



ТЕХНИЧЕСКИ УНИВЕРСИТЕТ – СОФИЯ

ФАКУЛТЕТ ПО ИНДУСТРИАЛНИ ТЕХНОЛОГИИ-СОФИЯ

Катедра „Материалознание и технология на материалите “

маг. инж. Красимир Атанасов Киров

“ Високохромови бели чугуни, легирани с бор“

А В Т О Р Е Ф Е Р А Т

на дисертация за придобиване на образователна и научна степен
"ДОКТОР"

Област: 5. Технически науки

Професионално направление: 5.1 Машинно инженерство

Научна специалност: Материалознание и технология на машиностроителните материали.

Научен ръководител: проф. д-р инж. Жулиета Калейчева

СОФИЯ, 2024 г.

Дисертационният труд е обсъден и насочен за защита от Катедрения съвет на катедра „Материалознание и технология на материалите“ при Факултета по индустриални технологии на ТУ-София на редовно заседание, проведено на 25.04.2024 г.

Публичната защита на дисертационния труд ще се състои на 23.07.2024г. от 15:00 часа в Конферентната зала на БИЦ на ТУ-София, бул. "Климент Охридски" №8 на открито заседание на Научното жури, определено със заповед № ОЖ-5.1-47/21.05.2024г. на Ректора на ТУ-София в състав:

1. Доц. д-р инж. Иван Тончев Панов - председател
2. Доц. д-р инж. Боян Ангелов Дочев - научен секретар
3. Чл.-кор. д-р инж. Венелин Стоянов Живков - член
4. Проф. д-р инж. Румяна Любенова Лазарова - член
5. Проф. д-р инж. Ангел Маринов Великов – член

Резервни членове:

1. Доц. д-р инж. Райна Боянова Димитрова
2. Проф. д-р инж. Николай Тончев Тончев

Рецензенти:

1. Проф. д-р инж. Румяна Любенова Лазарова
2. Доц. д-р инж. Иван Тончев Панов

Материалите по защитата са на разположение на интересуващите се в канцеларията на Факултета по индустриални технологии на ТУ-София, каб. № 3412.

Дисертантът е докторант на самостоятелна подготовка към катедра „Материалознание и технология на материалите“ при Факултета по индустриални технологии на ТУ-София. Изследванията по дисертационната разработка са направени от автора.

Автор: Красимир Атанасов Киров

Заглавие: “ВИСОКОХРОМОВИ БЕЛИ ЧУГУНИ, ЛЕГИРАНИ С БОР“.

Тираж: 30 броя

Отпечатано в ИПК на Технически университет – София.

БЛАГОДАРНОСТИ:

На научния ми ръководител проф. д-р инж. Жулиета Калейчева, за помощта, ценните съвети и увереността, относно актуалността на проблема. Не бих могъл да пропусна да отправя благодарности и към проф. д-р инж. Валентин Камбуров, проф. д-р инж. Милко Йорданов, доц. д-р инж. Рангел Рангелов, доц. д-р инж. Валентин Мишев при решаването на редица проблеми от организационен характер с цел окончателното оформяне на дисертационния материал.

На истинските ми приятели и колегите от „Арсенал“ АД – гр.Казанлък, които ме оказваха да доведе до успешен край научната разработка.

I. ОБЩА ХАРАКТЕРИСТИКА НА ДИСЕРТАЦИОННИЯ ТРУД

Актуалност на проблема

Белите чугуни все по-широко се използват като материал за детайли на машини и механизми, подложени на интензивно износване.

Достигнатите в последните години успехи в областта на легирането и термичната обработка значително променят нашите представи за свойствата и възможните области за приложимост на тази група материали. Структурата на чугуните с евтектичен състав на база специални карбиди гарантират съчетание на необикновено високи механични свойства. Такива бели чугуни могат да притежават повишена пластичност и ударна жилавост като в същото време запазват основните преимущества на белите чугуни - висока твърдост и износоустойчивост.

Особено ефективно е комплексното легиране, което влияе както върху характера на евтектичната композиция, така и на микроструктурата на металната основа на чугуна. Всичко това, съчетано с термичната обработка дава възможност да бъдат получени бели чугуни с предварително зададени свойства.

Износоустойчивите комплекснолегиранни бели чугуни са перспективен конструкционен материал. От тях се изработват детайли за пътностроителни, селскостопански машини, детайли и оборудване за машини в минната промишленост, автомобилната промишленост, смесоподготвителните установки за леярски цехове, дробометни апарати и т.н.

Цел и задачи на дисертационния труд

ЦЕЛТА на дисертационния труд е получаване и изследване на структурата и свойствата на състави от високохромов бял чугун, допълнително легиран с различно количество бор. От лято и термообработено състояние да се избере високохромов, допълнително легиран с бор бял чугун със значително по-висока износоустойчивост в сравнение с традиционно използваните сплави, работещи в условия на ударно и ударно-абразивно износване.

За постигане на тази цел следва да бъдат изпълнени следните

ОСНОВНИ ЗАДАЧИ:

А. Получаване и изследване на високохромов бял чугун с различно съдържание на бор в лято състояние, което включва:

1. Съставяне на шихта и отливане на пробни тела от 6 (шест) различни химични състава на бял чугун със съответно съдържание на бор и изследване на леярски свойства (тънколивкост и линейно свиване).

2. Извършване на металографски анализ за определяне на микроструктурата на получените плавки от високохромов бял чугун, легиран с бор в лято състояние.

3. Измерване на твърдостта, микротвърдостта, ударната жилавост и якостта на огъване в зависимост от съдържанието на бора в лято състояние на чугуна.

4. Извършване на качествен фазов и на количествен рентгеноструктурен анализ за определяне на количеството карбидни и боридни фази след леене.

Б. Изследване на високохромовия бял чугун с различно съдържание на бор в термообработено състояние, което включва:

1. Термично обработване на получените плавки от високохромов бял чугун, легиран с бор и изследване на микроструктурата; измерване на твърдостта и микротвърдостта и сравняване на резултатите в лято и термообработено състояние.

2. Изследване влиянието на температурата на аустенитизация и времето на задържане при термообработка върху структурата и свойствата на чугуна.

В. Изследване на износоустойчивостта при различните състави в зависимост от съдържанието на бора в лято и термообработено състояние.

Г. Изработване на детайли с подходящ химичен състав от изследваните плавки. Изпитване на детайлите в реални работни условия на ударно-абразивно износване и оценка на износоустойчивостта спрямо материали, наложени с времето в практиката.

Д. Обобщаване на резултатите и определяне на най-подходящия състав от изследваните, легирани с бор състави, за конкретни приложения в практиката.

Методи на изследване

За реализиране целта на докторската дисертация са използвани различни методи за изследване на структурата и свойствата на получените състави в лято и термообработено състояние. По стандартни методики са изследвани микроструктурата, якостта на огъване, ударната жилавост, твърдостта и микротвърдостта. Извършен е качествен и количествен рентгенов анализ в зависимост от нарастване съдържанието на бор. Изследвано е изменението на износоустойчивостта.

Структура и обем на дисертационния труд

Дисертационният труд е в обем от **129** страници, като включва увод, **6** глави за решаване на формулираните основни задачи, списък на основните приноси, списък на публикациите по дисертацията и на използваната литература. Цитирани са общо **153** литературни източници, като **84** са на латиница и **69** на кирилица. Дисертацията включва общо **66** фигури и **23** таблици. Номерата на фигурите и таблиците в автореферата, съответстват на тези в дисертационния труд.

Научна новост

Изследвани са шест различни състава от бял хромов чугун. Допълнителното легиране с бор променя микроструктурата на чугуна в лято състояние по следният начин: в чугуните без бор, с 0,18%, 0,23% и 0,59% В, микроструктурата е подевтектична; при увеличаване съдържанието на бор до 0,96 % и 1,25% се наблюдава микроструктура близка до евтектичната. Легирането с бор намалява размера на зърната на първичния аустенит в подевтектичната структура на чугуните и повишава дисперсността на карбидната евтектика. При увеличаване съдържанието на бора се формират два вида карбиди Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$, които са с различна микротвърдост, като освен тях в структурата на получения чугун са налични следните съединения на бора: Fe_2B , Cr_5B_3 , CrB , FeB и $Fe_{23}B_6$.

Приложни аспекти:

Изследваните пет нови състава високохромов бял чугун, допълнително легиран с бор в количества 0,18%, 0,23%, 0,59%, 0,96% и 1,25% са с високи механични и експлоатационни

свойства. Наличните в структурата на изследваните чугуни два вида карбиди на хрома (Cr_7C_3 и Cr_{23}C_6) и съединения на бора Fe_2B , Cr_5B_3 , CrB , FeB , Fe_{23}B , съществено влияят върху износоустойчивостта на тези чугуни. Получени са експериментални зависимости за влиянието на бора върху якостта на огъване R_{mi} , ударната жилавост KC , твърдостта HRC и микротвърдостта $\mu\text{HV}_{0,1/30}$ на металната основа и карбидната фаза. Установена е най-висока ударната жилавост KC в чугун с 0,18 % В ($KC = 1,88 \text{ J/cm}^2$) и най-висока якост на огъване R_{mi} в чугун с 0,23 % В ($R_{mi} = 660,85 \text{ MPa}$). Изследвана е промяната на режима на термичната обработка (закаляване от 850 - 1100°C) върху твърдостта HRC на чугуните с различно съдържание на бор. Установено е, че чугунът, легиран с 0,18 %В след леене и последваща термична обработка, състояща се в закаляване от 950°C и следващо отвърщане при 200°C има най-висока абразивна износоустойчивост.

Изпитаните в реални работни условия отлети лопатки за дробометни машини от високохромов бял чугун с 0,18% В притежават по-висока износоустойчивост при ударно-абразивно износване от традиционно използваната марка чугун ИЧХ28Н2. При абразивно износване на отлети детайли за шламови помпи, износоустойчивостта на високохромовия бял чугун с 0,18% В превъзхожда 1,7 пъти тази на традиционно използваната марка чугун ИЧХ28Н2. При експлоатация в реални работни условия на изработени от изследвания чугун (Състав II) зъби на работното колело при роторни багери за добив на въглища е установена 51% по-висока износоустойчивост на съставните зъби, състоящи се от „коронка” от легиран с бор високохромов бял чугун и стоманена сърцевина.

