

УДК 621.7.0142:669.112

<https://doi.org/10.34185/tpm.2.2021.02>

Миронова Т.М., Проїдак С.В.

Структуроутворення в матриці дактильованих білих чавунів в процесі високотемпературної обробки

Myronova T.M., Proidak S.V.

Structure formation in the matrix of dactylated white cast irons in the process of high-temperature processing

На пластичність сплавів евтектичного типу впливає не лише поведінка при деформації евтектичної складової, але й структура твердого розчину, що оточує евтектичні колонії. У роботі розглянуто вплив режимів відпалу на формування зеренної структури аустенітної матриці в білих дактильованих чавунах. Підвищення пластичності таких сплавів забезпечується за рахунок розвитку карбідного перетворення в легуюваному ванадієм евтектичному цементиті.

Дослідження проводили на сплавах, що містять близько 2,1 ... 3,2% ванадію і різну кількість вуглецю: 2,35%; 2,85% і 3,38%.

Гарячу прокатку проводили на лабораторному двошвалковому стані «300» з гладкою бочкою. Діапазон досліджуваних обтіснень 17 ... 65%. Температура початку деформації дорівнювала 1050°C. Після виходу з валків зразки гартували в воду. В процесі гарячої прокатки в ледебуритних доевтектичних чугунах при динамічному знеміцненні аустеніту в формуванні його зеренної структури переважає динамічна рекристалізація, яка призводить до формування подрібнених рівноосних зерен. При збільшенні об'ємної частки ледебуриту, особливо коли він утворює суцільну сітку ($C\% \geq 2,85\%$), вплив попередньої обробки на зміну структури аустеніту послаблюється. У цьому випадку на першому плані залишається стимулювання карбідних перетворень, які порушують монолітність цементитного каркасу.

Показано, що дрібнозернисту структуру аустеніту забезпечує застосування двоступінчатого (багаторазового) відпалу, що включає ізотермічні витримки в аустенітній області (850...950°C) та при перлітизації (680°C). Крім того в процесі такого відпалу відбувається початкова стадія карбідного перетворення в цементиті і подальше підвищення його пластичності.

БІЛИЙ ЧАВУН, ДЕФОРМУВАННЯ, КАРБІДНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ, ВІДПАЛ, АУСТЕНІТ, РЕКРИСТАЛІЗАЦІЯ, ПЛАСТИЧНІСТЬ

STRUCTURE FORMATION IN THE MATRIX OF DACTYLATED WHITE CAST IRONS IN THE PROCESS OF HIGH-TEMPERATURE PROCESSING

Myronova T.M., Proidak S.V.

The plasticity of eutectic type alloys is not only depended from the behavior of eutectic constituent under deforming but also from the structure of solid solution which rounds the eutectic colonies. The work analyzes the influence of heat treatment modes on austenite matrix grain structure formation in malleable white cast irons. The plasticity increasing of such type alloys is obtained due to the carbide transformation propagation in eutectic cementite which is alloyed by vanadium.

The research was conducted on alloys, containing between 2,1 and 3,2% of Vanadium and different percentage of Carbon: 2,35%; 2,85% and 3,38%. The hot rolling was executed at the laboratory two-layer mill "300" with a smooth barrel. The range of the studied compressions lies between 17 ... 65%. The temperature of the beginning of deformation was equal to 1050 ° C. After leaving the rolls, the samples were hardened in water. The process of hot rolling in ledeburite pre-eutectic cast irons with dynamic weakening of austenite in the formation of its grain structure is dominated by dynamic recrystallization, which leads to the formation of crushed equiaxed grains. With an increase in the volume fraction of ledeburite, especially when it forms a continuous grid ($C\% > 2,85\%$), the effect of pre-treatment on the change in the structure of austenite is weakened. In this case, the stimulation of carbide transformations that violate the monolithicity of the cementitious framework remains in the foreground.

It is shown that austenite fine grain structure is obtained by implementation of two-stage (multiple) annealing which includes the isothermal equalizing in austenitic area during perlitizing. Moreover, in the process of such annealing is the initial stage of carbide transformation in cementite and further increases its plasticity.

WHITE CAST IRON, DEFORMATION, CARBIDE TRANSFORMATIONS, ANNEALING, AUSTENITE, RECRYSTALLIZATION, PLASTICITY

Вступ. Білі чавуни широко застосовуються в машинобудуванні та металургії в якості ливарних сплавів підвищеної зносостійкості [1...11]. Але використання їх в якості матеріалів, що підлягають обробці тиском, широким загалом не відоме. Багаторічний досвід досліджень, накопичений школою металознавців НметаУ, що більше 30 років очолював видатний вчений, академік АН України Ю. Н. Таран, дозволив розробити новий клас економно-легованих ледебуритних чавунів, що були названі дактильованими, підвищений рівень пластичності яких дозволяє здійснювати гаряче деформування

на існуючому в промисловості обладнанні [1, 12...16]. Використання карбідних перетворень в евтектичній складовій дозволило пластифікувати останню, і за рахунок цього досягти в цілому підвищення пластичності і успішно здійснювати прокатку і кування чавунних злитків. В свою чергу деформування сприяє подрібненню евтектичних карбідів та в значній мірі покращує механічні та експлуатаційні властивості чавунів в широких межах [1, 12...14].

