

Fig. 19. Relation between appearing frequency of flaw and type of annular segregation.

第4報に譲る事とする。

IV. 結 言

大型炭素鋼鍛鋼品に現われる毛割れ状の偏析きずの性状を観察し、偏析きずは主として偏析線中に存在し、その状態によりC及びS型に分類される事を示した。又偏析きずの機械的性質に及ぼす影響を調査し、偏析きずはその状態により多少の破断抗力を有し、単なる亀裂ではない事を知った。更に偏析きずと組織との関係を調査し、その状態により各部がいくつかの型に分類されるが、何れも組織の生成に対して顕著な影響を及ぼした事が推論され、この事から偏析きずが鍛造終了前より存在する先天的な欠陥である事が結論された。次いで偏析きずの発生に及ぼす製造条件の影響を主として経験的に得られている知見に基づいて検討し、鑄込温度、熔鋼の水素含有量及び Mn/Si 比、鍛造比、熱処理条件等が顕著な影響を及ぼす事を説明した。終りに輪状偏析に種々の型式がある事を示し、これ等と偏析きずの発生との間に見事な相関関係の存在する事を例証した。(昭和30年3月寄稿)

白鉄の凝固速度について*

益 子 美 明**

SOLIDIFICATION RATE OF WHITE CAST IRON

Yoshiaki Masuko

Synopsis:

The solidification rate of white cast iron and the effect of casting temperature, mould temperature and casting size upon it were studied by means of the "pour-out method". By investigation of the roughness and microstructure in the solidification-front surface, the mechanism of solidification was discussed.

The results obtained were summarized as follows:—

(1) In the solidification of white cast iron, the linear relation between the thickness of solidified layer and the square root of solidification time was satisfied only in the early stage of solidification and it deviated from the above relation as time proceeded. Then, the solidification curve was the form of S letter which had two points of inflexion, in other words, white cast iron was solidified through three stages.

(2) From the linear relation in the early stage, the following equation, what was called an "equation of rate of skin formation" could be derived,

$$d = k\sqrt{t} - a$$

where, d: solidified layer (in inch)
t: solidification time (in mn)
k: solidification constant
a: constant

k or "rate of skin formation" decreased as the casting temperature and mould temperature became higher and the casting size became larger.

* 昭和28年4月本会講演大会にて講演 ** 住友金属工業株式会社製鋼所

(3) As solidification proceeded, the roughness in solidification-front surface became larger according to its solidification curve. And it becomes larger with increase of the casting temperature, mould temperature and casting size.

(4) The first point of inflexion in solidification curve was the beginning point of crystallization of a "bee-hive" like ledeburite and the second one was the end point of crystallization of dendritic cementite. With increase of the casting temperature, mould temperature and casting size, these points became later and their time interval became longer, and consequently the microstructure became rough.

(5) From the results above mentioned, the schematic diagram of solidification of white cast iron was drawn and the reason for the appearance of two points of inflexion was explained.

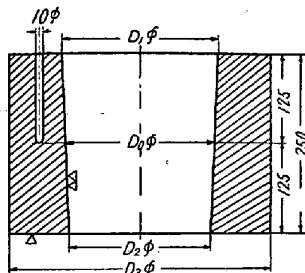
I. 緒言

鑄型内に鑄込んだ金属が如何なる速度で、如何に凝固するかということが健全なる鑄物を製造する上に如何に重要であるかは今更多言を要しないところである。したがってこれに関する研究結果は従来から非常に多く発表されている。しかし白鉄についての研究は砂型に鑄込んだ場合について二、三の研究者⁽¹⁾⁽²⁾⁽³⁾によつて報告されているのみで金型の場合については殆んど報告されていないようである。しかしながら白鉄成分の鑄鉄を金型内に鑄込んだ場合の凝固に関する研究は冷硬鑄物の製造上極めて重要であると考えられる。

よつて筆者は所謂排出法によつて白鉄の凝固速度を求め、これに及ぼす鑄込温度、鑄型温度及び鑄物の大きさの影響を研究した。又凝固進行面即ち凝固金属と熔融金属の境界面の粗さの変化及びその面における顕微鏡組織の変化をも調べ、白鉄の凝固機構を検討した。

II. 実験装置及び方法

実験に使用した鑄型は Fig. 1 に示す如き厚肉の円筒



Size	D_0	D_1	D_2	D_3
Small	100	105	95	175
Medium	200	205	195	350
Large	300	305	295	525

Fig. .1 Dimensions of moulds (in mm)

状のもので大型、中型及び小型の3種類あり、その化学成分は C 3.43%, Si 2.76%, Mn 0.26%, P 0.086% S 0.027%, Ni 0.27%, Cr 0.14%, Cu 0.22% であ

