

る週期的な凝固過程が進行するから、凝固後には A F₀ 線上に偏析度の週期的変動が現われ、その変析度の高い箇所(MN)部には bridging に帰因する偏析部の集団を伴うが、全般的な偏析度の変動は凝固時に存在していた自由晶によつて緩和されて現れるであろう。また以上は鋼塊の軸上について考察された結果であるが、他の鉛直線上でもほぼ同様な凝固過程が進行するであろうから、熔鋼の底面にほぼ平行に、換言すれば側面の自由晶の沈下によつて生ずる逆円錐面をなす堆積面に沿つて、鉛直方向に偏析度ならびに偏析部の分布の立体的な週期的変動が現れるであろう。したがつてこれらの偏析度の高い箇所ならびにこれに伴う偏析部は、鋼塊の軸に沿う縦断面にほぼ週期的に V 状をなして現れるであろう。以上が V 偏析ならびにこれを構成する V 偏析部の生成機構の記述に他ならない。また V 偏析部に bridging に帰因して現れる偏析部が前述の偏析塊に相当するものであろう。

なお上述の凝固過程において、凝固面附近の凝固点分布と温度分布との関係を厳密に考えれば、富触熔鋼の背後に自由晶の発生を考える限り、常に曲線Ⅲの場合と同様な状態が成立しなければならないはずである。しかしたとえば曲線Ⅰの場合には、仮令 bridging が起つても bridging された富触熔鋼の容積は極めて小であり、実質的に実際上の問題となることはほとんどないであろう。この意味において Fig. 8 は凝固過程をある程度巨

視的に観察するために画かれたものであり、比較的大きな bridging の生起、すなわち偏析塊の生成の記述を目的の一つとしたものである。

また著者は V 偏析形成の原因を bridging そのものに求めてつぎのように考えたこともある。すなわち側面よりの自由晶は沈下して傾斜した堆積面を形成するが、その傾斜はいわゆる息角を越えて増加するが、ある限度に達すると不連続的な崩落が起り、傾斜角はほぼ息角となり、ふたたび傾斜の増加が初まり、以下この過程を繰返して凝固が進むものと考え、この不連続的な崩落時に bridging が起るものとした。この考えは B. Gray のそれとほぼ一致する。しかし著者は堆積過程を修正して前述のように連続的な崩落を考え、偏析ないしは bridging の生起の一次的原因を富触熔鋼の特性に求めたのである。この修正の理由は、まず A. Kriz の砂型鑄型で造塊された鋼塊 (次報 Fig. 14 参照) および C. Person 等の特殊な造塊法で製造された鋼塊⁹⁾にも V 偏析類似の偏析がみられること、ならびにつぎにのべる V 傾斜角に関する考察により、不連続的な崩落現象がすべての自由晶堆積の場合に伴う本質的な部分過程としては認め難く、むしろ仮令起るとしても特殊な場合にのみ期待される過程にすぎないという点に在るのである。

(昭和 31 年 7 月寄稿)

大型鋼塊用ダクタイル鑄鉄鑄型の寿命について*

(その使用結果に関する二、三の検討)

北 島 哲 男**・河 野 忠 信**

ON THE LIFE OF THE LARGE INGOT MOULDS MADE OF DUCTILE CAST IRON

(Some Considerations on the Comparison Test)

Tetsuo Kitashima and Tadanobu Kōno

Synopsis:

The experimental and practical results of the small ingot mould made of ductile cast iron were reported by many authors. However in the case of the large ingot mould, it seems to be not yet reported in detail.

Therefore, the authors made the experiment on the large ingot mould, i.e., C-61 type (weight: 5,230kg, wall thickness 130mm) and C-56 type (weight: 4,900kg, wall thickness 125 mm) which are used at Yawata Iron & Steel Works, for the purpose of comparing ductile

* 昭和30年10月本会講演大会北海道大学にて発表, ** 八幡製鉄所

cast iron with ordinary cast iron.

As the result, it was found that the ductile cast iron mould has a longer life. On the other hand, however, some peculiar defects appeared on the inner surface of them in the course of ingot making. Authors discussed those results mainly on the points of its life, surface crazing and cracking, and change of the microstructure.

List of derived conclusions are as follows:

1. The favorable result can be expected from the large ductile cast iron mould.
2. It has superior resistance to crazing and few exfoliation is noticed on the inner surface of tested moulds.
3. Pearlite and spheroidized graphites are decomposed into massive graphites by repeated heatings to 700~750°C.
4. Peculiar cracks of ductile cast iron mould must be prevented by the improvement of casting technique or the development of the ingot mould design.

