

## ВЛИЯНИЕ НА МОЛИБДЕН ВЪРХУ СТРУКТУРАТА И МЕХАНИЧНИТЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НА СФЕРОГРАФИТНИТЕ ЧУГУНИ

**Владимир Тодоров**

*Технически Университет - Габрово*

## THE EFFECT OF MOLYBDENUM ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DUCTILE IRON

**Vladimir Todorov**

*Technical University - Gabrovo*

### Abstract

The influence of molybdenum, in amounts up to 0.5% of samples with different thickness, on the structure and hardness in as-cast state, ferritized, and normalized state of ductile iron was investigated. The process of the austenite-bainite transformation was also investigated at three different temperatures: 300, 350 and 400° C. The mechanical properties (Rm, Rp0.2, KC, HV, A50) for all temperature of austenite-bainite transformation were determined. To evaluate the influence of Mo on the hardenability of ductile iron, a front quenching was carried out.

**Keywords:** Ductile iron, molybdenum, heat treatment, austempered ductile iron.

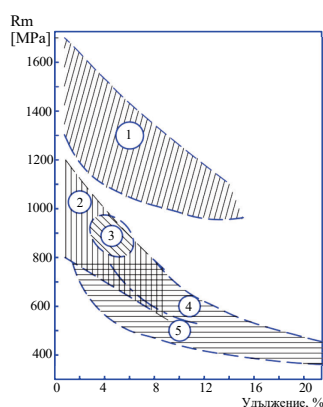
### ВЪВЕДЕНИЕ

Характерна особеност на чугуни със сфероидален графит е съчетаването на висока якост и жилавост. Комплексът от свойства зависи силно от формираната в процеса на леене или след термичното обработване структура на металната основа - фиг.1 [1,2].

1- изотермично закален; 2 - закален и отвърнат; 3 - нормализиран;  
4 - лят; 5 – феритен

Особено привлекателни са комбинациите от механични свойства осигурявани от изотермично закалените, с бейнито-аустенитна метална матрица, сферографитни чугуни – ADI. Крайният комплекс от свойства на ADI, се влияе силно от състоянието на лятата структура, химичен състав и параметрите на термичния процес [3,4].

Основна задача на легиращите елементи в сферографитния чугун, предназначени за изотермично закаляване, е предотвратяване появата на перлитни структурни съставляващи, в процеса на изотермичното задържане. Появата на последните води до понижаване на якостния комплекс от свойства – фиг. 2 [5].



**Фиг. 1.** Якостни характеристики на сферографитни чугуни:

	Rm [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	НВ
φ100	1250÷1400	2÷8	341÷388
	1000÷1150	1,5÷3	
	700÷900	2,4÷4	269÷321
	Сорбит 5÷7% ферит		
	Бейнит, аустенит 3÷5% ферит		
	Бейнит, аустенит		

**Фиг. 2.** Влияние на отделните структурни съставляващи върху якостта на ADI.

За уеднаквяване на структурата по сечение, тези чугуни се легира основно с Cu, Ni, Mo или комбинации от тях [6,7].

Обект на изследване в настоящата работа е влиянието на Mo, в количества до 0,5% и дебелината на стената върху структурата, и твърдостта в лято, феритизирано, и нормализирано състояние на чугун със сферодален графит. Изследван е и процеса на аустенит–бейнитното превръщане при три температури: 300, 350 и 400° C. Определени са механичните характеристики: Rm, R<sub>p0.2</sub>, KС, НV, A<sub>50</sub> за различните съдържания на молибден.

За оценка влиянието на Mo върху прокаляемостта на сферографитния чугун е проведено челно закаляване.

## ИЗЛОЖЕНИЕ

### 2.1. Получаване на пробни тела

Течният метал се получава чрез претопяване на предварително обезсерен чугун – S ≤ 0,01%. Молибденът се внася под формата на FeMo. Модифицирането се извършва в леярската форма. Във всяка форма има по девет цилиндрични пробни тела с диаметър: Ø15, Ø25, Ø35 и Ø50mm. Пробните тела за челно закаляване се изработват от заготовки с Ø35mm. Пробните тела предназначени за изотермично закаляване се изработват от плоски изходни заготовки с размери 25x80x100mm.

