

# ПЕРСПЕКТИВНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ МАТЕРІАЛИ (БІЛІ ТА СТАБІЛЬНО-ПОЛОВИНЧАСТІ ЧАВУНИ, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, МІКРОСТРУКТУРА) І ПРИНЦИП ШАРПІ-БОЧВАРА

А.О. ЖУКОВ<sup>1</sup>, Ю.Ю. ЖИГУЦ<sup>2</sup>, Г.І. СЛІМАН<sup>3</sup>,  
Л.І. АГАПОВА<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Вінницький Державний технічний університет, Вінниця, Україна

<sup>2</sup>Ужгородський національний університет, Ужгород, Україна

<sup>3</sup>Брянська технологічна академія, Брянськ, Росія

<sup>2</sup>Вінниця, 86021, Україна

Нелеговані білі чавуни мають велику крихкість, що пов'язано з їх ледебуритною структурою, в якій матриця-основа цементитна. Після проведення гарячого пластичного деформування матриця роздрібнюється і структура стає відповідною принципу Шарпі-Бочвара. Інакше, досягнути цього ж результату можна легуванням білого чавуну такими елементами як V, Nb або Ti. Карбіди утворені після легування білого чавуну подрібнюють суцільну крихку матрицю. Таким чином з'являється можливість отримувати пластичний білий чавун, який може бути використаний не тільки у технологіях литва, але і для кування, зварювання, наплавлення. Крім цього у роботі розглядаються леговані стабільно-половинчасті чавуни і карбідосталі з точки зору принципу Шарпі-Бочвара.

## Вступ

Виливки із звичайного білого чавуну дуже крихкі під дією динамічних механічних навантажень і тому рідко використовуються. Якщо білий чавун легований до певної ступені VC, NbC або TiC, то основа евтектики вже не буде карбідною (як у ледебуриті) і карбіди VC, NbC і TiC стають включеннями у перлітній, феритній або аустенітній матриці.

Таким чином ми отримуємо пластичні білі чавуни, які мають "інвертовану" мікроструктуру і легко піддаються холодному та гарячому деформуванню.

Другий напрямок підвищення міцності матеріалів у перспективі з багатьма практичними результатами відноситься до стабільно-половинчастих чавунів, в яких тільки частина вуглецю зв'язана у стабільні карбіди VC, NbC або TiC (інколи вони мають дендритну форму). Залишок вуглецю знаходиться у вигляді твердого розчину і графіту. Коли останній має пластинчасту будову, то дендрити, що не

вміщують графіт, зміцнюють евтектику метал+графіт таким же чином, як сталева арматура зміцнює крихкий бетон.

Якщо графіт глобуляризований магнієм або рідкісноземельними металами, то частково графітізовані чавуни мають ще більшу зносостійкість, пов'язану з тим, що тверда карбідна фаза рівномірно розподілена у пластичній матриці. Такий чавун набуває хороших антифрикційних властивостей, зберігаючи при цьому високу оброблюваність різанням, не дивлячись на те, що він трохи твердіший ніж звичайний високоміцний чавун з глобулярним графітом.

Інша область використання цих матеріалів охоплює зварювання сірого, ковкого і високоміцного чавунів. Коли білий чавун з'являється, як звичайно, на границі із зоною термічного впливу (ЗТВ) йому надають пластичність домішками V, Nb та Ti і тоді процес зварювання не веде до утворення тріщин, які зустрічаються на практиці при зварюванні чавунів. Це приводить до того, що зварювальний шов

може стати міцнішим і більш в'язким ніж зварюваний метал. Теж саме відноситься і до технології зміцнення сплавів наплавкою.

У даній статті дається також короткий огляд двох нових неординарних технологій виготовлення литих або литкованих (методом "autoforg") деталей, які засновано на найновіших винаходах.

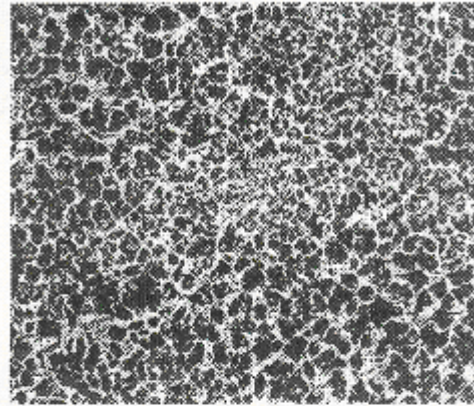
#### Загальні проблеми

В нелегованих евтектичних білих чавунах крихка цементитна матриця звичайно вміщує в значній мірі ізольовані включення аустеніту у вигляді стовпчиків (які при охолодженні переходять у перліт, ферит або інші продукти перетворення). Не дивлячись на те, що кількість такого аустеніту складає приблизно 50% (і навіть більше у доевтектичних чавунах), його висока пластичність і ударна в'язкість не можуть ефективно використовуватись у зв'язку з ізоляцією цих стовпчиків один від одного. На рис.1 показано, що зниження вмісту вуглецю у сплаві до 2,5 % або дуже повільне охолодження литого металу не спроможні змінити такий тип мікроструктури, а вона як відомо не відповідає принципу Шарпі-Бочвара (бажана зміна спостерігалась тільки у високолегованих марганцевих чавунах [1]). І виключно гаряче деформування білого чавуна здатне зруйнувати вище вказаний ледебуритний візерунок і дозволяє отримувати мікроструктури, які починають відповідати принципу Шарпі-Бочвара (пластична матриця + карбіди) [2-7].

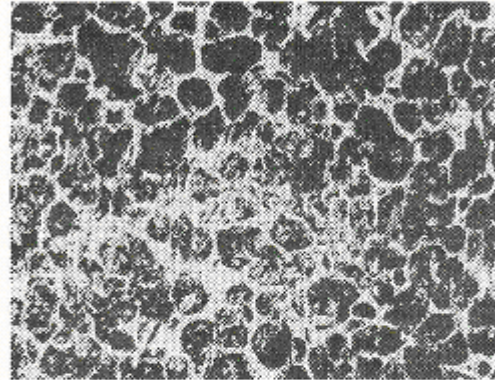
Кування прокатних валків з білого чавуну у цьому випадку виконується на початку при малому ковальському тиску, для того, щоб зруйнувати цементитну сітку по границі "зерен", і тільки після цього процес кування може бути продовжено при високому ковальському тиску.

На рис.2 показано мікроструктуру білого чавуну до і після гарячого деформування. У зв'язку з тим, що білий чавун вміщував дуже мало Cr, кування сприяло графітизації цементиту [2] (див.

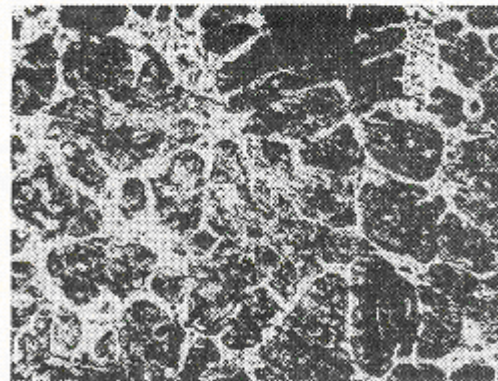
рис.2, г). Коли ж вміст Cr було підвищено у всіх наступних виплавках до 1% - графітизації вдалося повністю запобігти.



а



б



в

Рис.1. Мікроструктура білого чавуну (2,5% C; 0,6% Si; 1,0% Cr), що затверднув при швидкостях охолодження: а - 175°C/хв (лиття в кокіль); б - 25°C/хв (лиття в піщані форми); в - 4,5°C/хв (твердіння у печі з моделюванням охолодження крупного прокатного валку). Травлення виконане ніталем (нижче використано в основному травлення ніталем, тому вказуватись будуть тільки інші травники), х50