I. 緒 言

ダクタイル鋳鉄を小型鋼塊用鋳型に採用した結果についてはすでに発表され、ダクタイル鋳鉄鋳型の優秀性が認められているが、大中型鋳型についてはまだ詳細な発表をみないようである。そこで当所においてはダクタイル鋳鉄の大型鋳型への試用を目的として、C-61型(単重 5,150 kg, 肉厚 130 mm), C-56型(単重 4,900 kg, 肉厚 125 mm)のダクタイル鋳鉄製による鋳型と普通鋳鉄製による鋳型との併用試験を実施した。そして両者の寿命を持続回数によりしらべると同時に亀裂の発生、クーリングの進行状況ならびに廃却時における内部組織等の変化をくわしく比較検討した。その結果ダクタイル鋳鉄鋳型が寿命においてはやや長いことがわかったが、その反面ダクタイル鋳鉄の特異性による二、三の欠陥が鋳型内面にあらわれた。これらの結果についてのべたいと居う。

II. 試 験 方 法

(1) 供試鋳型の形状寸法

試験鋳型としては当所における各種鋳型の中で現在最も使用頻度が高く製造本数も多いものから求めるべく、いわゆる、標準鋳型の呼び名のあるC-61型とこれにつぐC-56型を選んだ。しかしこれは当所においては必ずしも大型ではなく、むしろ小中型に属すべきものであるが従来発表されたダクタイル鋳鉄鋳型に比すれば、かなり大きいので今後ダクタイル鋳鉄鋳型が小型より大型へと進出する一段階としての意義から敢えてこれを大型鋳型として登場せしめた次第である。

さてこの形状寸法を図示すれば Fig. 1 のごとくである。

(2) 供試鋳型の製造履歴

試験鋳型として鋳造されたダクタイル鋳鉄製のもの、および普通鋳鉄製のものについての化学成分、機械的性

正誤 Fig. 1, 2, 4 中の ϕ は ϕ の誤り

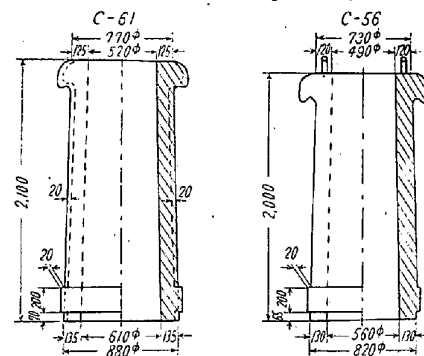


Fig. 1. Profile of moulds tested.

質および顕微鏡組織等を Table 1 に示した。ただしダクタイル鋳鉄鋳型は黒鉛の球状化率にしたがつて 40~100% のものを A~C の 3 種に分類し、これに薄肉鋳型 D (ダクタイル C-61 型の肉厚を 20 mm 薄くし他は全く同様にしたもの、Fig. 1 参照) を新たに加えている。なお普通鋳鉄製 E 鋳型は当所における鋳型成分規格²⁾による最も代表的な材質のものを採用している。つぎに各鋳型の顕微鏡組織をそれぞれ Photo. 1 に示す。

(3) 供試鋳型の使用条件

使用にあたっては Table 2 に示すように上記各種の試験鋳型 A, B, C, D をたえず E 鋳型とともに併用して H, T の二つの造塊工場において使用した。使用条件はできるだけ一定にして爾後の検討に際して正確を期した。なお表中の鋳型比は造塊鋼種によつて鋼塊の注入重量が異なるため H, T 工場により若干の差異を生じるのは止むをえないと思う。

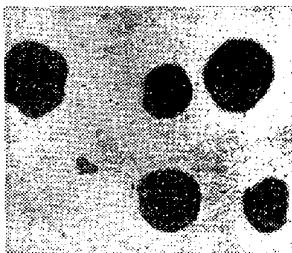
III. 調 査 結 果

(1) ダクタイル鋳鉄鋳型 (A) について

完全球状化 (100%) した黒鉛を有する A 鋳型 5 本を普通鋳鉄 E 鋳型 4 本と同時に使用し廃却にいたるまでの経過をまず比較した。最初に寿命と廃却の諸原因を Table 3 に示す。これをみると寿命は A 鋳型が 111.6 回に対し

Table 1. Casting elements of ingot moulds tested.

