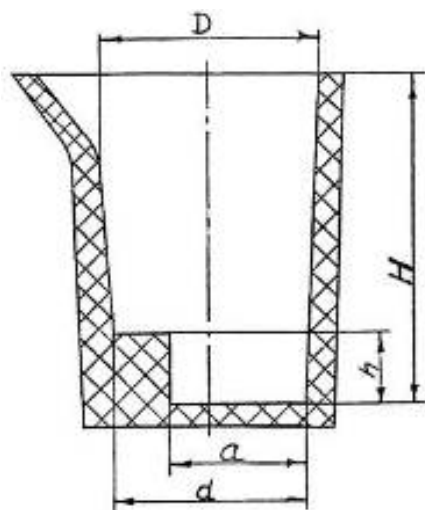


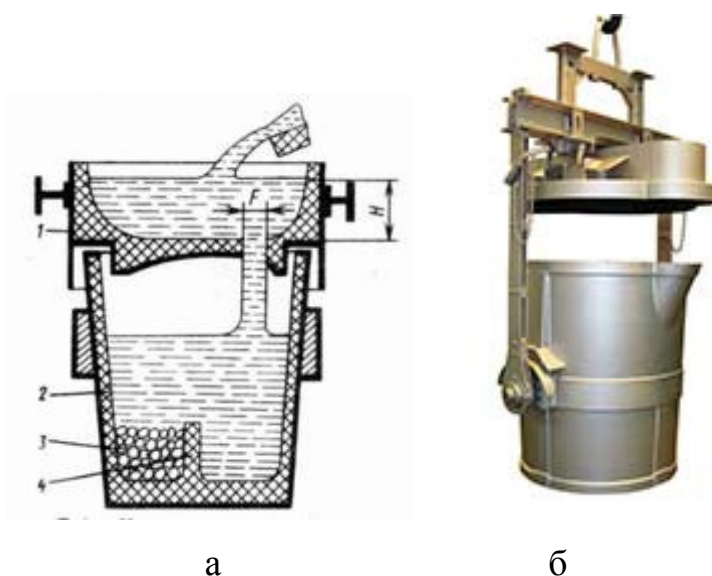
Рисунок 2.15 – Конструктивні параметри ковша для модифікування при застосуванні сендвіч-процесу

Підвищений (до 70...75 %) ступінь засвоєння магнію досягається при поєднанні сендвіч-процесу і застосуванні спеціальної футерованої кришки, яка встановлюється на ківш і відіграє роль ливарної чаші. Даний спосіб, який розроблений фірмою QIT-FerTitanGmbH (Німеччина), носить назву Тандиш-каве-процесс (англ. tundish cover – проміжний ківш з кришкою).

Таблиця 2.2 – Конструктивні параметри ковша для модифікування чавуну сендвіч - процесом

Ємність ковша, т	d, м	D, м	H, м	Габарити реакційної камери, м	
				h	a
0,5	0,38	0,47	0,52	0,10	0,26
3,0	0,84	0,90	1,00	0,20	0,56
5,0	1,00	1,13	1,10	0,20	0,67
10,0	1,10	1,33	1,4	0,35	0,70

Суть методу отримання ЧВГ в проміжному ковші з кришкою полягає в проведенні модифікування при випуску розплаву з плавильної печі в закритий ківш з чашею-кришкою, що запобігає проникненню повітря всередину ковша у процесі обробки модифікаторами (рис. 2.16).



1 – кришка ковша, яка виконує роль чаші; 2 – ківш; 3 – модифікатор;
 4 – перегородка, яка утворює камеру для розміщення модифікатора
 Рисунок 2.16 – Схема реалізації «tundish cover» процесу при виробництві ЧВГ
 (а) та зовнішній вигляд ковша (б)

Спосіб передбачає використання футерованої чаші-кришки з отвором для подачі чавуну в ківш, у донній частині якого розміщується Fe-Si-Mg лігатура. Пари магнію, що пройшли крізь розплав, створюють у ковші над поверхнею чавуну надлишковий тиск без доступу кисню з атмосфери, що знижує ступінь окислення магнію і позитивно впливає на збільшення засвоєння магнію в

чавуні. При відсутності зазору між ковшем і кришкою та при постійній наявності в чаші кришки розплаву модифікування в процесі наповнення ковша відбувається практично без піроефекту.

Підвищенню засвоєння магнію сприяє перегородка на дні ковша, що відокремлює перші порції чавуну, який заливається в ківш, від модифікатора. Завдяки цьому реакція модифікування починається, коли випускний отвір в кришці вже перекрито шаром розплаву.

При застосуванні процесів «сандвіч» і «tundish cover» для полегшення процесу засипання модифікатора на дно ковша або в реакційний відсік застосовують спеціальну завантажувальну трубу, обладнану лійкою - розтрубом. Засипаючи модифікатор через трубу, можна уникнути просипів мимо реакційного відсіку. Крім того, матеріал захисного покриття також легше розміщувати поверх модифікатора, якщо він буде подаватися через завантажувальну трубу.

Однією з переваг даної технології є можливість використання двох симетричних реакційних відсіків для розміщення модифікатора на дні ковша. При цьому забезпечується самоочищення від шлаку шляхом почергового використання відсіків в якості реакційних. По мірі заростання реакційного відсіку шлаком, кришку ковша повертають на 180° і другий, чистий відсік стає реакційним, в той час як забруднений шлаком промивається розплавом.

Основним критерієм, при розрахунку діаметра отвору в чаші є умова, щоб рідкий чавун перебував у чаші-кришці до того часу поки не завершиться протікання реакції модифікування. Підбором перетину отвору для чавуну регулюють тривалість заповнення ковша металом в залежності від його маси. Розрахунок ведуть за наступним співвідношенням:

$$F = \frac{G}{0,31 \tau \mu \sqrt{h}}$$

де F - площа отвору чаші, см²; τ - тривалість заповнення ковша, с;
 μ - безрозмірний коефіцієнт витрати при витіканні металу з отвору чаші

(орієнтовно приймається $\mu = 0,85$); h - середня висота шару металу в прийомній чаші, см; G - маса металу, що заливається в ківш, кг.

Проміжний ківш з кришкою може бути спроектований під будь-які конкретні умови виробництва і на сьогодні розроблено ряд варіантів, зокрема:

- ківш з фіксованою кришкою;
- ківш з кришкою, що піднімається;
- ківш, що закривається під стаціонарну кришку.

До переваг даного методу можна віднести:

- низькі капіталовкладення;
- відсутність піроефекту, низьке димовиділення, спокійне протікання реакції модифікування;

- високий рівень засвоєння магнію;
- низькі теплові втрати;
- низька кількість утворюваного шлаку.

В той же час, при використанні «tundish cover» процесу ускладнюються операції по підготовці ковша до заливання розплаву, завантаження модифікатора у реакційну камеру, очищення поверхні розплаву від шлаку. Процес «tundish cover» є найбільш придатним для обробки розплаву масою від 100 кг до 10 тонн.

2.3.2 Модифікування у ковші порошковим дротом

У наведених вище способів ковшового модифікування для отримання чавуну з вермикулярним графітом головним недоліком є складність корегування залишкового вмісту магнію у розплаві за результатами термічного аналізу перед заливкою ливарних форм. Ковшові методи обробки чавуну магнійвміщуючими лігатурами, засновані на одночасному введенні у розплав повної розрахованої дози модифікатора. Реакція модифікування проходить в локальній ділянці, і бульбашки з парів магнію, піднімаючись до поверхні розплаву, мають обмежений час контакту з розплавом. Тому технологічні прийоми ковшового модифікування не забезпечують стабільне засвоєння

магнію. Площа контакту магнію з рідким металом і, отже, засвоєння магнію значно підвищується, якщо модифікатор вводити в чавун в подрібненому вигляді малими порціями, наприклад, шляхом інжектування твердих, рідких або пароподібних присадок. Однак ці методи є технічно ускладненими і промислового застосування не знайшли.

Найбільш зручним і технологічним при отриманні чавунів з вермикулярним та кулястим графітом є введення в розплав подрібнених модифікуючих присадок, розміщених всередині тонкостінних сталевих оболонок. При подачі у розплав вертикально з заданою швидкістю такого дроту забезпечується контрольоване введення необхідної добавки. Для цього способу модифікування характерним є поступове прогрівання реагенту на початку взаємодії, що запобігає втраті магнію у верхніх горизонтах розплаву.

Даний метод широко застосовується з середини 90-х років минулого століття у ливарних цехах для виробництва високоміцних чавунів з розплавів як електропічної так і ваграночної плавки (без попередньої десульфурзації). Застосовують варіанти обробки одним порошковим дротом з сердечником з магнійвміщуючою добавкою чи двома порошковими дротами (з магнійвміщуючою та з графітизуючою добавками). Така обробка забезпечує отримання стабільного вмісту магнію на рівні 0,015...0,02% Mg, необхідного для отримання ВГ. Зміна вмісту магнію в чавуні є нескладною - достатньо лише змінити тривалість подачі дроту за допомогою механізму подачі (при постійній швидкості подачі). На перших етапах освоєння виробництва високоміцного чавуну у якості наповнювача порошкового дроту застосовували чистий магній, але обробка цією добавкою виявилася не технологічною.

В даний час для ливарного виробництва пропонуються порошкові дроти наповнювачами з комбінації феросплавів, що розробляються з урахуванням специфічних вимог виготовлення виливків з необхідними характеристиками. Для модифікуючої обробки застосовують порошковий дріт діаметром 13 мм, який складається з металевої оболонки товщиною 0,35...0,40 мм, заповненої порошком модифікатора на основі високомагнієвого сплаву (рис. 2.17).

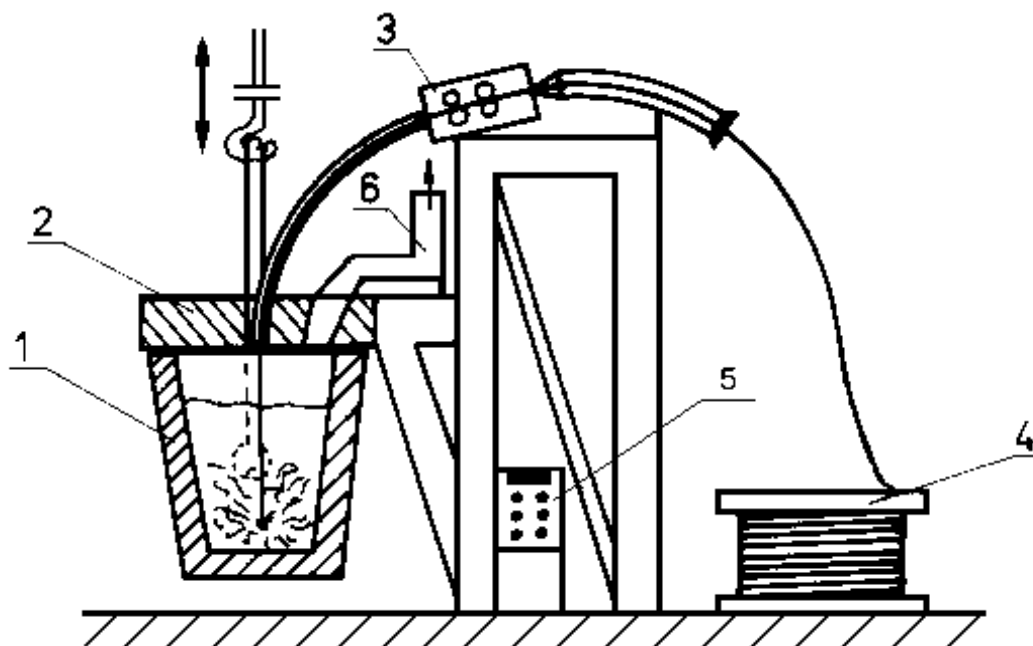


Рисунок 2.17 – Порошковий дріт у стані поставки споживачам

Оболонка порошкового дроту виготовляється з низьковуглецевої сталі і виконує роль захисного контейнера, запобігаючи контакту магнієвого модифікатора з рідким чавуном до моменту розплавлення оболонки. За рахунок високого вмісту у наповнювачі дроту магнію (понад 20%) забезпечується низька витрата модифікатора. При вмісті сірки до 0,03% витрата дроту становить 6...7 кг на тонну чавуну.

Швидкість подачі дроту співвідноситься з висотою рівня чавуну у ковші. Оптимальним є вивільнення феросплаву з порошкового дроту біля дна ковша. Якщо швидкість подачі дроту є занадто низькою, то феросплав вступатиме в реакцію близько до поверхні розплаву і магній буде інтенсивно випаровуватися з металу. Коли швидкість подачі дроту буде занадто високою, то при досягненні дна ковша, нерозплавлена стальна оболонка скручується і засвоєння магнію стає нестабільним.

Всі відомі конструкції установок для обробки чавуну порошковим дротом включають до свого складу роликівий механізм подачі, який носить назву «трайб-апарат». Сучасні трайб - апарати здатні подавати дріт з розрахованими швидкостями, мають компактні розміри і можливості застосування без суттєвих змін наявної у ливарних цехах технології (рис.2.18).



1 – ковш з рідким металом, 2 – кришка, 3 – механізм подачі дроту, 4 – котушка з дротом, 5 – блок керування, 6 – відвід газоподібних продуктів модифікування

Рисунок 2.18 – Схема установки для обробки розплаву порошковим дротом

Обробка чавуну порошковим дротом передбачає наступну послідовність операцій:

- контроль хімічного складу і температури вихідного чавуну;
- при необхідності корекція температури і хімічного складу вихідного чавуну;
- випуск чавуну в ківш для обробки і його зважування;
- обробка чавуну порошковим дротом за допомогою трайб -апарату;
- скачування шлаку;
- розливання чавуну у ливарні форми або перелив в установку автоматичної розливання.

Установка модифікування являє собою стенд (рис 2.19), який включає:

- робочий майданчик для розміщення ковша з металом і вільно переміщуваною кришкою ковша;
- система витяжної вентиляції і привід для її переміщення.

На другому поверсі установки, розташовується трайб-апарат, який здійснює подачу 2-х порошкових дротів в ківш по напрямних, розташованих в кришці ковша.

Стадії технологічного процесу модифікування порошковим дротом:

1. Виплавка вихідного чавуна необхідного хімічного складу та температури. Занесення на пульті управління установкою необхідної інформації: залишковий вміст сірки в чавуні, температуру випуску металу з печі, металоємність використовуваного ковша, висоту заповнення ковша металом.

2. Заливання металу в ківш, та транспортування його до установки модифікування.

3. Встановлення візка із заповненим ковшем всередині станції обробки з послідуочим закриттям дверцят.

4. Накривання ковша герметичною кришкою, що обладнана системою витяжної вентиляції, та введення в рідкий чавун порошкового дроту трайб-апаратом

5. Після завершення процесу модифікування проводиться підйом кінців порошкового дроту для звільнення ковша та підйом кришки ковша.

6. Відкриття дверцят станції обробки і викочування візка з ковшем за межі станції обробки.

7.Транспортування ковша на ділянку заливання форм.

8.Підготовка до модифікування наступного ковша шляхом автоматичного очищення напрямних труб подачі дроту за допомогою стиснутого повітря.



Рисунок 2.19 – Станція та установка для модифікування розплаву порошковим дротом при виробництві ЧВГ

Компанія Centauro (Італія) виробляє обладнання для виробництва високоміцних чавунів модифікуванням порошковим дротом, яке використовується на ряді ливарних підприємств. Модифікуюча обробка 50 т чавуну займає 5 хвилин, падіння температури чавуну в ковші за цей час становить близько 30 °С. Щільно прилягаюча до горловини ковша кришка установки модифікування і хороша система витяжної вентиляції виключають потрапляння в атмосферу цеху пило- газовиділень. Управління технологічним процесом модифікування здійснюється в автоматичному режимі з сенсорного пульта, який проводить розрахунок і подальше управління механізмами на підставі параметрів, що вводяться оператором: вага оброблюваного чавуну, температура рідкого чавуну на початку модифікування, вміст сірки в чавуні, ступінь засвоєння магнію, необхідний залишковий вміст магнію у чавуні, необхідна кількість графітуючого модифікатора.

В даний час технологія обробки чавуну порошковим дротом являє собою надійний і економічний метод виробництва високоміцного чавуну з кулястим і вермикулярним графітом, який має такі переваги в порівнянні з іншими традиційними методами обробки:

1. Можливість простого регулювання процесу обробки і переходу від виробництва ВЧКГ до ЧВГ за рахунок зміни часу подачі порошкового дроту. Кількість чавуну, обробленого за один цикл, може змінитися в широких межах 500...25000 кг. Відомі позитивні результати отримання ЧВГ з розплаву ваграночної плавки з підвищеним вмістом сірки шляхом ковшового модифікування порошковим дротом.

2. Відносно висока екологічна чистота процесу (модифікування йде або під зонтом витяжної вентиляції, або всередині камери модифікування, також оснащеної витяжною вентиляцією, що виключає потрапляння в атмосферу цеху диму, газів і пилу, викидів полум'я та бризок, що утворюються в процесі модифікування).

3. Більш високе прогнозоване засвоєння магнію з модифікатора, ніж при «сендвіч» процесі», що дозволяє знизити питомі витрати модифікатора;

3. Забезпечується гнучкість процесу при змінних початкових параметрах, таких як вміст сірки в базовому чавуні (можливість проведення десульфурзації і обробки металу магнієм в одному ковші), температура та вага розплавленого металу, можливість застосування порошкового дроту різного хімічного складу.

4. Стабільність процесу обробки, можливість виключити «людський фактор» (відсутні ручні операції підготовки модифікаторів, що забезпечує високу стабільність і повторюваність результатів.

5. Можливість використання в якості глобляризуючого модифікатора чистого магнію, взамін низькомагнієвих Fe-Si-Mg лігатур, що при серійному і масовому виробництві дозволяє використовувати весь обсяг утвореного повернення.

7. Кращі економічні показники обробки порошковим дротом у порівнянні з обробкою розплаву «сендвіч» процесом залізо-кремній-магнієвою лігатурою.

До недоліків цього методу обробки відноситься:

- утворення великої кількості шлаку і диму, що обумовлене високою інтенсивністю реакції розплаву з магнієм;

- висока вартість порошкового дроту та станції з трайб-апаратами для обробки чавуну.

Визначення довжини порошкового дроту L , м, який необхідно ввести у розплав для отримання заданого результату визначається з співвідношення [42]

$$L = \frac{(0,76 \cdot \Delta S + Mg_{зал}) \cdot m_z}{\eta_{Mg} \cdot Mg_p}$$

де $\Delta S = (S_{поч} - S_{кінц})$ – різниця у вмісті сірки у розплаві до і після модифікування; $Mg_{зал}$ - залишковий вміст магнію необхідний для формування у чавуні вермикулярного графіту (0,015...0,018 % по масі); m_z - маса оброблюємого розплаву в ковші, кг; Mg_p - вміст магнію в 1 метрі порошкового дроту, кг/м; η_{Mg} - коефіцієнт засвоєння магнію з порошкового дроту (35...45%); 0,76 – коефіцієнт, пов'язуючий вміст сірки та магнію.

Розглянемо приклад практичного визначення технологічних параметрів процесу модифікування розплаву порошковим дротом з метою отримання чавуну з вермикулярним графітом.

Модифікування проводиться в ковші місткістю 1000 кг. Висота ванни чавуну в ковші - 600 мм. В якості подаючого пристрою використовується автоматична система SFR Power компанії Centauro (Італія). Для модифікування вибираємо порошковий дріт марки 25 HS діаметром 13 мм, виробництва компанії TDR Legure (Словенія). Вага наповнювача з вмістом магнію 25% складає - 250 г/м. Таким чином, один метр порошкового дроту вносить у розплав 62,5 г магнію.

Для проведення графітизуючого модифікування вибираємо порошковий дріт марки RB 25, діаметр 13 мм, виробництво компанії TDR Legure (Словенія). Дріт наповнений феросиліцієм з барієм (хімічний склад, %: Si – 68%; Ba – 2,0...2,5%, решта Fe), вага наповнювача - 210 г/м. Даний модифікатор забезпечує ефективне графітизуюче модифікування при його введенні у розплав у кількості - 0,3% від маси оброблюваного чавуну.

Швидкість введення порошкового дроту в ківш уточнюється для конкретної технології обробки в залежності від металоємності і конструктивних

особливостей ковша, температури модифікування) на стадії апробації технологічного процесу. Для нашого випадку (ківш ємністю - 1,0 т з співвідношенням D:H=1:2) виробником порошкового дроту рекомендована швидкість введення порошкового дроту: з глобуляризуючим наповнювачем $V_m = 28 \text{ м/хв} = 0,467 \text{ м/с}$; з графітизуючим наповнювачем $V_i = 30 \text{ м/хв} = 0,5 \text{ м/с}$.

Необхідний залишковий вміст магнію $Mg_{\text{зал}}$, який необхідний для формування у чавуні вермикулярного графіту, вибирається в залежності від товщини стінки виливка, тривалості транспортування розплаву до місця розливання та тривалості розливання металу. Чим довший час займають ці процеси, тим вищим повинен бути залишковий вміст магнію. У нашому випадку приймаємо значення $Mg_{\text{зал}} = 0,018\%$.

Коефіцієнт засвоєння магнію розплавом в процесі модифікування визначається температурою розплаву, який обробляється - чим вища температура, тим нижчий рівень засвоєння. Коефіцієнт засвоєння магнію ($\eta_{Mg}, \%$) при температурі модифікування $1400 \text{ }^\circ\text{C}$ становить 40% .

Вміст сірки у розплаві перед модифікуванням чавуні ($S_{\text{поч}}, \%$) визначається за результатами хімічного аналізу чавуну, що проводиться у кінці плавки. У нашому випадку прийmemo значення $S_{\text{поч}} = 0,026\%$.

Значення залишкового вмісту сірки у чавуні з вермикулярним графітом ($S_{\text{кінц}}, \%$) рекомендується приймати в межах $0,010 \dots 0,015\%$. Приймаємо значення $S_{\text{кінц}} = 0,010\%$.

Розрахунок тривалості подачі порошкового дроту (A_m) проводять за формулою:

$$A_m = m_{\text{ч}} \cdot [Mg_{\text{зал}} + 0,76 \cdot (S_{\text{поч}} - S_{\text{кінц}})] / Mg_{\text{р}} \cdot V_m \cdot \eta_{Mg},$$

де A_m - тривалість процесу глобуляризуючого модифікування, с; $Mg_{\text{зал}}$ - необхідний залишковий вміст магнію в ЧВГ, %; $S_{\text{поч}}$ - масова частка вмісту сірки в вихідному чавуні, %; $S_{\text{кінц}}$ - масова частка вмісту сірки в ЧВГ після модифікування, %; $m_{\text{ч}}$ - маса оброблюваного чавуну, кг; $Mg_{\text{р}}$ - маса магнію в одному метрі порошкового дроту, кг/м; V_m - швидкість введення порошкового дроту, м/с; η_{Mg} - коефіцієнт засвоєння магнію, %.

Підставивши в формулу вихідні дані, отримуємо:

$$A_m = 1000 \cdot [0,018 + 0,76 \cdot (0,026 - 0,01)] / 0,25 \cdot 0,467 \cdot 40 = 26 \text{ с} = 0,43 \text{ хв.}$$

Витрати порошкового дроту із сфероїдизуючим модифікатором в метрах ($L_m, \text{м}$):

$$L_m = V_m \cdot A_m = 0,467 \cdot 26 = 12,14 \text{ м.}$$

Тривалість графітізуючого модифікування ($A_g, \text{секунд}$) розраховується за формулою:

$$A_g = m_{\text{ч}} \cdot r / 100 \cdot V_i \cdot q_i,$$

де $m_{\text{ч}}$ - маса оброблюваного чавуну, кг; r - рекомендована питома витрата графітізуючого модифікатора, %; V_i – швидкість введення порошкового дроту з графітізуючим модифікатором, м/с; q_i – питомий вміст графітізуючого модифікатора в порошковому дроті, кг / м.

Після підстановки даних отримуємо:

$$A_i = 1000 \cdot 0,3 / (100 \cdot 0,5 \cdot 0,21) = 28,5 \text{ с} = 0,476 \text{ хв.}$$

Витрата порошкового дроту з графітізуючим модифікатором в метрах становить ($L_g, \text{м}$):

$$L_g = V_i \cdot A_g = 0,5 \cdot 22,86 = 14,25 \text{ м.}$$

Оператор установки модифікування порошковим дротом контролює лише показник тривалості модифікування. Пульт управління установки автоматично відключає подачу модифікуючого порошкового дроту через певний час за сигналом комп'ютерної програми. Всі технологічні параметри уточнюються на стадії відпрацювання технології, стосовно до конкретних умов виробництва.

Одним з поширених варіантів отримання ЧВГ при виробництві відповідальних виливків є поєднання ковшового модифікування розплаву з додатковим корегуючим модифікуванням порошковим дротом. Первинне модифікування здійснюється «сандвіч» методом при випуску розплаву з індукційної печі у ковш ємністю 800...1100 кг. Для модифікування використовують Mg-Fe-Si лігатуру та церієвий мішметал. Після базової обробки, проводять термічний аналіз модифікованого чавуну. Після виконання термічного аналізу ківш переміщується на стенд для додаткової обробки

порошковим дротом. Отримані результати термічного аналізу в автоматичному режимі порівнюються з каліброваними показниками, які розміщуються у базі даних приладу та даються рекомендації щодо корегуючої обробки розплаву магнієм, який входить до складу порошкового дроту.

З метою отримання виливків з ЧВГ з стабільним рівнем властивостей фірма Sinter Cast розробила технологію відстеження та реєстрації обробки кожного ковша порошковим дротом на різних етапах підготовки до заливки ливарних форм. Процес Sinter Cast заснований на вимірюванні і коригування якості розплаву кожного ковша за допомогою модифікування дротом, яке включене в наявний у ливарному цеху транспортний потік ковшів. На основі результату термічного аналізу автоматично визначається необхідна додаткова обробка для отримання чавуну з високим вмістом ВГ модифікатором, який буде автоматично введено у розплав у вигляді порошкового дроту трайб-апаратом. Під час здійснення відпрацьованого серійного виробництва корегуюча добавка магнію становить незначну кількість (в середньому 35 грам на тонну розпаву) і забезпечує досягнення стабільних результатів обробки.

Технологія Sinter Cast Ladle Tracker® заснована на розміщенні на кожному ковші ідентифікаційної «етикетки» (позначку радіочастотної ідентифікації). Антени для зчитування інформації встановлюються на критичних ділянках технологічного процесу лиття, таких як зливання металу з плавильних печей, обробка розплаву та заливання ливарних форм. Якщо будь-який крок згідно технології не був успішно завершений, машина для розливу буде автоматично заблокована, не покладаючись на команди оператора.

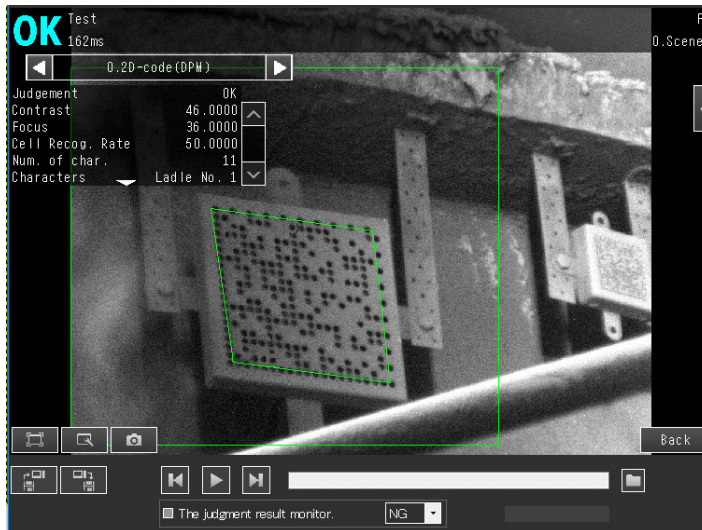


Рисунок 2.20 – Мітка, яка розміщена на заливочному ковші, для ідентифікації по технології Sinter Cast Ladle Tracker®

2.3.3 Модифікування чавуну всередині ливарної форми

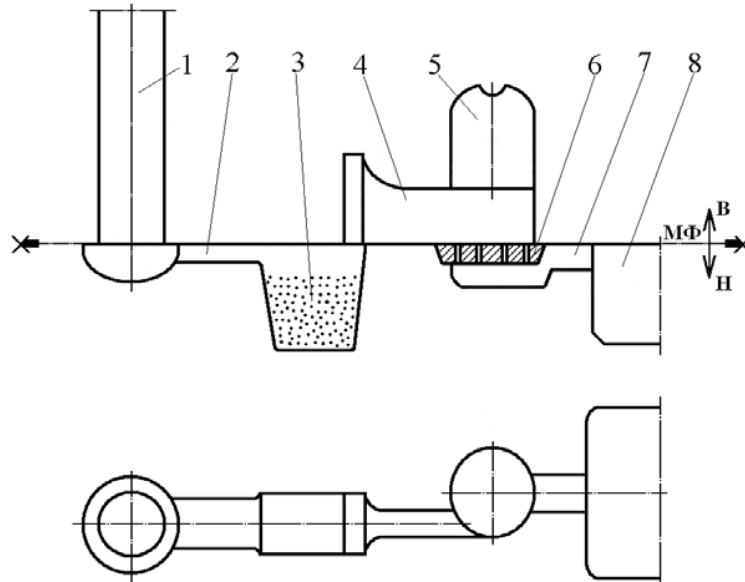
Аналіз тенденцій розвитку процесів модифікування при виготовленні високоміцних чавунів свідчить про перспективність пізніх методів модифікування, суміщених з операцією заливання ливарних форм. В результаті скорочення до мінімуму інтервалу часу від модифікування розплаву до його кристалізації пізня обробка має більш високу ефективність.

Інмолд-процес (Inmold Process) - процес одностадійного модифікування всередині ливарної форми (МВЛФ). Можливості процесу МВЛФ ідеально вписуються у виробництво виливків з високоміцних чавунів на автоматичних формувальних лініях, що дозволило провідним світовим виробникам литва досягнути суттєвого збільшення обсягів виробництва. За даними фірми ЕЛКЕМ (Норвегія), яка спеціалізується на виробництві модифікаторів, у світі близько 10% виливків з високоміцного чавуну виробляється методом модифікування всередині ливарної форми. Результати ряду досліджень по одержанню високоміцних чавунів модифікуванням всередині ливарної форми свідчать про принципову можливість одержання таким способом і ЧВГ. Патент Великобританії №1559168 деталізує параметри одержання виливків з ЧВГ цим способом із розплавів, що містять менш 0,02% сірки.

Основою модифікування чавуну всередині ливарної форми є розміщення в ливниковій системі спеціальної реакційної камери, в яку засипається розрахована кількість подрібненого магнійвміщуючого модифікатора. Реакційна камера всередині ливарної форми системи є елементом ливникової системи і розміщена на шляху руху рідкого металу. Модифікатор завантажують в реакційну камеру безпосередньо перед збиранням ливарної форми. Модифікування розплаву відбувається безперервно, поки метал протікає через реакційну камеру перед попаданням у порожнину ливарної форми. У процесі заливання ливарної форми, метал проходячи крізь реакційну камеру, рівномірно змиває і розчиняє в собі модифікатор. Процес проходить практично без доступу кисню, що перешкоджає окисленню і, як наслідок, запобігає піроефекту, газо-пиловиділенню, забезпечуючи високу ступінь засвоєння магнію і, відповідно, низькі витрати модифікатора (приблизно в 2 рази менші, ніж при модифікуванні «сендвіч-процесом»). При модифікуванні чавуну в реакційних камерах підвищується стабільність результатів обробки, зменшується схильність чавуну до кристалізації з відбілом, що усуває необхідність проведення операції графітизуючого модифікування.

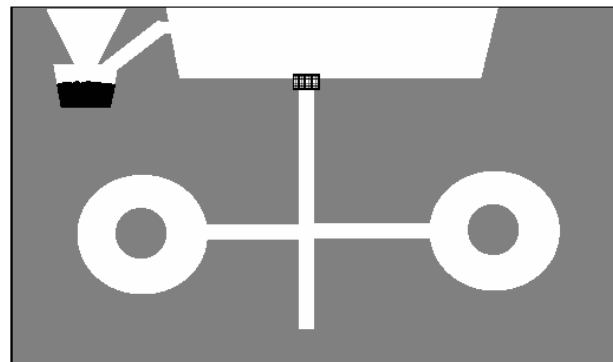
При МВЛФ ливниково-модифікуюча система складається зі стояка з заливальною воронкою, ливникового каналу що підводить розплав від стояка до реакційної камери, ливникового каналу, що відводить модифікований розплав від реакційної камери до порожнини ливарної форми і виконує роль шлаковловлювача (рис. 2. 21).

Для отримання якісних виливків, вільних від продуктів модифікування, ливниково - модифікуюча система доповнюється застосуванням додаткових вставок шлаковловлювачів та фільтрувальних сіток, які виготовлено з вогнетривких матеріалів. Розроблені також технологічні процеси МВЛФ при застосуванні ливарних форм з вертикальним роз'ємом. При цьому, для зручності розміщення у формі, застосовуються вставки з спресованого модифікатора (рис. 2.22).



1 – стояк; 2 – вхідний канал в реакційну камеру; 3 – реакційна камера з модифікатором; 4 – випускний канал з реакційної камери; 5 – шлаковловлювач; 6 – фільтрувальна сітка; 7 – живильник; 8 – виливоч

Рисунок 2.21 – Конструкція ливниково-модифікуючої системи при МВЛФ



1 - реакційна камера; 2-фільтр

Рисунок 2.22 – Приклад застосування МВЛФ на автоматичній формувальній лінії з вертикальним роземом форм

У випадку витримки модифікованого у ковші розплаву, завжди має місце вигорання магнію. Заливання повинно періодично перериватися для проведення корегування, що призводить до зростання технологічного часу. Застосування МВЛФ повністю усуває цю проблему, оскільки обробка магнію проводиться в окремо у кожній формі в процесі її заливання. Це означає, що розплав може зберігатися в печі у розплавленому стані без будь-яких обмежень. Базовий розплав одного складу може бути використано для

отримання широкого діапазону марок ЧВГ, оскільки залишковий вміст магнію у розплаві буде визначатися розмірами реакційної камери.



Рисунок 2.23 – Частина ливарної форми з реакційною камерою заповненою модифікатором та встановленим фільтром

Стабільність процесів МВЛФ визначається кінетикою процесів, що протікають у реакційних камерах, що, в свою чергу, залежить від тепло- і масообмінних процесів. Багато хімічних реакцій між магнієм та домішками чавуну і з компонентами формової суміші при МВЛФ кінетично не встигають завершитися до моменту початку кристалізації. Результати досліджень свідчать, що в порівнянні з модифікуванням у ковші використання глобуляризуючого модифікування у ливарній формі суттєво (до двох раз) зменшує вміст газів у чавуні [48].

Швидкість тепло- і масообмінних процесів міжфазної взаємодії розплаву з зернистим модифікатором визначається:

- хімічним складом модифікуючого сплаву;
- гранулометричним складом модифікатора;
- геометрією проточного реактора;
- гідродинамікою руху розплаву;
- температурою розплаву.

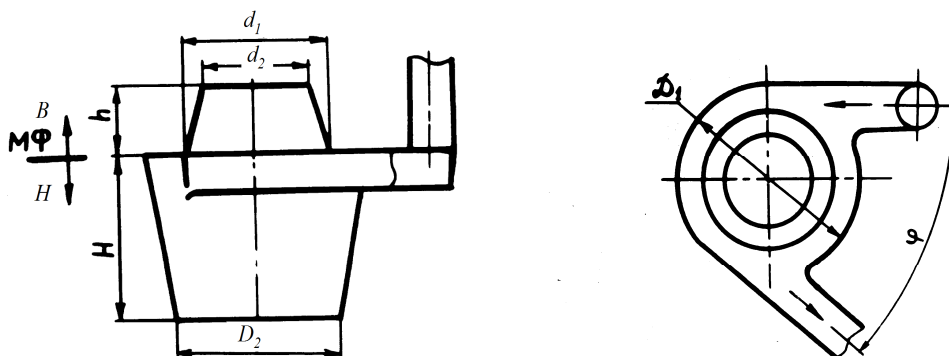
Для отримання якісних виливків з ЧВГ необхідно суворо дотримуватися співвідношень між температурою і швидкістю заливки розплаву у форму, складом, кількістю і фракцією модифікатора, а також використанням якісних шихтових матеріалів і проведення контролю на всіх стадіях процесу.

Ливникова система з реакційною камерою повинна забезпечити:

- спокійний потік розплаву через реакційну камеру;
- частинки нерозчиненої магнієвої лігатури не повинні виходити за межі реакційної камери,
- звуження потоку розплаву на виході реакційної камери (зменшення поперечного перерізу каналів ливникової системи);
- використання керамічних фільтрів в ливниковій системі для затримання оксидів і шлаків.
- синхронізація тривалості заливки з часом необхідним для розчинення лігатури.

Для технології МВЛФ необхідним є створення умов, при яких перехід магнію в чавун відбувається рівномірно протягом усього часу заливки ливарної форми. Перехід магнію в чавун відбувається у ході пошарової міжфазної взаємодії, при якій швидкість розчинення лімітується поверхнею частинок модифікатора, що знаходиться в межах реакційного шару. Недолік пошарової міжфазної взаємодії полягає в тому, що перші порції розплаву, які контактують з холодним модифікатором, мають понижений вміст магнію та інших модифікуючих хімічних елементів. Вибір і застосування оптимального, для конкретних умов, виду міжфазної взаємодії є одним з головних чинників при розробці високоефективного керованого процесу модифікування в реакційній камері. Діаметр реакційної камери, фракція модифікатора і коефіцієнт заповнення реакційної камери відносяться до чинників, які мають найбільший вплив на швидкість процесу розчинення модифікатора. Високі показники процесу МВЛФ досягаються при використанні відцентрової конструкції реакційної камери, коефіцієнту її заповнення 70%, фракції модифікатора розміром 1...4 мм. Створення в реакційній камері режиму відцентрового руху прискорює утворення рідкотвердого середовища, що є умовою інтенсивного розчинення модифікатора. В порівнянні з прямою камерою при модифікуванні в відцентровій реакційній камері при витраті модифікатора 1% вміст магнію у металі виливків збільшується в 1,5...2 рази[49].

При проведенні досліджень автори даного посібника використовували реакційні камери у формі усіченого конуса з співвідношенням основних розмірів, вибраних на підставі рекомендацій по отриманню ВЧКГ методом МВЛФ. Для поліпшення взаємодії з модифікатором використовувався тангенційний підвід розплаву у реакційну камеру (рис. 2.24). Це забезпечувало протягом всього періоду заповнення форми рівномірного розчинення модифікатора при високому ступені засвоєння магнію.



$D_1=(1,1\dots1,2) D_2$; $d_2=(0,5\dots0,6) D_1$; $d_1=(0,7\dots1,0) d_2$; $H=(0,7\dots1,0) D_2$; $\varphi=45-600$

Рисунок 2.24 – Конструкція реакційної камери та співвідношення її розмірів

[50-51]

Основним параметром, що визначає кінетику розчинення лігатури в розплаві при МВЛФ є фактор розчинення (ФР) [52]:

$$\Phi P = V/S,$$

де V – швидкість заливання металу у форму, кг/с; S – площа горизонтального перетину реакційної камери, см^2 .

Цей показник визначає кількість лігатури, що засвоюється розплавом при модифікуванні, і регулюється шляхом зміни швидкості заливання розплаву у форму і розмірами реакційної камери. Вибрані значення ФР корегуються залежно від вмісту магнію, кальцію та РЗМ у складі залізо – кремній – магнієвої лігатури, вмісту сірки у базовому чавуні, температури заливки ливарної форми.

У якості модифікуючої добавки, зазвичай, використовуються магнійвміщуючі лігатури на основі кремнію і заліза з вмістом магнію 5...10%, кальцію - до 2...3%; РЗМ - до 2%. Фракційний склад модифікаторів: 1...4 мм. Присутність пилу у подрібненому модифікаторі не допускається, оскільки це

призводить до різкого гальмування процесу пошарового розчинення. При низькому вмісті магнію в лігатурі помітно знижується швидкість її розчинення у розплаві. Важливо застосовувати свіжеподрібнену лігатуру, оскільки при тривалому зберіганні по поверхні відбувається окислення магнію і дисперсні частинки втрачають свої модифікуючі властивості.

Послідовність розрахунку реакційної камери:

1. Визначається загальна металоємність форми (маса вилівка та ливниково-живильної системи), M , кг.

2. Розраховується час заливки ливарної форми за загальновідомими формулами або за номограмами τ , с.

3. Розраховується масова швидкість заливки ливарної форми $q = M/\tau$, кг/с.

4. Розраховується площа горизонтального перетину реакційної камери, що визначає діаметр реакційної камери: $S = \Phi R/V$, см^2 . При цьому, фактор розчинності модифікатора для отримання ЧВГ залізо-кремній магнієвою лігатурою з вмістом 5...7% магнію вибирається у діапазоні 0,04...0,06 $\text{кг/с}\cdot\text{см}^2$.

5. Розраховується маса модифікатора Q (кг), необхідна для обробки чавуну, який заливається у ливарну форму. При вмісті сірки у чавуні перед модифікуванням до 0,01% засвоєння магнію з модифікатора складає 80%.

6. Розраховується об'єм реакційної камери: $V_k = M \cdot \gamma$,
де $\gamma = 0,002 \text{ кг} / \text{см}^3$ - питома вага подрібненого модифікатора.

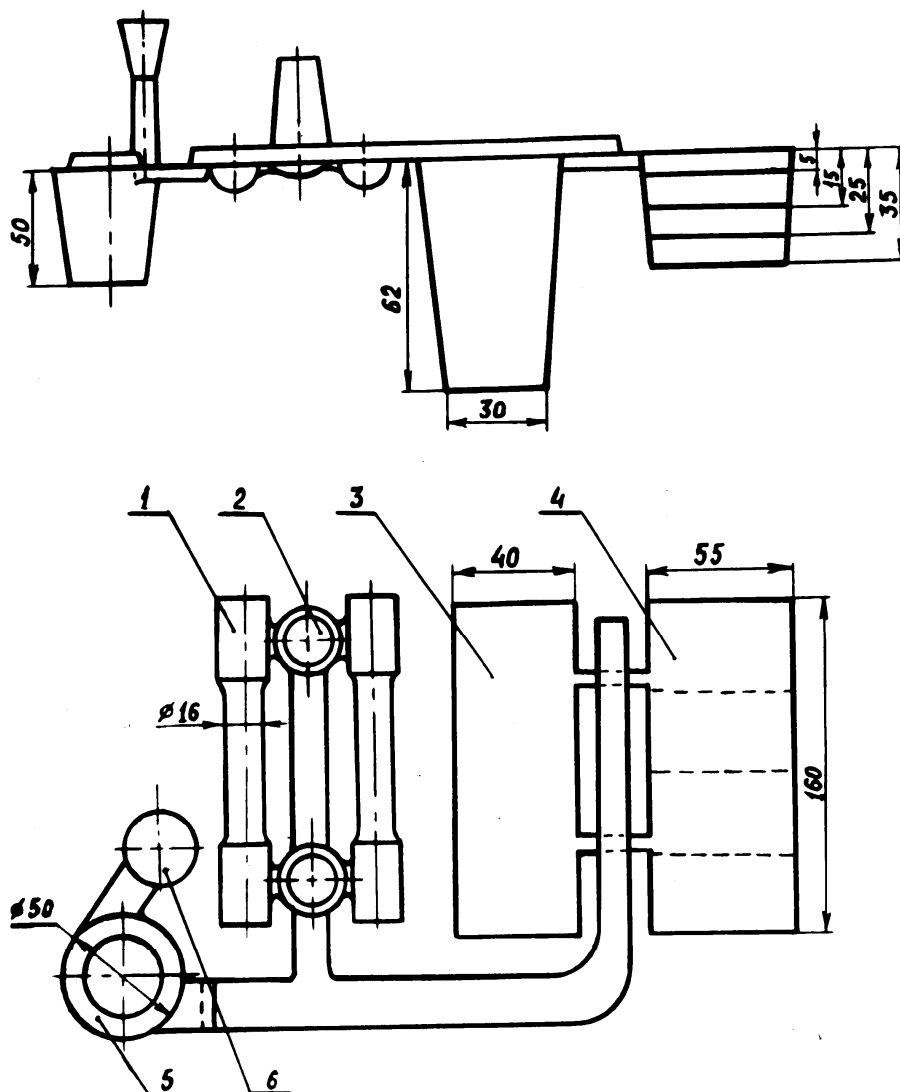
7. Розраховується висота реакційної камери: $h = V_k / F + 2$ (см).

При проектуванні ливниково-живильної системи для МВЛФ рекомендується використовувати звужуючу (замкнену) ливникову систему з наступним співвідношенням елементів:

$$F_{\text{жив}}: F_{\text{шл}}: F_{\text{вих}}: F_{\text{вх}}: F_{\text{ст}} = 1: 1,1: 1,12: 1,3: 1,3 \text{ (см}^2\text{)}$$

де $F_{\text{жив}}$ – сумарна площа живильників; $F_{\text{шл}}$ – площа перетину шлаковловлювачів; $F_{\text{вих}}$ – площа перетину вихідного з реакційної камери ливника; $F_{\text{вх}}$ – площа перетину вхідного до реакційної камери ливника; $F_{\text{ст}}$ – площа перетину стояка.

Конструкція модельного оснащення дослідного виливка дозволяла використовувати змінні реакційні камери з діаметром D_1 у межах 30...60 мм і тем самим змінювати фактор розчинення в межах 0,01...0,07 кг/с·см².



1 – розривний зразок; 2 – додаток; 3 – заготовка для виготовлення розривних зразків; 4 – ступінчаста проба; 5 – реакційна камера; 6 – стояк

Рисунок 2.25 – Конструкція дослідного виливка

На основі комп'ютерних систем термічного аналізу фірма Nova Cast Technologies AB (Швеція) розробила ряд систем, що забезпечують стабільне виробництво ЧВГ, яка забезпечує у розплаві необхідний вміст залишкового магнію. Система індивідуально адаптована до кожного типу виливків за допомогою програми Nova Cast Foundry Tech II та програмного забезпечення для моделювання Nova Flow. Базовий розплав повинен бути лише

десульфурованим перед заливанням з метою досягнення необхідних умов для формування вермикулярного графіту.

Програмне забезпечення PQ-CGI використовує інформацію у вигляді результатів проведеного хімічного та термічного аналізу. Якість лиття перевіряється 100% тестуванням методами неруйнівного контролю. Програмне забезпечення включає алгоритм навчання системи, що дозволяє точно налаштувати обробку за допомогою зворотного зв'язку з результатами лабораторних досліджень і остаточної перевірки виливків.

Швидке протікання реакцій модифікуючої обробки залізо-кремній – магнієвими лігатурами при МВЛФ усуває необхідність використовувати графітизуючі модифікатори. Це робить доцільним застосування процесу МВЛФ для виготовлення тонкостінних виливків.

Переваги технології МВЛФ при отриманні ЧВГ:

- процес добре вписується в роботу автоматичних формувальних ліній продуктивністю до 400 форм / год, відмінна інтеграція з процесом автоматичної заливки;

- модифікування розплаву магнієвою лігатурою здійснюється в ливарних формах без піроефекту і димовидалення, що мінімізує негативний вплив на навколишнє середовище і значно знижує витрати на обладнання аспірації та утилізації відходів;

- витрата магнієвої лігатури знижується в 2...3 рази в порівнянні з модифікуванням у ковші, що дозволяє проводити випуск металу з печі при більш низькій температурі і забезпечує економію енергії;

- введення модифікатора у розплав всередині ливарної форми інтенсифікує графітизацію, запобігає утворенню відбілу у виливках з мінімальною товщиною стінки до 2,5...3 мм і дозволяє отримувати щільні виливки з товщиною стінки до 10...15 мм без застосування живлючих прибутків;

- відсутні втрати ефекту модифікування, які характерні для ковшових технологій;

- забезпечується висока стабільність результатів модифікування у серійному виробництві виливків на автоматичній формувальній лінії;
- швидке відновлення виробничого процесу після простоїв заливного конвеєра;
- відсутність капітальних витрат на обладнання при організації виробництва виливків з ЧВГ;
- сприятлива логістика зменшує кількість технологічних кроків процесу приблизно на 35% у порівнянні з ковшовим модифікуванням і відповідно зниження трудових затрат;
- короткий час між процедурою введення модифікатора і заповненням порожнини форми з рідким металом дозволяє досягнути збільшення кількості евтектичних зерен і поліпшити механічні властивості чавуну;
- отримані виливки характеризуються високою стабільністю структури і механічних властивостей;
- забезпечується отримання марок високоміцного чавуну ферритного класу без застосування термічної обробки;
- економія від впровадження розроблених технологій досягається за рахунок зниження витрати магнієвої лігатури, поліпшення якості, ліквідації операції енергоємного графітізуючого відпалу, підвищення службових властивостей виробів.