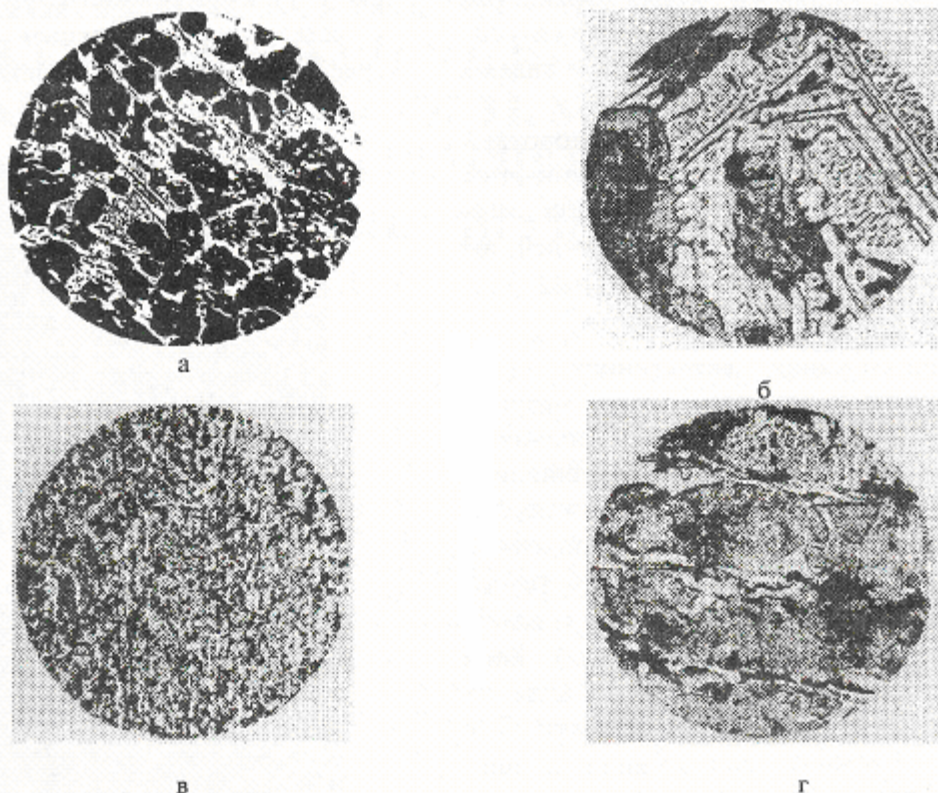


Рис.2. Мікроструктура білого чавуну (3% С; 0,6% Si; 0,4% Cr) до (а та б) і після (в та г) 60% гарячого деформування, (а та б  $\times 100$ ; в та г  $\times 400$ )

Легування білого чавуну достатньою кількістю V або Nb робить його мікроструктуру відповідною до принципу Шарпі-Бочвара [1,8,9]. Це було вперше показано у японській роботі переклад [1], у якій було знайдено посилання на те, що легування білого чавуну V і Mn дозволяє отримати в ньому відносно видовження 8%. Як у наступному було нами знайдено, таке високе значення видовження можливо отримувати тільки після корінної зміни у розподілі структурних складових (рис.3): в результаті аустенітна фаза перетворилася у суцільну безперервну пластичну і удароміцну матрицю, в той час як карбіди ванадію VC<sup>1</sup>-х утворили більш менш (скоріше більше ніж менше) ізольовані включення

<sup>1</sup> Ступінь нестехіометричності X звичайно складає 0,12 для VC і досягає 0,25 для V<sub>4</sub>C<sub>3</sub>. Нижче цей карбід умовно буде позначено формулою VC

у вигляді дрібних стержнів (рис.3, б), тонких пластинок (рис.3, в) або компактних сфероїдів (особливо при додатковому легуванні Ni [1]).

На рис.3. г наведено доєвтектичну мікроструктуру з надлишковими аустенітними дендритами, при цьому перліт залишився не травленим (білим) в результаті заміни травлення ніталем, окисленням мікрошліфа гарячим повітрям.

Було показано також, що малі домішки Ti сприяли формуванню ще більш компактних включень VC [1,10,1]. Додаткове легування такими елементами як Si, Cu, Ni, Al (що підвищують коефіцієнт активності вуглецю<sup>2</sup>) дозволяє знизити критичну концентрацію ванадію при якій мікроструктура білих чавунів отримується повністю "інвертованою", тобто такою, коли більше не залишається

<sup>2</sup> При умові вибору графіту у якості стандартного стану вуглецю

цементиту МЗС по границям "зерен" (рис.4) [1,8,9].

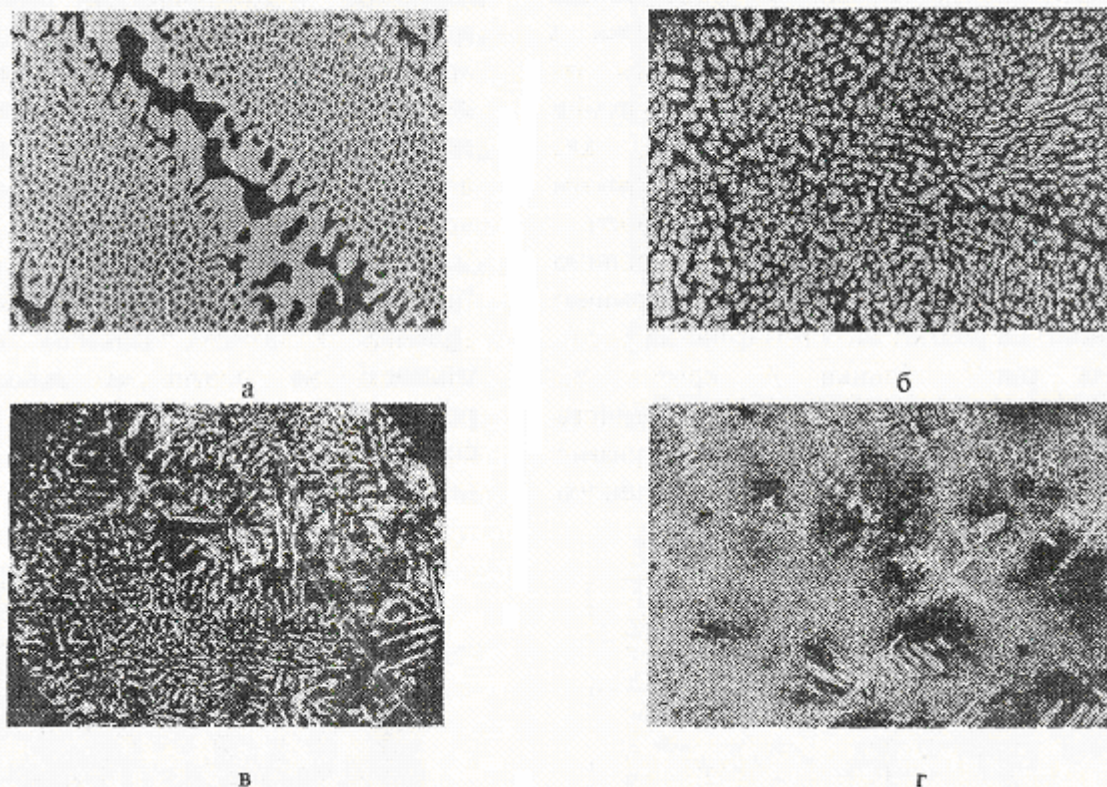


Рис.3. Мікроструктура евтектик (а, б і в) і доевтектичного білого чавуну (д): а - нелегований чавун з 4,2% С (x200); б - легований з 3,2% С і 9,3% V (x200); в - легований чавун з 3,0% С і 8,4% V (x500); г - легований чавун з 2,3% С і 5,3% V (x50); г - замість травлення ніталем окислення гарячим повітрям

На рис. 4 прямі лінії фактично являються конодами у відповідних ізотермічних розрізах діаграм стану. Конода 1, яка відноситься до потрійної системи Fe-C-V описується рівнянням

$$(V\%)_{min} = 4,5 (C\%) - 5,3 \quad (1)$$

Для комплексно легованих білих чавунів ця формула перетворюється у

$$(V\%)_{min} = [4,5 - 0,12Cr - 0,40(Si + Al) - 0,15(Cu + Ni)]C - 5,3 - 0,41(Mn + 2Cr) \quad (2)$$

У рівнянні (2) символ елемента одночасно показує його вміст у процентах по масі.

Формули (1) і (2) вказують, що у сплавах з повністю "інвертованою" структурою карбідної евтектики ми повинні мати

$$(V\%) > (V\%)_{min} \quad (3)$$

На рис.3,в показано мікроструктури такого сплаву, коли у даному окремому випадку ми маємо  $(V\%)_{min}$ ; у той час як фактичний вміст ванадію дорівнюється 8,4%. У доевтектичному чавуні

показаному на рис.3,г  $(V\%)_{min} = 5,05$  при фактичному вмісті 5,3% V.

На рис.5 показано частково інвертовану структуру білого чавуну у якому вміст ванадію нижче ніж  $(V\%)_{min}$ . В ній додатково до інвертованої евтектики аустеніт (соорбіт при кімнатній температурі) + VC, ще спостерігається деяка кількість цементиту, головним чином у вигляді сітки. Але виявлено, що достатньо додати 0,6% Ti у подібний сплав і цементит з границі зерен усувається, а більша частина стовпчиків VC перетворюється у більш менш рівновісні включення (рис.5), які добре видно навіть на не травлених полірованих мікрошліфах у зв'язку з великою різницею мікротвердості сорбіто-перлітної матриці (~HV 300) і карбідної фази VC (~HV 2000).