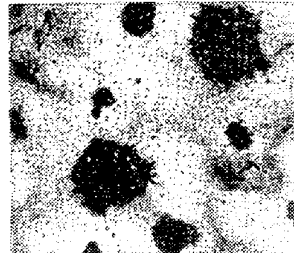
Mark	Ductile cast iron mould				Ordinary cast iron mould	
	A	B	C	D	E	
Spheroidization %	100	40	60	50	—	
User	H	T	H	H	H	T
Type and No. of mould	C-61 5	C-56 4	C-61 3	C-61 2 (thin wall)	C-61 3	C-61 4 C-56 2
Casting element	Chemical composition (average) %	C 3.68 Si 1.59 Mn 0.47 P 0.097 S 0.037	C 3.65 Si 1.88 Mn 0.47 P 0.084 S 0.039	C 3.76 Si 1.60 Mn 0.49 P 0.154 S 0.008	C 3.36 Si 1.84 Mn 0.33 P 0.058 S 0.012	C 3.84 Si 1.63 Mn 0.75 P 0.205 S 0.049
	Heat-treatment	850°C × 3 h → 720°C × 5 h annealed	820°C × 3.5 h annealed	820°C × 2 h → 720°C × 5 h 1 650°C × 2 h 2	650°C × 2 h annealed for stress relief	As cast
	Micro-structure	70~80% Ferrite	70~80% Ferrite	60~70% Ferrite 1 100% Pearlite 2	100% Pearlite	100% Pearlite
	Mechanical property (average)	Tensile strength 45.4kg/mm ² Elongation 8.2% B.H.N. 164	Tensile strength 18.1kg/mm ² Elongation 0.3% B.H.N. 123	Tensile strength 36.9, 40.7kg/mm ² Elongation 10.0, 3.5% B.H.N. 154, 170	Tensile strength 25.6kg/mm ² Elongation 1.3% B.H.N. 160	—



Ductile c. i. mould A



Ductile c. i. mould B



Ductile c. i. mould C



Ordinary-mould E

Photo. 1. Micro-structure of testing moulds before use. ×100 (6/10)

Table 2. Service conditions of ingot moulds tested.

User		H				T		
Moulds tested	Type	C-61				C-56		C-61
	Mark	A	C	D	E	B	E	E
	Number	5	3	2	3	4	2	4
Steel melting furnace	Teemed steel	Open hearth				Open hearth		
	Rimmed or killed	Rail (C=0.60~0.75%)				Hoop & SP2A etc. (C<0.10%)		
	Teeming method	Semi-killed				Rimmed		
	Teem-to-strip time	Top or bottom teeming				Top or bottom teeming		
	Cycle of usage	30~50mn				30~50mn		
		1~2 heats/day				1~2 heats/day		
Mould weight		5, 150 kg (D=4, 300 kg)				4, 960 kg	5, 150 kg	
Ingot weight		4, 000 kg (D=4, 000 kg)				3, 500 kg	3, 500 kg	
Mould ratio		1.29 (D=1.08)				1.42	1.47	

Table 3. Life and cause of discard of mould tested (C-61)

Material	Mould No.	Life (heats)	Cause of discard	Size of peculiar horizontal cracks (mm)	Number of cracks	
Ductile c. i. mould A	A~1	112	Peculiar horizontal crack	Length width 190×12	2	
	A~2	120		285×12	4	
	A~3	100		280×20	190×15 170×12 330×12	4
	A~4	109		400×25	200×12 250×10 200×10 330×15	5
	A~5	117		230×9	180×10 130×10 180×12 200×8	5
	Average	111.6				
Ordinary-mould E	28-417	110	Crazing Exfoliation by crazing	Cracks occurred between 400mm and 1300mm from bottom.		
	28-418	111				
	28-419	102				
	Average	107.7				
			A-5 could not be observed because of sticker.			