Для процесу МВЛФ характерні наступні недоліки:

- необхідність використання чавуну з низьким вмістом сірки, $S < 0,01\%$;
- зниження виходу придатного лиття за рахунок застосування реакційних камер, зменшення вільного місця на модельній плиті.;
- можливість часткового попадання продуктів модифікування (MgS , MgO тощо) у тіло виливка (при одержанні ЧВГ цей недолік, внаслідок використання меншої кількості модифікуючих добавок, що вводяться в розплав, буде вираженим слабше, ніж при одержанні ВЧКГ);
- небезпека різниці вмісту магнію у різних частинах виливка;
- обмеження по висоті виливка (до 400 мм) і по масі виливка (до 500 кг).

При застосуванні методу МФЛФ для отримання ЧВГ найбільш доцільною є застосування плавлення шихти з рафінованих чушкових чавунів та повернення високоміцного чавуну в електричних печах.

2.3.4 Модифікування у спеціальній реакційній камері

Одним з різновидів модифікування у формі є Flotret-метод (процес модифікування у потоці) [10-11]. Вихідний розплав пропускають через виготовлену в окремому модифікуючому пристрої реакційну камеру, в яку попередньо поміщено необхідну кількість модифікатора. Цей метод характеризується високою ефективністю обробки, низьким рівнем затрат, простотою та надійністю, задовільними екологічними та санітарними умовами обробки.

Кожух пристрою виготовлено з металевого листа, який зсередини футерований вогнетривкою шамотною цеглою. Внутрішня робоча частина пристрою складається з воронки, реакційної камери, змішувальної камери та випускного отвору. Реакційні та змішувальні камери покриті знімною кришкою з волоконною термоізоляцією. Пристрій розміщено на підставці з нахилом до 15° (рис. 2.26). Перед застосуванням камера обробки розплаву модифікатором попередньо розігрівається.

При виході модифікованого розплаву зі змішуючої камери у розливочний ківш при необхідності можливе проведення графітізуючого модифікування.

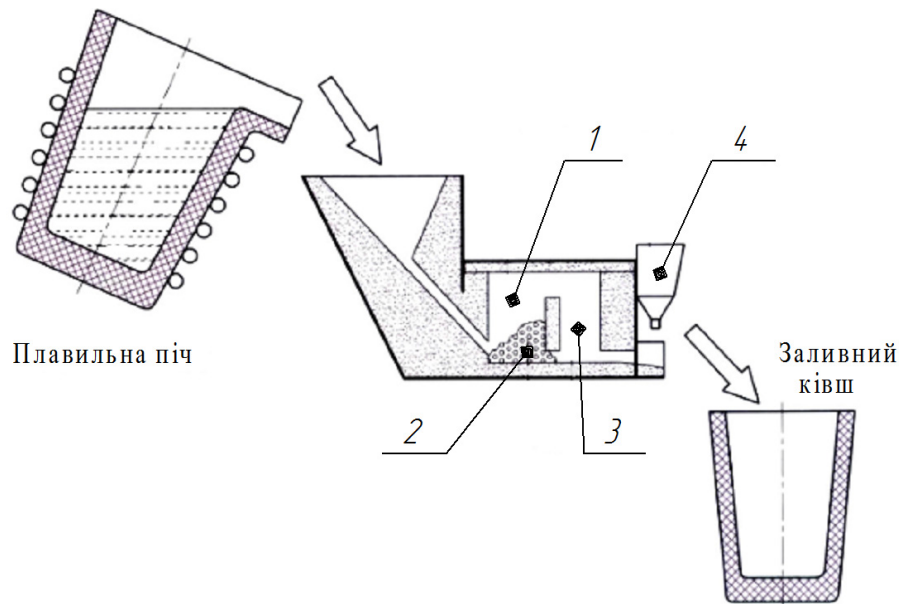
Переваги Flotret - методу при отриманні ЧВГ:

- мінімальна втрата температури розплавом при модифікуванні, можливість зменшити перегрів температури розплаву в печі (за оцінками, енергозбереження складає до 6%);

- зниження загального часу між модифікуванням та заливкою металу у форми (зменшення ризику затухання модифікуючого ефекту);

- відсутність зниження виходу придатного лиття за рахунок відсутності реакційних камер у ливарній формі;

- висока стабільність процесу модифікування (відсутнє спливання та вигорання модифікатора). Вище засвоєння лігатури залізо-кремній – магнієвої лігатури у порівнянні з Tundish-cover методом та утворення меншої кількості шлаку в результаті модифікування.



1 – реакційна камера; 2 – сфероїдизуючий модифікатор; 3 – змішувальна камера; 4 – графітизуючий графітизатор

Рисунок 2.26 – Схема модифікування Flotret - методом

Даний метод забезпечує стабільне розчинення модифікатора, але вимагає застосування розплавів з низьким вмістом сірки в чавуні (менше 0,015%). Ступінь засвоєння магнію для даного процесу складає 30...50%.

2.4 Модифікатори для отримання чавуну з вермикулярним графітом

Отримання ЧВГ може відбуватися при застосуванні добавки модифікатора, який призначено для отримання ВЧКГ. При цьому добавка, що вводиться до розплаву, повинна бути зниженою. Вузький діапазон залишкового вмісту магнію, який відповідає формуванню графіту вермикулярної форми у чавуні, визначає виділення з множини відомих модифікаторів лише деяких добавок, які забезпечують стабільні результати та мають технологічні і економічні переваги.

Світова практика ливарного виробництва високоякісних виливків з ЧВГ показала, що при існуючому різноманітті технологій їх отримання, не існує універсального модифікатора, який міг би забезпечити отримання заданих властивостей матеріалу без врахування конкретних умов виробництва.

Найбільше розповсюдження серед модифікаторів чавуну знайшли залізо – кремній - магнієві лігатури (табл. 2.3). У ливарному виробництві під терміном «лігатура» розуміють феросплав, який, крім легуючої дії, виконує роль модифікатора розплаву. У порівнянні з чистим магнієм, лігатури дозволяють мінімізувати піроефект при ковшовому модифікуванні рідкого чавуну і істотно підвищити коефіцієнт засвоєння магнію. Лігатури, що містять крім магнію інші модифікуючі елементи, отримали назву комплексних.

Таблиця 2.3 – Залізо- кремній – магнієві модифікатори (ДСТУ 3362-96)

Марка	Масова доля елементів, %					
	Магній	Кальцій	РЗМ	Кремній	Алюміній	Залізо
КМг9	8,5...10,5	0,2...1	0,3...1	40...55	до 2,5	решта
КМг7	6,5...8,5			40...55		
КМг6	5,5...6,5			40...55		
КМг5	4,5...6,5			40...55		
КМг4	3,5...4,5			40...55		
КМг3	2,5...3,5	2...4	2...4	40...55		
КМг2	1,5...2,5		1...2	55...70		
КМг1	0,5...1,5			55...70		

Виробництво даного класу лігатур освоєно багатьма підприємствами, на ринку пропонуються такі модифікатори як закордонного, так і українського виробництва. Загальні технічні вимоги до даної групи модифікаторів (марки, вимоги безпеки, правила приймання, транспортування та зберігання, методи випробувань) визначаються згідно ДСТУ-3362-96 «Модифікатори для виливків з чавуну» (табл. 2.4). Позначення марки модифікатора складається з буквеного позначення К-кремній, Мг – магній і зазначення масової частки магнію. Даний стандарт передбачає марки модифікаторів від КМг1 до КМг9.

На теренах СНГ поширене позначення залізо- кремній - магнієвих модифікаторів згідно ТУ 14-5-134-2005, яке складається з буквеного позначення ФС - основа модифікатора феросиліцій, Мг – магній і зазначення відсотку магнію по масі.

Таблиця 2.4 – Модифікатори комплексні (ТУ 14-5-134-2005)

Марка	Хімічний склад, %					
	Mg	Ca	PЗМ	Si	Al	Fe
	в межах				не більш	
ФСМг9	8,5...10,5	0,2...1,0	0,3-1,0	50-60	1,2	решта
ФСМг7	6,5...8,5	0,2...1,0	0,3-1,0	45-55	1,2	решта
ФСМг5	4,5...6,5	0,2...1,0	0,3-1,0	45-55	1,2	решта
ФСМг3	2,5...3,5	2,0..4,0	1,0-2,0	55-70	2,5	решта

Вибір марки модифікатора і класу його крупності проводять з урахуванням способу модифікування, маси і товщини перетину виливків, хімічного складу і необхідного рівня заданих властивостей чавуну.

Низкомагнієві марки модифікаторів КМг 4, КМг 3 застосовуються для попереднього модифікування розплаву у ковші або при модифікуванні чистих по сірці (0,005-0,01%) чавунів і не забезпечують ефективного розчинення у розплаві при МВЛФ. Застосування даного модифікатора вимагає введення збільшених добавок, що веде до отримання в чавуні завищеного вмісту кремнію.

Марки лігатури КМг 7, КМг 5 набули найбільшого поширення для МВЛФ завдяки стабільному пошаровому розчиненню з реакційної камери. Також ці добавки ефективні для обробки розплаву «сендвіч»- процесом. При застосуванні такої лігатури слід перевіряти та враховувати ступінь окислення магнію в її складі, яка, в свою чергу, залежить як від технології отримання модифікатора (типу і металоємності плавильного агрегату, наявності захисної атмосфери, характеристики процесу виплавки і ін.) так і від терміну та умов зберігання у подрібненому стані. Подрібнена магнієва лігатура з високим

ступенем окислення магнію на очищеній від шлаку поверхні розплаву не спалахує, а лише поступово розігрівається.

Наявність в складі лігатури магнію в кількості 7,1...11,0% прискорює її розчинення і ефективно нейтралізує дію шкідливих домішок - сірки і кисню. При вмісті кремнію у складі лігатури меншому 55% відбувається гальмування її розчинення і знижується графітизуючий ефект при модифікуванні, а при вмісті більшому за 70% - зростає крихкість лігатури, внаслідок чого при дробленні збільшується вихід пилоподібної фракції з розміром частинок менше 0,3 мм, яка погано розчиняється в чавуні і може призводити до утворення неметалевих включень в структурі виливків.

Лігатуру марки КМг 9 доцільно використовувати для Tundish-cover – процесу при отриманні виливків великої маси. Залізо-кремній-магнієві лігатури з вмістом магнію до 25% застосовують у якості наповнювача при виробництві порошкового дроту

Часто до складу залізо - кремній – магнієвих модифікаторів додатково входить кальцій та рідкісноземельні елементи, які підсилюють модифікуючий ефект магнію та знижують нижню межу залишкового вмісту магнію, що відповідає формуванню ВГ. Наявність у складі модифікаторів кальцію сприяє більш ефективному рафінуванню чавуну від сірки і кисню, зменшує хімічну активність магнію, знижує виділення диму, газів та піроефект. Проте вміст кальцію має бути обмеженим, так як при його вмісті більше 5% лігатура ошлаковується, що веде до зниження швидкості її розчинення у розплаві та погіршенням її засвоєння.

В магнієвих лігатурах для отримання ЧВГ добавки рідкоземельних металів нейтралізують негативну дію елементів - десфероїзаторів (Bi, Sn, Sb, Pb), але їх вміст також обмежують, оскільки вони сприяють формуванню підвищеної кількості кулястого графіту. У випадку вмісту у залізо – кремній – магнієвій лігатурі рідкоземельних елементів і кальцію ДСТУ-3362-96 передбачає сім варіантів комбінації цих елементів, які позначаються відповідними цифрами (наприклад, КМг5-3).

У мікроструктурі залізо - кремній – магнієвих лігатур присутні ряд різних кремній – вміщуючи фаз (рис. 2.27). Під час розчинення модифікатора в рідкому чавуні, кожна фаза впливає на чавун по різному, з різною хімічною активністю і швидкістю розчинення. У лігатурі ФСМг7 основну частину площі мікроструктури займає лебоїт FeSi_2 ($t_{\text{пл}} \sim 1220$ °С). У лебоїті у вигляді світлих включень присутня фаза FeSi , кристалізація якої, відповідно до діаграми стану системи Fe-Si , відбувається, у порівнянні з лебоїтом, при більш високій температурі (1410 °С). Фаза більш темного кольору представляє собою силіцид магнію Mg_2Si ($t_{\text{пл}} \sim 1078$ °С). Також присутні складні силіциди, до складу яких поряд з кремнієм входять РЗМ і кальцій. Фаза Mg_2Si є хімічно активною сполукою в чавуні, хоча її хімічна активність значно менша у порівнянні з металевим магнієм в контакті з рідким чавуном. В процесі більш повільного розчинення основна кількість магнію переходить з фази Mg_2Si у розплав і дифундує до найближчих атомів сірки і кисню, формуючи неметалеві включення сульфідів і оксидів.

В процесі контакту з розплавом у залізо-кремній-магнієвих лігатурах протікають фізико-хімічні процеси переносу магнію і кремнію у чавун, а заліза у лігатуру. При цьому відбувається трансформація висококремнистих фаз у високозалізисті. Присутня в структурі лігатури значна кількість фази кремнію, в результаті дифузії до неї заліза з розплаву, переходить в більш легкоплавке з'єднання FeSi_2 . Підвищення температури розплаву з 1300 °С до 1450 °С інтенсифікує тепломасообмінні процеси і сприяє прискоренню на 70% процесу плавлення лігатури.

Більшість модифікаторів типу ФСМг містять приблизно 45% кремнію. Це мінімальний рівень, необхідний для формування хімічних з'єднань силіцидів з кремнієм і такими хімічно активними елементами, як Mg , Ca , Ce . При вмісті кремнію меншому ніж 43%, його для формування таких силіцидів буде недостатньо. Оскільки залізовмісні силіциди (FeSi , FeSi_2) не утворюють з'єднань з Mg , Ca та РЗМ і не розчиняють їх, то ці елементи під час

виробництва модифікатора з вмістом кремнію менше 43%, будуть гірше засвоюватися.

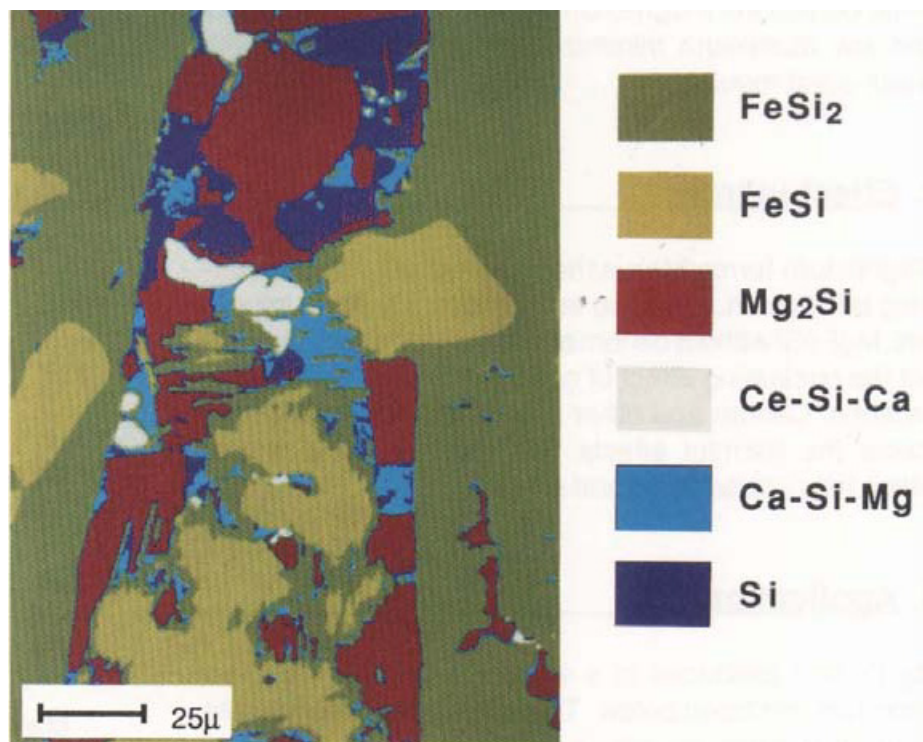


Рисунок 2.27 – Мікроструктура лігатури ФСМг (дані фірми Elkem Ferro Alloys).

Наявність кальцію в лігатурі дає можливість контролювати швидкість її розчинення. При вмісті в лігатурі 3...4% Ca реакція модифікування протікає більш спокійно, ніж при застосуванні безкальцієвої залізо-кремній-магнієвої лігатури. Більш низька активність магнію, ніж у випадку застосування безкальцієвих лігатур пов'язана з тим, що до її фазового складу входить комплексний сіліцид, в якому кальцій частково заміщує магній. При цьому формується фаза Ca-Mg-Si, яка має більшу хімічну стійкість і, у порівнянні з Mg₂Si, при розчиненні реагує з чавуном менш інтенсивно, що поліпшує засвоєння магнію. Завдяки наявності у складі модифікатора кальцію відбувається коагуляція продуктів модифікування і більш ефективно винесення їх на поверхню металу. Кальційвмістні лігатури доцільно застосовувати при проведенні ковшової обробки розплаву.

Висока швидкість охолодження (700...1000°C/c) при розливанні в процесі виготовлення залізо-кремній магнієвих лігатур сприяє подрібненню

магнійвміщуючих фаз (до 10...20 мкм) у порівнянні зі сплавом, який кристалізувався при розливанні у виливниці. Швидке охолодження рідкої лігатури, розливання якої проводять на холодну поверхню циліндричного кристалізатора, приводить до формування стрічок товщиною 0,5...1,5мм ("чіпсів") з дрібнодисперсним рівномірним розподілом фаз[89].

При ковшовій обробці чавуну за допомогою "чіпсових" модифікаторів виникає більше число мікрооб'ємів, в яких відбувається їх взаємодія з розплавом, зростає час контакту магнію з оброблюваним розплавом.



Рисунок 2.28 – Підготовка до розливки «чіпс»- модифікаторів

У порівнянні з кусковими модифікаторами відповідних марок, обробка розплаву "чіпс" –модифікаторами має ряд переваг:

- питома витрата модифікатора зменшується на 10...15%;
- засвоюваність розплавом "чіпс" - модифікаторів зростає до 60...70%;
- можливість проведення ковшового модифікування чавуну при нижчих температурах (1380...1400 °С).

На сьогодні на світовому ринку представлено ряд залізо-кремній магнієвих лігатур, рекомендованих для стабільного виробництва виливків з ЧВГ. Склади нових лігатур для виробництва ЧВГ пропонуються білоруськими дослідниками під маркою «Вермікуляр», фірмою «НВП Технологія» (Челябінськ, Росія) під маркою «Vermiloy», фірмою ELKEM (Норвегія) під маркою «LAMET», «REMAC» и «СОМРАСТМАГ™» (табл. 2.5).

Лігатури типу «Vermiloy» призначені для отримання ЧВГ методом МВЛФ, що пов'язано зі зниженим вмістом кальцію у його складі. Орієнтовні витрати лігатури типу «Vermiloy» при МВЛФ складає 0,6...0,8% від маси оброблюваного металу, при ковшовому модифікуванні орієнтовна витрата 0,8...1,2%.

Таблиця 2.5 – Склади лігатур, які рекомендуються для виробництва ЧВГ

Тип лігатури	Хімічний склад, мас.%						
	Mg	PЗМ	Ti	Ca	Al	Si	Fe
Вермикуляр 1	2,2-2,7	5,0-7,5'	3,5-5,5	-	-	Решта	20
Вермикуляр 2	3,0-3,5	4,5-7,5	1,0-2,5	-	-	Решта	20
Vermiloy	4,5-5,0	3,7-4,5	-	0,7-1,2	1,0-1,5	48-52	Решта
Vermiloy 2	4,6-5,3	0,4-0,7	8-10	0,5-1,0	До 1,5	45-50	Решта
Vermiloy 3	4,5-5,3	0,4-0,7	8-16	4,5-5,5	До 1,5	45-50	Решта
Vermiloy 4	2,7-3,3	6,5-7,4	3,5-4,5	0,8-1,2	2,0-4,0	45-48	Решта
Vermiloy 5	4,7-5,3	5,5-6,4	3,5-4,5	0,8-1,2	2,0-4,0	45-48	Решта
LAMET	5,0-6,0	0,25-0,4 (лантан)	-	0,4-0,6	0,8-1,2	44-48	Решта
REMAG	2,75-3,5	1,75-2,5	-	0,2-0,5	1,0 max	44-48	Решта
СОМРАСТМАГ	5,6-6,0	5,5-6,5	-	1,8-2,3	1,0 max	44-48	Решта

Компанія «Елкем» (Норвегія) для виробництва ЧВГ рекомендує модифікатор СОМРАСТМАГ™, який забезпечує високу технологічність процесу обробки розплаву. Цей модифікатор виробляється на основі ФС45 і містить ретельно збалансовану, оптимальну для виробництва чавуну з вермикулярним графітом кількість Mg, Ca і PЗМ (5...6% магнію і 5.5...6.5% PЗМ). Дослідження, проведені компанією «Елкем», показали, що PЗМ роблять позитивний вплив на чутливість мікроструктури до товщини перетину вилівка, мінімізуючи різницю між структурами в тонких і товстих перетинах. Підвищений вміст PЗМ в модифікаторі, в порівнянні зі звичайною залізо – кремній – магнієвою лігатурою типу ФСМг, забезпечує стабільний рівень засвоєння елементів з модифікатора. Даний модифікатор рекомендується для чавунів з низьким вмістом сірки (<0,02%) і може використовуватися при отриманні ЧВГ «сендвіч» методом та при МВЛФ. Практика використання СОМРАСТМАГ™ на провідних зарубіжних ливарних підприємствах свідчить,

що необхідні структури ЧВГ отримують при добавці 0.3...0.4 % від маси розплаву, як при ковшовій обробці, так і при МВЛФ.

Для виготовлення ЧВГ методом МВЛФ фірма Елкем також рекомендує застосовувати лігатуру Lamet® 5504.



Рисунок 2.29 – Зовнішній вигляд подрібленої лігатури КМг6

В якості основного елемента-десфероїзатора графіту при виробництві ЧВГ найчастіше використовують титан. як найбільш доступний і економічно прийнятний з цілого ряду хімічних елементів (цирконій, алюміній, азот і ін.). Феросплавна промисловість випускає лігатуру FeSiMg416Ti4 (ТУ 14-5-248-01) для одержання ЧВГ при ковшовому модифікуванні. Її хімічний склад знаходиться в межах 3,7...4,3 % Mg; 0,5...1,2 % Ca; 5,5...6,4 % РЗМ; 3,5...4,5 % Ti; 45...48 % Si; 1,5...2,8 % Al; Fe – решта. Наявність у складі лігатури РЗМ веде до часткової нейтралізації десфероїдуючої дії титана.

Модифікатори VERMILOY® також додатково містять у своєму складі титан. Комбінація активних елементів, їх кількісне співвідношення надає модифікатору VERMILOY® високу ефективність і "живучість" (до 35 хвилин), забезпечує високу ступінь засвоєння в чавунах з температурою від 1250 °С.

Десфероїдуюча дія титана, введеного у розплав у процесі плавки, не відрізняється від його дії при введенні у складі магнієвої лігатури. Це дозволяє застосовувати для стабільного одержання ЧВГ магнієвих лігатур, які випускаються ферросплавними заводами для виробництва ВЧКГ.

Стабільні результати модифікування дає застосування магнійвміщуючих модифікаторів на основі нікелю і заліза. Завдяки підвищеній щільності їх застосовують без спеціального оснащення ковшів - прямим введенням в ківш. Даний клас лігатур у машинобудуванні використовується обмежено з причини їх високої вартості.

Виробництво виливків з ЧВГ з використанням лігатур на основі рідкісноземельних металів є також достатньо технологічним. Оскільки рідкоземельні метали, у порівнянні з магнієм мають вищу щільність та вищу температуру кипіння, процес обробки розплаву відбувається без викидів металу і піроефекту. Недоліками застосування обробки такими добавками є підвищена вартість лігатур та їх підвищена відбілююча дія на чавун. При цьому застосування церієвих лігатур та мішметалу (безкремнієвого модифікатора, який складається з суміші рідкоземельних металів) в більшій мірі веде до метастабільної кристалізації у порівнянні лігатурами на основі лантану.

Таблиця 2.6 – Лігатура ФС30РЗМ30, ФС10РЗМ10 (ТУ 14-5-136-81)

Марка	Масова доля елементів, %				
	Si	РЗМ	Al	Mg	Fe
ФС30РЗМ30	35,0 - 45,0	30,0 -40,0	0,8 - 1,5	0,3 -1,2	решта
ФС10РЗМ10	8,0 - 10,0	8,0 - 10,0	0,8 - 1,5	0,3 -1,2	2,5

Продукти взаємодії рідкісноземельних металів з сіркою та киснем, у порівнянні з магнієвими продуктами взаємодії, мають більшу щільність, гірше видаляються з розплаву, забруднюючи виливки неметалевими включеннями.

Таблиця 2.7 – Мішметал МЦ50Ж3, МЦ50Ж6 (ТУ 48-4-280-91)

Марка	Масова доля елементів, %				
	Ce	La	Nd	Pr	Fe
МЦ50Ж3	40,0...60,0	25,0...45,0	до 3,0	до 10,0	до 3,0
МЦ50Ж6	40,0...60,0	20,0...40,0	до 3,0	до 10,0	до 6,0

При отриманні ЧВГ ковшовим модифікуванням обов'язковою заключною операцією є проведення вторинного графітізуючого модифікування. Графітізуюче модифікування сприяє виділенню графіту без формування у тонких перерізах виливка відбілених структур, які утворюються в процесі кристалізації по метастабільному механізму. Графітізуюче модифікування чавуну полягає у створенні у розплаві зародків графітних включень і

стимулюванні їх росту, а також рівномірному їх розподілу. Це забезпечується за рахунок створення в рідкому чавуні концентраційних неоднорідностей по кремнію.

Найбільше застосування для графітізуючого модифікування чавуну з вермикулярним графітом на сьогодні отримав феросиліцій марки ФС75 (ДСТУ 4127 - 2002), що забезпечує економічне графітізуюче модифікування чавунів. В більшості випадків використовують добавку від 0,2 до 0,3% такого феросиліцію. Добавка феросиліцію у розплав може збільшуватися до 1%, що веде до значного підвищення вмісту кремнію та до його підвищеної феритизації чавуну. В той же час, феросиліцій, що застосовується у ливарному виробництві, в окремих випадках має недостатню ефективність зниження схильності до відбілу. Наприклад, якщо розплав має низький вуглецевий еквівалент, може не повністю усуватися відбіл у виливках, що мають тонкий перетин. Більш ефективно графітізуюче модифікування слід проводити при отриманні чавуну з вермикулярним графітом з застосуванням лігатур на основі РЗМ.

Наявність домішкових елементів в ФС75 пов'язана зі специфікою виробництва і викликає змінний графітізуючий ефект, що істотно позначається на стабільності отримання заданих структур і властивостей виливків. Наявність у феросиліції близько 0,5% кальцію веде до помітного зниження у структурі чавуну кількості карбідів та поліпшення оброблюваності різанням чавунних виливків. Ще більш ефективно підсилюють графітізуючу дію феросиліцію такі елементи як барій, стронцій, цирконій, алюміній, РЗМ. Модифікатори зі стронцієм і цирконієм, крім графітізуючої дії, зменшують газоусадкові дефекти у виливках і здійснюють помірну десфероїдизуючу дію на розплав. Прикладом такого графітізуючого модифікатора є лігатура «Superseed» (виробник – фірма ELKEM, Норвегія), до складу якої входить 73...78%Si, 0.6...1.0 %Zr , 0.6...1.0 %Sr, при мінімальній кількості Ca та Al.

Слід враховувати що, барій, РЗМ та кальцій підсилюють глобуляризуєчий ефект магнію і, як результат, після проведення

графітизуючого модифікування такими лігатурами в структурі ЧВГ буде формуватися підвищена кількість кулястого графіту. Підвищеному формуванню кулястого графіту також сприяє проведення графітизуючого модифікування при температурі нижче 1400 °С.

Ефективний графітизуючий ефект дає обробка модифікаторами серії МК, які являють собою пакетовані суміші з порошоків, активованих при високотемпературній обробці, вуглецю і кремнію. Крім того, дані модифікатори у своєму складі в мікродозах містять кальцій, мідь, алюміній і титан. Особливістю комплексних сумішевих модифікаторів є те, що частина їх складових знаходиться в високодисперсному стані (до 30 мкм), що обумовлює різке підвищення модифікуючої здатності. Особливість роботи сумішевого модифікатора полягає в створенні ідеальних умов для зародження графітної фази при близьких розмірах кристалічної ґратки дисперсних частинок графіту і кремнію з наявними кластерами графіту у розплаві.

Підсилення модифікуючого впливу графітизуючих добавок на розплав досягається при зменшенні часового інтервалу між обробкою розплаву і його кристалізацією, що досягається розміщенням литих або брикетованих вставок модифікатора в ливникову систему або ливарну чашу (рис.2.30).



Рисунок 2.30 – Пресовані брикети для графітизуючого модифікування розплаву всередині ливарної форми.

Вставки мають форму усіченого конуса і встановлюються у ливарній формі під стояком ливникової системи або в реакційній камері у спеціально сформовані гнізда. Такі вставки зберігають переваги брикетів для модифікування в чаші ливарної форми, мають фіксовану масу і постійний поперечний перетин. Витрата графітизуючих брикетів становить 0,02 ... 0,12%

до металоємності форми, що в 3...5 разів менше у порівнянні з традиційними методами модифікування в ковші. При правильному розміщенні модифікуючої вставки всередині ливарної форми забезпечується її повне розчинення без спливання.

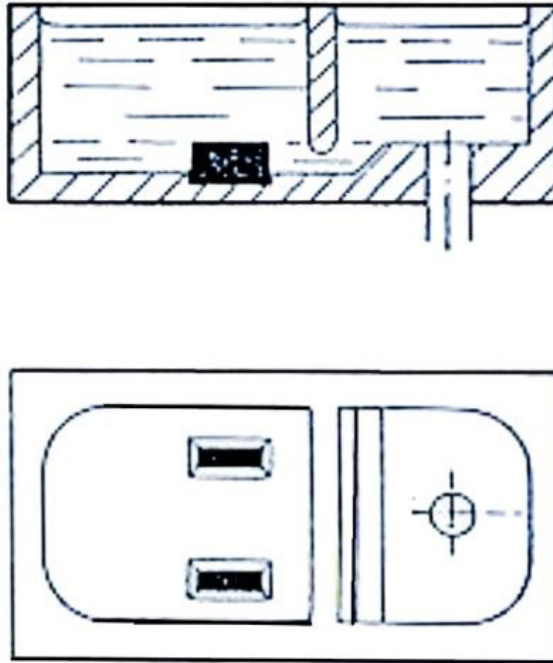


Рисунок 2.31 – Схема графітизуючого модифікування брикетами, які розміщуються у ливниковій чаші

При заливанні ливарних форм великої металоємності використовують компактні вставки графітизуючого модифікатора, які розміщуються у ливниковій чаші (рис.2.31).

2.5 Розплави для отримання чавуну з вермикулярним графітом

Важливим фактором досягнення якісних результатів в отриманні чавуну з вермикулярним графітом є попередня підготовка базового металу до подальшої обробки. Стандарт ДСТУ 3926 – 93 «Чавун з вермикулярним графітом для відливок» містить рекомендації стосовно хімічного складу в залежності від марки чавуну (табл. 2.8).

Таблиця 2.8 – Хімічний склад чавуну з вермикулярним графітом (ДСТУ 3926 – 93)

Марка чавуна	Масова доля елементів, %						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu
				не більше			
ЧВГ300-4	3,5-3,9	2,2-2,8	0,2-0,6	0,08	0,02	0,15	-
ЧВГ300-5	3,5-3,9	2,2-2,8	0,2-0,6	0,05	0,02	0,15	-
ЧВГ400-4	3,1-3,7	2,0-2,5	0,2-0,6	0,05	0,02	0,20	0,4-0,6
ЧВГ500-1	3,1-3,5	2,0-2,5	0,8-1,2	0,08	0,02	0,30	0,8-1,2

Вміст основних хімічних елементів, які переважно впливають на будову металевої основи ЧВГ, визначається маркою отриманого чавуну. Для одержання ЧВГ найчастіше використовують розплави зі складом, близьким до евтектичного, що забезпечує високі ливарні властивості. Вуглецевий еквівалент у ЧВГ має знаходитися в межах 3,9...4,6%. Зниження вуглецевого еквіваленту веде до збільшення схильності чавуна до кристалізації з відбілом, а перехід до заевтектичних складів викликає ослаблення металевої основи. Оптимальний вміст вуглецю знаходиться в межах 3,2...3,8% і коригується залежно від вмісту кремнію, технологічних особливостей виробництва і призначення виливків з чавуну з вермикулярним графітом [81].

Кремній аналогічно вуглецю має графітізуючу дію. При вмісті в ЧВГ понад 2,5% Si відбувається переважне формування феритної структури металевої матриці, деяке підвищення схильності до формування кулястого графіту, зниження ударної в'язкості та теплопровідності матеріалу. Оптимальний вміст кремнію в розплаві перед модифікуванням залежить від технології отримання виливків та складу модифікатора. З огляду на це, вміст кремнію у вихідному розплаві (при застосуванні модифікаторів типу ФСМг7) має перебувати в межах 1,4...1,8% для феритного, 1,8...2,1% для ферито-перлітного і 1,6...1,9% для перлітного чавуну. Для отримання високих механічних властивостей рекомендується підтримувати низький вміст вуглецю і кремнію, незважаючи на виникнення необхідності проведення ефективного вторинного графітізуючого модифікування.

Марганець утворює безперервний ряд рідких і твердих розчинів з залізом, сприяючи отриманню більш стійких карбідів. На форму графіту в чавуні марганець практично не впливає. Внаслідок гальмування процесів графітизації, зниження температури і звуження інтервалу евтектоїдних перетворень марганець сприяє перлітизації металевої основи. Зазвичай вміст марганцю складає 0,2...0,6%, тому що у більших кількостях він веде до зниження пластичності, підвищення твердості та зниження теплопровідності. У ЧВГ перлітного класу вміст марганцю може досягати 1,0 - 1,3%.

Основна відмінність між марками чавуну полягає у збільшенні вмісту марганцю з 0,2-0,6% для ЧВГ 300-4 до 0,8-1,2% для ЧВГ 500-1, хрому з 0,15 до 0,3% та міді до 1,2%. Такі зміни у хімічному складі визначають збільшення вмісту перліту у структурі металевої матриці ЧВГ. Вміст хрому обмежують для зниження схильності чавуну до кристалізації по метастабільному механізму. Вміст фосфору, що має негативний вплив на пластичність та ударну в'язкість, також намагаються максимально обмежувати.

Визначальним фактором формоутворення ВГ є стабільно низький вміст сірки у розплаві. Основна кількість магнію, який вводиться у розплав при модифікуванні, витрачається на десульфурацію. Введений у розплав магній переходить у шлакоутворюючу сполуку MgS, і перестає впливати на формування вермикулярного графіту. Співвідношення між Mg і S визначається термодинамічними умовами протікання наступної реакції:



На рівновагу цієї реакції суттєво впливає температура проведення обробки та тиск парів магнію (рис. 2.32). Для досягнення мінімального вмісту сірки обробку розплаву магнієвою лігатурою слід проводити при понижених температурах.

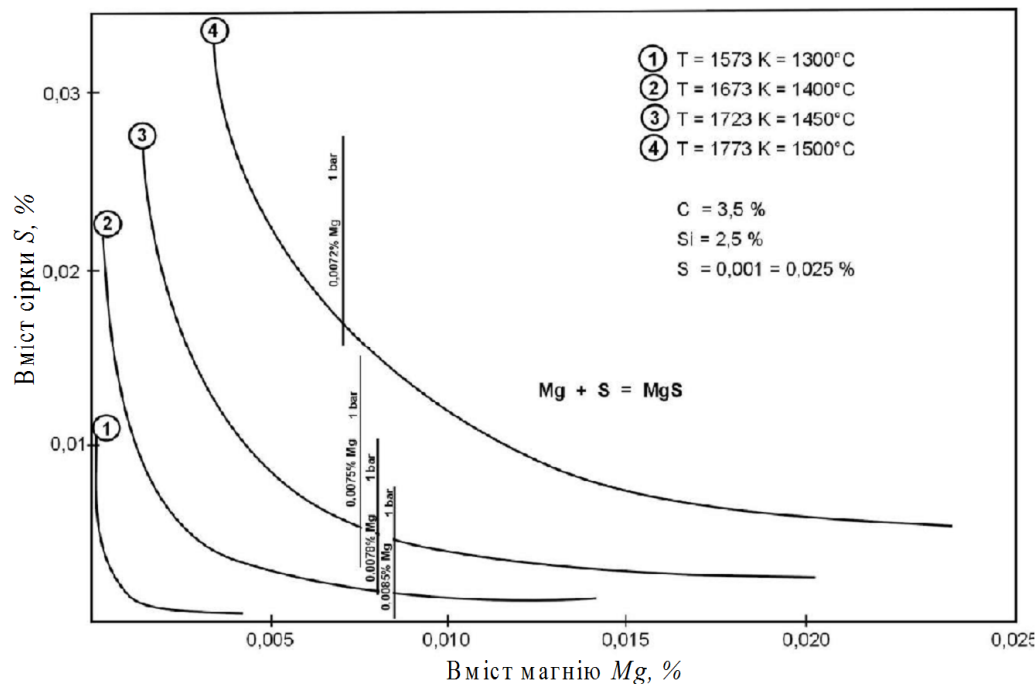


Рисунок 2.32 – Ізотерми реакції $[Mg] + [S] = MgS$ для різних температур (тиск 1 бар) [80]

Найбільш якісні результати модифікування при виробництві ЧВГ досягаються при застосуванні низькосірчаних синтетичних розплавів, які отримують в електричних індукційних чи дугових печах із сталевого брухту, повернення високоміцного чавуну з науглецьовуванням електродним боєм. Отримання таких розплавів в умовах ливарних цехів можливе при проведенні плавки в електричних печах з основною футеровкою з рафінованих по сірці шихтових матеріалів, або при застосуванні позапічної десульфурації. Використання цих процесів в більшості ливарних цехів ускладнюється через високу вартість і складність експлуатації плавильних агрегатів з основною футеровкою, дефіцитності рафінованих шихтових матеріалів і складністю процесу позапічної десульфурації в умовах масового характеру виробництва.

Сучасні технологічні процеси, які переважно використовуються в ливарних цехах, полягають у застосуванні плавки чавуну в електричних печах з кислою футеровкою при використанні в якості шихтових матеріалів ливарних, і переробних чавунів, повернення і сталевого брухту. Це дає можливість отримувати розплави з вмістом сірки, що не перевищує 0,03%. В процесі послідувочої ковшової обробки розплаву магнієвими лігатурами, одночасно з

модифікуванням відбувається десульфурація та розкислення розплаву. Часовий інтервал, між введенням у розплав модифікатора і його розливкою у форми, є достатнім для спливання неметалевих включень (оксидів та сульфідів магнію) у шар шлаку на дзеркалі металу.

Використання високосірчаних і, зокрема, ваграночних чавунів без проведення попередньої десульфурації є малоефективним, як з економічної точки зору, так і через небезпеку забруднення вилівка включеннями сульфідів та складності контролю технологічного процесу.

Відомі випадки отримання чавуну з вермикулярним графітом з розплавів, які отримано при ваграночній плавці. Для зниження у розплаві вмісту сірки до 0,06% застосовують плавку на коксі з пониженим вмістом сірки та в газових вагранках. При цьому для десульфурації розплаву найбільш доцільно розплав обробляти порошковим дротом з підвищеним вмістом магнію та кальцію.

2.6 Формування вермикулярного графіту у рафінованих магнієвих чавунах

Розробка технологічного процесу одержання ЧВГ на основі методу МВЛФ лігатурою ФСМгб у першу чергу пов'язана з визначенням положення робочої області значень $Mg_{зал}$, а також умов досягнення цих значень. Досліджували закономірності структуроутворення у чавуні з 0,01% S, отриманому при переплавці повернення чавуну з кулястим графітом, після МВЛФ лігатурою ФСМгб. Змінюючи фактор розчинення від 0,06...0,03 кг/см²·с одержували чавуни з залишковим змістом магнію від 0,009 до 0,031%.

У мікроструктурі виливків ступінчастих проб з вихідного чавуна (3,5% C; 2,4% Si) формування відбілених структур не спостерігалася, а графіт мав пластинчасту завихренну (Гф2) і гніздоподібну (Гф4) форми. МВЛФ лігатурою ФСМгб при $FR = 0,06$ кг/см²·с приводило до структурних змін лише в перетині ступінчастої проби товщиною 5 мм. При цьому біля поверхні вилівка відбувалося формування половинчастої структури з колоніями графіту

переохолодження (рис. 2.32,а). На периферійних ділянках колоній розміри окремих включень графіту збільшуються і вони набувають вермикулярної форми.

З віддаленням від поверхні спостерігається перехід від формування графіту переохолодження до колоній міждендритного графіту, на периферійних ділянках яких також спостерігаються одиничні включення вермикулярного графіту (рис. 2.32,б). Таке підвищення компактності включень графіту пояснюється пониженою розчинністю магнію в аустеніті і відповідно відтісненням його у розплав до периферії евтектичних колоній.

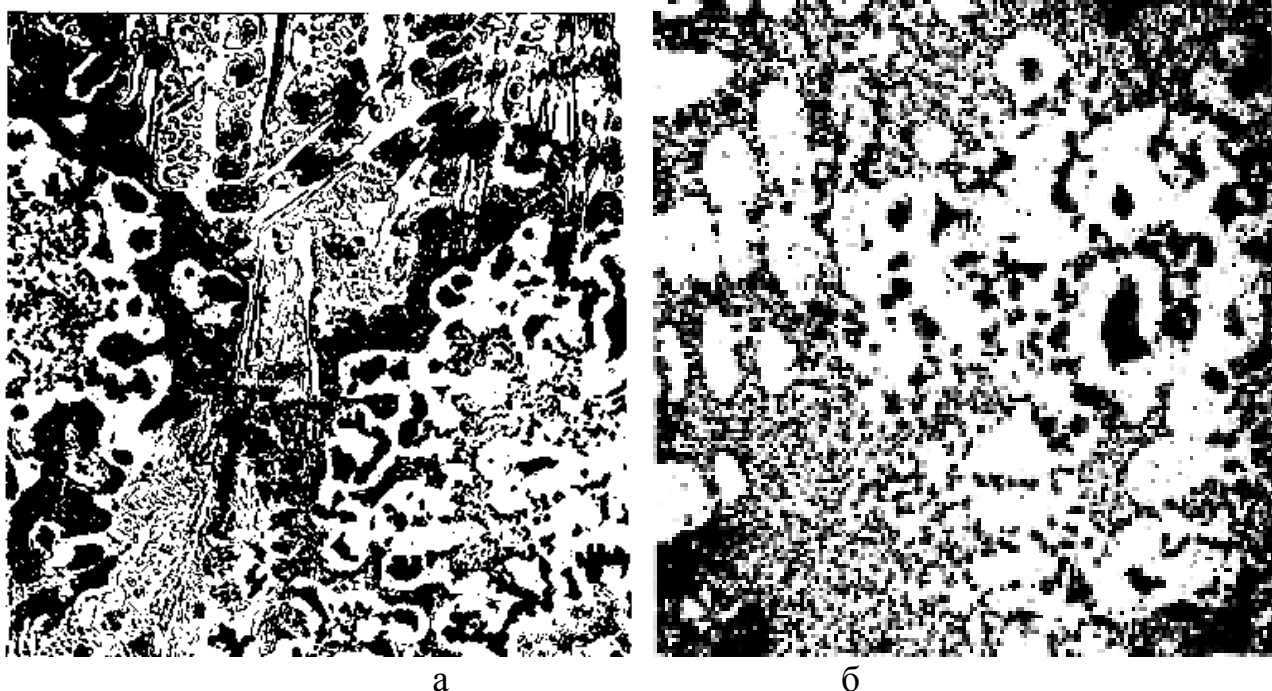
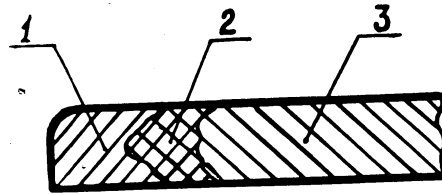


Рисунок 2.32 – Мікроструктура чавуна, який модифіковано всередині ливарної форми лігатурою ФСМг6 при $\Phi P = 0,06 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$, х 200. Перетин ступінчастої проби товщиною 5 мм.

При зниженні ΦP до $0,055 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$ у перетині ступінчастої проби товщиною 5 мм формується ділянка з вермикулярним графітом, що розташовується між ділянками з компактним (1) і пластинчастим (3) графітом (рис. 2.33).



1- ділянка з компактним графітом; 2 – ділянка з вермикулярним графітом; 3 – ділянка з пластинчастим графітом

Рисунок 2.33 – Розташування характерних структурних ділянок чавуна у ступінчастій пробі (перетин товщиною 5 мм) при модифікуванні лігатурою ФСМг6 методом МВЛФ при $\Phi P = 0,050 \dots 0,055 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$.

На першій ділянці графіт має компактну (Гф9) і вермикулярну потовщену (Гф6) форми та оточений феритною оболонкою, а на ділянках між цими колоніями утворюється ледебурит (рис. 2.34,а). З віддаленням від краю вилівка формується ділянка шириною 8...15 мм з ВГ без цементитних включень. При подальшому віддаленні від краю, ВГ вироджується і від центру евтектичної колонії формується дрібнодисперсний пластинчастий графіт (рис. 2.34,в). При такій модифікуючій обробці у всіх перетинах ступінчастої проби поряд із пластинчастим графітом спостерігаються включення кулястого графіту, які оточені феритною оболонкою (рис. 2.35,а). Зниження величини ΦP до $0,050 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$, що супроводжується підвищенням $Mg_{\text{зал}}$ до $0,014\%$, не приводить до суттєвих змін у характері структуроутворення, а лише розширювало ділянку у вермикулярним графітом у перетині товщиною 5 мм і підвищувало вміст кулястого графіту у всіх перетинах ступінчастої проби.

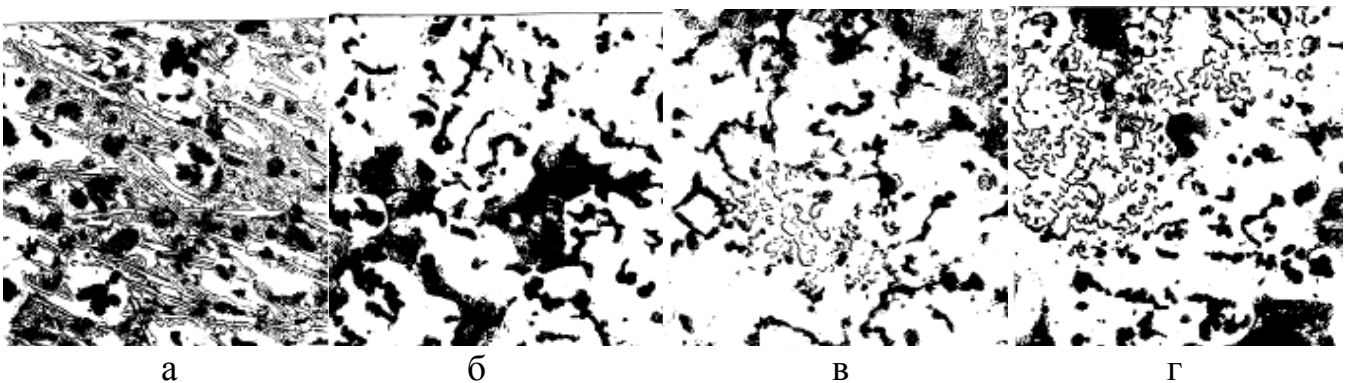


Рисунок 2.34 – Мікроструктура чавуна модифікованого у формі лігатурою ФСМг6 при $\Phi P = 0,055 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$, у ступінчастій пробі з перерізом товщиною 5 мм на відстані від краю вилівка: а) 3 мм; б) 12 мм; в) 16 мм; г) 20 мм, х 200

При $\Phi P = 0,040 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$ ($Mg_{\text{зал}} = 0,020\%$) добавка лігатури ФСМг6 приводила до якісних змін у характері структуроутворення. Так, у перетині товщиною 5 мм графіт має переважно кулясту форму. При цьому вміст вермикулярного графіту перевищує вміст кулястого лише в перетинах товщиною більш 25 мм (рис. 2.35,б). Зниження ΦP до $0,03 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$ ще в більшій мірі сприяє сфероїдизації графіту і у всіх перетинах ступінчастої проби переважає кулястий графіт, а графіт вермикулярної форми спостерігається лише в масивних перетинах у виді аномальних утворень.