Химичният състав след отливане е посочен в таблица 1.

**Таблица 1.** Химичен състав на сферографитния чугун след отливане

№	C	Si	Mn	Mo	P	S	Mg
1	3,56	2,52	0,26	-	0,03	0,007	0,037
2	3,49	2,61	0,26	0,16	0,03	0,009	0,042
3	3,45	2,63	0,26	0,31	0,03	0,011	0,039
4	3,41	2,57	0,26	0,49	0,03	0,009	0,044

### 2.2. Термична обработка

Термичната обработка включва: феритизиращо отгряване, нормализация, челно закаляване и изотермично закаляване.

Феритизиращото отгряване и нормализацията се провеждат по режими: нагряване до 900° C, задържане 1h и охлаждане на спокоен въздух – за нормализираните или с пеща за феритизираните пробни тела.

Челното закаляване се осъществява на стандартни проби с размери Ø 25 x 100 mm, нагreti до 900°С и хомогенизирани за 1h.

Изотермичното закаляване е осъществено в солни вани с температури 300, 350, 400° C и време на задържане от 5 min до 5h. Аустенитизирането е при 900° C с време на задържане - 1h.

Проведен е микроструктурен и рентгенофазов анализ, измервана е твърдостта НV, определени са характеристиките: Rm, R<sub>p0.2</sub>, A<sub>5</sub>, KС и количеството на остатъчния аустенит (A<sub>ост</sub>).

### 2.3. Резултати от изследванията

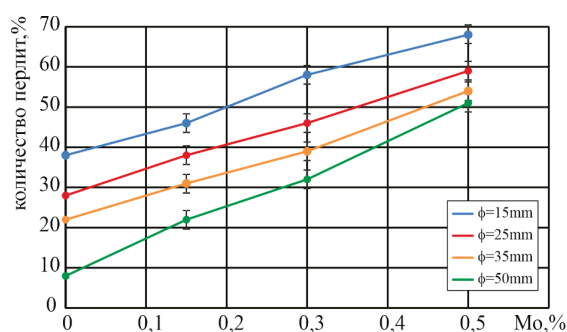
Структурата на сферографитния чугун, в лято състояние, се определя главно от двата фактора: скорост на охлаждане и количество на легиращите елементи.

Влиянието на количеството Mo върху структурата след отливане на цилиндричните пробни тела с различна дебелина е посочено в таблица 2.

**Таблица 2.** Влияние на % Mo и дебелината на стената върху количеството на перлита

Диаметър, mm	Количество перлит, %			
	Нелегиран състав	0,15% Mo	0,30% Mo	0,50% Mo
15	38	46	58	68*
25	28	38	46	59
35	22	31	39	54
50	8	22	32	51
* ≈ 5% бейнит и 2% карбиди				

Скоростта на охлаждане зависи от дебелината на стената. С намаляване диаметъра на цилиндричната проба, скоростта нараства. Това стимулира метастабилния вариант на разпадане на аустенита, при температурата на фазова прекристализация и количеството на перлита нараства. С намаляване диаметъра на лятата проба от Ø50 до Ø15 mm, процентът на перлита нараства от 8 до 38%, за нелегирания състав. Наличието на Мо в сферографитния чугун въздейства върху вида и мястото на “ТТТ“-образните криви [7]. Променя се температурния интервал на евтектоидния разпад на аустенита към по-ниските температури. Затруднява се дифузионното преразпределение на въглерода и молибдена, различно разтворими във ферита и цементита, с което се стимулира превръщане по схемата: А→Ф+Ц. Положителното въздействие на Мо върху увеличаване количеството на перлита след отливане се вижда на фиг. 3.



