

## 論 文

## 急冷凝固した鑄鉄と高炭素鋼の鑄片の特性

吉田 千里\*・谷口 一幸\*<sup>2</sup>・中川 知和\*<sup>3</sup>  
 須藤 正俊\*<sup>4</sup>・野崎 輝彦\*<sup>4</sup>

## Characteristics of Rapidly Solidified Cast Iron and High Carbon Steel

Chisato YOSHIDA, Kazuyuki TANIGUCHI, Tomokazu NAKAGAWA,  
 Masatoshi SUDO and Teruhiko NOZAKI

## Synopsis:

After the energy crisis the steel industry is required to minimize its energy consumption. Direct connection with a hot rolling process in continuous casting is one of the solutions for this problem. Furthermore along with the developments of the continuous casting process, new casting processes are presently under development with the objective of eliminating most parts of the rolling and heating processes.

As the solidification rate of the rapidly solidified plate in the new casting processes is  $10^0 \sim 10^3$  C/s, the properties of the cast plate are expected to be improved. As the first step in our experiment, the properties of cast iron and high carbon steel were investigated.

Thin sheets of cast iron were made by the twin roll test caster and cold rolling. Cold rolling was attainable due to the fine spheroidal graphite structure formed by the rapid solidification and the following annealing.

Furthermore, rapid solidification of high carbon steel was investigated by using the water-cooled chill block apparatus, which was supposed to function similarly to a caterpillar type caster. The rapid solidification promoted less macrosegregation and finer MnS inclusions.

It is well known that in the high carbon steel, the heat treatment is necessary for spheroidizing the cementite structure. It was proved, however, by the rapid cooling at eutectoid temperature, the spheroidal cementite structure was obtained in a relatively shortened annealing time.

## 1. 緒 言

鋼の連続鑄造から圧延までの工程の変遷は、工程省略が主体であった。現在は連続鑄造と圧延の直結化が行われているが、次の世代の工程は連続鑄造と圧延を一体化したプロセスとなる。

Table 1 は、急冷凝固プロセスの分類表である。方式 I は鑄片厚みが 20~50 mm 程度で、プロセスとして

Table 1. Classification of new casting process.

	Casting	Thickness	Cooling rate	Process
I	Thin slab casting	20~50 mm	$10^0 \sim 10^3$ C/s	Twin belt Chill block
II	Strip casting-1	1~10 mm	$10^2 \sim 10^3$ C/s	Twin roll etc.
III	Strip casting-2	<1 mm	$10^4 \sim$ C/s	Single roll Twin roll

は、双ベルト法やチルブロックを用いた方法が考えられている。方式 II は鑄片厚みが数 mm で、双ロール法がその代表的なものである。方式 III は鑄片厚みが 1mm 以下で、単ロールや双ロール法で行われている。

溶鋼から直接数 10 mm の薄スラブを製造することができれば粗圧延工程を省略することができるし、溶鋼から直接数 mm 程度の薄鑄片が製造できれば仕上圧延工程も省略できる。この時鑄片は、 $10^0 \sim 10^3$  C/s の急冷凝固により新しい材質的メリットが見出される可能性がある。急冷凝固プロセスとしては古くより数多くのアイデアが提出されているが<sup>1)</sup>、材質に関する問題はまだ未解決のものが多い<sup>2)</sup>。

本研究では、研究の第 1 段階として、鑄鉄の急冷凝固を双ロール法で行った。これは Table 1 の II に相当する。次に、2 枚の水冷の銅チルブロックの間に、3~40

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 1 月 10 日受付 (Received Jan. 10, 1986)

\* (株)神戸製鋼所 材料研究所 工博 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

\*<sup>2</sup> (株)神戸製鋼所 材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd.)

\*<sup>3</sup> (株)神戸製鋼所 機械研究所 (Mechanical Engineering Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

\*<sup>4</sup> (株)神戸製鋼所 技術情報企画部 (Technical Information & Planning Department, Kobe Steel, Ltd.)

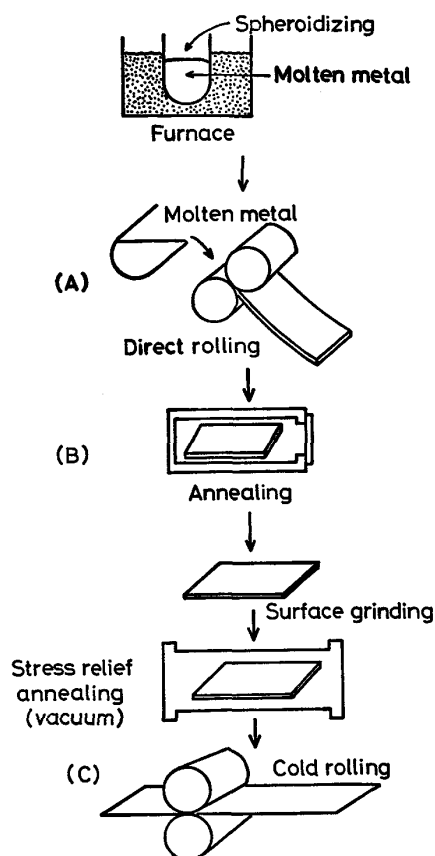


Fig. 1. Rolling process of ductile cast iron.

Table 2. Chemical composition of ductile cast iron (%).