Апробация

Дисертационният труд е представен изцяло пред катедра „МТМ“ на Факултета по индустриални технологии при ТУ-София. Съществени части от него са апробирани и на:

- Международна научна конференция „УНИТЕХ 05“, Габрово, 2005
- Международна научна конференция „УНИТЕХ 06“, Габрово, 2006
- Международна научна конференция „АМТЕСН 07“, Габрово, 2007
- Proceedings of the 13-th International Scientific and Practical Conference: Environment, Technology, Resources, Rezekne, Latvia, 2021
- Proceedings of the 14-th International Scientific and Practical Conference: Environment, Technology, Resources, Rezekne, Latvia, 2023
- Дни на механиката, Варна, 8-10.09.2023

II. СЪДЪРЖАНИЕ НА ДИСЕРТАЦИОННИЯ ТРУД

ГЛАВА I. ЛИТЕРАТУРЕН ОБЗОР

В литературния обзор е направена подробна класификация на белите чугуни, разгледано е влиянието на легиращите елементи и условията на кристализация върху структурообразуването. Анализирани са двете основни съставляващи в структурата на този вид сплави – карбидна фаза и метална основа. Поместени са данни за

изследваните механични характеристики в лято и термообработено състояние. Тъй като тези материали са предназначени за получаване на отливки не е пропуснато отчитането на важността на леярските им свойства. Накратко е разгледана технологията на топене на чугуна, особеностите при получаването на отливките, посочени са препоръки при изработването на детайлите.

Изводи от литературния обзор

От извършеният литературен обзор по темата, могат да бъдат направени следните основни изводи:

1. Извършената подробна литературна справка свидетелства за изключителното разнообразие на белите износоустойчиви чугуни, оформящи се в следните класове: ледебуритни, с една или няколко евтектики в структурата, термически обработени в съответствие на структурата с правилото на Шарпи, ниско, средно- и високолегирани.

2. Карбидите и металната основа са двете главни съставки в структурата на белите износоустойчиви чугуни, като строежа на карбидната фаза в отливките се определя главно от процеса на кристализация.

3. Съвременните бели високохромови чугуни представляват високолегирани сплави с ясно изразена анизотропия, при които количеството на карбидната фаза е един от главните фактори, определящи износоустойчивостта и якостта им. Регулатор на количеството карбиди е въглеродът. Количеството на карбидната фаза в утвърдените марки бели износоустойчиви чугуни е от порядъка на 20 - 30%.

4. Скоростта на охлаждане е най-важният фактор, оказващ максимално влияние на първичната структура на износоустойчивите чугуни, като тя зависи от дебелината на стените на отливката и материала на леярската форма.

5. Установено е, че борът се разтваря в карбидната фаза и увеличава нейното количество. Легирането с бор след термичната обработка не само увеличава количеството на карбидната фаза, но изменя и нейния химичен състав – борът обогатява твърдия разтвор на хрома и в структурата се формират два типа карбиди: $(Cr,Fe)_7C_3$ и $(Cr,Fe)_{23}C_6$.

6. При нагряване за закаляване в износоустойчивите хромови чугуни едновременно протичат два процеса – отделяне на вторични карбиди от първичния аустенит и α - γ превръщане на участъците, които след кристализацията са били перлитни. Вторичните карбиди се явяват като допълнителни центрове на кристализация.

7. Аустенитът в износоустойчивите чугуни е винаги пределно наситен с въглерод. Пълнотата на мартензитното превръщане и стабилността на остатъчния аустенит са най-важните фактори, които впоследствие определят износоустойчивостта на чугуна.

8. За оценяване пригодността при изработването на висококачествени отливки е необходимо да бъдат изследвани най-важните леярски свойства – тънколивкост, склонност към поглъщане и отделяне на газове, склонност към ликвация и свиване.

9. Температурата на чугуна преди разливане се препоръчва да бъде 1480°C. Леярските кофи е необходимо да бъдат старателно подсушени, а след това подгрети до 600 - 700°C.

10. Високите стойности за линейно свиване, лошата топлопроводимост, правят белите чугуни склонни към образуване на горещи пукнатини. Често причина за пукнатинообразуването в отливките от бял хромов чугун се явява ранното избиване на отливките от формата.

На настоящия етап в България и чужбина са проучвани и изследвани:

А. В България е усвоено получаването и производството на отливки от ИЧХ28Н2-хромникелов износоустойчив чугун, използван основно за нуждите на енергетиката. Трудностите са свързани основно с лошата обработваемост, проблеми с термообработката, нехомогенност на структурата в периферните слоеве и сърцевината на отливките.

Б. Не са достатъчно проучени и изследвани: 1) Ролята на типа (вида) на карбидната фаза върху износоустойчивостта. 2) Влиянието на металната основа за постигане на максимална износоустойчивост. 3) Влиянието на термичната обработка: след избиването на отливките, термичната обработка за облекчаване на обработваемостта и окончателната термична обработка, гарантираща максимална износоустойчивост на детайла. 4) Възможностите за получаване на комбинирани отливки с достатъчна износоустойчивост и ниска цена.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛИ И МЕТОДИКИ ЗА ИЗСЛЕДВАНЕ

2.1 Материали за изследване

А. Отливане на пробни тела

В „МЕТАЛИК-БСП“ ООД са отлети пробни тела с размери $\Phi 30 \times 340$ mm в пясъчни форми. Металът е стопен във високочестотни индукционни пещи ПИ2-250 с кисела набивка.

Б. Подготовка и контрол на формовъчната смес за влажни форми

➤ Необходими материали:

- пясъци - формовъчни 01ПК016, съгласно БДС EN 12620:2008;
- бентонит за металолеенето (активиран) първо качество, съгласно БДС 5669-78;
- отработена формовъчна смес;
- противопопригарна прибавка Екосил 10;

➤ Метод за приготвяне на формовъчната смес:

Приготвянето на формовъчната смес се свежда до зареждането на колерганг тип 145 М със сухи материали – отработена формовъчна смес, кварцов пясък, бентонит и противопопригарна добавка „Екосил 10“. Материалите се смесват на сухо в продължение на една минута. След това се подава вода в колерганга и умесването на сместа продължава до постигане на необходимата влажност и хомогенизиране.

След стопяването на шихтата и феросплавите в 250-килограмова индукционна пещ ПИ 250 течният метал бе разливан с помощта на 30-килограмови леярски поти при температура 1450°C.

В резултат на това бяха получени пробни тела от 6 (шест) различни химически състава бял износоустойчив чугун, допълнително легиран с бор със съдържание на легиращите елементи, посочени в таблица 2.1.

Таблица 2.1

№ на състава	C, %	Si, %	Mn, %	Mo, %	Cr, %	B, %
Състав I	3,23	0,88	1,07	1,08	13,406	-
Състав II	2,58	1,01	1,06	1,28	13,501	0,18
Състав III	3,22	1,11	1,06	1,27	13,351	0,23
Състав IV	2,77	1,00	0,93	1,05	13,175	0,59
Състав V	3,35	0,91	0,85	1,01	12,698	0,96
Състав VI	3,23	1,08	0,89	0,98	12,316	1,25

Химичен състав на получените плавки от високохромов бял чугун, легиран с бор

При изпълнение на задачите в дисертационния труд са използвани следните методики:

- методика за определяне якостта на огъване (R_{mi})
- методика за определяне на ударната жилавост (КС)
- методика за микроструктурен анализ
- методика за определяне на микротвърдост
- методика за определяне на износоустойчивост
- методика за качествен и количествен рентгеноструктурен анализ

ГЛАВА 3. ИЗСЛЕДВАНЕ НА ВИСОКОХРОМОВ БЯЛ ЧУГУН, ДОПЪЛНИТЕЛНО ЛЕГИРАН С БОР В ЛЯТО СЪСТОЯНИЕ

3.1 Леярски свойства на изследваните плавки от високохромов бял чугун, допълнително легиран с бор

3.1.1 Изследване изменението на тънколивкостта λ_t в зависимост от съдържанието на бор

Изменението на тънколивкостта λ_t в зависимост от процентното съдържание на бора в чугуна е определяна по **спиралната проба на Кери** при температура на заливане 1450°C. Получените резултати са показани в таблица 3.1.

Таблица 3.1

Състав №	C, %	Si, %	Mn, %	Mo, %	Cr, %	B, %	λ_T , mm
I	3,23	0,88	1,07	1,08	13,406	-	580
II	2,58	1,01	1,06	1,28	13,501	0,18	650
III	3,22	1,11	1,06	1,27	13,351	0,23	790
IV	2,77	1,00	0,93	1,05	13,175	0,59	800
V	3,35	0,91	0,85	1,01	12,698	0,96	510
VI	3,23	1,08	0,89	0,98	12,316	1,25	450

Експериментални резултати за промяната на тънколивкостта λ_T в зависимост от промяна съдържанието на бора

3.1.2 Изследване промяната на тънколивкостта λ_T в зависимост от температурата на заливане на леярската форма.

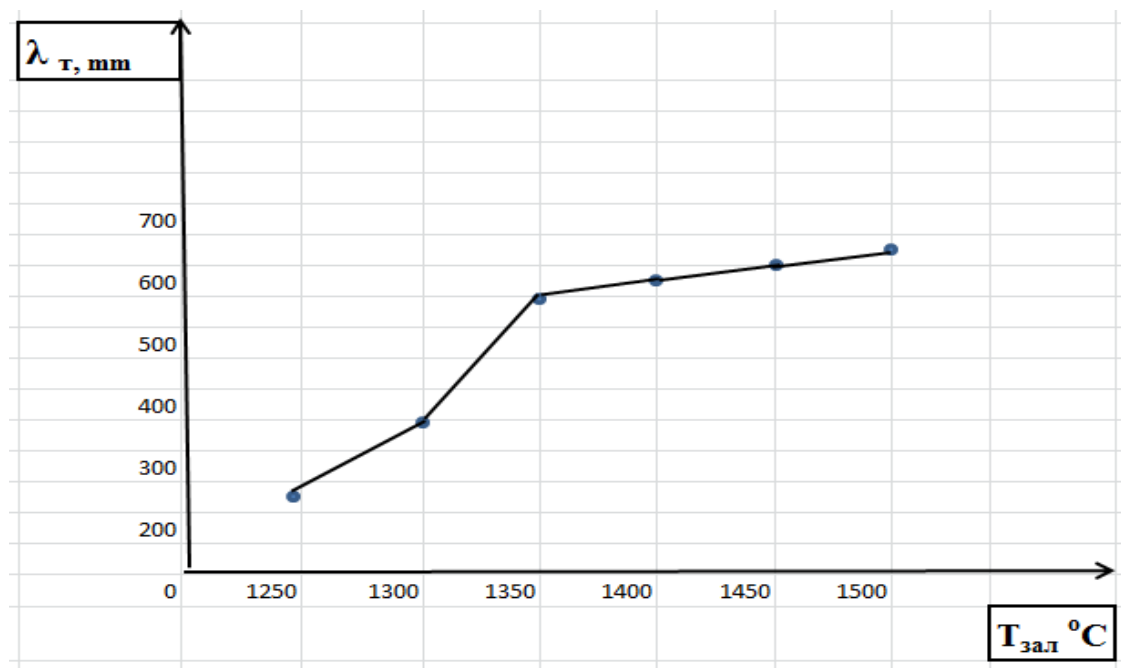
Изследвана е промяната на тънколивкостта λ_T при Състав II, съдържащ 0,18% бор. Експерименталните резултати от изследването са показани в таблица 3.2.