る。大、中、小の鑄型はその高さの 1/2 における内径 (300, 200 及び 100mm) によつて区別したものであり内径のテーパはいづれの場合も 4/100 である。但しこの際各鑄型共高さの 1/2 における内径と肉厚の比が 8:3 になるようにその外径を設計した。又各鑄型の肉厚の中心には 10mm ϕ の細孔を高さの 1/2 まで穿ち、ここに寒暖計を挿入して鑄型の予熱温度を測定した。

実験に使用した鑄鉄は 100 kg 塩基性高周波電気炉で木炭鉄 (C 4.36%, Si 0.47%, Mn 0.40%, P 0.131%, S 0.012%, Ni tr., Cu 0.03%, Cr 0.08%) を主原料とし、これに銅屑 (C 0.74%, Si 0.29%, Mn 0.64%, P 0.033%, S 0.034%, Cu 0.18%, Cr 0.11%) 及び金属珪素 (C 0.21%, Si 94.1%, Mn 0.08%, P 0.013%, S 0.006%) を添加して C 3.9 \pm 0.2%, Si 0.5 \pm 0.2% 及び Mn 0.3 \pm 0.1% の白鉄成分になるように調整したものである。又最高溶解温度及び出湯温度は常に 1450 \pm 5 $^{\circ}$ C 及び 1400 \pm 5 $^{\circ}$ C になるように調整した。

実験条件としては次の如く変化させた。

鑄込温度 ($^{\circ}$ C) 1250 \pm 5, 1300 \pm 5, 1350 \pm 5

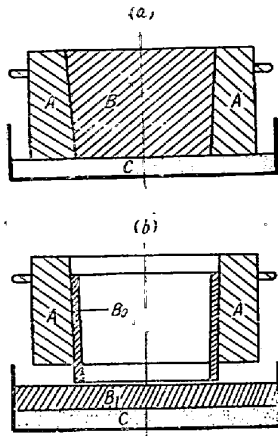
鑄型温度 ($^{\circ}$ C) 80 \pm 2, 180 \pm 2, 280 \pm 2

鑄物の大きさ (mm) 100, 200, 300

(高さの 1/2 における内径)

尚上記各条件における凝固時間 (鑄込開始より排出まで) としては 5, 15, 30, 45, 60, 90, 120 及び 180 s とした。又溶解温度、出湯温度及び鑄込温度はすべて Pt-Pt-Rh 熱電対高温計により正確に測定した。

実験方法としては先ず 1400 $^{\circ}$ C で出湯した熔湯を一旦取鍋にうけて、熔湯が所定の温度になったら Fig. 2-(a) に示す如く所定の温度に予熱された鑄型内に上注ぎによつて出来るだけ急速に (20~25 kg/s) 鑄込み、所定の時間経過後鑄型をクレーンによつて垂直に引上げれば Fig. 2-(b) に示す如く底部は乾燥砂型に接しているため凝固がおくれ未凝固部分の熔湯は下部に落下して僅かにテーパを施した鑄型内に凝固層によつて形成された薄肉円筒状の鑄物が得られる。この方法の再現性を確認するために一定の条件で 3 回同様な実験を行つた結果



A: Cast iron mould
 B: Molten cast iron
 B₀: Solidified cast iron
 B₁: Poured-out cast iron
 C: Dry sand bed

Fig. 2. Experimental apparatus for determination of solidification rate.

充分信頼出来ることがわかつた註1).

凝固層の肉厚はすべて得られた薄肉円筒の上部及び下部における外径及び高さ並に使用した白鉄の比重(本実験の場合の実測値 7.63) より平均の肉厚を算出する所謂重量法によつて求めた。その理由は凝固時間が長くなるにつれて凝固進行面が粗くなり、信頼出来る肉厚の実測値が得られなくなること及び凝固時間の短い場合重量法によつて求めた平均肉厚と高さの1/2における実測値が殆んど一致することによる註2)。

凝固進行面の粗さは鈴木、山岡両氏の石膏転写による鑄肌測定法⁴⁾によつて求め学振法により表示した。

又凝固進行面の顕微鏡組織は得られた薄肉円筒の高さの1/2の部分より採取した試験片につき凝固進行方向に直角方向からこれを観察した。

III. 実験結果並に考察

各実験条件下における凝固層の厚さ及び凝固面の粗さの測定結果を一括して Table 1 に示す。これの結果から、いま凝固時間を \sqrt{mn} 、凝固層の厚さを inch で表わし、凝固速度に及ぼす鑄込温度の影響(鑄型内径を 200mm、鑄型予熱温度を 80°C とし、鑄込温度を 1250 1300 及び 1350°C に変化させた場合)を図示したものが Fig. 3-(a) である。同様に鑄型内径を 200mm、鑄込温度を 1300°C とし鑄型予熱温度を 80, 180 及び 280°C に変化させた場合の凝固速度の変化を Fig. 3-(b) に又鑄型の予熱温度を 80°C、鑄込温度を 1300°C とし鑄型の内径を 100, 200 及び 300mm に変化させた場合の凝固速度の変化を Fig. 3-(c) に示す。又 Photo. 1 には内径 100mm の鑄型を使用した場合に得られた実際