C	Si	Mn	P	S	Mg
3.4	2.4	0.12	0.06	0.016	0.03

mm 厚の高炭素鋼を鑄造し、鑄片の性質を調査した。これは、方式 I と II に相当する。方式 III の急冷薄帯は本研究では行っていない。

### 2. 鑄鉄を用いての双ロール実験

鑄鉄は鑄物という概念が強く、板材等への適用の試み<sup>3)</sup>はあまり行われていない。本実験では、実験室的規

模で、球状黒鉛鑄鉄溶湯を双ロールに鑄造し、1~2 mm の板を作製し、さらにその冷間圧延を行った。

#### 2.1 実験方法

Fig. 1 に鑄鉄薄板の作製方法を示す。15 kg の高周波溶解炉で鑄鉄を溶製し、黒鉛球状化処理（球状化剤として 1% の Fe-Si-Mg 合金を、接種剤として 0.4% の Fe-Si 合金を置注法で添加）を行って Fig. 1 (A) の双ロールに溶湯を鑄込んだ。双ロールは 150 mmφ で、260 mm l の鋼製の水冷ロールで、2本のロールを 45 度の角度で斜めに配置した<sup>3)</sup>。ロール周速度は 5 m/min ~10 m/min で、初期ロール間隔は 1~2 mm である。

次に、(B) の黒鉛化焼鈍を電気炉で行い、(C) の冷間圧延で約 0.5 mm の薄板とした。化学組成の一例を Table 2 に示す。

#### 2.2 実験結果と考察

##### 2.2.1 ミクロ組織

Photo. 1 は (A) 双ロール鑄造後、(B) 黒鉛化焼鈍後、(C) 冷間圧延後のミクロ組織写真である。双ロールでは、溶湯が急冷凝固されるためにセメンタイトとオーステナイト（常温ではフェライトとパーライトに変化）の共晶である白銑組織となるが、これを黒鉛化焼鈍すると、20 μm 以下の球状黒鉛が析出し、黒鉛とフェライトの組織となる。冷間圧延をくり返して薄板とすると (C) のように黒鉛は扁平となる。

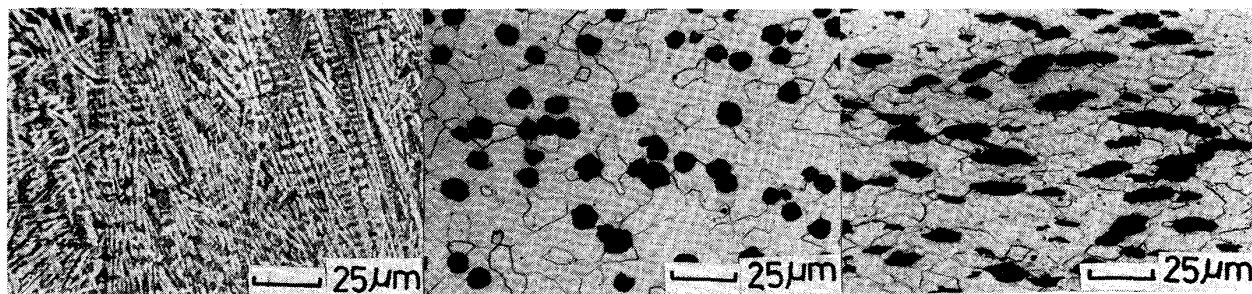
Photo. 1 (A) はデンドライト組織で、表面部での 2 次アーム間隔は約 7 μm であつた。岡本<sup>4)</sup>により求められている次式の 2 次アーム間隔と冷却速度の関係を急冷域まで拡大して用いると冷却速度は約 10<sup>3</sup>°C/s となつた。

$$d_2 = 340 \left( \frac{1}{\%C} - \frac{1}{4.3} \right)^{0.35} / v^{0.28}$$

$d_2$  : 2 次アーム間隔 (μm)

$v$  : 冷却速度 (°C/min)

双ロールで鑄造した鑄鉄薄板の黒鉛化焼鈍実験を行った。軟質で伸びの大きい球状黒鉛鑄鉄を作製するには、

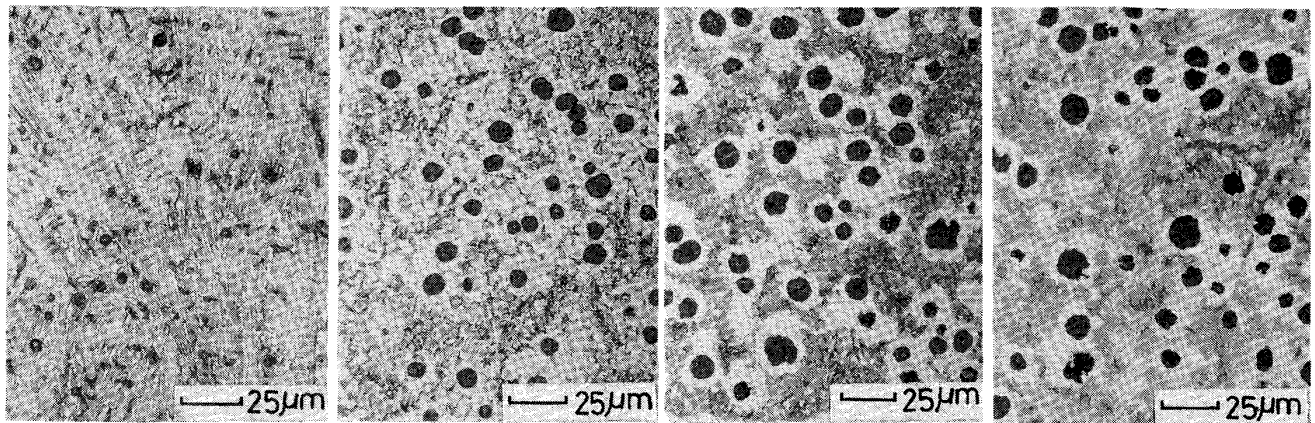


(A) Twin roll

(B) Annealing

(C) Cold rolling

Photo. 1. Micro structure.