てE鑄型は 107.7回を示しダクティル鑄鉄鑄型がやや良好な成績となつている。しかしこの程度でただちに両者の優劣を論ずることは無理である。しかしここで注目すべき点は廃却原因であつて、E鑄型がいずれも‘クレージング剥げ’であるのに対してA鑄型は全て特殊な横割れによつて廃棄となつていることである。しかもこの特殊な横割れは1箇所でなく4~5箇所ある。この特殊横割れはいずれも使用回数が30~40回において底面より400mm以上のところに発生しており Fig. 2, Fig. 3 に示すようにその疵の深さもかなり深く50~100mmに達している。

また疵の割れ口は一種独特なもので普通のクレージングとはつきり異なつている³⁾しかしながらクレージングは非常に浅く5~10mm程度で進行速度もかなり遅くE鑄型の1/2以下である。したがつてダクティル鑄型はクレージングによる廃却は全くみられず、また外面にもhair crack等はほとんど出ていなかった。ただしE鑄型も使用末期においてはクレージングの進行速度が漸次遅くなり70回頃においては、さきのA鑄型とかなり接近するようである。

(2) ダクティル鑄鉄鑄型(B)について

A鑄型と同様Bについても4本の鑄型を普通鑄型C-56型3本、C-61型4本とともに併用して比較試験を行った。この結果はTable 4およびFig. 4に示すようにここでもダクティル鑄鉄鑄型が平均寿命110.5回に対し普通鑄型は106.5回で前者がやや良好である。しかしながらこれも両者に大きな差異はない。ところがこのB鑄型はA鑄型の場合と異なり、クレージングがいちじるしく発達しほとんどE鑄型と同程度であつた。廃却原因も全てこのクレージングによる縦割れとなつている。もちろん前述せる特殊横割れも40回頃より発生しているがその後はあまり発達していないのである。また

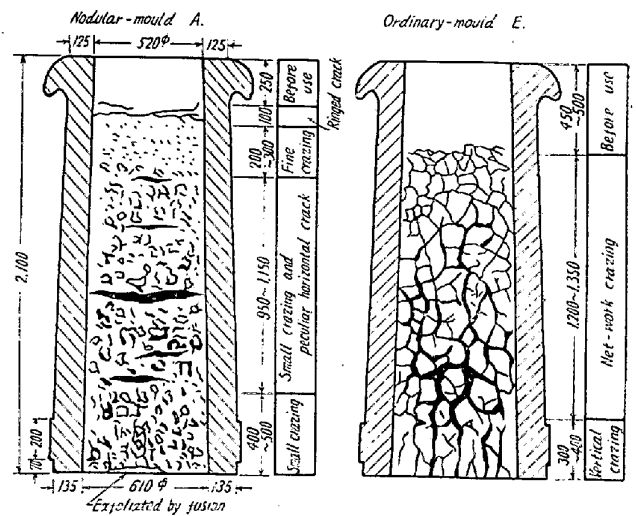


Fig. 2. View of crazing progress at 73 or 74 heats of H, C-61 moulds.

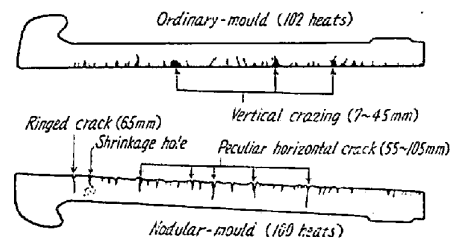


Fig. 3. Depth of crazing and crack.

前述の鉢巻割れ (Fig. 3 参照) に相当すべきものがここでは底部に大きく出現した。そこでこれらをよく調査したところ、さきの鉢巻割れの下部には一群の引け巣が発生し粗鬆組織となつており、こちらの割れは上部に収縮凹部が外側にあることがわかつた。ゆゑにこれはいずれもダクティル鑄鉄の鑄造の際における収縮孔に起因するものであると考えられる。すなわち大型鑄型をダクティル鑄鉄で製造する場合はとくに大きい収縮率を考慮して相当量の押湯を附することはもちろん、他になんらか

Table 4. Life and cause of discard of moulds tested.

Material	Type of mould	Mould No.	Life (heats)	Cause of discard
Ductile c. i. mould B.	C-56	B~1	123	Vertical crack caused by crazing
		B~2	100	" " "
		B~3	123	Crazing
		B~4	96	Vertical crack caused by crazing
		Average	110 ^{±5}	
Ordinary-mould E.	C-56	28-166	113	Vertical crack caused by casting buckle at inner surface
		28-176	100	Vertical crack caused by crazing
		Average	106 ^{±5}	
	C-61	28-637	160	Vertical crack caused by crazing
		28-649	151	Crazing
		28-650	152	Vertical crack caused by crazing
		28-652	154	Crazing
		Average	154 ^{±3}	

