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*²・中川 知和*³
 須藤 正俊*⁴・野崎 輝彦*⁴

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 $10^0 \sim 10^{30}$ °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ろう。

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

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げ圧延工程も省略できる。この時鑄片は、 $10^0 \sim 10^{30}$ °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¹⁾、材質に関する問題は未解決のものが多い²⁾。

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

Table 1. Classification of new casting process.

	Casting	Thickness	Cooling rate	Process
I	Thin slab casting	20~50 mm	$10^0 \sim 10^2$ °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

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 Wakinhama-cho Chuo-ku Kobe 651)

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

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

*⁴ (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 厚の高炭素鋼を鋳造し、鋳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. 鋳鉄を用いての双ロール実験

鋳鉄は鋳物という概念が強く、板材等への適用の試み³⁾はあまり行われていない。本実験では、実験室的規

模で、球状黒鉛鋳鉄溶湯を双ロールに鋳造し、1~2mm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 に鋳鉄薄板の作製方法を示す。15 kg の高周波溶解炉で鋳鉄を溶製し、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鋳込んだ。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³⁾。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) 双ロール鋳造後、(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トラ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）の共晶である白鉄組織となるが、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 であった。岡本⁴⁾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 10³ °C/s となった。

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

$$d_2: 2 \text{ 次アーム間隔 } (\mu\text{m})$$

$$v: \text{冷却速度 } (^\circ\text{C}/\text{min})$$

双ロールで鋳造した鋳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鋳鉄を作製するには、

Photo. 1. Micro structure.

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 保持後炉または空冷でフェライト基地とすることが多い⁵⁾。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ん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行われる理由として、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せま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⁶⁾。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⁷⁾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/mm² 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で、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 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

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 $B_{25}=16 \text{ KG}$ $H_c=0.4 \text{ Oe}$) 劣った性質となっている。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っ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

水冷銅チルブロックの間に鋳込み, 鋳片の冷却特性, 鋳造組織, 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ター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。鋳込温度は 1590°C 一定で行った。鋳片サイズは縦 120 mm, 横 70~80 mm で, 厚みは 40, 25, 10, 5, 3 mm である。鋳片は銅チルブロック内で常温まで冷却した。また 40 mm 厚の鋳片と鋳型の測温を行い, 冷却挙動を検討した。測温位置は, 鋳型内では鋳片側及び冷却水側からそれぞれ 3 mm のところである。鋳片内では, 鋳片中心部と鋳片表面から 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 厚の鋳片と鋳型との間の熱伝達係数を種々変化させて, 鋳片と鋳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, 鋳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 $0.06 \text{ cal/cm}^2\cdot\text{s}\cdot^\circ\text{C}$ 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。鋳型内温度は, 鋳型表面から 3 mm の位置で 240°C であった。

上記データを用いて鋳型内の熱流束を計算したところ, 平均値として約 $40 \text{ cal/cm}^2\cdot\text{s}$ 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⁸⁾ と同等の値となった。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鋳型の冷却能には大きな

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 厚の鋳片の表面から中心へのデンドライト組織である。鋳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った。他の厚みの鋳片もすべて柱状晶であつた。ただし、いずれの鋳片にも中心部でキャビティが存在することがある。

各鋳片の鋳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。鋳片表面部が $5\sim 6\ \mu\text{m}$ で、鋳片の厚みによりほとんど変化しなかつた。鋳片中心部は、鋳片厚みの増加によりアーム間隔の増加がみられた。鈴木⁹⁾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を急冷域まで拡大して使用すると、鋳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 厚鋳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 は鋳片厚み 25 mm の時の C, Si, Mn, P, S の鋳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、鋳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鋳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。これは鋳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

鋳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 までの各鋳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、 $0.5\sim 1\ \mu\text{m}$ の介在物が多いが、中心に向かうにつ

れて $0.5\sim 1\ \mu\text{m}$ の介在物が減少し、 $3\ \mu\text{m}$ 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ので、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¹⁰⁾¹¹⁾、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、鋳片表面の 2 次アーム間隔は $5\sim 6\ \mu\text{m}$ であるので、MnS の平均粒径は約 $1\ \mu\text{m}$ となる。また 40 mm 鋳片の中心部は、2 次アーム間隔が $40\ \mu\text{m}$ であるので、MnS の平均粒径は $2.2\ \mu\text{m}$ 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 セメンタイト組織の球状化

Photo. 5 は、Fig. 2 の実験で得られた 5 mm 厚の鋳片と 40 mm 厚の鋳片（中心部の 5 mm の部分を切り出して調査）を $690\text{ }^\circ\text{C}$ 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 鋳片では 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 の鋳片の中心部では、1 h では部分的に球状化が始まっているが、20 h でもラメラ状のパーライトが残留している。5 mm の鋳片は急冷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 鋳片の中心部よりもセメンタイトの球状化がはやくなつた。5 mm よりさらに薄鋳片とするか、共析変態の冷却速度を高めることによってパーナイト組織にすれば、セメンタイトの球状化時間短縮にはより有効となろう。

また、急冷凝固で常温まで冷却した鋳片を $1200\text{ }^\circ\text{C}$ 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冷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、球状セメンタ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 の鋳片を作製し、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タ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.

Reduction ratio 2

3

4

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¹²⁾¹³⁾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 1h 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伸びの変化である。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、伸びは圧下比が大きくなるとばらつきが小さくなり、伸びも大きくなる。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¹⁴⁾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 厚の球状黒鉛鋳鉄薄板を作製し、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冷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鉄組織となる。デンドライトの 2 次アーム間隔は鋳片表面部で $7 \mu\text{m}$ 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°C/s となつた。

②双ロール法で得られた白鉄組織は短時間の焼鈍で黒鉛組織に変態する。

③黒鉛化焼鈍した鋳片は冷間圧延が可能であつた。急冷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つた。

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 の高炭素鋼を鋳込み急冷凝固させた。鋳片の冷却特性、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 厚鋳片の場合で、鋳型内熱流束は約 $40 \text{ cal/cm}^2\cdot\text{s}$ と推定される。

⑥デンドライトの 2 次アーム間隔は鋳片表面部が $5 \sim 6 \mu\text{m}$ で鋳片の厚みの変化によりほとんど変化しなかつた。鋳片中心部では鋳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鋳片表面部は $3 \times 10^3 \sim 5.5 \times 10^3^\circ\text{C/s}$ の範囲で、40 mm 厚鋳片の中心部は $5 \times 10^4^\circ\text{C/s}$ の冷却速度となつた。

⑦急冷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、急冷凝固で常温まで冷却した鋳片を 1200°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冷凝固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。

⑨40 mm 厚鋳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つた。

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: 鋳物, 49 (1977), p.770
- 5) 大平五郎, 井川克也: 鋳造工学(日本金属学会編) (1971), p.151
- 6) 大出卓, 大平五郎: 鋳物, 44 (1972), p.199
- 7) 大出卓, 大平五郎: 鋳物, 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, 南雲彦彦, 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, 南雲彦彦: 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