Аналіз літературних даних. Пластична деформація, зазвичай, є обов'язковою для сталей кар-

Миронова Тетяна Михайлівна – д.т.н., проф. НМетаУ
Проїдак Светлана Вікторівна – к.т.н., доц

Myronova Tatjana – d.t.s. NmetAU
Proidak Svetlana – c.t.s.

бідного класу, наприклад швидкорізальних або штампових [17,18]. Рівень гарячої пластичності визначається на перших етапах деформування кількістю та морфологією евтектик, що утворюються в цих сталях завдяки легуванню карбідоутворюючими елементами [17]. Але при порушенні монологічності евтектичної сітки збільшується вплив стану твердого розчину – матриці, що оточує евтектику, а точніше розміру аустенітного зерна, ступеню зміцнення, кількості та розташування вторинних карбідів.

Формозміна сплавів евтектичного типу при обробці тиском забезпечується при взаємодії двох структурних складових - твердого розчину і евтектики, а в білих чавунах - аустеніту і ледебуриду, що має основу з цементиту.

У кожній з фаз процеси зміцнення і знеміцнення мають свої особливості. Тому слід приділити увагу не тільки вивченню закономірностей структурування цементиту, а й формуванню зеренної структури аустеніту при високотемпературному нагріві та динамічній рекристалізації.

В дактильованих білих чавунах в евтектичному цементиті, легуваному карбідоутворюючими елементами, в процесі попереднього відпалу і гарячої деформації розвиваються фазові перетворення, що сприяють структуруванню і порушенню монологічності карбідного каркаса ледебуричних ко-

лоній і саме цим забезпечують успішне деформування чавунів [12...16]. Виявлено формування текстури деформації в евтектичному цементиті під час гарячої прокатки, яке пов'язане з механізмом динамічного знеміцнення і залежить від ступеня і природи його легування.

Однак істотний вплив на властивості чавунів надає формування структури аустенітної матриці навколо евтектичних колоній. В роботах [19...22] досліджували вплив термдеформаційних параметрів на структурні зміни в аустеніті та його перетворення при подальшому охолодженні. Найбільш бажаною з точки зору підготовленості структури до деформації є рівномірна дрібнозерниста структура твердого розчину, утворення якої залежить як від режиму попереднього відпалу, так і режиму нагріву під гаряче деформування.

Метою даної роботи є дослідження впливу режиму відпалу на мікроструктуру матриці білих чавунів, що деформуються, особливостей рекристалізації аустеніту при високотемпературній обробці та гарячій прокатці.

Матеріали та методи дослідження. Дослідження проводили на сплавах, що містять близько 2,1 ... 3,2% по масі ванадію і різну кількість вуглецю: 2,35%; 2,85% і 3,38% по масі. Гарячій прокатці піддавали зразки чавуну (табл.1) на лабораторному двохвалковому стані «300» з гладкою бочкою.

Таблиця 1 - Хімічний склад експериментального чавуну

№ сплава	Содержание элементов % по массе						
	C	Cr	V	Mn	Si	S	P
1	2,98	0,54	–	0,17	0,34	0,034	0,051
2	3,01	4,02	–	0,25	0,41	0,031	0,052
3	2,91	0,57	1,39	0,18	0,42	0,031	0,050
4	2,92	0,59	2,51	0,21	0,44	0,032	0,052

Діапазон досліджуваних обтиснень 17 ... 65%. Температура початку деформації дорівнювала 1050°C. Після виходу з валків зразки гартували в воду.

Нагрівання під гарячу деформацію моделювали в камері високотемпературного мікроскопа НМ-4. Попередньо зразки піддавали багатоступінчастим відпалам по режимах:

I, II, III - нагрів до 860°C, 950°C, 1000°C відповідно з витримкою 2 год, охолодження до 680°C з витримкою 4 години охолодження на повітрі;

IV – нагрів до 680°C з витримкою 2 години, нагрів до 950°C з витримкою 2 години, охолодження до 680°C з витримкою 4 години, гартування у воду;

V – нагрів до 680°C з витримкою 4 години, нагрів до 1050°C з витримкою 2 години, переривання гартуванням у воду, продовження витримки при 1050°C ще 2 години, охолодження на повітрі

VI – відпал при 860°C 4 години з охолодженням на повітрі.

Дані режими повторювали в різних комбінаціях (табл. 2).

