

討18

急凝固した鑄鉄と高炭素鋼の鑄片の特性

㈱神戸製鋼所 鉄鋼技術センター ○吉田千里, 谷口一幸, 須藤正俊
開発企画部 野崎輝彦

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

溶鋼から直接数10mm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の急凝固の効果が与えられるので新しい材質的メリットが見出される可能性がある。急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、材質に関する問題は未解決のものが多い。本研究では、鑄鉄と高炭素鋼を用いて、急凝固が与えられた時の材質的特徴を検討した。

2. 急凝固プロセスの分類

Table 1 Classification of new casting process

	Casting	Thickness	Cooling rate	Process
I	Thin slab casting	20~50mm	$10^0 \sim 10^3$ °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

Table 1は、急凝固プロセスの分類表である。本研究では、まず鑄鉄の急凝固を双ロール法で行った。これは、Table 1のIIに相当する。

次に水冷の銅チルブロックの間に高炭素鋼を鑄造し、鑄片の性質を調査した。鑄片厚みを3mm~40mmとしたので、Table 1のIとIIに相当する。

IIIの急冷薄帯については本研究では行っていない。

3. 鑄鉄を用いての双ロール実験

鑄鉄は鑄造性が良好で、比較的腐食に強く、防振性や熱伝導性に優れている等の特徴を有しているため、自動車材料、鑄鉄管、ロール、鑄型等にひろく用いられている。しかし鑄鉄は鑄物という概念が強く、板材等への適用の試み¹⁾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1~2mmの板を作製し、さらにその冷間圧延を行った。

3.1 実験方法

鑄鉄溶湯を黒鉛球状化処理し、斜めに位置した双ロールに溶湯を鑄込んで板を作製した。ロール幅は270mmである。黒鉛化焼鈍後、冷間圧延して0.5mmの薄板とした。Fig. 1が作製方法である。(A)が双ロール、(B)が黒鉛化焼鈍、(C)が冷間圧延である。化学組成の一例をTable 2に示す。

3.2 実験結果

3.2.1 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凝固されるためにセメントナ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）の共晶である自銲組織となるが、これを黒鉛化焼鈍すると、20

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

μ以下の球状黒鉛が析出し、黒鉛とフェラ

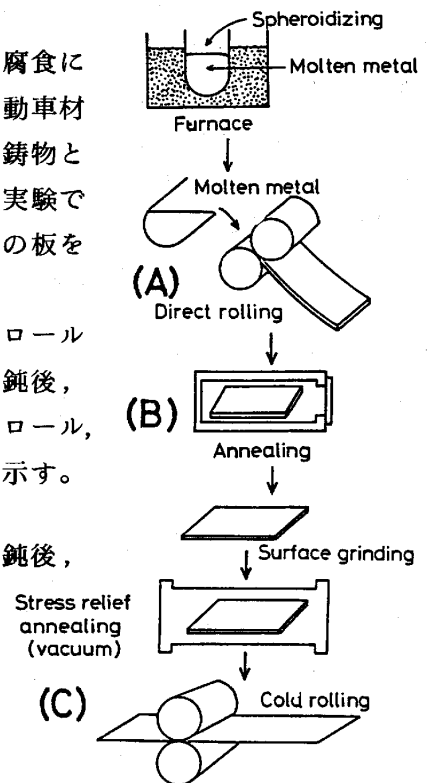
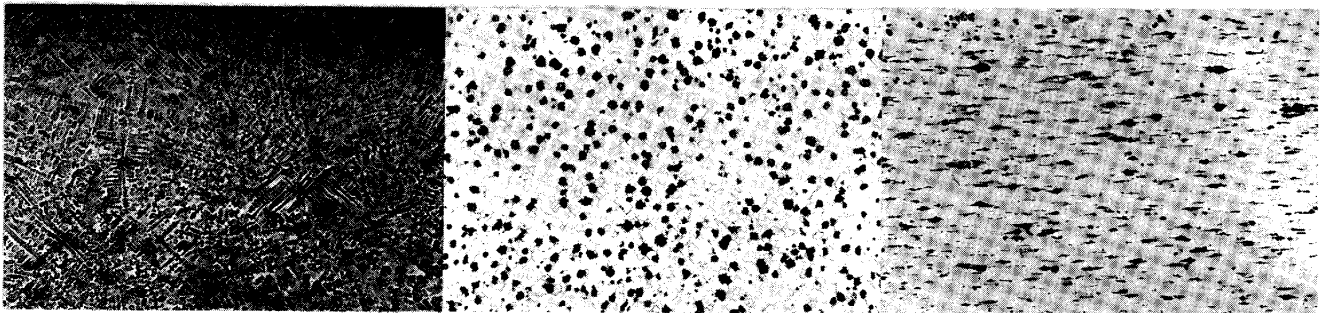