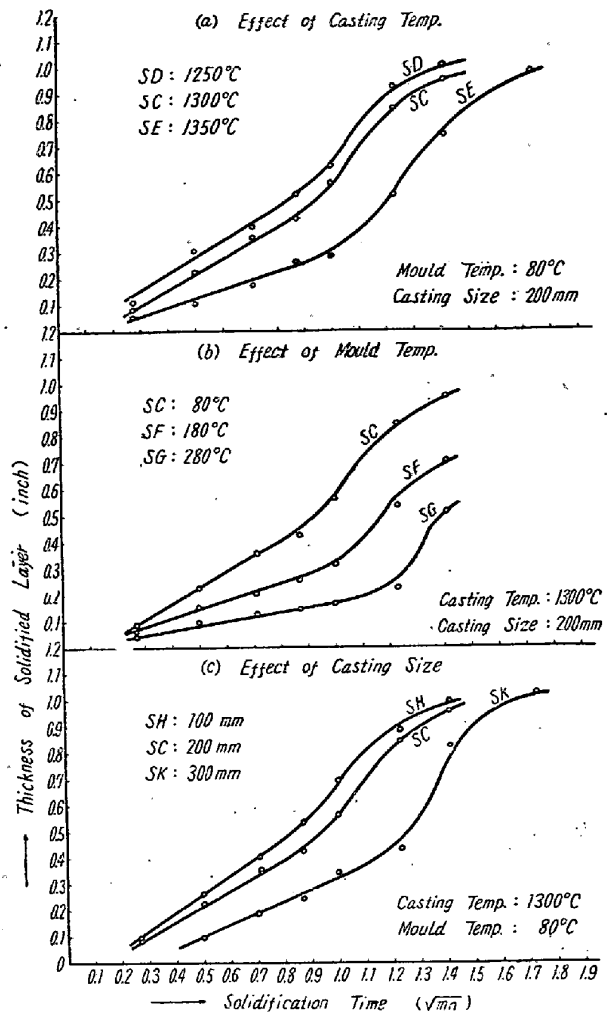


Fig. 3. Effect of casting temp., mould temp. and casting size upon solidification rate of white cast iron.

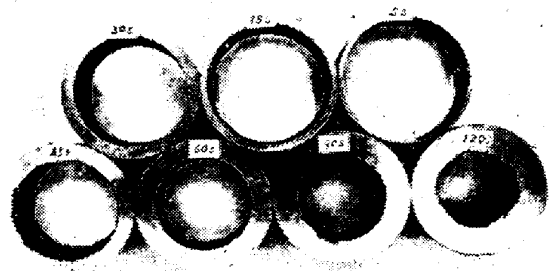


Photo. 1. Thin cylinder castings obtained in the case of casting temp. 1300°C, mould temp. 80°C and casting size 100 mm.

(Dimension: about 1/3)

の円筒状鑄物を示す。

次に凝固進面の粗さの変化に及ぼす鑄込温度、鑄型の予熱温度及び鑄物の大きさの影響を Fig. 4 に示す。又 Photo. 2 には内径 100mm の鑄型を使用した場合に得られた実際の状況を示す。

Table 1. Results of determination of solidified layer thickness and roughness of solidification-front surface.