Таким чином, при МВЛФ розплаву лігатурою ФСМг6 структуроутворення характеризується підвищеною чутливістю до товщини перетину, що обмежує застосування такого процесу для одержання різностінних виливків. Крім того, стабільне формування вермикулярного графіту в перетинах товщиною більш 15 мм супроводжується утворенням значної кількості кулястого графіту (35%), що погіршує фізичні та технологічні властивості ЧВГ.

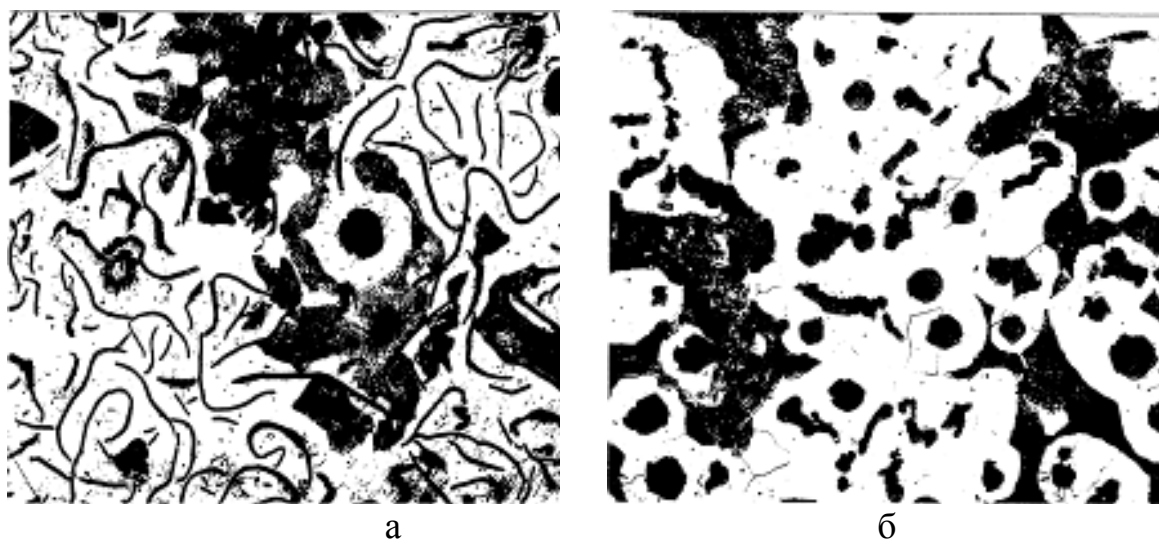


Рисунок 2.35 – Мікроструктура чавуна, модифікованого у формі лігатурою ФСМг6: а) $\Phi P = 0,050 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$; б) $\Phi P = 0,040 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$, х 200. Перетин ступінчастої проби товщиною 35 мм.

Порівняння результатів ковшового модифікування і МВЛФ при близьких залишкових вмістах магнію свідчить, що у першому випадку забезпечується більш ефективний сфероїдизуючий і графітізуючий вплив лігатури ФСМг6 на структуроутворення чавуна. При цьому якісні розходження в характері

формування графіту відсутні. На відміну від МВЛФ, низька стабільність засвоєння магнію з лігатури при ковшовому модифікуванні приводить до погіршення повторюваності результатів дослідних плавок. Це підтверджує доцільність вибору МВЛФ як базової технології для одержання магнієвого ЧВГ. Разом з тим, при такій обробці залишається недоліком вузькість меж залишкового вмісту магнію, що відповідають формуванню вермикулярного графіту. Це приводить до того, що перехід від формування ПГ до ВГ і від ВГ до КГ відбувається при зміні фактора розчинення лише на 10%. Через можливі коливання швидкості заливання металу у форму, що досягають у виробничих умовах при ручному заливанні 15-25%, одержувані виливки будуть мати певну неоднорідність форм включень графіту.

Для визначення шляхів стабілізації формування вермикулярного графіту досліджували розподіл магнію в структурі чавунів, отриманих при модифікуванні лігатурою ФСМгб розплавів, що містять менш 0,01% S. Дослідження здійснювалося на чавунах, отриманих при МВЛФ і ковшевому модифікуванні, у структурі яких був присутній кулястий, вермикулярний і пластинчастий графіт.

Мікрорентгеноспектральний аналіз показав, що закономірним місцем сегрегації магнію у досліджених чавунах є центральна частина включень кулястого графіту, де розташовуються світло-сірі включення розміром менш 1 мкм (рис. 2.35). Такі включення спостерігаються в центрі кулястого графіту, що сформувався як у чавунах з вермикулярним, так і з пластинчастим графітом. Оскільки розміри ділянок сегрегації менші за мінімальний діаметр електронного променя зонда (~1 мкм), їхній склад методом мікрорентгеноспектрального аналізу можливо визначити лише якісно.

Результати дослідження показали, що збільшення добавки лігатури ФСМгб практично не впливає на інтенсивність випромінювання $MgK_{\alpha 1}$ від цих включень, а лише сприяє, одночасно зі збільшенням кількості включень кулястого графіту, підвищенню кількості таких включень на одиницю площі шліфа. За результатами металографічного і мікрорентгеноспектрального

аналізу, а також виходячи з характеру розташування в структурі, ряд дослідників дані включення класифікують як карбіди магнію.

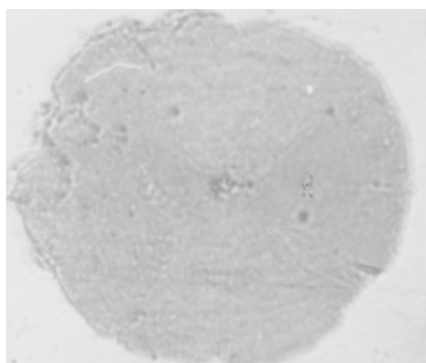


Рисунок 2.35 – Магнійвміщуюче включення в центральній частині кулястого графіту

Більш точне дослідження розподілу магнію методом точкового мікрорентгеноспектрального аналізу структурних складових показало, що у слабо модифікованих чавунах (96% ПГ та 4% КГ) інтенсивність випромінення MgK_{α_1} від фериту біля пластинчастого графіту, перліту і фосфідів має близькі значення і знаходиться на рівні випромінення від залізного еталона. У той же час від фериту, що оточує кулястий графіт, інтенсивність випромінення MgK_{α_1} на 15% перевищує рівень від залізного еталона, незалежно від способу одержання чавуну. Різниця, між інтенсивністю MgK_{α_1} від включень кулястого і пластинчастого графіту досягає 60%. Значення інтенсивності випромінення MgK_{α_1} від вермикулярного графіту займають проміжне положення між значеннями, що реєструються від кулястого і пластинчастого графіту. Таким чином, форма графітних включень у магнієвих чавунах пов'язана з концентрацією магнію у графіті і навколишній металевій матриці. Магній, що вводиться в розплав з лігатурою ФСМг6, розподіляється у структурі чавунів евтектичного складу вкрай нерівномірно. Через переважну концентрацію магнію в кулястому графіті і оточуючій його металевій матриці, у більшій частині мікрооб'ємів чавуну не створюється умов для глобуляризації графіту. Перехід на МВЛФ є недостатнім технологічним прийомом для досягнення більш рівномірного розподілу магнію у структурі чавунів, оброблених лігатурою ФСМг6.

2.7 Підвищення модифікуючої дії магнію при отриманні чавуну з вермикулярним графітом

Одним зі шляхів підвищення ефективності модифікуючої дії магнію при одержанні ЧВГ є додаткове введення у розплав елементів, що мають вище хімічне споріднення до сірки, кисню і вуглецю, з якими магній при модифікуванні утворює хімічні сполуки. Це дозволяє зменшити кількість магнію, що витрачається на утворення хімічних з'єднань, підвищити рівномірність його розподілу між структурними складовими чавуну. Результати термодинамічних розрахунків рівноваги металургійних реакцій десульфурації, розкислення і карбідоутворення свідчать про те, що даним умовам з поширених хімічних елементів відповідають кальцій та рідкоземельні метали.

Обробка розплаву кальцій - вміщуючими лігатурами при МВЛФ через сильне ошлакування була технологічно ускладненою. Більш прийнятним є введення в розплав разом з магнієвою лігатурою рідкісноземельних металів, позитивний вплив яких на формоутворення компактних форм графіту відомий з практики одержання магнієвих ВЧКГ. При цьому з економічної точки зору більш ефективним є застосування церієвих лігатур, що містять 25...35% рідкоземельних металів, які постачаються на український ринок феросплавною промисловістю Китаю.

Для стабілізації формування вермикулярного графіту в магнієвих чавунах розплав обробляли механічною сумішшю лігатур ФСМг6 і ФС30РЗМ30 у співвідношенні 9:1. Як при МВЛФ ($\Phi P = 0,050 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$), так і при ковшовому модифікуванні, включення до складу модифікуючої суміші лігатури ФС30РЗМ30 приводить до формування структур, що містять до 90% вермикулярного графіту при відсутності включень пластинчастого графіту (рис. 2.36). Наявність цементитних включень у структурі ступінчастої проби з перерізом 5 мм після ковшового модифікування свідчить, про необхідність проведення графітізуючого модифікування при отриманні тонкостінних виливків.

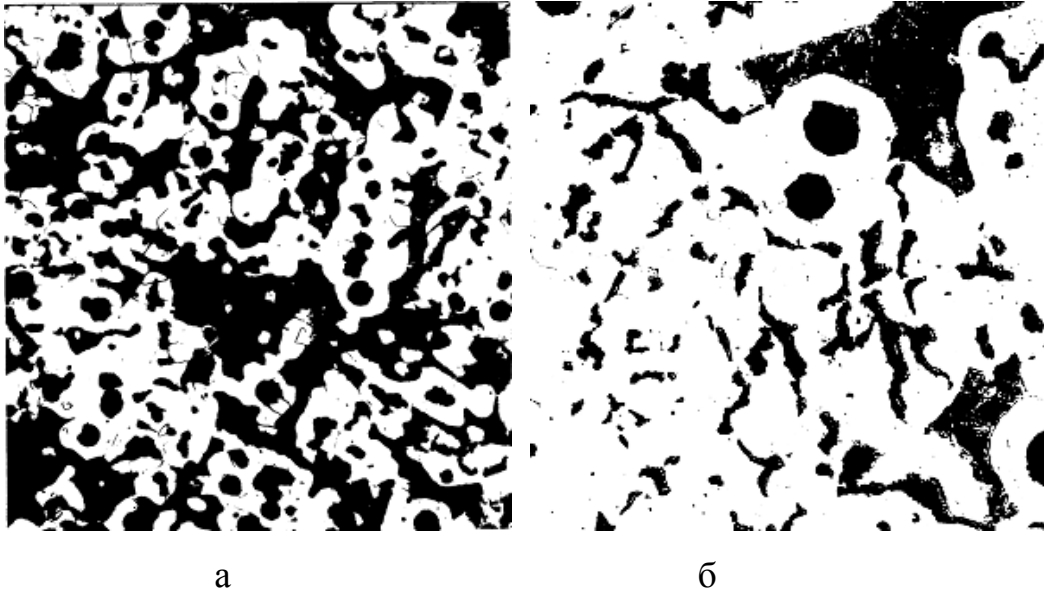


Рисунок 2.36 – Мікроструктура чавуна, модифікованого у ливарній формі сумішшю 10% ФС30РЗМ30 і 90% ФСМг6 при $\Phi P=0,050$ кг/см² с. Перетин ступінчастої проби товщиною: а) 5 мм; б) 35 мм, х 200.

Введення у розплав одночасно з магнієвою лігатурою рідкісноземельних металів змінює і характер розподілу сфероїдизуючих елементів між структурними складовими чавуна. Так, інтенсивність випромінювання $Mg_{K\alpha 1}$ від включень кулястого графіту і оточуючої їх феритної оболонки, знизилася на 15...20%, а від перліту - зростала на 8...10% у порівнянні з чавунами, обробленими лише лігатурою ФСМг6. Від феритних оболонок навколо включень вермикулярного графіту інтенсивність випромінювання $Mg_{K\alpha 1}$ на 5...10% вище, ніж біля фериту по периферії включень ПГ. Інтенсивність випромінювання магнію від включень вермикулярного графіту є пониженої в порівнянні з тією, що спостерігається від КГ, однак різниця між ними менша, ніж між включеннями кулястого і вермикулярного графіту в чавуні, який отримано без добавок рідкісноземельних металів. Таким чином, введення в розплав при МВЛФ разом з магнієм рідкісноземельних металів сприяє стабілізації формування ВГ і підвищенню рівномірності розподілу магнію між структурними складовими чавуна.

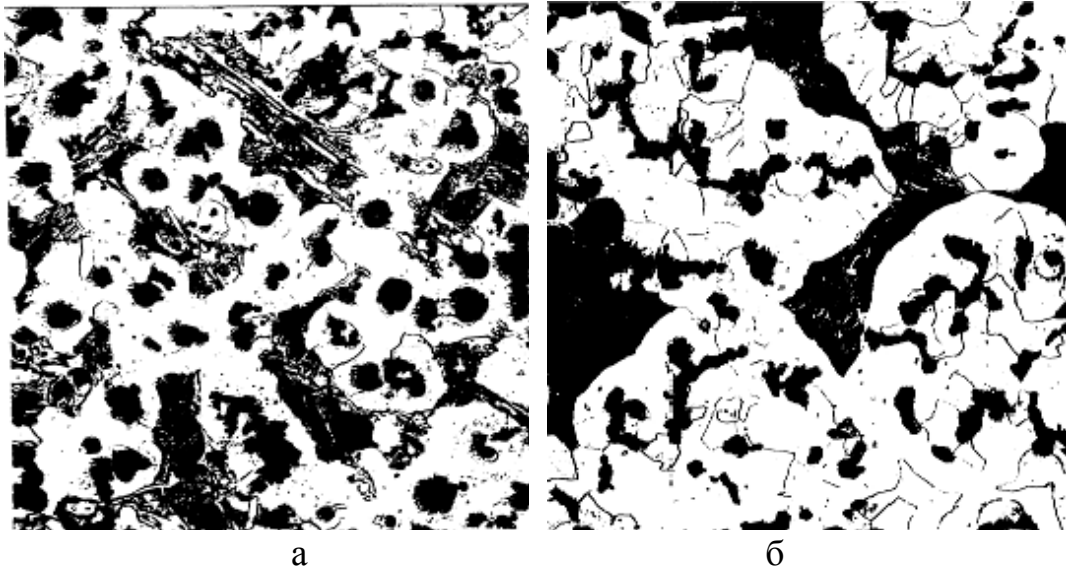


Рисунок 2.37 – Мікроструктура чавуна, модифікованого у ковші сумішшю 10% ФС30Р3М30 і 90% ФСМг6 у кількості 0,6% від маси рідкого металу. Перетин ступінчастої проби товщиною: а) 5 м; б) 35 мм, х 200.

При розробці технологічного процесу одержання ЧВГ методом МВЛФ визначали оптимальний склад модифікуючої суміші. Розплав обробляли лігатурою ФСМг6 з добавкою лігатури ФС30Р3М30 у кількості від 5 до 50% до маси модифікуючої суміші. Наявність у складі суміші 5% лігатури ФС30Р3М30 забезпечило якісні зміни в характері структуроутворення виливків, в порівнянні з лігатурою ФСМг6 без добавок. Обробка розплаву такою сумішшю при $\Phi P = 0,05 \dots 0,06 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$ привела до виродження ПГ і переважного формування ВГ. Зниження фактора розчинення до $0,04 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$ приводить до підвищення вмісту КГ на 20...25%, а також сприяє зменшенню схильності чавуна до кристалізації з відбілом за рахунок збільшення дисперсності утворюємих структур.

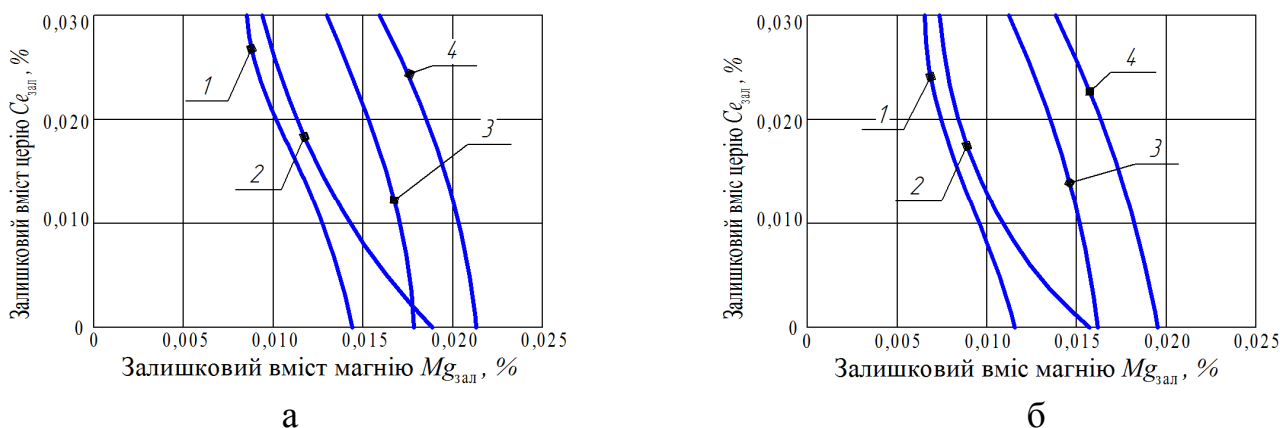
Збільшення вмісту лігатури ФС30Р3М30 до 15% збільшує кількість кулястого графіту і підвищує компактність вермикулярного графіту при тенденції переходу в перетині товщиною 5 мм до структур, що містять графіт переважно кулястої форми. При цьому стабільне одержання виливків зі структурами, у яких переважає вермикулярний графіт забезпечується при факторах розчинення в межах $0,045 \dots 0,065 \text{ кг/см}^2 \cdot \text{с}$.

Підвищення вмісту лігатури ФС30Р3М30, до 20...30% призводило до зниження швидкості розчинення модифікуючої суміші, зменшення у структурі

кількості включень КГ та збільшення кількості включень вермикулярного графіту. При вмісті у складі суміші лігатури ФС30Р3М30 до 40% виникають порушення стабільності засвоєння розплавом модифікуючої суміші і формування окремих ділянок пластинчастого графіту.

Таким чином, при МВЛФ оптимальний вміст лігатури ФС30Р3М30 у складі модифікуючої суміші на основі лігатури ФСМг6 з точки зору можливості технологічного й економічного одержання виливків із ЧВГ складає 5...15% при $\Phi P = 0,04...0,06$ кг/см²с.

При ковшовому модифікуванні наявність у суміші лігатури ФС30Р3М30, аналогічно дії при МВЛФ, призводить до посилення ефекту лігатури ФСМг6. Додаток в розплав 0,6% суміші з 5...25% лігатури ФС30Р3М30, була достатньою для переважного формування вермикулярного графіту у всіх перетинах ступінчастої проби. При цьому формоутворення графітних включень менш чутливе до складу суміші ніж при МВЛФ, що пов'язано з відсутністю впливу лігатури ФС30Р3М30 на повноту засвоєння суміші при введенні в ківш.



1, 3 – перетин 5 мм; 2, 4 – перетин 35 мм; 1, 2 – 90% вермикулярного графіту;
3, 4 – 60% – вермикулярного графіту.

Рисунок 2.38 – Вплив товщини перетину виливка і залишкового вмісту магнію і церію на форму графіту при ковшовому а) і внутріформенному б) модифікуванні.

Основними факторами, що визначають структуроутворення у чавунах з вермикулярним графітом є залишковий вміст сфероїдизуючих елементів і товщина перетину виливка. Виходячи з цього, були побудовані структурні

діаграми, що зв'язують форму графітних включень із залишковим вмістом Mg і Se, товщиною перетину виливка і способом модифікування чавуна (рис. 3.9).

Отримані діаграми свідчать про кількісні розходження між діапазонами залишкового вмісту глобуляризуючих елементів, які відповідають формуванню ВГ графіту при МВЛФ і ковшовому модифікуванні. Так, при МВЛФ модифікуюча суміш забезпечує більш ефективну глобуляризуючу дію, а формування структур з переважно вермикулярною формою графіту відбувається в більш широких межах вмісту $Mg_{\text{зал}}$, ніж при ковшовому модифікуванні. Така стабілізація формування ВГ дозволяє у виробничих умовах при МВЛФ розплавів, що містять менш ніж 0,01% S, більш стабільно одержувати чавун з вермикулярною формою графіту без додаткової обробки розплаву десфероїдизуючими елементами при коливаннях швидкості заливання форм до 15% та вмісту магнію в складі магнієвої лігатури 5...7%.

МВЛФ сумішню лігатур ФСМг6 і ФС30Р3М30 розплавів, що містять до 0,01% S, є більш ефективним, стабільним та технологічним способом одержання ЧВГ, ніж модифікування у ковші.

2.8 Формування вермикулярного графіту при модифікуванні всередині ливарної форми розплавів з підвищеним вмістом сірки

Відомі способи отримання якісних виливків з ЧВГ методом МВЛФ передбачають застосування вихідних розплавів, що містять не більше 0,02% S. Стосовно до умов масового характеру виробництва найбільш перспективним є процес отримання чавуну з вермикулярним графітом, що містить 0,03-0,05% S, МВЛФ без проведення попередньої десульфуратії.

При обробці розплавів з вмістом 0,03...0,05% S сумішню лігатур ФСМг6 і ФС30Р3М30 забезпечується формування ВГ в перетинах виливка товщиною від 5 до 15 мм, в більш товстих перетинах формується ПГ. Підвищення у розплаві вмісту $Mg_{\text{зал}}$ до 0,030% дозволяє усунути ПГ в перетинах виливків товщиною 35 мм, однак при цьому в перетинах від 5 до 15 мм переважає графіт

кулястої форми. У верхній частині таких виливків з чавунів з кулястим і вермикулярним графітом спостерігається значна кількість сульфідних неметалічних включень у вигляді «чорних плям».

Сучасні технології отримання високоміцних чавунів передбачають застосування попереднього модифікування чавунів, яке підвищує ефективність основного модифікування магнієвими лігатурами. Попередня підготовка забезпечує досягнення зниженого вмісту кисню і сірки у розплаві перед подальшим процесом обробки магнієвими лігатурами. Попереднє модифікування забезпечує досягнення стабільних результатів процесу модифікування та створення центрів кристалізації в розплавленому металі. Компанія ASK Chemicals (Німеччина) рекомендує застосування для такої обробки добавку VL (Ce) 2 та церієвий мішметал.

Для отримання при МВЛФ ЧВГ з розплав, що містить 0,03% S, потрібне проведення попередньої десульфуруючої обробки. Прийнятним процесом десульфурації представляється ковшова обробка розплаву сплавами рідкоземельних металів або кальцію, а також кальцинованою содою, що не веде до виникнення піроефекту при взаємодії з розплавом. Оскільки дані добавки мають самостійний сфероїдизуючий ефект, здатний вплинути на умови формування ВГ, при випробуванні різних варіантів ковшової десульфуруючої обробки слід звертати увагу на результати формоутворення графіту після послідуєчого МВЛФ.

Результати випробування показали, що найбільш ефективно зниження вмісту сірки у розплаві відбувається після ковшевої обробки кальцинованою содою (табл. 2.9). Така обробка не створює помітного впливу на процес формування ВГ. Разом з тим, через значне димовидалення та роз'їдання футеровки ковша шлаком, обробка кальцинованою содою вбачається не перспективною для використання в умовах ливарних цехів. Застосування силікокальцію марки СК-15 в меншій мірі, ніж кальцинована сода, забезпечує десульфурацію розплаву і супроводжується значним шлакоутворенням. Крім того, при такій обробці в розплаві має місце інтенсивне плівкоутворення, що

вело до зниження стабільності взаємодії з подрібленим модифікатором ФСМГ7 у реакційній камері.

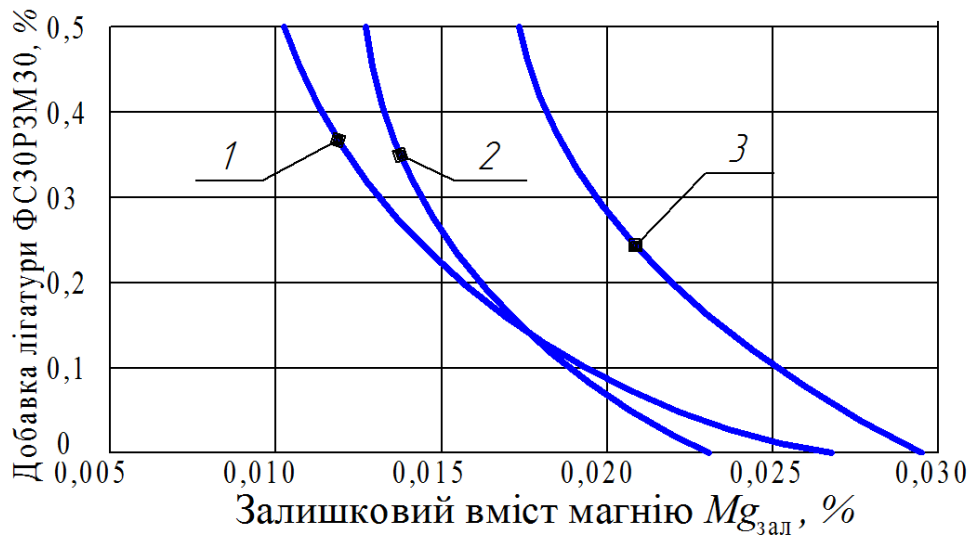
Таблиця 2.9 – Результати ковшової десульфурзації чавунів з вмістом 0,035% сірки

Десульфуруюча добавка	Величина добавки, % від маси розплаву	Вміст сірки в чавуні, після обробки, %	Характер засвоєння добавки	Вплив обробки на результати МВЛФ	Вплив обробки на забруднення виливка продуктами модифікування
Сода кальцинована Na_2CO_3	0,4...0,6	0,015...0,020	Значне димоутворення, утворення рідкого киплячого шлаку	Не робить помітного впливу	Знижує забруднення
Силікокальцій СК-15 (спільно з плавиковим шпатом)	0,3...0,8	Менш 0,015	Відсутність димовиділення і піроефекту, значне плівкоутворення	Знижує ступінь компактності включень (зменшується розчинення лігатури)	Не встановлено помітного впливу
Лігатура ФС30РЗМ30	0,1...0,5	Менш 0,010	Відсутність димовиділення і піроефекту	Підсилює	Підсилює забруднення виливка неметалевими включеннями

Примітка: Час витримки розплаву після обробки в ковші до заливання ливарних форм складав 2 хвилини.

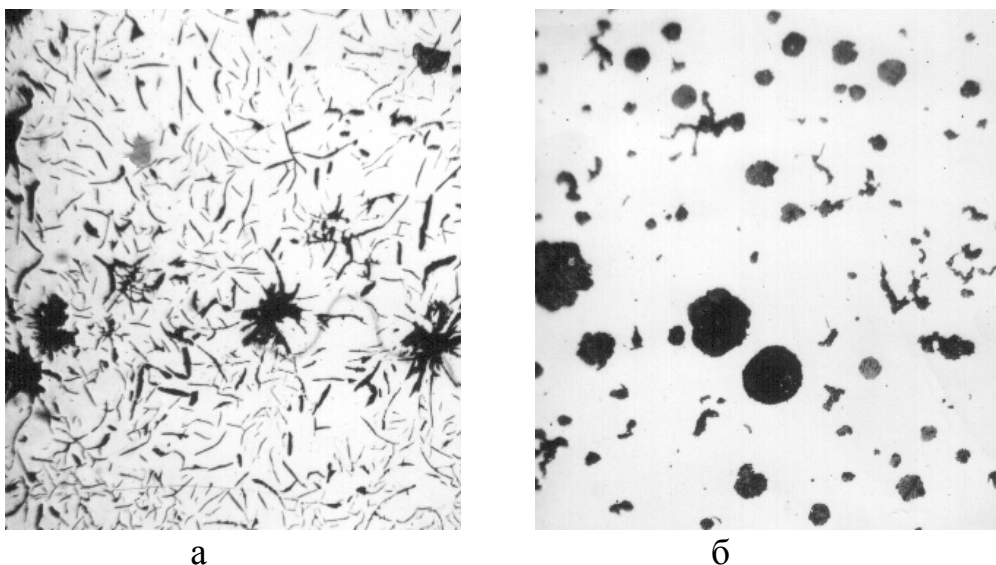
Ковшові добавки лігатури ФС30РЗМ30 не забезпечили помітного зниження вмісту сірки в розплаві, але суттєво вплинули на результати послідуєчого МВЛФ, зміщуючи область формування вермикулярного графіту в сторону більш низького вмісту $\text{Mg}_{\text{зал}}$ (рис. 2.39). Одночасно з підвищенням ефективності МВЛФ ковшова обробка розплаву лігатурою ФС30РЗМ30 веде до звуження області формування ВГ за рахунок розширення області утворення КГ.

Ковшові добавки лігатури ФС30РЗМ30 при недостатньо ефективному вторинному МВЛФ ($\text{Mg}_{\text{зал}} < 0,012\%$) ведуть до формування компактних графітних включень, від яких при подальшій кристалізації розростаються колонії пластинчастого графіту (рис. 2.40,а). При більш ефективному МВЛФ в структурі чавуну поряд з ВГ присутній КГ, включення якого за розмірами поділяються на дві групи (рис. 2.40, б): 1) діаметром 30-40 мкм; 2) діаметром 10-15 мкм.



1 – границя області формування пластинчастого графіту; 2 – формування до 90% включень вермикулярного графіту; 3 – формування 60% включень вермикулярного графіту (решта - кулястий графіт)

Рисунок 2.39 – Вплив залишкового вмісту Mg і величини попередньої ковшової добавки лігатури ФС30РЗМ30 перед МВЛФ на формування графіту в чавуні (S = 0,035%). Перетин виливка – 35 мм



Фактор розчинення: а) 0,06 кг/см².с; б) 0,03 кг/см².с.

Рисунок 2.40 – Мікроструктура чавуна (0,035% S) у перерізі виливка товщиною 35 мм після ковшової обробки 0,3% лігатури ФС30РЗМ30 і МВЛФ сумішшю лігатур ФСМг7 і ФС30РЗМ30, х 150

Кількість включень кулястого графіту 1-ї групи визначається величиною ковшової добавки лігатури ФС30РЗМ30, а 2-ї групи - інтенсивністю вторинного МВЛФ. Кількісний металографічний аналіз свідчить, що кількість включень 1-

ої розмірної групи близька до кількості евтектичних колоній пластинчастого графіту у недостатньо модифікованих чавунах. Очевидно, що формування цих включень кулястого графіту в обох видах чавуну відбувається на ідентичних центрах графітизації, що формуються в процесі ковшової обробки розплаву лігатурою з рідкісноземельними металами.

Попередня ковшова обробка розплаву лігатурою ФС30РЗМ30 збільшує забруднення виливків дрібними продуктами модифікування при менш вираженій їх флотатії, у порівнянні з проведенням лише МВЛФ розплаву з 0,035% S. Має місце уповільнення спливання в розплаві сульфідів церію, що мають вищу щільність (4,96...5,83 г/см³) у порівнянні з сульфідами магнію (2,79 г/см³). Ступінь забруднення виливка неметалевими включеннями зростає пропорційно кількості лігатури ФС30РЗМ30, що вводиться в розплав при ковшовій обробці. Тому раціонально обмежувати величину такої добавки в межах 0,1...0,2%.

Таким чином, ковшова обробка розплаву лігатурою ФС30РЗМ30 створює умови для ефективного вторинного модифікування і є перспективною технологічною операцією при отриманні високоміцних чавунів МВЛФ з розплавів з вмістом сірки до 0,03%. Разом з тим, така обробка через звуження діапазону залишкового вмісту Mg, який відповідає формуванню вермикулярного графіту, не дозволяє забезпечити стабільне отримання структур з переважним формуванням включень ВГ.

2.9 Отримання магнієвих чавунів з вермикулярним графітом з використанням десферодизуючих елементів

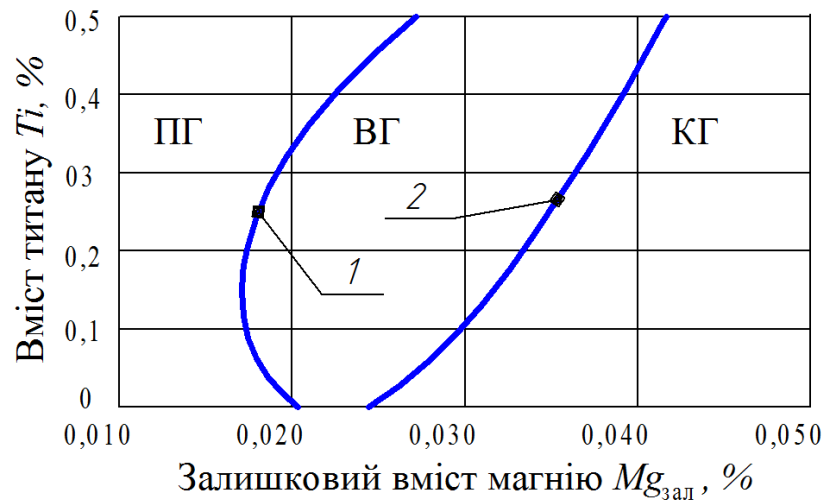
У практиці стабільного виробництва магнієвих чавунів з вермикулярним графітом, одним з технологічних варіантів є використання додаткової обробки розплавів елементами – десферодизаторами, які розширюють область формування ВГ. Найбільше поширення для цієї мети знайшли добавки Ti, Al і Zr, дія яких не пов'язана з виродженням компактних форм графіту [89-90].

Введення в розплав цирконію може бути здійснене за допомогою феросплавів. Але, внаслідок високої вартості і низького засвоєння (~ 50%) феросплави цирконію не знайшли широкого поширення в металургії і така обробка не вбачається перспективною для застосування в масовому виробництві ЧВГ. Обробка розплаву алюмінієм, через значне плівкоутворення і погіршення ливарних властивостей, також не доцільна для стабілізації формування ВГ. Більш прийнятним для цієї мети є застосування титану, уведення якого в розплав може бути забезпечене як добавками феротитану, так і природно легованими титановміщуючими чавунами. Доцільність застосування титану додатково визначається здатністю зв'язувати сірку в хімічні сполуки, знижуючи її шкідливий вплив у недесульфурованих залізо-вуглецевих сплавах.

Термодинамічні розрахунки свідчать, що титан у рідкому залізі, у першу чергу буде виконувати розкислюючу дію, взаємодіючи з присутнім у розплаві киснем. Дещо меншими негативними значеннями енергій Гіббса характеризуються реакції взаємодії титана із сіркою, при концентрації останньої 0,1%. Зменшення її концентрації веде до збільшення енергії Гіббса реакцій десульфурації в 1,7...2,0 рази, що свідчить про зниження імовірності протікання такої реакції. В меншій мірі, з термодинамічної точки зору, ймовірно протікання реакцій утворення нітридів і карбідів титана. Значення енергії Гіббса реакції взаємодії розчинених у залізі Ti і S суттєво залежать від температури розплаву. Для більш повної реалізації десульфуруючих властивостей титан доцільно вводити до складу чавуна в період плавки та перегріву, коли температура розплаву досягає максимальних значень.

Вплив вмісту в чавуні титана на розширення області формування ВГ при МВЛФ сумішню лігатур ФСМг6 і ФС30РЗМ30 визначали на чавунах, що містять 0,035% S після попередньої обробки у ковші 0,1% лігатури і ФС30РЗМ30. Титан у кількості 0,1...0,5% вводили у розплав в процесі плавки у виді подрібненого феротитану марки ФТи35 (ГОСТ 4761 – 91). При такій сукупності технологічних операцій введення до складу чавуна титана сприяло

розширенню області формування ВГ за рахунок зміни положення як верхньої, так і нижньої її границі (рис. 2.41).



1 – 90% вермикулярного графіту; 2 – 60% вермикулярного графіту.

Рисунок 2.41 – Залежність форми включень графіту в перетині виливка товщиною 35 мм у чавуні, обробленому в ковші 0,1% лігатури ФС30РЗМ30 від залишкового вмісту магнію і титану

Підвищення вмісту Ti до 0,5% веде до зміщення верхньої межі від 0,026 до 0,042% $Mg_{зал}$. При добавках титану у кількості до 0,2% також спостерігається зміщення нижньої границі області формування ВГ у бік меншого вмісту $Mg_{зал}$. Таке підвищення ефективності модифікуючої дії магнію добавками титану пояснюється частковим зв'язуванням сірки у сульфіді титану. Підвищення вмісту титану понад 0,2% веде до зміщення нижньої границі формування вермикулярного графіту у бік більш високого вмісту $Mg_{зал}$, знижуючи ефективність дії магнію при менш значному розширенні області формування ВГ.

Присутність титану в складі чавунів забезпечує ефективну графітізуючу дію, і вже при вмісті 0,1% Ti в перерізах виливка товщиною 5 мм припиняється формування кромкового відбілу, що супроводжується збільшенням кількості графітних включень. Титан проявляє ефективний феритизуючий вплив на структуру металевої матриці, знижуючи вміст перліту до 10-15%.

У металевій матриці титановміщуючих модифікованих чавунів спостерігається значна кількість (до 10000mm^{-2}) включень розміром до 1,5 мкм, колір яких змінюється від світло-сірого до блідо-жовтого (рис. 2.42).

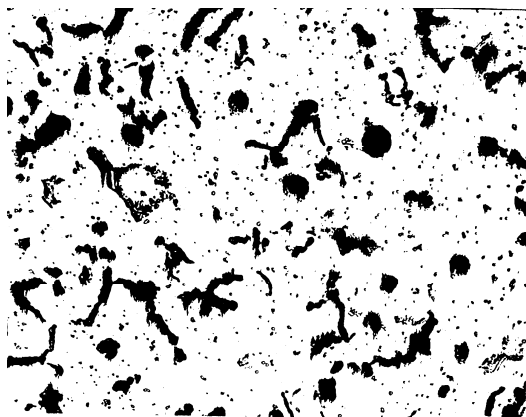


Рисунок 2.42 – Мікроструктура чавуну, що містять титан, у перетині товщиною 35 мм, $\times 200$.

З мікроструктури видно, що дані включення переважно розташовуються на феритних ділянках. Деякі включення знаходяться в контакті з включеннями графіту і перлітом (рис. 2.43).

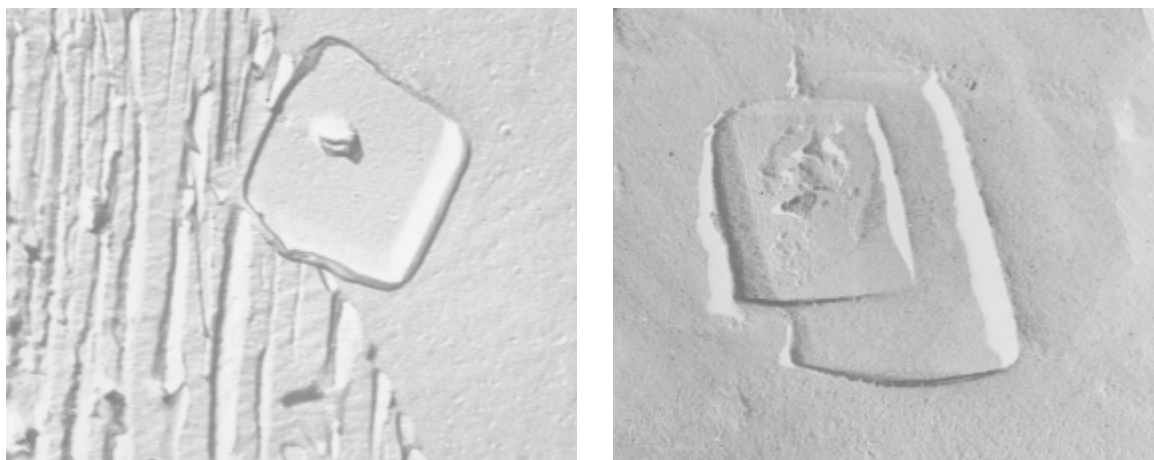


Рисунок 2.43 – Будова неметалічних титановміщуючих включень у магнієвих чавунах з вермикулярним графітом, що містять 0,3% Ti ($\times 10000 \times 2$).

В процесі зняття лакових реплік з поверхні шліфа при підготовці до проведення просвічуючої електронної мікроскопії частина дрібних включень екстрагується, що вказує на їх неміцний зв'язок з оточуючою металевою матрицею (рис. 2.44).

У мікроструктурі вихідного немодифікованого титановміщуючого чавуну також спостерігаються світло-сірі включення квадратної і трапеційдальної

форм, що характеризуються аналогічними оптичними властивостями з включеннями в модифікованих чавунах. Однак їхня кількість у 15...20 разів менша, ніж у модифікованих чавунах, а їхні розміри досягають 3...5 мкм.



Рисунок 2.44 – Екстрагування дрібних титановміщуючих включень в процесі зняття лакових реплік з поверхні шліфа при підготовці до проведення просвічуючої електронної мікроскопії (x100000).

У спеціальній літературі такі включення класифікують як карбонітриди титану [91-92]. Аналіз оптичних властивостей з'єднань титана, показав, що аналогічні властивості і будову мають і включення сульфідів титану, формування яких описано у сталях і чавунах [93-98]. Лінійній мікрорентгеноспектральній аналіз рафінованих чавунів з титаном показав, що до складу таких включень входять титан і вуглець. При аналізі чавунів, що містять 0,035% S, у складі таких включень також реєструється наявність сірки. Результати аналізу мікродифракційних картин, отриманих від дрібнодисперсних включень, екстрагованих у репліках з поверхні шліфів модифікованих чавунів, дозволяють ідентифікувати деякі з них як хімічну сполуку з гексагональною сингонією $Ti_4C_2S_2$ [99].

Мікрорентгеноспектральне дослідження точковим методом показало, що до складу титановміщуючих включень входить магній. Інтенсивність випромінювання від цих включень помітно зростає з підвищенням у чавуні $Mg_{зал}$, у той же час інтенсивність випромінювання Mg_{Kal} від графітних включень залишається практично незмінною. Це свідчить, що сегрегація магнію в титанистих включеннях сприяє буферній стабілізації на певному рівні концентрації магнію в розплаві і фазах, що кристалізуються, достатній для формування включень вермикулярного графіту.

Наявність у складі чавуну титану сприяє зменшенню забруднення верхньої частини виливків продуктами модифікування у виді «чорних плям». Таким чином, добавки титану в чавун, що містить 0,035%S, впливають як на стабілізацію формування включень вермикулярного графіту, так і на підвищення чистоти виливків від флотованих продуктів модифікування.

Незважаючи на високий ступінь феритизації твердість титановмістних ЧВГ характеризується на 30-80НВ більшими значеннями, у порівнянні з чавунами без добавок титану. Підвищення твердості і зниження оброблюємості різанням титановміщуючих модифікованих чавунів обумовлює необхідність обмеження вмісту титану величиною 0,1%, достатньою для розширення меж залишкового вмісту магнію, що відповідають формуванню ВГ.

Запитання для самоконтролю

1. Охарактеризуйте існуючі способи отримання ЧВГ.
2. Які фактори впливають на положення області формування ВГ у магнієвому чавуні?
3. Які особливості отримання ЧВГ за допомогою добавок РЗМ?
4. Яким чином застосовують сірку у якості десферодизатора графіту?
5. Як залежать криві охолодження від форми графіту у чавунах?
6. Опишіть суть аналізу формоутворення графіту у чавуні з використанням зонду фірми Sinter Cast.
7. Опишіть основні способи ковшового модифікування розплаву при отриманні ЧВГ.
8. В чому полягає суть модифікування розплаву з застосуванням «tundish cover» процесу?
9. В чому полягає суть отримання ЧВГ модифікуванням порошковим дротом ?
10. Опишіть конструкцію ливникової системи при використанні технології МВЛФ?

11. В чому полягає суть отримання ЧВГ Flotret – методом? Приведіть схему установки.
12. Охарактеризуйте зміст стандарту ДСТУ-3362-96 «Модифікатори для виливків з чавуну».
13. У чому полягають особливості складу лігатур, які застосовуються для виробництва ЧВГ?
14. Які є можливості отримання розплавів з пониженим вмістом сірки?
15. При яких умовах утворюється вермикулярний графіт у рафінованих чавунах при модифікуванні всередині ливарної форми?
16. Якими шляхами досягається підвищення модифікуючої дії магнію при отриманні ЧВГ?
17. Як впливає попередня ковшова обробка розплаву на результати МВЛФ при отриманні ЧВГ?
18. Як впливають добавки титану на структуроутворення ЧВГ?

РОЗДІЛ 3 КЕРУВАННЯ ВЛАСТИВОСТЯМИ ЧАВУНУ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ

3.1 Закономірності структуроутворення металічної матриці чавуна з вермикулярним графітом

Марка ЧВГ в значній мірі залежить від співвідношення вмісту фериту та перліту в структурі металевої матриці. У металевій матриці чавуна з вермикулярним графітом перлітні ділянки розміщуються між евтектичними колоніями ВГ і є місцями розташування фосфідних включень і мікропор (рис. 3.1).

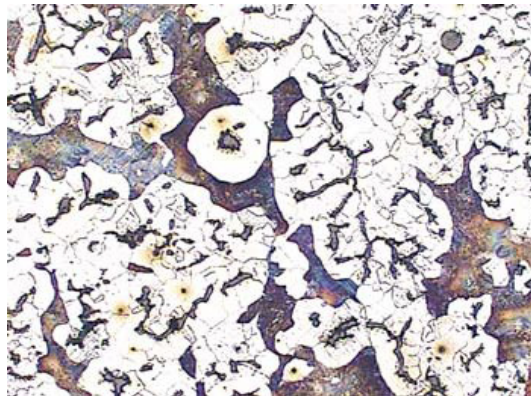
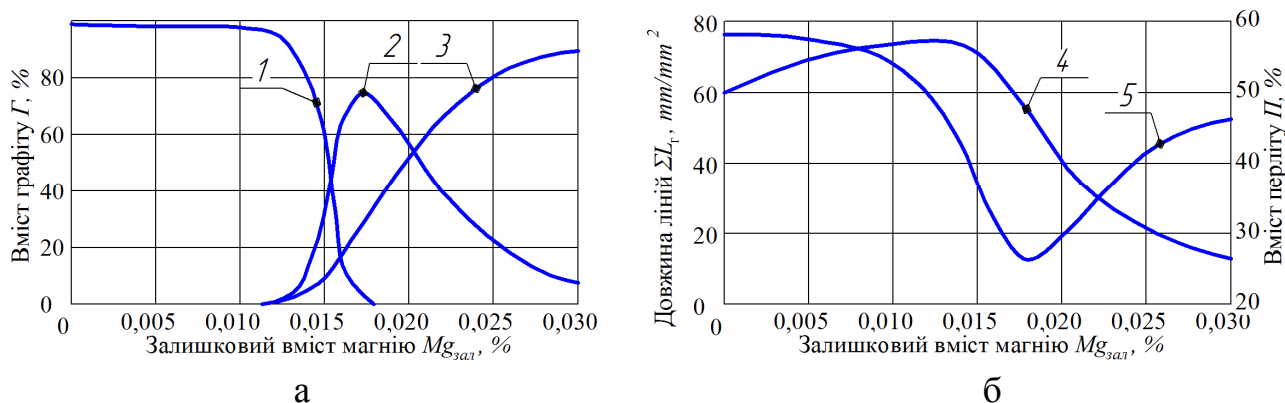


Рисунок 3.1 – Мікроструктура чавуна з вермикулярним графітом з
 $Mg_{зал}=0,015\%$ (перетин товщиною 35 мм після МВЛФ, $\times 100$)

При підвищенні вмісту перліту на 20% (від 60 до 80% перліту) відбувається підвищення межі міцності на розрив на 10...15% та зниження відносного видовження (пластичності). Також суттєво впливає вміст перліту на значення твердості та зносостійкості ЧВГ.