Fig.1 Rolling process of ductile cast iron



(A) Twin roll
Photo.1

(B) Annealing
Micro structure

(C) Cold rolling
100 μm

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)の様に黒鉛は偏平となる。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 μであった。岡本²⁾により求められている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10³ °C/Sとなった。

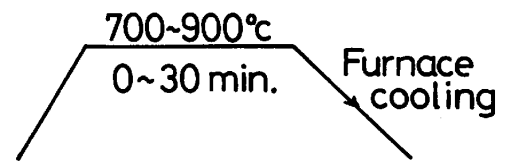


Fig.2 Condition of annealing

3.2.2 鑄鉄板の熱処理

双ロールで鑄造した鑄鉄板について、Fig.2の条件でセメントタイトの黒鉛化に関する実験を行った。その結果、鑄鉄板は、非常に短時間で、例えば850°Cに一旦温度上昇させるだけで、セメントタイトから黒鉛に変化することが観察された。この現象は、双ロールでの急冷時に、鑄鉄板に応力がかかった状態になったため、黒鉛化がはやまったのではないかと考えられる。この現象を利用すれば、Fig.1の(A)双ロールと(B)セメントタイトの黒鉛化の工程を連続化させて延性のある鑄鉄板を溶湯から直接作製することが可能となる。

3.2.3 性質

冷間圧延は中間焼鈍なしに約20パスで2mm厚から0.5mm厚とした。圧下率は約70%である。Siは圧延加工性を低下させる元素であるが、本実験では5%Si近くまで圧延が可能であった。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、共晶セメントタイトを分解させたことである。

冷間圧延した薄板鑄鉄板は、わん曲させることができ、若干の深絞りも可能である。これは従来の鑄鉄材料では得られなかった性質である。引張強さは35kg/mm²で、のびは10%である。本鑄鉄板は鑄鉄特有の性質を失うことなく薄板にしたものであるため、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。

4. チルブロックを用いての急冷凝固実験

Table 1のIとIIの研究として、0.8% C鋼を2枚の水冷銅プレートの中に鑄込み、3mm~40mm厚の鑄片の鑄造組織、マクロ偏析、介在物粒径等の特性を調査した。40mm厚に近い厚み (Table 1のI) はチルブロック方式のキャスターを想定したもので、10mm以下の厚み (Table 1のII) は、ロール方式のキャスターを想定したものである。

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

4.1 実験方法

Fig. 3は、水冷の銅チルブロック方式の実験装置の概略である。2枚の水冷銅プレートの中に縦方向に溶鋼を鑄込み鑄片を作製した。鑄片サイズは、縦120mmで、横70~80mmで、厚みは40, 25, 10, 5, 3mmである。水冷銅プレートの上に、砂型の湯道を置き溶鋼を鑄込みやすくした。鑄片は銅プレート

Table 3 Chemical composition of high carbon steel (%)

C	Si	Mn	P	S
0.8	0.35	0.5	0.03	0.025

内で常温まで冷却した。

Table 3は化学組成である。15kgの高周波溶解炉を用いて、溶湯をFig. 3の装置に鑄込み急冷凝固させた。鑄込温度は1590℃とした。

4.2 実験結果

4.2.1 マクロ組織

Photo. 2は、25mm厚の鑄片の表面から中心へのデンドライト組織である。各鑄片厚みの

の、鑄片表面と中心でのアーム間隔の測定結果がFig. 4である。鑄片表面が5~6μで、鑄片の厚みによりほとんど変化しなかった。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³⁾により求められた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 $10^3 \sim 10^4 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ の範囲で、40mm厚鑄片の中心部の冷却速度は $10^1 \sim 10^2 \text{ }^\circ\text{C}/\text{s}$ となった。

また40mm鑄片の測温結果から凝固定数は $27\text{mm}\cdot\text{min}^{-1/2}$ が得られた。

4.2.2 マクロ偏析 Fig. 5は、鑄片厚み25mm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。Fig. 5で特徴的なことは鑄片内で偏析が軽微であったことである。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、40mmと25mmで若干の偏析がみられた。

4.2.3 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40mm~3mm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、 $0.5 \sim 1 \mu$ の介在物が多いが、中心に向うにつれて $0.5 \sim 1 \mu$ の介在物が減少し、 3μ 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った。

