

# 討17 急凝固により引き起こされる鉄鋼材料の組織変化とその応用

日本鋼管(株) 中央研究所 ○ 稲垣 淳一  
高田 芳一  
工博 中岡 一秀  
本社 鉄鋼技術部 山本圭太郎

## 1. 緒言

薄鋳片鋳造法は溶湯から直接広幅の薄鋳片を製造する方法として工程省略の観点から注目され、鋳造技術およびプロセス面からの検討が活発に行なわれている。

金属を熔融状態から  $10^5$  °C/秒程度以上の冷却速度で超急速冷却した場合、非晶質相や準安定相の出現などの顕著な組織変化、さらにはそのような超急凝固組織に由来する特異な性質などが多数報告されている<sup>1)</sup>。しかしながら、厚さ 20~1 mm 程度の鋳片を作る薄鋳片鋳造法において実現される  $10 \sim 10^3$  °C/秒程度の凝固(冷却)速度範囲に対し、材質面から検討した例は比較的少ない。

著者らは  $10 \sim 10^3$  °C/秒程度の凝固(冷却)速度範囲における凝固速度あるいは凝固後の冷却速度が鋼の顕微鏡組織におよぼす影響を調査し、さらにそれらの急凝固鋳片を加工・熱処理することにより得られる材料の特性を調査した。

本討論では、炭素鋼、2相ステンレス鋼および低炭素アルミニウムキルド鋼について主に組織変化を中心に検討した結果を報告する。

## 2. 実験方法

Table 1 に示す現場製造材 4 鋼種のスラブあるいは熱延板の表面酸化スケールを機械研削により取り除いた後、アルゴンガスでシールした高周波溶解炉内で再溶解し、Fig. 1 に示す銅製二分割鋳型に鋳込んだ。この時、鋳片の厚さを 20 mm から 5 mm まで変化させることにより凝固および凝固後の冷却速度を、また鋼種によっては鋳ばらし後水焼入れすることにより凝固後の冷却速度をそれぞれ変化させた。また厚さ 2 mm および 1 mm の鋳片を作る場合は同様の銅製鋳型に遠心鋳造を行ないサンプルを作製した。

この様にして得られた急凝固鋳片をもとに顕微鏡組織観察ほかいくつかの試験を行なった。試験内容については鋼種ごとに異なるため、それぞれの項で示す。なお鋳造時の溶湯温度は融点 + 約 50 °C であった。

## 3. 実験結果

### 3-1 凝固速度の推定

本急凝固実験において実現される凝固速度を推定するために、Steel A

Table 1 Chemical compositions of steels investigated (Wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	SolAl	N	Cr	Ni	Mo
A	0.15	0.51	1.45	0.017	0.012			24.96	20.92	
B	0.556	0.20	0.67	0.014	0.017	0.010	0.0066	0.07	0.06	0.02
C	0.015	0.47	1.07	0.017	0.002		0.115	22.64	4.95	2.86
D	0.049		0.20	0.014	0.018	0.040	0.0051	0.04		

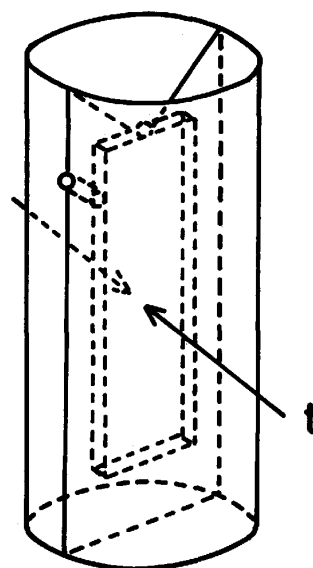


Fig. 1 Schematic illustration of copper mold. Thicknesses of cast plates ( t ) are 20, 10 and 5 mm.

(SUS310)の凝固組織から二次デンドライトアーム間隔を測定した。測定結果および凝固速度推定値をTable 2に示す。なお、二次デンドライトアーム間隔から凝固速度への換算には次式<sup>2)</sup>を使用した。

$$S = 181 R^{-0.38}$$

ここで、Sは二次デンドライトアーム間隔(μ), Rは凝固温度範囲における平均冷却速度(℃/分)を表わしている。

Table 2 Cooling rates estimated by secondary dendrite arm spacing of rapidly solidified SUS310.