Таблиця 2 - Вплив режиму відпалу на розмір аустенітного зерна

№ п/п	Режим попереднього відпалу	Середній лінійний розмір зерна аустеніту (мкм)
1	В литом состоянии	6,74
2	Режим I / 860°C 2 год; 680°C 4 год	6,02
3	Режим I + режим I	5,35
4	Режим I + режим I + режим I	5,61
5	Режим II / 950 °C 2 год; 680 °C 4 год	6,43
6	Режим II + режим II	6,31
7	Режим II + режим II + режим II	6,42

№ п/п	Режим попереднього відпалу	Середній лінійний розмір зерна аустеніту (мкм)
8	Режим I + режим II	5,99
9	Режим II + режим I	6,24
10	Гартування від 950 °С 2 год	7,99
11	Режим III	7,33
12	Режим IV	5,98
13	Режим V	8,33
14	Режим IV + режим IV	5,50
15	Режим: 1000 °С 2 ч; 680 °С 4 ч	7,6

Мікроструктурний аналіз сплаву проводили на мікроскопах "AXIOMAT" фірми OPTON (Німеччина) та "VERTIVAL", кількісні дані отримано при використанні спеціального програмного забезпечення та графічного редактора.

Результати дослідження. В процесі відпалу експериментальних чавунів при тривалих ізотермічних витримках відбувається сфероїдизація і коалесценція не тільки вторинних, але і евтектичних карбідів. По мірі нагрівання литих зразків в камері мікроскопа відбувається подрібнення аустенітного зерна (рис. 1.а, б), однак помітна

істотна різнозернистість. Більш однорідна аустенітна структура формується при нагріванні зразків, відпалених за режимами I і II (рис.1, в, г).

Це пояснюється тим, що в процесі відпалу на другому ступені відбувається рівномірна перлітизація твердого розчину, яка при нагріванні сприяє рівномірній аустенітизації, тоді як в литих зразках продукти розпаду аустеніту різномірні через дендритну ліквідацію. При підвищенні температури відпалу (режим III) відбувається зростання аустенітного зерна за рахунок розчинення вторинних карбідів (рис. 2. а).

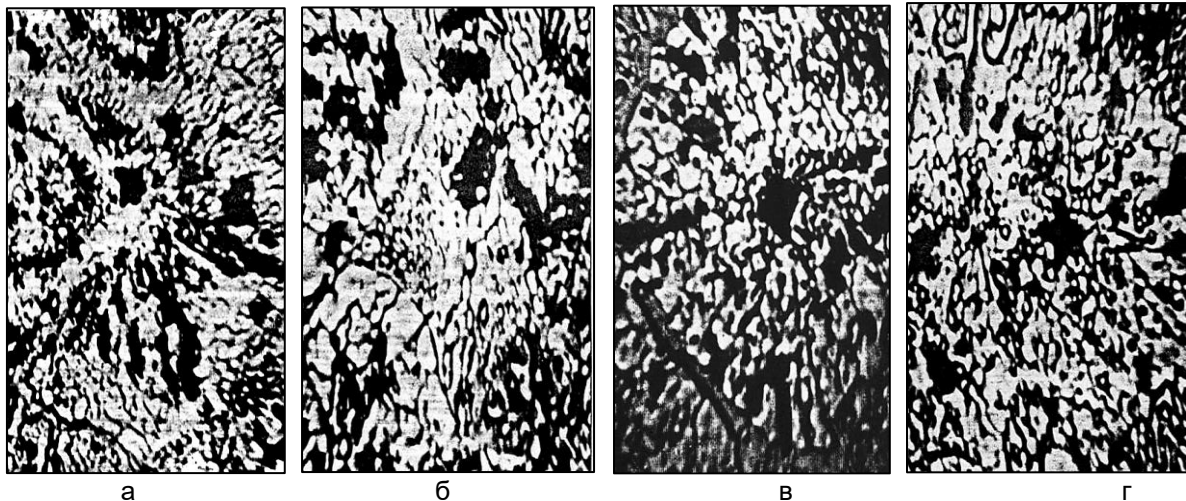
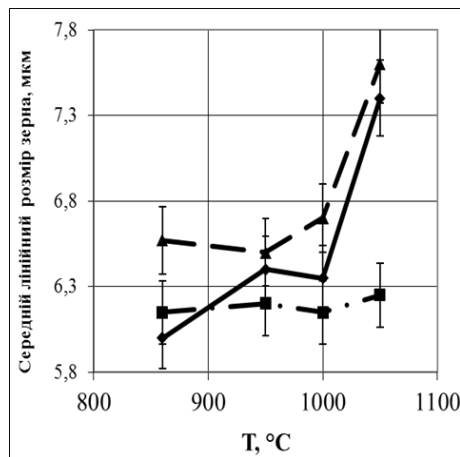


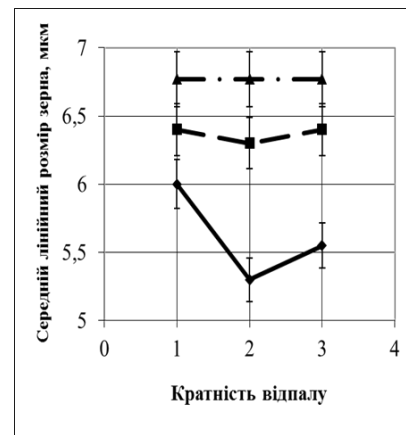
Рис. 1. Зміна зеренної структури аустеніту при нагріванні до 1030 °С (а - 5 хв., б, в, г - 25 хв) в камері високотемпературного мікроскопу, $\times 400$: а, б - попередній відпал не проводився; в - попередній відпал за режимом II; г - попередньо відпалювали дворазово за режимом II (табл. 1).