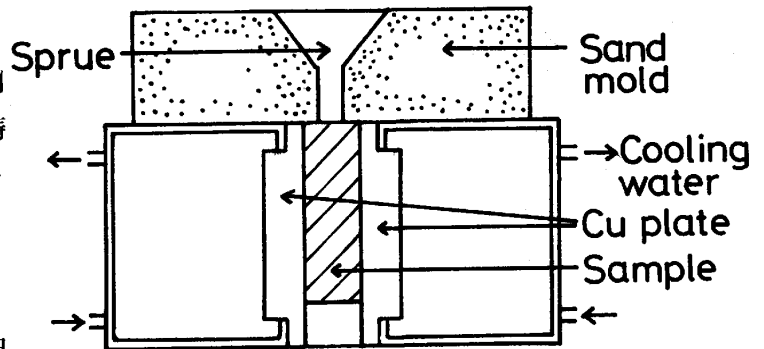


Fig. 3 Experimental apparatus

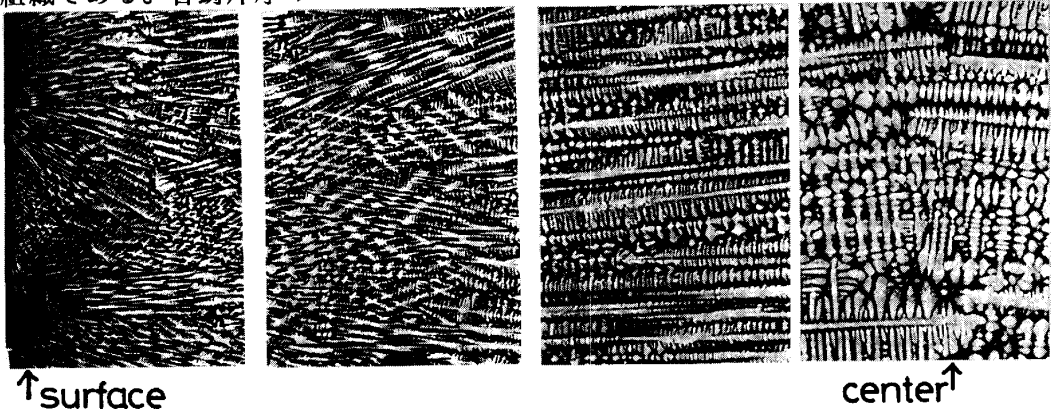


Photo. 2 Macro structure (25mm thick cast ingot), $\text{—} 200\mu$

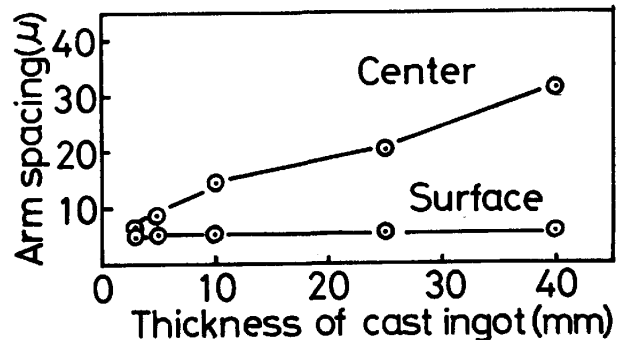


Fig. 4 Secondary dendrite arm spacing

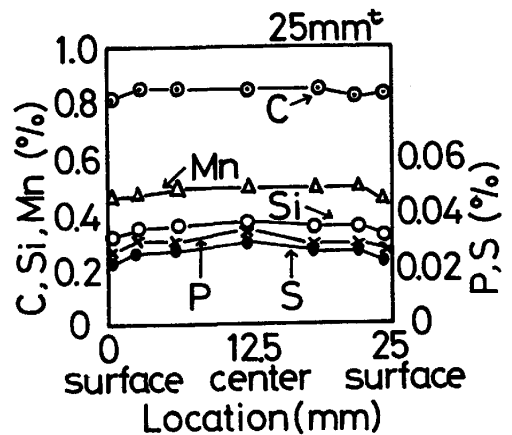


Fig. 5 Macro segregation

4.2.4 セメンタイト組織の球状化

Photo.3は、Fig.3の実験で得られた5mmの鑄片と40mmの鑄片（中心部の5mmの部分）を690℃で20時間焼鈍したマイクロ組織を示したものである。焼鈍前の組織も示した。5mmの鑄片は、急冷凝固にひき続いて共析変態の冷却速度がはやいため、40mmの鑄片の中心部よりもセメンタイトの球状化がはやくなった。

また、急冷凝固して常温まで冷却した鑄片を1200℃に再加熱して熱延するプロセス（Fig.7の熱履歴で示す）では、セメンタイトの球状化には急冷凝固時の効果はあらわれ

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。

4.2.5 熱延にともなうデンドライト

組織の変化 急冷凝固した鑄片を再び1200℃で1時間加熱した後、仕上圧延温度900℃で熱間圧延した。

Photo.4は圧下比に伴うデンドライト組織の変化である。圧下比を3以上にすると、デンドライトの形状が見かけ上消失する。

5. 結 言 (1)双ロール法により、鑄鉄の薄板を作製した。急冷凝固により

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が、白銑の黒鉛化は短時間で終了する。急冷凝固とその後の熱処理により、微細球状黒鉛とフェライトの組織が得られ、鑄鉄の冷間圧延が可能となる。