(A) Before annealing

(B) 5 min

(C) 10 min

(D) 15 min

Photo. 2. Change of micro structure by annealing at 900°C.

800~900°C のオーステナイト域で 2~3 h と 700~750°C の共析変態域で 3~6 h 保持後炉冷または空冷でフェライト基地とすることが多い<sup>5)</sup>。Photo. 2 は 900°C に加熱した炉内に試料を所定時間保持した後冷却した実験の結果である。Photo. 2 (A) は焼鈍前の白鉄組織である。(B) は 5 min 保持した場合でセメンタイトのかなりの部分が黒鉛に変態しているが、まだ基地組織にセメンタイトが残留している。(C) は 10 min で (D) は 15 min 保持した場合で、10~15 min の保持で、(A) でみられたセメンタイトは分解して黒鉛とフェライトとパーライトの組織となつている。次に基地組織とパーライトからフェライトへの変態を調べた。900°C で完全にセメンタイトを分解した試料を、700°C で所定時間保持した後冷却したところ、10 min 保持でフェライトになつていた。以上の結果から、900°C と 700°C でそれぞれ 10~15 min 保持することで白鉄組織が球状黒鉛とフェライトからなる組織に変態することがわかつた。従つて鉄薄板は、通常の球状黒鉛に比較してかなり短時間で黒鉛化焼鈍が行われたことになる。

黒鉛化焼鈍が短時間でされる理由として、鉄薄板が急冷凝固されるため、セメンタイトのラメラ間隔が小さくなりセメンタイト溶解の際の炭素原子の拡散経路が短くなることが考えられる<sup>6)</sup>。その他の理由として、本実験では接種した溶湯を双ロールで铸造したため、Photo. 2 (A) に示すように白鉄組織中に微細な黒鉛が混在し、それらが短時間の熱処理で球状黒鉛に成長したこと、さらには圧縮応力により黒鉛化が促進されるとの報告<sup>7)</sup>があることから、双ロールでの圧延効果が黒鉛化に寄与したことも考えられるが、これらについては今後さらに詳細な検討が必要である。なお短時間で黒鉛化が行われる現象を利用すれば、Fig. 1 の (A) 双ロールと (B) セメンタイトの黒鉛化の工程を連続化させて、

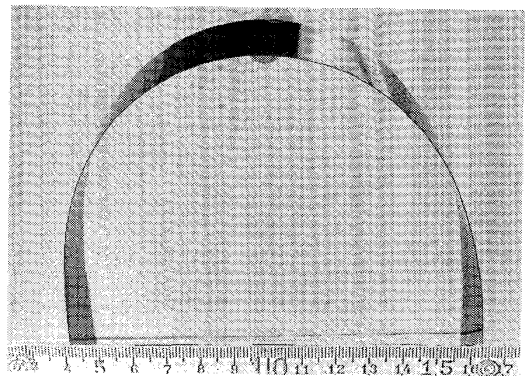


Photo. 3. Sheet of ductile cast iron by cold rolling.

延性のある鉄薄板を溶湯から直接作製することが可能となろう。

### 2.2.2 性質

冷間圧延は中間焼鈍なしに約 20 パスで 2 mm 厚から 0.5 mm 厚とした。圧下率は約 75% まで可能であつた。冷間圧延を可能にしたのは、急冷凝固と熱処理により、球状黒鉛を微細に分散させたことと、共晶セメンタイトを分解させたことである。

冷間圧延した鉄薄板は、Photo. 3 に示すようにわん曲させることができ、若干の深絞りも可能である。これは従来の鉄材料では得られなかつた性質である。引張強さは 35 kg/mm<sup>2</sup> で、のびは 10% である。鉄薄板は鉄特有の性質を失うことなく薄板にしたものであるの、鋼板と比較して耐候性等に優れていることが期待される。

鉄薄板には、2~3% の Si が含有されているので、珪素鋼板の代替をねらいとして磁氣的性質を測定した。高温焼鈍と歪取焼鈍した試料の磁束密度  $B_{10}$  (10 Oe での磁束密度) は 5.4 KG で保磁力  $H_c$  は 2.9 Oe であつた。高温焼鈍は 1100°C で 2 h、歪取焼鈍は 800°C

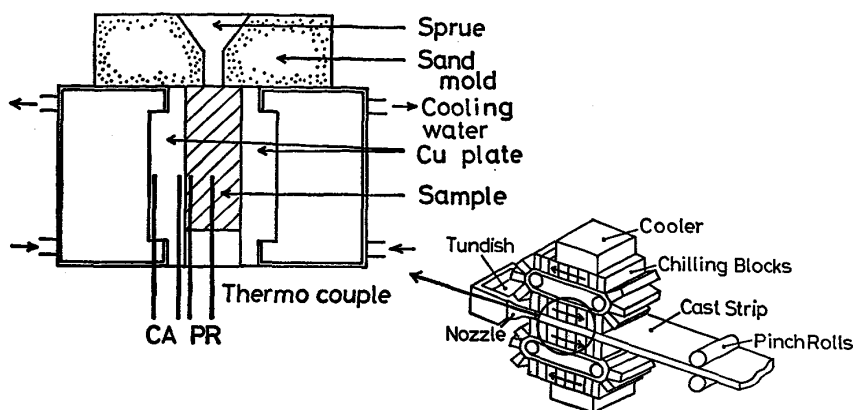


Fig. 2. Experimental apparatus.