Фиг. 3. Влияние на % Мо върху количеството на перлита

При най-малката дебелина на стената - Ø15 mm, скоростта на охлаждане след отливане е най-висока и нейното влияние върху структурата е доминиращо. Тук влиянието на по-високото молибде-

ново съдържание е по-слабо изразено. С повишаване процентът на Мо, количеството на перлита нараства. При дебелостенните заготовки – Ø50 mm ясно се вижда положителното, перлитизиращо въздействие на Мо. Намалява се и разликата в количеството на перлита в най-тънката - Ø15mm и най-дебелата проба - Ø50mm, от 51% до 64%. Съвместното влияние на скорост на охлаждане и Мо% води не само до повишаване количеството на перлита, но и до появата на бейнит и първични карбиди, за проба Ø15mm и 0,5% Мо.

Увеличаване скоростта на охлаждане (нормализация) води до чувствително нарастване на перлитния дял в структурата – табл. 3. Силно се потиска феритообразуването, а дисперсността на перлитните структурни съставляващи нараства.

Наличието на Мо в сферографитния чугун води до появата на бейнито-мартензитни зони, за всички изследвани дебелини. Площта заемана от тези зони нараства с увеличаване на Мо и достига до 85%, в проба с диаметър Ø15mm и 0.5% Мо. Това води до чувствително повишаване на твърдостта.

Влиянието на Мо върху твърдостта във феритизирано състояние може да се проследи на табл. 4. Тук равновесното структурно състояние – ферит и графит осигурява най-ниска твърдост. Както се и очаква, изследването установи почти еднакви твърдости за различните диаметри и съдържания на Мо.

Съвместното влияние на количеството молибден и дебелината на стената в лято, феритизирано и нормализирано състояние е показано на фиг. 4.

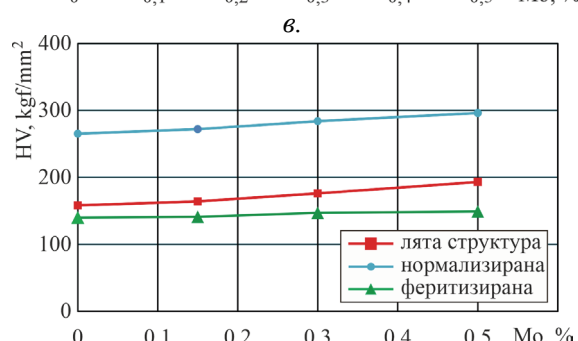
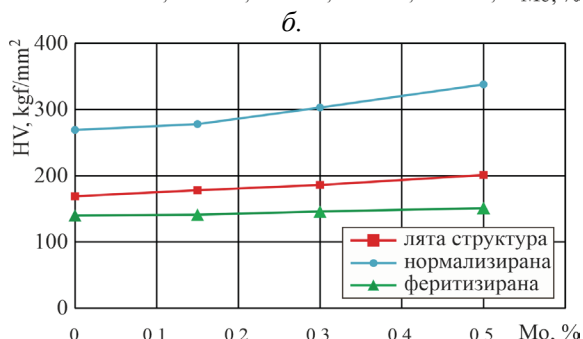
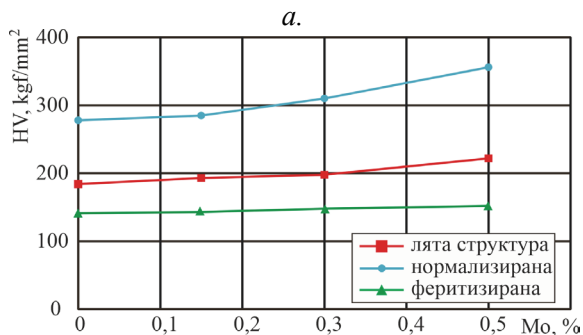
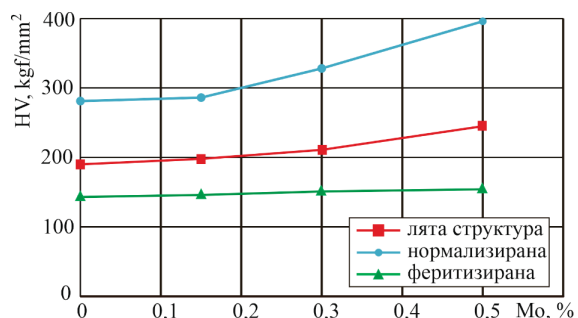
Таблица 3. Влияние на % Мо и дебелината на стената върху структурата след нормализация