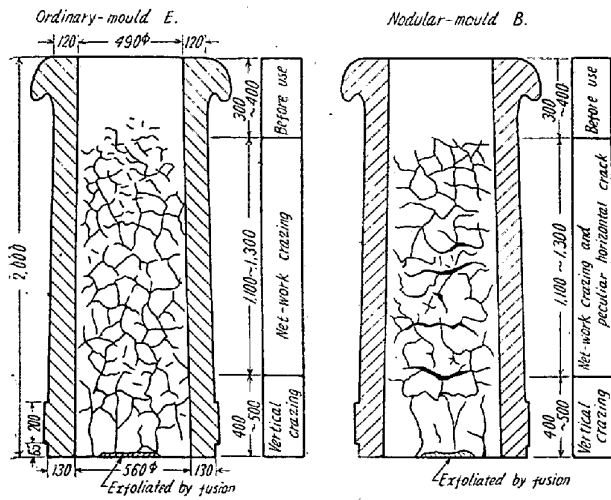


Fig. 4. View of crazing progress at 55 heats of T, C-56 mould.

の対策が必要であることを物語っており、明らかにこれはダクタイル鋳鉄鋳型の一つの特異性であろう。いまかりにこれを引け割れと称しておけばこの引け割れは使用回数が15回頃より発生している。

(3) 使用中における内面疵について

以上各種鋳型の使用結果についてその大要をのべたがここではとくにその内面疵についてのべたい。まずその進行状況を比較するため Fig. 5 に発生時期および発達状況等を図示している。すなわちクレーシングの発生時期を回数で示しその大きさを線の太さおよび長さで表わし、特殊横割れまたは引け割れ等もともに記入し参考に供した。

ここで注目されるのはD鋳型として示した薄肉ダクタイル鋳鉄鋳型であつて、他のダクタイル鋳鉄鋳型と同様特殊横割れはむしろ早目に発生しているが、その寿命は

かなり長く102~105回となつている。したがつて薄肉鋳型がこのように寿命においてさほど遜色が認められないならば、この薄肉に設計したため鋳型単重を約850kg(16.5%)だけ軽減せしめたことは、とりも直さず製鋼鋳型原単位をそれだけ低下せしめたわけで、目的の一部を果したことになるのである。とにかくこれは今後の研究課題として大きな役割を果すものであろうと思われる。

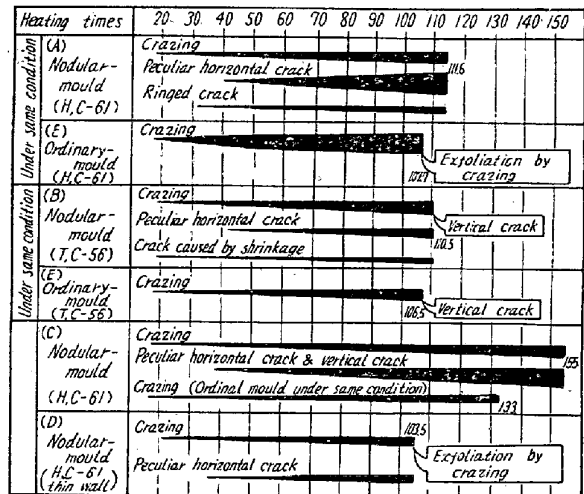


Fig. 5. Progress of crazing and crack in the course of mould heating.

(4) 廃却後における内部組織について

つぎに廃却となつたA, BおよびE鋳型について頭部中央部ならびに底部より顕微鏡試料および引張りならびに硬さ試片を切り出して種々試験を行つた。その結果について順次のべたいと思う。まず顕微鏡組織はその試料を Fig. 6 に示すように(1), (2), (3)の3段に採取しこれを頭部, 中央部, 底部としいずれも鋳型の内面より