Таблица 3.2

$T_{\text{зал}}, ^\circ\text{C}$	1300	1350	1400	1450	1500
λ_T , mm	400	600	630	650	680

Изменение на тънколивкостта λ_T при повишаване на температурата на заливане на леярската форма $T_{\text{зал}}$ за състав II с 0,18%B

Графически изменението на тънколивкостта λ_T е онагледено на фиг.3.2. Прави впечатление, че в температурния интервал 1250÷1400°C скоростта на изменение на тънколивкостта е най- висока. Това помага на леярите да се ръководят от този факт, т. е. да ползват възможно най-високата температура без това да навреди на механичните показатели и износоустойчивостта.



Фиг. 3.2 Изменение на тънколивкостта λ_T в зависимост от температурата на заливане на леярската форма $T_{зал}$ за високохромов бял чугун, допълнително легиран с **0,18 % В**

3.1.3 Изследване на линейното свиване в зависимост от съдържанието на бор

В дадения случай линейното свиване е изчислявано по (1.1) като началната дължина $l_1 = 200 \text{ mm}$. От получените резултати (виж табл. 3.3) се вижда, че с увеличаване съдържанието на бора, линейното свиване намалява. Това би могло да се обясни с изменението на количеството и структурата както на металната основа, така и на карбидната, карбоборидната и боридната фази.

Таблица 3.3

Състав №	C, %	Si, %	Mn, %	Mo, %	Cr, %	B, %	$l_2, \text{ mm}$	$\epsilon, \%$
I	3,23	0,88	1,07	1,08	13,406	-	197,3	1,36
II	2,58	1,01	1,06	1,28	13,501	0,18	197,6	1,21
III	3,22	1,11	1,06	1,27	13,351	0,23	197,8	1,11
IV	2,77	1,00	0,93	1,05	13,175	0,59	198	1,01
V	3,35	0,91	0,85	1,01	12,698	0,96	198,3	0,85
VI	3,23	1,08	0,89	0,98	12,316	1,25	198,4	0,80

Изменение на линейното свиване ϵ в зависимост от съдържанието на бор

3.2 Структура и механични свойства на високохромови бели чугуни, допълнително легирани с бор в лято състояние

3.2.1 Изпитване на огъване

Почистените пробни тела бяха поставени върху гредата за изпитване якост на огъване на универсална изпитвателна машина ZD 20. Опитните данни за различните плавки от бял чугун са показани в таблица 3.4.

Таблица 3.4

Състав №	В, %	D ₁ , mm	D ₂ , mm	D ₃ , mm	D _{ср} , mm	Натоварване [kgf]	Якост на огъване R _{mi} , МПа	
							R _{mi} , МПа	R _{mi ср} , МПа
I (базов)	-	30,1 30,1 30,1	29,5 29,5 29,5	29,3 29,1 29,1	29,63 29,63 29,63	P=1870 P=1860 P=1860	538,72 535,84 535,84	536,80
II (Лопатки)	0,18	29,5 29,5 30,2	29,6 29,6 30,6	29,4 29,4 30,1	29,53 29,53 30,53	P=1850 P=1900 P=1950	513,49 538,86 541,25	531,20
III	0,23	30,1 30,1 29,4	29,5 29,5 30,0	29,1 29,1 30,1	29,73 29,73 29,96	P=2300 P=2400 P=2430	638,40 669,68 674,48	570,85
IV	0,59	29,9 29,9 29,6	30,5 30,5 29,4	30,5 30,5 29,5	30,33 30,33 29,53	P=1420 P=1415 P=1400	394,14 391,56 388,59	391,43
V	0,96	30,3 29,4 29,8	29,4 29,8 29,7	30,0 29,0 28,9	29,90 29,77 29,46	P=1300 P=1310 P=1320	364,46 372,86 386,90	374,74
VI	1,25	29,9 29,9 32,4	29,8 29,8 30,0	29,9 29,9 29,8	29,86 29,86 30,73	P=1200 P=1100 P=900	337,78 309,62 232,42	293,27

Якост на огъване R_{mi} в лято състояние на плавки от високохромов бял чугун, легиран с бор

3.2.2 Изследване на ударната жилавост КС

Получените експериментални резултати за ударната жилавост КС, представени в таблица 3.5, могат да бъдат обобщени в следното:

1. Установено е, че в изследваните плавки бял чугун при повишаване съдържанието на бора до 0,59%, ударната жилавост КС остава практически непроменена 1,9 – 1,6 J/cm². Запазването на ударната жилавост е свързано с получаване на по-дисперсна структура на продуктите от аустенитното разпадане.

2. Промяната на едрината на карбидите (карбоборидите) при съдържание на бор 0,96% и 1,25%, променя съотношението между карбидната фаза и металната основа в структурата на чугуна и става причина за рязко понижаване на ударната жилавост до 0,7 J/cm².

Таблица 3.5

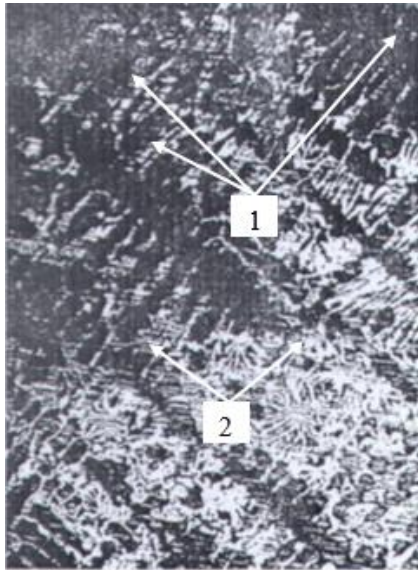
Състав №	В, %	Сечение на образеца, mm	Ан, J	КС, J/cm ²
I	–	10,01x10,02	0,02	2,0
		10,00x10,02	0,018	1,8
		10,00x10,01	0,018	1,8
		10,01x10,02	0,019	1,9
		10,02x10,00	0,019	1,9
II	0,18	10,03x10,00	0,018	1,8
		10,02x10,01	0,019	1,9
		10,01x10,02	0,018	1,8
		10,01x9,99	0,016	1,7
		10,02x10,00	0,018	1,8
III	0,23	10,04x10,03	0,019	1,9
		10,02x10,00	0,016	1,6
		10,03x9,99	0,018	1,8
		10,02x10,03	0,016	1,6
		10,01x10,02	0,017	1,7
IV	0,59	10,01x10,01	0,016	1,6
		10,01x10,01	0,016	1,6
		10,01x10,01	0,015	1,5
		10,00x10,01	0,014	1,4
		10,01x10,01	0,015	1,5
V	0,96	10,00x10,01	0,010	1,0
		10,00x10,01	0,009	0,9
		10,00x10,01	0,009	0,9
		10,02x10,0	0,011	1,1
		10,00x10,0	0,010	1,0
VI	1,25	10,02x10,01	0,006	0,6
		10,02x10,02	0,007	0,7
		10,03x10,01	0,007	0,7
		10,03x10,00	0,008	0,8
		10,02x10,01	0,006	0,6

Определяне на ударната жилавост КС за плавки от високохромов бял чугун с различно съдържание с бор

3.2.3 Металографски анализ в лято състояние

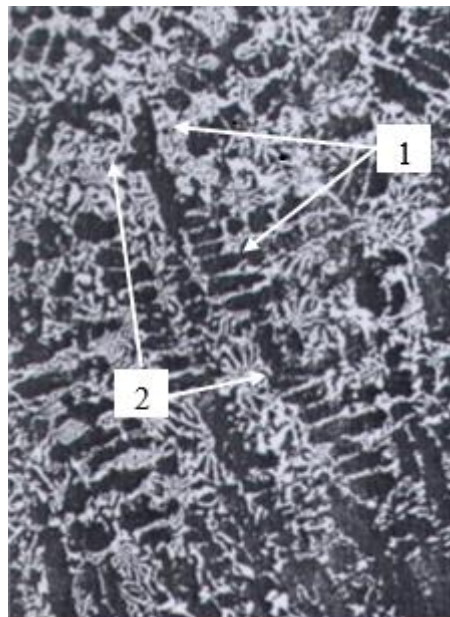
В основния състав структурата е на подевтектичен бял чугун (фиг.3.5, състав № I), при което ясно се открояват дендрити от първичен аустенит и последващо кристализирала разклонена евтектика.

На микроструктурата, показана на фиг. 3.6, съдържаща 0,18% В, се наблюдава издребняване на първично образуваните аустенитни зърна.



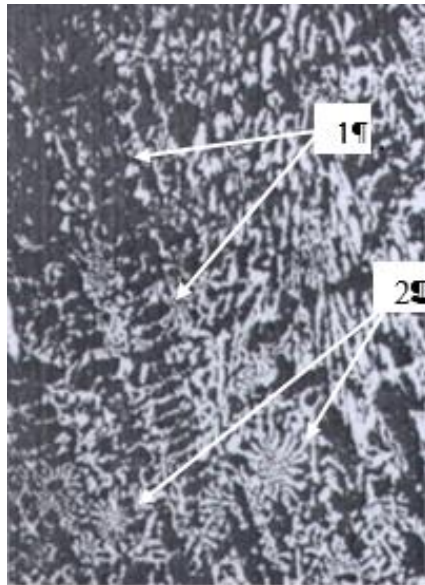
Фиг. 3.5 Микроструктура на подевтктичен бял чугун, лято състояние
Състав № I, x 100: 1-Едри дендрити от легиран с Сг и В перлит;
 2- Разклонена хром-карбидна евтектика (легиран ледебурит)

При по-нататъшно увеличаване съдържанието на бор (фиг. 3.7) продължава издребняването както на първично образувания аустенит, така и на карбидните включения в аустенитно – карбидната евтектика.



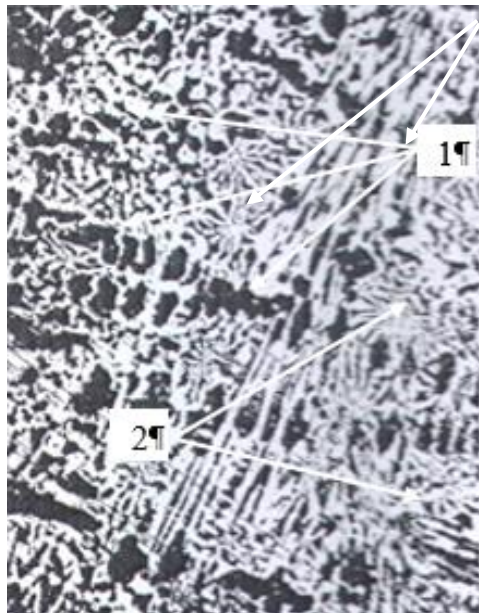
Фиг. 3.6 Микроструктура на подевтктичен бял чугун, лято състояние –
Състав № II, x 100: 1- Средноголеми дендрити от легиран с Сг и В перлит;
 2- Разклонена хром-карбидна евтектика (легиран ледебурит)

Водещата в случая при кристализацията е карбидната фаза с ярко изразен разклонен вид, между която се отделя аустенитна фаза.