Збільшення дисперсності включень вермикулярного графіту від ВГф3 до ВГф1 (ГОСТ 3443-87) приводить до зниження механічних властивостей як за рахунок зниження компактності графітних включень, так і за рахунок підвищення феритизації металевої основи. Ділянки фериту помітно товщі навколо включень вермикулярного графіту порівняно з кулястим графітом. Формування включень вермикулярного графіту супроводжується аномальною феритизацією (рис. 3.2в). Деяке зростання протяжності лінії розділу «графіт-

металева матриця» забезпечує скорочення шляхів дифузії вуглецю в процесі евтектоїдного перетворення (рис. 3.2 б).



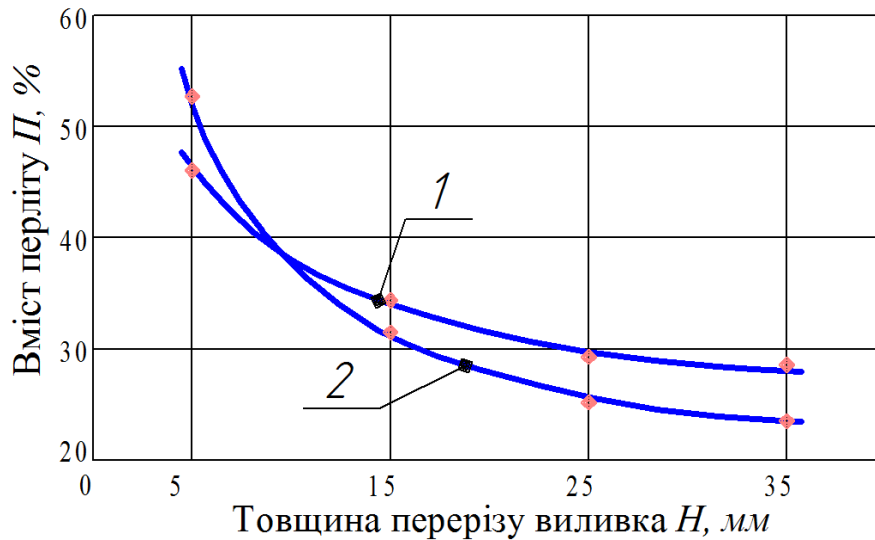
1 – пластинчатий графіт; 2 – вермикулярний графіт; 3 – кулястий графіт;
4 – довжина лінії розрізу «графіт-металева матриця»; 5 – вміст перліту;

Рисунок 3.2 – Вплив залишкового вмісту магнію в чавунах, отриманих модифікуванням у ливарній формі на: а) співвідношення включень графіту в структурі чавуну; б) протяжність лінії розділу «графіт-металева матриця» і вміст перліту

Результати дослідження методом рентгенівської мікротомографії розміру, форми та розподілу розмірів включень графіту свідчать, що площа поверхні включень кулястого графіту у високоміцному чавуні становить $0,973 \text{ mm}^2$, у ЧВГ - $2,195 \text{ mm}^2$, у чавуні з пластинчастим графітом - $3,863 \text{ mm}^2$ [7]. При цьому сірий чавун характеризувався найвищим вмістом перліту в металевій основі. Тому просторова розгалуженість включень вермикулярного графіту не може бути визнана основною причиною аномальної феритизації ЧВГ.

Певний вплив на структуру металевої матриці ЧВГ мають товщина перетину виливка, спосіб модифікування, а також вміст Si і Mn, аналогічно впливу цих факторів у сірому та високоміцному чавунах (рис. 3.3).

ЧВГ, отриманий при МВЛФ, відрізняється від отриманого при ковшовому модифікуванні більшою дисперсністю графітних включень і, відповідно, вищою феритизацією металевої матриці. В той же час, в такому чавуні в тонких перерізах виливка міститься більша кількість перліту у порівнянні з чавуном після ковшової обробки, що пов'язано з більшою компактністю графітних включень.

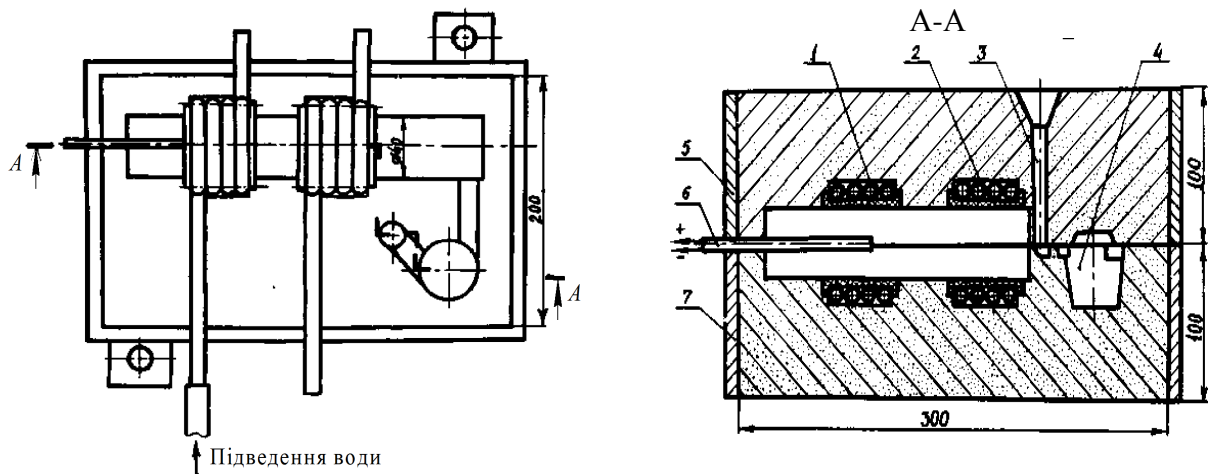


1 – ковшове модифікування, 2 – МВЛФ

Рисунок 3.3 – Вплив товщини перетину виливка на вміст перліту в структурі металеві матриці ЧВГ (С – 3,3%, Si – 2,54%, Mn – 0,62%).

При зниженні вмісту кремнію з 2,9 до 2,1% чи при підвищенні вмісту марганцю з 0,5 до 0,9% вміст перліту зростає на 15...20%, що свідчить про недостатню ефективність управління структурою металеві матриці ЧВГ лише за рахунок зміни вмісту традиційних компонентів чавуну.

Для вивчення впливу швидкості охолодження на структуроутворення чавунів застосовували установку, що дозволяє збільшувати швидкість охолодження окремих ділянок виливка в інтервалі температур евтектоїдного перетворення (рис. 3.4). Всередині ливарної форми розташовували охолоджувальні блоки у вигляді спіралі зі сталеві трубки діаметром 5 мм з вогнетривким покриттям. При заданій температурі в процесі охолодження через охолоджуючий блок починали пропускати проточну воду, що забезпечувало 4-х кратне прискорення охолодження цієї ділянки виливка. Для визначення самостійного впливу охолоджуючого блоку на формування структури виливка у ливарну форму поміщали контрольний блок, через який в процесі охолодження виливка вода не пропускала.



- 1 – охолоджуючий блок; 2 – контрольний блок; 3 – стояк; 4 – реакційна камера;
5 – верхня опока; 6 – термопара; 7 – нижня опока

Рисунок 3.4 – Конструкція установки для дослідження впливу швидкості охолодження на структуроутворення металевої матриці чавуну

Інтенсифікація охолодження виливків з ЧВГ з 1,6 до 4,5 град/с у після кристалізаційний період в інтервалі температур від 980°C до 600°C сприяла перлітизації при збільшенні швидкості охолодження вище 2,3 град/с. При швидкості охолодження 4,2 град/с вміст перліту в металевій основі ЧВГ зростає у 2,5 раз (рис. 3.5, 3.6).

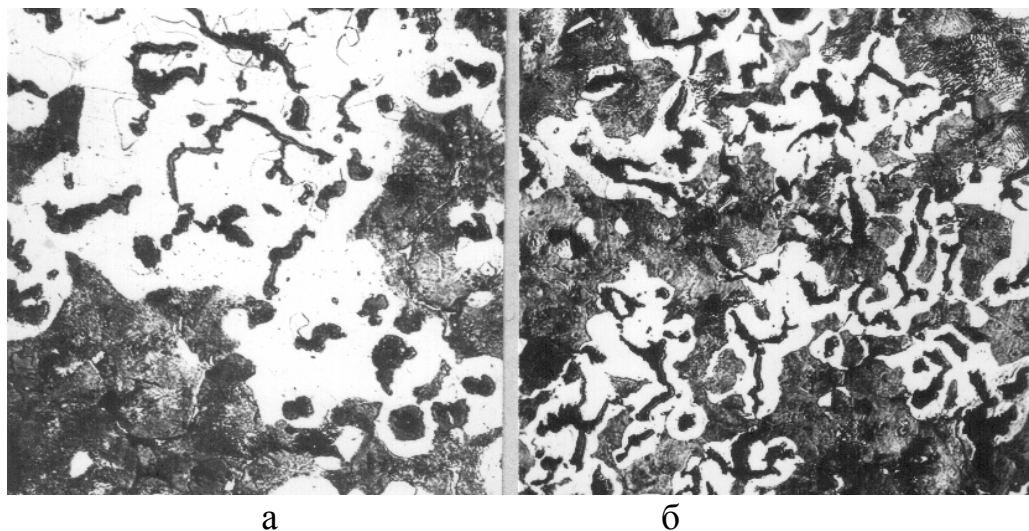


Рисунок 3.5 – Зміна структури металевої матриці ЧВГ при прискоренні охолодження виливка від температур 970...980 °C (x200):

- а) контрольний виливок ($V = 1,5$ град/с); б) прискорено охолоджений виливок ($V = 4,2$ град/с), x200

При цьому ферит незмінно розміщується навколо включень вермикулярного та кулястого графіту у вигляді оторочки, середня товщина якої зменшується з підвищенням швидкості охолодження від 16 до 8 мкм. Ефективна перлітизація ЧВГ за рахунок підвищення швидкості охолодження у виробничих умовах є можливим, головним чином, при застосуванні лиття у кокіль.

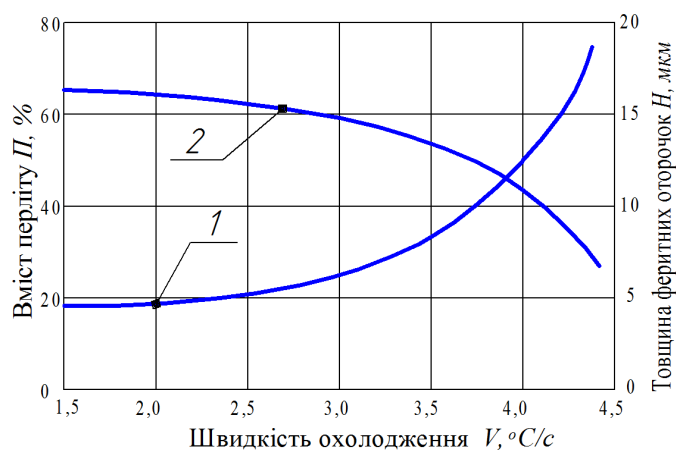
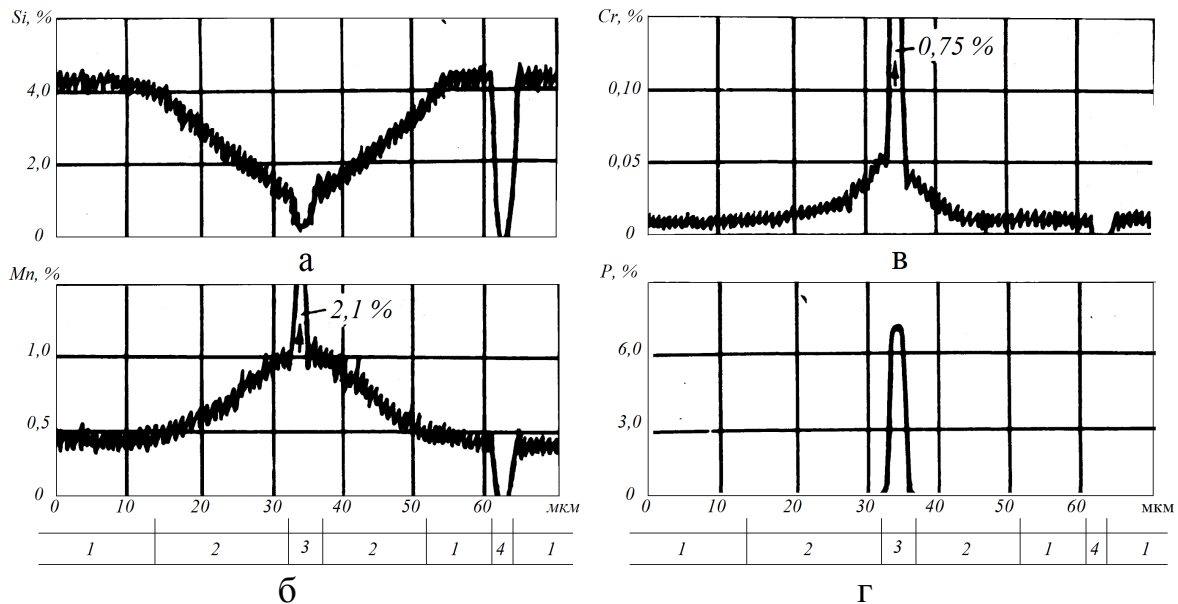


Рисунок 3.6 – Вплив швидкості охолодження в інтервалі температур 980...600 °С на вміст перліту (1) і середню товщину феритних оторочок біля графіту (2)

Оцінку впливу швидкості охолодження на евтектоїдні перетворення у чавуні з вермикулярним графітом проводили методом диференціального термічного аналізу [100]. Підвищення швидкості охолодження проб з чавуну з вермикулярним графітом від 1 °C/хв до 55,5 °C/ хв знижує температуру початку евтектоїдного перетворення з 762°С до 700°С, а температуру завершення формування перліту з 725 °С до 675 °С.

Мікрорентгеноспектральне дослідження мікроструктури ЧВГ показало, що за хімічним складом феритні ділянки характеризуються більш високим вмістом Si та зниженим вмістом Mn і Cr (рис. 3.7). Розташовані всередині перлітної ділянки світлі включення є місцем сегрегації P, Cr і Mn і являють собою легований хромом і марганцем фосфід. Ферит характеризується високою однорідністю по Si і Mn. При виході променя електронного зонду на перлітну ділянку концентрація Si починає закономірно знижуватися, а Mn – зростати. Максимальне зниження вмісту Si і підвищення Mn на перлітних ділянках відбувається поблизу фосфідних включень. Хром у фериті досліджуваного

чавуна практично відсутній, а в перліті, по мірі віддалення від феритних ділянок, його концентрація зростає до 0,05...0,07%. Характер розподілу міді, що застосовується у якості перлітизатора чавуну, був близьким до розподілу Si.



1 – ферит; 2 – перліт; 3 – фосфідне включення; 4 – графіт

Рисунок 3.7 – Розподіл Si, Mn, Cr і P у металевій матриці чавуну з вермикулярним графітом

На основі результатів лінійного мікрорентгеноспектрального аналізу побудовано топографічні картини розподілу Si і Mn в металевій матриці (рис. 3.8). Перехід від феритної оболонки навколо вермикулярного і кулястого графіту до перліту зв'язаний зі зміною концентрації Si і Mn. Включення вермикулярного і кулястого графіту охоплюються лініями ізоконцентрації Si і Mn, що розташовуються орієнтовано до положення поверхні розділу ферит-графіт. Характер розподілу в структурі чавуна Si і Mn та збільшення протяжності границі розділу графіт-металева матриця від 20...25 мм/мм² у кулястого графіту до 50...60 мм/мм² при формуванні вермикулярного графіту веде збільшенням розмірів ділянок з підвищеним вмістом Si і зниженим - Mn.

Статистична обробка результатів мікрорентгеноспектрального аналізу дослідженого чавуну свідчить, що перехід від феритної до перлітної ділянки, незалежно від ступеня компактності графітних включень, відбувався при вмісті

3,80...3,84% Si і 0,63...0,64% Mn. Таким чином, у виливках з нелегованого чавуну з вермикулярним графітом формування структури феритної металевої матриці в першу чергу пов'язане з характером розподілу кремнію та марганцю.

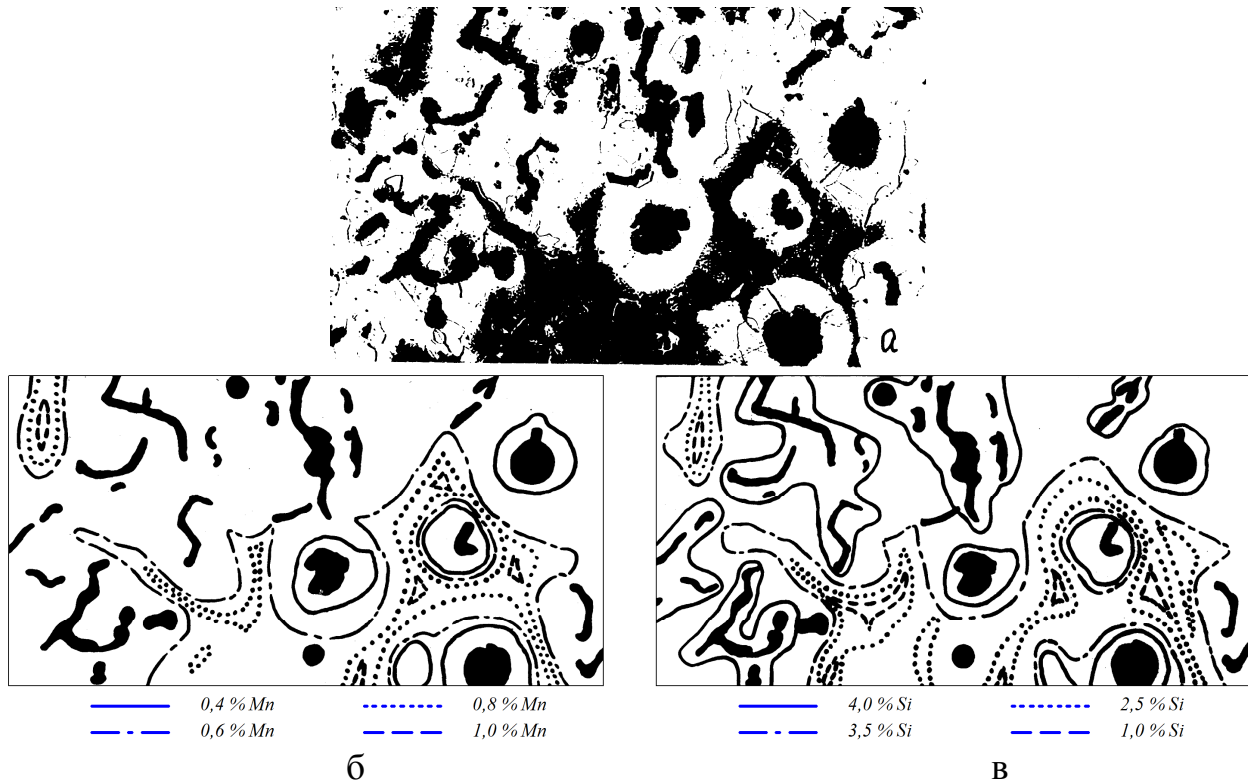


Рисунок 3.8 – Розподіл Si і Mn у структурі металевої матриці ЧВГ:

а) мікроструктура дослідженої ділянки (x200); б) розподіл Mn; в) розподіл Si

Технологічні прийоми (мікролегування, термічна обробка) дозволяють виготовляти виливки з ЧВГ з заданим вмістом перліту відповідно до призначення. З технологічної точки зору перспективним доцільним є зниження дифузійної рухливості атомів вуглецю шляхом вибору раціонального вмісту Si і Mn. Однак, зниження вмісту кремнію буде посилювати схильність розплаву до кристалізації по метастабільному механізму, а підвищення вмісту марганцю понад 1% буде викликати формування полікарбідів $(Fe-Mn)_3C$ з підвищеною твердістю [101]. Неможливість одержання високих ступенів перлітизації за рахунок зміни вмісту постійно присутніх у чавуні елементів обумовлює необхідність пошуку більш ефективних заходів впливу на структуроутворення.

Коефіцієнт R_x [102], який враховує комплексну перлітизуючу дію хімічних елементів у складі високоміцних чавунів визначається із

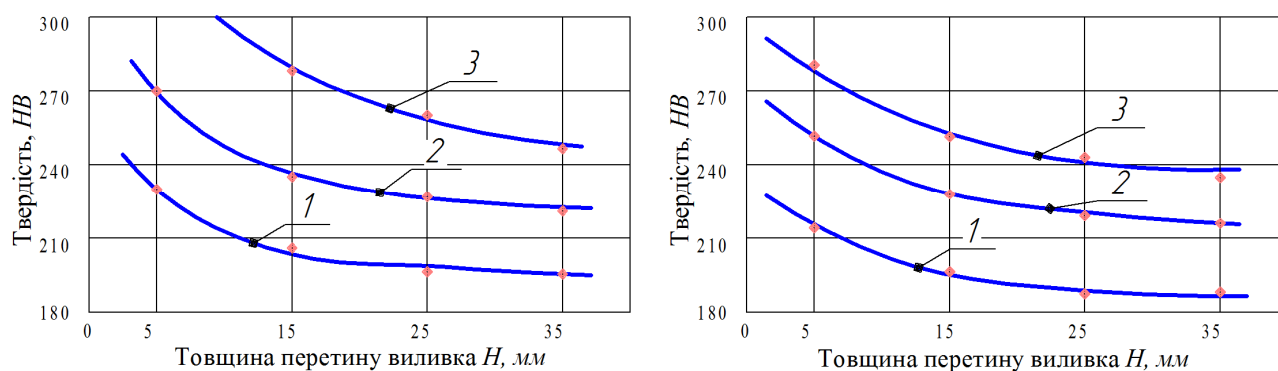
співвідношення $P_x = 3.0 (\%Mn) - 2.65 (\%Si) + 7.75 (\%Cu) + 90 (\%Sn) + 357 (\%Pb) + 333 (\%Bi) + 20.1 (\%As) + 9.60 (\%Cr) + 71.7 (\%Sb)$. З приведених вище хімічних елементів, які ефективно впливають на будову металевої матриці, протидія утворенню вермикулярного графіту не спостерігається лише при додаванні олова, міді, хрому та молібдену. Для досягнення однакової структури металевої матриці (по вмісту перліту) добавка міді до чавуну повинна бути у 8...10 разів більшою, ніж добавка олова [71]. Ефект комплексного використання добавок кількох легуючих елементів, як правило, забезпечує кращі результати, ніж використання добавки одного окремого легуючого елемента. Мідь та олово, як елементи, які гальмують утворення фериту, не викликають формування структурно-вільного цементиту у тонких перерізах. Вивчення дії міді в кількості до 3,8% на перетворення при охолодженні чавуну з вермикулярним графітом модифікованого у ливарній формі показало, що при добавках у розплави понад 2,0% міді кількість фериту у структурі металевої матриці не перевищує 10% [103].

Використання перлітизуючих добавок Cu (до 1,0%) і Sn (до 0,1%) є дорогим, але достатньо ефективним при виготовленні з перлітного ЧВГ таких відповідальних виливків як блоки циліндрів потужних дизельних двигунів. Також, знайшли розповсюдження виробничі технології отримання легованого перлітного ЧВГ з вмістом фериту до 5...10% передбачають застосування розплавів з 1,0...1,2% міді, 1,0...1,5% нікелю та 0,2...0,3% молібдену.

Застосування у якості перлітизатора ЧВГ такого елемента як сурьма ускладнюється його сильною десфероїдизуючою дією, а хрому – відбілюючою дією. Нижча схильність до кристалізації з відбілом ЧВГ, одержуемого при модифікуванні всередині ливарної форми, створює передумови використання мікролегування хромом, який ефективно знижує коефіцієнт дифузії вуглецю у залізі. З іншого боку, максимальне скорочення періоду часу між модифікуванням і кристалізацією розплаву при МВЛФ дозволяє більш ефективно застосовувати з метою перлітизації магнієвого ЧВГ сурму.

Досліджували дію хрому в кількості 0,1...0,5% і 0,01...0,05% сурми в низькосірчаних чавунах евтектичного складу (3,5...3,6% S , 2,4...2,6% Si , 0,60...0,65% Mn), отриманих за технологією ковшового та МВЛФ. Заданий вміст хрому в розплаві забезпечувався добавкою перед модифікуванням у ківш ферохрому ФХ015 (ГОСТ 4757-91). При ковшовому модифікуванні в перетинах ступінчастої проби товщиною 15...35 мм збільшення вмісту хрому від 0,05 до 0,15% приводило до підвищення вмісту перліту з 25 до 50%. Одночасно це вело до збільшення ширини зони відбілу в перетині товщиною 5 мм. При вмісті Cr більш 0,15% формування цементиту спостерігається у всіх перетинах ступінчастої проби. При цьому максимальна перлітизація у перетині зразка товщиною 35 мм не перевищувала 50...55% (рис.3.9).

Після МВЛФ більш ефективна графітизуюча дія лігатур дозволяє підвищити у чавуні вміст хрому до 0,3% без утворення відбілу в тонких перетинах ступінчастої проби і досягти в перетині товщиною 35 мм до 65% перліту. Поряд з перлітизацією металеві матриці хром у складі ЧВГ веде до посилення впливу товщини виливка на твердість.

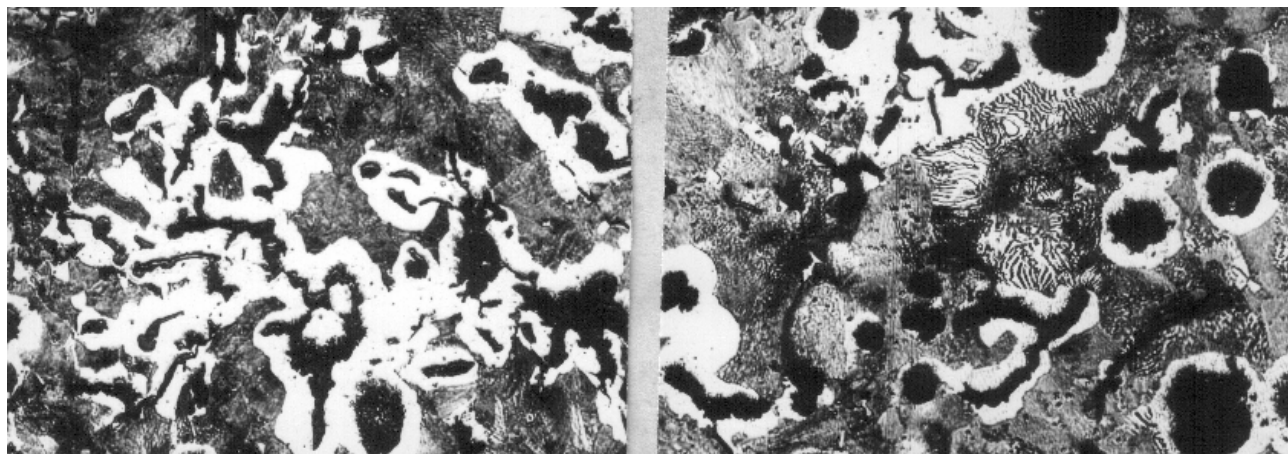


1 – чавун з вермикулярним графітом без мікролегуючих добавок; 2 – чавун з добавкою 0,15% Cr ; 3 – чавун з добавкою 0,30% Cr

Рисунок 3.9 – Вплив товщини перетину виливка на твердість чавуну з вермикулярним графітом, мікролегованого хромом: а) ковшове модифікування; б) модифікування всередині ливарної форми

Мікролегування хромом ЧВГ може знайти застосування переважно при одержанні товстостінних виливків. Додаткове мікролегування розплату

добавкою 0,3% міді дозволило підвищувати вміст перліту в металевій основі до 80% (рис.3.10).



а

б

Рисунок 3.10 – Мікроструктура мікролегованого хромом ЧВГ після модифікування всередині ливарної форми (перетин вилівка товщиною 35 мм):

а) 0,25% Cr; б) 0,15% Cr, 0,3% Cu, x200.

Введення в розплав сурми, яка застосовується у якості перлітизатора сірих чавунів, досліджували як у складі шихтових матеріалів, так і у складі модифікуючої суміші. Введення в розплав із шихтовими матеріалами понад 0,01% Sb при вмісті $Mg_{зал}$ до 0,02% і 0,01% Ce приводить до повного виродження вермикулярного графіту в пластинчастий. Особливо це характерно для модифікованих у ковші чавунів, коли товщина більшості включень графіту, що розташовуються як у вигляді самостійних колоній, так і у вигляді відростків від компактних і кулястих включень графіту, не перевищує 1,5...2,5 мкм (рис. 3.11). При цьому вміст перліту досягає 90%, що свідчить про можливість ефективного використання сурми як перлітизатора чавунів з пониженим вмістом магнію.

Спільне введення сурми в кількості до 0,02% з лігатурою КМгб при МВЛФ не приводило до повного виродження ВГ і забезпечило підвищення вмісту перліту у структурі металевої матриці до 80...85% (рис.3.12). Ферит при цьому зберігається у виді оболонки, навколо включень глобулярного графіту. Це пов'язано з відставанням рівномірного розподілу в розплаві сурми, що вводиться при модифікуванні всередині ливарної форми, від процесу

формування аустенітної оболонки навколо включень кулястого графіту. Підвищення добавки сурми понад 0,02% викликає помітне зниження компактності включень ВГ, формування шиповидних відростків від основних включень графіту, а на окремих ділянках і до його виродження в пластинчастий.

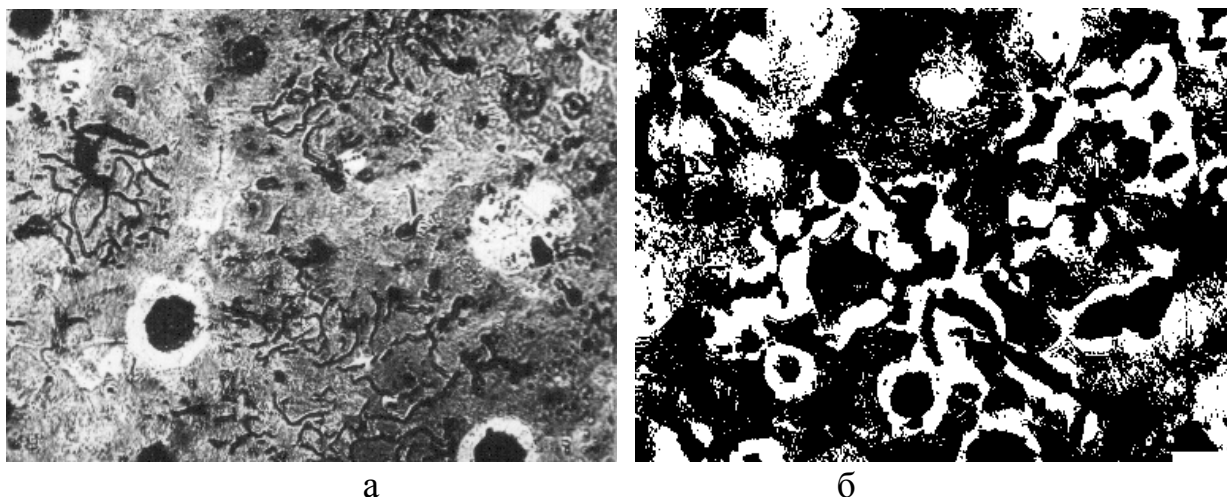
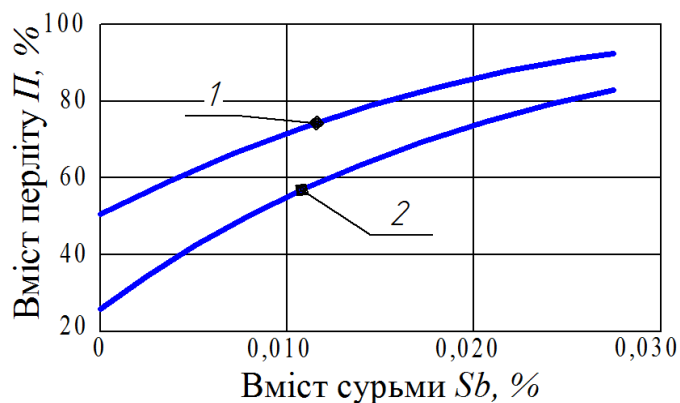


Рисунок 3.11 – Мікроструктура чавунів, мікролегованих 0,015% сурми. Перетин товщиною 35 мм: а) ковшове модифікування; б) модифікування всередині ливарної форми, x200.



1 – перетин товщиною 5 мм; 2 – перетин товщиною 35 мм

Рисунок 3.12 – Вплив величини добавки сурми на кількість перліту в структурі ЧВГ при проведенні МВЛФ

Разом з перлітизуючою дією добавки 0,01...0,02% Sb при модифікуванні всередині ливарної форми усувають у тонких перетинах ступінчастої виливків структурно вільний цементит. На відміну від дії хрому, мікролегування сурмою веде до зниження різниці між твердістю товстих і тонких перетинів

вилівка. Не зважаючи на більш високий ступінь перлітизації, твердість мікролегованого сурмою ЧВГ у всіх перетинах ступінчастої проби нижча, ніж чавуна мікролегованого хромом. Особливо значною є ця різниця у перетині товщиною 5 мм. При цьому добавки сурми знижують мікротвердість перліту на 40%.

Мікрорентгеноспектральний аналіз складу структурних складових показує значне зменшення різниці між вмістом Si і Mn у перліті і фериті сурм'янистих ЧВГ, а також зменшення ступеня ліквідації Mn до меж евтектичних зерен. Це дає пояснення зниженню схильності до метастабільної кристалізації сурм'янистого ЧВГ, та зниженню його твердості в порівнянні з чавунами, мікролегованими хромом.

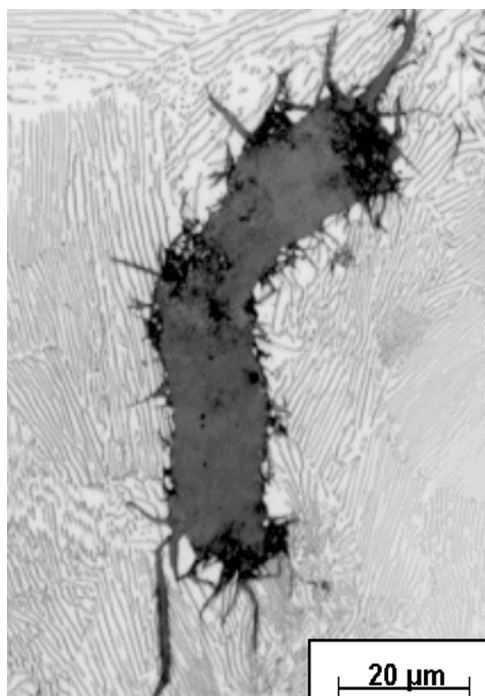


Рисунок 3.13 – Формування шиповидних відростків від включень ВГ у чавуні з добавками сурми

3.2 Формування поверхневого шару на виливках з чавуну з вермикулярним графітом

Використання деталей з ЧВГ часто ускладнюється наявністю виродження в поверхневій зоні виливків включень ВГ і утворення на цій ділянці шару

пластинчастого графіту (рис. 3.14). Цей дефект характерний як для чавунів з вермикулярним графітом, так і високоміцних чавунів з кулястим графітом. Середня товщина виродженого шару для тонкої стінки ВЧКГ складає 0,15...0,45 мм, а для ЧВГ - до 2,5 мм. У випадку наявності у розплаві $Mg_{зал}$ понад 0,029% формування дефектної структури поверхневого шару практично усувається.

Дефектна зона зростає із збільшенням товщини секції виливка. Структура металевої матриці в приповерхневому шарі виливків також може істотно відрізнятися від основної частини. Наприклад, у приповерхневому шарі в структурі металевої матриці може переважати перліт, тоді як основна частина матриці матиме феритну структуру.

Більшість литих чавунних деталей зберігають свої литі поверхні, залишаючись необробленими через їх геометричну складність та мінімізацію витрат на механічну обробку. Досвід виробництва блоків циліндрів з ЧВГ показує, що одним з головних дефектів таких виливків, є виникнення поверхневого шару з деградованим графітом. Враховуючи наявність у виливках з ЧВГ значної кількості тонкостінних елементів, це може привести до суттєвого зниження ресурсу цих виробів. Наявність виродженого шару графіту значно зменшує механічні властивості (межа втомлюваності, видовження і т. д.) деталей. Виявлено, що міцність на розтягування та втомна міцність чавунних зразків зменшується на 9 та 40% відповідно через наявність ливарної кірки з деградованим графітом. Виникає необхідність враховування впливу поверхневих шарів на механічні властивості литих виробів. Особливо негативний вплив поверхневого шару проявляється у зниженні стійкості при роботі виробів в умовах підвищених температур та при термоциклюванні.

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу свідчать, що має місце зниження залишкового вмісту Mg всередині шару з деградованим графітом. Зниження залишкового вмісту магнію у поверхневих шарах відбувається внаслідок взаємодії між розплавом і ливарною формою та розплавом і газовою атмосферою у порожнині форми. Протягом затвердіння чавуну, магній реагує з

киснем (і / або CO_2 , H_2O) з матеріалу форми. Дані реакції, як правило, відбуваються в рідкому і рідко-твердому станах, коли швидкість дифузії є значною. Найбільш сприятливими є термодинамічні умови для протікання реакції взаємодії між розплавом та вологою ливарної форми та атмосфери $\text{Mg} + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{MgO} + \text{H}_2$.

Як наслідок, в рідкому чавуні, що прилягає до поверхні ливарної форми знижується вміст активного магнію, в результаті чого формується пластинчастий графіт. При більшій товщині стінки затвердіння приповерхневого шару триває більший час, що веде до більшого окислення Mg. Таким чином, в чавуні з більш високим рівнем Mg, відбувається зниження вмісту магнію до вищого рівня, що визначає формування тоншого дефектного приповерхневого шару.

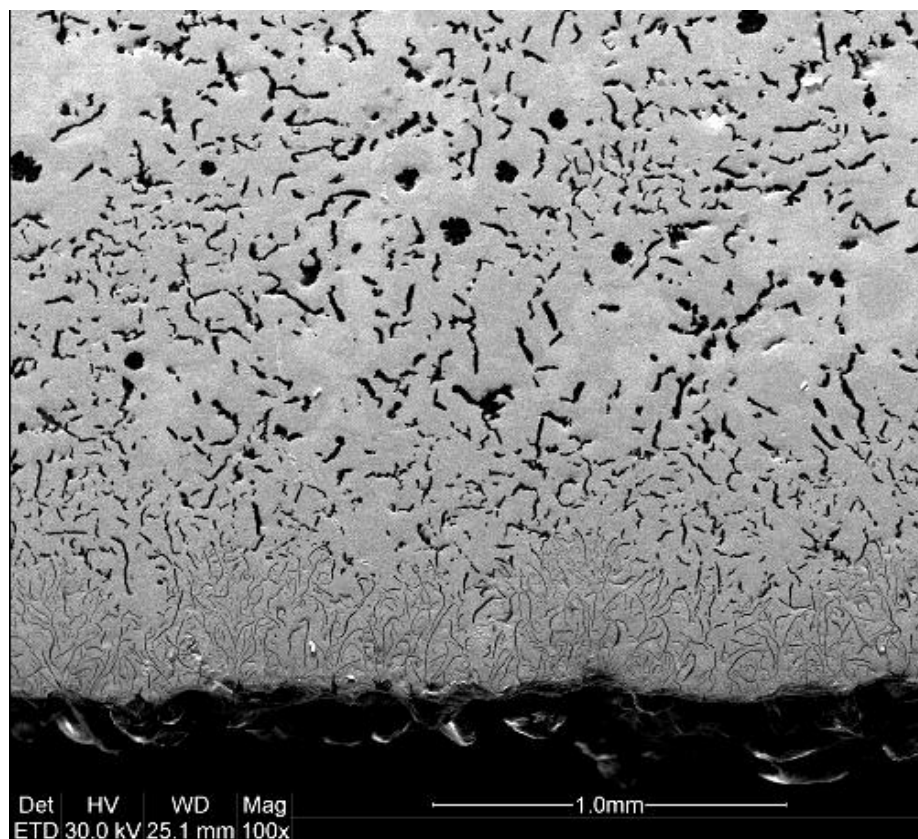


Рисунок 3.14 – Типова мікроструктура приповерхневого шару вилівка з ЧВГ

Товщина деградованого шару є функцією змінних параметрів процесу (швидкості охолодження, температури заливання, виду зв'язуючого, марки кварцового формового піску та його гранулометричного складу, покриття

форми і стержнів, залишкового вмісту магнію у розплаві та ефективності графітуючого модифікування.

Втрата магнію через окислення не єдиний механізм зниження вмісту магнію у поверхневих шарах. Утворення деградованого поверхневого шару в умовах прискореного охолодження (наприклад, при нанесенні на поверхню форми покриттів з високою теплопровідністю) змінює кінетичні умови формування аустеніту в умовах переохолодження та відтіснення фронтом кристалізації магнію від поверхні у внутрішні об'єми. На початку затвердіння біля стінки і форми утворюються дендрити з низьким вмістом магнію та тонкодисперсним пластинчастим графітом. На цьому етапі Mg витісняється по фронту кристалізації і накопичується в міждендритній рідині. Після того, як вміст Mg по фронту застигання досягне певного рівня, посилюється формування частинок графіту компактної форми. Мікроструктури зразків, які отримані при різних металостатичних висотах у ливарній формі вказують на значне збільшення товщини поверхневого шару з підвищенням тиску розплаву.

Виродження компактних форм графіту в поверхневому шарі чавунних виливків, отриманих з використанням обробки магнієвими модифікаторами, є загальним дефектом, який може виникнути при будь-якій технології формування, але різні фактори впливають з різною ефективністю. Використання синтетичних смол при виготовленні формових та стержневих сумішей, що часто застосовується для лиття з високоміцного чавуну, сприяє посиленому виродженню компактного графіту на поверхні, утворюючи шар з ПГ. Вважається, що таке виродження графіту відбувається за рахунок взаємодії магнію з матеріалом ливарної форми. Деградацію графіту у виливках пов'язують зі взаємодією магнію з киснем та сіркою, які входять до складу формових сумішей. Згорання Р-толуолсульфоїкислоти (PTSA), що використовується як каталізатор у сумішах з фураном та фенольними смолами, приводить до утворення SO₂, реакція з яким викликає зв'язування магнію у стійкі сульфідні та дегенерацію компактного графіту.

Вплив покриттів на поверхні піщаних форм, які виготовлені з застосуванням фуранових смол, порівнювали з піщаними формами із безсірчаною смолою Novolak. При цьому аналізували характеристики графіту в

поверхневому шарі оброблених магнієм чавунів (0,020-0,054% Mg). Виливки, отримані ливарних формах на основі фуранових смол, на поверхню яких не наносилися захисні покриття, мали у поверхневому шарі в п'ять разів більше вродженого графіту, ніж у формах з безсірчаною смолою Novolak. При застосуванні зв'язуючих на основі фуранових смол, при їх деструкції в процесі заливання ливарних форм, у формовочних сумішах підвищується вміст сірки та азоту, що приводить до збільшення товщини дефектного шару на поверхні виливків. В поверхневому шарі спостерігали неметалеві включення, які ідентифіковано як комплексні сульфід марганцю, заліза та магнію (Mn, Fe, Mg)S. Покриття на основі MgO виявляли ефективність лише при 0,05% Mg, але такої обробки було недостатньо при вмісті менш ніж 0,03% Mg.

Зменшення дегенерації графіту у поверхневих шарах виливків можливе при застосуванні наступних технологічних прийомів:

- застосування знижених добавок фуранових смол у складі формової суміші за рахунок добавок фосфорної і молочної кислот;
- зменшення долі зворотної формової суміші (менше 70%) у складі нової формової суміші;
- застосування ефективної регенерації зворотних формових сумішей;
- застосування для покриття поверхні форми композиції з оксидів кальцію, магнію та цирконію;
- зниження температури заливки (нижче 1350 °C), особливо при виготовленні товстостінних виливків з ЧВГ.

При виготовленні виливків з ЧВГ застосовують наступні групи покриттів ливарних форм:

- неактивні покриття на основі слюди, циркону, нітриду бору), які є інертними по відношенню до розплаву;
- активні покриття (феросиліцій та графіт), що впливають на хімічні процеси біля поверхні форми;
- покриття на основі CaO, MgO та FeSiMg, які забезпечують протікання хімічних реакцій розкислення і десульфурації з розплавом. Слід зазначити, що дані наповнювальні матеріали несумісні з водою - універсальною рідиною у складі формової суміші. Встановлено, що покриття з порошкоподібною FeSiMg

- лігатурою є найефективнішим для зменшення у поверхневому шарі виливка виродженого шару графіту.

Фірмою FOSECO, розроблено водяне покриття АСТІСОТЕ CG800, яке використовується для зниження виродження ВГ у поверхневих шарах виливків. Дане покриття при виробництві виливків з ЧВГ забезпечує зменшення виродженого шару до 150 мкм. Це пов'язано з мінімальним вмістом сірки в покритті та ізоляційними властивостями покриття, пов'язаного з його високою щільністю.

Використання дробоструйної обробки дозволяє зменшити, або повністю усунути, наслідки утворення деградованого поверхневого шару. Товщина ливарної кірки на зразках для випробовування механічних властивостей на розтяг при дробоструйній обробці протягом 1 хв була знижена з 131 до 71 мкм. (рис.3.15).

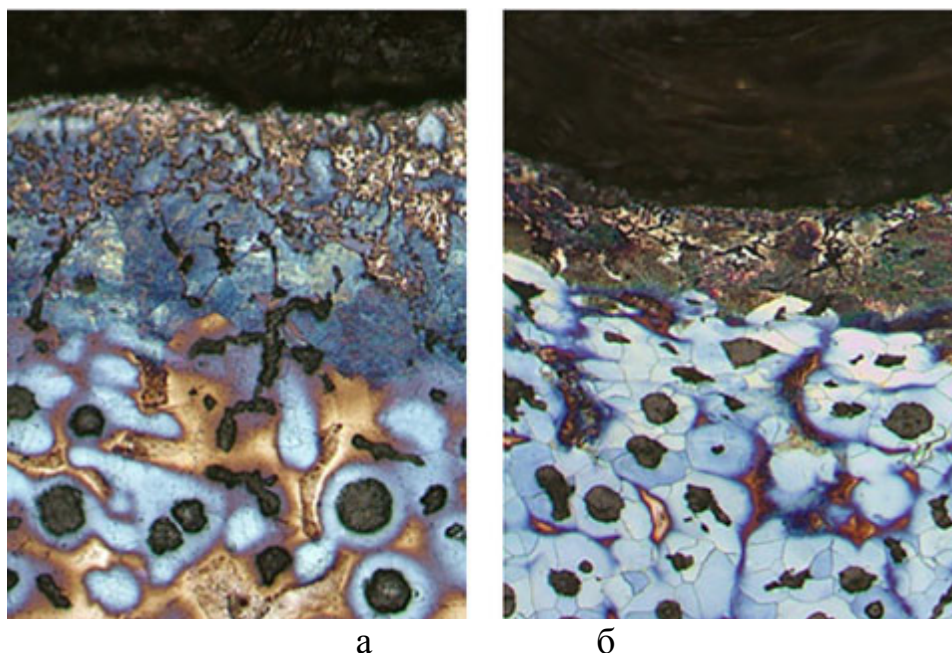


Рисунок 3.15 – Мікроструктура поверхневого шару високоміцного чавуну до (а) і після (б) дробоструйної обробки

Подальше збільшення часу дробоструйної обробки до 5 хв призвело до додаткового зменшення товщини кірки до 23 мкм. Зниження товщини кірки забезпечувалося вилученням матеріалу з поверхні.

3.3 Термічна обробка виливків з чавуну з вермикулярним графітом

Поліпшення властивостей чавуну з вермикулярним графітом може досягатися шляхом термічної обробки (табл.3.1). Мартенситні, бейнітні, сорбітні та перлітні структури металевої основи можуть бути отримані шляхом гартування, аустенізації, нормалізації тощо. Для задоволення спеціальних вимог властивості ЧВГ також можуть бути поліпшені високочастотним індукційним гартуванням та хіміко – термічною обробкою.