Якщо вміст ванадію набагато більший ніж  $(V\%)_{min}$ , то цей елемент витісняє

майже весь вуглець з твердого розчину у карбідну фазу і ми в кінці кінців отримуємо суміш феритної матриці з карбідами VC (ванадій являється  $\alpha$ -стабілізуючим елементом). Така суміш стає трохи більш пластичною, але одночасно і менш стійкою проти зношування ніж суміш перліт (сорбіт) + VC. Сплави з ферито-карбідною структурою також мають меншу границю міцності на розтяг, що і показано на рис.6.

На рис.7 ділянка А кривої  $\sigma_{\text{в}}$  відноситься до сірого чавуну, міцність якого підвищується при легуванні ванадієм за рахунок посиленого

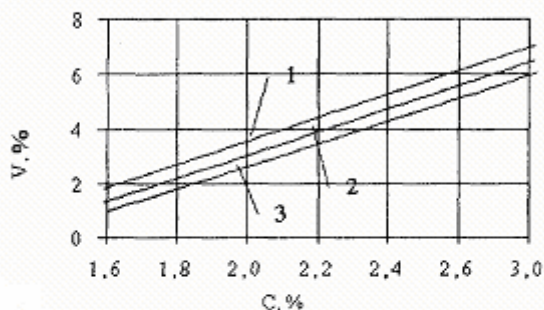


Рис.4. Границі між концентраційними областями сплавів з "інвертованою" (вище прямих ліній) і неповністю "інвертованими" ледебуритними структурами аустенітно-карбідної евтектики (нижче прямих ліній): 1 - сплави Fe-C-V; 2 - Fe-C-V + 1,5% Si; 3 - Fe-C-V + 1,5% Cu

#### Промислові види білих хромованадієвих чавунів

Змістовні дослідження було проведено у роботах [1,12-14] над комплексно-легованими білими чавунами систем Cr-V і Cr-V-Mn. Це дозволило впровадити у виробництво два типи білих чавунів: більш "м'який" сорт із зниженим вмістом вуглецю (для деталей машин типу екскаваторів і великих канал-копальних комбайнів, коли від металу вимагається підвищена міцність) і "твердий" сорт з

утворення стабільно-половинчастих структур. Ділянка В відповідає нормальному відбілу (тобто появі звичайних половинчастих, а після і білих структур) викликаному зниженням коефіцієнту активності вуглецю під впливом ванадію ( $E_{\text{C}}^{(\text{V})} < 0$ ). Частина кривої В відповідає переходу від частково "інвертованих" до повністю "інвертованих" структур білого чавуну. Ділянка Д показує початок зниження міцності на розтяг (і твердості) в результаті заміни перлітної або перліт-сорбітної структури легованим феритом (див. вище).

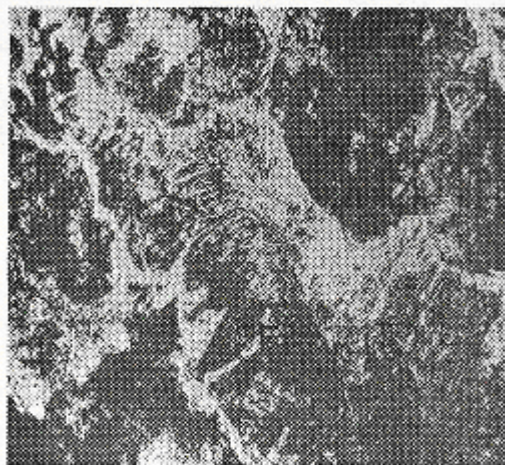


Рис.5. Білий чавун з неповністю інвертованою мікроструктурою карбідної евтектики (2% C; 0,6% Si; 1% Cr і 3%V)

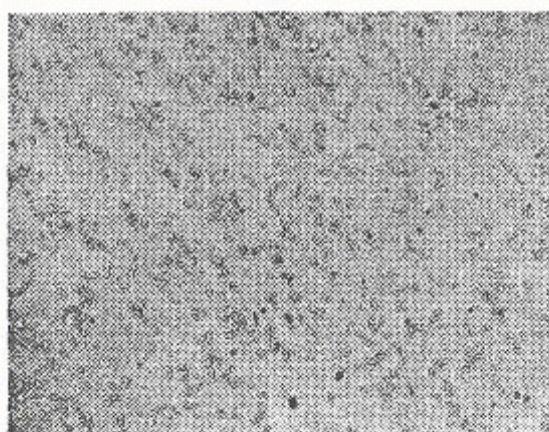
трохи нижчою ударною в'язкістю, але з більш високою зносостійкістю (обидва сорти виготовлялись на Брянському заводі іригаційних машин у основному для середньоазіатських республік). У табл.1 та 2 наведено деякі характеристики їх хімічного і фазового складу.

Методами скануючої електронної мікроскопії і електронного мікрозондування (рис.8) було встановлено, що хром відносно рівномірно розподіляється у металі і присутній у фазі MC в такий же мірі, що і

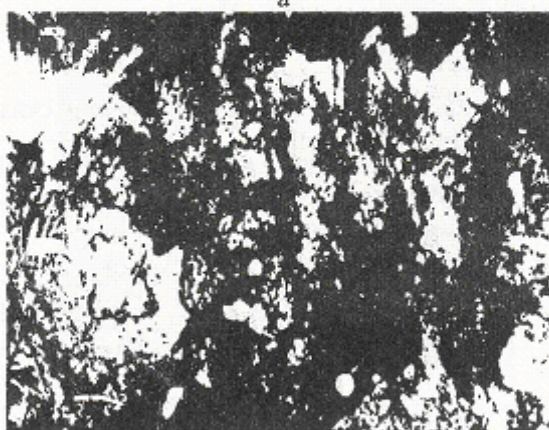
у сплаві в цілому (аналогічний результат отримано іншим методом, показаним у табл.2). Ванадій розподіляється нерівномірно (див.рис.8,б і г). У центрі рис.8,а,б і г можна побачити шести-пелюсткову розетку первинного кристалу VC з високим вмістом ванадію.

У процесі проведення експериментальних робіт по фазовому аналізу спостерігалось незвичне явище. Відомо, що кремній практично відсутній у фазах  $M_3C$  (цементит) і MC (у основному VC). Разом з тим було виявлено, що кремній концентрується у карбіді  $M_7C_3$  [1,12]. Більш того, кремній стабілізує цю фазу і приводить до її ранньої появи за рахунок механізму утворення твердих розчинів заміщення.

Вище згадувалось, що кремній знижує  $(V\%)_{min}$ , тобто у хромованадієвих чавунах він грає подвійну роль і в обох випадках корисну. Окремим дослідженням було показано, що в результаті цього явища вміст Si у чавуні можливо підвищувати до 3% і більше з позитивними наслідками. Крім того, нижче буде доведено, що кремній також сприяє утворенню стабільно-половинчастих структур у чавунах. Дійсно, кремній в цьому плані багаточільовий компонент.



а



б

Рис.6. Усунення з границь зерен ледебуритного цементиту і глобуляризація карбідів VC невеликими домішками Ti (2% C; 0,6% Si; 1% Cr; 3% V і 0,06% Ti): а - нетравлений шліф, x100; б - травлений, x500

Таблиця 1. Хімічний склад і карбідні фази у сплавах

Тип сплаву	Легуючий елемент	А	Б
Хімічний склад сплавів, мас. %	C	2,30	2,94
	Si	0,72	0,68
	Mn	5,50	3,60
	Cr	7,80	8,00
	V	6,80	7,00
	S	0,015	0,012
	P	0,035	0,031
Хімічний склад карбідів, мас. %	C	14,30	11,22
	Mn	8,30	4,80
	Cr	26,9	10,5
	V	31,0	24,4
Вміст карбідів	мас. %	9,6	19,2
Фазовий склад карбідного осаду, мас. %	VC	68	34
	$Me_3C$	32	66

Таблиця 2. Вміст фазових складових та хімічний склад фаз

Сплав	Фази <sup>8</sup>	Вміст фаз, мас. %	Хімічний склад <sup>9</sup> , мас. %				
			C	Mn	Cr	V	Fe
А	Me <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	3,2	8,8	8,7	32,0	6,6	43,0
	MeC	6,4	18,7	0,5	7,0	72,0	1,2
	γ-фаза	90,4	0,9	5,8	7,0	2,2	93,0
Б	Me <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	12,7	8,6	5,1	11,6	4,8	69,5
	MeC	6,5	18,7	0,5	7,1	71,0	2,0
	γ-фаза	80,8	0,8	3,6	7,5	2,2	84,5

Таблиця 3. Хімічний склад сірого (СЧ) та високоміцного (ВЧ) чавунів

Вид чавуну	Форма графіту	Хімічний склад, мас. % (виключаючи ванадій <sup>10</sup> )						
		C	Si	Mn	Cu	Mg	Ce (РЗМ)	Cr
СЧ	Пластівці	3,8-3,9	2,6-3,3	0,29-0,50	0,7-1,0	-	-	4,5-4,8
ВЧ	Глобулярний	3,6-3,9	3,0-3,5	0,30-0,50	0,9-1,3	0,03-0,06	0,01-0,02	4,7-5,0