Мо, %	Ø15 mm			Ø 25mm			Ø 35mm			Ø 50 mm		
	П	Ф	Б+М	П	Ф	Б+М	П	Ф	Б+М	П	Ф	Б+М
0	94	6	0	93	7	0	91	9	0	89	11	0
0,15	92	5	3	93	5	2	91	8	1	87	12	1
0,30	79	3	18	88	3	9	90	6	4	88	9	3
0,50	13	2	85	52	0	45	75	4	21	85	9	6

П - перлит; Ф - ферит; Б+М – бейнит + мартензит

**Таблица 4.** Влияние на структурата на сферографитния чугун върху твърдостта - HV

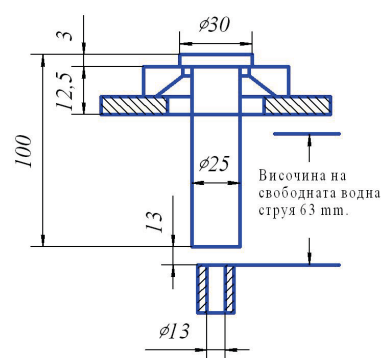
Mo, %	Твърдост – HV, kgf/mm <sup>2</sup>											
	лята				нормализирана				феритизирана			
	Ø15	Ø25	Ø35	Ø50	Ø15	Ø25	Ø35	Ø50	Ø15	Ø25	Ø35	Ø50
0	190	184	169	158	281	278	269	265	143	141	140	140
0,15	198	193	178	164	286	285	278	272	146	143	141	141
0,30	211	198	186	176	328	310	303	284	151	148	146	147
0,50	245	222	201	193	396	356	338	296	154	152	151	149



**Фиг.4.** Влияние на структурата и количеството на Mo върху твърдостта - HV, при различни дебелини на стените: а. Ø 15mm; б. Ø 25mm; в. Ø 35mm и г. Ø 50mm

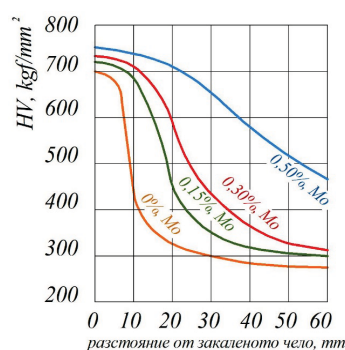
Прокаляемостта е важен фактор за уеднаквяване на якостния комплекс по сечение за детайли с различни дебелини, подложени на изотермично закаляване.

За оценяване силата на влиянието на Mo върху дълбочината на прокалената зона е проведено челно закаляване на пробни тела - фиг. 5.



**Фиг. 5** Схема на челно закаляване

Влиянието на молибденът върху твърдостта на пробата след челно закаляване е показана на фиг.6.