Table 3. Chemical composition of high carbon steel (%).

C	Si	Mn	P	S
0.8	0.35	0.5	0.03	0.025

水冷銅チルブロックの間に鑄込み、鑄片の冷却特性、鑄造組織、マクロ偏析、介在物粒径等を調査した。本実験は Fig. 2 に示すように、チルブロック方式のキャストでの冷却を想定したものである。

高炭素鋼では、冷間圧延の前に、熱延材のセメント球状化処理を必要とするので、セメントの球状化に対する急冷効果も調査した。

### 3.1 実験方法

Fig. 2 は、水冷の銅チルブロック（銅板の厚み 25 mm）の実験装置である。15 kg の高周波溶解炉を用いた溶湯を砂型の湯道を通して上注し、銅チルブロックで急冷凝固させた。Table 3 に化学組成を示す。鑄込温度は 1590°C 一定で行った。鑄片サイズは縦 120 mm、横 70~80 mm で、厚みは 40, 25, 10, 5, 3 mm である。鑄片は銅チルブロック内で常温まで冷却した。また 40 mm 厚の鑄片と鑄型の测温を行い、冷却挙動を検討した。测温位置は、鑄型内では鑄片側及び冷却水側からそれぞれ 3 mm のところである。鑄片内では、鑄片中心部と鑄片表面から 3 mm のところである。

### 3.2 実験結果と考察

#### 3.2.1 冷却特性

40 mm 厚の鑄片と鑄型との間の熱伝達係数を種々変化させて、鑄片と鑄型の温度変化を計算し、実測値と比較して熱伝達係数を求めた。熱流の方向は、鑄型面に垂直な方向と考えられるため、一次元の熱伝導計算で行った。熱伝達係数を 0.06 cal/cm<sup>2</sup>·s·°C とすると、Fig. 3 に示すように計算値と実測値が比較的一致した。鑄型内温度は、鑄型表面から 3 mm の位置で 240°C であった。

上記データを用いて鑄型内の熱流束を計算したところ、平均値として約 40 cal/cm<sup>2</sup>·s となり、金材技研が双ベルト方式の Hazelett で行った時の熱流束<sup>8)</sup>と同等の値となつた。このことから、双ベルト方式と本実験で想定したチルブロック方式には鑄型の冷却能には大きな

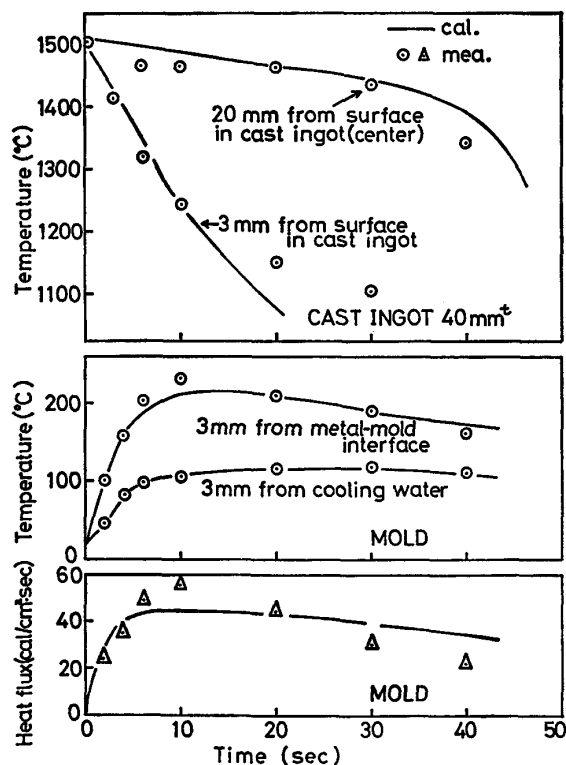


Fig. 3. Temperature of cast plate and mold.

で 2h、いずれも水素雰囲気で行った。しかし、磁性材料と比較して（例えば、1% 珪素鉄  $B_{25}=16\text{KG}$   $H_c=0.4\text{Oe}$ ）劣つた性質となつている。この理由としては、黒鉛が存在することか、黒鉛が存在するために結晶粒が粗大化されなかつたことが考えられる。