<sup>8</sup> Данні отримано при розрахунках за результатами хімічного та рентгеноструктурного аналізів

<sup>9</sup> Вміст вуглецю було розраховано на тій же основі виходячи з відповідної стехіометрії або нестехіометрії сполук

<sup>10</sup> Ванадій мав десять різних концентрацій у СЧ від 0,12 до 4,7 % і п'ять різних концентрацій у ВЧ від 2,4 до 5,0%

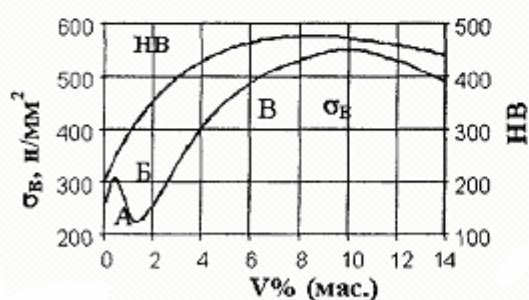


Рис.7. Вплив легування V на твердість по Бринелю і границю міцності на розтяг чавунів з 3,2% C і 2,0% Si (вертикальна вісь  $\sigma_B$  у  $\text{H}/\text{mm}^2$ ; горизонтальна – вміст V у %)

Марганець у окремих випадках також може грати позитивну роль [1,15]. При 3,5...3,8% Mn ми отримуємо у виливках мартенситну матрицю, а при більше ніж

4,5% Mn - аустенітну (для більш "м'яких" сортів чавуну). Цей аустеніт дуже легко наклепується.

Комплексно леговані чавуни не повинні бути "надлишково" леговані тому, що це приводить до втрати механічних властивостей (див. вище). Нами рекомендуються такі межі легуючих елементів:

Відношення V/Cr	Сума V + Cr (у %)
0,4 - 0,5	19 - 20
0,8 - 0,9	14 - 15
1,0 - 1,1	13

Завод "Ермаш" виготовляє багато типів виливків за газифікованими пінополістерольними моделями. На рис.9 показано два таким виливка. При заміні

термооброблених легованих сталей пластичними комплекснолегованими чавунами ці виливки подвоюють свою довговічність і навіть потроюють при роботі у абразивних грунтах.

#### Легування ніобієм

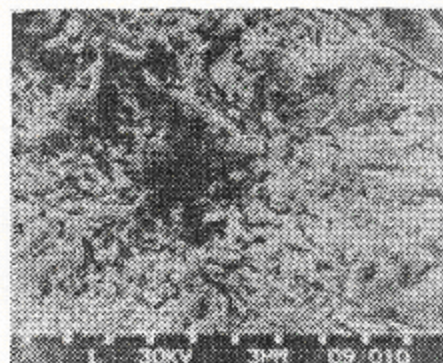
У останні роки ніобій стає все більше популярним саме як легуючий елемент незважаючи на те, що він дорожчий ніж ванадій.

Всі досліджувані чавуни вміщували ~15%Cr для того, щоб базові сплави без ванадію або ніобію не могли графітуватися при прокаті. Вони крім того мали ~0,6% Si успадкованого з шихти матеріалу, що як було показано вище зовсім не псує металу. Легування тільки ніобієм приводить до утворення голчатої структури (рис. 10,а), що робить сплави більш крихкими порівняно з ванадієвими чавунами. При цьому виявлено, що і в тому і в іншому випадку мінімальні домішки Ti робили карбідні частки компактнішими і ізольованими одна від другої (рис.10,б і в), хоча малі кількості фази  $M_3C$  по границям "зерен" все ще спостерігались у ніобієвих чавунах у вигляді тонкої сітки. Це пояснюється тим, що Nb має більшу атомну масу ніж V і домішок 2,5%Nb не зміг компенсувати 3%V.

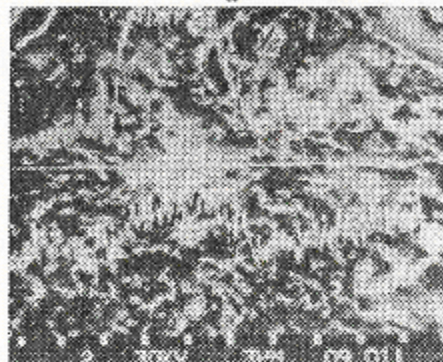
Як і випадку з легуванням ванадієм легування ніобієм різко поліпшує здатність чавунів до холодного і гарячого деформування. На рис.11 ми показали мікроструктури у литому стані базового сплаву (з 2,6% C; 0,6% Si і 1% Cr), на рис.12 вплив додаткового його легування 1,2% V, а на рис.13 і 14 - 1,3% Nb при двох різних концентраціях вуглецю (2,6 і 2,0% відповідно).

Мікросліф, структура якого показана на рис.12 після травлення ніталем був додатково злегка окислений гарячим повітрям. Це приводить до підфарблення цементиту і у значно меншій мірі карбідів NbC.

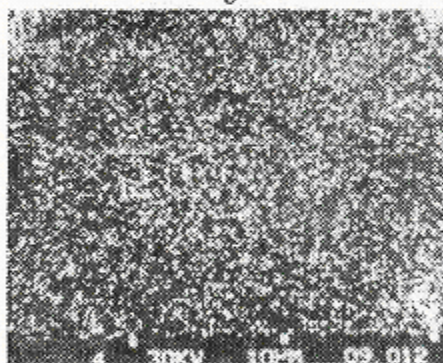
Порівняння цих мікроструктур дозволяє прийти до наступних висновків:



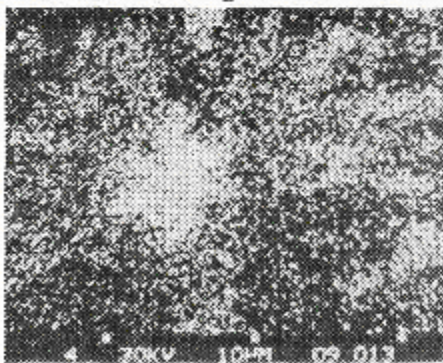
а



б



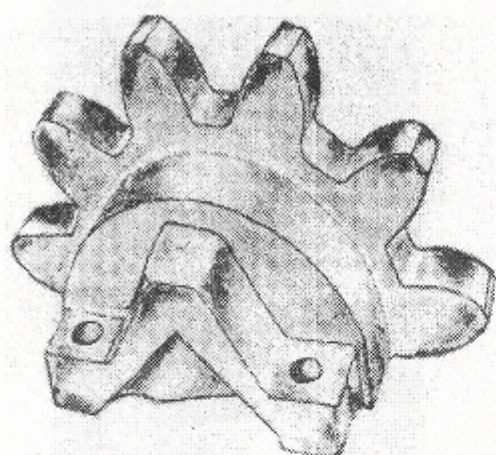
в



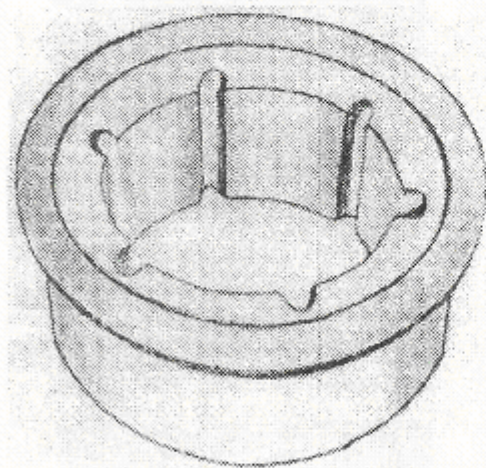
г

Рис.8. Аналіз на скануючому електронному мікроскопі сплаву Б (табл.1); x2500; а - зображення у відбитих електронах; б - електронне зондування методом лінійного сканування (верхня крива  $V_{ka}$ ; нижня крива  $Cr_{ka}$ ); в і г - сканування по площині мікросліфа (в -  $Cr_{ka}$ , г -  $V_{ka}$ )



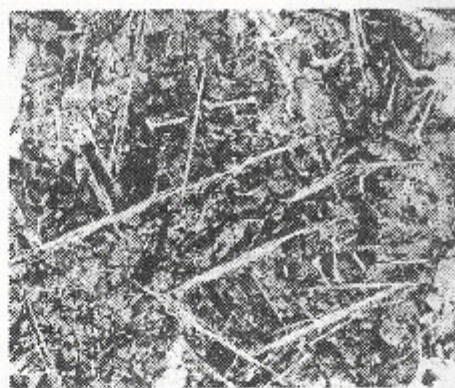


а

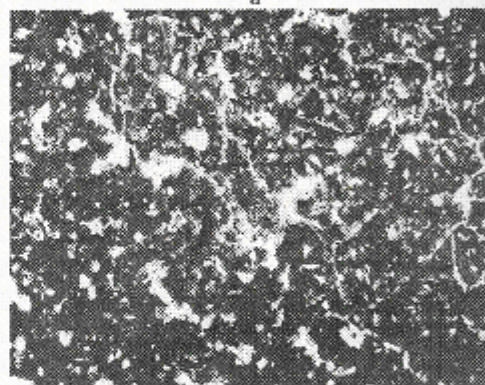


б

Рис.9. Вилки з Cr-V чавунів заводу "Ермаш":  
а - напівшестерні екскаватора; б – коток роторного екскаватора