Збільшення кількості витримок відпалу істотно не впливає на формування аустенітної структури (рис. 2, б). Багаторазові нагрівання і охолодження [23] помітно впливають на зміни в евтектичних колоніях: інтенсифікується карбідне перетворення і розділення карбідів по міжфазних і субзеренних межах, які при цьому утворюються. Такі перетворення благотворно впливають на пластичність сплавів в цілому. Попередня перлітизація (режим VI) сприяє формуванню стійкого до зростання,

дрібного і однорідного аустенітного зерна. Навіть при додаткових багатоступеневих відпалах після ізотермічної витримки при 680 °С (режим IV і V) зменшується різнозернистість. А при збільшенні кратності гартування спостерігається ще більше укрупнення зерна. Це можна пояснити тим, що при такій обробці, яка включає багаторазове прискорене охолодження, відбувається фазовий наклеп, що при нагріванні ініціює рекристалізацію та зростання зерна аустеніту (рис. 3).



— 2,85%С, 3,21%V
 --- 2,85%С, 3,23%V
 --- 3,38%С, 3,16%V

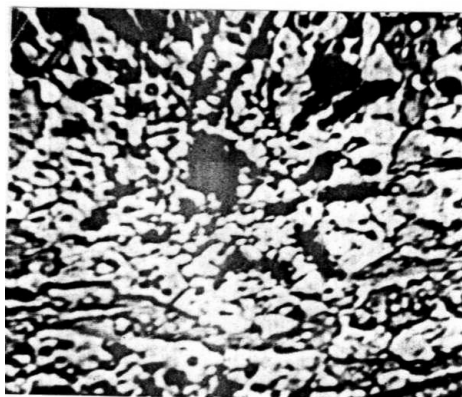


--- в литому стані
 — режим I
 --- режим II

Рис. 2. Вплив параметрів попередньої високотемпературної обробки на розмір аустенітного зерна

У початковому стані аустеніт сплавів, які піддавали прокатці характеризується дрібним зерном - 5,3...5,6 мкм. Таку структуру фіксували гартуванням в воду після нагрівання до 1050 °С з 15 хв. витримкою.

Як показали рентгено-та мікроструктурні дослідження в процесі прокатки при всіх ступенях деформації відбувається динамічна рекристалізація аустеніту.



а



б

Рис. 3. Формування зернової структури в аустеніті при нагріві загартованих зразків, $\times 400$: а – дворазово; б – триразово.

Про це свідчить набір найбільш сильних орієнтувань [24]. Так, значення полюсних щільностей компонент динамічної рекристалізації (100) і (112) зберігаються на постійному рівні, що свідчить про незмінність механізму структуроутворення.

Підвищена полюсна щільність компоненти (111) (рис. 4), яка є типовою для динамічної полігонізації аустеніту, спостерігається лише на початкових стадіях прокатки.

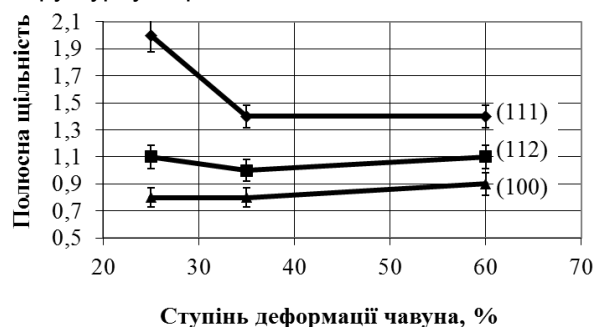


Рис. 4. Залежність полюсної щільності α -Fe від ступеню гарячої деформації чавуну.

Ці дані підтверджуються результатами досліджень мікроструктури аустеніту прокатаних і загартованих зразків. Структура при різних ступенях деформації складається з рівноосних зерен аустеніту. Зі збільшенням ступеня деформації розмір аустенітних зерен зменшується, причому вони мають рівноосну форму, тобто динамічна рекристалізація проходить в уже рекристалізованих зернах, що знову деформуються.

Обговорення результатів. Аналізуючи результати експерименту, не можна виключати вплив додаткового деформаційного розігріву, враховуючи високі швидкості деформування при прокатці ($3,0 \text{ хв}^{-1}$) і природу сплавів, що мають високу напругу пластичної течії. Про додаткове розігрівання можна опосередковано по немонотонному характеру залежності середнього розміру зерна від ступеня деформації (рис. 5). Укрупнення зерна при розігріві може відбуватися з кількох причин.