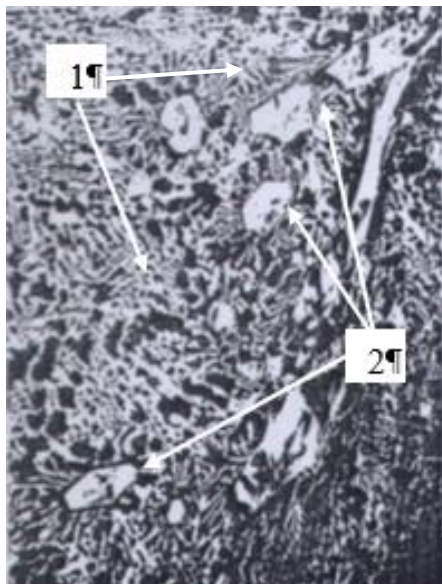
Фиг. 3.7 Микроструктура на подевтктичен бял чугун, лято състояние
Състав № III, x 100: 1- Дендрити от легиран с Cr и В перлит;
 2- Разклонена хром-карбидна евтектика (легиран ледебурит)

При повишаване съдържанието на бор явно се измества евтектичната точка, защото количеството на първоначално образуваия аустенит е незначително т. е. съставът на легирания чугун се приближава до евтектичния (фиг.3.8).



Фиг. 3.8 Микроструктура на бял чугун със състав, близък до евтектичния, лято състояние
Състав № IV, x 100: 1- Легирани с Cr и В перлитни зърна;
 2- Разклонена хром-карбидна евтектика (легиран ледебурит)

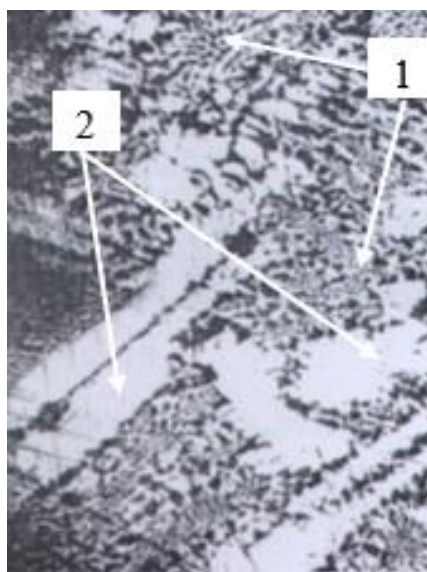
Още по-високото съдържание на бор (фиг. 3.9) способства за груба аустенитно – карбидна евтектика, в която количеството на карбидната фаза нараства. От друга страна количеството на металната основа намалява, което предизвиква понижаване на якостта на огъване и ударната жилавост.



Фиг. 3.9 Микроструктура на надевтектичен бял чугун (близък до евтектичния) ,
лято състояние

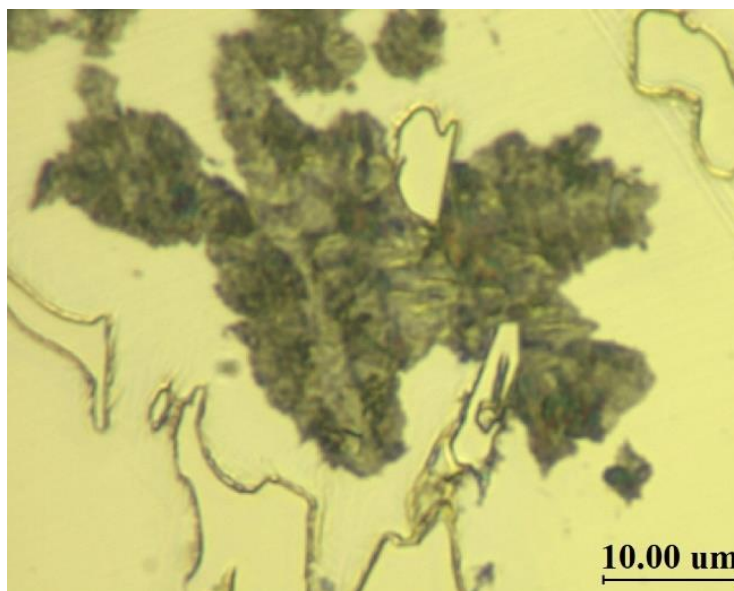
Състав № V, x100: 1- Легирана с Cr и В евтектика (легиран ледебурит);
2- Шестостенни игли от хромов карбид Cr_7C_3

Тенденцията за нарастване на карбидите се потвърждава при последващото повишаване съдържанието на бор (фиг. 3.10) Размерът им достига до 70μm. Значително по-груба е и образуваната карбидна евтектика, което предизвиква от своя страна по-нататъшно понижаване на якостта на огъване (виж стойностите от таблица 3.4).



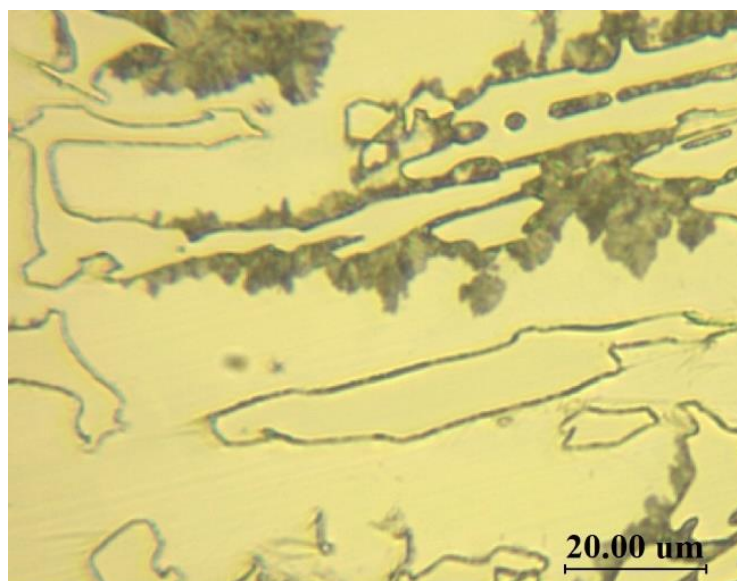
Фиг. 3.10 Микроструктура на бял чугун, лято състояние – **Състав № VI**, x100: 1-
Легирана с Cr и В евтектика (легиран ледебурит); 2- Карбиди от типа Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$

При наблюдаване и анализиране на микроструктурата при по-големи увеличения лесно се констатира спецификата в морфологията на изследваните чугуни. С увеличаване съдържанието на бор се нарушава целостта на дендритните кристали от първичен аустенит. В структурата се наблюдават и изолирани включвания от хромови карбиди Cr_7C_3 (фиг. 3.11)



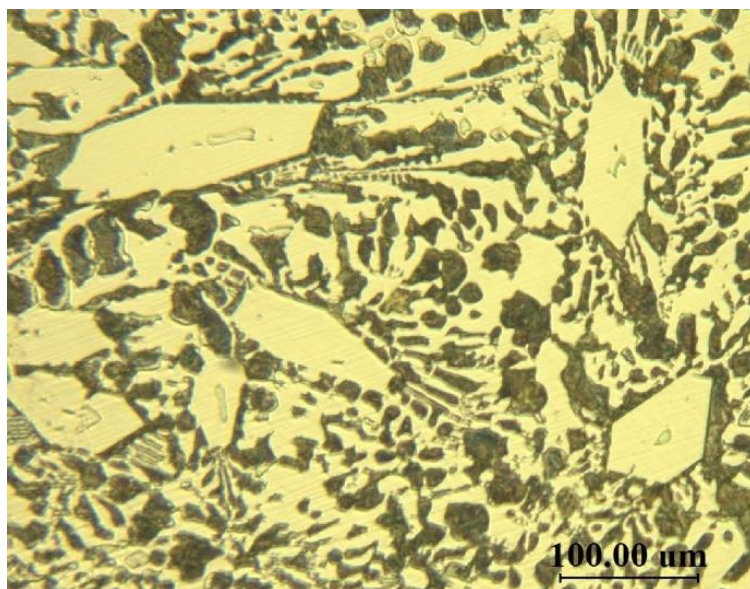
Фиг. 3.11 Аустенитен дендрит и хромови карбиди Cr_7C_3 , Състав II, x 1000

От друга страна повишената концентрация на бор в чугуна значително увеличава карбидната фаза, която кристализира в междудендритните пространства на първичния аустенит (фиг. 3.12).



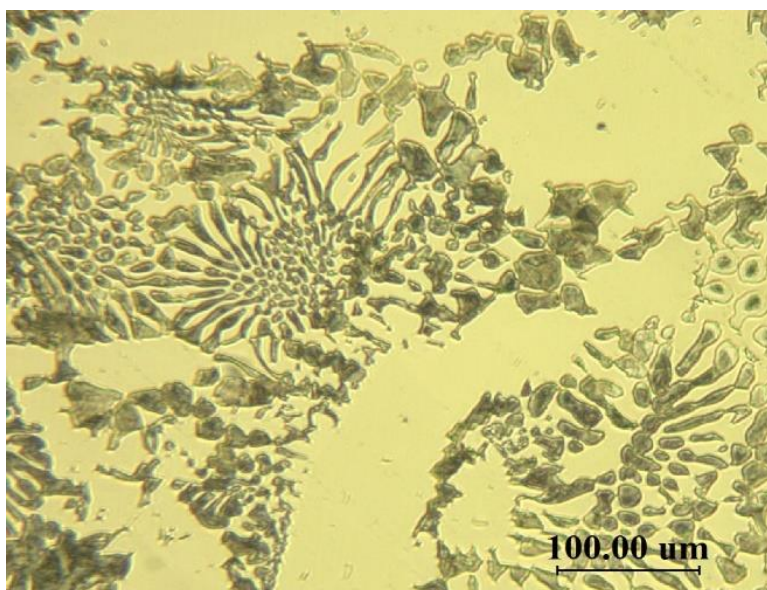
Фиг.3.12 Кристализация на хромовия карбид Cr_7C_3 в междудендритните празноти на аустенита в състав II, x 500

Освен нарастване на количеството на карбидната фаза, частичното заместване на въглеродните атоми и формиране на карбоборидна фаза, борът стимулира и появата на карбида Cr_{23}C_6 (фиг. 3.21÷3.23). Различното съдържание на бор в чугуна променя и морфологията на самата евтектика. При съдържание на 0,96% В в чугуна ясно се открояват призматичните образувания от хексагоналния хромов карбид Cr_7C_3 (фиг. 3.16).



Фиг. 3.16 Строеж на евтектиката при Състав V, x100

Съществена разлика, която не бива да бъде пропусната е, че когато борът е 1,25% евтектиката придобива розетъчен вид, при което почти отсъстват призматичните образувания от Cr_7C_3 (фиг. 3.17). Освен това се наблюдава подчертана дисперсност на продуктите от разпада на аустенита.