Thickness of cast plate (mm)	20	10	5	2	1
Secondary dendrite arm spacing (μ) <sup>*</sup>	17.2	13.2	9.0	5.3	3.8
Estimated cooling rate (°C/s)	8	16	45	181	434

\* measured at the center of the cast plate

Table 2から、本実験では10~10<sup>3</sup>℃/秒程度の急冷凝固を実現していることがわかる。

### 3-2 炭素鋼(Steel B)

Steel Bの薄鋳片について組織観察した例をPhoto. 1に示す。鋳片厚が20mm(a)の場合、初析フェライトおよびパーライト組織であるのに対して、鋳片厚が5mm(b)では部分的に針状のベイナイト組織が観察されるようになり、2mm(c)ではほとんどの部分がベイナイト組織で占められるようになる。このように、焼入れ性の大きい鋼種では鋳造ままで焼入れ組織が得られる。

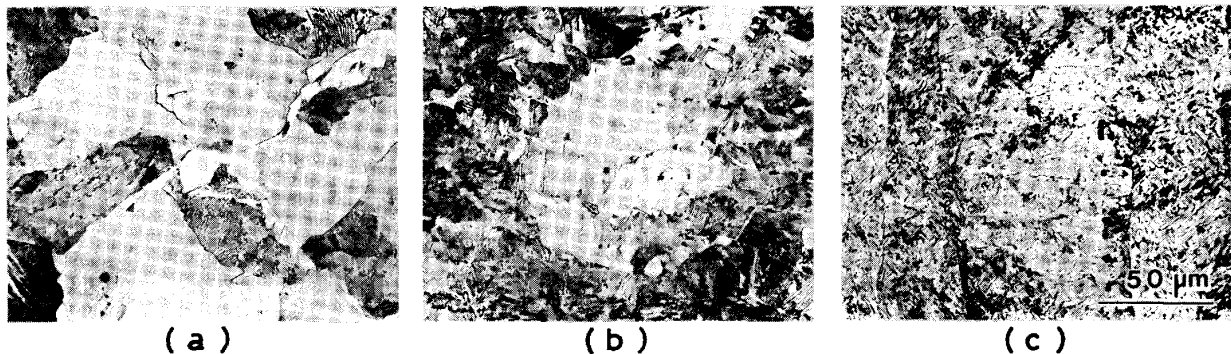


Photo. 1 Microstructures of rapidly solidified carbon steel (Steel B).  
Thicknesses of cast plates are (a) 20 mm, (b) 5 mm and (c) 2 mm respectively.

また、本鋼種の場合には凝固後の冷却速度を大きくすることにより鋳片が比較的厚い場合でも100%焼入れ相となる。すなわち、Photo. 2(a)は5mm鋳片を鋳込み後水焼入れすることにより得られた組織を示すが、この場合にはほぼ全面がベイナイト組織となっている。さらに、このようにして全体をベイナイト組織とした5mm鋳片を720℃で10時間均熱後炉冷することにより得られた球状セメント組織をPhoto. 2(b)に示す。このようにして得られた球状化処理材は従来プロセス(焼入れ+球状化焼鈍)により製造された製品と同等の軟化度を示した。

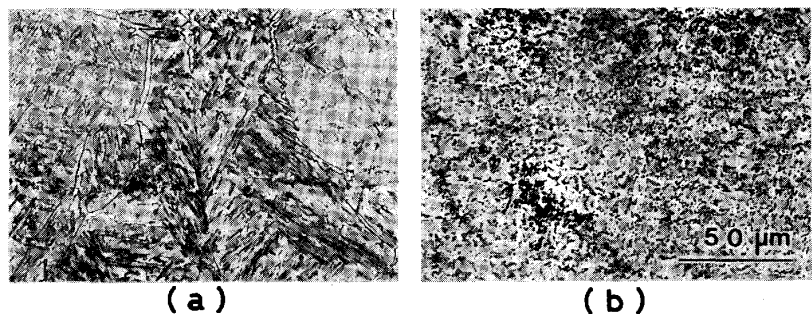


Photo. 2 Microstructures of rapidly solidified carbon steel (t=5mm).  
(a) Rapidly solidified and water quenched plate,  
(b) Spheroidized plate made from the sample shown in (a).