а



б



в

Рис.10. Вплив ніобію (а - 2% C; 0,6% Si; 1% Cr; 2,5% Nb; x500) і ніобію та титану (б - з домішками 0,05% Ti; x100); в - ніобію і титану (x500) на литу структуру білого чавуну

1) гаряче деформування у значній мірі руйнує "погану" ледебуритну структуру низькохромованого білого чавуну, але значна частина

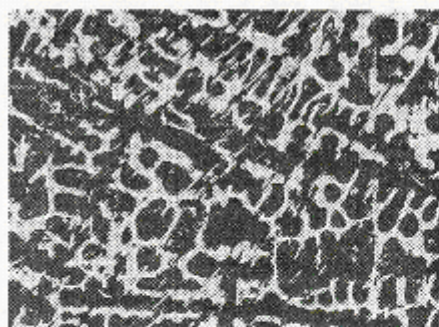
ледебуритних включень залишається не зруйнована;  
2) додавання 1,2% V сприяє роздрібненню мікроструктури після гарячого деформування;

- 3) додавання 1,3% Nb замість 1,2% V приводить до подальшого роздрібнення структури як у литому так і у гарячедеформованому стані, особливо при заниженому вмісті вуглецю.

Промислове впровадження стосувалося злиwkів білого чавуну, які отримувались у виливниці з наступним куванням їх при виготовленні валків для прокатування сталі за спеціально розробленою технологією. Якість цих валків була на тому ж рівні (і навіть краще), що і аналогічних валків японського виробництва.

### Стабільно-половинчасті чавуни

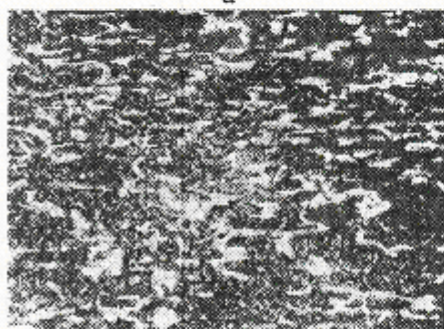
Стабільно-половинчасті чавуни було розглянуто концептуально у роботах [14,15]. Нижче на рис.14-16 наведено мікрофотографії і подано додаткову пояснюючу інформацію. В найбільш типових ("класичних") випадках сплави не вміщують крихку фазу  $M_3C$  (теорія цього питання і відповідні діаграми стану розглядатимуться у окремій статті). Сильні карбідоутворюючі елементи (V, Nb, Ti, частково Cr) з'єднуються із заданою (як правило постійною) частиною вуглецю.



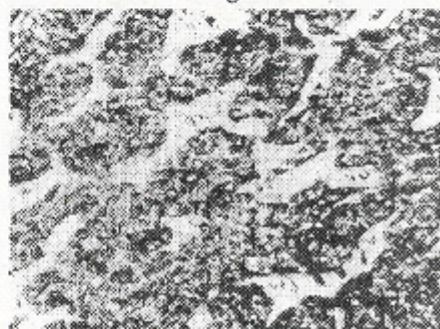
а



б



в



г

Рис.11. Мікроструктура базового білого чавуну (2,6% C; 0,6% Si; 1,0% Cr) без додаткового легування V і Nb;  $\times 100$  (а і б) і  $\times 400$  (в і г); а і б - литий стан; в і г - після гарячого деформування

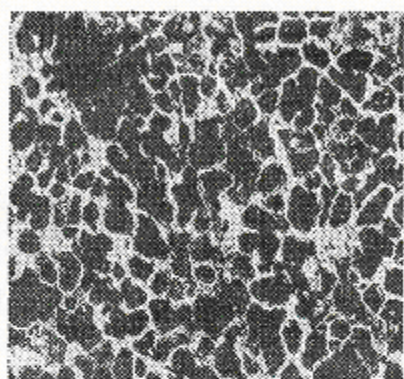
У твердому розчині залишається тільки невелика частка вказаних елементів, але одночасно у ньому зберігається значна кількість вуглецю і кремнію, достатня для випадання графіту. Все це описується механізмом утворення потрійної

евтектики (розплав-карбідний дендрит + аустеніт + графіт), що приводить до появи довгих дендритів VC, NbC або TiC. Як правило, вони залишаються непоміченими тому, що мікрошліф перетинає ці дендрити під довільним

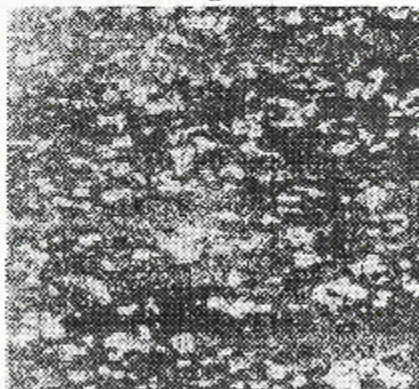
кутом. На рис.15 такий дендритний карбід, на щастя, випадково був перерізаний вздовж осі першого порядку ("стовбура") і одночасно вздовж осей відгалужень другого порядку. Такі випадки надзвичайно рідко зустрічаються. Тим не менше, кількість таких дендритів може бути дуже великою у металічній матриці, хоча вони у основному залишаються "невидимими".

Графіт такої потрібної евтектики утворюється за її межами і випадає на навколишніх графітних пластинках за

механізмом "розлученого" евтектичного перетворення. Таким чином, вищезгадані дендрити отримуються вільними від графітної фази і грають роль зміцнювальної складової у матеріалі композитного типу. У цьому випадку відносний вміст графіту у сплаві, зрозуміло, менший, а твердість сплаву вища, але у зв'язку з пластинчастою формою графіту оброблюваність різанням залишається достатньо високою.



а



б

Рис.12. Теж саме що і на рис.11, але при додатковому легуванні 1,2% V: а - литий стан,  $\times 100$ ; б - після 60% гарячого деформування,  $\times 400$

Необхідно підкреслити особливу роль кремнію у формуванні таких структур. З одного боку Si сприяє графітизації вуглецю, якщо він не зв'язаний у карбідах MeC. З іншого боку Si знижує критичний вміст ванадію при якому такі структури починають з'являтися. Він є справжнім "подарунком природи". На рис.14 спостерігається трохи бінарної евтектики

VC + аустеніт. При більш високих концентраціях ванадію з'являються як дендрити VC, так і вказана бінарна евтектика (на рис.13б, остання у основному проглядається як дуже тонкі пластинки VC, що розташовуються під певним кутом - частіше всього  $120^\circ$ ).

У цьому випадку відносний вміст графіту у сплаві, зрозуміло, менший, а твердість сплаву вища, але у зв'язку з пластинчастою формою графіту оброблюваність різанням залишається достатньо високою.

Легування ванадієм стабільно-половинчатих чавунів з пластинчастим графітом підвищує їх міцність при вигині ( $\sigma_{\text{в}} = 2700$  МПа), одночасно із зносостійкістю і міцністю на втому, у той час як антифрикційні властивості і стійкість проти зношування трохи знижуються. Багато деталей машин (в тому числі деталі для автотракторної промисловості) можуть ефективно виготовлятися саме з таких стабільно-половинчатих чавунів.

Стабільно-половинчасті чавуни з глобулярним графітом, як правило, мають мікроструктуру типу "волове око" (варіант "м'яке око") у зв'язку з високим вмістом Si у металі і мікроліквіцією Si у сторону центральних частин евтектичних колоній (рис.15). Інша частина матриці не просто перлітна, а складається з продуктів евтектичного перетворення у системі VC + аустеніт. Такі сплави мають трохи нижчі

антифрикційні і демпфуючі властивості, стійкість проти зношування, теплопровідність, а також опір термоциклічним навантаженням у порівнянні з аналогічними сплавами із пластинчастим графітом. Але з другого боку вони мають набагато вищу міцність  $\sigma_{\text{в}} = 2000 \text{ МПа}$  при  $V\% 0,6$ .