**Фиг.6.** Влиянието на Mo върху твърдостта след челно закаляване

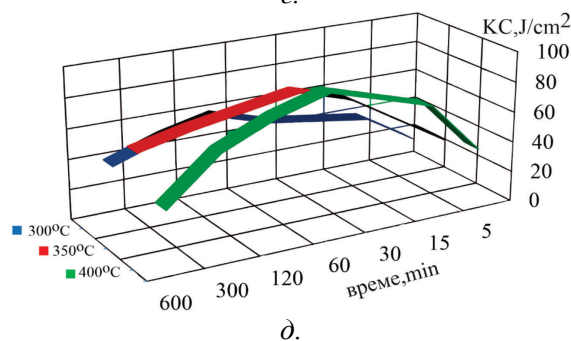
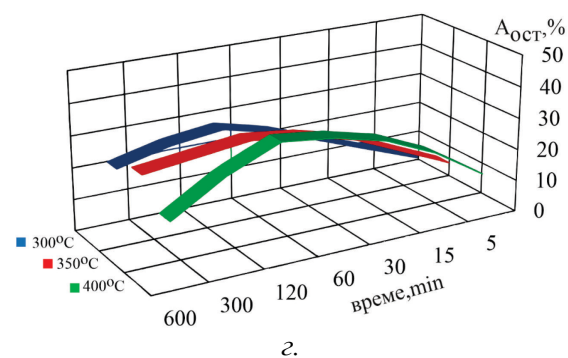
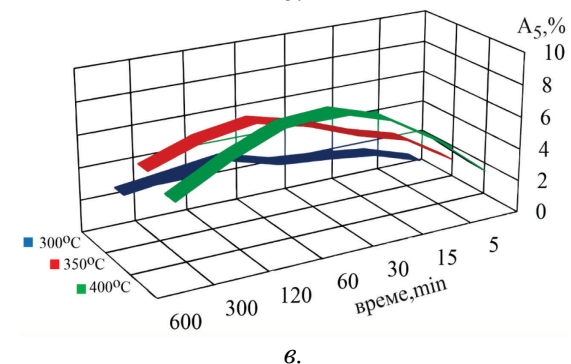
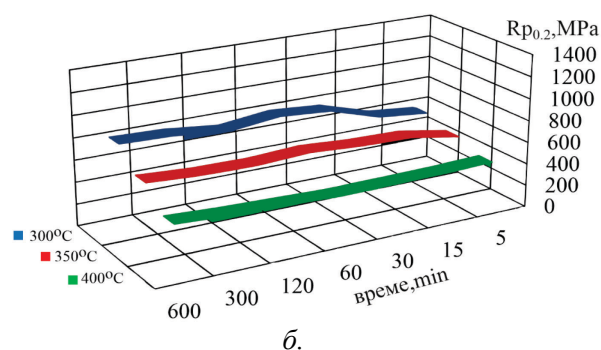
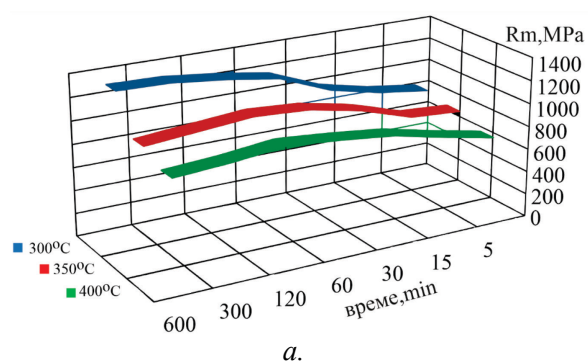
С повишаване съдържанието на Mo, твърдостта на закалената челна повърхност слабо се повишава. Затова пък се увеличава силно разстоянието от закаленото чело до т.н. „полумартензитната“ зона. Така например: на разстояние 20mm

от закалената челна повърхност, измерената твърдост е 320 HV за не легираната проба, 450HV за проби с 0,15%Mo, 560HV за тези с 0,30%Mo и 715HV за състава с 0,5%Mo.

От проведените изследвания ясно се вижда, че изменението на Mo в малки количества, води до силно повишаване дълбочината на закалената зона.

За установяване влиянието на Mo върху якостния комплекс на изотермично закаления сферографитен чугун (ADI), е извършено закаляване при три изотерми: 300, 350 и 400°C, с времена на задържане от 5min. до 300min.

Резултатите от изследване влиянието на температурата и времето на изотермично закаляване и количеството на молибден върху стойностите на якостния комплекс могат да се проследят на фиг.7.



Фиг.7. Влияние на температурата и времето на изотермично закаляване върху: а.  $R_m$ ; б.  $R_{p0.2}$ ; в.  $A_s$ ; г.  $A_{ост}$  и д.  $K_C$  в легиран с 0,30% Mo ADI.

Стойностите на пластичните и якостни характеристики на ADI, могат да се свържат с морфологията на бейнита, количеството на остатъчния аустенит и наличието на мартензит и карбиди в структурата.