以上のように、急冷凝固により得

られた焼入れ組織を利用することにより、球状セメンタイト鋼板を簡略化されたプロセスで製造できる可能性がある。

### 3-3 2相ステンレス鋼(Steel C)

Steel Cの薄鋳片板厚中央部の組織観察例をPhoto. 3に示す。鋳片厚が20mmの場合(a)にはフェライト結晶粒界および粒内に析出した $r$ 相が多量に認められるが、鋳片厚が5mm(b)では粒内の析出が抑制され、1mm(c)ではほぼフェライト単相の組織が得られていることがわかる。

この例で示すように $10^2$ ℃/秒程度の凝固速度であっても急冷凝固により相変態を抑制できる場合がある。また3-2で述べた炭素鋼の場合と同様に、凝固後の冷却速度を大きくすればさらに厚い鋳片でも相変態の抑制が可能である。

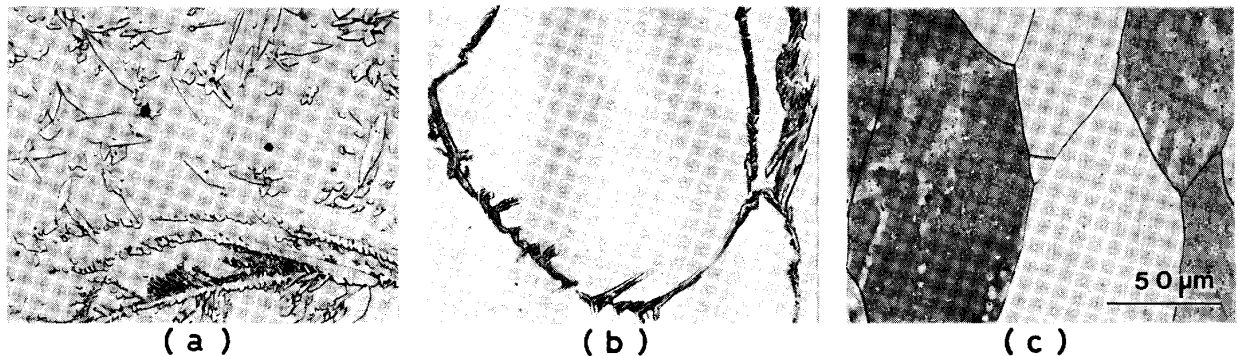


Photo. 3 Microstructures of rapidly solidified dual phase stainless steel (Steel C). Thicknesses of cast plates are (a) 20mm, (b) 5mm and (c) 1mm respectively.

次に、このようにして作製したフェライト単相組織をもとに、Micro Duplex組織を得るための検討を行なった。得られた組織の一例として1mm鋳片を75%冷間圧延後、 $1050$ ℃で5分間焼鈍することによって得られたMicro Duplex組織をPhoto. 4に示す。これより、急冷凝固鋳片を用いれば高温での溶体化処理( $1300$ ℃×1時間程度<sup>3)</sup>)を行なうことなく、Micro Duplex組織を得ることができる。

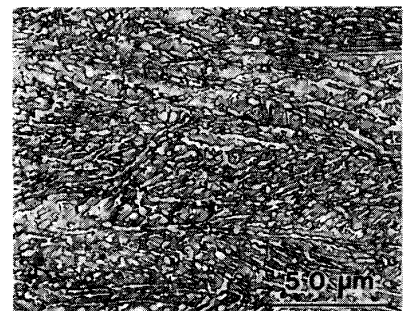


Photo. 4 Micro duplex structure made from rapidly solidified dual phase stainless steel.

### 3-4 低炭素アルミニウムキルド鋼(Steel D)

上記鋼種は従来から薄板製品向けに多量に生産されている鋼種である。ここでは急冷凝固した素材をもとに冷延鋼板の製造方法について検討する。本鋼種急冷凝固鋳片(鋳片厚:5mm)の板厚中央部の顕微鏡組織をPhoto. 5(a)に示す。写真から、鋳造ままの組織は連続鋳造スラブのそれと比較して細粒化されているものの、従来プロセスで製造された冷延板の組織と比較して著しく粗大である。そこで、この鋳片を冷圧・焼鈍して組織の微細化を試みた。80%冷間圧延後、 $700$ ℃×60秒焼鈍した組織を(b)に示す。冷圧・焼鈍により細粒化は達成できたが混粒組織となっている。これは鋳片の結晶粒が粗大であったためと考えられる。そこで鋳片を $A_3$ 変態点直上の温度( $950$ ℃)まで再加熱後空冷し、 $\alpha-r$ 変態を利用した鋳片組織の微細化を試みた。Photo. 5(c)は上述した変態点通過処理後の鋳片組織、(d)はその鋳片に(b)と同一の条件の冷圧・焼鈍を施した場合の組織を示している。写真から $\alpha-r$ 変態を起こさせることにより鋳片の組織は細粒化し、それを冷圧・焼鈍することにより従来プロセスで製造された連続焼鈍冷延鋼板と同等の組織が得られることがわかる。なお、上述した変態点通過熱処理はプロセス上急冷凝固後の冷却過程で行なうべきものであると考えられるが、実験上の制約からここでは一度室温まで冷却した鋳片を再加熱すること