Фиг. 3.17 Строеж на евтектиката при Състав VI, x100

3.2.4 Изпитване на твърдост

3.2.4.1 Определяне на микротвърдостта в лято състояние

Изследването има за цел да проследи какво е изменението на микротвърдостта на карбидната (карбоборидната) фаза и сравнително по-меката метална основа в зависимост от съдържанието на бора. Резултатите от проведените експерименти са показани в таблици 3.6, 3.7, 3.8, 3.9, 3.10 и 3.11.

Таблица 3.6

Състав I, 0 % В, Образец №1			
Микротвърдост	$\mu\text{HV}_{0,1/30}$, kgf/mm^2	Участва в структурата като:	Количество
Метална основа	365 ÷ 375	легиран перлит	Ферит – 67%
Карбидна, боридна и карбоборидна фази	1402 ÷ 1427	Cr_7C_3 , Mo_2C ;	Карбидна фаза – 33%

От получените таблични стойности прави впечатление, че микротвърдостта на металната основа не търпи съществени промени въпреки, че се наблюдава незначителен ръст с увеличаване съдържанието на бор. От друга страна страна се вижда, че количеството на ферита намалява от 67% за Състав I до 48% при Състав VI. По друг начин протичат измененията с твърдите съставляващи от структурата на изследваните чугуни. Тълкуването се облекчава изключително с използването на резултатите от качествения и количествения рентгенови анализи. Най- ниски са стойностите за микротвърдостта на орторомбичния хромов карбид Cr_7C_3 – около 1100 kgf/mm^2 . Карбоборидната фаза $\text{Mn}_5\text{Fe}_2\text{BC}_2$ повишава микротвърдостта до 1290 kgf/mm^2 . С последващото увеличение на съдържанието на бора хромовия карбид преминава в хексагонален и микротвърдостта достига $1500 \div 1600 \text{ kgf/mm}^2$.

Таблица 3.7

Състав II, 0,18 % В, Образец №6			
Микротвърдост	$\mu\text{HV}_{0,1/30}$, kgf/mm^2	Участва в структурата като:	Количество
Метална основа	386 ÷ 397	легиран перлит	Ферит – 63%
Карбидна, боридна и карбоборидна фази	1097 ÷ 1288	Cr_7C_3 , Mo_2C ; Fe_2B $\text{Mn}_5\text{Fe}_2\text{BC}_2$	Карбидна фаза – 34% Боридна- 3% Карбоборидна фаза – 0%

Таблица 3.8

Състав III, 0,23 % В, Образец №9			
Микротвърдост	$\mu\text{HV}_{0,1/30}$, kgf/mm^2	Участва в структурата като:	Количество
Метална основа	397 ÷ 414	легиран перлит	Ферит – 60%
Карбидна, боридна и карбоборидна фази	1226 ÷ 1354	Cr_7C_3 , Mo_2C ; CrB $\text{Mn}_5\text{Fe}_2\text{BC}_2$	Карбидна фаза – 27% Боридна- 3% Карбоборидна фаза – 5%

Таблица 3.9

Състав IV, 0,59 % В, Образец №11			
Микротвърдост	$\mu\text{HV}_{0,1/30}$, kgf/mm^2	Участва в структурата като:	Количество
Метална основа	421 ÷ 427	легиран перлит	Ферит – 58%
Карбидна, боридна и карбоборидна фази	1226 ÷ 1533	Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 , Mo_2C ; $\text{Mn}_5\text{Fe}_2\text{BC}_2$	Карбидна фаза – 34% Боридна – 0% Карбоборидна фаза – 8%

Таблица 3.10

Състав V, 0,96 % В, Образец №16			
Микротвърдост	$\mu\text{HV}_{0,1/30}$, kgf/mm^2	Участва в структурата като:	Количество
Метална основа	433 ÷ 446	легиран перлит	Ферит – 51%
Карбидна, боридна и карбоборидна фази	1749 ÷ 1854	Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 , Mo_2C ; FeB ; $\text{Mn}_5\text{Fe}_2\text{BC}_2$	Карбидна фаза – 38% Боридна – 2% Карбоборидна фаза – 9%

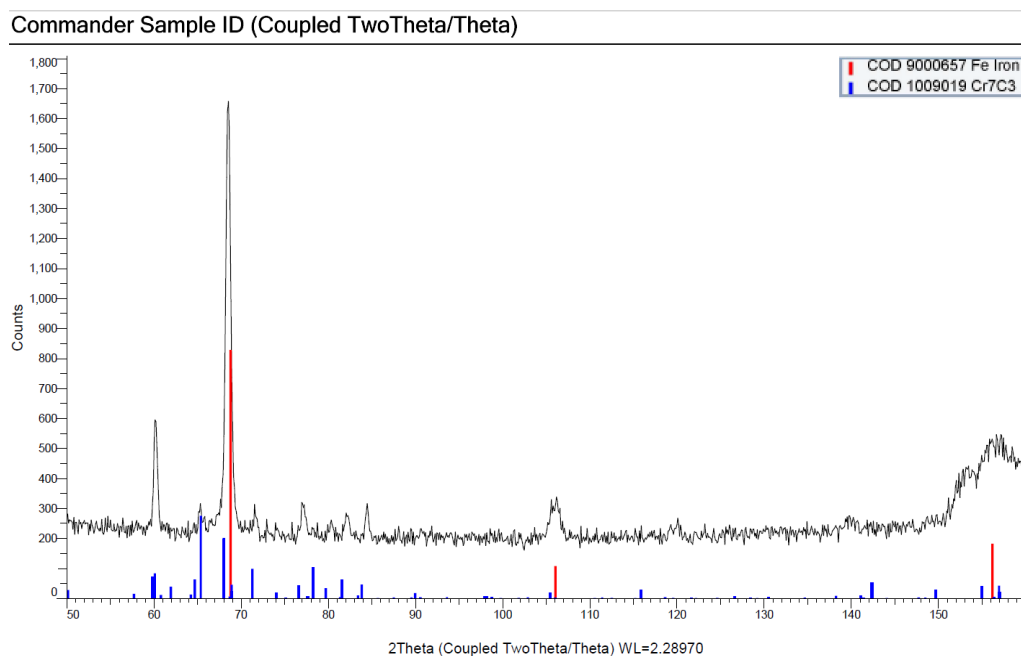
При последните два състава на изследваните чугуни степента на легираност с бор е най-висока. Това формира самостоятелна боридна фаза, която е основна причина за рязкото покачване на микротвърдостта до над 1750 kgf/mm^2 .

Таблица 3.11

Състав VI, 1,25 % В, Образец №18			
Микротвърдост	$\mu\text{HV}_{0,1/30}$, kgf/mm^2	Участва в структурата като:	Количество
Метална основа	440 ÷ 453	легиран перлит	Ферит – 48%
Карбидна, боридна и карбоборидна фази	1402 ÷ 1783	Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6 , Mo_2C ; Cr_5B_3 ; $\text{Mn}_5\text{Fe}_2\text{BC}_2$	Карбидна фаза – 27% Боридна- 4% Карбоборидна фаза – 21%

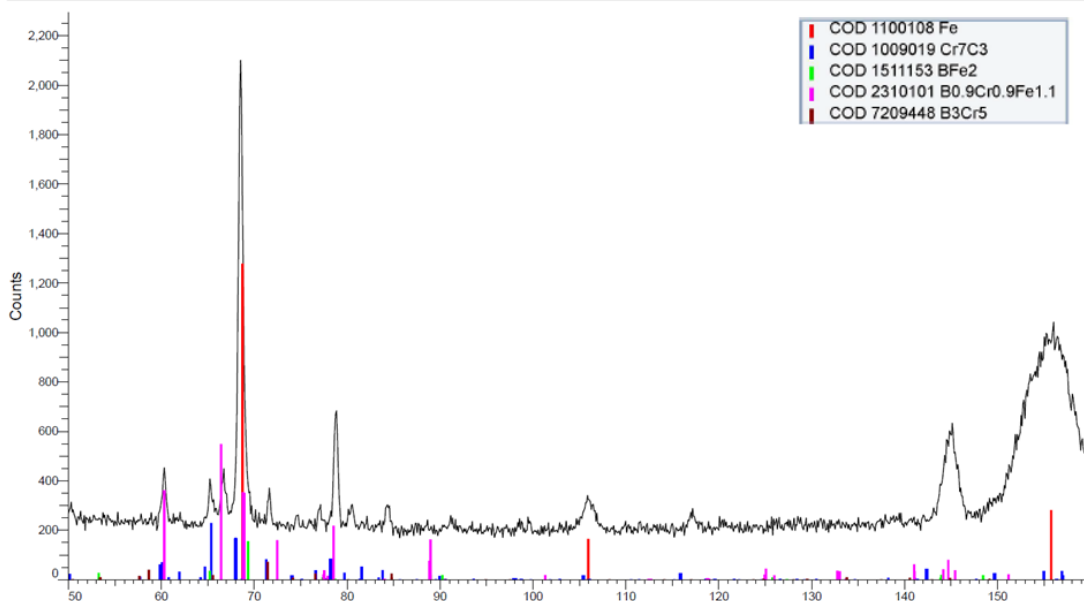
3.2.5 Фазов анализ на високохромов бял чугун, легиран с бор

От дифрактограмата, показана на фиг. 3.18, отнасяща се за състав на високохромов бял чугун (ВХБЧ), нелегиран с бор е установено, че карбидната фаза при съдържание на хром около 13% не е от цементитен тип, а от хромовия карбид Cr_7C_3 . Известно е, че микротвърдостта му е значително по висока от тази на легирувания цементит, което подсказва, че тези чугуни би трябвало да бъдат с повишена износоустойчивост.