Test piece mark	Solidification time (s)	Solidified layer (mm)	Roughness of solidification front surface (μ)	Mould size (mm)	Casting temp. ($^{\circ}$ C)	Mould temp. ($^{\circ}$ C)
SC-1	5	2.1	55	200	1300	80
2	15	5.6	70	//	//	//
3	30	9.0	106	//	//	//
4	45	10.8	120	//	//	//
5	60	14.3	170	//	//	//
6	90	21.5	231	//	//	//
7	120	24.1	252	//	//	//
SD-1	5	2.8	40	200	1250	80
2	15	7.7	58	//	//	//
3	30	10.0	100	//	//	//
4	45	13.0	109	//	//	//
5	60	15.8	152	//	//	//
6	90	23.4	169	//	//	//
7	120	25.9	229	//	//	//
SE-1	5	1.5	63	200	1350	80
2	15	2.7	93	//	//	//
3	30	4.5	123	//	//	//
4	45	6.8	147	//	//	//
5	60	7.3	246	//	//	//
6	90	13.0	269	//	//	//
7	120	18.8	312	//	//	//
8	180	24.9	352	//	//	//
SF-1	5	1.6	58	200	1300	180
2	15	3.8	89	//	//	//
3	30	5.1	113	//	//	//
4	45	6.4	155	//	//	//
5	60	7.9	221	//	//	//
6	90	13.6	312	//	//	//
7	120	18.0	—	//	//	//
SG-1	5	1.2	—	200	1300	280
2	15	2.4	133	//	//	//
3	30	3.2	145	//	//	//
4	45	3.6	198	//	//	//
5	60	4.2	255	//	//	//
6	90	5.7	265	//	//	//
7	120	13.1	374	//	//	//
SH-1	5	2.3	30	100	1300	80
2	15	6.7	58	//	//	//
3	30	10.2	74	//	//	//
4	45	13.7	139	//	//	//
5	60	17.6	150	//	//	//
6	90	23.5	153	//	//	//
7	120	25.3	183	//	//	//
SK-1	15	2.5	72	300	1300	80
2	30	4.7	126	//	//	//
3	45	6.2	144	//	//	//
4	60	7.5	207	//	//	//
5	90	11.0	252	//	//	//
6	120	21.0	266	//	//	//
7	180	25.7	376	//	//	//

又凝固進行面の白鉄組織に及ぼす鋳型の予熱温度及び鋳物の大きさの影響の一例を示すのが Photo. 3 及び Photo. 4 であり, Photo. 5 は鋳込温度と凝固時間によつて白鉄組織が如何に変化するかを示したものであ

る.

以上の実験結果に基づいて白鉄の凝固速度及び凝固機構に対して若干の考察を加えれば次の通りである.

(1) 本研究で取扱つた白鉄の場合は, Fig. 3 より

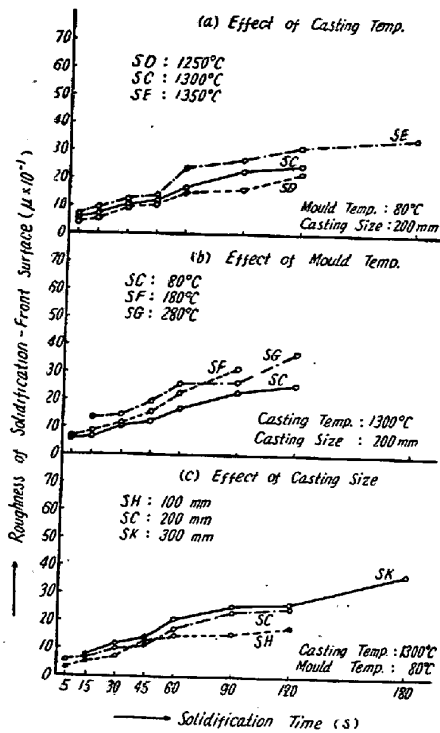


Fig. 4. Effect of casting temp., mould temp. and casting size upon roughness of solidification-front surface.

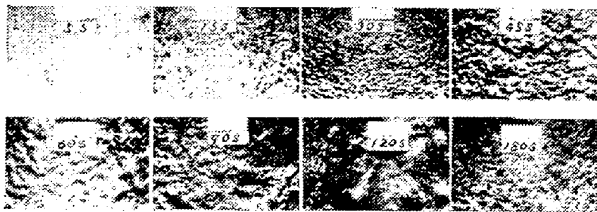


Photo. 2. Roughness of solidification-front surfaces in the case of casting temp. 1350°C, mould temp, 80°C and casting size 200 mm. (Dimension: about 1/2)

わかる如くいずれの場合も、所謂凝固層の厚さは凝固時間の平方根に比例するという直線的な関係が凝固の初期において成立するのみで、時間の経過と共にこの関係から偏倚して来る。即ちその凝固曲線は途中に2つの変曲点を有するS字型を呈し、凝固が段階的に進行することがわかる。

(2) この凝固の初期における直線的な関係は“所謂 rate of skin formation”の方程式²⁾に導くことが可能であり、いま凝固層の厚さを d (inch), 凝固時間を t (mn) とすれば次式が成立する。

$$d = k\sqrt{t} - a$$

ここに k は直線の傾斜を表わすもので一般に凝固常数と呼ばれ、 a は過熱度によつて決まる常数である。

前述の凝固曲線における初期の測定点によつて最小自

Table 2. a & k of the equation in rate of skin formation.