Таблиця 3.1 – Механічні властивості ЧВГ з різними видами металічної основи

Структура матриці	Тимчасовий опір під час розтягування, МПа	Відносне видовження,%	Твердість НВ
Феритна (литий стан)	360...410	5,0...7,0	150...160
Феритна (відпалювання)	360...410	3,0...4,0	150...170
Перліто-феритна (литий стан)	450...500	2,0...3,0	170...200
Перлітна (нормалізація)	530...580	1,5	300
Бейнітна (ізотермічне гартування)	740...790	2,0	400

Графітні включення вермикулярною форми є більш сильними концентраторами напружень у порівнянні з кулястим графітом, тому в литих деталях з ЧВГ в меншій мірі реалізуються потенційні можливості міцності металевої матриці шляхом термічної обробки у порівнянні з ВЧКГ.

Перетворення, які відбуваються у ЧВГ при нагріванні, поділяються на процеси, що відбуваються:

- за субкритичних температур (нижчих за температуру $A_{Cп}$);
- за міжкритичних температур (вищих за температуру $A_{Cп}$ і нижчих за температуру $A_{Cк}$);
- за надкритичних температур (вищих за температуру $A_{Cк}$).

У нелегованих ЧВГ критичні точки знаходяться в інтервалі: A_{C1} п 770...790 °С, A_{C1} к 870...900 °С.

Нагрів до субкритичних температур приводить до сфероїдизації та розпаду перліту, що супроводжується перерозподілом вуглецю у металевій матриці чавуну. При цьому вуглець із перлітних областей дифундує до графітних включень. З підвищенням температури нагрівання процес графітизації стає більш інтенсивним. Підвищення температури нагрівання також сприяє частковому перерозподілу кремнію та марганцю.

При безперервному нагріванні перші ділянки аустеніту утворюються у ЧВГ при 770...790 °С. Температура початку $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення в них є різною: у високовуглецевих ділянках перші порції аустеніту утворюються при 770 °С, а у висококремністих – за нагріву до більш високих температур.

Перерозподіл елементів, що почався за субкритичних температур, продовжується в міжкритичному інтервалі. Центральна зона евтектичного зерна при нагріванні до міжкритичного інтервалу стає більш насиченою кремнієм, у порівнянні з литим станом, за рахунок відтиснення кремнію при $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворенні у ферит. Насичення кремнієм не перетвореного фериту приводить до розширення міжкритичного інтервалу за рахунок підвищення температури закінчення $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення. При цьому $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення йде єдиним фронтом від меж до центру евтектичного зерна. Формується дисперсна аустеніто-феритна структура, в якій дрібні високовуглецеві аустенітні зерна перемішані з дрібними висококремнієвими феритними зернами. При безперервному нагріванні до температур, вищих за точку A_{C1k} , перетворення останніх пересичених кремнієм ділянок фериту, відбувається при 900...930 °С.

За надкритичних температур відбувається дифузійний перерозподіл від евтектичних границь вуглецю та марганцю, що призводить до вирівнювання їх концентрації в межах евтектичного зерна. Помітний ріст аустенітного зерна у ЧВГ починає спостерігатися при підвищенні температур до 1000...1050 °С.

При охолодженні чавуну з вермикулярним графітом криві ізотермічного розпаду аустеніту в ЧВГ мають максимуми розпаду: в дифузійній області – за температур 500...600 °С і в проміжній області за температури 350 °С. Практична відсутність інкубаційного періоду в дифузійній області (0,5...1,0

секунди) призводить до того, що для реальних виливків ізотермічна обробка у проміжному інтервалі можлива тільки при великих (понад 1,5 град/с) швидкостях охолодження. Мала тривалість інкубаційного періоду в цьому інтервалі інтенсифікується за рахунок значної розгалуженості включень вермикулярного графіту, оскільки розпад аустеніту переважно відбувається на границі розділу графіт – матриця. За цих температур в першу чергу розпадається нестійкий висококремнієвий аустеніт, який утворився при нагріванні навколо графітних включень. Пересичений вуглецем, і марганцем аустеніт по границях евтектичних зерен перетворюється в останню чергу. При розпаді аустеніту в дифузійній області формується перліто-феритна структура із зосередженням основної маси перліту по евтектичних границях і з вмістом фериту більшим, ніж у вихідному стані.

За температур 480...500°C починається уповільнення завершення розпаду. Розпад аустеніту за цих температур розпочинається з виділення фериту у дифузійній області. Структура металевої основи чавуну за цих температур є дисперсною сумішшю голчастих ділянок фериту і ферито-карбідної суміші.

Перехід до розпаду аустеніту з утворенням проміжних структур здійснюється за температури ізотерми 400 °C. За температур 340...430 °C спостерігається істотне збільшення тривалості розпаду, зумовлене гальмуванням дифузійних процесів. Для активізації процесу подальшого розпаду необхідно збільшувати не лише тривалість витримки, але й переохолодження. Однією з причин цього є наявність ліквациї: після розпаду перших партій нестійкого аустеніту подальше перетворення сповільнюється, оскільки аустеніт, що залишився, має більший вміст вуглецю і марганцю і, як наслідок, є більш стійким. Зниження температури ізотермічної витримки призводить до більш повного бейнітного перетворення. Температура 400 °C є температурою максимального гальмування розпаду.

При температурах нижче 250 °C аустеніт повністю перетворюється за бездифузійним механізмом в мартенсит.

Оптимальними режимами нормалізації і відпалу для чавуну з вермикулярним графітом є режими з нагріванням до температур надкритичного інтервалу і витримкою не більше 1,0...1,5 годин. Операцію нормалізації рекомендується проводити по ступінчастому режиму: нагрівання виливків в печі до температури 750 °С, витримка 40 хв, нагрівання до температури 910 °С, витримка 1 год 40 хв, охолодження на повітрі протягом 2-х годин. У структурі ЧВГ після нормалізації вміст фериту залишається практично незмінним, а евтектоїдна фаза представлена сорбітоподібним перлітом. Тобто, у результаті проведення нормалізації відбувається підвищення дисперсності перліту, твердість нормалізованого чавуну зростає з 229 НВ до 260 НВ.

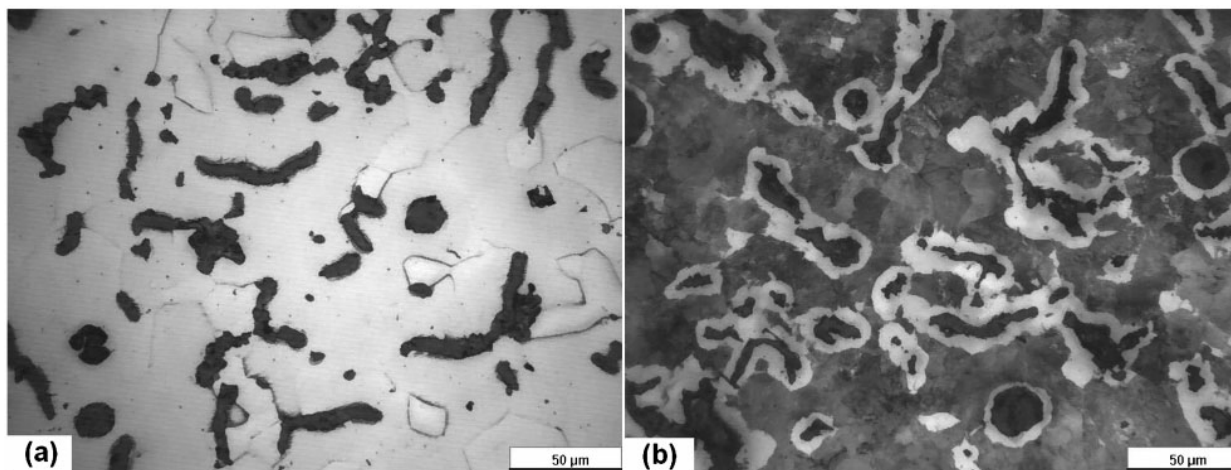


Рисунок 3.16 – Феритна і перлітна мікроструктура після термічної обробки:
а) відпалу; б) нормалізації.

Найбільш ефективним видом термічної обробки ЧВГ є ізотермічне гартування з витримкою у бейнітній області - аустемперінг. Чавун з вермикулярним графітом після такої термічної обробки має найкраще поєднання міцності та ударної в'язкості, з'являються можливості зниження ваги виливків. Можливості ефективного підвищення властивостей ЧВГ пов'язані з наявністю у його складі до 3 % кремнію - хімічного елемента, що зміщує вправо С-подібні криві і гальмує карбідоутворення під час ізотермічної витримки (рис.3.17).

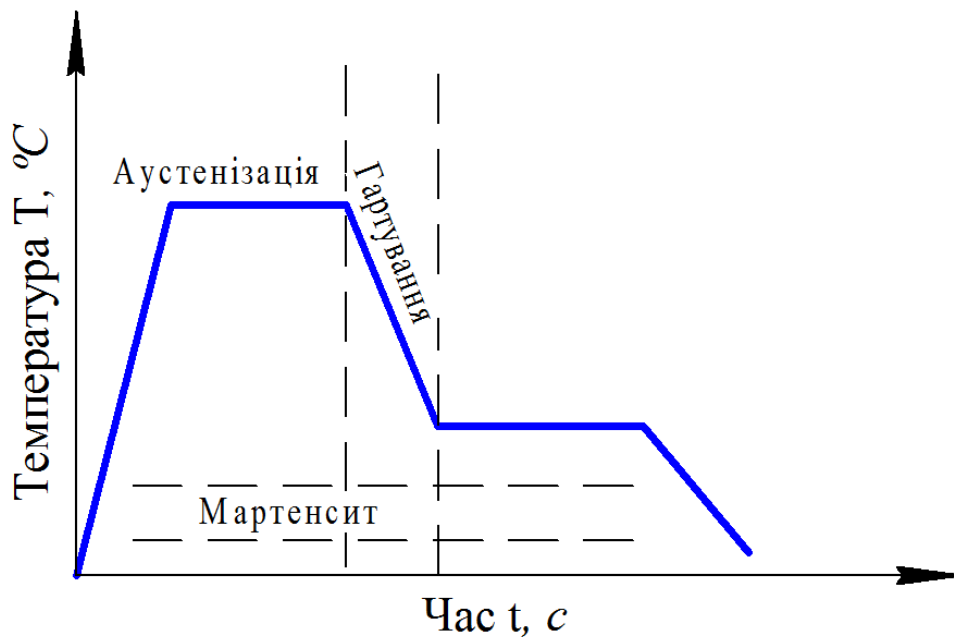


Рисунок 3.17 – Графік термічної обробки аустемперінгу.

Отримана в результаті проведення аустемперінгу структура складається з пересиченого вуглецем фериту та збагаченого вуглецем і стабілізованого ним аустеніту – аусфериту (рис.3.18). Швидкість перебігу процесів аустемперінгу майже на порядок вища в ЧВГ у порівнянні з ВЧКГ. Цей результат є наслідком морфологічних відмінностей графітової фази, оскільки площа поверхні розділу графіт/матриця у ЧВГ вища, ніж у ВЧКГ.



Рисунок 3.18 – Мікроструктура ЧВГ після ізотермічного гартування при 310°C протягом 60 хв.

Мідь та молібден затримують утворення карбідів і підвищують прогартуваність переохолодженого аустеніту. Марганець має здатність затримувати зародження фериту та сповільнювати дифузію вуглецю в аустеніті,

гальмуючи зростання феритових голок. Відповідно, вміст марганцю у складі такого чавуну повинен бути обмеженим.

Корегуючи хімічний склад можливо отримати аусферитну структуру у виливках з чавуну з вермикулярним графітом з товщиною стінки від 3 до 24 мм без термічної обробки. Це досягається при наявності у його складі 1,6...1,7% Mo і 1,5...3% Cu.

Температура аустенізації і час аустемперінгу є найважливішими параметрами, що визначають результати аустемперінгової обробки. Температура аустемперінгу впливає на кількість мікроструктурних складових у аусфериті і визначає рівень механічних властивостей аустемперованих чавунів. Час аустемперінгу при відповідній температурі визначає ступінь завершення аусферитної трансформації. При аустемперінгу при температурі 440 °C переохолодження для аусфериту є відносно невеликим, в результаті чого отримують відносно грубу аусферитну структуру. Кількість залишкового аустеніту в мікроструктурі залежно від температури ізотермічного гартування складає при 300°C – 28%; 350°C – 35%; 400°C – 39%.

Перетворення при проведенні аустемперінгу в чавунах включає три етапи трансформації.

На першому етапі аустеніт переходить в голчастий ферит і високовуглецевий аустеніт. Процес росту під час цього етапу контролюється дифузією атомів вуглецю в аустеніті. При зародженні і рості голок фериту атоми вуглецю відтісняються в навколишній аустеніт, який стає більш стабільним в зв'язку зі збільшенням вмісту вуглецю, що знижує початок мартенситного перетворення до температур нижчих за кімнатну температуру. Фракція аустеніту, яка менш насичена вуглецем, перетворюється на мартенсит під час охолодження до кімнатної температури. Трансформація аустеніту проходить до моменту досягнення фазами метастабільної рівноваги. Далі механізм контролюється дифузією атомів вуглецю від поверхні розділу до аустенітної матриці, а рушійна сила перетворення стає пропорційною градієнту концентрації вуглецю і перетворення тимчасово зупиняється.

Другий етап характеризується структурною стабільністю, коли кількість голчастого фериту і високий вміст вуглецю в аустеніті залишається практично

незмінним. Цей етап називається обробним вікном, де отримують оптимальні механічні властивості чавуну після термічної обробки.

На третьому етапі метастабільний високовуглецевий аустеніт починає розкладатися на термодинамічно більш стабільні фази фериту і карбідів. Дані структурні зміни ведуть до помітного зниження механічних властивостей, зокрема пластичності і ударної в'язкості.

Для здійснення аустемперізації чавуну, зразки з метою гомогенізації аустеніту піддаються аустенізації, далі проводиться гартування з послідуною ізотермічною витримкою в соляній ванні при температурах 300...400 °С, і закінчується гартуванням до кімнатної температури. Крім соляних ванн для ізотермічного гартування можуть застосовуватися ванни з рідкого цинкового сплаву типу ЦА і ЦАМ при 400...420 °С, які характеризуються менш шкідливими умовами праці.

Запитання для самоконтролю

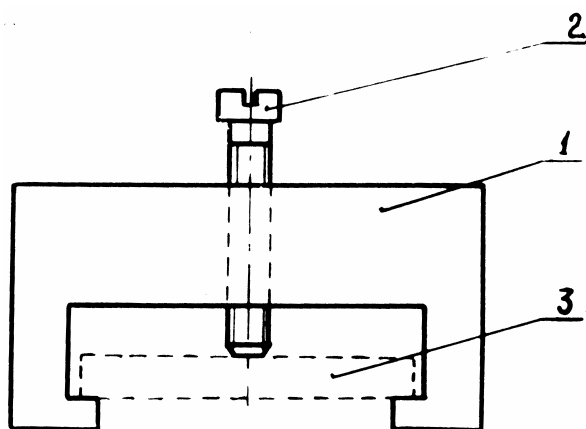
1. Які особливості будови металевої матриці характерні для ЧВГ?
2. Які фактори впливають на вміст перліту в структурі металевої матриці ЧВГ?
3. Дайте характеристику розподілу основних хімічних елементів у структурі металевої матриці ЧВГ.
4. Опишіть шляхи отримання ЧВГ з перлітною структурою металевої матриці.
5. Які особливості перлітизації металевої основи ЧВГ при використанні добавок хрому і сурми?
6. В чому полягає причина формування приповерхневого дефектного шару в ЧВГ?
7. Опишіть технологічні прийоми зменшення товщини приповерхневого дефектного шару в ЧВГ.
8. Які основні види термічної обробки застосовують для ЧВГ?
9. Які процеси відбуваються у структурі ЧВГ при нагріві до температура аустенізації?
10. В чому полягає суть виду термічної обробки «аустемперінг»?

РОЗДІЛ 4 ВЛАСТИВОСТІ ЧАВУНУ З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ

4.1 Особливості руйнування чавуну з вермикулярним графітом

Більш високий рівень механічних властивостей ЧВГ, у порівнянні з ЧПГ, пов'язується з особливостями будови включень вермикулярного графіту, з їх меншим надрізуючим впливом на металічну матрицю. Крім того вважають, що розгалужена будова поверхні включень ВГ забезпечує підвищену адгезію між графітом і металевою матрицею.

Для оцінки ролі ВГ в процесах руйнування чавуна проводили металографічне дослідження поверхні деформованих зразків (розмір 5x10x50 мм) із чавунів з різними формами, графіту до яких після полірування прикладалися згинаючі навантаження (рис. 4.1).



1 – струбцина; 2 – гвинт для навантаження зразка; 3 – зразок-мікрошліф

Рисунок 4.1 – Пристрій для вивчення мікроструктури зразків із чавуна при згинанні

У ЧВГ при навантаженні перед утворенням тріщини відбувається накопичення значної деформації зразка. На ділянці прикладання навантаження спостерігається помутніння поверхні шліфа та утворення ліній деформації на фериті. При величині прогину зразка 1,5 мм утворення ліній деформації відбувається переважно біля кінців ВГ з орієнтацією до кінців сусідніх включень (рис. 4.2). При збільшенні прогину зразка лінії деформації

поширюються і на ділянки фериту, віддалені від кінців графітних включень. Відбувається деформування границь феритних зерен та їх відносний зсув.

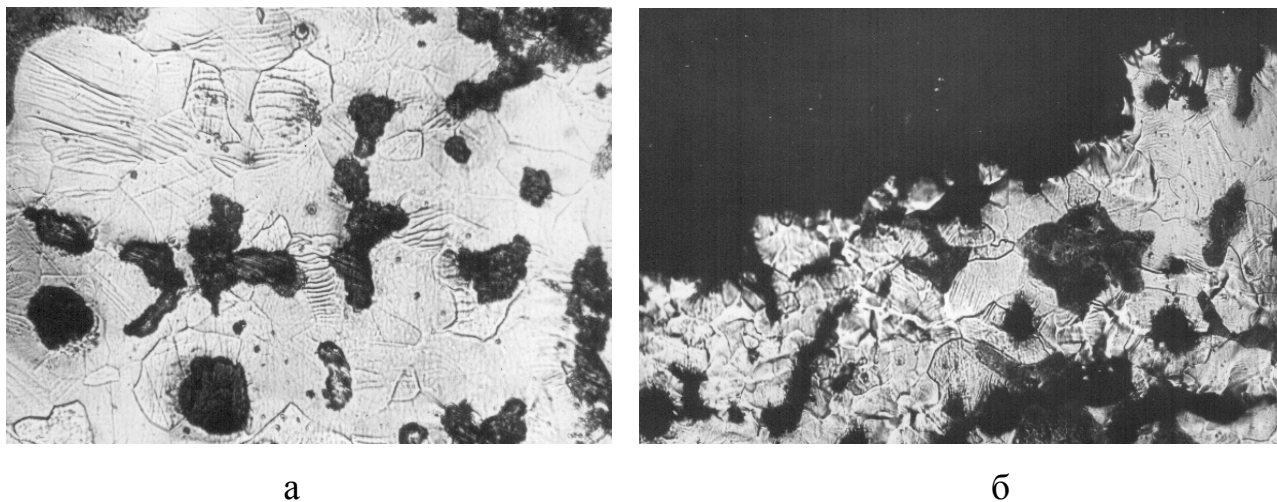


Рисунок 4.2 – Лінії деформації, які виникають в ЧВГ при прогині зразка, х600 (а) та сліди залишкових деформацій в металевій матриці після руйнування зразка, х400 (б).

Після зняття навантаження лінії деформації і рельєфність ділянок зберігаються, що свідчить про пластичний характер деформації структурних складових цього виду чавуну. До початку утворення і росту магістральної тріщини відбувається розвиток ряду мікротріщин у феритних оболонках між кінцями сусідніх включень графіту. Розвиток магістральної тріщини проходить у більшій мірі по феритних полях, що пов'язано з переважним розташуванням всередині них графітних включень. Вихід магістральної тріщини на графітні включення, розташовані під кутом понад 70° до напрямку руйнування, зупиняє її розвиток до певного збільшення прогину зразка і деформування границь зерен фериту по периметру блокуючого включення графіту.

В той же час, траєкторія магістральної тріщини у ЧВГ однозначно не пов'язана з положенням окремих графітних включень (рис. 4.3). У ряді випадків, незважаючи на співпадання у площині шліфа положення графітного включення, на яке виходить тріщина, з напрямком її розвитку, відбувається відгалуження тріщини в металеву матрицю або її розгалудження по кількох напрямках і відповідно зниження концентрації напружень. Це веде до більш

рівномірного перерозподілу деформації по периметру включень та до зниження надрізуючої ролі кінців включень ВГ.

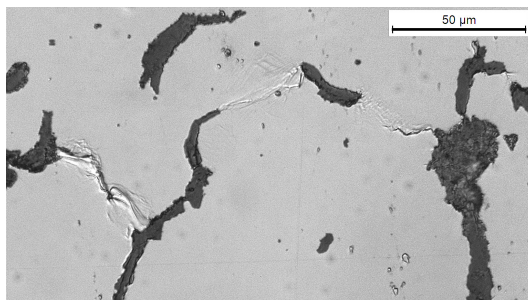


Рисунок 4.3 – Виникнення ліній деформації та мікротріщин на поверхні полірованого нетравленого зразка з ЧВГ при випробовуванні на розтягування

При проходженні через перлітні ділянки розвиток тріщини проходить без помітної пластичної деформації у напрямку до найближчих включень вермикулярного графіту, які виходять торцями до зерен перліту. Ріст тріщини орієнтується на фосфідні включення та пори, що додатково сприяє руйнуванню перлітних ділянок по крихкому механізму.

Підвищення компактності графітних включень у структурі ЧВГ приводить до збільшення деформації, яка необхідна для початку утворення і розвитку магістральної тріщини (рис. 4.4). При досягненні критичної величини деформації в чавунах з кулястим графітом, які досліджували за наведеною методикою, відбувається миттєве руйнування, викликане вивільненням накопиченої пружної енергії. Наявність прямолінійних ділянок по берегу руйнування свідчить про збільшення долі крихкого руйнування таких чавунів. У зламі ЧПГ сліди пластичного руйнування не спостерігаються.

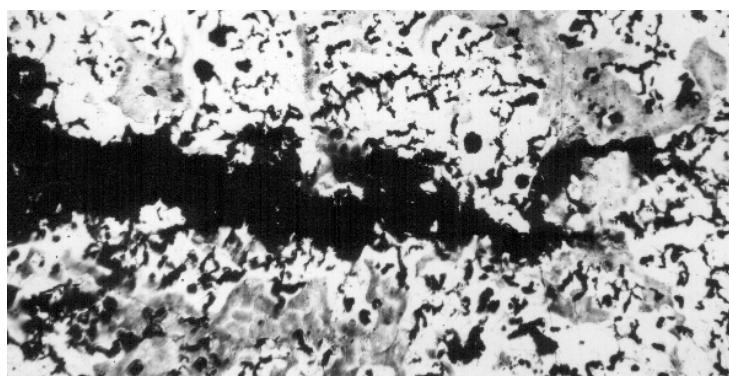


Рисунок 4.4 – Траекторія магістральної тріщини у ЧВГ, х80

Берег руйнування чавунів з різними формами графіту оцінювали за відношенням довжини руйнування по графіту до загальної довжини берега руйнування (l/L). У ЧПГ руйнування відбувається переважно по графітним ($l/L=0,7...0,9$), а у ВЧКГ переважно по металевій матриці ($l/L=0,2...0,3$). У ЧВГ доля руйнування по графітним включенням складає близько половини від довжини берега руйнування ($l/L=0,4...0,6$).

За допомогою тесту на дряпання поверхні шліфа тонким алмазним індентором порівнювали характеристики міцності зв'язку по границі метал-графіт [122]. Тест на подряпини показав, що розвинена поверхня ферит – вермикулярний графіт забезпечує вищу стійкість до розшарування в порівнянні з гладкими ферит – графітовими поверхнями розділу пластинчастого і кулястого графіту.

Вивчення зламів розривних і ударних зразків методами растрової електронної мікроскопії свідчить, що у чавунах з пластинчастим та кулястим графітом руйнування відбувається переважно по границі розділу графіт – матриця. В той же час у ЧВГ руйнування відбувається як по металевій матриці, так і по графітним включенням (рис. 4.5, 4.6). Така різниця пояснюється розвинутою просторовою будовою включень ВГ та більш міцним зв'язком між ними і металевою матрицею.

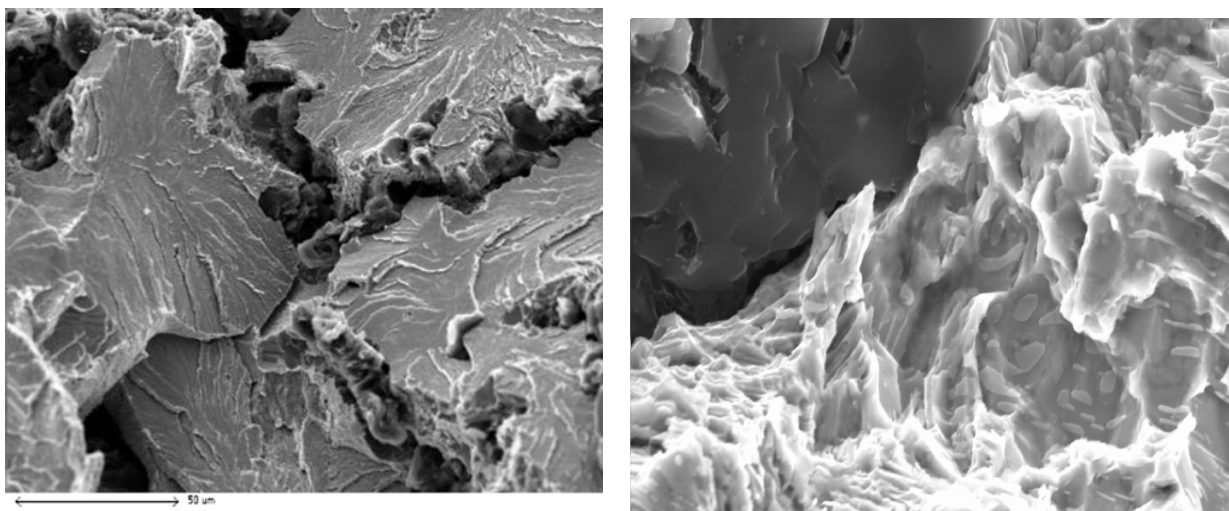
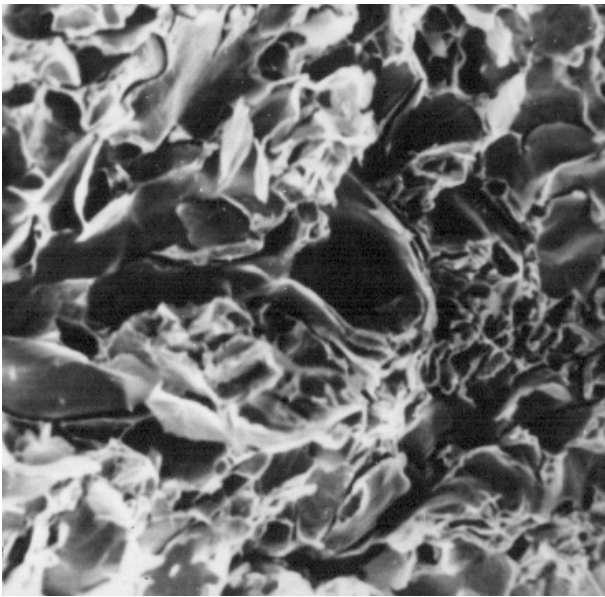
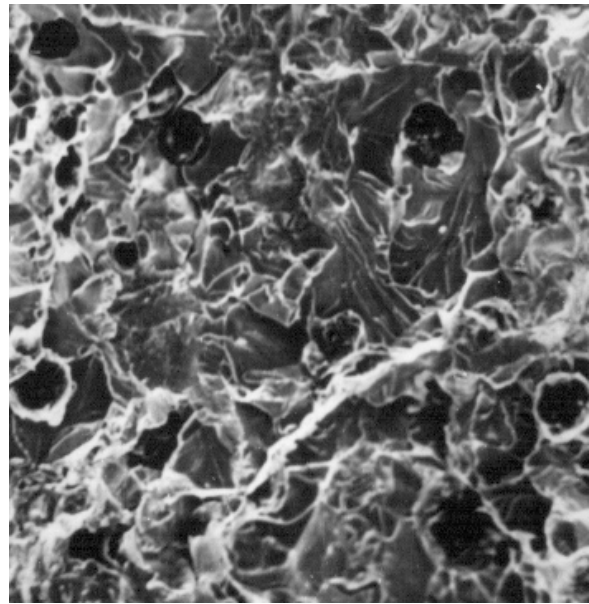


Рисунок 4.5 – Поверхня зламу розривних зразків з ЧВГ [121]



а



б

Рисунок 4.6 – Поверхня зламу розривних зразків з чавунів з різними формами графіту: а) ЧПГ; б) ВЧКГ, x200

Поверхня руйнування феритних ділянок навколо включень вермикулярного графіту має вязку будову, це особливо характерно для перемичок між окремими графітними включеннями в межах евтектичної колонії. На віддаленні від графітних включень злам приймає крихкий характер. Розміри площин сколу у зразках з ЧВГ залишаються значно меншими, ніж у ЧПГ. У ВЧКГ біля більшості включень кулястого графіту руйнування феритної облонки відбувається по крихкому механізму шляхом ступінчастого сколу. Можливою причиною крихкого руйнування цих ділянок є значна зворотня ліквіація кремнію, що приводить до підвищення крихкості фериту.

У зламах зразків із ЧВГ, отриманих руйнуванням при визначенні ударної в'язкості, розміри ділянок із вязким характером руйнування скорочується в 3...4 рази, у порівнянні з тими, що мають місце при статичних розтягуючих випробовуваннях. Ділянки з вязким характером руйнування розміщуються переважно за включеннями вермикулярного і кулястого графіту по ходу розвитку магістральної тріщини.

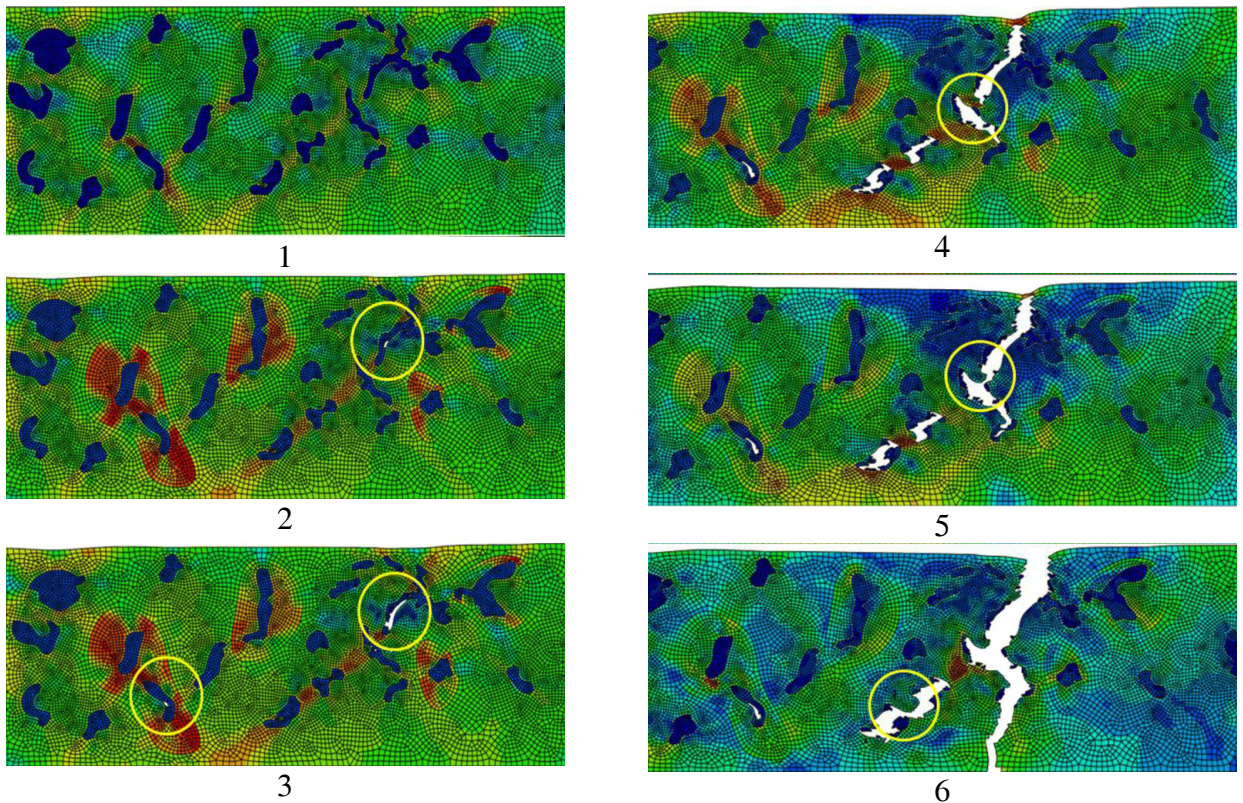


Рисунок 4.7 – Моделювання виникнення тріщини при розриві зразка з ЧВГ методом кінцевих елементів за допомогою компютерної програми

ABAQUS™/CAE™ [121]

Наявність перед руйнуванням значних попередніх пластичних деформацій, а також часткове блокування розвитку тріщини графітом, визначає ЧВГ як перспективний матеріал для навантажених деталей відповідального призначення.

4.2 Фізичні та механічні властивості чавуну з вермикулярним графітом

До основних факторів, що визначають фізичні та механічні властивості чавуну з вермикулярним графітом, відносяться:

- структура (ступень сфероїдизації графіту та будова металевої матриці;
- хімічний склад матеріалу.

В результаті багаторічної практики виробництва та застосування виливків з ЧВГ накопичено достовірну базу даних стосовно фізичних та механічних властивостей цього матеріалу (табл. 4.1).

Таблиця 4.1 – Значення фізичних та механічних властивостей чавуну з вермикулярним графітом у порівнянні з іншими видами чавунів[124].

Показник	Одиниця виміру	Чавун з пластинчастим графітом	Феритний чавун з вермикулярним графітом	Перлітний чавун з вермикулярним графітом	Високоміцний чавун з кулястим графітом
Тимчасовий опір під час розтягування	МПа	100-400	мін. 300	400...500	350...1000
Умовна границя плинності, 0,2%	МПа	-	мін. 240	340...440	250...700
Відносне видовження	%	макс. 0,5	мін. 2	мін.1	2...22
Міцність на згин	МПа	300...600	600	700	800...1200
Міцність на стиск	МПа	500...1400	мін. 500	мін. 600	600...1200
Твердість по Брінеллю	НВ	140...300	130–190	200...280	120...350
Ударна в'язкість	кДж/м ²	6...19	макс. 10	-	6...25
Модуль пружності	ГПа	75...155	130...160	130...170	165...185
Щільність	кг/м ³	7000...7500	7000	7100	7100...7300
Питомий електричний опір (при 20°C)	μΩ·м	0,5...1,0	0,7	0,8	0,5...0,7
Коефіцієнт термічного розширення	1/°C ×10 ⁶	10-12	12-14	12-14	9...12

Визначальний вплив на значення тимчасового опору під час розтягування ЧВГ має ступінь компактності графіту і, зокрема, вміст у структурі кулястого графіту. Збільшення ступеню сфероїдизації графіту призводить до збільшення показників міцності та пластичності. Цей вплив зростає з переходом від феритної до перлітної структури металевої матриці. При зростанні ступеню сфероїдизації графіту від 10% до 70% в ЧВГ (85% перліту) тимчасовий опір під час розтягування зростає лінійно (табл. 4.2).

Таблиця 4.2 – Залежність властивостей чавуну з вермикулярним графітом від ступеню сфероїдизації графіту

Ступінь сфероїдизації графіту, %	Тимчасовий опір під час розтягування, МПа	Відносне видовження, %	Теплопровідність λ, Вт/м°C	Усадка, %
10 – 20	320...380	2...5	50...52	1,8...2,2
20 – 30	380...450	2...6	48...50	2,0...2,6
40 – 50	450...500	3...6	38...42	3,2...4,6

При збільшенні товщини стінки вилівка від 12,5 до 200 мм тимчасовий опір під час розтягування ЧВГ у литому стані знижується з 450 до 320 МПа, що пов'язано з впливом швидкості охолодження на компактність графітних включень і структуру металевої матриці.

Механічні властивості при випробовуванні під час розтягування, що характерні для ЧВГ менш чутливі до змін вуглецевого еквіваленту та до товщини стінки, ніж ті, що мають місце у ЧПГ. При формуванні перлітної матриці ЧВГ характеризується вищою міцністю під час розтягування при зниженій пластичності.

Наявність в складі ЧВГ титану веде до підвищення тимчасового опору під час розтягування на 60...80 МПа, не зважаючи на зменшення вмісту кулястого графіту, порівняно з чавуном без добавок титану. Таке підвищення міцності пояснюється дисперсійним зміцненням металевої матриці дрібнодисперсними включеннями карбосульфідів титану. Значення умовної границі плинності у нелегованому ЧВГ ($S < 0,01\%$) знаходяться на рівні 270...370 МПа, зростаючи при вмісті 0,15...0,25% титану до 320...440 МПа.

Значна кількість додаткових факторів, що впливають на структуроутворення веде до того, що різниця між нижнім і верхнім рівнями тимчасового опору під час розтягування чавунів з вермикулярним графітом, які отримані різними способами, може змінюватися у досить широких межах. В кожному практичному випадку потрібні додаткові дослідження, що уточнюють властивості ЧВГ.

На твердість чавунів поряд з будовою металевої матриці впливає форма графітних включень. При однаковій структурі металевої матриці у литому стані твердість ЧВГ на 20...30 НВ перевищує твердість ЧПГ з однаковим вмістом перліту, але залишається меншою, у порівнянні з ВЧКГ. Так значення твердості перлітного ЧПГ в блоках циліндрів знаходяться в межах 179...223 НВ, а перлітні ЧВГ в аналогічних вилівках мають НВ 192...255. Блоки циліндрів з ЧВГ з 70% перліту мають аналогічну твердість з повністю перлітними блоками, виготовленими з ЧПГ.

Твердість ЧВГ при ступені сфероїдизації 0...10% визначається з кореляційної залежності (дані фірми Sinter Cast):

$$HB = 1,09 \cdot P\% + 133,52,$$

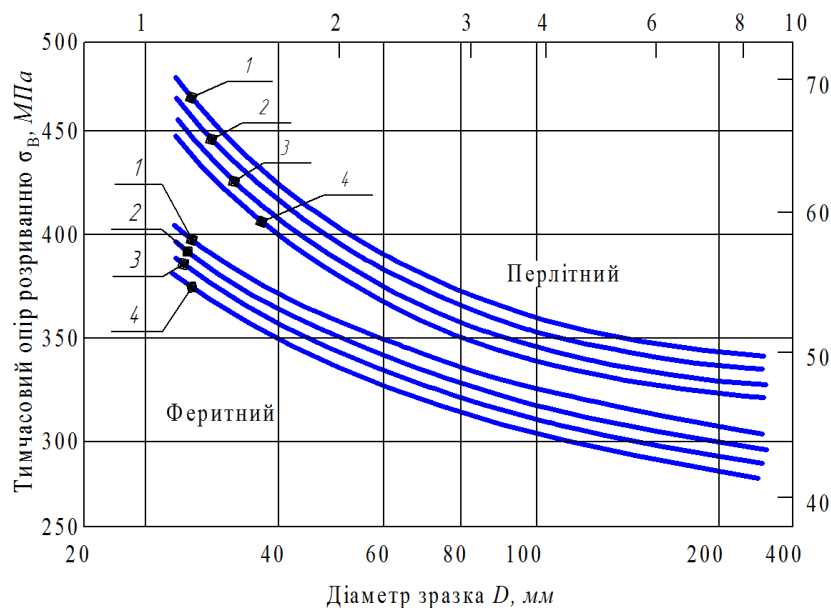
де P – вміст перліту в металевій основі, %.

Можливість регулювання механічних властивостей чавуну з вермикулярним графітом дозволяє конструкторам встановлювати бажаний вміст перліту, що забезпечує вимоги до механічних властивостей, твердості та оброблюваності (рис.4.10).

Значення механічних властивостей чавуну з вермикулярним графітом визначаються на зразках, виточених з нижньої частини товстостінних заготовок проб (ГОСТ 7293-79). Для оцінки механічних властивостей в тонких перетинах виливків з ЧВГ, характерних для більшості корпусних виливків з тонкостінними елементами і ребрами жорсткості, випробування проводили на литих зразках діаметром 16 мм без механічної обробки поверхні (рис.2.25). Різниця між значеннями тимчасового опору під час розтягування, визначеними на литих і проточених зразках, не перевищує 15...20%. На відміну від проточених зразків з товстостінних проб, руйнування литих зразків відбувалося при значно меншій пластичній деформації. Так, у ЧВГ ($S < 0,01\%$) відносне видовження знаходилося в межах 1,0...1,5%, а в титановмістному чавуні - 2,0...2,5%. Проведення проточування поверхні литих зразків не забезпечує помітного підвищення відносного видовження. Таким чином, тонкостінні елементи виливків з ЧВГ будуть забезпечувати високу працездатність лише при статистичних навантаженнях, а при динамічному характері навантаження при конструюванні литих деталей слід передбачати більш товстостінні елементи.

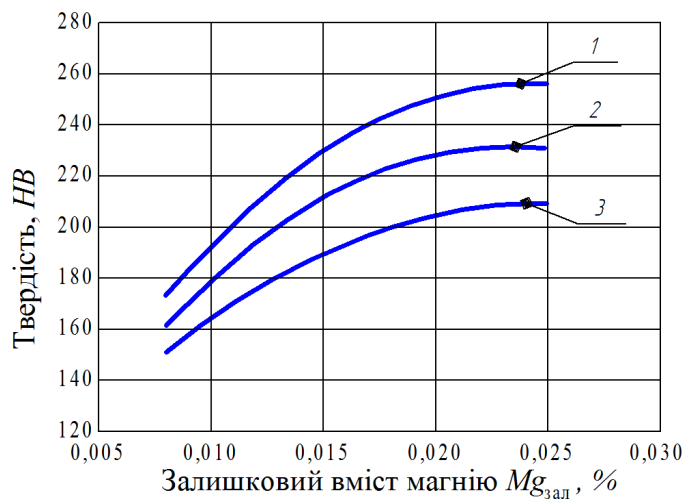
Ударна в'язкість чавунів залежить від пластичності металеві матриці та від форми і кількості графітних включень. В умовах ударного навантаження виникнення тріщини відбувається на поверхні розділу графіт-матриця або безпосередньо всередині графітних включень. Розповсюдження тріщини по металевій матриці відбувається за крихким механізмом розщеплення по межах феритних зерен та по міжпластинчастих межах у перліті. Ударна в'язкість ЧВГ

зростає з ростом вуглецевого еквіваленту, і зменшується зі збільшенням кількості перліту та вмісту фосфору.



Вуглецевий еквівалент, %: 1 – 3,9; 2 – 4,0; 3 – 4,1; 4 – 4,2

Рисунок 4.8 – Вплив діаметру циліндричної проби на міцність на розрив ЧВГ з різною будовою металевої матриці та значеннями вуглецевого еквіваленту [125]



Товщина секції: 1 – 10 мм, 2 – 30 мм, 3 – 50 мм.

Рисунок 4.9 – Вплив залишкового вмісту магнію та товщини секції на твердість ЧВГ

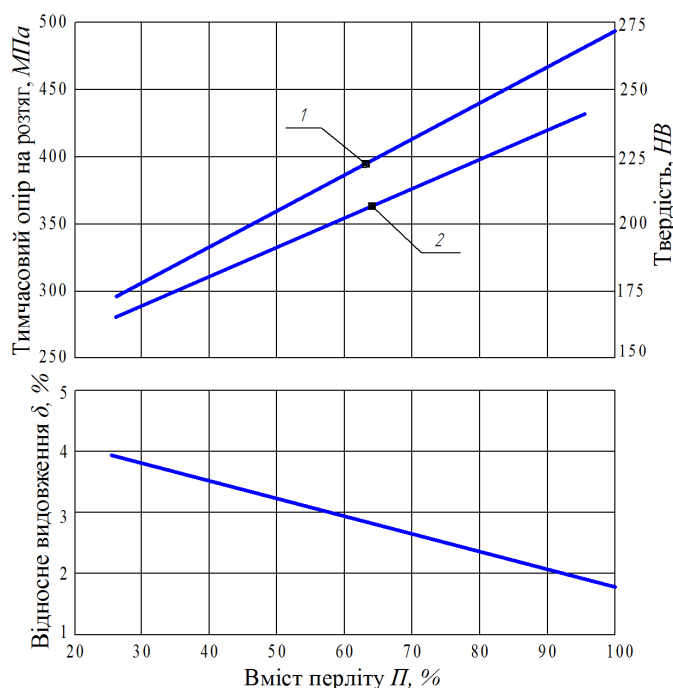


Рисунок 4.10 – Вплив вмісту перліту на тимчасовий опір під час розтягування, твердість і відносне видовження чавуна з вермикулярним графітом (ССГ=0...10%) в пробах діаметром 25 мм (дані фірми Sinter Cast)

Значна увага при застосуванні ЧВГ для виготовлення деталей, які працюють в умовах теплового навантаження, приділяється визначенню рівня теплопровідності матеріалу. Теплопровідність графітової фази в чавунах в три-п'ять разів вища у порівнянні з феритом та перлітом. При цьому, у напрямку паралельному до базисної площини теплопровідність графіту вища. Пластинчата форма графіту забезпечує максимальну теплопровідність серед інших видів чавуну. Значення теплопровідності металографічних фаз чавуну наведено в таблиці 4.3.

Таблиця 4.3 – Теплопровідність основних металографічні фази у чавунах

Металографічні фази	Теплопровідність, Вт/м°C		
	0 – 100 °C	500 °C	1000 °C
Ферит	71...80	42	29
Перліт	50	44	40
Цементит	7...8	-	-
Графіт у напрямку паралельному до базисних кристалографічних площин	293...419	84...126	42...63
Графіт у напрямку перпендикулярному до базисних кристалографічних площин	84	-	-

Оточення з усіх сторін включень кулястого графіту металевою матрицею у ВЧКГ, а також напрям передачі тепла переважно у напрямку перпендикулярному до базисних кристалографічних площин, знижує теплопровідність даного матеріалу. За рахунок взаємозв'язку в межах евтектичної колонії включень вермикулярного графіту досягаються підвищені рівні теплопровідності. Наявність цементиту у структурі ЧВГ суттєво знижує теплопровідність чавуну. Присутність легуючих елементів у чавунах також негативно впливає на теплопровідність структурних складових металевої матриці і як результат – зниження теплопровідності конструкційного матеріалу.

Для ЧВГ характерна, аналогічно ВЧКГ, лінійна залежність в зоні пружних деформацій між величиною напруження та деформацією зразка. При цьому середні значення коефіцієнту Пуассона складають для ЧВГ $\nu=0,226$ та $\nu=0,240$ для ВЧКГ [126].

Модуль пружності чавунів корелює з міцністю цих матеріалів і залежить від форми графіту, визначаючи для ЧВГ проміжні значення між ВЧКГ і ЧПГ.

Демпфуюча здатність матеріалу блоків циліндрів відноситься до показників, які визначають якісні показники роботи (рівень шуму, вібрація та випромінення) готового двигуна. Вимірювання потужності демпфування базується на визначенні ступеню зменшення амплітуди вібраційних хвиль на резонансній частоті двигуна. Головним чином, рівень показників демпфування підвищується при підвищенні модуля пружності матеріалу. При цьому вплив на результати вимірювань в межах 5...10% має кількість евтектичних зерен та кількість графіту у структурі, наявність у складі чавуну легуючих елементів, швидкість охолодження досліджуємої секції, розміщення місця відбору зразка (верхня чи нижня частина вилівка).

За відносним рівнем демпфування коливань, що оцінюється по зменшенню у часі амплітуди накладеної вібрації, чавуни з різними формами графіту співвідносяться наступним чином: пластинчастий графіт: вермикулярний графіт: кулястий графіт = 1,0 : 0,6 : 0,34. Відповідно,

застосування ЧВГ замість ВЧКГ для виготовлення корпусів диференціалів автомобілів забезпечує зниження рівня шуму при роботі на 25%.