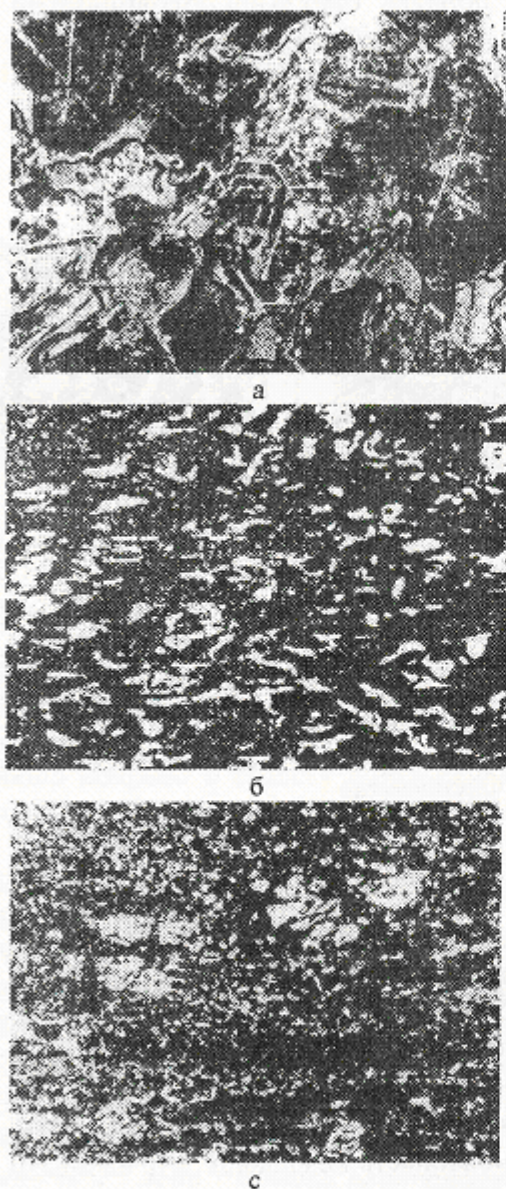


Рис 13. Теж саме що і на рис.11, але з додатковим легуванням 1,3% Nb: а - литий стан,  $\times 400$ ; б- після 60% гарячого деформування, ( $\times 100$  і  $\times 400$  відповідно) Після травлення ніталем мікрошліф "а" був додатково селективно окислений гарячим повітрям (для диференціації фаз  $\text{Me}_3\text{C}$  і  $\text{MeC}$ )

Повна глобуляризація графіту досягалася при використанні сандвіч-

процесу і комплексних модифікаторів [17], що вміщують 6...9% Mg; 4...8% Ca; 45...55% Si; 1,0...1,5% Ce (PЗМ); 15...20% Cu (інше залізо) і домішки.

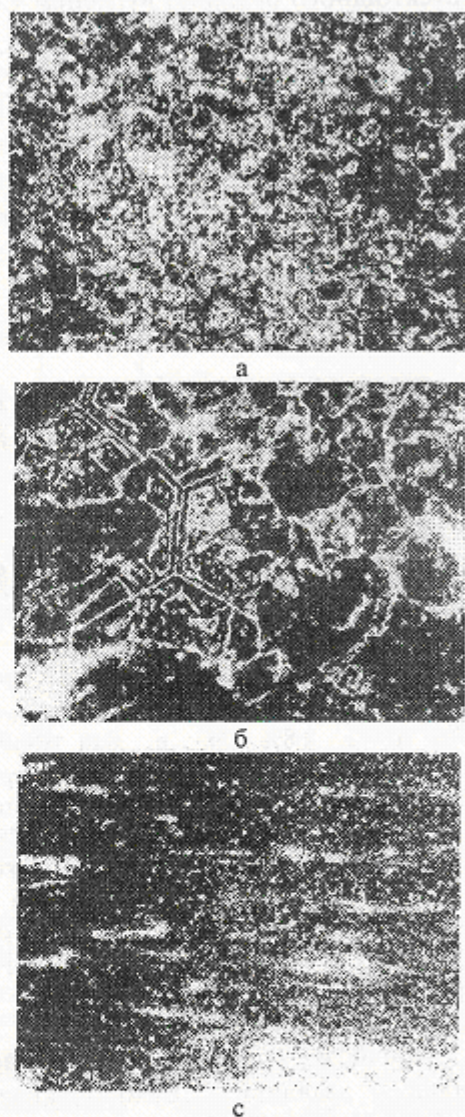


Рис. 14. Те ж саме що і рис. 12 але при зниженому до 2% вмісті вуглецю у сплаві;  $\times 100$  (а і в) і  $\times 400$  (б): а і б - литий стан; в - після 60% гарячого деформування

На рис.16 параметр зношування подано як функцію твердості (HRC) для двох типів чавунів сірих (СЧ) і високоміцних (ВЧ). Як це добре видно, сплави ВЧ набагато зносостійкіші. Глобуляризація графіту сильно підвищує стійкість проти зношування (рис.17), яка вимірювалася тертям з абразивною стрічкою (хімічний, фазовий склад чавунів наведено у табл.1, 2 та 3). Важливо відмітити, що при вмісті

V, більше 4,0...4,5% зношування починає рости (рис.17). Це є наслідком розглянутого вище явища - збіднення аустеніту (або продуктів його евтектоїдного розпаду) вуглецем у зв'язку з його переходом у карбіди VC.

На завершення цього розділу потрібно нагадати, що проблема стабільно-половинчастих чавунів не нова: всі сірі чавуни, як правило, вміщують невелику кількість стабільних оксикарбонітридів Ti (C, N, O), що під мікроскопом спостерігаються у вигляді малих напівпрозорих кубічних або октаедричних

кристалів, які мають рожевий або голубий відтінок. Відповідно, необхідно тільки домовитись про вибір довільної границі їх вмісту вище якої сірі чавуни будуть вже вважатися стабільно-половинчастими. Потрібно також відзначити, що цю проблему на протязі багатьох років ігнорували. Автори сподіваються, що поняття стабільно-половинчастий чавун скоро ввійде у широкий вжиток у науці, технологічних розробках і в промисловості.



Рис.15. Мікроструктура стабільно-половинчастого чавуну з вмістом 3,7% C і 2,8% Si, в якій спостерігається дрібна графітна евтектика; x100



Рис.16. Виявлення мікроструктури слабим окисленням гарячим повітрям поверхні мікрошліфа стабільно-половинчастого чавуну (3,6% C; 2,8% Si; 1,8% V) із сорбітною матрицею, в якій знаходяться дендрити VC (що утворюють характерний візерунок) і пластинчастий графіт; x100

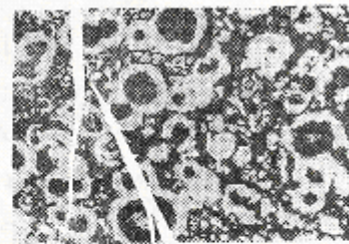


Рис.17. Мікроструктура типу "волове око" у стабільно-половинчастому високоцінному чавуні з глобулярним графітом (3,8% C; 3,4% Si; 0,4% Mn; 1,0% Cu; 0,04% Mg; і 0,005% Ce; 0,8% V); x400

#### Зварювання і зміцнююче наплавлення

Зварювати чавун з чавуном або із сталлю завжди було складною проблемою. Порівняно задовільні результати отримуються при використанні електродів з Ni або FeNi [18;19]. Але Ф.І.Кісс з Бразилії і його німецькі колеги виявили новий метод зварювання. Вони використовують залізні електроди леговані V, Nb і Ti [11].

Коли при зварюванні утворюється білий чавун на границі наплавленого металу і ЗТВ у вигляді проміжного шару, він збіднюється вуглецем, але збагачується легуючими елементами і

тоді, його структура перетворюється на "інвертовану" (низьковуглецевий пластичний білий чавун) - тріщини не виникають. Ця робота була продовжена у Вінниці, Ужгороді і Харагпурі (Індія) шляхом злиття двох напрямлень і використання нікелевих електродів з V, Nb і невеликою кількістю Ti (при цьому з'являється можливість не сплавити ці елементи з Ni, а вводити їх у обмазку електродів). На рис.18 видно компактні карбіди MeC утворені у такому звареному шві поблизу ЗТВ замість звичайного крихкого ледебуритного шару.