$$d \text{ (inch)} = k\sqrt{t \text{ (mn)}} - a$$

Test mark	a	k
SC	0.069	0.58
SD	0.051	0.65
SE	0.048	0.34
SF	0.015	0.31
SG	0.016	0.15
SH	0.108	0.73
SK	0.098	0.39

乗法により k 及び a を求めれば Table 2 の如くであり、これから凝固速度 k は casting 温度及び casting 型の前熱温度を低くする程、且つ casting 物の大きさの小さい程大となることがわかる。 a の値については R. W. Ruddle⁵⁾, H. F. Bishop⁶⁾ によれば過熱度が大となる程大となると報じられているが本研究の場合にはその間に明瞭な関係が認められていない。

(3) 凝固進行面の粗さは Fig. 4 より明らかな如く凝固の進行と共に漸次大となる。しかもこの粗さの変化は直線的でなく凝固曲線に見る段階的な変化とその推移

を共にすることがうかがわれる。又その粗さは casting 温度 casting 型温度の高い程且つ casting 物の大きさの大なる程大である。これは凝固進行前面に大なる温度勾配がある場合にはその部分に多数の結晶核が発生し、各結晶粒が特定の方向に進行出来ないために平滑になる⁷⁾が、温度勾配が小なる場合にはその逆の現象が起り粗くなることによるものと考えられる。

(4) 凝固進行面の白銹組織は Photo. 3, Photo 4 及び Photo. 5 よりわかる如く casting 温度及び casting 型の前熱温度の低い程且つ casting 物の大きさの小さい程微細である。これは前述の B. Chalmer⁷⁾ の述べていることと一致する。

次に Photo. 5 に見られる如く、casting 温度 1250°C の場合は凝固時間 30 s、casting 温度 1300°C の場合は 45 s、casting 温度 1350°C の場合は 60 s において表面の微細な樹枝状セメントに混つて蜂窩状のレーデブライト組織の現われているのが認められる。これは前掲の凝固曲線における第一の変曲点に相当する。更に凝固が進行すると、casting 温度 1250°C の場合は凝固時間 90 s、casting 温度 1300°C の場合は 120 s、casting 温度 1350°C の場合は 180 s で凝固進行方向に鋭く成長した樹枝状のセメントが消失する。即ちこれは凝固曲線における第二の変曲点に相当する。従つて先に白銹の凝固は段階的に進行することを述べたが、顕微鏡組織的にもこれを確認す

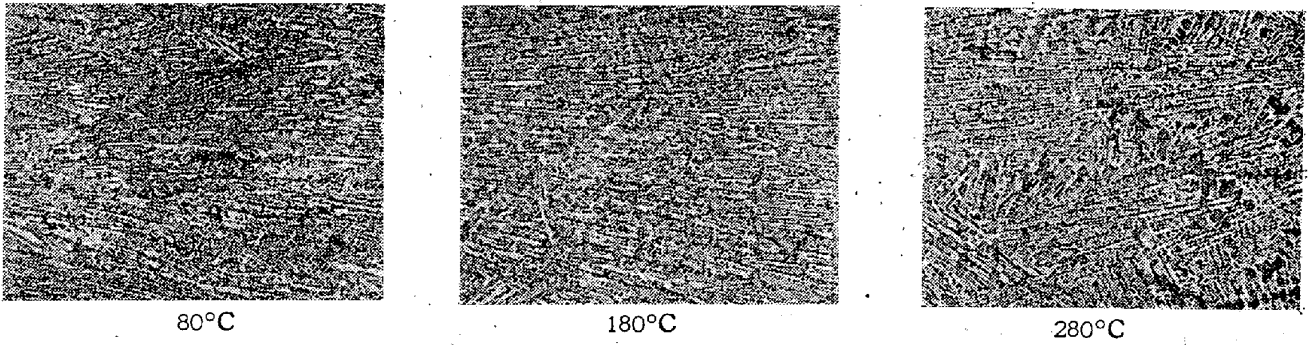


Photo. 3. Effect of mould temperature upon micro-structure in solidification-front surface (Casting temp. 1300°C, casting size 200mm, solidification time 5s, 5% picral etch $\times 100(2/3)$)