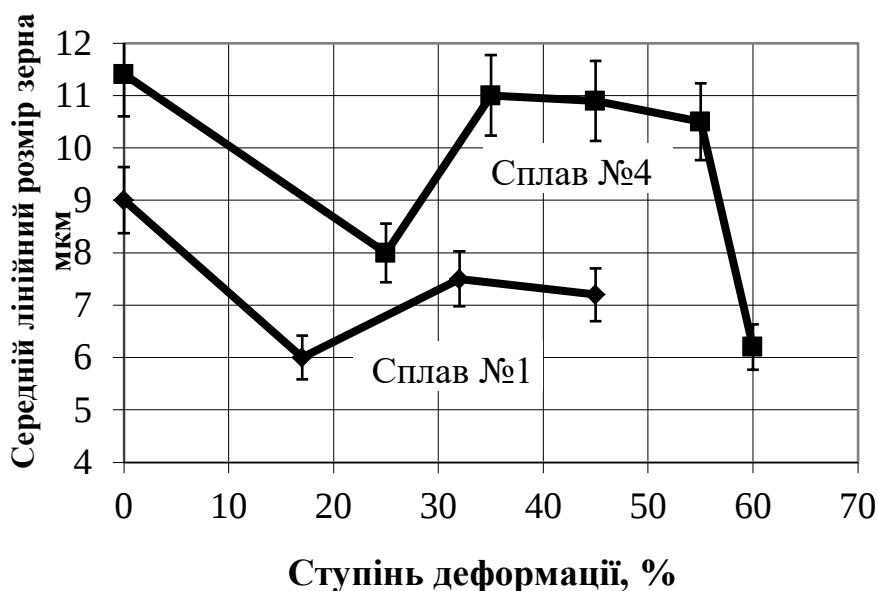


Рис. 5. Вплив ступеню деформації на середній розмір зерна аустеніту експериментальних сплавів (табл. 1.).

По-перше, частки карбідів ($\leq 1 \text{ мкм}$), наявних у структурі чавуну раніше, стримують зростання рекристалізованих аустенітних зерен за рахунок фіксації кордонів; по-друге, більші частки ($\geq 1 \text{ мкм}$) навколо себе створюють сприятливі умови для зародження рекристалізованих зерен [25,26].

В структурі експериментальних сплавів присутні карбіди самих різних розмірів: від дрібних вторинних ($\leq 1 \text{ мкм}$) до великих евтектичних ($> 20 \text{ мкм}$), причому це можуть бути не тільки карбіди заліза, але і карбіди хрому і ванадію.

При розчиненні вторинних карбідів стримуючий фактор росту зерен зникає. Крім цього збільшується концентрація вуглецю в аустеніті, а за даними робіт [19,27] його підвищений вміст, зменшуючи сили міжатомних зв'язків в решітці $\gamma\text{-Fe}$, полегшує зростання зерна. Тому на кривій залежності середнього розміру зерна аустеніту від ступеня деформації (рис. 5) спостерігається після монотонного падіння при деформації понад 25% стрімкий підйом. При подальшій деформації після деякої стабілізації розміру аустенітного зерна знову відбувається інтенсивне подрібнення, яке характерно особливо для сплавів, що містять ванадій. Це пояснюється тим, що в процесі гарячої деформації навколо решти великих частинок, до яких

відносяться в більшій мірі евтектичні карбіди, створюються більш зміцнені зони, де і відбувається переважне зародження нових рекристалізованих зерен.

Розвиток зернистої структури в аустеніті полегшує розділення евтектичних карбідів, особливо цементиту, під час відпалу. Карбід розчиняється по власних субмежах, розростаючись на прилеглих до них межах і субмежах аустеніту [23].

Необхідно відзначити, що при збільшенні об'ємної частки ледебуриду, особливо коли він утворює суцільну сітку ($C\% \geq 3,38$), вплив попередньої обробки на зміну структури аустеніту послаблюється. У цьому випадку на першому плані залишається стимулювання карбідних перетворень, які порушують монолітність цементитного каркасу.

Проведені дослідження дозволяють рекомендувати для попереднього відпалу в якості оптимального режим IV: 680°C , 2 год; 950°C , 2 год; 680°C , 4 год. При такій обробці створюються умови сприятливі для розвитку карбідного перетворення в ледебуриті і для стабілізації однорідного дрібного зерна аустеніту. Недоцільно підвищувати температуру (понад 950°C) і кратність відпалу з точки зору формування структури аустеніту, однак

не можна не враховувати сприятливий вплив цих факторів на перетворення в евтектичному цементиті, особливо при легуванні ванадієм.

Висновки.

1. досліджено вплив термічної обробки на формування структури аустеніту в процесі нагрівання під обробку тиском.