Получените качествени зависимости показват, че освен от параметрите температура и време на задържане, силно влияние на изследваните показатели оказва и количеството на молибден. Това му действие може да се обясни както с влиянието на Mo върху структурата след отливане, така и с влиянието му върху протичащото аустенит-бейнитното превръщане.

Изследването на структурата след отливане показва, че с увеличаване количеството на Mo, процентното съдържание на перлита (респективно на карбидната фаза) нараства, а броят на графитните включвания намалява. С намаляването на броя на графитните включвания се увеличава дължината на евтектичните зърна, засилват се ликвационните процеси през времето на кристализация на сто-

пилката и се благоприятства формиране на карбидна фаза по границите им. Това увеличава големината на дифузионните пътища и затруднява хомогенизацията на аустенита. Тези структурни аномалии довеждат до не хомогенност на аустенитната матрица преди началото на бейнитното превръщане.

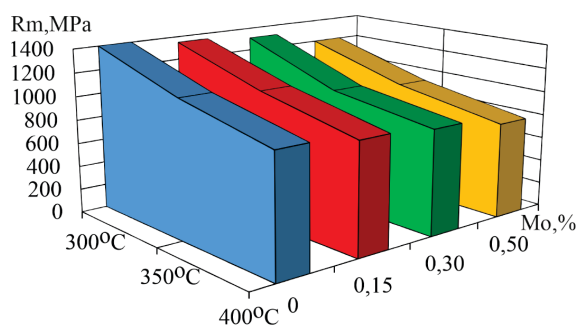
При малките времена на задържане пластичните характеристики ( $A_{50}$ ,  $KC$ ) и количеството на остатъчния аустенит ( $A_{ост}$ ) са ниски, а количеството на мартензита и твърдостта високи. Това се дължи на спецификата на аустенит-бейнитното превръщане в ADI [5]. Последното протича в два стадия:

I стадий  $A_0 \rightarrow \Phi_B + A_C$

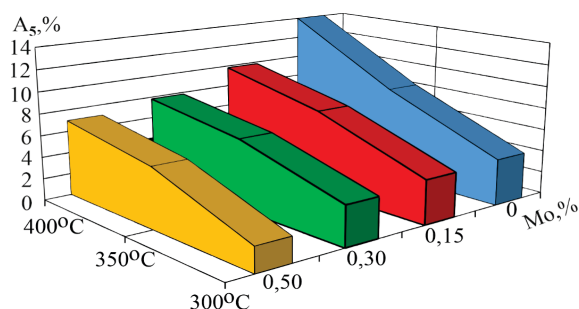
II стадий  $A_C \rightarrow \Phi_B + K$

$A_0$  - изходен аустенит,  $A_C$ - обогатен с въглерод аустенит,  $\Phi_B$ - бейнитен ферит,  $K$ - карбиди.

С протичането на първи стадий от бейнитното превръщане се забелязва цялостно повишаване на якостта, а твърдостта постепенно се понижава. Максималните стойности на удължението и жилавостта съответстват на максималните количества на остатъчния аустенит. Протичането на втория стадий на бейнитното превръщане, свързан с разпадането на обогатения с въглерод аустенит, води до понижаване на  $A_{50}$  и  $KC$  и слаба промяна в якостта и твърдостта. Влиянието на  $Mo$  върху максималните стойности на якостта и удължението за трите изследвани температури на изотермично закаляване е показана на фиг. 8 и фиг. 9.