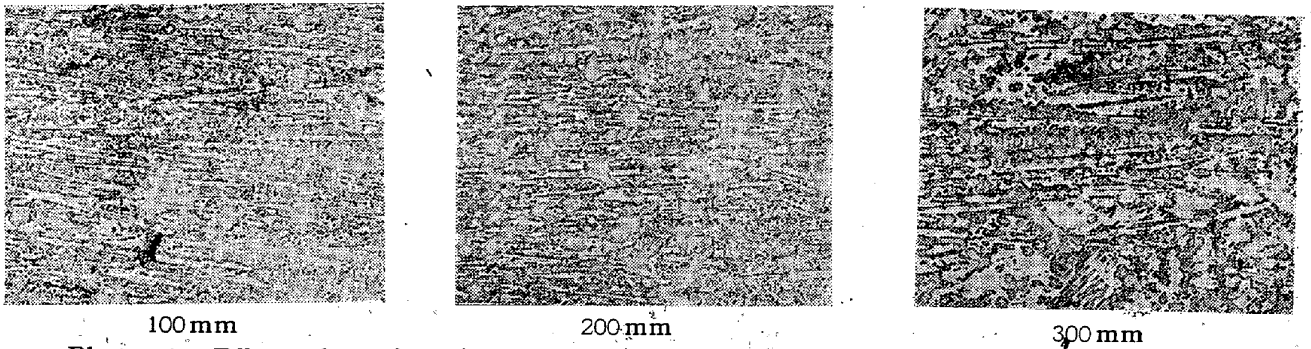


Photo. 4. Effect of casting size upon micro-structure in solidification-front surface. (Casting temp. 1300°C, mould temp. 80°C, solidification time 5s, 5% picral etch $\times 100(2/3)$)

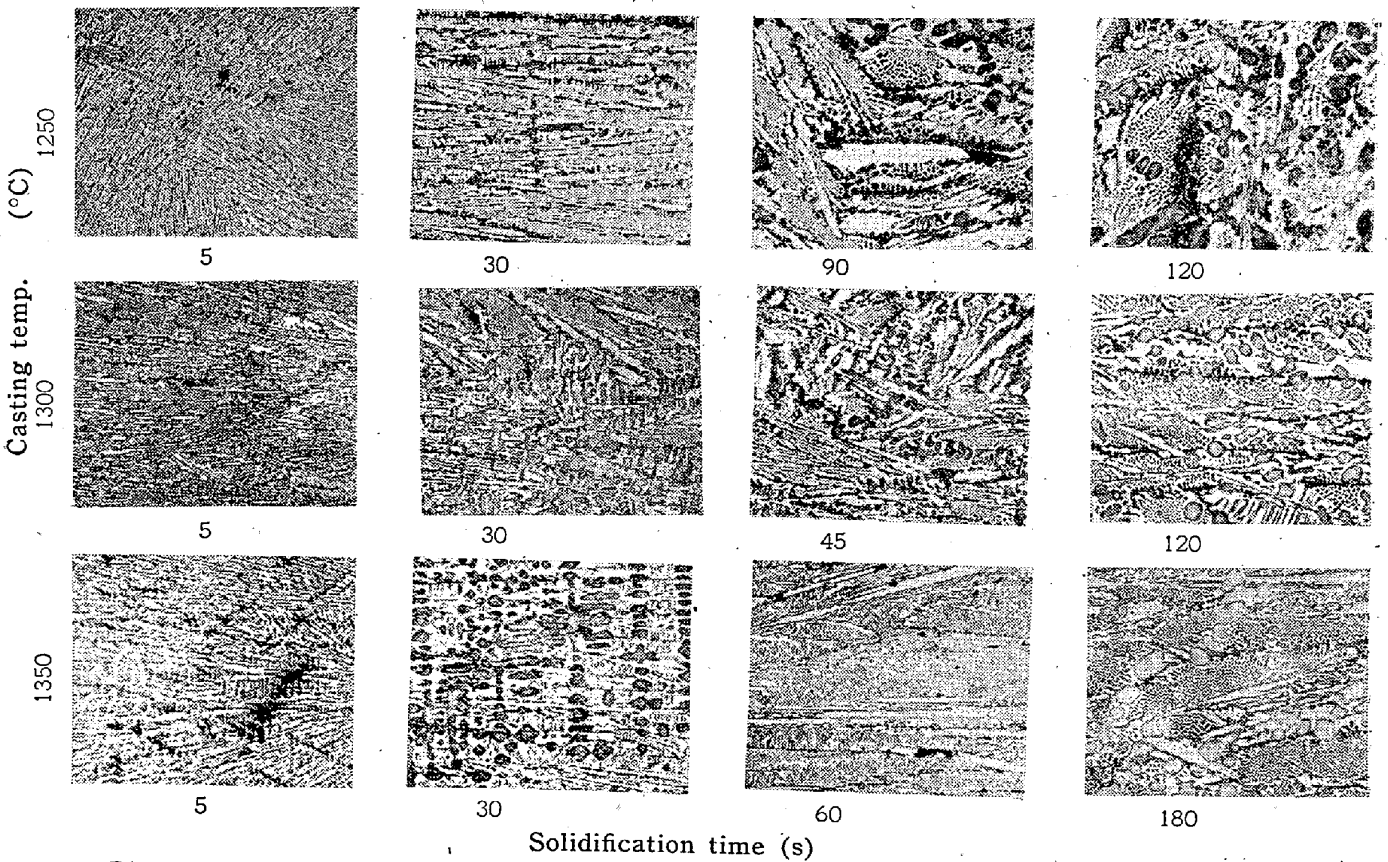


Photo. 5. Effect of casting temp. upon micro-structure in the solidification-front surface. (Mould temp. 80°C, casting size 200mm, 5% picral etch $\times 100(1/2)$)