により行なっている。

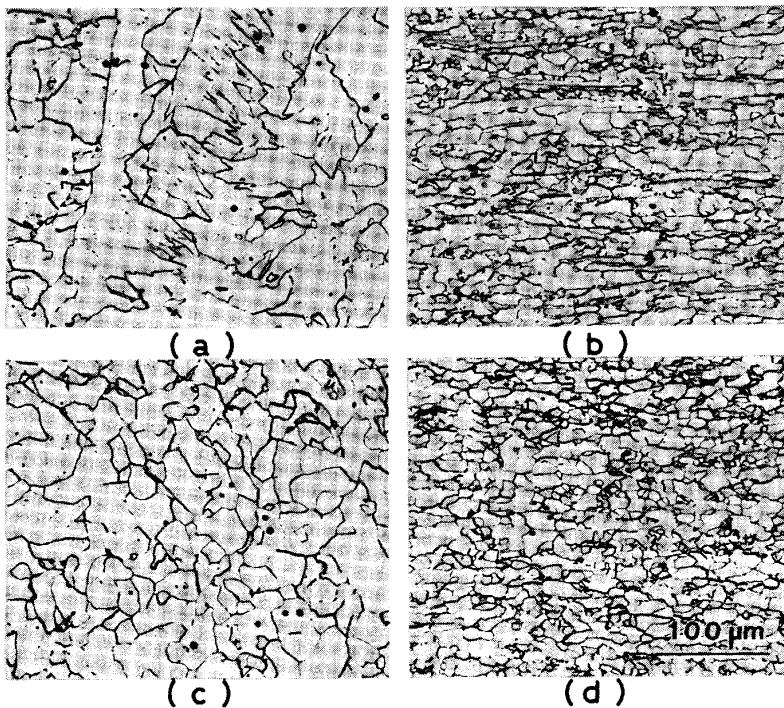


Photo. 5 Effect of heat treatment (reheating the cast plate just above the A temperature) on the microstructures of low carbon Al killed steel.  
 (a) Microstructure of rapidly solidified plate,  
 (b) Microstructure of cold rolled and annealed steel sheet made from the plate shown in (a),  
 (c) Microstructure of rapidly solidified and heat treated plate,  
 (d) Microstructure of cold rolled and annealed steel sheet made from the plate shown in (c).

#### 4. 結 言

凝固温度範囲における冷却速度が $10 \sim 10^3$  °C/秒程度の急冷凝固が鋼の顕微鏡組織におよぼす影響を調査した結果、焼入れ効果、相変態抑制効果および細粒化効果が観察された。

- (a) 焼入れ効果：炭素鋼のように焼入れ性の高い鋼種では急冷凝固により直接、焼入れ組織（ベイナイト組織）が得られる。これを利用して、より簡略化したプロセスで球状セメントイト組織を得ることができる。
- (b) 相変態抑制効果：二相ステンレス鋼では凝固および凝固後の冷却速度を大きくすることにより $\gamma$ 相の析出が抑制され、フェライト単相組織が得られる。これを利用して溶体化処理をすることなくMicro Duplex 組織を得ることができる。
- (c) 細粒化効果：この効果はすべての鋼種で観察されるが、 $10^3$  °C/秒以下の冷却速度では充分ではない。ただし、低炭素アルミニウムキルド鋼のように冷却途中に変態点の存在する鋼種では相変態を利用して鑄片の組織をより細粒化することが可能であり、省工程で従来品と同等の組織を得ることができる。

#### 参 考 文 献

- 1) P. Duwez : ASM Transactions, Vol. 60 (1967), P. 607 ~
- 2) 長谷川正義監修：ステンレス鋼便覧，日刊工業新聞社，P. 83
- 3) 飴山恵・村上晃一・牧正志・田村今男：日本金属学会秋期大会シンポジウム講演予稿，1983年10月，P 113 ~