### 3. チルブロックを用いての高炭素鋼の急冷凝固実験

Table 1 の I と II の研究として、0.8% C 鋼を 2 枚の

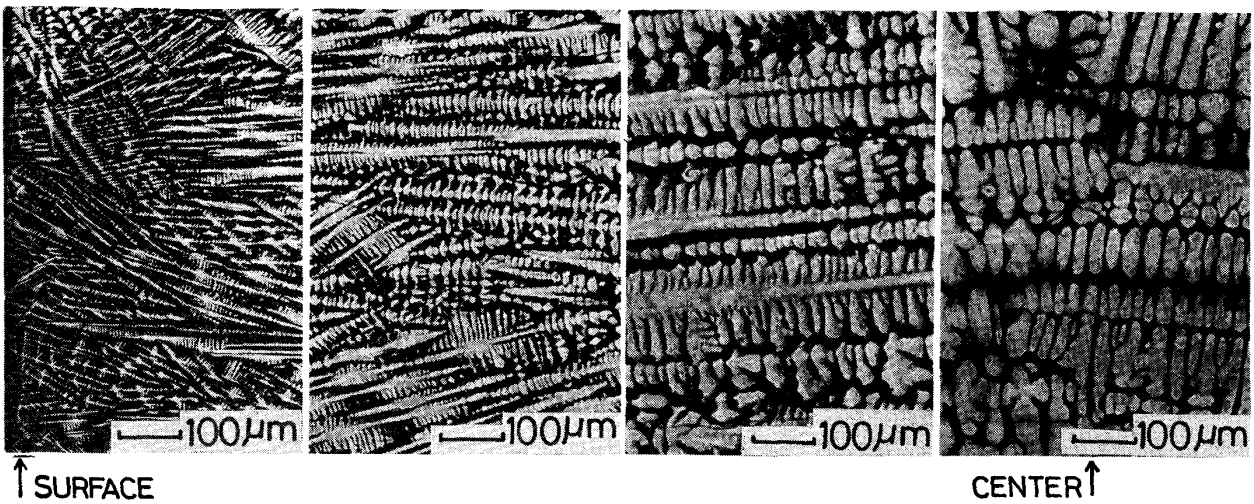


Photo. 4. Macro structure (25 mm thick cast plate).

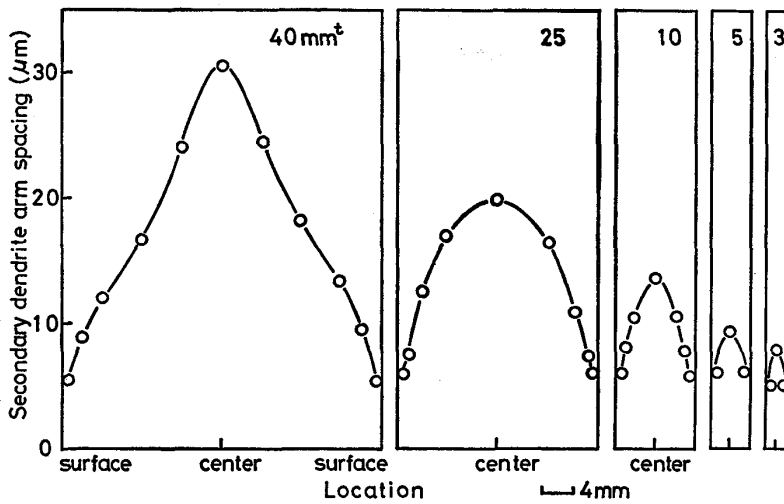


Fig. 4. Secondary dendrite arm spacing.

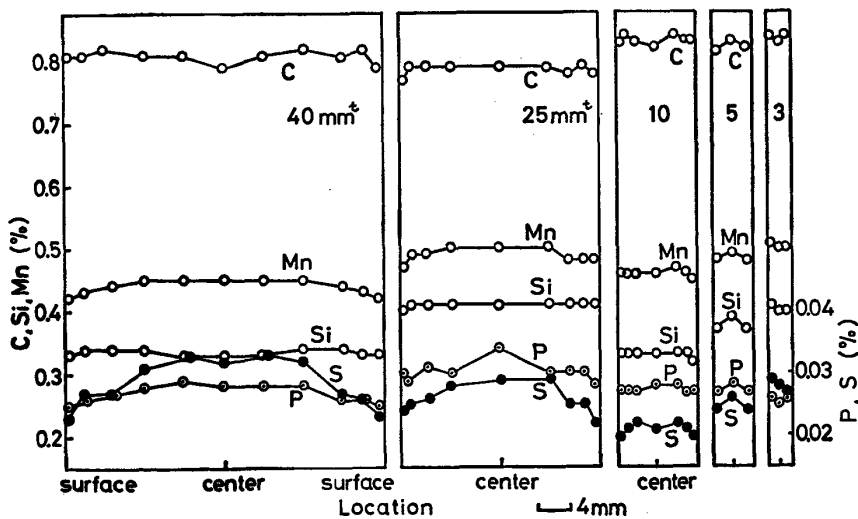


Fig. 5. Macro segregation.

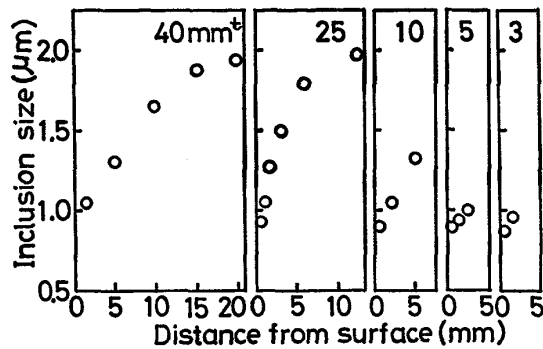


Fig. 6. Average inclusion size.