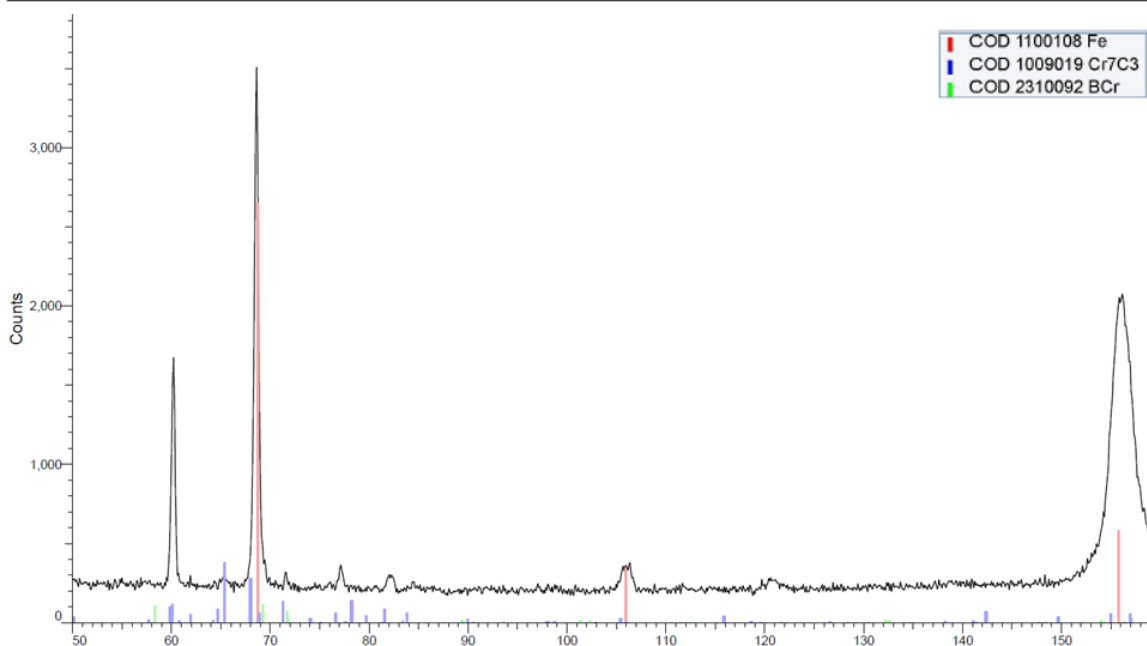
Фиг. 3.18 Дифрактограма с фазовия състав на ВХБЧ без легиране с бор

Commander Sample ID (Coupled TwoTheta/Theta)



Фиг. 3.19 Дифрактограма с фазовия състав на ВХБЧ, легиран с 0.18% бор

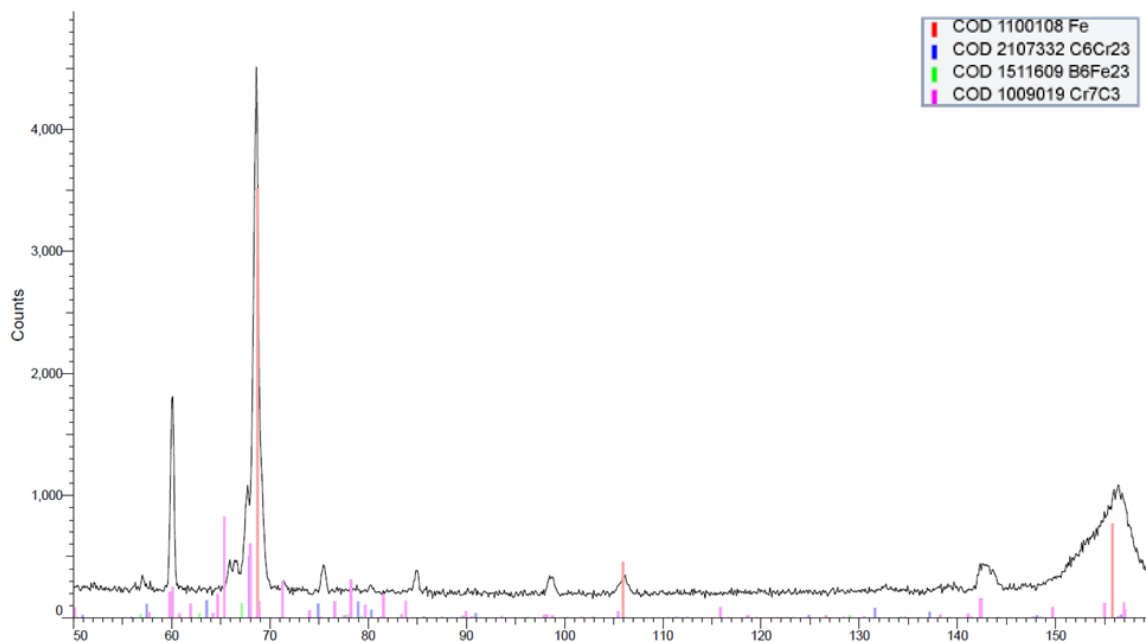
Commander Sample ID (Coupled TwoTheta/Theta)



Фиг. 3.20 Дифрактограма с фазовия състав на ВХБЧ, легиран с 0.23% бор

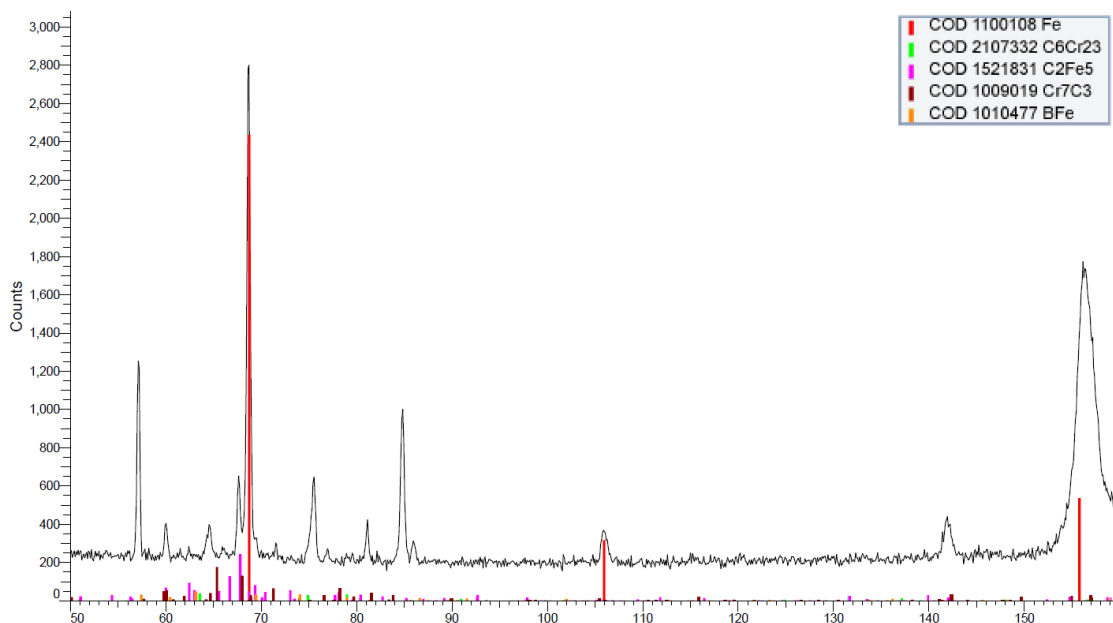
Допълнителното легиране с елемента бор съществено променя фазовия състав и това е доказано от дифрактограмите, показани от фиг. 3.18 до фиг. 3.23. Увеличаването на съдържанието на бора формира от една страна самостоятелна боридна фаза. В изследваните ВХБЧ, допълнително легирани с бор са регистрирани следните съединения на бора с хрома и желязото – Fe_2B , Cr_5B_3 , CrB , FeB и Fe_{23}B_6 . От друга страна поради близките им атомни радиуси, атомите на въглерода биват частично заменени с тези на бора, което формира комплексни карбобориди в структурата на чугуна.

Commander Sample ID (Coupled TwoTheta/Theta)



Фиг. 3.21 Дифрактограма с фазовия състав на ВХБЧ, легиран с 0,59% бор

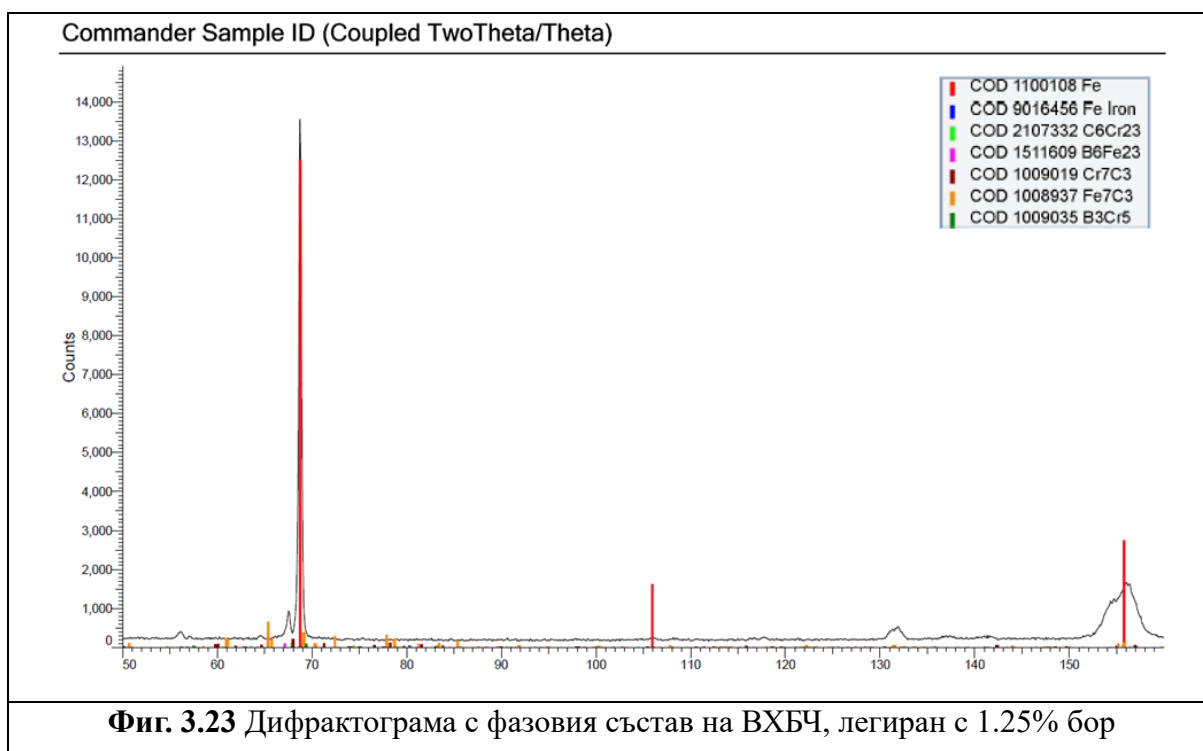
Commander Sample ID (Coupled TwoTheta/Theta)



Фиг. 3.22 Дифрактограма с фазовия състав на ВХБЧ, легиран с 0,96% бор

С проведения фазов анализ е установено, че при съставите с 0,59%, 0,96% и 1,25% В, вида на карбидната фаза се променя и в структурата се ускорява прехода от богатия на хром Cr_7C_3 към по-ниско съдържащия въглерод и хром $Cr_{23}C_6$.

Не трябва да се пренебрегва факта, че двата карбида Cr_7C_3 и Cr_{23}C_6 са с различна микротвърдост, а това при еднакви други условия съществено ще повлияе на износоустойчивостта.