ることが可能であり、白鉄の凝固は先ず鑄型表面において湯浴の過冷を起し、ここで先ず初晶オーステナイトが樹枝状に晶出して凝固を開始し、この影響をうけて共晶セメンタイトは樹枝状に晶出する⁸⁾。次に過冷度の減少と初晶オーステナイトの影響の減少によつて共晶セメンタイトは典型的な蜂窩状レーデブライト組織として晶出しやがて樹枝状のセメンタイトは完全に消失して、遂に凝固を完了するという段階をへるものと考えられる。

(5) 最後に白鉄の凝固についての顕微鏡組織的調査を総括すると、鑄込温度及び鑄型の予熱温度の高い程又鑄物の大きさの大きい程、蜂窩状レーデブライトの発生点及び樹枝状セメンタイトの消失点がおくれ、且つこの二点の時間的間隔が大となることが明らかとなつた。かかる観察結果及び前項(4)における考察に基き、H. F. Bishop 及び W. S. Pellini⁹⁾ の鼠鑄鉄の凝固機構にならぬ、白鉄の凝固機構を概念的に描けばFig. 5の如くなる。この図によつて白鉄の段階的な凝固過程及び凝固速度に及ぼす鑄造条件の影響が明らかに説明される。

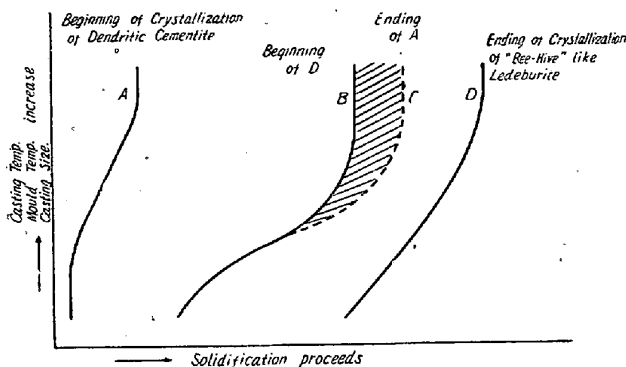


Fig. 5. Schematic diagram of solidification of white cast iron.

IV. 総括及び結言

排出法によつて白鉄の凝固速度を求め、これに及ぼす鑄込温度、鑄型温度及び鑄物の大きさの影響を研究した。又凝固進行面即ち凝固金属と熔融金属の境界面の粗さ及び顕微鏡組織の変化を調べ、白鉄の凝固機構を検討した。

以上の結果を総括すれば次の通りである。

(1) 白鉄の凝固については、所謂凝固層の厚さは凝固時間の平方根に比例するという直線関係は凝固の初期においてのみ成立し、時間の経過と共にこの関係から偏倚し、凝固曲線は途中で2つの変曲点を有するS字型を呈する。即ち凝固は段階的に進行する。

(2) 凝固の初期における直線関係は所謂“Rate of skin formation”の方程式に導くことが出来、それは

次の形をとる。

$$d = k\sqrt{t} - a$$

ここに、 d は凝固層の厚さ(inch)、 t は凝固時間(mn) k は凝固常数、 a は常数である。

而してこの凝固常数 k 即ち“rate of skin formation”は鑄込温度及び鑄型温度を低くする程、又鑄物の大きさの小さい程大となる。

(3) 凝固進行面の粗さは凝固の進行と共に大となり且つその推移は凝固曲線と一致する。

而してその粗さは鑄込温度及び鑄型温度の高い程、又鑄物の大きい程大である。

(4) 凝固曲線における第一の変曲点は蜂窩状レーデブライトの開始点、第二の変曲点は樹枝状セメンタイトの消失点であり、且つこれらの変曲点及びその間隔は鑄込温度及び鑄型温度の高い程、鑄物の大きい程おくれ且つ大となり、従つて粗大な白鉄組織を呈する。

(5) 以上の実験結果に基き、白鉄の凝固機構を概念図を以つて示し、段階的な凝固進行の理由を明らかにした。

終りに臨み、本研究遂行に当り種々御懇切なる御指導をいただいた当社技師長三井三郎博士に対して深謝申上げると共に、実験に協力された清水郁夫君の労に対して感謝する次第である。