相違はないものと考えられる。

### 3.2.2 マクロ組織

Photo. 4 は、25 mm 厚の鑄片の表面から中心へのデンドライト組織である。鑄片表面から中心にかけて柱状晶がのび、等軸晶は存在しなかつた。他の厚みの鑄片もすべて柱状晶であつた。ただし、いずれの鑄片にも中心部でキャビティーが存在することがある。

各鑄片の鑄片表面から中心までのアーム間隔の測定結果が Fig. 4 である。鑄片表面部が 5~6 μm で、鑄片の厚みによりほとんど変化しなかつた。鑄片中心部は、鑄片厚みの増加によりアーム間隔の増加がみられた。鈴木ら<sup>9)</sup>により求められた次式に示すアーム間隔と冷却速度の関係急冷域まで拡大して使用すると、鑄片表面部の冷却速度は  $3 \times 10^3 \sim 5.5 \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C/s}$  の範囲で、40 mm 厚鑄片の中心部の冷却速度は  $5 \times 10^1 \text{ }^\circ\text{C/s}$  となつた。

$$S = 710 \cdot R^{-0.39}$$

$S$ : 2次アーム間隔 (μm)

$R$ : 冷却速度 ( $^\circ\text{C/min}$ )

### 3.2.3 マクロ偏析

Fig. 5 は鑄片厚み 25 mm の時の C, Si, Mn, P, S の鑄片厚み方向でのマクロ偏析を示したものである。図中の分析値は、カウントバック分析による。Fig. 5 で特徴的なことは、鑄片内で偏析が軽微であつたことである。C, Si, Mn についてはいずれの鑄片厚みでも偏析が少なく、P と S については 40 mm と 25 mm で若干の偏析がみられた程度である。これは鑄片が薄いために冷却速度が大きく、デンドライトが微細で、濃化溶鋼の流動が起こりにくかつたためと考えられる。

### 3.2.4 介在物

鑄片表面から中心にかけて微細な介在物が観察された。Fig. 6 は、40 mm から 3 mm までの各鑄片の表面から中心への平均介在物粒径の変化を示している。表面に比較して中心では粒径が大きくなる傾向がある。表面では、 $0.5 \sim 1 \text{ } \mu\text{m}$  の介在物が多いが、中心に向かうにつ

れて  $0.5 \sim 1 \text{ } \mu\text{m}$  の介在物が減少し、 $3 \text{ } \mu\text{m}$  以上の介在物が増加する。介在物は MnS が多く、MnS の存在位置はデンドライト樹間であつた。

2次のデンドライトアーム間隔は冷却速度に依存しており、また MnS の平均粒径も冷却速度に依存しているため、MnS の平均粒径と 2次アーム間隔の関係も求められる。例えば低合金鋼では、次式の関係があり<sup>10)11)</sup>、2次アーム間隔が小さくなると、MnS の平均粒径も小さくなる。

$$d = 0.034 \times S_{II} + 0.8$$

$d$ : 平均粒径 (μm)  $S_{II}$ : 2次アーム間隔 (μm)

本実験での冷却速度域では、鑄片表面の 2次アーム間隔は 5~6 μm であるので、MnS の平均粒径は約 1 μm となる。また 40 mm 鑄片の中心部は、2次アーム間隔が 40 μm であるので、MnS の平均粒径は 2.2 μm となる。これらの数値は、Fig. 6 の平均粒径の測定結果とよく一致している。

### 3.2.5 セメントイト組織の球状化

Photo. 5 は、Fig. 2 の実験で得られた 5 mm 厚の鑄片と 40 mm 厚の鑄片 (中心部の 5 mm の部分を切り出して調査) を  $690^\circ\text{C}$  で 20 h まで焼鈍したマイクロ組織である。焼鈍前のマイクロ組織は 5 mm の場合が微細パーライトで、40 mm の場合はややあらいパーライトである。5 mm 鑄片では 1 h の焼鈍でかなり球状化が行われ、20 h ではほぼ完全に球状となつている。一方 40 mm の鑄片の中心部では、1 h では部分的に球状化が始まつているが、20 h でもラメラ状のパーライトが残留している。5 mm の鑄片は急凝固に引き続いて共析変態の冷却速度がはやいため、40 mm 鑄片の中心部よりもセメントイトの球状化がはやくなつた。5 mm よりさらに薄鑄片とするか、共析変態の冷却速度を高めることによつてパーライト組織にすれば、セメントイトの球状化時間短縮にはより有効となろう。

また、急凝固で常温まで冷却した鑄片を  $1200^\circ\text{C}$  に再加熱して熱延するプロセスを想定した実験では、セメントイトの球状化には急凝固時の効果はあられわず、熱延後の冷却速度の影響が強くあらわれることを確認した。

以上の結果から、球状セメントイト鋼板を簡略に作製するプロセスを提案することができる。溶湯から双ロール等で直接数 mm の鑄片を作製し、2次冷却ゾーンをもうけて共析変態域を急冷する。その後共析変態直下で保温して球状化を行い、溶湯から球状セメントイト鋼板を連続的に作製する方法である。