3.2.6 Количествен рентгеноструктурен анализ на карбидната и боридната фази при високохромов бял чугун, легиран с бор

Получените от количествения рентгеноструктурен анализ данни (таблица 3.12) за изследваните състави на високохромов, легиран с бор бял чугун, дават основание да бъдат обобщени по следния начин:

а) карбидната фаза се формира от карбидите на хрома (Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6) и молибдена (Mo_2C);

б) повишеното съдържание на хром (около 13%) запазва висок процент на феритната фаза в лято състояние;

в) увеличаването на съдържанието на бора повишава количеството на карбидната фаза, като част от атомите на въглерода са заместени с бор, което води до образуване на карбоборида $\text{Mn}_5\text{Fe}_2\text{BC}_2$;

г) при съдържание до 0,18% В карбидът Cr_7C_3 е орторомбичен, а след това става хексагонален;

д) при чугуните, съдържащи 0,59%, 0,96% и 1,25% В, карбидът Cr_7C_3 частично се заменя Cr_{23}C_6 ;

е) високата температура на аустенитизация (1200°C) довежда сплавта до „твърдо-течно“ състояние, при което настъпва коагулация и сфероидизация на карбидната фаза, а металната основа се запазва аустенитна;

ж) при различните състави, легирани с бор, са установени следните бориди: Cr₅B₃, Fe₂B, FeB и CrB

Таблица 3.12

Състав №	Ферит	Аустенит	Cr ₇ C ₃	Cr ₇ C ₃ (Mn ₅ Fe ₂ BC ₂)	Cr ₅ B ₃	Mo ₂ C	Cr ₂₃ C ₆	Fe ₂ B	FeB	CrB
Състав I, без В, лято	67%		Орторомбичен 25%			8%				
Състав II, 0,18% В, аустенитизация 1200°C, 120 min		76%	Орторомбичен 12%		2%	10%				
Състав II, 0,18% В, лято	63%		Орторомбичен 30%			4%		3%		
Състав III, 0,23% В, лято	60%		Хексагонален 3%	Орторомбичен Cr ₇ C ₃ 24% (5%)		5%				3%
Състав IV, 0,59% В, лято	58%		Хексагонален 8%	Орторомбичен Cr ₇ C ₃ 16% (8%)		5%	5%			
Състав V, 0,96% В, лято	51%		Хексагонален 11%	Орторомбичен Cr ₇ C ₃ 15% (9%)		6%	6%		2%	
Състав VI, 1,25% В, лято	48%			Орторомбичен Cr ₇ C ₃ 14% (21%)	4%	6%	7%			

Резултати от количествен рентгеноструктурен анализ на карбидната и боридната фази за изследваните състави от високохромов бял чугун, легиран с бор

Забележка: Количеството (в %) посочено в скоби се отнася за карбоборида Mn₅Fe₂BC₂

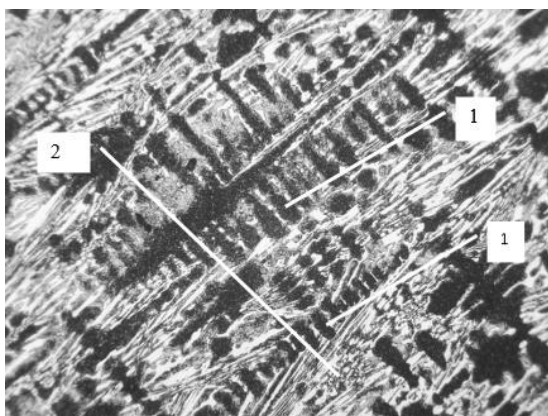
По този начин проведенят количествен анализ доказва, че върху твърдостта, респективно износоустойчивостта, на всеки от изследваните състави ще окаже въздействие комплекс от фактори: количество, вид и морфология на карбидната, карбоборидната и боридната фаза, тип на металната основа и др.

ГЛАВА 4. ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА НА ВИСОКОХРОМОВИ БЕЛИ ЧУГУНИ, ЛЕГИРАНИ С БОР

4.1 Влияние на времето за аустенитизация

4.1.1 Микроструктурен анализ

С увеличаването на времето за аустенитизация е установено разрушаването на дендритния строеж на кристалите от първичен аустенит, характерни за подевтектичната лята структура на изследвания чугун (фиг.4.1)



Фиг. 4.1 Микроструктура на състав II с 0,18 % В, лято състояние, 1- първични дендрити на аустенита, 2-хромови карбиди, x100

От друга страна при увеличаването на времето за аустенитизация се отчита повишаване на обемната твърдост, която от 53÷54 HRC в лято състояние достига 65 HRC (при $t_{\text{ауст.}} = 75\text{min}$) като след това отново се понижава и достига 58÷59 HRC (при $t_{\text{ауст.}} = 125\text{min}$). Основна причина, която предизвиква тази промяна е промяната на типа на металната основа: перлитна след леене , мартензитна при максимална твърдост и мартензитна с остатъчен аустенит при $t_{\text{ауст.}} = 125\text{min}$. За изменението на типа на металната основа свидетелстват и стойностите за микротвърдостта, посочени в табл. 4.1.

Таблица 4.1

Състав № II, 0,18% В	$\mu\text{HV}_{0,1/30}$, kgf/mm^2	$\mu\text{HV}_{0,1/30}$, kgf/mm^2	$\mu\text{HV}_{0,1/30}$, kgf/mm^2	$\mu\text{HV}_{0,1/30}$, kgf/mm^2
Време за аустенитизация $t_{\text{ауст}}$	950°C, $t_{\text{ауст.}}=50\text{min}$	950°C, $t_{\text{ауст.}}=75\text{min}$	950°C, $t_{\text{ауст.}}=100\text{min}$	950°C, $t_{\text{ауст.}}=125\text{min}$
Карбидна фаза	1084÷1088	1084÷1088	1084÷1091	1084÷1091
Метална основа	680÷720	774÷805	700÷742	576÷700

Изменение на микротвърдостта с промяна на времето за аустенитизация $t_{\text{ауст}}$

4.2 Влияние на температурата на аустенитизация

За изследване влиянието на температурата за аустенитизация е избран високохромов чугун (състав II), съдържащ 0,18% В. Експериментално получените резултати за промяната на твърдостта са показани в табл. 4.3.

Таблица 4.3

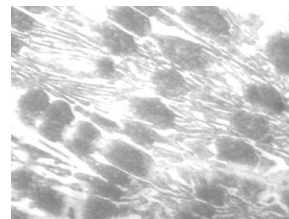
Състав №	HRC лято	HRC _{850°С}	HRC _{900°С}	HRC _{950°С}	HRC _{1000°С}	HRC _{1050°С}	HRC _{1100°С}
II 0,18% В	53.5	60	62.5	65	65	59	55
	54	61	63	65	65	59.5	54
	53	60	63.5	65	65,5	59	54

Твърдост HRC на високохромов бял чугун в зависимост от промяната на температурата на аустенитизация

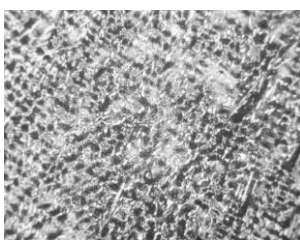
Установено е, че в лято състояние металната основа на изследвания чугун съдържа значително количество първичен аустенит (фиг. 4.1). При нагряване и задържане за закаляване протичат два процеса: отделяне на вторични карбиди от преситения първичен аустенит и $\alpha \rightarrow \gamma$ превръщането за участъците, които след леенето са останали перлитни.



Фиг. 4.7 Състав II, микроструктура на мартензитна матрица и легиран ледобурит след $T_{\text{ауст.}} = 1000^{\circ}\text{C}$, 100min, x100



Фиг. 4.8 Състав II, микроструктура на мартензитна матрица и легиран ледобурит след $T_{\text{ауст.}} = 1000^{\circ}\text{C}$, 100min, x500



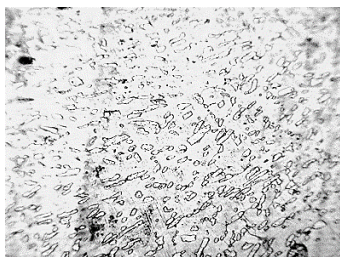
Фиг. 4.9 Състав II, микроструктура на мартензитна матрица и легиран ледобурит след $T_{\text{ауст.}} = 1100^{\circ}\text{C}$, 100min, x100



Фиг. 4.10 Състав II, микроструктура на мартензитна матрица и легиран ледобурит след $T_{\text{ауст.}} = 1100^{\circ}\text{C}$, 100min, x1000

При изследвания чугун с увеличаване на температурата на аустенитизация до 1000°C от лятата структура се отделят все по-голямо количество такива вторични карбиди, които повишават твърдостта. Повишавайки температурата на аустенитизация на 1100°C и сравнявайки микроструктурите от фиг. 4.8 и фиг. 4.10 се наблюдава увеличено количество и

едрина на вторичните карбиди в металната основа. При температура на аустенитизация 1200°C се наблюдава пълно разделяне на карбидната фаза от металната основа (фиг. 4.11 и фиг. 4.12). Сравнително меката аустенитна метална основа понижава твърдостта до 38 HRC.



Фиг. 4.11 Състав II, карбиди Cr₇C₃, разположени в аустенитна матрица след Тауст. = 1200°C, 120min, x100



Фиг. 4.12 Състав II, карбиди Cr₇C₃, разположени в аустенитна матрица след Тауст. = 1200°C, 120min, x500

4.3 Изследване изменението на твърдостта HRC в зависимост от температурата на закаляване и нарастване съдържанието на бор

Получените резултати, показани в таблица 4.6 доказват, че прекомерното увеличаване на температурата на нагряване за закаляване отново понижава твърдостта.

Таблица 4.6

Състав №	HRC лято	HRC _{850 °C}	HRC _{900 °C}	HRC _{950 °C}	HRC _{1000 °C}	HRC _{1050 °C}	HRC _{1100 °C}
II 0,18% B	53.5	60	62.5	65	62	60	55
	54	61	63	65	63	59.5	56
	53	60	63.5	65	61	59	54
III 0,23% B	54	61	65.5	65.5	64	61	56
	54	62	65	66	63	62	55
	53.5	60	66	66	63	61.5	55.5
IV 0,59% B	56.5	62	62	65	64	62	57
	57	61.5	63	66	64	63	57
	56	60	63.5	66	64.5	61	56
V 0,96% B	58	62	63	66.5	65	61	58
	57	63	65	65	64	63	57
	56.5	61.5	64	65.5	64	62	57
VI 1,25% B	58	63	64	66	65	61	57.5
	57	63	65	67	65	62	58
	57.5	64	64	66	65.5	62	58

Изменение на твърдостта HRC с промяна температурата на закаляване и увеличаване съдържанието на бор

**ГЛАВА 5. ТРИБОЛОГИЧНИ СВОЙСТВА НА ВИСОКОХРОМОВИ
ЧУГУНИ, ЛЕГИРАНИ С БОР В ЛЯТО СЪСТОЯНИЕ
И СЛЕД ТЕРМИЧНА ОБРАБОТКА**

а) Изследване износването на чугуна в лято състояние (табл. 5.1)

Таблица 5.1

Състав №	B, %	m ₀ , g	m _к , g	Δ m, g	I, X 10 ⁶
I	-	142,5032	142,2341	0,2691	1,069
II	0,18	147,4415	147,2946	0,1469	1,959
III	0,23	145,9076	145,7297	0,1779	1,617
IV	0,59	143,6850	143,4546	0,2304	1,249
V	0,96	143,8705	143,5771	0,2934	0,980
VI	1,25	147,6045	147,2214	0,3831	0,751