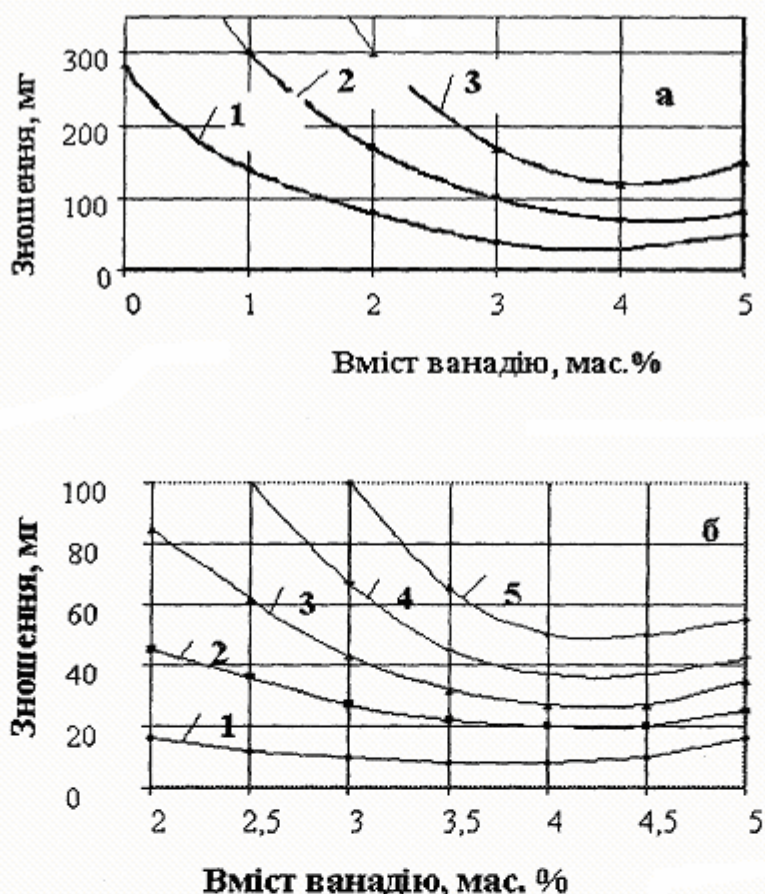


Рис. 18. Показник зношування чавуну з пластинчастим графітом: а - СЧ в табл.3 і б - чавуну з глобулярним графітом, як функція вмісту V при навантаженнях: 1) 1,5 МПа; 2) 3 МПа; 3) 5 МПа; 4) 7,5 МПа; 5) 10 МПа

Якщо покривати сталеву плиту шаром вуглецевих волокон і пропускати через них струм (волокон також електропровідні), то джоулеве тепло ініціює явище дуже швидкого контактного наплавлення (обернена евтектична реакція). Це обумовлено високою змочуваністю волокон рідкою сталлю і високими капілярними властивостями самих волокон, що "всмоктують" рідку фазу і тим самим відводять її з зони взаємодії двох твердих тіл.

Після закінчення дії електричного імпульсу шар рідкого чавуну перетворюється у доевтектичний або евтектичний рідкий чавун [20,21], який покриває сталь на глибину 0,5...2,0 мм (до 6 мм у роботі [20]).

Фактори, що ускладнюють цей процес такі: 1) рідкі евтектичні і навіть

доевтектичні сплави надзвичайно рідкотекучі і тому мають підвищену схильність сповзати із зміцнюваної поверхні; 2) обернена евтектична реакція поглинає тепло; 3) ледебуритна структура наплавленого металу не відповідає принципу Шарпі-Бочвара і тріщини можуть виникати поблизу ЗТВ.

Легування V дозволяє вирішити ці проблеми [22,23]. Повість виготовлений з вуглецевих волокон насичували шлікером із суміші дрібних частинок Fe+FeV і висувували перед накладанням на сталеву поверхню. Сила струму електричного імпульсу зменшувалась і служила тільки для підпалювання суміші. Замість ендотермічного процесу виникала сильно екзотермічна СВС-реакція (саморозповсюджувальний високотемпературний синтез). Карбіди VC, утворені у процесі цієї реакції не розчинялися повністю у

рідкій евтектиці, а додатково глобуляризувалися, утворюючи високов'язкий шлікер, якій не сповзав із зміцнених поверхонь, навіть якщо вони були нахилені. Частилки VC, були повністю ізольовані одна від одної і принцип Шарпі-Бочвара ідеально виконувався. У зв'язку із зниженням сили струму у імпульсі глибина ЗТВ була мінімальною, тріщини не утворювались, а механічні властивості наплавленого металу і його зносостійкість були значно вищі ніж у нелегованих білих чавунах. Ми, таким чином, присутні при народженні нових високоефективних технологій зміцнювального наплавлення при яких повністю виконується принцип Шарпі-Бочвара.

#### Термообробка

Існує якнайменше два основних механізми бейнітного перетворення - перший, супроводжується осадженням карбідної фази (евтектоїдний розпад переохолодженого аустеніту), а другий виключає таке осадження ("аусферит" Бели Ковача). Легування Fe-C сплавів V, Nb, Ti сприяє першому механізму, а легування Si, Cu, Ni сприяє дії другого механізму. У обох випадках всі ці елементи посилюють прогартуваність сплавів, тому всі раніше обговорені процеси можуть доповнюватися бейнітним гартуванням. У ливарній технології багатообіцяючий варіант термічної обробки полягає у бейнітному гартуванні виливків після гарячої вибивки з форм і очищувальних операцій. Одна з найбільш економічно доцільних технологій передбачає занурення на декілька секунд розпечених виливків (з температурою ще вище критичної  $A_{c1}$ ) у холодну воду або розчин NaCl, а після у киплячу воду на триваліший час (без перетину точки  $M_n$ ), із наступним переносом у звичайну термопіч для проведення ізотермічного розпаду аустеніту (наприклад, 0,8 години при  $370^\circ\text{C}$  або іншої необхідної температури у залежності від розміру і положення "аусферитного вікна", заданих механічних

властивостей і оброблюваності різанням матеріалу) [24,25].

#### Інші нові технології

Високолегований білий чавун може розглядатися як карбідний твердий сплав тому, що між цими двома сплавами нема принципової різниці. Дійсно, ванадієві білі чавуни і надвисоковуглецеві сталі ("ultra high carbon steel" UHCS проф. О.Д.Шербі), використовуються замість стандартних швидкорізальних сталей [1,4,5,14]. У останній час на основі цього розроблено нові технології.

Одна з них [26,27] заснована на СВС. Над керамічною формою встановлюється вогнетривка реакційна камера, а між ними прокладається тонкий титановий лист. У реакційній камері розміщується суміш порошків  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  і  $\text{WO}_3$ , Al і C, які підпалюються невеликою кількістю порошку Ti, запаленого у свою чергу звичайним сірником. Під час горіння проходять класичні термітні реакції оновлення Fe, Cr і W з їх окислів доповнені іншими екзотермічними реакціями карбідоутворення [28,29]. У зв'язку з додаванням теплових ефектів двох типів реакцій адіабатична температура горіння такого комплексного "гібридного" процесу дуже висока - вище  $3000^\circ\text{C}$ . Тому продукти реакції являють собою рідину (не дивлячись на тугоплавкість компонентів), яка після відокремлення від рідкого шлаку, пропалює титановий лист і заповнює керамічну форму.

Розроблено також варіант подібного процесу при якому високоперегрітий розплав заповнює простір над стержнем металорізального інструменту або бурильної коронки і металургічно приварюється до них у одній операції, тим самим, виключається операція пайки, склеювання та механічного кріплення.

На рис.21,а показано мікрофотографію одного з таких сплавів, що складається з крупних кристалів WC охоплених матрицею з сталі UHCS з дуже високим вмістом вуглецю (~2%) і вольфраму (~24%). Ця металічна зв'язка карбідів має

значно кращі властивості ніж кобальт у традиційних твердих сплавах тому, що вона не тільки цементує надлишкові карбіди, але і самостійно служить інструментальним матеріалом. На рис.21,б видно, що комплексні карбіди у цій матриці глобуляризовані за механізмом реолитва і таким чином принцип Шарпі-Бочвара повністю виконується.

У цьому процесі W неможливо замінити на менш дорогий Ti тому, що  $TiO_2$  дуже погано оновлюється алюмінієвим порошком, а виділення тепла у реакції термітного типу невелике. З метою отримання карбідосталі<sup>11</sup> з TiC була пізніше розроблена і інша технологія [30,31]. Згідно з вищевказаною технологією у електропечі сплавляються всі інгредієнти крім Ti, який неможливо вводити у великих кількостях у розплав тому, що рідкий метал повністю втратить рідкотекучість (при масивному формуванні TiC). Тоді порошок Ti або FeTi подається безперервно на струмінь розплаву під час заповнення розливного ковша в якому формується дуже високотемпературний шлікер (в результаті температура металу не знижується, а навпаки зростає більш ніж на 100°C у зв'язку з виділенням тепла при утворенні TiC).

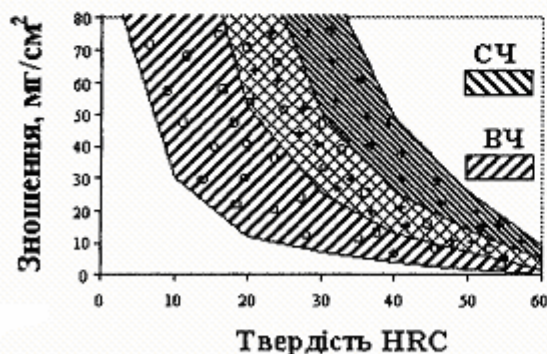


Рис.19. Показник зношування чавунів СЧ і ВЧ (див. табл.3) як функція твердості (в литому, відпаленому і гартованому станах) у незалежності від цих станів і вмісту V (при навантаженні 3 МПа)

Цей шлікер переливається з ковша у металічну форму-матрицю, в якій проводиться пресування або литво-видавлювання. Видалена з металічної форми заготовка (ще нагріта до білого жару) швидко піддається додатковій операції гарячого деформування поки цей карбідний сплав знаходиться у надпластичному стані.<sup>1</sup>

Такий процес може включати в себе реолиття, лиття в кокіль та видавлювання, рідку штамповку та лиття-кування (процес "autoforge") і може служити у якості прототипу майбутніх комплексних технологій, що поєднують декілька стадій гарячої обробки металу.