2. Обрано оптимальний режим попередньої обробки, який сприяє подрібненню аустенітного зерна, що включає витримку при перлітизації, а також в аустенітній області не більше, як 1000°C. Дворазове повторення відпалу, хоча і не впливає на подрібнення аустенітного зерна, проте сприяє підвищенню пластичності чавуну за рахунок інтенсифікації карбідного перетворення в цементиті.

3. При збільшенні об'ємної частки ледебуриту, особливо коли він утворює суцільну сітку ($C\% \geq 3,38$), вплив попередньої обробки на зміну структури аустеніту послаблюється.

4. Застосування гартування перед ізотермічною витримкою є вкрай небажаним, так як в кінцевому підсумку призводить до зростання аустенітного зерна.

5. В ледебуритних доевтектичних чавунах в процесі гарячої деформації (1000 ... 1050 °C) при динамічному знеміцненню аустеніту в формуванні його зеренної структури переважає динамічна рекристалізація, яка незалежно від введення легуючих елементів, призводить до формування подрібнених рівноосних зерен

Бібліографічний опис

1. Таран-Жовнир Ю.Н. Строение эвтектик и создание новых сплавов эвтектического типа. / Ю.Н. Таран-Жовнир // Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя – Київ, 1998 р. – С. 176 – 197.
2. Щербединский Г.В. Чугун как перспективный материал XXI столетия. / Щербединский Г.В. // МІТОМ, М., 2005, №7, с.83-93.
3. Dojka, M.; Kondracki, M.; Studnicki, A.; et al. (2018) Crystallization Process of High Chromium Cast Iron with the Addition of Ti and Sr. Archives of Foundry Engineering. Volume 18, Issue: 2, pp.57-64.
4. Jiang, Jipeng; Li, Shibo; Li, Haolin; et al. (2017) Effect of in Situ Formed TiCx Grains on the Microstructural Modification of High Chromium White Iron/ Journal of Alloys and Compounds. Volume 726 (5), pp. 430-436. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.07.274>.
5. Bedolla-Jacuinde, A.; Correa, R.; Quezada, JG; et al. (2005) Effect of Titanium on the As-Cast Microstructure of a 16%Chromium White Iron. Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing. Volume 398, Issue 1-2, pp. 297-308. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.03.072>.
6. Guo Erjun; Wang Lihua; Wang Liping; et al. (2009) Effects of RE, V, Ti and B Composite Modification on the Microstructure and Properties of High Chromium Cast Iron Containing 3% Molybdenum. Rare Metals. Volume 28. Issue 6. pp. 606-611.
7. Maja, M. E.; Maruma, M. G.; Mampuru, L. A.; et al. (2016) Effect of Niobium on the Solidification Structure and Properties of Hypoeutectic High-Chromium White Cast Irons. Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy. Volume 116. Issue 10. pp. 981-986. DOI: 10.17159/2411-9717/2016/v116n10a14
8. Liu, Hai-yun; Song, Zhi-liang; Cao, Qing. (2016) Microstructure and Properties of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys Reinforced with TiC-NbC. Journal of Iron and Steel Research International. Volume 23 (3), pp.: 276-280. DOI: 10.1016/S1006-706X(16)30045-0
9. Bedolla-Jacuinde, A.; Guerra, F. V.; Mejia, I. (2015) Abrasive wear of V-Nb-Ti alloyed high-chromium white irons. Conference: 20th International Wear of Materials Conference (WOM) Location: Toronto, CANADA Date: APR 12-16, Volume: 332 Special Issue: SI pp. 1006-1011. Published: MAY-JUN 2015.
10. Li, H; Wang, YM; Burdett, CF. (1991) Hot Deformation-Behavior and Ledeburite Refinement Mechanism for Hypoeutectoid Low-Alloy White Cast Irons. Materials Science and Technology. Volume 7, Issue: 7, pp. 660-664. <https://doi.org/10.1179/mst.1991.7.7.660>
11. Zhang, Jianjun; Gao, Yimin; Xing, Jiandong; et al. (2010) Effects of Forging and Heat Treatment on Microstructure and Properties of High Boron White Cast Iron. Conference: 9th International Symposium on Science and Processing of Cast Iron Location : Luxor, EGYPT Date: NOV 10-13,. Central Metallurg Res & Dev Inst. Science and processing of Cast Iron IX . Book Series: Key Engineering Materials Volume: 457, pp. 225-230. Published 2011 <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.457.225>
12. Деформируемые экономнолегированные белые чугуны. / Ю. Н. Таран, П.Ф. Нижниковская, О. Р. Даничек, Т. М. Миронова, М. А. Лойферман, С. И. Белорусов, Г. Ф. Демченко, Д. Д. Хижняк // МІТОМ, - Москва, - 1989. – № 5. – С. 35-43.
13. Миронова Т.М. Управление формированием структуры в белых ледебуритных чугунах на различных этапах деформационного передела / Т.М.Миронова, М.М. Рябчий // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2008. – №4. – с. 79-81.
14. Миронова Т. М. Структура и свойства деформируемых чугунов / Т.М.Миронова, В.З. Куцова. – Днепропетровск: Диригент, 2009. -190 с.