**Фиг. 8.** Влияние на  $Mo$  върху якостта на опън след изотермично закаляване



**Фиг. 9.** Влияние на  $Mo$  върху удължението след изотермично закаляване

Проведените структурни и якостни изследвания говорят за един по-дълъг инкубационен период, за начало на аустенит-бейнитното превръщане и понижена скорост на бейнитната реакция в легираните с  $Mo$  ADI, в сравнение с не легирания чугун. С увеличаване съдържанието на  $Mo$  в ADI, продължителността на инкубационния период нараства, а скоростта намалява. Това особено добре бе установено при температура  $400^\circ C$ , където скоростта на бейнитното превръщане е най-голяма. Моментът на получаване на максималните стойности на  $A_{50}$  и  $KC$  се премества към по-дългите времена на задържане. Удължава се и времето през което се запазват високи, т.е. увеличава се т.н. „технологичен прозорец“. В противовес на положителното влияние на  $Mo$  по отношение намаляване на критичната скорост на изотермичното закаляване, с увеличаване %  $Mo$  се забелязва цялостно понижаване на якостните и пластични характеристики. Понижението е особено силно изразено в ADI легиран с 0,5%  $Mo$ . Изследването на лятата структура в тези чугуни установи склонност на  $Mo$  за ликвация към границите на зърната по време на първичната кристализация и дори появяване на евтектични карбиди. Тези структурни несъвършенства довеждат до формиране на зони с различен химичен състав на аустенитната матрица, преди началото на бейнитното превръщане. В зоните с повишено съдържание на  $Mo$  скоростта на аустенит-бейнитното превръщане е по-ниска. В тези участъци, след изотер-

мичното закаляване се появяват мартензитни зони.

Изследването на лома на образци от опън и удар, за съставите легирани с Мо установи, че разрушената повърхност е със смесена морфология. Наред със зоните показващи наличие на пластично течение на метала преди разрушение се срещат и зони с крехко и квазикрехко разрушение. Разрушенията в тях са междукристални и вървят по границите на зърната. Такива ломове се наблюдават и за трите температури на изотермично закаляване. С повишаване на температурата на закаляване, площта заета от тези зони намалява. Това са зоните с повишено съдържание на Мо, предизвикващи преждевременно разрушение на изпитваните образци и показващи наличието на не хомогенност на аустенита, преди процеса на изотермичната закалка.

Външното проявление от появата им е понижаване на якостните и особено на пластичните характеристики.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Получените резултати от изследване влиянието на Мо върху структурата и твърдостта в лято и термообработено състояние, и резултатите получени от изследване на аустенит - бейнитното превръщане позволяват да се направят следните изводи:

1. Молибденът е ефикасен легиращ елемент за повишаване прокаляемостта и уеднаквяване структурата по сечение в лято състояние. Ефектът нараства с нарастване дебелината на стената.

2. Количеството на Мо в чугуните, предназначени за изотермично закаляване, трябва да се определя между компромиса от повишаване на прокаляемостта и

понижаване на якостните и пластични характеристики.

3. За бейнитните марки ADI в които се изисква висока жилавост, количеството на Мо трябва да се ограничава до 0,15%.

4. С понижаване на температурата на изотермично закаляване влиянието на молибден върху якостния комплекс на ADI, намалява.

## REFERENCE

- [1] V. Todorov, 2016. Bainite ductile cast iron-possibilities and problems. XXIII International scientific and technical conference, 13-15 April 2016, Pleven, Foundry 2016, p. 65-68.
- [2] Yescas-Gonzales, M.A. 2001. Modeling the microstructure and mechanical properties of austempered ductile iron. London, University of Cambridge, 1-15.
- [3] Rashev G., 1997. Effect on boron on structure and properties on austempered ductile iron. Dissertation for obtaining the scientific degree Ph.D, Gabrovo, 1997.
- [4] Bingxu Wang, 2018. Characteristics of tempering response of austempered ductile iron. Journal of Materials Research and Technology, Volume 7, Issue 2, April-June 2018, Pages 198-202
- [5] Vinicius Cardilo Campos Alves, 2018. Correlation between Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Irons. Materials Science Forum, ISSN: 1662-9752, Vol. 925, pp 203-209.
- [6] Martin Landesberger, 2020. Phase Transition Kinetics in Austempered Ductile Iron (ADI) with Regard to Mo Content. Materials (Basel). 2020 Nov; 13(22): 5266, Published online 2020 Nov 21.doi:10.3390/ma13225266.
- [7] Amir Sadighzadeh Benam, 2015. Effect of alloying elements on austempered ductile iron (ADI) properties and its process: Review. January 2015 China Foundry 12(1):54-70.