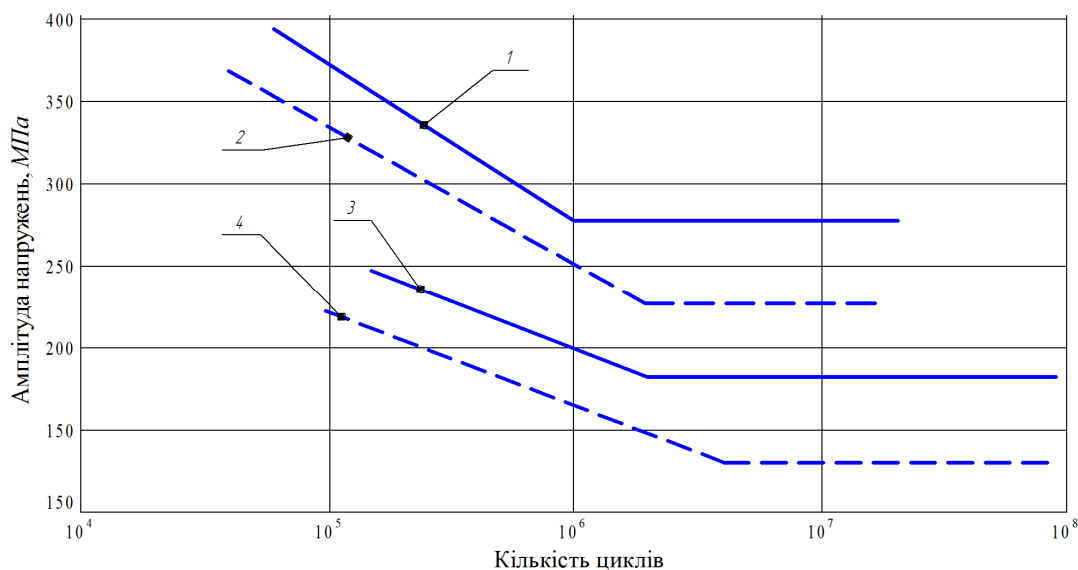
На герметичність чавунів також впливає форма графіту. Чавун з вермикулярним графітом по герметичності значно перевищує ЧПГ і наближається до рівня ВЧКГ, що дозволяє використовувати його у якості матеріалу для труб і фітінгів з робочим тиском 20...25 МПа [111]. Зі збільшенням у структурі кількості кулястого графіту від 15 до 45% герметичність ЧВГ зростає від 34,2...35,2 до 41,2...43,7 МПа. Це важливо враховувати при конструюванні таких деталей, як головки циліндрів дизельних двигунів, деталей гідроапаратури та інших, які працюють під тиском рідкого середовища.

4.3 Механічні властивості чавуну з вермикулярним графітом при циклічних навантаженнях

Втома виникає внаслідок тривалих циклічно накладених навантажень на матеріал. Дослідження роботи матеріалів при циклічних навантаженнях є важливим науковим напрямком у матеріалознавстві, оскільки втомлення призводить до більшості збоїв внаслідок механічних причин при роботі машин.

Залежно від рівня впливу напруги та деформації, існують три загально визнані форми втоми: цикл високої втомлюваності, цикл низької втомлюємості та термомеханічна втомлюваність. Цикл високої втомлюваності асоціюється з низьким рівнем напружень, відповідно низькими амплітудними пружними деформаціями і великою кількістю циклів до аварії ($N > 10^5$). Цикл низької втомлюємості - це втомність, в якій діапазон деформацій перевищує діапазон пружних деформацій і спричиняє макроскопічну не еластичну деформацію, так що матеріал демонструє відносно незначну кількість циклів до відмови ($N < 10^5$) [128]. По мірі зменшення величини напружень число циклів, які викликають руйнування, зростає і при деякому достатньо малому напруженні стає необмежено великим. Це напруження, яке називають межею

втомності, лежить в основі розрахунків на міцність деталей, які працюють в умовах циклічних навантажень.



1, 3 – перлітний чавун; 2, 4 – феритний чавун; 1, 2 – зразки з надрізом; 3, 4 – зразки без надрізу

Рисунок 4.11 – Діаграми втоми для феритного і перлітного чавуну з вермикулярним графітом при обертовому вигині

Подібно до властивостей розтягування, на втомну міцність матеріалу впливають його мікроструктура та вміст легуючих елементів. Дані про втомлюваність завжди розглядаються разом з даними про мікроструктуру та міцність на розрив основного матеріалу у якості точки відліку.

Найбільш розповсюдженим показником, який характеризує втомні властивості матеріалу є коефіцієнт витривалості, який представляє собою відношення втомної міцності до тимчасового опору під час розтягування [129]. Для високих марок ЧПГ ($\sigma_b = 300$ МПа) коефіцієнт витривалості становить 0,29 (стандарт ISO встановлює коефіцієнт витривалості 0,25). Для ЧВГ типовим є значення коефіцієнта витривалості 0,38.

Коефіцієнт витривалості при обертовому вигині ЧВГ знаходиться в межах 0,44...0,58. Перлітні чавуни мають тенденцію до нижніх значень діапазону коефіцієнту витривалості, а феритний ЧВГ зберігає більшу частину своєї міцності в умовах втоми. За рахунок вищих показників міцності при

статичних навантажень втомна міцність перлітного ЧВГ приблизно на 25% вище, ніж у феритного.

Другим показником втомних характеристик є фактор зниження втомної міцності, який являє собою відношення втомної міцності, яка визначена на зразках без надрізу до втомної міцності, яка визначена на зразках з надрізом. Чутливість до надрізу чавунів є функцією геометрії зробленого надрізу. При надрізі під кутом 45° з радіусом кореня 0,25 мм отримані коефіцієнти зменшення втомної міцності для ЧВГ становлять 1,72...1,80. При відносно гладкій геометрії "виїмки" (отвір діаметром 1,2 мм, який просвердлено через центр тестового зразка, перпендикулярно до його вісі симетрії) фактор зниження втомної міцності складає від 1,36 до 1,58. ЧВГ має більш високу чутливість до надрізу, у порівнянні з ЧПГ (1,05...1,15) і більш низьку чутливість, ніж ВЧКГ (1,50...1,85).

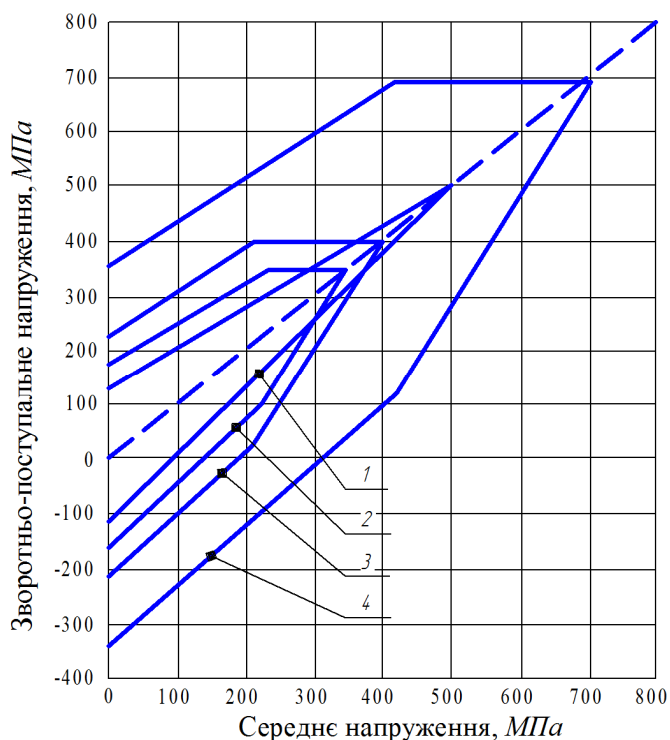
Таблиця 4.4 – Залежність втомної міцності від форми графіту у чавуні [129]

Характеристика	Ступінь сфероїдизації графіту, %		
	65...70	80...85	90...95
Тимчасовий опір під час розтягування σ_b , МПа	610 / 75	740 / 92	810 / 100
Межа втомності (зразок без надрізу) σ^{-1} , МПа	220 / 82	255 / 95	270 / 100
Межа втомності (зразок з надрізом) σ^{-1}_H , МПа	180 / 93	190 / 97	195 / 100
Коефіцієнт витривалості (зразок без надрізу) σ^{-1} / σ_b	0,36 / 109	0,34 / 106	0,33 / 100
Коефіцієнт витривалості (зразок з надрізом) σ^{-1}_H / σ_b	0,30 / 125	0,26 / 108	0,24 / 100
Фактор зниження втомної міцності $K_\sigma = \sigma^{-1} / \sigma^{-1}_H$	1,22 / 88	1,34 / 97	1,38 / 100

Примітка. Чисельник – абсолютне, знаменник відносне (в%) значення характеристик відповідно (за 100% прийнято значення характеристики для чавуна з кулястим графітом).

Крім основних даних, що отримуються при випробуваннях на обертання зразків, для конструкторів є важливими знання поведінки втомних компонентів, що піддаються одновісному (розтягування-стиск) навантаженню. Це важливо для деталей, які піддаються циклічним коливанням напружень, які накладаються на середній рівень напружень при розтягуванні. Залежно від середнього рівня напружень і амплітуди коливань, цикл втомленості може бути

або розтяг-розтяг чи розтяг-стискання. Результати таких випробувань на втомлюваність узагальнені в діаграмах Гудмана (рис.4.12). Межі втомності при нульовому середньому напруженні відповідає точка перетину ліній межі втомності з вертикальною віссю, тоді як максимальне допустиме напруження (на 10^7 циклів) при будь-якому середньому рівні напружень представляється відстанню між лінією під кутом 45° і відповідною лінією втомленості для матеріалу.



1 – СЧ25; 2 – ЧВГ35; 3 – ЧВГ45; 4 – ВЧ 80.

Рисунок 4.12 – Діаграма Гудмана для визначення допустимих напружень при трьохточкових згинальних навантаженнях

Підвищення втомної міцності ЧВГ досягають застосовуючи дробоструйну обробку чавунних виливків. Удари дробу діють на поверхню і приводять до формування високого рівня локальної пластичної деформації. У пластично деформованих поверхневих шарах виникають залишкові напруження стискання. В залежності від інтенсивності дробоструйної обробки зона залишкових напружень розповсюджується на глибину 50...400 мкм, створюється більше дислокаційних змін за рахунок фрагментації фериту. Залишкове напружене поле і деформаційна зона залежать не тільки від

параметрів дробоструйної обробки, але й від оброблюємого матеріалу. У порівнянні з ЧПГ, чавун з вермикулярним графітом має кращі результати обробки, в поверхневому шарі деформування розповсюджується на більшу глибину та створює більші напруження.

4.4 Властивості чавуна з вермикулярним графітом при підвищених температурах та при термоциклічних навантаженнях

Окремі ділянки деталей двигунів протягом тривалих періодів часу працюють при підвищених температурах (приблизно 450°C) і піддаються великій кількості циклів нагріву та охолодження. Головки циліндрів, особливо в клапанних мостах, ділянки між водозабірними та випускними отворами, піддаються сильному термоциклічному навантаженню, матеріал знаходиться під максимальним розтягуючими напруженнями при мінімальній температурі циклу і навпаки (рис.4.13).

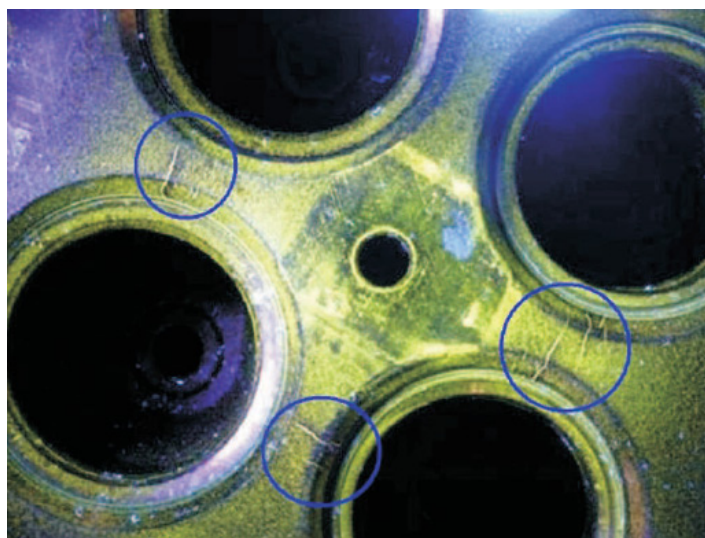


Рисунок 4.13 – Клапанні мости в головках циліндрів, які є критичними місцями утворення макроскопічних тріщин в головках циліндрів (DAF).

Внаслідок цих циклів механічні та теплові властивості матеріалу погіршуються і, відповідно, відбувається прискорення втомного пошкодження, що може призвести до локалізованого розтріскування. Застосування ЧВГ для

виготовлення деталей автомобільних двигунів вимагає розуміння поведінки цього матеріалу при підвищених температурах. Наприклад, для головки циліндрів необхідно додатково враховувати міцність і теплопровідність ЧВГ при підвищених температурах.

Теплопровідність чавуну з вермикулярним графітом приблизно на 25% нижча, ніж у перлітного чавуну з пластинчастим графітом при кімнатній температурі і на 15...20% менше при 400 °С. Теплопровідність ЧПГ зменшується з підвищенням температури. Навпаки, теплопровідність чавунів з вермикулярним та кулястим графітом в дещо зростає зі збільшенням температури. При підвищенні температури значення теплопровідності цих матеріалів досягає максимуму при 200 °С.

При розтягуванні зразка з чавуну з вермикулярним графітом при 20°C в металічній основі спочатку спостерігається утворення смуг ковзання, вздовж яких поширюються мікротріщини за рахунок їх поєднання по включеннях графіту та розповсюдження по фериту поблизу включень ВГ. З ростом навантаження на феритових ділянках спостерігається зростання кількості мікротріщин. Коли напруження досягають значень близьких до тимчасового опору під час розтягування, основна тріщина розвивається шляхом об'єднання мікротріщин у фериті.

При температурах вище 200°C у фериті з'являються світлі включення, які ідентифікують як карбіди з хімічною формулою $Fe_kC_mSi_nX_l$, де X є легуючими елементами, а k, m, n, l – індекси відповідного вмісту елементів. Формування таких хімічних з'єднань вважається однією з причин ефекту динамічного зміцнення. Температура критичної зміни показників міцності зі зміною температури відрізняється вищими значеннями від температури зміни у характері залежності відносного видовження. Це явище є наслідком впливу дифузії вуглецю та осадження карбідів, що забезпечує підвищення міцності, але погіршує показники пластичності. Ці карбіди породжують значну кількість дислокацій і стримують розповсюдження втомної тріщини.

На кривій напружено-деформованого стану при температурах 400 ... 500 °С спостерігається зубчасте зростання внаслідок ефекту блокування атомами вуглецю руху крайових дислокацій. За рахунок цього в температурному діапазоні 200...400°С спостерігається гальмування руху дислокацій.

Зі збільшенням температури, характер зміни міцності при розтягуванні ЧВГ поділяється на дві стадії з температурою переходу 450 °С: через смуги ковзання і ковзання по межах зерен. При температурах вище 450 °С, крім виникнення смуг ковзання, також спостерігається рух границь феритових зерен. Основним режимом деформації для фериту при 550°С є граничне ковзання. Мікротріщина утворюється уздовж меж феритових зерен, окремі включення вермикулярного графіту з'єднуються через мікротріщини вздовж цих меж. Крім того, уздовж меж феритових зерен утворюються дрібні порожнини.

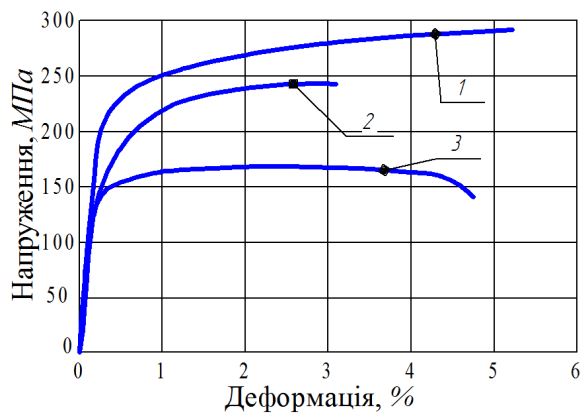
При температурі 500°С на поверхні руйнування існує значна кількість міжзеренних тріщин, що пов'язано з сегрегацією домішкових елементів на межах зерен та з розм'якшенням меж зерен при високій температурі (рис.4.14).

При збільшенні температури відносне видовження спочатку зменшується, а далі при нагріві вище 600°С починає помітно зростати.

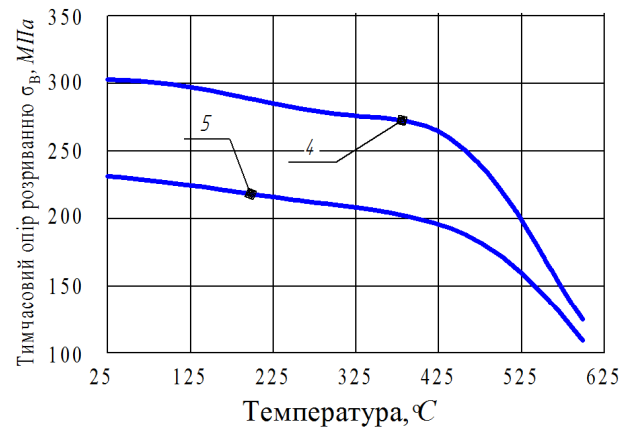
На механізми пластичної деформації при розтягуючих навантаженнях ЧВГ впливають: збільшення щільності дислокацій, динамічне деформаційне зміцнення, посилення випадання карбідів, посилення деформації фериту, який оточує графіт та ковзання по границях зерен фериту. Посилення випадання карбідів перешкоджає руху дислокацій: лише шляхом зсуву або обминання карбідів дислокації можуть продовжувати рухатися вперед у кристалічній решітці. Цей механізм зміцнення стає більш значимим з підвищенням температури.

В процесі тривалої витримки при підвищених температурах в чавунах відбуваються два типи окиснення:

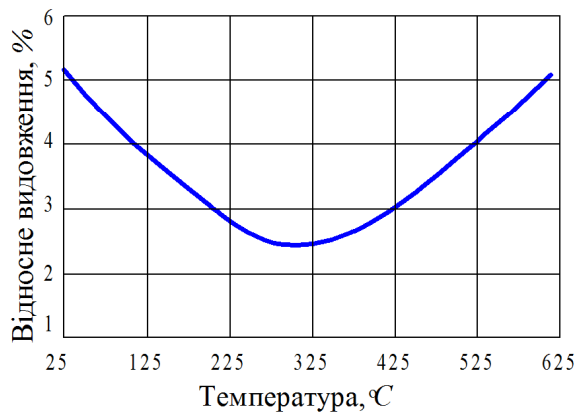
- металеве окиснення (масштабування);
- внутрішнє окиснення вуглецю (декарбюризація).



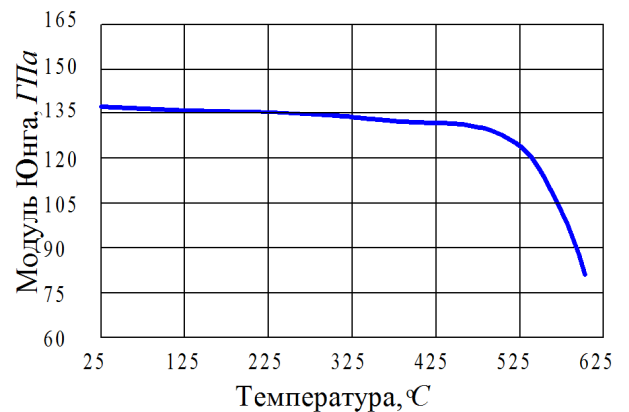
а



б



в



г

1 – 25⁰С; 2 – 450⁰С; 3 – 550⁰С; 4 – границя міцності; 5 – границя текучості

Рисунок 4.14 – Властивості чавуну з вермикулярним графітом при розтягуванні зразків при різних температурах: (а) напруження - деформація; (б) міцність; (в) відносне видовження; (г) модуль Юнга.

Тривалий період витримування при підвищених температурах, а, особливо, циклічне нагрівання та охолодження приводить до розкладання перлітної матриці, що супроводжується утворенням графіту та оксидів нижчої щільності та збільшенням об'єму матеріалу. Явище зростання об'єму ЧВГ, впливає на фізичні та механічні властивості при підвищених температурах і, відповідно, на термічні втомлювальні властивості.

Розпад перліту на ферит та графіт і, як наслідок, збільшення об'єму фракції графіту є основною зміною, що відбувається в матриці перлітного чавуну. Додавання таких елементів, як Cr, Sn або Cu, забезпечує структурну стабілізацію перліту до 450⁰С.

Окислення і ріст - це процеси, пов'язані з окисненням поверхні та внутрішньої частини зразків при високих температурах. У порівнянні з ЧПГ, для ЧВГ характерна менша схильність до окислення, що пов'язано з менш розвинутим зв'язком між евтектичними колоніями та збільшенням відстані між графітними включеннями. В атмосфері повітря при підвищеній температурі графіт на поверхні деталей з чавуну починає швидко окислюватися, що обумовлює швидку втрату вуглецю. Окислення та значення росту для ЧВГ і ЧПГ до температури 500°C мають близькі значення, але вище цієї температури у ЧВГ окислення характеризується вдвічі нижчим рівнем. Кисень поступово проникає у більш глибокі шари вздовж графітових частинок, що призводить до окислення вуглецю (графіту) з утворенням газоподібних продуктів реакції CO/CO_2 і з поступовим утворенням порожнин в об'ємі матеріалу (рис.4.15).

Взаємозв'язок включень графіту має визначальний вплив на кінетику процесу окиснення. Витримка зразків з ЧВГ в повітрі при 420 °C приводить до швидкого початку окислення вуглецю з включень графіту, з'єднаних з поверхнею. Після 120 год нагрівання відстань від поверхні до сформованих порожнин складала близько 115 мкм, що відповідає середньому розміру евтектичного зерна. При подальшій витримці включення оксиду заліза та оксиду кремнію у вигляді плівок продовжують заповнювати порожнини, що приводить до розвитку явища масштабування (росту).

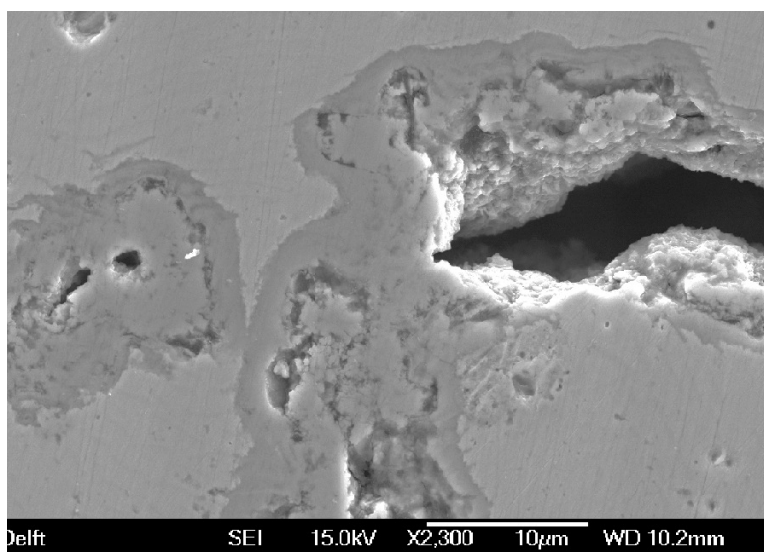


Рисунок 4.15 – Утворення порожнин, заповнених оксидами біля поверхні зразка з ЧВГ під дією повітря при температурі 420 °C протягом 120 год [131]

На внутрішнє окислення впливає морфологія графіту, який визначає шляхи транспортування кисню в матеріал. Кисень має кращу проникність через пластинчатий і вермикулярний графіт, ніж через включення кулястого графіту. Швидкість окислення суттєво залежить від температури. При підвищенні температури з 450 до 500 °С швидкість окислення подвоюється, а при збільшенні температури від 550 до 650 °С, швидкість окислення зростає у 8 разів.

Масштабування (ріст) пов'язується з утворенням шару оксидів заліза (Fe_3O_4 , FeO , Fe_2O_3) на поверхні та поблизу неї. Шари оксидів заліза, які утворюються при підвищених температурах, є крихкими і розтріскуються протягом циклу охолодження. Ріст за рахунок часткової графітизації та сфероїдизації цементиту перліту розпочинається за температур вище 600°C. При цьому внутрішнє окислення суттєво знижує кінетику розкладання цих фаз.

Для ЧВГ та ЧПГ масштабування, після відпалювання при температурі 600°C протягом 5400 год. становило 0,25% та 1,5% відповідно. Таким чином, морфологія ПГ прискорює ріст при відпалюванні до 6 разів, порівняно з морфологією ВГ.

Термічна втома матеріалу є процесом зміни властивостей, утворення і розвитку деформацій та тріщин, руйнування після певної кількості циклів зміни температури. При цьому на термічну втомленість впливають:

- явище повзучості і релаксації напружень, а також збільшення об'єму матеріалу внаслідок накопичення мікротріщин;
- утворення пор, що виникають під час теплової втомленості по всьому об'ємі матеріалу, на відміну від механічної втомленості, коли тріщини і порожнини формуються локально;
- хімічний вплив активних середовищ;
- фазові перетворення.

На розвиток термічної втомленості чавуну впливає ряд факторів, серед яких:

- чинники, що характеризують теплообмін між матеріалом і навколишнім середовищем (коефіцієнт теплопровідності, питома теплоємність, коефіцієнт лінійного розширення, щільність);

- геометрія (розміри, форма, стан поверхні, співвідношення поверхня-об'єм);

- хімічний склад, структура та фізико-механічні властивості чавуну.

Значення термічних напружень може бути визначено лише за допомогою лабораторних випробувань, виконаних на зразках. Вже після 100...120 циклів нагрівання до $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ з послідуєчим охолодженням до $65\text{ }^{\circ}\text{C}$, литі зразки (сталь, модифікований сірий чавун, ЧВГ і ВЧКГ) піддаються викривленню і частково змінюють свої розміри (рис.4.16).

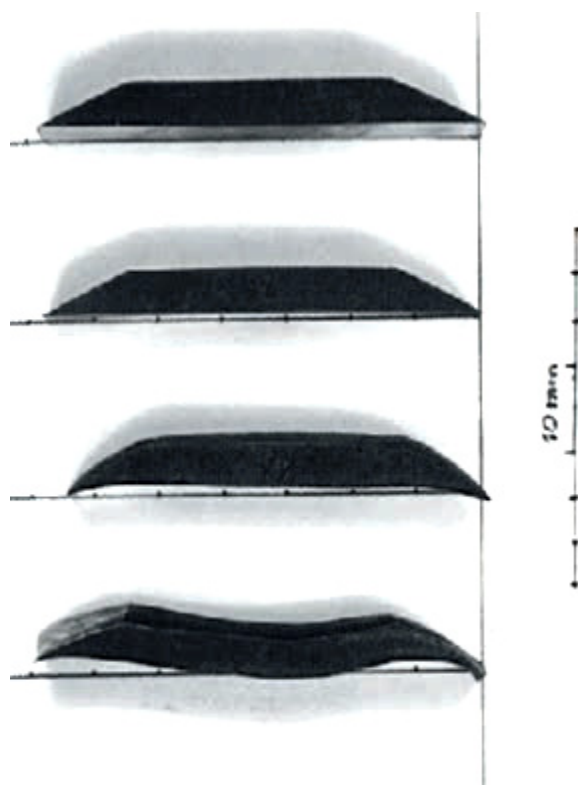


Рисунок 4.16 – Деформація зразків: а) лита сталь; б) СЧ; в) ЧВГ; г) ВЧКГ, після 100 і 120 циклів нагрівання до $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ з послідуєчим охолодженням до $65\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Термомеханічна втомленість викликається напруженнями та деформаціями, які розвиваються під час зміни як термічних, так і механічних навантажень. На процеси формування порожот та міжкристалічний ріст тріщини

впливають такі властивості матеріалу як теплопровідність, коефіцієнт теплового розширення, пружні та пластичні властивості, а також умови експлуатації (максимальна і мінімальна температура, діапазон механічних деформацій, швидкість деформації, час перебування ділянки деталі при підвищених температурах, агресивність зовнішнього середовища.

Для умов термомеханічної втоми домінуючими механізмами пошкодження є механічні ураження за рахунок релаксації напружень, повзучості, утворення мікротріщин та пошкодження шляхом окислення. Деформації повзучості розвиваються у чавунах при температурах, вищих за 40% від температури плавлення.

При температурі 25°C втомна тріщина, в основному, ініціюється включеннями графіту і поширюється вздовж графітових включень. При 400°C на утворення втомної тріщини зростає вплив окислення - шар окису товщиною близько 1,5 мкм рівномірно покриває поверхню зразка. Деякі тріщини зароджуються вздовж крихкого шару окису під циклічним навантаженням і поступово поширюються в матрицю. Оксидний шар у джерелі тріщини не є безперервним, а утворюється після поширення втомної тріщини. Початковий напрям розповсюдження тріщини не є перпендикулярним до напрямку напружень, а проходить вздовж напрямку перлітових пластин, які відіграють певну роль у поширенні тріщини. При 400 °C окислення відбувається через перлітні ділянки у вигляді міжфазної корозії між цементитом і феритом. В умовах циклічного навантаження швидкість корозії перліту значно вища, у порівнянні з феритом і це значно знижує тривалість ініціації тріщини.

При 500 °C окислення прискорюється, тріщина повністю заповнюється оксидним шаром, який щільно прикріплений до матриці. Це сприяє легкому поширенню тріщини з оксидного шару до матриці і виникненню вторинних тріщин. Атоми кисню розповсюджуються в матрицю вздовж тріщини, і новий шар окису швидко утворюється всередині об'єму зразка біля кінців тріщин. Збільшення напружень призводить до розриву суцільного оксидного шару біля

окремих кінців тріщин. При цьому відбувається розм'якшення меж зерен, що також сприяє зменшенню втомної міцності.

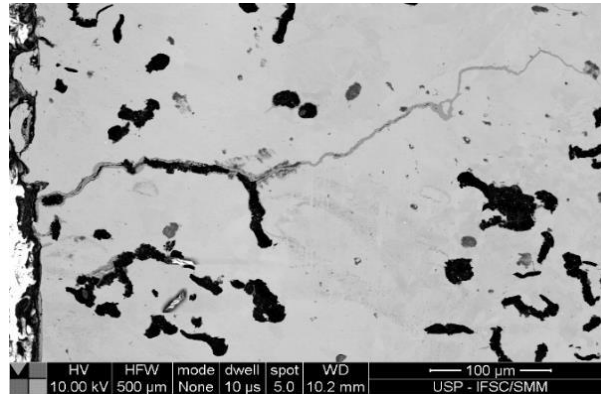


Рисунок 4.17 – Розповсюдження мікротріщин та окислення їх поверхні у зразках з ЧВГ при термоциклюванні [131]

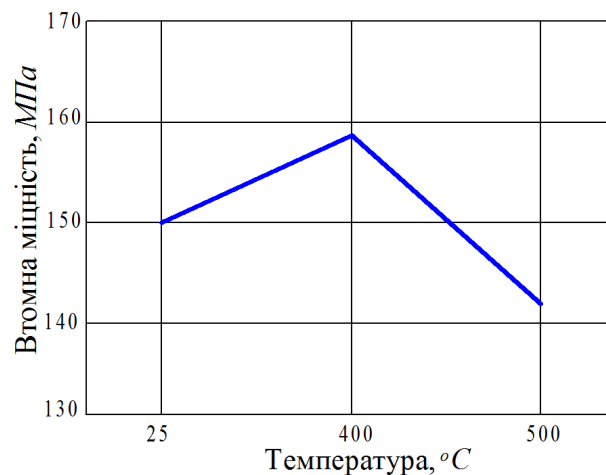


Рисунок 4.18 – Залежність втомної міцності ЧВГ від значень робочих температур

Значення втомної міцності описуються наступними залежностями:

$$\text{при } 25^{\circ}\text{C} \quad \log \sigma_a = 2.67 - 0.08 \log(2N_f);$$

$$\text{при } 400^{\circ}\text{C} \quad \log \sigma_a = 2.46 - 0.04 \log(2N_f);$$

$$\text{при } 500^{\circ}\text{C} \quad \log \sigma_a = 2.34 - 0.03 \log(2N_f),$$

де – σ_a – втомна міцність, МПа; N_f – число циклів.

Застосування легування при виробництві виливків з ЧВГ дозволяє ефективно підвищувати втомну міцність при підвищених температурах. Так, у випадку застосування ЧВГ, легованого 0,35%Cu, 1,0%Ni, 0,4%Cr, 0,43% Mo, тривалість роботи до виникнення тріщин у дискових гальмах зростає на 214% у порівнянні СЧ, легованим 0,3%Cu, 0,8%Cr.

4.5 Оброблюваність різанням виливків з чавуну з вермикулярним графітом

Оброблюваність – це термін, який використовується для опису поведінки матеріалу на механічній обробці, з точки зору ресурсу інструменту, сили різання, якості обробленої поверхні, швидкості видалення матеріалу або формоутворення стружки. Поліпшення механічної оброблюваності матеріалів викликає значний інтерес у виробничників через вплив цього показника на конкурентоспроможність промислової продукції. Крім якісного визначення того, наскільки легко чи складно обробити даний матеріал, оброблюваність також використовується для оцінки продуктивності ріжучих інструментів та їх геометрії, особливо з точки зору їх ресурсу. Оброблюваність матеріалу зазвичай оцінюється шляхом аналізу ресурсу інструменту, механізмів обробки, енергоспоживання, форми стружки та якості поверхні заготовки залежно від використовуваних інструментальних матеріалів та режимів різання.

При обробці ЧВГ досягається вища точність розмірів та більша чистота за рахунок вищої жорсткості оброблених заготовок, у порівнянні з ЧПГ. В результаті стає можливим скоротити припуск на механічну обробку, який, зазвичай, приймається збільшеним через небезпеку появи деформацій литих деталей. За матеріалами фірми Sinter Cast деформація отворів у блоках циліндра при переході з ЧПГ на ЧВГ знижується на 18...28% (рис. 4.19).

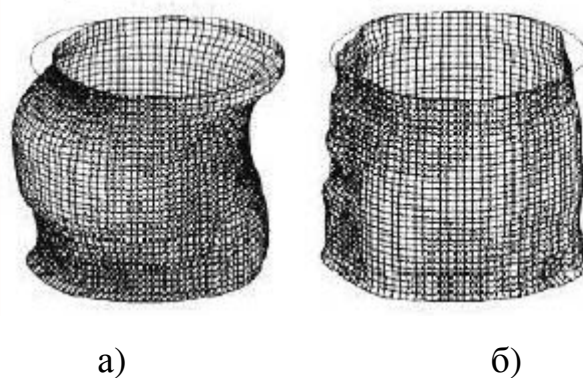


Рисунок 4.19 – Деформація отворів у блоках циліндра з чавуну з пластинчастим (а) та вермикулярним графітом (б)

Заміна матеріалу виливків з ЧПГ на ЧВГ завжди призводить до ускладнень механічної обробки. До основних причин зниження оброблюємості ЧВГ відноситься:

- якісна зміна механічних властивостей матеріалу (наявність пластичності), що веде до зміни умов стружкоутворення;
- відсутність у структурі включень сульфідів марганцю MnS, які при обробці чавунів з пластинчастим графітом відіграють роль мастильного шару між поверхнями ріжучого інструменту і стружкою;
- наявність у структурі твердих включень карбідів та нітридів (у випадку застосування титану у якості десфероїдизуючої добавки). Для зменшення ресурсу інструменту на 50% достатньо незначного збільшення рівня вмісту титану з 0,01 до 0,02% (рис.4.20).

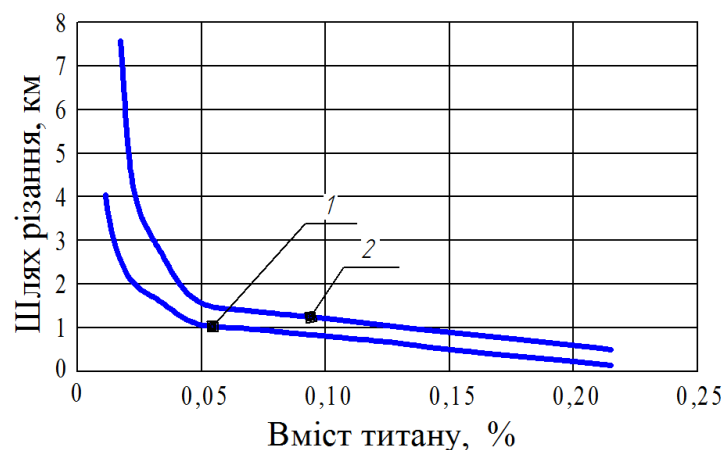


Рисунок 4.20 – Залежність ресурсу інструменту з карбідного твердого сплаву до критичного затуплення по задній поверхні (300 мкм) при токарній обробці ЧВГ в залежності від вмісту титану[146]

Збільшення вмісту титану з 0,01 до 0,02% знижує термін служби інструменту при обробці ЧВГ приблизно на 50%. Вміст титану повинен бути максимально низьким, бажано нижче 0,01%. Добавки хрому як перлітового стабілізатора створюють ризик формування відбілених структур та карбідів, тому для забезпечення високої оброблюваності вміст хрому повинен бути також максимально низьким. Збільшення вмісту перліту, яке досягається за рахунок добавок Cu та Sn також веде до зменшення ресурсу інструменту та підвищує силу різання.

Вищі механічні властивості ЧВГ у порівнянні з ЧПГ є причиною збільшення приблизно на 20% сил різання, більш високого коефіцієнту тертя між інструментом і деталлю, більш вираженого абразивного зносу інструментального матеріалу при тій же твердості оброблюваного матеріалу, підвищення температури в зоні контакту, збільшення довжини контакту стружки з передньою поверхнею інструменту. При обробці різанням ЧПГ утворення стружки супроводжується зсувом шарів по графітних включеннях. Закруглені краї включень вермикулярного графіту не ініціюють утворення тріщини, на відміну від гострих кромek пластинчастого графіту у сірому чавуні. Це приводить до виникнення вищих різальних сил і утворення безперервної стружки. Домінуючим механізмом зношування інструментів стає абразивний знос по задній поверхні.

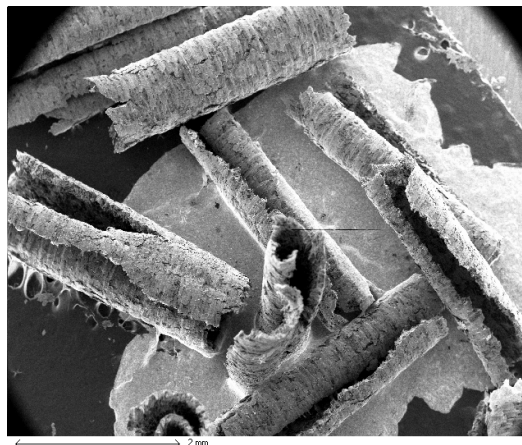


Рисунок 4.21 – Вигляд стружки при токарній обробці чавуну з вермикулярним графітом (швидкість різання 200 м/хв; подача 0.05 мм/оберт).

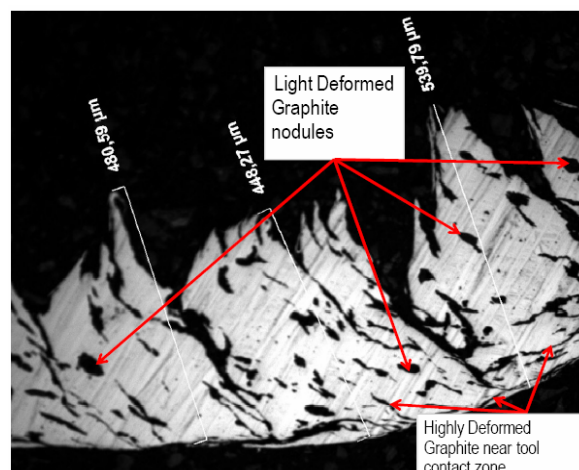


Рисунок 4.22 – Мікроструктура стружки, яка утворюється при обробці ЧВГ

Стружка при механічній обробці ЧВГ легше прикріплюються до робочої частини інструменту, що приводить до більш швидкого зносу інструменту, хоча при цьому ЧВГ може мати нижчу твердість ніж ЧПГ. Таким чином, твердість не може розглядатися як визначальний параметр оброблюваності ЧВГ.

При проведенні фрезерних і токарних операцій обробки ЧВГ при низькій швидкості різання (100...200 м/хв) з застосуванням інструментів з твердосплавними ріжучими вставками досягається близько 50% терміну служби інструменту у порівнянні з обробкою ЧПГ. Аналогічно, при операції фрезерування з високою швидкістю (400-800 м / хв) забезпечується приблизно 50% ресурсу ЧПГ при використанні ріжучих елементів з полікристалічного кубічного нітриду бору (PCBN) або керамічних вставок.

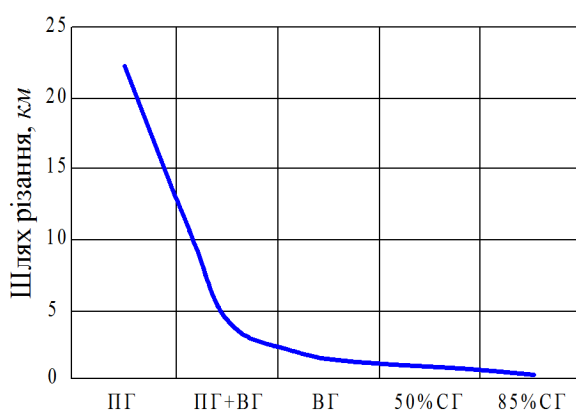


Рисунок 4.23 – Залежність шляху різання від форми графіту для інструменту з полікристалічного кубічного нітриду бору при швидкості різання при точінні 800 м / хв [146]

Найбільш значною є різниця між умовами механічної обробки чавунів з вермикулярним та пластинчастим графітом у високошвидкісних безперервних операціях різання, таких як точіння чи розточування циліндричних поверхонь при використанні інструментів з полікристалічного кубічного нітриду бору або керамічних вставок. Так, при розточуванні типового отвору блоку циліндрів автомобіля (діаметр 90 мм і довжина 100 мм) ріжуча пластина інструменту залишається в безперервному контакті з оброблюваною деталлю протягом 100 м. За цих умов при обробці ЧВГ накопичення механічних і термічних

напружень, у поєднанні з дифузією та окисненням, призводить до прискореного зносу інструменту (рис.4.15).

З метою підвищення оброблюваності проведено дослідження механічних добавок порошку MnS у розплав магнієвого чавуну з вермикулярним графітом безпосередньо перед литтям. Сильна термодинамічна спорідненість магнію до сірки перешкоджає утворенню хімічного з'єднання MnS у пробах з високим вмістом сірки, що веде до швидкого перетворення порошку MnS у тверді та абразивні включення сульфїду магнію MgS. В результаті, під час обробки чавуну з вермикулярним графітом на поверхнях ріжучих інструментів не утворюється захисний шар MnS, який би знижував коефіцієнт тертя при різанні і діяв як бар'єр дифузійних процесів у чавуні з пластинчастим графітом.

З іншої сторони, оброблюваність чавуну з вермикулярним графітом перевищує цей показник у високоміцного чавуна з кулястим графітом:

- при підвищенні ступеню сфероїдизації графіту до 50% стійкість інструменту знижується в 1,4 рази;

- при підвищенні ступеню сфероїдизації графіту до 85% стійкість інструменту знижується в 3,5 рази.

Оскільки ВЧКГ виступає як замітник вуглецевих сталей, така заміна супроводжується відносним поліпшенням оброблюваності. Натомість ЧВГ виступає як замітник ЧПГ, що веде до помітного зниження оброблюваності. Вибір режимів різання для обробки виливків з ЧВГ ускладнюється значним коливанням властивостей в різних за товщиною перерізах та по глибині перерізу. Слід враховувати, що блоки і головки циліндрів проходять повний цикл механічної обробки на автоматизованих поточних лініях з чітко розрахованим циклом обробки. При переході на обробку заготовок з ЧВГ відбувається швидший вихід з ладу інструментів, зниження режимів різання і, відповідно, різке зниження продуктивності обробної лінії. Для того, щоб стати життєздатним матеріалом для виробництва блоків циліндрів у промислових обсягах, блоки циліндрів повинні оброблятися з циклом менше 30 секунд з часом різання близько 10...14 секунд на операцію. Ріжучі вставки також

повинні бути достатньо міцними, щоб задовольняти вимогам щодо геометрії та шорсткості поверхонь для 8-годинної виробничої зміни. Найбільш складною операцією є розточування циліндричних отворів у блоці циліндрів за 20...22 секунди часу циклу.

Розв'язання проблеми підвищення оброблюваності чавуну з вермикулярним графітом досягається при комплексній реалізації різнопланових технічних і технологічних заходів. Розробки проводяться в напрямках поліпшення технології механічної обробки та конструкції інструменту, застосування нових мастильно-охолоджуючих середовищ, оптимізація параметрів режиму обробки та розробки нових інструментальних матеріалів. Підвищення оброблюваності дозволяє зменшити проблеми простою верстатів для зміни інструменту.

При швидкості різання в межах 150...350 м/хв суттєве підвищення зносостійкості вставок різців на основі твердого сплаву з карбїду вольфраму з 6% кобальту досягається при осадженні на їх поверхні тришарового покриття: внутрішній шар Ti(C,N) (товщина 5 мкм), середній шар Al₂O₃ (5 мкм), зовнішній шар TiN (1...2 мкм), що пов'язано зі зміною умов формування адгезійних шарів на поверхнях вставки.

ЧПГ зазвичай обробляються без використання мастильно-охолоджуючих рідин (МОР). В цьому випадку, змащення, створюване графітом та сульфідом марганцю, забезпечує успішну обробку. Проте, коли обробляється ЧВГ, враховуючи високе тепловиділення, рекомендується застосування МОР.

Сірка та численні сірчані сполуки можуть служити потужними змащувальними речовинами при різанні чавуну. Крім того, такі добавки гальмують утворення наросту. Змащення досягається шляхом первинного розщеплення зв'язків S-S та подальшого утворення сульфідів на поверхні інструменту та заготовки. Застосування спеціально розробленої для ЧВГ металообробної рідини Quakercool 7020-CG підвищує більш ніж на 30% при обробці ЧВГ стійкість як твердосплавного інструменту при швидкості різання 250 м/хв, так і інструменту з полікристалічного нітриду бору при швидкості

різання 700 м/хв – на 55%. Рідина Quakercool 7020-CG дає 18% збільшення ресурсу роботи вставок в порівнянні з тим, що одержується при застосуванні звичайних мастильно-охолоджуючих рідин.

За результатами досліджень процесів свердління та фрезерування, перспективними шляхами підвищення оброблюємості чавуну ЧВГ є розпилювання в зоні різання мінімальної кількості аерозолу мастила з добавками нанографену, а також застосування охолодження стисненим повітрям та криогенного охолодження рідким азотом.

Для випадку розточування отворів у блоці циліндрів, обробка яких вимагає максимального часу, в даний час розроблено ряд нових методів різання. Ці методи базуються на застосуванні інструментів зі збільшеною кількістю ріжучих вставок і задовольняють вимоги до циклу обробки шляхом компенсації зниженої швидкості різання (від 800 до 100 м / хв) застосуванням збільшеної швидкості подачі і розподілу спільного навантаження між кількома вставками. Інструмент фірми Maral (рис. 4.24) має шість вставок - чотири для напівчистої і дві для чистої обробки.