15. Миронова Т. Повышение пластичности белого чугуна методом инициирования фазовых превращений в эвтектическом цементите /New Technologies And Achievements In Metallurgy And Materials Engineering: A collective monograph edited by Henryk Dyja, Anna Kawalek // - Czestochowa. -Series: Monographs №24.- P. 252-256.
16. Mironova Peculiarities of Alloying Effect on the Eutectic Cementite Behavior Under Hot Rolling / Mironova T., Proidak S. New Trends In Production engineering/ Zakopane. -2019,- Volume 2, Issue, - pp. 289-300. DOI 10.2478/ntpe-2019-0093.
17. Дзугутов М.Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов / Дзугутов М.Я. – М.: Металлургия, -1990. – 302 с.
18. Геллер Ю.А. Развитие быстрорежущих сталей за 50 лет / Ю.А. Геллер // МиТОМ, -1967. - №2, С. 25 – 29.
19. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей / [М.Л. Бернштейн, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина и др.]. - М.: Металлургия, 1989. – 544 с.
20. Cotterill P. Recrystallization and grain growth in metals / P. Cotterill, P.R. Mould // Surry University Press. – London, 1976. -P. 181 – 249.
21. Счастливцев В.М. Структура термически обработанной стали / В.М. Счастливцев, Д.А. Мерзаява, И.Я. Яковлева. - М.: Металлургия, 1994.–288 с.
22. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С.С. Горелик. - М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
23. Баранов А.А. Структурные изменения при деформации и отжиге цементита / А.А. Баранов, О.И. Фомичев // Изв. АН СССР, Металлы, 1968. - №5, С. 140 – 143.
24. Бернштейн М.Л. Текстура горячедеформационной прокатной стали в цикле ВТМО / М.Л. Бернштейн, Л.М. Капуткина, Т.В. Морозова // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. - 1987. - №5. - С. 100 – 106.
25. Cotterill P. Recrystallization and grain growth in metals / P. Cotterill, P.R. Mould // Surry University Press. – London, 1976. -P. 181 – 249.
26. Humphries F.J. Mttal Sci. / F.J. Humphries // 1979. - №13.- P. 136 – 145.
27. Гаврилюк В.Г. Распределение углерода в стали / В.Г. Гаврилюк / К.: Наукова думка, 1987. – 208с.

References

1. Taran-Zhovnir Yu.N. Stroenie evtektik i sozdanie novykh splavov evtekticheskogo tipa [Structure of eutectics and creation of new alloys of eutectic type] / Yu.N. Taran-Zhovnir // Modern linguistics of the XXI century. – Kyiv, 1998 p. – P. 176 – 197. (in Russian)
2. Shcherbedinskij G.V. Chugun kak perspektivnyj material XXI stoletiya./ SHCHerbedinskij G.V. // MiTOM, M. 2005, №7, s.83-93.
3. Dojka, M.; Kondracki, M.; Studnicki, A.; et al. (2018) Crystallization Process of High Chromium Cast Iron with the Addition of Ti and Sr. Archives of Foundry Engineering. Volume 18, Issue: 2, pp.57-64.
4. Jiang, Jipeng; Li, Shibo; Li, Haolin; et al. (2017) Effect of in Situ Formed TiCx Grains on the Microstructural Modification of High Chromium White Iron/ Journal of Alloys and Compounds. Volume 726 (5), pp. 430-436. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.07.274>.
5. Bedolla-Jacuinde, A; Correa, R; Quezada, JG; et al. (2005) Effect of Titanium on the As-Cast Microstructure of a 16%Chromium White Iron. Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing. Volume 398, Issue 1-2, pp. 297-308. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.03.072>.
6. Guo Erjun; Wang Lihua; Wang Liping; et al. (2009) Effects of RE, V, Ti and B Composite Modification on the Microstructure and Properties of High Chromium Cast Iron Containing 3% Molybdenum. Rare Metals. Volume 28. Issue 6. pp. 606-611.
7. Maja, M. E.; Maruma, M. G.; Mampuru, L. A.; et al. (2016) Effect of Niobium on the Solidification Structure and Properties of Hypoeutectic High-Chromium White Cast Irons. Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy. Volume 116. .Issue 10.pp. 981-986. DOI: 10.17159/2411-9717/2016/v116n10a14
8. Liu, Hai-yun; Song, Zhi-liang; Cao, Qing. (2016) Microstructure and Properties of Fe-Cr-C Hardfacing Alloys Reinforced with TiC-NbC. Journal of Iron and Steel Research International. Volume 23 (3), pp.: 276-280. DOI: 10.1016/S1006-706X(16)30045-0
9. Bedolla-Jacuinde, A.; Guerra, F. V.; Mejia, I. (2015) Abrasive wear of V-Nb-Ti alloyed high-chromium white irons. Conference: 20th International Wear of Materials Conference (WOM) Location: Toronto, CANADA Date: APR 12-16, Volume: 332 Special Issue: SI pp. 1006-1011. Published: MAY-JUN 2015.
10. Li, H; Wang, YM; Burdett, CF. (1991) Hot Deformation-Behavior and Ledeburite Refinement Mechanism for Hypoeutectoid Low-Alloy White Cast Irons. Materials Science and Technology. Volume 7, Issue: 7, pp. 660-664. <https://doi.org/10.1179/mst.1991.7.7.660>