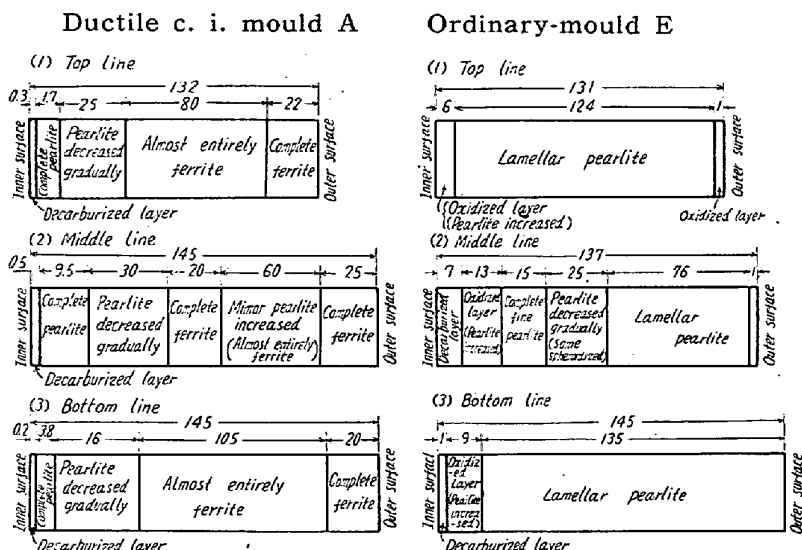


Fig. 6. Change of the structure across wall of A and E-moulds.

外面にいたるまでの連続組織として図示した。すなわち頭部においてはAダクタイル鑄鉄鑄型は内面の脱炭層が極めて浅くつぎの層では初期のフェライト層が鋼塊による高温加熱により悉くパーライト層に変化しており、中心においては鑄造時のフェライトがそのまま残留していることが判る。

ところがこれに反して普通鑄鉄E鑄型は脱炭あるいは酸化せるパーライト層(酸化物を含む成長黒鉛が多いもの)が深く侵入しており、他はほとんど鑄造時のパーライト組織のままである。これは筆者らの過去の実験に徴しても明らかなことである²⁾⁴⁾。

つぎに中央部においては鋼塊による加熱の影響が最もはなはだしいところであるが、図のようにA鑄型はE鑄型に比して内面の脱炭層は極めて浅く(約0.5mm)つぎは頭部と同様に加熱変化のパーライトが続き後は漸次このパーライトが減少し、終にフェライト層にいたつている。しかるにE鑄型は深い脱炭層(約7mm)にさらに酸化層(約13mm)が連らなり合せて約20mmの軟質脆弱部を形成している。この点からもダクタイル鑄鉄は表面の耐熱性に相当の効果を与えたことがうかがえるのである。さてこの軟質層に続き、つぎは一部球状化したセメントイトを有する球状パーライト層であつて、後は層状パーライトに変わり外面におよんでいる。

最後に底部においてはその変化は前述の頭部とおよそ同様であり、その加熱状態が頭部と大差ないことを示している。

(5) 廃却後における内部組織の顕微鏡写真について 前述の廃却後における内部組織を顕微鏡写真によつて示せば Photo. 2, 3 のごとし。すなわちダクタイル鑄鉄および普通鑄鉄製のA, BおよびE鑄型がそれぞれ鋼

塊により高温の繰返し加熱を受け内面の成長酸化をきたし、顕微鏡組織に変化をあたえそれが時とともに増加し漸次外面に向つて進行する状態がよくあらわれている。

なおここにA鑄型における内面①の写真には球状黒鉛が酸化消失し痕跡のみを止めているのが観られるが、普通鑄鉄の片状黒鉛のものと比較して興味深いものがある。またA鑄型の②の位置が内面より約2mm程度に対しB鑄型のそれに相当する②の位置は約8mmとなつてることが注目される。すなわちこのA, B鑄型は鑄造時、黒鉛の球状化率がそれぞれ異なつていたことはすでにのべたとおりである。これが原因となつてかかる結果を

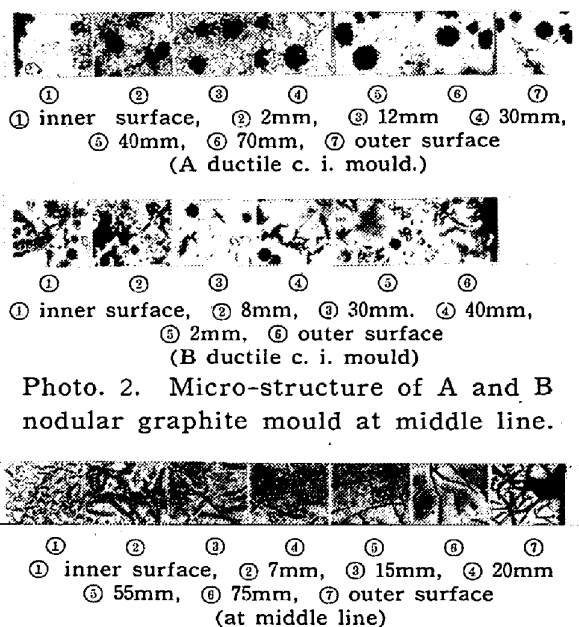


Photo. 2. Micro-structure of A and B nodular graphite mould at middle line.