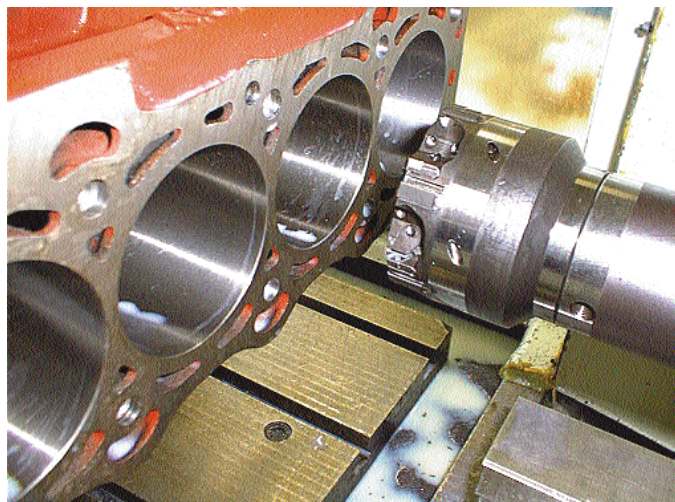


Рисунок 4.24 – Обробка отворів циліндрів в блоці двигунів з ЧВГ з використанням кількох фіксованих карбідних вставок на роторному інструменті (фірма Maral)

Ротаційна оснастка використовує серію вставок, які вільно обертаються під дією сили різання замість фіксованих вставок, що знаходяться в звичайних фрезерних та розточувальних інструментах. Оскільки вставка може обертатися,

нагрівання та знос розподіляються на довшу поверхню вставки, що забезпечує збільшення ресурсу.

На рис. 4.25 показана конструкція інструменту, де кільцеподібні ріжучі вставки обертається, по мірі руху інструменту вниз по каналу циліндра. Така конструкція забезпечує підвищення ресурсу інструменту більш ніж у 20 разів, дозволила роботу протягом однієї робочої зміни без заміни інструменту, задовольняючи критерії, точності та шорсткості оброблюваної поверхні. Система підшипників з високотемпературним змащенням у поворотному картриджі, що підтримує вставки, забезпечує їх безперервне, самостійне обертання без вібрацій. Статор ротаційного інструменту служить в якості опорного і несучого елемента для упорних і, радіальних кулькових підшипників.

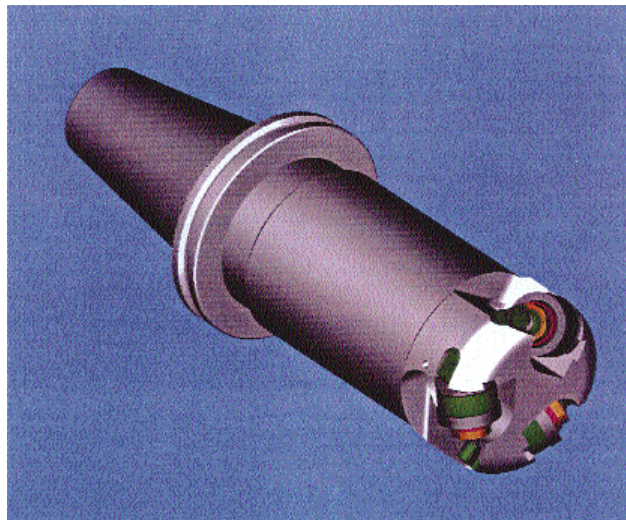


Рисунок 4.25 – Ротаційний інструмент для чорнової обробки з трьома круглими ріжучими вставками з кераміки Si_3N_4 (фірма Rotary Technologies)

4.6 Ливарні властивості чавуна з вермикулярним графітом

Якість чавунних виливків у значній мірі визначається комплексом ливарних властивостей матеріалу.

Рідкоплинність чавуну з вермикулярним графітом, аналогічно іншим видам чавунів, визначається переважно значеннями вуглецевого еквівалента і

температурою заливання форми. На рис. 4.26 показані спіральні проби вимірювання рідкоплинності, які були відлиті з основного металу аналогічного хімічного складу з різною обробкою розплаву. ЧПГ демонструє найкращу рідкоплинність, а ВЧКГ - найнижчу. ЧВГ займає проміжне положення.

ЧВГ характеризуються вищою міцністю, ніж ЧПГ з аналогічним вуглецевим еквівалентом. Відповідно при виробництві ЧВГ може бути використаний розплав з більш високим вуглецевим еквівалентом, що забезпечує підвищену рідкоплинність і краще заповнення розплавом тонких ділянок.

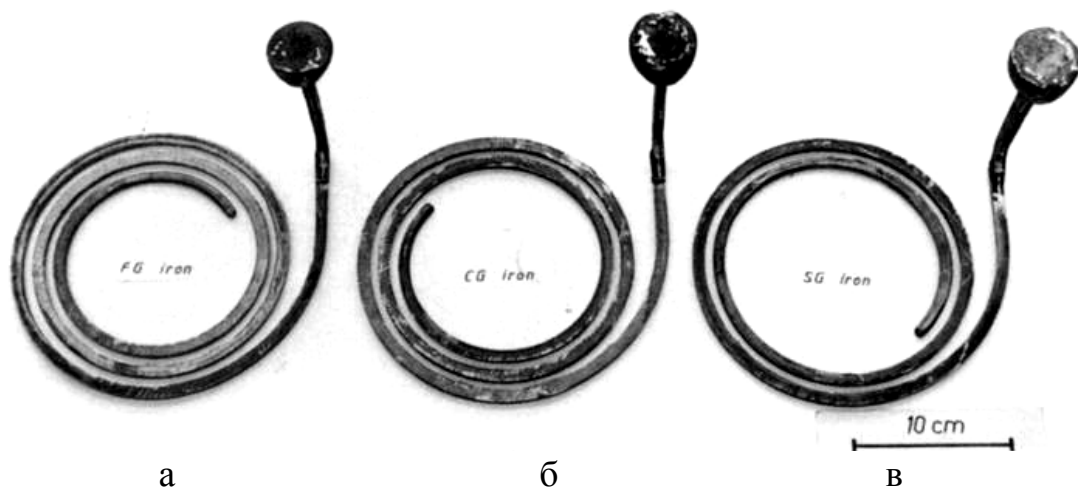


Рисунок 4.26 - Спіральні проби для визначення рідкоплинності чавунів:

а) ЧПГ; б) ЧВГ; в) ВЧКГ

Отримання якісних виливків без усадочних дефектів із ЧВГ є більш простим, чим із ВЧКГ. За об'ємом усадочної раковини, в залежності від ступеню евтектичності, ЧВГ ($V_p = 2,0...7,5\%$) займає проміжне положення між чавунами з пластинчастим ($V_p = 0...4,0\%$) і кулястим графітом ($V_p = 5...10\%$). Мінімальний об'єм усадочної раковини у ЧВГ спостерігається при литті розплаву з вуглецевим еквівалентом рівним 3,7%. Низькі значення усадки ЧВГ, у ряді випадків, дозволяють отримувати якісні виливки без застосування прибутків і живильних бобишок. Вихід годного для виливків з ЧВГ варіюється в межах від 65 до 75%, залежно від складності та ваги лиття [124].

Лінійна усадка ЧВГ ($E_{\text{лін}} = 0,6...0,9\%$) дещо перевищує усадку ЧПГ, але в більшості випадків дозволяє уникнути проведення вартісних змін оснастки

при заміні матеріалу. Кінетичні криві вільної лінійної усадки чавунів з вермикулярним, пластинчастим і кулястим графітом характеризуються ділянками передусадкового розширення $\varepsilon_{пр}$, розширення при евтектоїдному перетворенні $\varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}$, доперлітної $\varepsilon_{дп}$ і післяперлітної $\varepsilon_{пп}$ усадки. Розміри цих ділянок у чавунах з різними формами графіту істотно різняться між собою. Величина передусадкового розширення, що має найбільш значний вплив на лінійну усадку, у ЧВГ незалежно від способу одержання в 1,6 рази менша, ніж у ВЧКГ, перевищуючи значення, які характерні для вихідних чавунів (табл.4.5).

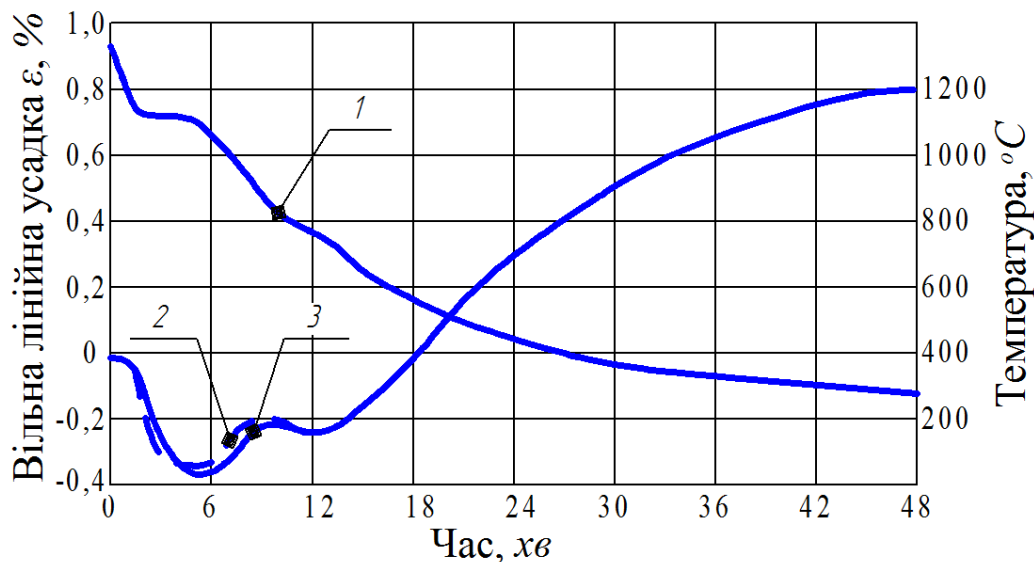
Таблиця 4.5 – Етапи усадки та об’ємна усадка чавунів з різною формою графіту[111]

Тип чавуна	Етапи усадки, %					Об’ємна усадка, %
	$\varepsilon_{пр}$	$\varepsilon_{дп}$	$\varepsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}$	$\varepsilon_{пп}$	$\varepsilon_{лит}$	
Вихідний ЧПГ	0,23	0,38	0,05	1,05	1,13	1,6
ЧВГ (модифікування у формі)	0,34	0,22	0,10	1,04	0,82	2,3
ЧВГ (модифікування у ковші);	0,36	0,21	0,08	1,05	0,82	2,6
Титановміщуючий ЧВГ	0,32	0,21	0,07	1,03	0,83	2,4
ЧШГ	0,58	0,21	0,04	1,05	0,64	5,5
Білий чавун	0,0	1,2...1,4	0,02...0,6	-	1,8...2,2	5...6

У вихідному чавуні з пластинчастим графітом максимум передусадкового розширення спостерігається в момент завершення евтектичної кристалізації, Тоді як у чавунах з вермикулярним і кулястим графітом цьому положенню відповідають температури, відповідно, на 15...20°C і на 25...35°C нижче евтектичних. Зміщення дифузійного росту графітних включень на післякристалізаційний період, сприяє зменшенню лінійної усадки модифікованих чавунів.

Зі зміною форми графітних включень від пластинчастої до вермикулярної і кулястої зменшується величина доперлітної усадки $\varepsilon_{дп}$ (табл. 4.5). Це супроводжується зміщенням максимуму передусадкового розширення в область нижчих температур та з підвищенням температури початку евтектоїдного перетворення від 775°C у ЧПГ до 795°C і 805°C, відповідно, у чавунів з вермикулярним і кулястим графітом. Така різниця викликана різницею в ступені ліквідації постійних домішок в аустеніті у залежності від

форми графіту. За рахунок підвищеної феритизації ЧВГ при евтектоїдному перетворенні має значне розширення $\epsilon_{\gamma \rightarrow \alpha}$. В цілому, на лінійну усадку модифікованого чавуну більше впливає ступінь компактності графітних включень, ніж технологічні особливості обробки розплаву.



2 – модифікування в ковші; 3 – МВЛФ

Рисунок 4.27 - Кінетика зміни температури (1) і вільної лінійної усадки (2, 3) при кристалізації та охолодженні чавуну з вермикулярним графітом

Дослідження усадочних дефектів у ступінчастих пробах і пробах, призначених для визначення механічних властивостей, свідчить про різницю в характері їх прояву залежно від форми графіту і способу модифікування (рис. 4.28). У той час як у ступінчастих пробах із ЧПГ усадкові дефекти були практично відсутні, на верхній поверхні виливків із ЧВГ утворюються утяжини, а також невеликі дефекти пористості в центральній частині. При цьому у виливках, отриманих МВЛФ, ці дефекти виражені в меншій мірі, ніж після ковшового модифікування. З підвищенням вмісту у структурі кулястого графіту понад 30-40% на поверхні ступінчастої проби утяжини не утворюються, а всередині виливка формується концентрована усадкова раковина.

Наявність утяжини свідчить про формування у процесі кристалізації ЧВГ більш еластичної затвердіваючої кірки ніж у ВЧКГ. Вплив способу модифікування пов'язаний як зі зниженням температури розплаву усередині ливарної форми в процесі розчинення лігатури, так і з формуванням у процесі

модифікування більшої кількості зародків графіту, ріст яких частково компенсує термічну усадку рідкого металу.

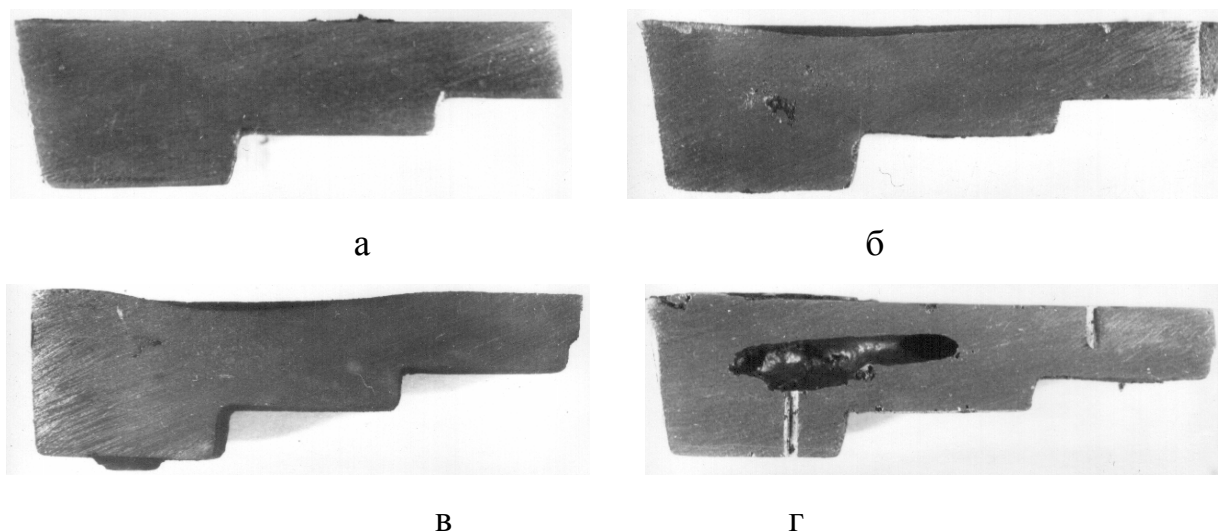


Рисунок 4.28 – Характер усадки в ступінчатих пробах з чавунів з різною формою графіту ($SE=4,2\%$, $t_{зал}=1400\text{ }^{\circ}C$): а) ЧПГ; б) ЧВГ, отриманий ковшовим модифікуванням; в) ЧВГ, отриманий методом МВЛФ г) ВЧКГ.

До основних дефектів, які виникають у виливках з модифікованих чавунів, відноситься усадкова мікропористість. Цей дефект затвердіння виникає внаслідок недостатнього живлення розплавом об'єму вилівка на останніх етапах затвердіння. В залежності від твердості ливарної форми передусадкове розширення може частково компенсувати усадку при кристалізації. Твердість піщаної форми має важливий вплив на лиття модифікованого чавуну без застосування прибутків. Збільшення твердості ливарної форми призводить до збільшення тиску викликаного передусадковим розширенням внаслідок графітизації, що зменшує усадку ЧВГ та ВЧКГ. Збільшення вмісту кремнію та інтенсивна графітизація призводить до збільшення тиску передусадкового розширення та зміни розмірів порожнини ливарної форми. Величина передусадкового розширення для модифікованого чавуну складає $0,67\%$ у сирій піщаній формі, $0,46\%$ у піщаній формі на основі рідкого скла з отвердінням під дією CO_2 . Ряд легуючих елементів (Cr, Cu, Sn, Mo) затримують графітизацію та підвищують схильність до формування усадочної пористості. Різниця в розширенні протягом затвердіння між чавунами з

пластинчастим та вермикулярним графітом незначна, але більш ніж у 2 рази зростає з утворенням кулястого графіту.

Одержання різностінних виливків з високоякісних чавунів (наприклад, блоків циліндрів) утрудняється утворенням ливарних напружень, що формуються через різну швидкість охолодження окремих ділянок з різною товщиною перетину і протікання фазових перетворень. Процеси розширення та стискання, що відбуваються при охолодженні чавуну є основною причиною утворення деформацій та мікротріщин у виливках. На рівень напружень у виливках значний вплив має форма включень графіту, що пов'язано з різницею у охолодженні різних ділянок та температурними і кінетичними умовами протікання фазових перетворень.

Для оцінки рівня напружень, що виникають у виливках при охолодженні, за допомогою лабораторного приладу порівнювали різницю між вільними усадками $\Delta\varepsilon$ стрижнів різної товщини. Незалежно від форми графітних включень різниця між усадками товстого (35 мм) і тонкого (25 мм) стрижнів, в які одночасно заливався розплав, досягає максимальних значень в інтервалі температур 400...600°C.

Встановлено, що максимальна різниця вільних усадок тонкого і товстого стрижнів у ЧВГ на 15% більша, ніж у вихідного ЧПГ. У ВЧКГ ця різниця перевищує ЧПГ більш ніж на 30%, що є наслідком зниження теплопровідності чавуна з підвищенням компактності графітних включень. Оскільки в чавунах при охолодженні, починаючи від температур 600...650°C, відбувається формування залишкових напруг, наявність такої різниці впливає на схильність виливків до утворення холодних тріщин.

Рівень напруг, що виникають у різностінних виливках у період після евтектоїдного перетворення, може бути наближено оцінений за формулою:

$$\sigma = \pm \Delta\varepsilon \cdot E,$$

де $\Delta\varepsilon$ – максимальна різниця між вільними усадками стрижнів різної товщини при температурах нижче 600 °C; E – модуль пружності матеріалу.

Розрахунки свідчать, що при охолодженні різностінних виливків із ЧВГ рівень виникаючих напружень на 60% нижче, ніж у ВЧКГ, перевищуючи рівень напружень у вихідному ЧПГ на 50%.

Високі ливарні властивості чавуну з вермикулярним графітом забезпечують отримання тонкостінних деталей складної конфігурації і визначають можливість виробництва виливків без усадочних порожнин, тріщин та інших ливарних дефектів і з заданою розмірною точністю.

Запитання для самоконтролю

1. Охарактеризуйте послідовність утворення тріщин при статичному навантаженні зразків з ЧВГ.
2. Яку будову має поверхня зламу розривних зразків у ЧВГ?
3. Які фактори визначають фізичні та механічні властивості ЧВГ?
4. Який характер впливу титану на структуру і механічні властивості ЧВГ?
5. Як змінюється твердість ЧВГ при підвищенні вмісту у структурі кулястого графіту?
6. Яким технологічним методом можливо підвищити втомну міцність литих деталей з ЧВГ?
7. Які типи окиснення відбуваються в чавунах в процесі тривалої витримки при підвищених температурах ?
8. За рахунок яких процесів відбувається ріст в ЧВГ в процесі тривалої витримки при підвищених температурах?
9. Які явища приводять до термічної втоми ЧВГ?
10. Як розповсюджуються мікротріщини у ЧВГ при термоциклюванні?
11. Які причини зниження оброблюємості ЧВГ у порівнянні з ЧПГ?
12. Вкажіть шляхи підвищення продуктивності механічної обробки ЧВГ?
13. Дайте характеристику основним етапам зміни розмірів виливків з ЧВГ при охолодженні.

РОЗДІЛ 5 ЗАСТОСУВАННЯ ЧАВУНА З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ

5.1 Стандарти на чавун з вермикулярним графітом

На сьогодні діють міжнародні стандарти, які регламентують властивості чавуну з вермикулярним графітом. Крім того, ряд держав мають національні стандарти на цей матеріал (табл. 5.1). Поза межами стандартів на ЧВГ, які видані національними та міжнародними організаціями, деякі виробники застосовують власні внутрішні технічні умови, в тому числі: Audi, BMW, Caterpillar, DAF Trucks, Daimler, Chrysler, Ford, General Electric, General Motors, Hyundai, John Deere, Opel, Rolls Royce Power Engineering і Volkswagen.

Таблиця 5.1 – Стандарти на чавун з вермикулярним графітом

Країна	Орган стандартизації	Номер	Рік прийняття
Міжнародний	ISO	ISO 16112	2006
Міжнародний	SAE	J 1887	2002
Міжнародний	CEN	EN 16079	2011
Німеччина	VDG	W 50	2002
США	ASTM	A 842	2011
Японія	JIS	G 5505	2013
Китай	GB	T 26655	2011
Румунія	STAS	12443-86	1986

Чавун з вермикулярним графітом регламентовано міжнародним стандартом ISO 16112, який використовує комбіновану назву “Compacted (Vermicular) GraphiteCastIron”. Стандарт ISO для чавуна з вермикулярним графітом передбачає п'ять марок на основі мінімальних значень тимчасової межі міцності (МПа): ISO 16112/JV/300 (феритний); ISO 16112/JV/350; ISO 16112/JV/400; ISO 16112/JV/450 (перлітний); ISO 16112/JV/500 (легований). Довідково стандарт ISO 16112: 2006 надає інформацію про механічні та фізичні властивості чавуну в залежності від температури випробувань (табл.5.2).

Більшість стандартів визначають діапазон допустимого вмісту кулястого графіту (0...20%) в структурі ЧВГ. Виконання цієї вимоги визначає досягнення

оптимальної якості, рівня механічної обробки, теплопередачі та зносостійкості. В той же час за узгодженням із замовником можуть встановлюватися інші співвідношення між кількістю вермикулярного і кулястого графіту, наприклад 60/40. Критичним для всіх типів ЧВГ є вимога, щодо неприпустимості у структурі включень пластинчастого графіту.

Всі вище наведені стандарти визначають форму проб для визначення властивостей та передбачають визначення структури графіту на поверхнях, утворених після механічної обробки виливків.

Таблиця 5.2 – Властивості ЧВГ, які регламентовано міжнародним стандартом ISO 16112: 2006

Марка чавуна	Тимчасовий опір під час розтягування, МПа	Межа текучості, МПа	Відносне видовження,%	Твердість по Брінеллю
ISO 16112/JV/300	300...375	220...295, мін. 210	1,5 -2,0	140...210
ISO 16112/JV/350	350...425	260...335, мін. 245	1,5	160...220
ISO 16112/JV/400	400...475	300...375, мін. 280	1,0	180...240
ISO 16112/JV/450	450...525	340...415, мін. 315	1,0	200...250
ISO 16112/JV/500	500...575	380...455, мін. 350	0,5	220...260

Відповідно до потреб автомобільної промисловості товариством автомобільних інженерів (SAE) створено стандарт SAEJ1887 JUL2002 для ЧВГ. Стандарт передбачає п'ять марок чавуна з вермикулярним графітом, з вмістом кулястого графіту не більше 20%, і дві марки, позначені як "HN" (висока ССГ), що допускає ССГ 20...50%. Марки чавуну розрізняються за мінімальним рівнем механічних властивостей (табл. 5.3).

Додатки до стандарту SAE J1887 надають візуальні еталонні мікрофотографії з різним ступенем ССГ (табл. 5.3).

Таблиця 5.3 – Властивості чавуна з вермикулярним графітом, які регламентовано міжнародним стандартом SAEJ1887 JUL2002

Марка	Типовий діапазон значень твердості HB	Мінімальний тимчасовий опір під час розтягування, МПа	Мінімальна умовна границя плинності, МПа	Мінімальне відносне видовження, %	Металева матриця	ССГ,%
C250	121...179 HB	250	175	3,0	феритна	<20
C300HN	131...189 HB	300	175	3,0	феритна	20-50
C300	143...207 HB	300	210	2,5	Ферито-перлітна	<20
C350	163...229 HB	350	245	2,0	Ферито-перлітна	<20
C400	197...255 HB	400	280	1,5	Перліто - феритна	<20
C450	207...269 HB	450	315	1,0	Перлітна	<20
C500HN	207...269 HB	500	315	1,5	Перлітна	20-50

Діючий в Україні стандарт ДСТУ 3926-99 «Чавун з вермикулярним графітом» регламентує марки матеріалу ЧВГ 300-4, ЧВГ 300-5, ЧВГ 400-4, ЧВГ 500–1. При цьому регламентуються лише закладені в позначенні марки тимчасовий опір розриву при розтягуванні (МПа) та відносне видовження (%). При наявності спеціальних вимог замовника стандарт вказує на мінімальні допустимі значення умовної межі текучості та діапазони твердості по Бринелю. Стандарт дає рекомендації щодо хімічного складу металу. При цьому широкий діапазон вмісту магнію (0,012...0,028%), кальцію (0,01...0,06%) та РЗМ (0,03...0,12%) буде приводити до формування ЧВГ з високим рівнем сфероїдизації графіту.

Таблиця 5.4 – Перехресні посилання на стандарт ISO 16112 до інших стандартних марок ЧВГ (ASTM A842-85, Specification for Compacted Graphite Iron Castings та SAEJ1887 JUL2002, Automotive Compacted Graphite Iron Castings)

ISO 16112:2006	ASTM A842-85	SAE J1887 JUL2002
ISO 16112/JV/300	300	C300
ISO 16112/JV/350	350	C350
ISO 16112/JV/400	400	C400
ISO 16112/JV/450	450	C450
ISO 16112/JV/500	-	-

Таблиця 5.5 – Марки чавуна з вермикулярним графітом згідно стандарту Китаю JB/T4403-1999

Марка	Тимчасовий опір під час розтягування, МПа	Умовна границя плинності, МПа	Відносне видовження, %	Твердість, НВ	ССГ, %	Структура металевої матриці
420	≥420	≥335	≥0.75	200–280	≥50	Перліт
380	≥380	≥300	≥0.75	193–274		Перліт
340	≥340	≥270	≥1.0	170–249		Перліт +ферит
300	≥300	≥240	≥1.5	140–217		Перліт +ферит
260	≥260	≥195	≥3	121–197		Ферит

Російський ГОСТ 28394-89 передбачає чотири марки ЧВГ, їх механічні властивості і рекомендований хімічний склад наведені в табл. 5.6, 5.7. Згідно ГОСТ 28394-89 у чавуні з вермикулярним графітом вміст вуглецю має становити 3,5...3,8% для ЧВГ30 і ЧВГ35 і 3,1...3,5% для ЧВГ 40 і ЧВГ 45. Вміст кремнію зменшується з 2,2...2,8% для ЧВГ 30 і ЧВГ 35 до 2,0...2,5% для ЧВГ 40 і ЧВГ 45.

Таблиця 5.6 – Механічні властивості ЧВГ, які регламентовано ГОСТ 28394-89

Марка чавуна	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , % не менше	НВ
ЧВГ30	300	240	3,0	130...180
ЧВГ35	350	260	2,0	140...190
ЧВГ40	400	320	1,5	170...220
ЧВГ45	450	380	0,8	190...250

Таблиця 5.7 – Рекомендований хімічний склад ЧВГ, який рекомендований ГОСТ 28394-89

Марка чавуна	Масова доля елементів, %							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mg/RE
ЧВГ35	3,5-3,8	2,2-3,0	0,2-0,6	до 0,08	до 0,025	до 0,15	-	<u>0,015-0,028/</u> 0,10-0,20
ЧВГ40	3,5-3,8	2,2-2,8	0,2-0,6	до 0,08	до 0,025	до 0,15	-	<u>0,02-0,028/</u> 0,10-0,20
ЧВГ45	3,1-3,5	2,0-2,5	0,4-1,0	до 0,08	до 0,025	до 0,20	0,4...0,6	<u>0,02-0,028/</u> 0,10-0,20

Відмінність хімічного складу марок полягає у збільшенні вмісту марганцю з 0,2...0,6% для ЧВГ 30 до 0,8...1,2% для ЧВГ 45 і в збільшенні частки хрому з 0,15 до 0,3% (табл.5.7).

У Польщі властивості чавуну з вермикулярним графітом регламентуються стандартом PN-EN 16079: 2012. Стандарт визначає п'ять марок цього виду чавуна (табл. 5.8). Вказується, що мікроструктура металевої основи чавуну змінюється від феритної (марка EN-GJV-300) до перлітної (марка EN-GJV-500). Стандарт PN-EN 16079:2012 також довідково надає інформацію про механічні властивості чавуну в залежності від товщини стінки виливка. Властивості розтягу, наведені в таблиці 5.8, відносяться до виливків з товщиною стінки до 30 мм.

Таблиця 5.8 – Марки чавуну з вермикулярним графітом відповідно до стандарту PN-EN 16079:2012

Позначення	Механічні властивості			
	Мінімальний тимчасовий опір під час розтягування, МПа	Мінімальна умовна границя плинності, МПа	Мінімальне відносне видовження, %	Твердість, НВ
EN-GJV-300	300	210	2,0	140...210
EN-GJV-350	350	245	1,5	160...220
EN-GJV-400	400	280	1,0	180...240
EN-GJV-450	450	315	1,0	200...250
EN-GJV-500	500	350	0,5	220...260

5.2 Застосування чавуну з вермикулярним графітом

Як матеріал, що характеризується проміжним рівнем властивостей між ЧПГ і ВЧКГ, найбільш очевидним є використання чавуну з вермикулярним графітом коли механічні властивості сірого чавуну є недостатньо високими. Цей підхід був використаний в період раннього застосування ЧВГ у якості матеріалу виготовлення гальмівних дисків високошвидкісних поїздів, де ЧПГ зазнавав руйнування шляхом поверхневого розтріскування, тоді як високий модуль пружності та низька теплопровідність ВЧКГ призводили до надмірних деформацій. Чавун з вермикулярним графітом забезпечив роботу без

розтріскування та спотворення форми, і був успішно застосований при виробництві гальмівних дисків.

ЧВГ оптимально поєднує високі характеристики міцності з теплофізичними властивостями, що висуває його в число найбільш перспективних конструкційних матеріалів для литих деталей потужних дизельних двигунів і великогабаритної металургійної оснастки, які працюють в умовах підвищених температур, великих термоциклічних навантажень. Заміна ЧПГ на ЧВГ при виготовленні виливниць, шлаківень, сифонів і сифонних плит, деталей коксових печей, форм для виготовлення скляних пляшок, прокатних валків дозволяє підвищувати їх термін служби цих деталей у 1,5...2 рази .

Застосування чавуну з вермикулярним графітом замість чавуну з пластинчастим графітом надає можливості для:

- зменшення товщини стінок деталей при діючих робочих навантаженнях;
- збільшення експлуатаційних навантажень при розробці нових деталей;
- зниження коефіцієнтів запасу при конструюванні машин через менші коливання властивостей;
- знижена ймовірності крихкого руйнування при роботі, монтажі та обслуговуванні завдяки підвищеній пластичності цього матеріалу;
- зниження схильності до утворення гарячих тріщин під час термоциклювання;
- підвищення міцності без застосування легування;
- можливість застосування коротшої глибини зчеплення з ниткою різі, а отже, використовувати коротші болти;
- в умовах тертя змащених поверхонь, завдяки кращій здатності утримувати мастило та кращій передачі тепла за рахунок більш щільного контакту поверхонь, ЧВГ характеризується на 40...70% меншим рівнем зносошування у порівнянні з ЧПГ з аналогічною структурою металевої основи.

У порівнянні з ВЧКГ, чавун з вермикулярним графітом може забезпечити:

- поліпшення якості складних виливків за рахунок кращих ливарних властивостей;
- покращений вихід годного до 20% за рахунок спрощення ливниково-живильної системи;
- менше накопичення внутрішніх напружень через більш високу теплопровідність та менший модуль пружності;
- підвищення теплопровідності;
- краща здатність демпфування вібрації
- покращена оброблюваність різанням.

Високі експлуатаційні характеристики чавуну з вермикулярною формою графіту обумовлені тим, що:

- ЧВГ характеризується тимчасовим опором при розтягуванні на рівні 300...500 МПа, ударною в'язкістю понад 30 Дж/см, відносним подовженням 2...5%, модулем пружності 75...155 кН/мм;

- у порівнянні з чавуном з пластинчастим графітом ЧВГ має меншу схильність до окислення, росту та викривлення при підвищених температурах;

- ливарні властивості ЧВГ близькі до ливарних властивостей ЧПГ, для нього характерна низька схильність до утворення зосереджених усадкових раковин;

- рівень теплопровідності феритного ЧВГ і величина коефіцієнта теплового розширення близькі за величиною до ЧПГ;

- вимоги до вихідних матеріалів для отримання ЧВГ аналогічні вимогам для ВЧКГ.

Дизельні двигуни представляють значну частину річного виробництва промислової групи SinterCast. За підсумками роботи в першій половині 2017 року фірма звітувала, що її технологія була використана для виробництва 2,0 млн. «еквівалентів двигунів» (кожний «еквівалент двигуна» становить 50 кг чавуну з вермикулярним графітом.

Застосування чавуну з вермикулярним графітом дозволяє досягнути:

- зниження загальної ваги готового двигуна внутрішнього згорання до 9%;
- зниження ваги блоку циліндрів після механічної обробки на 22%;
- зниження загальної довжини готового двигуна на 15%;
- зниження висоти і ширини готового двигуна на 5%;
- підвищення питомої потужності двигунів на 18 - 42%.

Завдяки підвищеним ливарним властивостям та оброблюємості різанням ЧВГ використовують для заміни ВЧКГ для виготовлення опорних деталей, кронштейнів, важелів, корпусів зубчатих передач, тонкостінних деталей ткацьких та масивних деталей металорізальних верстатів та пресового обладнання, гідравлічних систем, з'єднувальних фланців тощо. Є позитивний досвід освоєння ЧВГ в умовах ливарного заводу ВАТ «КАМАЗ-Металургія» (м Набережні Челни), для виробництва таких виливків, як «Блок циліндрів» (вага 269,5 кг), «Картер коробки передач» (вага 71,5 кг), «Картер міжосьового диференціала» (вага 12,2 кг). Блоки циліндрів автомобілів КамАЗ (потужність двигуна 380-450 к. с.) з масою 265 кг при товщині стінок в межах 5...20 мм, в порівнянні з ЧПГ марки СЧ20, мають вищу в 1,7...2,0 рази конструкційну статичну міцність, а втомну міцність – вищу у 1,5...1,7 разів.

В найближчому майбутньому ЧВГ може мати широкі перспективи, принаймі, у двох напрямках застосування.

По-перше, для виробництва деталей, що вимагають унікальних властивостей, цього матеріалу, які досягаються при високій вмісті (більше 80%) графіту вермикулярної форми, особливо для високонавантажених деталей, що працюють в умовах термоциклічного навантаження, навіть при підвищеній собівартості виробів.

По-друге, для збільшення експлуатаційного ресурсу, зниження ваги, поліпшення оброблюваності, демпфуючої здатності деталей, які традиційно виготовляються з ЧПГ високих марок, литі заготовки яких не схильні до значної ливарної усадки, за рахунок підвищеного вмісту в структурі ЧВГ графіту кулястої форми (до 40% і більше), що значно розширює технологічне

вікно ливарного процесу, зменшує кількість браку виливків з ЧВГ і незначно змінює собівартість виробів. По мірі накопичення досвіду і вдосконалення технології модифікування ЧВГ, що забезпечує стабільність процесу, в подальшому можливий вихід на якісно новий рівень вітчизняного машинобудування за рахунок масового застосування деталей з цього перспективного матеріалу.

Таблиця 5.9 – Рекомендації міжнародного стандарту ISO 16112:2006 щодо типового застосування чавуну з вермикулярним графітом

Марка матеріалу	Властивості	Приклади типових застосувань
ISO 16112 / JV / 300	Низька міцність та висока пластичність. Висока теплопровідність та низька пружність, мінімальні термічні напруження. Переважно феритова матриця мінімізує ріст протягом тривалого впливу підвищених температур	Вихлопні колектори, головки циліндрів для великих морських і стаціонарних двигунів
ISO 16112 / JV / 350	Вища міцність, ніж у легованого сірого чавуну, гарна пластичність. Вищий вихід придатного та краща оброблюваність ніж у ВЧКГ	Станини, кронштейни та муфти, блоки циліндрів та головки для великих морських і стаціонарних дизельних двигунів, виливниці
ISO 16112 / JV / 400	Поєднання міцності, жорсткості та теплопровідності. Гарна зносостійкість.	Автомобільні блоки та головки циліндрів, гальмівні барабани. Станини, кронштейни та муфти. Виливниці. Корпуси насосів та гідравлічні компоненти.
ISO 16112 / JV / 450	Вища міцність, жорсткість та зносостійкість ніж ISO16112 / JV / 400, нижча оброблюваність	Автомобільні блоки та головки циліндрів. Подушки, кронштейни та муфти. Гальмівні диски. Корпуси насосів та гідравлічні компоненти
ISO 16112 / JV / 500	Найвища міцність і найнижча пластичність. Найвища зносостійкість і найнижча оброблюваність	Високо напружені автомобільні блоки циліндрів. Гільзи циліндрів

Запропоновано застосування у машинобудуванні змішаного чавуну з мікроструктурою проміжною між звичайним ВЧКГ і ЧВГ, коли ступінь сфероїдизації графіту знаходиться в межах 20...60% [173]. Змішаний чавун

може бути отриманий у виробничих умовах шляхом дещо більших добавок глобуляризуючих модифікаторів ніж ті, які застосовуються при виробництві чавуну з вермикулярним графітом. На відміну від звичайного ЧВГ, до змішаного чавуну не ставляться вимоги щодо підвищеного вмісту вермикулярного графіту, який досягається додаванням деглобуляризуючих елементів, таких як титан. Внаслідок цього не відбувається критичного зниження оброблюємості. В той же час, склалися уявлення про змішаний чавун, як про брак виробництва ВЧКГ та ЧВГ.

Створено новий стандарт ASTM (A1095) для лиття кремній-молібденового чавуну з вермикулярним, змішаним та кулястим графітом. Результати оцінки показали придатність та переваги змішаного чавуну для виготовлення деталей випускних колекторів двигунів внутрішнього згорання стосовно ливарних властивостей, механічної обробки, механічних, теплофізичних, окислювальних та термічних втомних властивостей.

5.3 Освоєння технології виробництва виливків з чавуна з вермикулярним графітом

У структурі литих заготовок до трактора типу Т-150К в ваговому вираженні переважали виливки з ковкого чавуна вагою 30-50 кг. Значна товщина стінок і різностінність даної групи виливків визначала високий рівень браку з усадкових дефектів та неповного відпалу цього матеріалу. Ряд деталей з ковкого чавуна, внаслідок невиявленого браку руйнувалося в процесу експлуатації, що знижувало надійність тракторів та обмежувало можливості їх модернізації. Тому виникла необхідність вибору для цієї групи деталей матеріалу, що поєднує високі ливарні і механічні властивості. Аналіз показав, що раціональною заміною ковкого чавуна при одержанні тракторних деталей може бути переведення ряду виливків (наприклад, картера планетарного редуктора трактора Т-150К) на лиття з ковкого чавуну на чавун з вермикулярним графітом (рис. 5.1).

В основу технологічного процесу одержання виливка картера планетарного редуктора з ЧВГ було покладено поєднання первинного ковшевого модифікування розплаву, що містить 0,03-0,05% S, лігатурою ФС30Р3М30 з наступним МВЛФ лігатурою КМг6. При цьому застосовували серійне модельне оснащення, у ливниковій системі якої додатково розміщували реакційні камери з тангенціальним підведенням розплаву (мал.7.3, 7.4, 7.5).

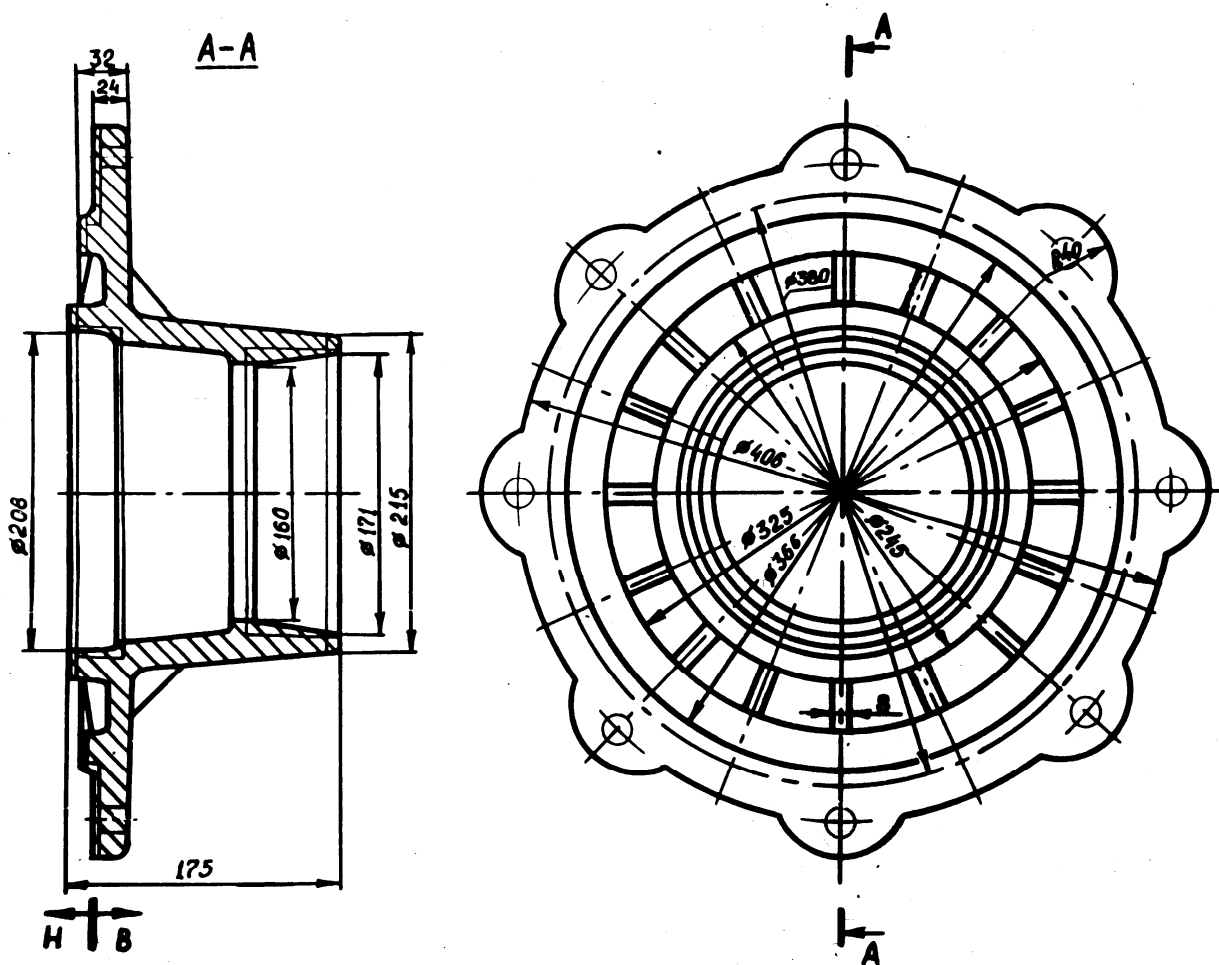


Рис.6.1. Креслення виливка картера планетарного редуктора.

Вихідними даними для визначення розмірів реакційних камер служили наведені вище результати досліджень по одержанню ЧВГ способом МВЛФ, а також вивчення технологічних параметрів одержання виливка картера планетарного редуктора з ковкого чавуна:

- маса одного виливка – 38 кг;
- кількість виливків у формі - 2 шт.;
- металоемність форми, віднесена до одного виливка – 61 кг;

- максимальна тривалість заливання форми $\tau_{\max} - 27$ сек;
- максимальна швидкість заливання форми $V_{\max} - 5$ кг/сек;
- максимальна швидкість заливання одного виливка $V1_{\max} - 2,5$ кг/сек;
- розрахункове значення $\Phi P - 0,5$ кг/см² с;
- щільність подрібленої лігатури (фракція 1,0 – 10,0 мм) $\rho_l - 0,002$ кг/см² с.

Необхідна площа контакту розплаву з лігатурою у реакційній камері визначається зі співвідношення:

$$S = \frac{V'_{\max}}{\Phi P} = \frac{2,5}{0,05} = 50 \text{ см}^2$$

Відповідно, в ливниковій системі для кожного виливка необхідно розмістити реакційну камеру діаметром:

$$D = \sqrt{\frac{4 \cdot S}{\pi}} = \sqrt{\frac{4 \cdot 50}{3,14}} = 8,0 \text{ см}$$

Максимальна товщина шару лігатури **КМг6**, що розчиняється в розплаві за час заливання форми, визначається з емпіричного співвідношення:

$$H_l = 0,20 \tau_{\max} = 0,20 \times 27 = 5,40 \text{ см.}$$

Виходячи з цього, кількість лігатури **КМг6**, що засипається в реакційну камеру, дорівнює:

$$M = S \cdot H_l \cdot \rho_l = 50 \times 5,40 \times 0,002 = 0,540 \text{ кг,}$$

що складає 0,9% від маси рідкого металу.

Ливарні форми виготовлялися способом вибропрессування на автоматичній формувальній лінії “Gissaq” із продуктивністю до 120 форм/ у годину.

Плавка проводилася в електродуговій печі ДСП-6 шляхом переплаву шихти, яка складалася з 20-60% ливарних чушкових чавунів марок М1, М2, 10-15% природнолегованих чавунів БТМЛ і 25-40% повернення власного виробництва. Вихідний розплав мав хімічний склад: 3,2-3,6% Z; 1,8-2,2% Si; 0,4-0,8% Mn; до 0,1% P; до 0,05% S; до 0,2% Cu; до 0,15% Cr; 0,08-0,10% Ti, аналогічний використовуваному в цеху для серійних плавок сірого чавуну.

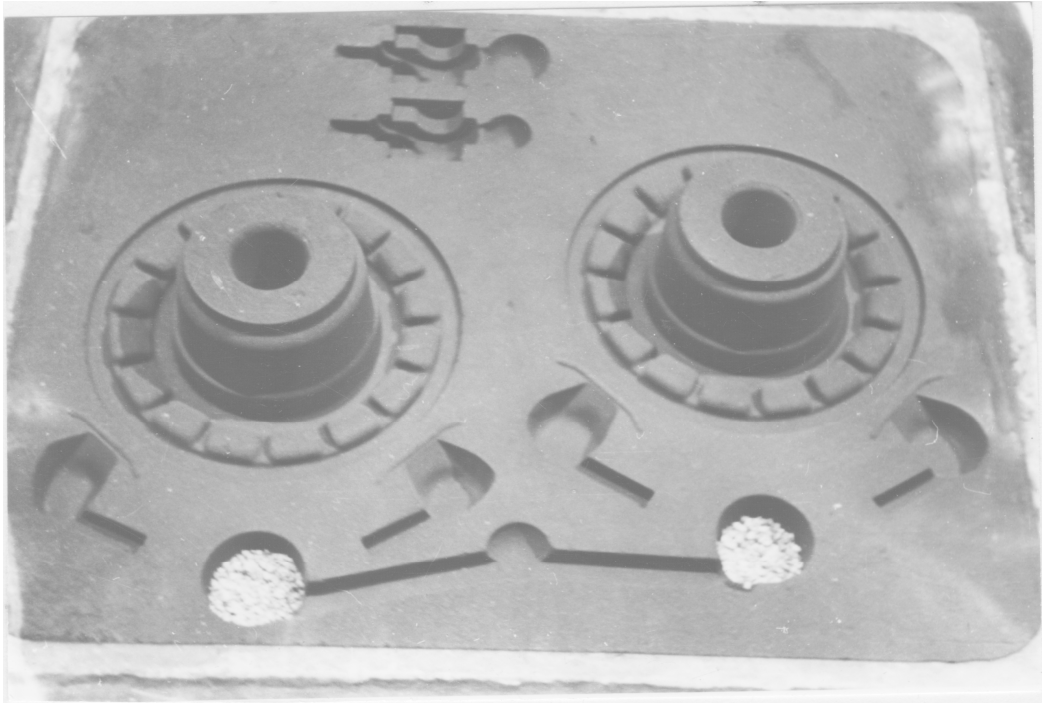


Рис.6.2. Нижня напівформа з лігатурою в реакційних камерах.