(2)高炭素鋼の急冷凝固実験を行った。急冷凝固によりマクロ偏析が軽減し、介在物が微細となった。またセメンタイトの球状化や熱延によるデンドライト組織の変化についても検討した。

引用文献

- 1) 草川ら：塑性と加工1(1960)99
- 2) 岡本平：鑄物49(1977)770
- 3) 鈴木ら：金属学会誌32(1968)

1301

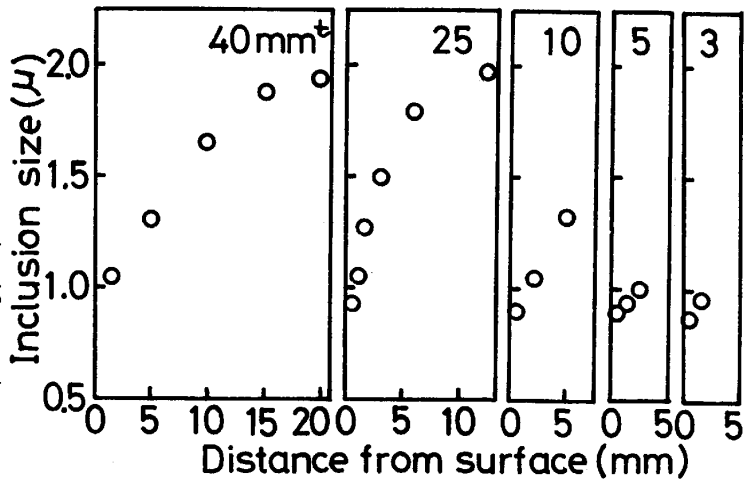


Fig.6 Average inclusion size

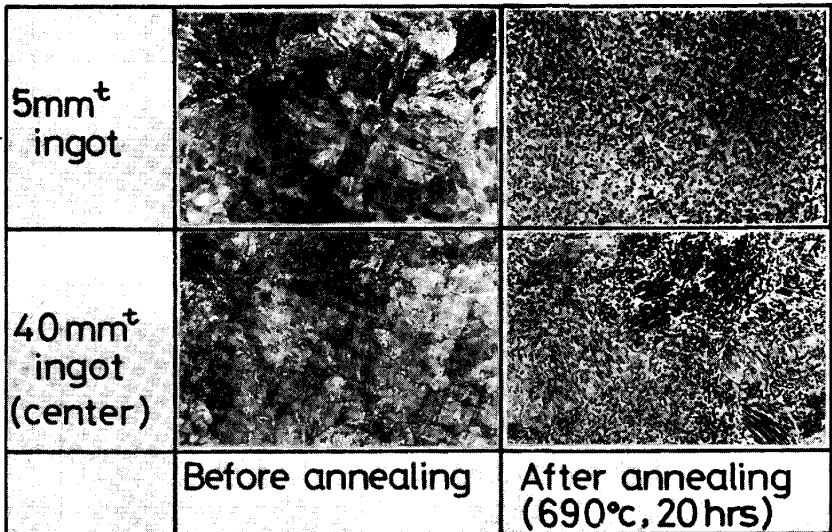


Photo.3 Cementite structure 200μ

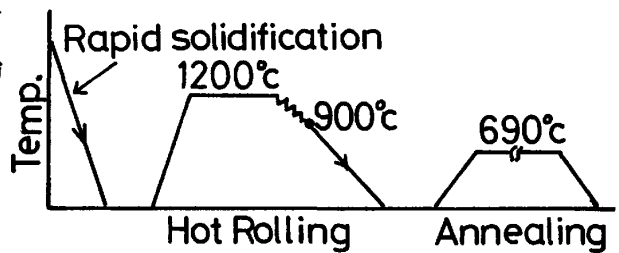
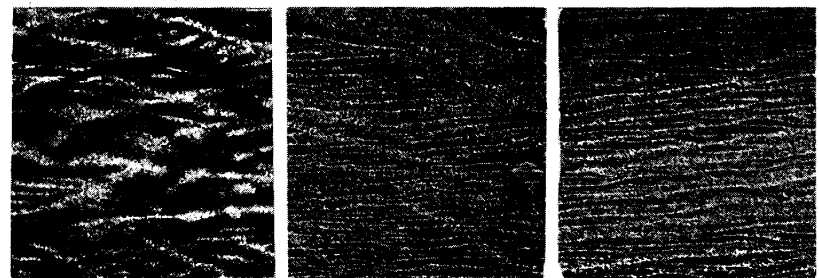


Fig.7 Thermal history



Reduction ratio 2 3 4
Photo.4 Change of dendrite structure with reduction