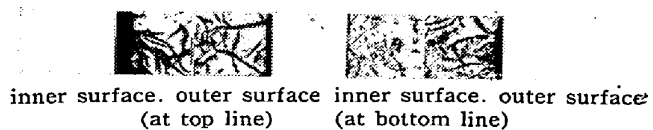


Photo. 3. Micro-structure of ordinary-mould.

生じたものであろうことは想像に難くない。したがつて他の内部組織の変化もすべてこの球状化率の相違によつてその影響を受けているわけである。このことは外側にいたるも同様でたとへば写真の外面⑦において外部加熱による酸化作用はE鑄型が最も激しく、ために hair crack が観察され A 鑄型は最も軽微でほとんど無害といつてよい。そして B 鑄型がその中間にあり、かなり hair crack もあらわれておりその間の事情をよく説明していると思う。

(6) その他

ダクタイル鑄鉄鑄型の鑄造時の高抗張力が使用後廃棄

Table 5. Mechanical properties of discarded moulds.

Properties	Mechanical properties of discarded moulds								Mechanical properties before use	
	Top		Middle		Bottom		Average		Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)
	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)		
Ductile c. i. mould A.	* —	—	24.6	4.0	33.4	6.0	29.0	5.0	43.7	8.0
Ordinary mould E	13.4	2.0	6.6	2.0	10.6	0	10.2	1.3	14.5	1.0

* Top of A ductile c. i. mould was not tested because of shrinkage hole

となつた際組織の変化に伴つてどそだけ脆弱化したかこれを機械的にしらべるためまず引張試験を実施した。その結果を Table 5 に示す。これを見ると使用前の抗張力がダクタイル鑄鉄鑄型において約 43 kg/mm² あつたものが寿命を終るといぢるしく低下し、中央部において約 24 kg/mm²、底部において約 33 kg/mm² となり平均 29 kg/mm² となつている。伸びにおいても同様で最初 8% あつたものが平均 5% に低下していることがわかる。しかしそれでもなお普通鑄鉄鑄型に比較するとはるかに大きくダクタイル鑄鉄の強力性を示している。

つぎに硬度分布を内面より外面にいたるまでの間についてしらべてみると Fig. 7 に示すように各鑄型とも脱炭酸化層の内面をすぎてまず最高の硬度となり、それより漸次低下し加熱変化の最も激しい位置で最低を示している。それからふたたび上昇して第二のピークとなりそれ以後は外面の酸化壁まで次第に低下して行く。これは

これに反し E 普通鑄型は全体的に最低の値を示していることがわかるのである。

IV. 結 言

以上のように大型鋼塊用鑄型にダクタイル鑄鉄を採用して諸種の調査を実施しその使用結果について詳細なる検討を加えた。

すなわちこの鑄型の使用過程においてダクタイル鑄鉄の材質の変化が鋼塊用鑄型として適応するものであるかどうか、また廃棄にいたるまでに現われる二、三の特異性を詳にした。そしてこれらの結果にもとづき普通鑄鉄鑄型と比較して若干の考察を加え、つぎのような結論をえたのである。

- (1) 大型鋼塊用鑄型にダクタイル鑄鉄の採用は期待しうる。
- (2) とくに従来の問題点たるクレージングに対してはすぐれた性能を示し剝離はほとんど発生しない。
- (3) しかしダクタイル鑄鉄鑄型の廃却原因となる特殊な横割れおよび引け割れ等をぜひ防止する必要がある。そのためには鑄造技術の向上と鑄型形状の改善が必要であらう。
- (4) 組織的には 700~750°C 以上の反復加熱によりパーライトが分解し球状黒鉛は塊状となり球状黒鉛自体も分解している。
- (5) 質量効果を狙つて単に薄肉にするというだけではあまり効果はない。やはり熱応力と肉厚のバランスを考えた設計上の考慮が望ましい。

以上が筆者らの得た一応の調査結果であるが、このたびの試験は供試鑄型の本数も少なくこれで十分なる成果を挙げたとはいへない。おそらく今後さらに多くの検討を要する諸問題が見出されるであらう。