Абсолютна износоустойчивост I на плавките от високохромов бял чугун в зависимост от съдържанието на бора (лято състояние)

Забележка: Δ m – износена маса, g

I – абсолютна износоустойчивост (определя се по (5.5))

б) Изследване на износването на чугуна в термообработено състояние (T_{зак.}=950 °C, въздух; T_{отв.} = 200 °C, 2h), табл. 5.2

Таблица 5.2

Състав №	B, %	m ₀ , g	m _к , g	Δ m, g	I, X 10 ⁷
I	-	135,3652	135,3569	0,0083	3,467
II	0,18	142,7748	142,7726	0,0022	13,081
III	0,23	137,5008	137,4934	0,0074	3,889
IV	0,59	136,4723	136,4627	0,0096	2,997
V	0,96	139,5951	139,5766	0,0185	1,555
VI	1,25	140,5808	140,5520	0,0288	0,999

Абсолютна износоустойчивост I на плавките от бял, хромов чугун в зависимост от съдържанието на бора в термообработено състояние (T_{зак.}=950 °C, въздух; T_{отв.} = 200 °C, 2h)

Забележка: Δ m – износена маса, g

I – абсолютна износоустойчивост (определя се по (5.5))

ГЛАВА 6. ПРИЛОЖЕНИЕ НА ВИСОКОХРОМОВИ БЕЛИ ЧУГУНИ, ЛЕГИРАНИ С БОР

6.1 Трибологични свойства на лопатки за дробометни машини

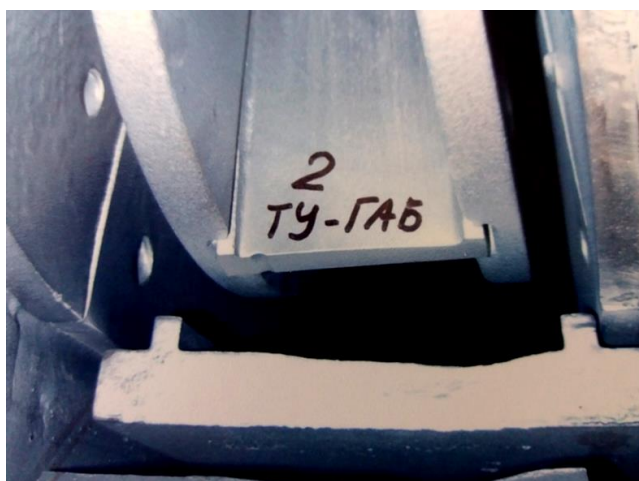
За изследване на износоустойчивостта в реални условия отлетите лопатки бяха изпитани в условия на ударно-абразивно износване след монтажа им на работното колело на дробометната машина. Химичният им състав е посочен в табл. 6.1.

Изследваните лопатки от посочените състави при ударно-абразивно износване в работни условия показаха висока износоустойчивост, като значително се открояха предимствата на чугуна, допълнително легиран с бор (виж фиг. 6.3 и фиг. 6.4)

Таблица 6.1

Химичен състав, %	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	P	S	B
ИЧХ28Н2 ГОСТ 11849-76	2,7-3	0,7-1,4	0,5-0,8	-	28-30	1,5-3	< 1	<0,08	-
Състав II	2,58	1,01	1,06	1,28	13,501	-	0,05	0,02	0,18

Химичен състав на износоустойчивите чугуни, ползвани за отливки на лопатки за дробометни машини



Фиг. 6.3 Износване на лопатка от износоустойчив хромов чугун, легиран с 0,18 % бор



Фиг. 6. 4 Износване на лопатка от износоустойчив бял хром - никелов чугун ИЧХ28Н2 (ГОСТ 11849-76)

6.2 Приложение на високохромов бял чугун, легиран с бор за изработване на детайли за „ багерни“ помпи в ТЕЦ

Отчетеният по-голям брой наработени часове до изключване на помпата доказва, че високохромовия бял чугун с 0,18% В превъзхожда по износоустойчивост традиционно използваната марка чугун ИЧХ28Н2.

6.3 Изработване на зъби за роторните колела на багер RS 2000

Особено важен възел в конструкцията на роторните багери е работното им колело и монтираните на него зъби. При изпитване в работни условия по-висока износоустойчивост показаха зъбите с „коронка” от легиран с бор високохромов чугун .

ПРИНОСИ НА ДИСЕРТАЦИОННИЯ ТРУД

А. Научни приноси

1. Установено е, че допълнителното легиране с бор на високохромов бял чугун с подевтектичен състав 13.1Cr–3.1C–1.1Mo, променя микроструктурата на чугуна в лято състояние по следният начин: в чугуните без бор, с 0,18%, 0,23% и 0,59% В, микроструктурата е подевтектична; увеличаването съдържанието на бора до 0,96 % и 1,25% доближава микроструктурата до евтектичната.

2. Доказано е, че при увеличаване съдържанието на бора се формират два вида карбиди Cr_7C_3 и $Cr_{23}C_6$, които са с различна микротвърдост, като освен тях в структурата на получения чугун са налични следните съединения на бора: Fe_2B , Cr_5B_3 , CrB , FeB и $Fe_{23}B_6$.

Б. Научно - приложни приноси

1. Установено е, че наличните в структурата на изследваните чугуни два вида карбиди на хрома (Cr_7C_3 и Cr_{23}C_6) и съединения на бора Fe_2B , Cr_5B_3 , CrB , FeB , Fe_{23}B , съществено влияят върху износоустойчивостта на тези чугуни.

2. Получени са експериментални зависимости за влиянието на бора върху якостта на огъване R_{mi} , ударната жилавост KC , твърдостта HRC и микротвърдостта $\mu\text{HV}_{0,1/30}$ на металната основа и карбидната фаза. Установена е най-висока ударната жилавост KC при чугуна с 0,18 % В ($KC = 1,88 \text{ J/cm}^2$) и най-висока якост на огъване R_{mi} при чугуна с 0,23 % В ($R_{mi} = 660,85 \text{ MPa}$).

3. Установена е зависимостта на влияние на режима на термичната обработка - закаляване от 850 - 1100°C върху твърдостта HRC на чугуните с различно съдържание на бор.

4. Установено е, че чугуният, легиран с 0,18 %В след леене и последваща термична обработка, състояща се в закаляване от 950°C и следващо отвърщане при 200°C има най-висока абразивна износоустойчивост.

В. Приложни приноси

1. Разработени са и са получени пет нови състава високохромов бял чугун, допълнително легиран с бор в количества 0,18%, 0,23%, 0,59%, 0,96% и 1,25% с високи механични и експлоатационни свойства.

2. Доказано е в реални работни условия, че отлетите лопатки за дробометни машини от високохромов бял чугун с 0,18% В, подложени на ударно-абразивно износване, притежават по-висока износоустойчивост при конкретните експлоатационни условия от традиционно използваната марка чугун ИЧХ28Н2, с което се доказва, че високохромовият бял чугун с 0,18% В може да бъде негов заместител в производството на детайли с подобно предназначение.

3. При абразивно износване на отлети детайли за шламови помпи, износоустойчивостта на високохромовия бял чугун с 0,18% В превъзхожда 1,7 пъти тази на традиционно използваната марка чугун ИЧХ28Н2.

4. При експлоатация в реални работни условия на изработени от изследвания чугун (Състав II) зъби за работното колело на роторни багери за добив на въглища е установена 51% по-висока износоустойчивост на съставните зъби, състоящи се от „коронка” от легиран с бор високохромов бял чугун и стоманена сърцевина.

СПИСЪК НА ПУБЛИКАЦИИТЕ ПО ДИСЕРТАЦИОННИЯ ТРУД

А) Статии в международни списания:

1. Kaleicheva J., K. Kirov, V. Mishev, Z. Karaguiozova, Microstructure and Properties of High Chromium White Cast Irons Alloyed with Boron. Proceedings of the 13-th International Scientific and Practical Conference: Environment, Technology, Resources, Rezekne, Latvia, vol.3, 2022, pp.137-141, ISSN 1691-5402 (Scopus)

2. Kaleicheva J., K. Kirov, V. Mishev, R. Lazarova, Z. Karaguiozova, Effect of Boron on the Wear Behavior of High Chromium White Cast Irons. Proceedings of the 14-th International Scientific and Practical Conference: Environment, Technology, Resources, Rezekne, Latvia, vol.X, 2023, ISSN 1691-5402 (Scopus)

Б) Публикации в издания с научно рецензиране в Р. България:

1. Атанасова Й.Р., Кр. А. Киров, Сл.Янакиев, Р. Савеков –Особености при легирането на бели износоустойчиви чугуни. Межд. научна конф. „УНИТЕХ 05”, Габрово, 2005, II, стр. 178-179

2. Атанасова Й.Р., Кр. А. Киров-Термично обработване на бял чугун, легиран с бор. Межд. научна конф. „УНИТЕХ 06”, Габрово, 2006, II, стр. 220-221

3. Атанасова Й.Р., Кр. А. Киров -Изследване на ударната жилавост на бял хромов чугун, легиран с бор. Межд. научна конф. „АМТЕСН 07”, Габрово, 2007, I, стр. 49-51

4. Киров, К. Фазов анализ на бял хромов чугун, допълнително легиран с бор. Машиностроене и машинознание, година XIX, книга1, Варна, 2024, стр. 154-159

SUMMARY

HIGH CHROMIUM CAST IRONS ALLOYED WITH BORON

5 (five) new compositions of high chromium white cast iron additionally alloyed with boron in the amount of 0,18%, 0,23%, 0,59%, 0,96% and 1,25% have been developed and obtained. Experimental correlations were obtained for the influence of boron on the bending strength R_{mi} , impact toughness KC , hardness HRC and microhardness $HV0.1$ of the metallic base and carbide phase. The behaviour of boron-doped high-chromium white cast irons in abrasive wear testing under dry friction conditions was investigated. It was found that the cast irons alloyed with 0.18% B had the highest wear resistance in the summer condition and afterheat treatment (normalization at $950^{\circ}C$ and recoil at $200^{\circ}C$). The highest complex of mechanical and tribological characteristics was obtained for the cast iron with sub-weak composition and low boron content (0.18% B) combined with suitable heat treatment regime after casting. Melt-cast blades for shot blast machines are cast from the high chromium white cast iron with 0,18% B, which are subjected to impact-abrasive wear. The comparison of the test results of the blades made of cast iron with boron and the traditionally used cast iron brand (ИЧХ28Н2) shows that the high-chrome white cast iron with 0.18% B has a higher wear resistance under the specific conditions and can be its substitute in the production of parts with similar purpose. In the case of abrasive wear of cast parts for slurry pumps, the wear resistance of high chromium white cast iron with 0.18% B exceeds by 1.7 times that of cast iron ИЧН28Н2. Results were obtained for the wear resistance of impeller teeth in coal mining rotary excavators. The highest wear resistance was shown by the composite teeth: a "crown" of boron-alloyed high-chrome white cast iron and a steel core.