### 3.2.6 熱延にともなうデンドライト組織の変化

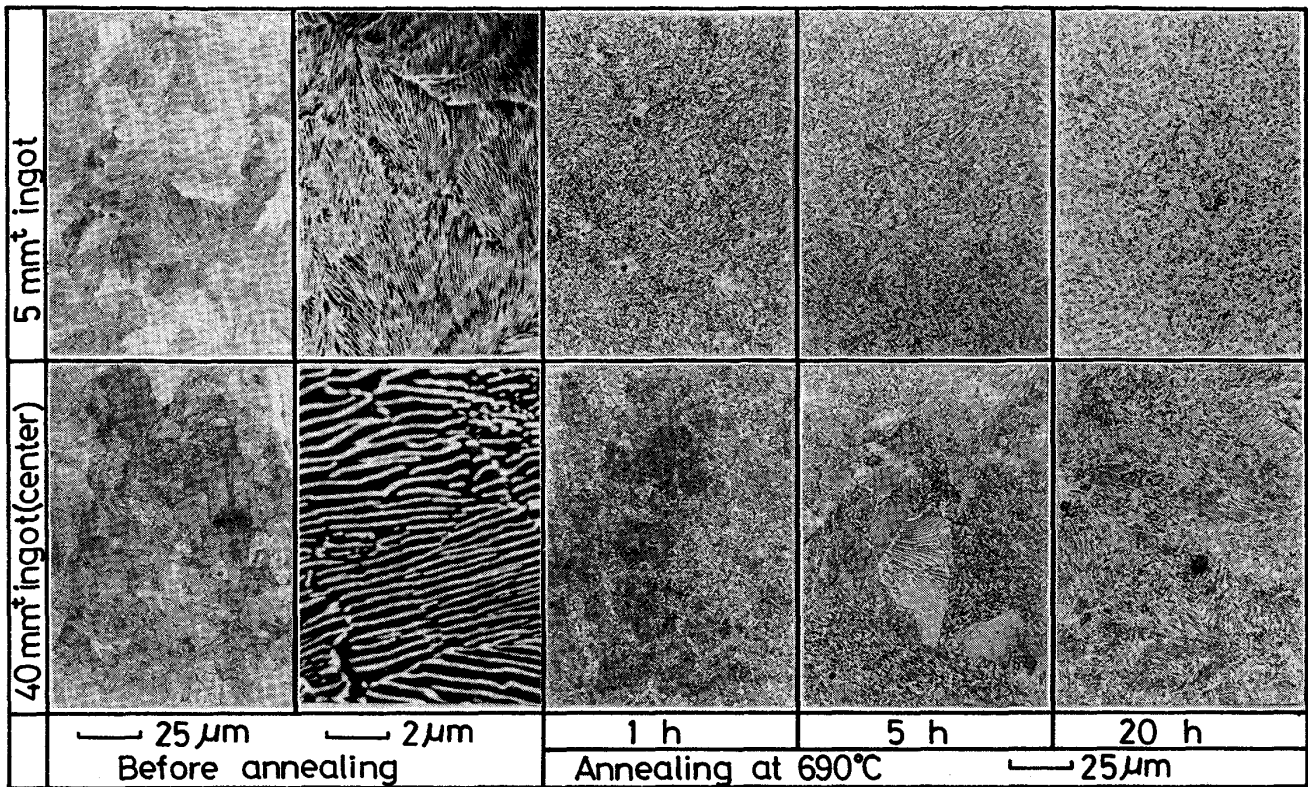


Photo. 5. Spheroidization of cementite structure.

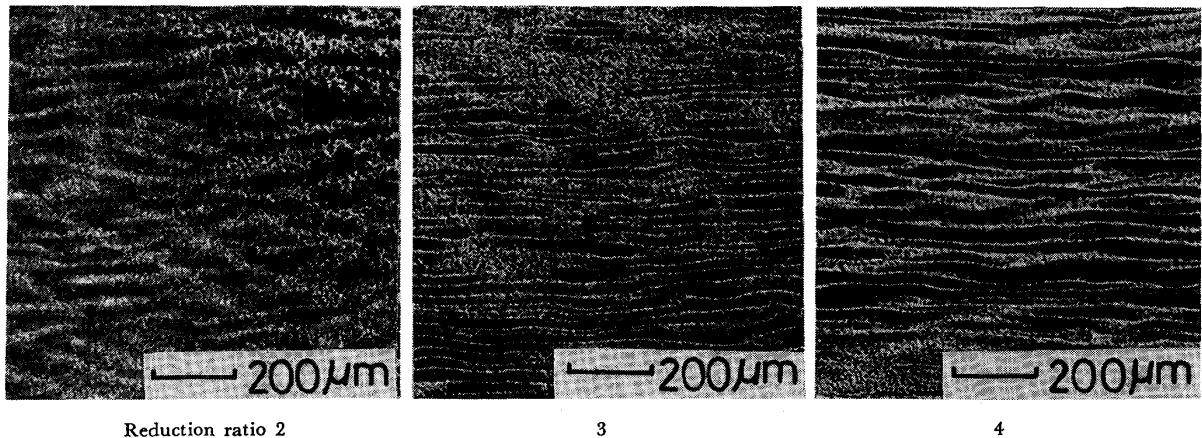


Photo. 6. Change of dendrite structure with reduction.

急冷凝固プロセスでは、いずれの方式でも現行の連铸よりも铸片厚みが薄くなり、大きな圧下比はとれなくなる。急冷凝固した铸片では、圧下比<sup>12)13)</sup>と材質の関係やデンドライトの消失との関係を調べることは圧延工程とのマッチングからも重要である。

本実験では、常温まで急冷凝固した 40 mm 厚の铸片を再び 1200°C で 1 h 加熱した後、仕上圧延温度 900°C で熱延した。Fig. 7 は圧下比にともなう圧延方向の引張強度とのびの変化である。圧下比は初期厚みと圧延後の厚みの比率で示した。強度は圧下比によりあまり変

化していないが、のびは圧下比が大きくなるとばらつきが小さくなり、のびも大きくなる。Photo. 6 は圧下比にともなうデンドライト組織の変化である。撮影位置は、圧延材厚み方向の表面と中心の間である。圧下比を 3 以上にするとデンドライトが見かけ上消失する。これは Fig. 7 の機械的性質の変化と対応している。牛島<sup>14)</sup>は、現行のスラブ連铸片での必要最小圧下比を 3~5 としているが、急冷凝固を利用したプロセスの場合にも 3 以上の圧下比が必要である。