しかし現在においてはこの程度の調査報告で多少なりとも鑄型製造者または使用者各位の参考に供し得れば幸甚であると思ふ次第である。

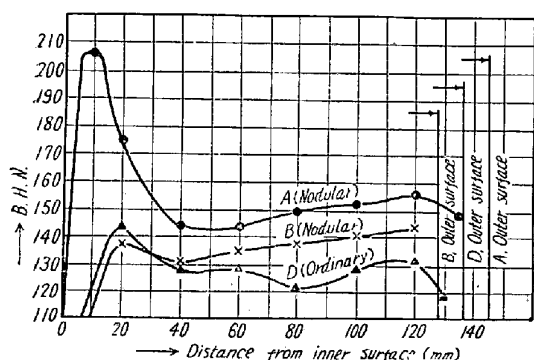


Fig. 7. Hardness distribution in wall of moulds discarded.

既述せる各種鑄型の内部組織および顕微鏡写真の調査結果と全く一致するものでこれを裏付けたことに外ならない。また各種の鑄型別にも固有の差を示しており、全般に A, B, C の順に高い硬度を有している。すなわち A ダクタイル鑄鉄鑄型は内面において最も高い硬度を保ちしかも外面にいたるも終始高い硬度を保持している。

終りに臨み本調査に御協力を賜った当所製鋼部渡辺造塊掛長ならびに木下造塊掛長その他関係者に深く感謝の意を表する次第である。なおダクタイル鑄鉄鑄型は久保田鉄工株式会社および株式会社神戸鑄鉄所の製作にかか

文 献

1) 日本鉄鋼協会鑄物部会鑄型研究委員会

2) 北島哲男, 河野忠信: 鉄と鋼, 40 (1954), 8, p. 14~21

3) Lismer and Pickering: Journal of the Iron and Steel Institute, March, 1952, p. 263~267

4) 北島哲男: 鉄と鋼, 40 (1954), 1, p. 12~24

チルドロール用木炭銑の研究 (I)*

(組織的特性とガス含有量)

大 谷 孝 吉**

STUDY ON THE CHARCOAL PIG IRON FOR CHILLED IRON ROLLS (I)

(The Structural Characteristics and the Gas Contents)

Kōkichi Otani

Synopsis:

It is said that the characteristics of charcoal pig iron is a better suitability for producing chilled iron rolls than the case of other pig irons, such as the coke pig iron, the electric pig iron, and the remelted pig iron.

In practice the following facts are the reason why the charcoal pig iron is used for manufacture of chilled iron rolls: its improvement of chilling effect, reduction of the mottle portion, least shrinkage difference between chill and gray iron, preferable graphitization in the gray iron core, slow cooling rate and increased fluidity of the molten iron.

Up to this time investigators have given no comment on these problems. The principal point of these characteristics presumably is a presence of numerous graphite particles in the core and a high heat content of the molten iron.

These characteristics have been considered to be caused by the nitrogen, the oxygen, the hydrogen, and the impurities. The author investigated experimentally these characteristics.

Three laboratories in Japan (Mechanical Laboratory of Japanese Government, Metal Research Institute of Tohoku University, Laboratory of Mitsubishi Kozai Co. Ltd.) carried out the gas analysis of the charcoal pig iron, the coke pig iron, the electric pig iron, and the remelted pig iron. It was found from this analysis little difference between those determination.

If the characteristics of charcoal pig iron have reference to the gas content, it is probably due to the state of the gas that has been indicated by Hiromu Tanimura¹⁾.

I. 緒 言

チルドロール用銑鉄として木炭銑の賞用される理由はチルがよく入りモットル部が短かく、収縮が少なく、中心層に逆チル現象が生じ難く^{2),3),6),7)}、湯持ちがよく、湯流れがよい等の特性によるといわれている。この木炭銑の性質が高炉銑、電気銑、再生銑よりもすぐれていることは汎く知られた事実である^{4),12),13),14)}。木炭銑はたしかにすぐれた特性を持つているがわれわれ技術者にとってはその本質を解明する必要がある。しかしながら木炭銑を

原料としたチルドロール製造上によく現われている事実については従来明確なる解説が行われていなかったが、その理由の一つは木炭銑の試料溶解に当つて再溶解、高温溶解、あるいは長時間溶解により元来の特性が失われて捕捉しえないためである。また一つには実際チルドロール溶解と比較して試料が小さいため特性の発現量が小さくて現われ難いためである。著者は実際チルドロールに現われた事実を検討して木炭銑の特性と考えられる点

* 昭和 30 年 10 月、本会講演大会にて発表

** 大谷重工業 K. K 羽田工場