У обох прикладах фігурують сплави практично безпористі в той час як зараз аналогічні сплави отримуються тільки методами порошкової металургії, які у більшості випадків надають пористість отриманим продуктам.

Новітні технології розроблені О.Д.Шербі (народженого Олегом Дмитровичем Шербініним) [32] націлені на розвиток продукції UNCS отриманої або методами порошкової металургії, або гарячим деформуванням. Вказаний розвиток технологічних процесів тісно переплетений з проблемою застосування принципу Шарпі-Бочвара. Для більш детальної інформації читачі відсилаються до огляду [33].

Автори висловлюють подяку доктору С.К.Сенгубте з інституту індійських ливарників і проф. У.К.Чаттерджи - керівнику факультету металургійної і матеріалознавчої інженерії Індійського інституту технології (м. Харагпур) за надану можливість розвинути деякі аспекти даної роботи, а також проф. О.Д.Шербі з Станфордського університету (Каліфорнія) за плідне наукове листування.

<sup>1</sup> Термін "карбідосталь" (карбіди +сталева матриця) вже введений у англійську літературу. Потрібно відмітити, що у зв'язку з високим вмістом вуглецю в карбідах цей матеріал не є сталлю, а являє собою різновид білого чавуну.



1. Жуков А.А., Сильман Г.И., Фрольцов М.С. Износостойкие отливки из комплекснолегированных белых чугунов. М.:Машиностроение.1984.104с.
2. Chakrabarti A.K., Sarkhel S., Ghosh S. Transaction of Indian Institute of Metals.1980, vol. 33, №6, p.467-472.
3. Chakrabarti A.K., Mondal A., Mandrekar R. et. al. Indian Foundry Journal, 1981, vol.6, p.9-11.
4. Caligiuri R.D., Whalin R.I., Sherby O.D. Int. Journal of Powder Metallurgy and Powder Technology, 1976, vol.12, N.1, p.59-74.
5. Ruano O.A., Eiselstein L.F., Sherby O.D. Metallurgical Transactions, 1982, vol.13A, 1792. p.1785-1792.
6. Zhukov A.A., Mohanty O.N., Mukunda P.G., Pani B.B. Proc. of Natural Semiconductor on Composition Material Indira Gandhi Institute of Technology, Sarang, Orissa, India, TS, 1992, N2, p.1-6.
7. Taran Yu.N., Maiurnickov V., Goobenko S. Mottled iron as a promising material for the making of the equipment parts and deforming tools processing improved durability // Metal and Casting of Ukraine. 1994, N 7-10, p.21-26.
8. А.с. № 395483, Шалашов В.А., Сильман Г.И., Жуков А.А. и др. Белый чугун//Бюллетень изобретений, М., 1973, №17, с.91.
9. А.с. № 395784, Шалашов В.А., Сильман Г.И., Жуков А.А. и др. Белый чугун//Бюллетень изобретений, М., 1973, №35, с.88.
10. Агапова Л.И., Ветрова Т.С., Жуков А.А. и др. Особенности структуры и свойства белого чугуна, легированного ванадием, ниобием и титаном// Металловедение и термическая обработка металлов, 1982, №5, с.55-58.
11. Kiss F.Y., Berns H., Fisher A. Joint Sciences, 1993, vol.1., N4, p.182-187.
12. Жуков А.А., Сильман Г.И., Фрольцов М.С. Разработка и исследование износостойких комплекснолегированных белых чугунов / Металловедение и термическая обработка металлов, 1978, №3, с.70-74.
13. Жуков А.А., Сильман Г.И., Фрольцов М.С., Прудников А.Н. Особенности микроструктуры и распределение элементов в комплекснолегированных белых чугунах / Металловедение и термическая обработка металлов, 1981, №1, с. 52-55.
14. Справочник. Чугун/Под ред. А.Д.Шермана, А.А.Жукова. М. 1991, 576с.
15. Basak A., Penning I., Dilewinski Y. International Cast Metals Journal, vol.2, N1, p.20-22.
16. Жуков А.А., Сильман Г.И. Что такое стабильно-половинчатый чугун? / Литейное производство, 1993, № 2-3, с. 3-4.
17. А.с. №519489. Комплексная лигатура / А.А. Жуков, Г.И. Сильман, Перегудов Л.В. и др. // Бюллетень изобретений, М., 1976, №24, с.86.
18. De B.N., Chakrabarti A.K., Basak A. Industrial Products Finder, Bombay, India, Nov., 1992, p.699-702.
19. Brosale R., Chakrabarti A.K., Basak A. Cast Metals, 1991, vol.3, N4, p.209-213.
20. Сывынюк В.Г., Жуков А.А., Заречный А.М. Электроконтактное легирование поверхности стальных деталей волокнистым углеродным материалом / Сварочное производство, М., 1987, №2, с.10-11.
21. Жуков А.А., Бондаренко А.В., Семенов А.Н. Упрочнение стальных деталей с использованием углеродных волокнистых материалов, М., 1989, №4, с.25-27.
22. Zhukov A.A. Le diagramme de phases fer-carbone. Nouvelles donnees et technologies. Traitement Thermique. 1991. N248, p.27-33.
23. Zhukov A.A., Bondarenko A.V., Osadchuk A.Yu. New methods of joining carbonaceous materials to the surface of

- steel. *Joining Sciences*, 1993, vol.1, N4, p.188-193.
24. Жуков А.А., Янченко А.Б., Котляров П.М. Ступенчатые режимы закалки чугунов на бейнитную структуру / В кн. Международная н.-т. конф. // Антифрикционные и износостойкие чугуны. Изд. АЛУ Украины, Винница, 1992, с.3-4.
25. Жуков А.А. Некоторые вопросы теории и практики бейнитной закалки чугунов / *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1995, №12, с. 26-27.
26. Жуков А.А., Новохацкий В.А., Жигуц Ю.Ю. Получение литых инструментальных сталей в результате горения термитных смесей / *Литейное производство*, М., 1990, №7, с.6.
27. Жигуц Ю.Ю., Ррибак В.Я. Синтез швидкорізальних сталей "комбінованими" (СВС + металотермія) методами / В кн.: Ресурсо- и энергосберегающие технологии в машиностроении (тез. докл. конф. ), Киев, Знание Украины, 1994, с.133.
28. Zhiguts Yu.Yu. Thermit smelting of copper alloys. *Acta Metallurgica Slovaca. Special issue*, 1999, N2, p.418-421.
29. Жуков А.А., Мержанов А.Г., Боровинская И.П. и др. Применение самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в литейном производстве. М., 1984, №11, с.2-3.
30. А.С. №1647039. Карбидосталь и способ ее получения / Жуков А.А., Сильман Г.И., Фрольцов М.С. и др.// *Открытия и изобретения*. 1991, №17, с.36.
31. Zhukov A.A., Yanchenko A.A. East-west technology transfer / *Cast Metals*, 1992, vol.5, N1, p.57.
32. Sherby O.D. et. al. *Scripta Metallurgic.* 1975, N9, p.569-574.
33. Lesuer D.R., Syn C.K., Goldberg A., Wardsworth I., Sherby O.D. *Journal Minerals of Metals Materials Society (JOM)*, 1993, vol.45, N8, p.40-46.

## **PERSPECTIVE TECHNOLOGICAL MATERIALS (WHITE AND STABLE-PARTIAL CAST IRONS, MECHANICAL CHARACTERISTICS, MICROSTRUCTURE) AND PRINCIPLE OF SHARPI- BOTCVARE**

**A.A.Zhucov, Yu.Yu.Zhiguts, G.I.Silman, L.I.Agapova**

Non-alloyed white cast irons have large brittleness that is connected with their ledebourite structure in which the matrix is cementite. After carrying out of not plastic deformation the matrix is grinded and the structure begins to correspond to Sharpe-Bochwar principle. Another way of achieving the same result is by means of alloying of white cast iron V, Nb or Ti. The carbides formed after alloying grinds an integral brittle matrix. Thus we have a possibility to get white cast iron, which is used, not only for casting but for swaging, welding and surfacing as well. Besides alloyed stable-mottled cast irons and carbidosteels are investigated in the given paper from the range of vision of Sharpe-Bochwar principle.