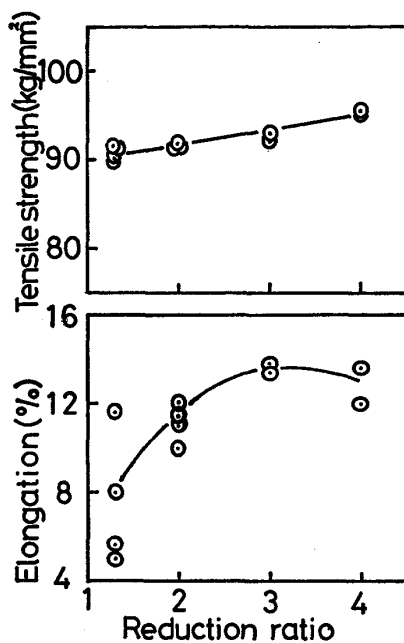


Fig. 7. Change of mechanical property with reduction.

#### 4. 結 言

実験室規模の双ロール法により 1~2 mm 厚の球状黒鉛鑄鉄薄板を作製し、凝固組織と冷間圧延と圧延材の性質について調査した。得られた結果は次のようにまとめられる。

①双ロール法で溶湯は急凝固されるためセメンタイトとオーステナイトの共晶である白銑組織となる。デンドライトの 2 次アーム間隔は鑄片表面部で  $7 \mu\text{m}$  で、2 次アーム間隔と冷却速度の関係を急冷域まで拡大して用いると、冷却速度は約  $10^3 \text{C/s}$  となった。

②双ロール法で得られた白銑組織は短時間の焼鈍で黒鉛組織に変態する。

③黒鉛化焼鈍した鑄片は冷間圧延が可能であった。急凝固とその後の黒鉛化焼鈍により微細黒鉛とフェライト組織となるためである。

④冷延材は容易に曲げることができる。冷延材の磁気的性質を測定したが、磁性材料並みの性質は得られなかった。

次にチルブロックキャスターを想定して、2 枚の水冷却銅チルブロックの間に 40 mm, 25 mm, 10 mm, 5 mm, 3 mm の高炭素鋼を鑄込み急凝固させた。鑄片の冷却特性、凝固組織、マクロ偏析、介在物、セメンタイトの

球状化、熱延における必要圧下率について調査した。得られた結果は次のようにまとめられる。

⑤チルブロック方式の冷却特性を調査した結果、40 mm 厚鑄片の場合で、鑄型内熱流束は約  $40 \text{ cal/cm}^2 \cdot \text{s}$  と推定される。

⑥デンドライトの 2 次アーム間隔は鑄片表面部が 5~6  $\mu\text{m}$  で鑄片の厚みの変化によりほとんど変化しなかった。鑄片中心部では鑄片厚みの増加によりアーム間隔が増加した。2 次アーム間隔と冷却速度の関係から鑄片表面部は  $3 \times 10^3 \sim 5.5 \times 10^3 \text{C/s}$  の範囲で、40 mm 厚鑄片の中心部は  $5 \times 10^1 \text{C/s}$  の冷却速度となった。

⑦急凝固によりマクロ偏析の軽減と介在物の微細化の効果が得られた。

⑧共析変態域を急冷すれば微細パーライトの焼入れ組織となるため、短時間の熱処理で球状セメンタイト組織を得ることができる。また、急凝固で常温まで冷却した鑄片を  $1200^\circ\text{C}$  に再加熱して熱延するプロセスを想定した実験では、セメンタイトの球状化には急凝固の効果はあられず、熱延後の冷却速度の影響が強くなる。

⑨40 mm 厚鑄片を用いて圧下比とデンドライト組織及び機械的性質の関係を検討したところ、3 以上の圧下比が必要であった。

#### 文 献

- 1) たとえば M. R. MOORE: Iron Steelmaker, 10 (1983) 12, p.22
- 2) たとえば B. C. WHITMORE and J. W. HLINKA: J. Met., 21 (1969) 8, p.68
- 3) 草川隆次: 鉄と鋼, 71 (1985), A200
- 4) 岡本平: 鑄物, 49 (1977), p.770
- 5) 大平五郎, 井川克也: 鑄造工学(日本金属学会編) (1971), p.151
- 6) 大出卓, 大平五郎: 鑄物, 44 (1972), p.199
- 7) 大出卓, 大平五郎: 鑄物, 42 (1970), p.913
- 8) 田中稔, 吉松史朗: 鉄と鋼, 69 (1983), p.1684
- 9) 鈴木章, 鈴木武, 長岡豊, 岩田至弘: 日本金属学会誌, 32 (1968), p.1301
- 10) 高田寿, 別所勇, 伊藤孝道: 鉄と鋼, 62 (1976), p.1319
- 11) 高田寿: 北海道大学工学部学位論文「鋼の硫化物系非金属介在物の性状と鋼板の機械的性質に関する研究」(1978)
- 12) 奥村直樹, 南雲道彦, 井上泰, 山本広一: 鉄と鋼, 70 (1984), p.216
- 13) 奥村直樹, 長谷川俊永, 織田昌彦, 南雲道彦: 鉄と鋼, 70 (1984), p.388
- 14) 牛島清人: 第 40・41 回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編) (1976), p.262