11. Zhang, Jianjun; Gao, Yimin; Xing, Jiandong; et al. (2010) Effects of Forging and Heat Treatment on Microstructure and Properties of High Boron White Cast Iron. Conference: 9th International Symposium on Science and Processing of Cast Iron Location : Luxor, EGYPT Date: NOV 10-13,. Central Metallurg Res & Dev Inst. Science and processing of Cast Iron IX . Book Series: Key Engineering Materials Volume: 457, pp. 225-230. Published 2011 <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.457.225/>
12. Deformiruemye ekonomnolegirovannye belye chuguny. / YU. N. Taran, P.F. Nizhnikovskaya, O. R.Danichek, T. M. Mironova, M. A. Lojferman, S. I. Belorusev, G. F. Demchenko, D. D. Hizhnyak // *MiTOM*, - Moskva, – 1989.– № 5. – s. 35-43.
13. Mironova T.M. Upravlenie formirovaniem struktury v belyh ledeburitnyh chugunah na razlichnyh etapah deformacionnogo peredela / T.M.Mironova, M.M. Ryabchij // *Metallurgicheskaya i gorno-?udnaya promyshlennost'*. – 2008. – №4. – S. 79-81.
14. Mironova T.M., Kutsova V.Z. Struktura i svoistva deformiruemykh chugunov. Dnepropetrovsk. Driant. 2009. - 190 s.
15. Mironova T. Povyshenie plastichnosti belogo chuguna metodom iniciirovaniya fazovyh prevrashchenij v evtekticheskom cementite /New Technologies And Achievements In Metallurgy And Materials Engineering: A collective monograph edited by Henryk Dyja, Anna Kawalek // - Czestochowa. - Series: Monographs №24.- P. 252-256.
16. T. Mironova Peculiarities of Alloying Effect on the Eutectic Cementite Behavior Under Hot Rolling / Mironova T., Proidak S. New Trends In Production engineering/ Zakopane. -2019,- Volume 2, Issue, - pp. 289-300. DOI 10.2478/ntpe-2019-0093.
17. Dzugutov M.YA. Plasticheskaya deformaciya vysokolegirovannyh stalej i splavov / Dzugutov M.YA. – M.: Metallurgiya, -1990. – 302 s. 18. Геллер Ю.А. Развитие быстрорежущих сталей за 50 лет / Ю.А. Геллер // *МиТОМ*, -1967. - №2, С. 25 – 29.
18. Diagrammy goryachej deformacii, struktura i svojstva stalej / [M.L. Bernshtejn, S.V. Dobatkin, L.M. Kaputkina i dr.]. - M.: Metallurgiya, 1989. – 544 s.
19. Cotterill P. Recrystallization and grain growth in metals / P. Cotterill, P.R. Mould // Surry University Press. – London, 1976. -P. 181 – 249.
20. Schastlivcev V.M. Struktura termicheski obrabotannoj stali / V.M. Schastlivcev, D.A. Merzaeva, I.YA. YAKovleva. - M.: Metallurgiya, 1994.–288 s.
21. Gorelik S.S. Rekristallizaciya metallov i splavov / S.S. Gorelik. - M.: Metallurgiya, 1978. – 568 s.
22. Baranov A.A. Strukturnye izmeneniya pri deformacii i otzhige cementita / A.A. Baranov, O.I. Fomichev // *Izv. AN SSSR, Metally*, 1968. - №5, S. 140 – 143.
23. Bernshtejn M.L. Tekstura goryachedeformacionnoj prokatnoj stali v cikle VTMO / M.L. Bernshtejn, L.M. Kaputkina, T.V. Morozova // *Izv. VUZov. CHernaya metallurgiya*. - 1987. - №5. - S. 100 – 106.
24. Cotterill P. Recrystallization and grain growth in metals / P. Cotterill, P.R. Mould // Surry University Press. – London, 1976. -P. 181 – 249.
25. Humphries F.J. *Mttal Sci.* / F.J. Humphries // 1979. - №13.- P. 136 – 145.
26. Gavriljuk V.G. Raspredelenie ugljeroda v stali / V.G. Gavriljuk / K.: Naukova dumka, 1987. – 208 s.