註1) 鑄型内径 100mm, 鑄型温度 80°C, 鑄込温度 1300°C, 凝固時間 45s として3回実験を用いその凝固層の厚さを重量法によつて求めた結果は次表の通りである。

Test piece mark	Thickness of solidified layer (mm)
SHA	13.7
SHB	13.5
SHC	13.7

註2) 鑄型内径 200mm, 鑄型温度 80°C, 鑄込温度 1300°C とし凝固時間を 15, 30 及び 60s に変化させて実験を行い、凝固層の厚さを重量法によつて求めたものと高さの1/2における実測値を比較すれば次の通りである。ただし A, B, C, D は円周の四等分点を示す。

Test piece mark	Solidification time (s)	Calculated	Thickness of solidified layer (mm)				
			Observed				
			A	B	C	D	mean
SC 2	15	5.6	5.7	5.4	5.6	5.5	5.6
SC 3	30	9.0	9.0	9.1	9.2	8.8	9.0
SC 5	60	10.8	10.9	10.3	10.8	10.8	10.7

(昭和 30 年 9 月寄稿)

文 献

- 1) B. C. Yearly, R. P. Schauss & P. A. Martin: Trans. Amer. Found. Assoc., 52 (1944) 482.
- 2) H. A. Schwartz: Trans. Amer. Found. Assoc., 55 (1947) 66.
- 3) J. E. Fifield & J. H. Schaum: Trans. Amer. Found. Assoc., 56 (1948) 382.
- 4) 鈴木, 山岡: 鋳物, Vol. 23, No.7 (1951) 6.
- 5) R. W. Ruddle: J. Inst. Metals, March (1950) 8.
- 6) H. F. Bishop: J. of metals, Jan. (1952) 51.
- 7) B. Chalmer: The Structure and Mechanical Properties of Metals, (1949) 17.
- 8) 谷口: 鉄と鋼, 12 (1926) 808.
- 9) H. F. Bishop & W. S. Pellini: Foundry, Feb. (1952) 86.

高周波遅延焼入に関する研究*

三 谷 裕 康**

RESEARCH ON THE DELAY-QUENCHING OF THE
INDUCTION SURFACE-HARDENING

Yūkō Mitani, Dr. Eng.

Synopsis:

General process of the induction surface hardening is as follows: a steel specimen of which the surface is austenitized with induction heating is used to be quenched in the water-jet, as soon as the heating has been stopped. If the quenching time is delayed after the induction heating, hardness of the specimen is not lowered than that of the instantaneously quenched specimen, this unsoftening condition of delay-time is amounted to several seconds for medium-carbon steel, and scores seconds for low alloy steels with medium-carbon content.

This special quenching method above described is called as a "delay-quenching", and it takes effect to the stress relief on the induction surface-hardening.

In the former report it was verified that a "stop-quenching", was a good application for the purpose of stress relief on the induction surface-hardening. However, it cannot be applied to the continuous induction hardening of a long steel rod, on the contrary, "delay-quenching" can be applied to the continuous induction hardening.

I 緒 言

高周波焼入の難点である焼割の対策として、内応力が軽減される様な焼入方法を工夫し、高周波中断焼入 (stop-quenching) が実用的に有効である事を本誌に紹介した¹⁾。しかるに長い鉄鋼部品を連続移動焼入する様な場合には中断焼入を使用する事が出来ない。今回は移動焼入にも適用出来る様な焼入方法について報告する。

高周波加熱終了と同時に噴射水冷するのが普通であるが、高周波加熱終了後そのまま一定時間放冷して、水冷を遅らせる事を試みた結果、炭素鋼では数秒、特殊鋼では数拾秒水冷を遅らせても、通常の瞬間水冷の場合と殆んど硬度が変らない事を確めた。この焼入法は高周波中断焼入とは逆の操作であり、高周波遅延焼入 (delay-

quenching) と称する事にした。

中断焼入では変態応力が軽減され、熱応力が主として残留したのに反して、遅延焼入では熱応力が軽減され、変態応力は残留する。普通の高周波焼入では変態応力と熱応力の総和が内応力として残留する故に²⁾、遅延焼入によつても応力除去が可能であり、焼割防止に有効である事が予想される。但し中断焼入程の効果は期待されない。焼割が問題になるような炭素含有率の高い鋼材では熱応力よりも変態応力の方が大であるから、遅延焼入によつて熱応力のみを軽減する程度では、中断焼入の如く変態応力を軽減する程度の応力除去の効果が期待出来ないからである。

* 昭和 30 年 4 月、本会講演大会にて発表

** 大阪府立大学工学部、教授、工学博士
(旧称浪速大学昭和30年9月1日改称)