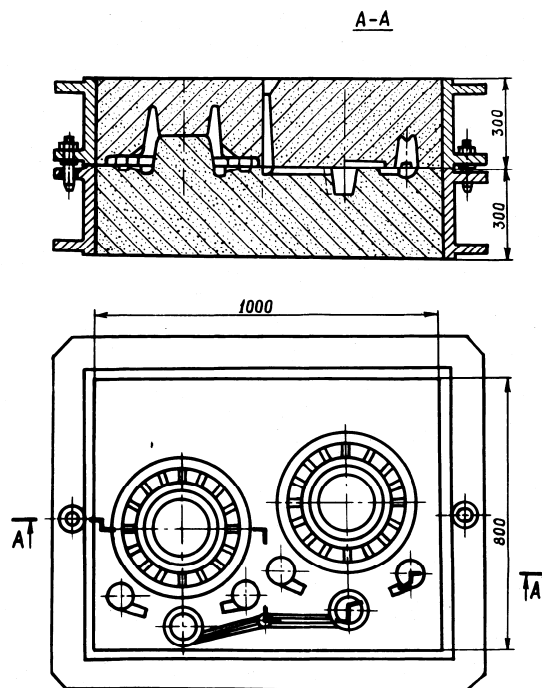


Рисунок 6.3 - Ливарна форма для виготовлення виливка «Картер планетарного редуктора»

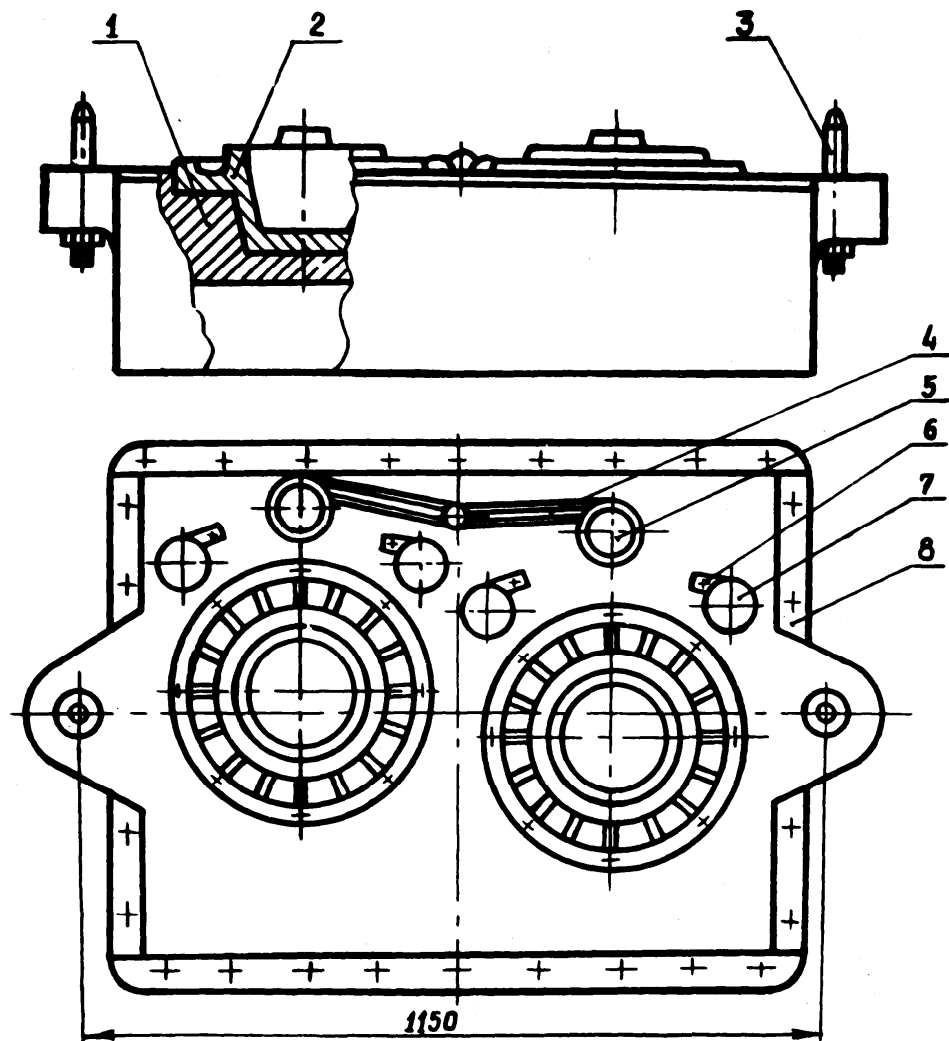


Рисунок 6.4 - Модельна плита «низу» для виготовлення виливка «Картер планетарного редуктора»: 1 – підмодельна плита; 2- модель виливка; 3 – направляючий штир; 4,6 – моделі ливникових ходів; 5 – модель реакційної камери; 7 – модель прибутку; 8 – захисна броня.

Первинне ковшове модифікування проводилося в чайникових ковшах ємністю 1,2 т, на дно яких перед випуском розплаву з міксеру засипалася лігатура ФС30РЗМ30 у кількості 0,1% від маси рідкого металу. Заливання форм відбувалося без пироефекту, викидів і димовиділення. Лігатуру КМгб у вигляді фракції 1-10 мм засипали у реакційні камери мірними ємностями на позиції простановки стрижнів автоматичної лінії (мал.6.2). Модифікуюча обробка не приводила до зниження продуктивності і змушених зупинок автоматичної лінії.

Аналіз мікроструктури виливків картера планетарного редуктора показав, що прийнята технологія модифікування забезпечує відсутність включень пластинчастого графіту та відбілу. Формоутворення графіту корелює з залишковим змістом магнію. При вмісті $M_{q_{зал}} = 0,020-0,030\%$ у структурі переважає ВГ, а при $M_{q_{зал}} = 0,030-0,035\%$ ВГ зберігається лише у теплових вузлах. При організації регулярного контролю вмісту магнію з лігатурі ФСМгб, а також при дотриманні заданої швидкості заливання форм така технологія модифікування забезпечує в цехових умовах стабільне одержання чавунів з переважно вермикулярною формою графіту. Дослідження мікроструктури в теплових вузлах показує, що у виливках із ЧВГ усадкові рихлоти і пористість відсутні. Високі ливарні властивості ЧВГ дозволили удвічі зменшити розміри прибутків, які застосовували при литті ковкого чавуна, і за рахунок цього компенсувати збільшення витрати металу на більш складну ливникову систему і реакційні камери.

Отримані після механічної обробки деталі піддавали стендовим випробуванням при асиметричному навантаженні $P_{max} = 9$ т, $P_{min} = 3$ т з частотою $f = 10$ Гц. Як показали випробування, втомна міцність деталей, отриманих з високоміцного чавуна відповідно до розробленої технології, у 3,28 рази вище у порівнянні з деталями з ковкого чавуна. При цьому значної різниці у втомній міцності деталей із ЧВГ і ВЧКГ не спостерігалось, що пов'язано з компенсацією нижчих механічних властивостей за рахунок більш щільної структури ЧВГ.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

Список використаних джерел до розділу 1

1. Morrogh H. The production of nodular graphite structures in cast iron / Morrogh H., Williams W. // Journal of Iron and Steel Institute. – 1948.- v. 155. - p 3.
2. Patent U.S. 3421886 СШАС21С1/10. Cast iron with at least 50% of the graphite in vermicular form and a process for making same / Schelleng R.D., May 1965.
3. Guesser W. Production experience with compacted graphite iron automotive components/ Guesser W., Schroeder T., Dawson S. // American Foundry Society Transactions. - 2001.-071.- pp. 1-11.
4. Zhou Jiyang Colour Metallography of Cast Iron / Zhou Jiyang, Liu Jincheng // China foundry/ - 2011. - №5.- pp. 239-246.
5. Nayyar V. Machinability of compacted graphite iron (CGI) and flake graphite iron (FGI) with coated carbide / Nayyar V., Grenmyr G., Kaminski J. and Nyborg L. // International Journal Machining and Machinability of Materials. -2013. - Vol. 13. - № 1.- pp.67–90.
6. Cerqueira F. A. Three-dimensional reconstruction of compacted graphite in vermicular cast iron by manual serial sectioning / Cerqueira F. A., Nishikawa A. S., Guesser W. L., Azevedo C. R. // Rem Revista Escola de Minas. - 2015. - 68(3). - pp. 307-312.
7. Salomonsson K. Three-Dimensional Microstructural Characterization of Cast Iron Alloys for Numerical Analyses / Salomonsson K., Jarfors A. // Materials Science Forum Science and Processing of Cast Iron XII.- 2018. - Vol. 925. –pp. 427-435.
8. Alonso G. Understanding compacted graphite iron solidification through interrupted solidification experiments / Alonso G., Stefanescu D. M., Larrañaga P. and Suarez R. // International Journal of Cast Metals Research.-2016.-Vol. 29 (1-2).- pp. 2-11.
9. Захарченко Э. В. Отливки из чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом / Левченко Ю. Н., Горенко В .Г. [и др.] - К: Наукова думка, 1986. – 248 с.

10. Владимиров Л. П. Кальций как графитизатор и модификатор в чугунах / Владимиров Л.П. // Плавка литейных сплавов. - К.: ИПЛ АН УССР.- 1982. - С. 3 -7.
11. Мильман Б. С. Получение чугуна с шаровидным графитом модифицированием расплава комплексными присадками / Мильман Б.С., Ключнев Н.И., Захаров А.П. // Литейные сплавы. –К.: ИПЛ АН УССР. - 1973. – С. 90-94.
12. Андреев В. В. Физико-химические основы формирования включений графита в высокопрочных чугунах // Вестник МГТУ им. Г. И. Носова. -2011. - № 1, - С. 16-22.
13. Марукович Е. И. Термодинамический анализ процессов модифицирования чугуна и стали / Марукович Е. И., Стеценко В. Ю. // Литье и металлургия. - 2006.-№4. - С. 86-90.
14. Yoshio Igarashi Observation and analysis of the nucleus of spheroidal graphite in magnesium-treated ductile iron / Yoshio Igarashi, Senri Okada // International Journal of Cast Metals Research. – 1998. - №11 (2). - pp. 83-88.
15. Шумихин В. С. Поверхностные свойства железоуглеродистых сплавов и их роль при модифицировании / В.С. Шумихин, В.Л. Лохненко, А.М. Верховлюк [и др.]. // Процессы литья.- 2000. -№3. -С. 44-48.
16. Литовка В.И. Повышение качества высокопрочного чугуна в отливках // К.: Наукова Думка.- 1987. -208 с.
17. Давыдов С.В. Технология наномодифицирования доменных и ваграночных чугунов // Заготовительное производство. – 2005. - №2. – С. 3-9.
18. Murthy V.S.R. Morphology of Flake, Ductile and Compacted Graphite / Murthy V.S.R., Kishore, Seshan S. // Journal of Metals. -1986.-№12.-pp.24-28.
19. Шумихин В. С. Поверхностные свойства железоуглеродистых сплавов и их роль при модифицировании / В.С. Шумихин, В.Л. Лохненко, А.М. Верховлюк [и др.] // Процессы литья, 2000. №3. С. 44-48.

20. Аулін В.В. Роль теплофізичних процесів формування структури високоміцних чавунів / В.В. Аулін, В.М. Кропівний, О.В.Кузик, А.В. Кропівна, М.В. Босий // Вісник Інженерної академії України. – 2017. – № 3 – С. 133-137.

21. Андреев В. В. Формирование литой структуры нелегированных чугунов с вермикулярным графитом. // Литейное производство. - 2010. - №9. - С. 7-14.

22. Андреев В. В. Новые эффективные технологии изготовления отливок из чугуна с вермикулярным графитом / Андреев В.В., Королев С.П., Панфилов Э.А. // Литейное производство. – 2009. - №12. - С. 5-7.

23. Андреев В. В. Особенности формирования и морфология графито-аустенитных эвтектик в чугунах/ Андреев В.В. // Литейное производство. - 2006 - №4. - С. 15-17.

24. Liu Jinhai Influence of fading on characteristics of thermal analysis curve of compacted graphite iron / Liu Jinhai, Yi Litaο, Li Guolu, Liu Changqi, Li Yinguo and Yang Zhaoyu// China foundry.- 2011.- Vol.8 (3). -pp.295-299.

25. Stefanescu D.M. On the crystallization of graphite from liquid iron-carbon-silicon Melts / Stefanescu D.M., Alonso G., Larranaga P., De la Fuente E., Suarez R. // Acta Materialia. -2016.-Vol. 107(1). – pp.102-126.

26. Azeemb M.A. Synchrotron quantification of graphite nodule evolution during the solidification of cast iron / Azeemb M.A., Bjerrec M.K., Atwood R.C., Tiedje N., Lee P.D. // Acta Materialia.-2018.- Vol.155.-pp.393-401.

27. Аулін В. В. З'ясування природи процесів структурних та фазових перетворень в залізовуглецевих сплавах на основі утворення молекулярної форми вуглецю / В. В. Аулін, В. М. Кропівний, О. В. Кузик // Зб. наук. праць КНТУ. Техніка в сільськогосподарському виробництві, галузеве машинобудування, автоматизація. / вип. 29. – Кіровоград. –2016. – С. 94-104.

28. Мильман Б.С. Основные факторы образования шаровидного графита в чугуне / Б.С. Мильман, Н.Г. Осада, Л.В. Ильичева // Основы образования литейных сплавов. М.:Наука. -1970.

29. Комаров О.С. Формирование структуры чугуновых отливок / Комаров

О.С. // Мн.:Наука и техника.- 1977.- 224 с.

30. Toshiro Owadano Quantitative Metallographic Study of the Solidification of Spheroidal Graphite Cast Iron / Toshiro Owadano, Koji Yamada, Kiyoshi Torogoe // Transactions of the Japan Institute of Metals.-1977.-Vol.18.- p.871-877.

31. Сабірзянов Т.Г. Теплотехніка ливарних процесів / Т.Г. Сабірзянов, В.М. Кропівний – Кіровоград: КНТУ, 2005. – 403 с.

Список використаних джерел до розділу 2

32. Ващенко К.И., Софрони Л. Магниевый чугун. – М.-К.: Машгиз, 1960. – 487 с.

33. Справочник по чугунному литью /Под ред. Гиршовича Н.Г. // Л.: Машиностроение. -1978.-758 с.

34. Sugwon Kima Optimization of the process parameters affecting the microstructures and properties of compacted graphite iron / Sugwon Kima, Cockcroft S.L., Omrana A.M. // Journal of Alloys and Compounds.-2009.- Vol.476 (1-2). – pp.728–732.

35. Stefanescu D.M. Compacted Graphite Irons / Stefanescu D.M., Hummer R. and Nechtelberger E. // Metals Handbook. – 1988. – Ninth Edition. – Vol. 15. - pp. 667-677.

36. Александров Н.Н. Технология получения и свойства высокопрочного чугуна с вермикулярным графитом / Александров Н.Н., Мильман Б.С., Ильичева Л.В. [и др.] // Литейное производство.- 1976.- № 8.- с. 12-14.

37. Попов В.М. Технологические особенности модифицирования чугуна цериево-иттриевым силикомишметаллом /Попов В.М., Иванов П., Коган Л.Б. [и др.] // Литейное производство.-1974.- № 10.-с. 4-7.

38. Thielman T. Zurwirkung von Spurenelementen in Gusseisen mit Kugelgraphit / Thielman T. // Giessereitechnik.- 1970(1).-pp.16-24.

39. Suarez O.M. Production of compacted graphite irons through two-step treatment method / Suarez O.M., Loper C.M. // Metallurgical science and technology.- 2000. -Vol.19.-p.25-32.

40. Riposan I. Magnesium-Sulfur Relationships in Ductile and Compacted Graphite Cast Irons as Influenced by Late Sulfur Additions/Riposan I., Chisamera M., Kelley R., Barstow M., Naro R. L. // AFS Transactions.-2003.- Vol.093(03). p. 1-15.

41. Guesser W. Production Experience With Compacted Graphite Iron Automotive Components / Guesser W., Schroeder T., Dawson S. // American Foundry Society Transactions. – 2001. – Vol.01-071, p. 1-11.

42. Guzik E. Structure and mechanical properties of vermicular cast iron in cylinder head casting / Guzik E., Dzik S. // Archives of Foundry Engineering.- 2009.-Vol. 9, Is. 1.-pp.175-180.

43. Bouska O. Development of a manufacturing technology of compacted graphite iron castings from a cupola furnace / Bouska O., Heunisch J., Zadera A, Nedelova K., Kobersky F.//Archives of Foundry Engineering.-2012, Vol. 12 , Is. 1.- pp.125 - 129.

44. Forshey T.L., et al.: Modification and production experience with the tundish cover for ductile iron treatment /Forshey T.L. [et al.]//AFS Transactions . - 1982.-pp. 53-57.

45. Берчук Д. Н. Исследование особенностей процессов внутрiformенного модифицирования чугуна магниевыми лигатурами Fe–Si–Mg (ФСМг–7) и Fe–Si–Mg–Ca (ЖКМК–4) /Берчук Д. Н., Бубликов В. Б.// Краматорськ: Вісник Донбаської державної машинобудівної академії.-2009.-№ 1 (15).-с.55-59.

46. Zych J. Vermicular cast iron production in the “Inmold” technology (in the Metalpol casting house) and the assessment of its thermal fatigue resistance / Zych J., Żyrek A. // Archives of Foundry Engineering.-2011.-Vol.11, Is.3.- p.255 – 260.

47. Kamińska J. A comparison of the oxygen, nitrogen and hydrogen content in ductile iron castings and their effect on microstructure and mechanical properties

/ Kamińska J., Basińska E., Stefański Z., Angrecki M. // Prace Instytutu Odlewnictwa.- 2017.- Vol.57.-pp.357-361.

48. Elbel T. Behaviour of oxygen in cast irons / Elbel T., Senberger J., Zadera A., Hampl J.// Archives of Materials Science and Engineering. -2008.-Vol. 33. - pp. 111-116.

49. Elbel T. Influence of aluminium on the formation of pinholes in cast irons / Elbel T., Hampl J., Vladík R., Koukal R. // Archives of Foundry Engineering.- 2008.- Vol. 8, Is. 2. -pp.27-32.

50. Otahal V. Litina s kompaktním - vermikulárním (červíkovitým) grafitem // CD.- I vydání.-Brno.- 2010.-110 s.

51. Бубликов В. Б. К вопросу о модифицировании в прямоточном и центробежном реакторах /Бубликов В. Б., Нестерук Е. П., Болдырева Е. С. // Краматорск : ДГМА. -Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве: материалы IV Международной научно-технической конференции. -2013. – с.47-48.

52. Petrichenco A.M. Investigation of the in-mould process and its using in the production of high-strengths iron casting inside faced chill moulds / Petrichenco A.M., Solntsev L.A., Kolyada V.A., Zaidenberg A.M. // 45th International Foundry Congress. -№ 24.- p. 3-10.

53. А.с. СССР №776739. Литниковая система / А.М. Зайденберг, А.А. Павлюченко, А.М. Петриченко, Л.А. Солнцев// – Оpubл. в Б.И.- 1980.- № 41.

54. Holden W.W. The practical application and economic aspects of the Inmold process in the United States / Holden W.W., Dunks C.M. // British Foundryman.- 1980.- № 9,- pp. 265-274.

55. Hanus A. Continuous Modification of Cast Iron by the FLOTRET Method / Hanus A., Hanusova P. // Archives of Foundry Engineering.-2012.- Vol. 12.-Is.1.- pp. 43 – 48.

56. Фесенко М. А. Новые технологии изготовления отливок модифицированием чугуна в литейной форме / Фесенко М. А. / Металл и литье Украины.-2014.-№ 11 (258) .-с.10-14.

57. Mampaey F. Oxygen Activity Measurements to Determine Optimal Graphite form During Compacted Graphite Iron Production / Mampaey F. // International Journal of Metalcasting.- 2010.- Vol. 4.- Is. 2.- pp. 25–43.

58. Kuder M. Zastosowanie nowatorskiej metody pomiaru aktywności tlenu w kontroli procesu wytwarzania żeliwa sferoidalnego /Kuder M.// Prace instytutu odlewnictwa.- 2012.-Tom LII.- pp.32-44.

59. Dayong LI A new method of fast measuring surface tension of melt cast iron and its application in graphite shape identification/Dayong LI, Dequan SHI, Feng LI, Yutong ZHANG, Jingwei DONG// China foundry.-2005.-Vol. 2.-№ 1.-pp.34-37.

60. Pietrowski S. Characteristic of DTA curves for cast ferrous alloys / Pietrowski S., Pisarek B., Gumienny G. // Archives of Foundry Engineering. -2008.- Vol. 8.-Is. 1. -pp.183 – 197.

61. Захарченко Э. В. Усовершенствование универсального метода термического экспресс – анализа жидких чугунов, основанного на распознавании формы кривых охлаждения / Захарченко Э. В., Жуков Л. Ф., Сиренко Е. А.[и др.] // Процессы литья. -2015.- № 2 (110).- с. 3-9.

62. Pytel A. Cast iron with vermicular graphite as a prospective material / Pytel A., Guzik E. // Transaction of foundry research institute.-2016.- Vol.4.-pp.301-319.

63. Sergeant G.F. The Production and Properties of Compacted Graphite Irons Sergeant G.F. and Evans E.R. // British Foundryman.-1978.-Vol 71.-p 115.

64. Карпенко М. И. Особенности процес сов производства корпусных отливок из высокопрочных чугунок / Карпенко М. И., Сайков М. А., Мамаева М. В. [и др.] // Литье и металлургия.-2009.-№3(52).-с.169-174.

65. Guzik E. Analysis of quality and cost of FeSiMg treatment master alloy vs. cored wire in production of ductile cast iron / Guzik E. // Archives of Foundry Engineering.- 2008.-Vol.8 , Is.2/20.-pp.45-48.

66. Guzik E. Structure and mechanical properties as well as application of high quality vermicular cast iron / Guzik E. //Archives of Foundry Engineering.-2 0 1 0.- Vol. 10/I. -pp.9 5 - 100.

67. Guesser W. Production Experience With Compacted Graphite Iron Automotive Components / Guesser W., Schroeder T., Dawson S. // American Foundry Society Transactions.-2001.- Vol.71.- pp. 1-11.

68. Аникин А. А. Иттриевый чугун / Аникин А. А. // М.: Машиностроение. - 1976. -94 с.

69. Koryciński D. Preparation Vermicular Graphite in Thin and Thick Wall Iron Castings /Koryciński D., Guzik E., Nowak A., Ronduda M., Sokolnicki M. // Archives of Foundry Engineering, -2012.-Vol. 12.- I s. 2, -pp.41-44.

70. Бубликов В. Б. Влияние фазового состава FeSiMg лигатур на формирование структуры отливок из высокопрочного чугуна/Бубликов В. Б., Бачинский Ю. Д., Латенко В. П. [и др.] // Процессы литья. -2012.- № 1(91). – с. 11-20.

71. Литовка В.И. Повышение качества высокопрочного чугуна в отливках / Литовка В.И.// К.: Наукова Думка.- 1987.- 208 с.

72. Андреев В.В. Современные технологии изготовления из чугунов с вермикулярным графитом отливок с высокими эксплуатационными характеристиками / Андреев В.В. // Вестник МГТУ им. Г. И. Носова. -2008.- №4.-с.14-18.

73. Gumienny G. Analysis of the Graphite Shape in Cast Iron Obtaining by Inmold Process / Gumienny G., Kurowska B.// Archives of FoundryEngineering.- 2015.-Vol. 15, Is. 3.-pp.15-20.

74. Шкуркин В. И. Производство модификаторов чугуна в ОАО «НИИМ»/ Шкуркин В. И., Агеев Ю. А., Ахманаев С. К. // Литье и металлургия.-2008.-№2(38) -с.98-101.

75. Евдокимов Е.Г. Об особенностях усвоения расплавом чугуна и дозировке компонентов графитизирующих и сфероидизирующих модификаторов / Евдокимов Е.Г., Болдырев Д.А., Чапкова Ю.В. // Известия ТулГУ. Технические науки.- 2013. -Вып. 10.-с.48-54.

76. Firican M. C.Enhancing rare earth inoculant effect in compacted graphite cast irons and influence on graphite shape factors /Firican M. C. Stefan I.-C.,

PANCIUE. // U.P.B. Sci. Bull., Series B.-2016. – Vol. 78, Is. 1, (Румыния), pp. 219-228.

77. Андреев В.В. Технология и перспективы производства отливок из чугуна с вермикулярным графитом/ Андреев В.В. // *Металлургия машиностроения*/ - 2004.-№3.-с. 26-33.

78. Чайкин В.А. Исследование процесса позднего модифицирования с использованием моделирования // Чайкин В.А., Чайкин А.В., Вольнов И.Н. // *Заготовительные производства в машиностроении*.-2011.-№10.- с 8-12.

79. Михайловский В. М. Позднее внутриформенное графитизирующее модифицирование – эффективный способ предотвращения отбела в чугунном литье / Михайловский В. М., Королев С. П., Константинович О. А., Шешко А. Г. // *Литье и металлургия*.-2010.- №1 (54).-с.95-97.

80. Vondrák V. Metallurgy of cast irons. Out-of-furnace processing of molten cast iron / Vondrák V., Hampl J., Hanus A. // *Technical University of Ostrava*.-2014.- 144p.

81. Бубликов В. Б. Кальций в высокопрочном чугуне / В. Б. Бубликов // *Процессы литья*. – 2007. – № 5. – с. 4-10.

82. Vondrak V. Technologie odlevani motorov u chskrini z Litiny s cervikovitym grafitem / Vondrak V., Navrlant S. // *Slevarenstvi*.-1980.-№ 8, pp. 326-328.

83. Красавцев Н.И. Внедоменная десульфурация чугуна / Красавцев Н.И., Корнеев Ю.А., Мачикин В.И. и др.// К.: Техника, 1975. – 120 с.

84. Дюдкин Д. А. Современные процессы внепечной металлургии чугуна / Дюдкин Д. А., Кисиленко В. В., Бать С. Ю. //– Донецк: Вебер, 2007. – 324 с.

85. Суменкова В. В. Влияние кальция, РЗМ, циркония в составе низкомагниевого лигатур на структурообразование и механические свойства высокопрочного чугуна / В. В. Суменкова, В. Б. Бубликов // *Процессы литья*. – 2005. – №2. – с. 40-44.

86. Суходольская Е.А. Роль малых добавок церия при кристаллизации чугуна / Суходольская Е.А. // *Литейное производство*.-1973.- № 5.- с. 36-37.

87. Бубликов В. Б. Особенности влияния основных типов магнийсодержащих модификаторов на структурообразование и механические свойства высокопрочного чугуна / В. Б. Бубликов, А. И. Великий, Н. П. Моисеева [и др.] // Процессы литья. – 2001. – №4. – с. 28-33.

88. Болдырев Д. А. Внутриформенное модифицирование чугуна с вермикулярным графитом / Болдырев Д. А., Давыдов С. В. // Заготовительные производства в машиностроении. – 2008. – №2. – с. 7–11.

89. Леках С. Н. Ресурсосберегающие технологии получения высококачественных чугунов для машиностроительных отливок / Леках С. Н. // Мн.: Навука и тэхніка.- 1991. - 223 с.

90. Королев С. П. Практика производства отливок из чугуна с вермикулярным графитом / Королев С. П., Королев В. М. // Литейное производство.- 2004. -№ 11, - с.9-12.

91. Roveuk H. Litina s kompaktním grafitem- nový litý materiál s uznávanou jakostí / Roveuk H. // Slévarenství.-2005.-№9(53).-pp. 395-397.

92. Górny M. Role of Titanium in Thin Wall Vermicular Graphite Iron Castings Production / Górny M., Kawalec M. // Archives of Foundry Engineering.- 2013.-Vol. 13.- Is. 2.-pp.25-28.

93. Decrop M. Le titane dans les fontes / Decrop M., Margeril I. // Fonderie.- 1966.-№ 24.-pp. 205-206.

94. Морофф Г. Исследование и определение включений в металлах и сплавах. – В кн.: Поляризованный свет в металлографии. – М.: Металлургиздат.-1957.- 136 с.

96. Лукашевич-Дуванова Ю.Т. Сульфиды в легированной стали / Лукашевич-Дуванова Ю.Т. // Известия АН СССР.-1950.- № 1.- с. 126-131.

97. Лукашевич-Дуванова Ю.Т. Сульфидные включения в сталях с добавками титана / Лукашевич-Дуванова Ю.Т., Уразова В.А. // Известия АН СССР. Металлургия и Топливо.- 1960.- № 2.- с. 42-48.

98. Самсонов Г.В. Сульфиды /Самсонов Г.В., Дроздова С.В.// М.: Металлургия.- 1972. – 302 с.

98. Кальнер В.Д. Практика микронзондовых методов исследования металлов и сплавов /Кальнер В.Д., Зильберман А.Г.// М.: Metallurgy.-1981. – 216 с.

99. ASTM X-ray Powder Data File//Philadelphia.- 1972.

Список використаних джерел до розділу 3

100.Lacaze J.Effect of Cooling Rate on the Eutectoid Transformation in Compacted Graphite Cast Iron / Lacaze J., Thébault Y., Freulon A., Guesser W. L. // Trans Tech Publications, Switzerland. -Materials Science Forum Submitted: 2017.- ISSN: 1662-9752, Vol. 925, pp 12-19.

101.Gorny M. Effect of cooling rate on microstructure and mechanical properties of thin-walled ductile iron castings / M. Gorny, Tyrała E. // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2013. – Vol. 22 (1). – pp. 300-305.

102.Thielman T. Zurwirkung von Spurenelementen in Gusseisen mit Kugelgraphit / Thielman T. // Giessereitechnik.- 1970.-№1.-pp. 16-24.

103. Gumienny G. Effect of Copper on the Crystallization Process, Microstructure and Selected Properties of CGI / Gumienny G., Kacprzyk B., Gawroński J.//Archives of Foundry Engineering.- 2017.- Vol. 13.- Is. 1.-pp. 5 1 - 5 6.

104. Boonmee S. Occurrence and effect of casting skin in compacted graphite iron / Boonmee S., Stefanescu D.M. // International Journal of Cast Metals Research.- 2016.-Vol. 29.– Is. 1-2.-pp.47-54.

105.Boonmee S. On the mechanism of casting skin formation in compacted cast iron / Boonmee S., Stefanescu D.M. // International journal of metalcasting. – 2009.-Vol.3.-Is. 4.- pp. 19–24

106.Boonmee S. Casting Skin of Compacted Graphite Iron Part 1: Evaluation and mechanism of formation / Boonmee S., Gyesei B., Stefanescu D.M. // AFS Proceedings, American Foundry Society.-2010.-Paper 10-467.-pp. 1 - 12.

107. Stefanescu D.M. Quantification of Casting Skin in Ductile and Compacted Graphite Irons and Its Effect on Tensile Properties / Stefanescu D.M., Wills S., Massone J. // AFS Proceedings, American Foundry Society.- 2009.- Paper 09-120.- pp. 1 – 20.

108. Boonmee S., Stefanescu D. Effect of Casting Skin on Fatigue Properties of CG Iron / Boonmee S., Stefanescu D. // International Journal of Metalcasting.-2013.- Vol. 7.- Is. 2.- pp. 15–26.

109. Dańko R. Effect of the Quality of Furan Moulding Sand on the Skin Layer of Ductile Iron Castings / Dańko R., Górny M., Holtzer M., Żymankowska-Kumon S. // The Iron and Steel Institute of Japan International.-2014.- Vol. 54.- Is. 6.- pp. 1288-1293.

110. Ivan N. Influence of Magnesium Content and Coating Type on Graphite Degeneration in Surface Layer of Iron Castings in Resin Sand –P-Toluol Sulphonic Acid (PTSA) Moulds / Ivan N., Chisamera M., Ripoisan I. // The Iron and Steel Institute of Japan International.-2012.- Vol. 52.- Is. 10.- pp.1848–1855.

111. Королев А. П. Чугун с вермикулярным графитом – конструкционный материал современного машиностроения / Королев А. П., Панфилов Э. В. // Литье и металлургия /- 2006.-№2(38).-с.91-93.

112. Костіна Л.Л. Чавун з вермикулярним графітом: деякі закономірності структуроутворення і підвищення міцності / Костіна Л.Л. // Харків. -Вестник ХНАДУ.-вып. 54.- 2011.- с.142-148.

113. Петриченко А.М., Солнцев Л.А., Костина Л.Л., Кропивный В.Н. Особенности строения и термической обработки чугуна с вермикулярным графитом / Петриченко А.М., Солнцев Л.А., Костина Л.Л., Кропивный В.Н. // МиТОМ. – 1983. – №10.– с. 61–63.

114. Guilemany J. M. Relationships Between Microstructure and Properties of Unalloyed Compacted Graphite Cast Irons / Guilemany J. M., Llorca-Isern N. // Materials Science and Engineering: A. - Vol. 130.- Is. 2.- pp.213-246.

115. Regulski K. Approximation of Ausferrite Content in the Compacted Graphite Iron with the Use of Combined Techniques of Data Mining / Regulski K.,

Wilk-Kolodziejczyk D., Kacprzyk B., Gumienny G., Rojek G., Mrzyglod B. // Archives of Foundry Engineering.- 2017.-Vol. 17, Is. 3. -pp.117-122.

116. Ramadan M. Comparison of austempering transformation in spheroidal graphite and compacted graphite cast irons / Ramadan M., Nofal A. A., El Mahalawi I., Abdel-Karim R. //International Journal of Cast Metals Research.- 2006.-Vol.19.- № 2.-pp. 1-5.

117.Desimoni J. Influence of the Mn Content on the Kinetics of Austempering Transformation in Compacted Graphite Cast Iron / Desimoni J., Gregoroti R., Lanari K., Sarutti J.L., Mercader R.C. // Metallurgical and materials transactions: A.-1999. -Vol. 30. - pp.2745 -2752.

118. ЯнченкоА.Б. Повышение триботехнических свойств чугунов с мелкозернистым компактным графитом бейнитной закалкой / А.Б. Янченко, В.И. Савуляк // Проблемы трибологии.- 2012.-№1.-с.135-138.

119.Андреев В.В. Термообработка низколегированного высокопрочного чугуна с вермикулярным графитом / Андреев В.В. // Литейное производство.– 1999. -№10.-с. 15-17.

120. Савуляк В. І. Економічні технології високоміцних графітизованих сплавів заліза: монографія / В. І. Савуляк, О. Б Янченко// Вінниця: ВНТУ.- 2014.-160 с.

Список використаних джерел до розділу 4

121. Walid M. M. On stress propagation and fracture in compacted graphite iron/ Walid M. M. , Eu-Gene Ng , Elbes M. A. // International Journal of Advanced Manufacturing Technology.- 2011.-Vol.56.-Is. 1,pp.233–244.

122. Lopez-Covaleda E. A. Proposal of Characterization Procedure of Metal–Graphite Interface Strength inCompacted Graphite Iron/ Lopez-Covaleda E. A.,Ghodrat S., Kestens L. A.I., [etal.] // Materials.-2018.-Vol.11. pp.1-12.

123. Qiu Y. Influence of thermal exposure on microstructure evolution and tensile fracture behavior compacted graphite iron / Qiu Y., Pang J.C., Li S.X [etal.] // *Materials Science & Engineering: A*.-2016.-Vol. 664.- Is. 10.-pp.75-85.

124. Pytel A.. Cast iron with vermicular graphite as a prospective material / Pytel A., Guzik E. // *Transaction of foundry reseach institute*.-2016.-Vol.4.-pp.301-319.

125. Sergeant G.F. The Production and Properties of Compacted Graphite Irons / Sergeant G.F., Evans E.R. // *British Foundryman*.-1978.-Vol 71.- p. 115.

126. Fragassa C. Compacted and Spheroidal Graphite Irons: Experimental Evaluation of Poisson's Ratio / Fragassa C., Pavlovic A. // *FME Transactions*.-2016.-Vol. 44.-pp.327-332 .

127. Guesser W. L. Thermal Conductivity of Gray Iron and Compacted Graphite Iron Used for Cylinder Heads / Guesser W. L., Masiero I., Melleras E., Cabezas C. S. // *Revista Matéria*.- 2005, Vol. 10.-№2.-pp. 265 – 272.

128. Trampert S. Thermomechanical fatigue life prediction of cylinder Heads in combustion engines/ Trampert S., Gocmez T., Pischinger S. // *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*/ -2008. –Vol.130.-pp.1-10.

129. Norman V. On the micro- and macroscopic elastoplastic deformation behaviour of cast iron when subjected to cyclic loading / Norman V., Calmunger M. // *International Journal of Plasticity*.- Vol. 115.-pp. 200-215.

130. Шинский О. И. Обоснование выбора типа чугуна для отливок блоков цилиндров дизельных двигателей / Шинский О. И., Литовка В. И., Тарасевич Н. И., Клименко С. И., Терещенко Н. Я., Токарева О. О. // *Металл и лите Украины*.- 2009. -№4-5. -с.61-65.

131. Fragassa C. Material selection in machine design: The change of cast iron for improving the high-quality I in woodworking / Fragassa C. // *J. Mechanical Engineering Science*.- 2017.- Vol. 231.- Is.1.-p. 18–30.

132. Ferreira M. H. Microstructural Analysis of Gray and Compacted Cast Iron Filled by Thermomechanical Fatigue / Ferreira M. H., Ruchert C. O. F. T., Filho W.

W. B.,. Guesser W //XVIII SICEM - 2017, São Carlos, Simpósioem Ciência e Engenharia de Materiais.-pp.1-3.

133. Lundberg M. Shot Peening Induced Plastic Deformation in Cast Iron– Influence of Graphite Morphology / Lundberg M., Peng R. L., Ahmad M., Bäckström D., Vuoristo T., Johansson S. // HTM Journal of Heat Treatment and Materials.- 2014.-Vol. 69.-Is.2.- pp.106-113.

134. Górný M. Influence of Structure on the Thermophysical Properties of Thin Walled Castings / Górný M., Lelito J., Kawalec M., Sikora G. // Archives of Foundry Engineering.-2008.-Vol.15.- Is. 2.-pp.23-26.

135. Zhang Y. Investigation of tribological properties of brake shoe materials - phosphorous cast irons with different graphite morphologies / Zhang Y., Chen Y., He R., Shen B. // Wear.-1993.-Vol.166.-pp. 179-186.

137. Matsushita T. On Thermal Expansion and Density of CGI and SGI Cast Irons / Matsushita T., Ghassemali E, Gómez Saro A., [etal.] // Metals.-2015.-Vol.5.- pp. 1000-1019.

138. Ghodrati S. Measurement and Characterization of Thermo-Mechanical Fatigue in Compacted Graphite Iron / Ghodrati S., Riemsdijk A.C., Janssen M [etal.] // International Journal of Fatigue.-2013.-Vol.48.-pp.319-329.

139. Zou C.L. The high cycle fatigue, deformation and fracture of compacted graphite iron: Influence of temperature / Zou C.L., Pang J.C., Zhang M.X.[etal.] // Materials Science and Engineering: A.-2018.-Vol. 724.-Is. 2.-pp.606-615.

140. Yue W. Creep behavior accompanying oxidation of compacted graphite cast iron / Yue W., Jianping L., Zhong Y. [etal.] // Materials Science and Engineering: A.-2018.-Vol. 723.-Is. 18.-pp.174-181.

141. Naik S. A. Failure Analysis of Crankshaft by Finite Element Method-A Review / Naik S. A., Patil D.Y. // International Journal of Engineering Trends and Technology.- 2015.– Vol. 19. -Is. 5. – pp.232-239.

142. Qiu Y. Influence of temperature on the high-cycle fatigue properties of compacted graphite iron / Qiu Y., Pang J.C., Zhang M.X. [etal.] // International Journal of Fatigue.-2018.-Vol. 112.-pp. 84-93.

143. Choong-Hwan Lim Development of compacted vermicular graphite cast iron for railway brake discs / Choong-Hwan Lim, Byeong-Choon Goo // Metals and Materials International.- 2011.- Vol. 17.- Is. 2.- pp. 199–205.

144. Zhang Q. Failure analysis of a diesel engine cylinder head based on finite element method / Zhang Q., Zuo Z., Liu J. // Engineering Failure Analysis.- 2013.- Vol. 34.- pp. 51–58.

145. De Sousa J. A review on the machining of cast irons / De Sousa J., Wisley F. S., Machado A. R. // International Journal of Advanced Manufacturing Technology.- 2017.- pp. 1-25.

146. Dawson S. The Effect of Metallurgical Variables on the Machinability of Compacted Graphite Iron / Dawson S., Hollinger I., Robbins M., [etal.] // SAE Technical Paper.- 2001.- 01-0409.

147. Tooptong S. A Preliminary Machinability Study of Flake and Compacted Graphite Irons with Multilayer Coated and Uncoated Carbide Inserts / Tooptong S., Kyung-Hee Park, Seok-Woo Lee, Kwon P. Y. // Procedia Manufacturing. -2016.- Vol. 5.- pp. 644–657.

148. Niu J. Study on surface integrity of compacted graphite iron milled by cemented carbide tools and ceramic tools / Niu J., Huang C., Su R. [etal.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.- 2019.- pp 1–12.

149. Heck M. Analytical investigations concerning the wear behaviour of cutting tools used for the machining of compacted graphite iron and grey cast iron / Heck M., Ortner H.M., Flege S. [etal.] // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. - 2008.- Vol.- 26, Is. 3.- pp. 197-206.

150. Liu X. Milling Forces of Compacted Graphite Iron (CGI) and Gray Iron (GI) / Liu X., Jiang B., Wu X., Yue C. // Materials Science Forum.-2014.- Vol. 800-801.- pp. 32-36,

151. Kuzu A. T. Experimental Investigations of Machinability in the Turning of Compacted Graphite Iron using Minimum Quantity Lubrication Machining / Kuzu A. T., Bijanzad A., Bakkal M. // Science and Technology.- 2015.- Vol. 19.- Is. 4.- pp. 559-576.

152. Da Silva M.B. Analysis of wear of cemented carbide cutting tools during milling operation of gray iron and compacted graphite iron / Da Silva M.B., Navesa V.T.G., De Melo J.D.B., De Andrade C.L.F., Guesser W.L.//Wear.-2011.- Vol.271.-pp. 2426– 2432.

153. Abele E. Wear mechanism when machining compacted graphite iron / Abele E., Sahn A., Schulz, H. // Manufacturing Technology.-2002.- Vol. 51.-№1.- pp.53–56.

154. Dawson S. Compacted graphite iron - a material solution for modern diesel engine cylinder blocks and heads / Dawson S., Hang F. // China foundry,- 2009. – Vol. 6.- Is.3.-pp.241–246.

155.Mocellin F. Study of the Machinability of Compacted Graphite Iron for Drilling Process / Mocellin F., Melleras E., Guesser, W. // Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering.- 2004.- Vol. 26.-№ 1.- pp. 22.

C50. Tooptong S. A Preliminary Machinability Study of Flake and Compacted Graphite Irons with Multilayer Coated and Uncoated Carbide Inserts / Tooptong S., Kyung-HeePark , Seok-Woo Lee, Kwon P. // Procedia Manufacturing.-2016.-Vol. 5.-pp. 644–657.

156. Rosa S.N. Analysis of tool wear, surface roughness and cutting power in the turning process of compact graphite irons with different titanium content / Rosa S.N., Diniz A. E., Andrade, Cássio L. F., Guesser W L. // Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering.-2010.- Vol.32.- №3.- pp.234-240.

157.Tasdelen B. Machining of gray cast irons and compacted graphite iron / Tasdelen B., Escursell M., Grenmyr G., Nyborg L. // Swedish Production Symposium.-2007.-p.1-6.

158. Nayyar V. An Experimental Investigation of Machinability of Graphitic Cast Iron Grades: Flake, Compacted and Spheroidal Graphite Iron in Continuous Machining Operations / Nayyar V., Kaminski J., Kinnander A.,Nyborg L. // 5th CIRP Conference on High Performance Cutting.- 2012.-p. 488 – 493.

159. Berglund A. The Effect of Interlamellar Distance in Pearlite on CGI Machining / Berglund A., Nicolescu C. M., Svensson H. //International Journal of Mechanical and Mechatronics Engineering.-2009.-Vol:3.-№:5.-pp.455-462.

160. Alves S. M. Influence of EP additive on tool wear in drilling of compacted graphite iron / Alves S. M., Schroeter R. B., Bossardi J.C. S., Andrade C. L. F. // Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering.- 2011.- vol.33.- №2.

161. Grenmyr G. Investigation of tool wear mechanisms in CGI machining / Grenmyr G., Berglund A., Kaminski J., Nicolescu C. M. // International Journal of Mechatronics and Manufacturing Systems, ISSN 1753-1039, Vol. 4, no 1, p. 3-18.

162. Nayyar, V. Machinability of compacted graphite iron (CGI) and flake graphite iron (FGI) with coated carbide / Nayyar V., Grenmyr G., Kaminski J., Nyborg, L. // International Journal of Machining and Machinability of Materials.- 2013.- Vol. 13.-№. 1.- pp.67–90.

163. Yamamoto K. Cutting Performance of Low Stress Thick TiAlN PVD Coatings during Machining of Compacted Graphite Cast Iron (CGI) / Yamamoto K., Abdoos M, Paiva J. M., Stolf P., Beake B., Rawal S., Fox-Rabinovich G, Veldhuis S. // Coatings.- 2018.-Vol. 8(1).-Is. 38, -pp.1-12.

164. Alonso G. Kinetics of graphite expansion during eutectic solidification of cast iron / Alonso G., Stefanescu D. M., Suarez R., Loizaga A., Zarrabeitia G. // International Journal of Cast Metals Research.- 2014.- Vol. 27.-№ 2.- pp. 87-100.

Список використаних джерел до розділу 5

165. Gumienny G. Effect of Chromium on the Solidification Process and Microstructure of Vermicular Graphite Cast Iron / Gumienny G., Dondzbach M., Kacprzyk B. // Archives of Foundry Engineering.- 2015.-Vol. 15, Is. 3.- pp.29- 34.

166. Zhou Gen Production technique of vermicular graphite iron cylinder head of vehicle diesel engine / Zhou Gen, Liu Wanhua // CHINA FOUNDRY.- 2008.- Vol.5.-№.3. -pp. 153 - 161.

167. Dorn T. The Current State of Worldwide Standards for Ductile Iron / Dorn T., Keough J. R., Schroeder T., Thoma T. // Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron.- 2003.-pp.1-8.

168. QIU han-quan The forty years of vermicular graphite cast iron development in China (Part 1) /QIU han-quan, CHEN Zheng-de // China foundry.- 2007.-Vol.4.-№2.-pp.91- 98.

169. QIU han-quan The forty years of vermicular graphite cast iron development in China (Part 2) /QIU han-quan, CHEN Zheng-de // China foundry.- 2007.-Vol.4.-№3.-pp.175- 181.

170 QIU han-quan The forty years of vermicular graphite cast iron development in China (Part 3) /QIU han-quan, CHEN Zheng-de//China foundry.-2007.-Vol.4.-№4.-pp.261- 269.

С171. Иванова Л.Х. Системный подход к разработке технологии литья валков из комплексно модифицированных чугунов / Иванова Л.Х., Колотило Е.В., Ивонин И.В. // Системные технологии.-2008.- №5 (58).-с.37-43.

172. Королев С.П. Чугун с вермикулярным графитом - материал для стеклоформ / Королев С.П., Королев В.М., Худокормов Д.Н. // Литейное производство. - 1996.- № 1. -с. 6-8.

173. De-lin Li Mixed graphite cast iron for automotive exhaust component applications / De-lin Li // China foundry.-2017.-Vol.14.-№6.- pp.519-524.

Навчальне видання

КРОПІВНИЙ Володимир Миколайович,
КУЗИК Олександр Володимирович,
КРОПІВНА Альона Володимирівна
ЗАСІНЕЦЬ Григорій Михайлович

ЧАВУН З ВЕРМИКУЛЯРНИМ ГРАФІТОМ

Виробництво. Властивості. Використання.

Навчальний посібник

Редактор Кропівний В.М.
Технічний редактор Лисенко В.Ф.

Формат 60x84 1/16. Ум. друк. арк 13,2.
Облік. видав арк. 9,87 Тираж 300. Зам. 924.

Видавець і виготовлювач СПД ФО Лисенко В. Ф.
25029, м. Кропивницький, вул. Пацаєва, 14, корп. 1, кв. 101
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 3904 від 22.10.2010
тел.: (0522) 322-326