

討15 急速凝固現象に関する一考察

新日本製鐵株式会社 製鋼研究センター：○笠間昭夫，溝口庄三
 特別基礎第二研究センター：宮沢憲一，井藤三千寿
 特別基礎第一研究センター：須貝哲也

I. 緒言

近年，技術の急速な進歩に伴って，その基盤となる素材への要求が極めて多様化，高度化してきている。鉄鋼業の分野においても，これまでの大量生産鋼の材質改善，コスト切下げに加えて，高付加価値材料の開発が大きな課題となり，その対策の一つとして急冷による新材質特性の創出を目指した研究が盛んとなってきた。

しかし，従来の研究の多くは，板厚が数十ミクロン以下で冷却速度が $10^5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{sec}$ 以上の非晶質材料を指向したもので，非晶質と現行C.C 鋳片 ($\sim 10^0 \text{ }^\circ\text{C}/\text{sec}$) の中間的な冷却速度が期待される板厚数ミリ程度の薄肉鋳片に関する研究は比較的少ない。成品としての利用範囲あるいは現行プロセスの省工程化を考えるならば，それら薄肉鋳片の凝固現象についても明らかにすることは非常に重要といえる。

そこで，本研究では簡単な実験装置を用い，板厚1ミリ前後の薄肉鋳片の鋳造実験を実施し，鋳造時の凝固解析ならびに得られた鋳片の内質調査を行った。本報告はそれらの結果をまとめたものである。

II. 急速凝固の効果

急速凝固の効果は，(1) 材質的效果と (2) 省工程メリットに大別される。(1) の効果については，急冷材の組織・構造の観点から

- (a) 非晶質相を含む準安定相の出現
- (b) 合金元素の固溶限の拡大
- (c) 組織や析出物の微細化および均一分散
- (d) 偏析の低減

などが期待され，これらが材料の機能を著しく向上させることになる。また，(2) については，融体から直接最終成品に近い形状のものを製造することが可能となるため，

- (a) 熱延工程の簡素化あるいは省略
- (b) 難熱延材の製造
- (c) 鋳造ならびに圧延設備の簡略化

などが，その効果として挙げることができる。

図1は，これまでに提案された急速凝固法を，冷却速度あるいは得られた急冷材の形状によって整理し直したものである。これら方法は，いずれも金属融体を瞬時に成形し，寸法減少効果によってその後の冷却・凝固速度を大幅に増大させる点で共通している。

一般に，高速急冷された融体の過冷度は，冷却媒体への抜熱速度と固体核生成速度の兼ね合いによって決まり，過冷度が大きいほど急冷効果が著じるしくなる。

したがって，急速凝固の効果を利用した新材質特性の創出をはかる上で，融体の過冷現象の理解が重要といえる。

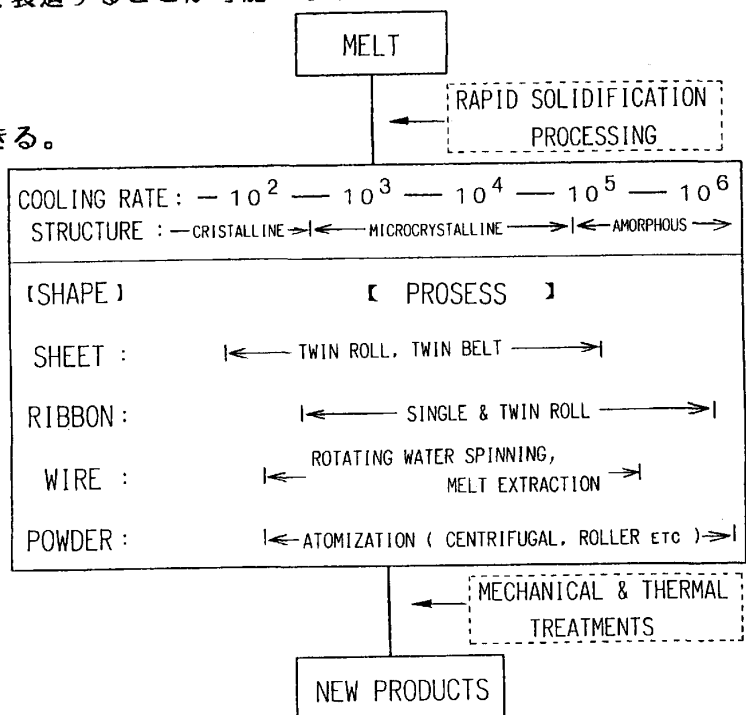


FIG.1 FLOW CHART OF RAPID SOLIDIFICATION PROCESSES

III. 急速凝固現象の解析

1) 薄肉鋳片の凝固解析;

図2は、本双ロール鋳造実験によって得られたSn-Pb共晶合金鋳片のシェル厚(板厚の半分)と凝固時間の関係を示したものである。一般に、現行のC.C法では凝固シェル厚が凝固時間の平方根に比例するものとして、凝固係数Kで鋳造の制御を行っている。

しかし、図2の結果は、測定値を直線近似で $t=0$ に外挿しても原点を通らず、薄肉鋳片の凝固が、単純に \sqrt{t} に比例するものとして取扱えないことを示している。もちろん現行のC.C法でも、厳密に \sqrt{t} 則が成立しているわけではない。

しかし、鋳造厚が厚い場合には \sqrt{t} 則からのずれは、あまり大きな問題とはならない。これに対して、薄鋳片の鋳造では、このずれが鋳造制御に大きく影響するため極めて重要といえる。

本研究では、まず、鋳造を安定に制御するための凝固式を導く目的で、シェル厚の薄い鋳片の凝固では、凝固シェル内の熱伝導ならびにロール/鋳片間の熱抵抗がともに凝固に関与するものとして現象論的な解析を試みた。

従来の伝熱解析により、鋳型と凝固シェル間に接触熱抵抗が存在する場合の凝固式は、次式で与えられる。^{1), 2)}

$$ds = \frac{k'}{h} \left(\sqrt{1 + \frac{2h^2(T_M - T_0)}{\rho'H_f a k'}} t - 1 \right) \dots\dots\dots (1)$$

ただし、 a はシェル内の温度分布を直線と近似したときの、実際の温度分布からのずれを補正するための定数で、以下のように示される。

$$a = \frac{1}{2} + \sqrt{\frac{1}{4} + \frac{C_p'(T_M - T_0)}{3H_f}} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 d_s は凝固シェル厚、 h は鋳型と凝固シェル間の総括熱伝達係数、 t は鋳型と溶湯の接触時間、 H_f はスーパーヒートを考慮した融解の潜熱、 T_M は液相線温度、 T_0 は鋳型温度、また、 k' 、 C_p' はそれぞれ凝固シェルの密度、熱伝導率および比熱である。

図2の実線は(1)式によって計算された凝固シェル厚と凝固時間の関係を、また、図3は溶鋼実験の結果を実測値と計算値を比較して示したものである。

両図から明らかのように、接触熱抵抗を考慮して求められた凝固式(1)は、本実験で得られた薄肉鋳片の凝固を良く表わしている。本実験では、(1)式による凝固制御によって、薄肉鋳片の鋳造が可能となった。

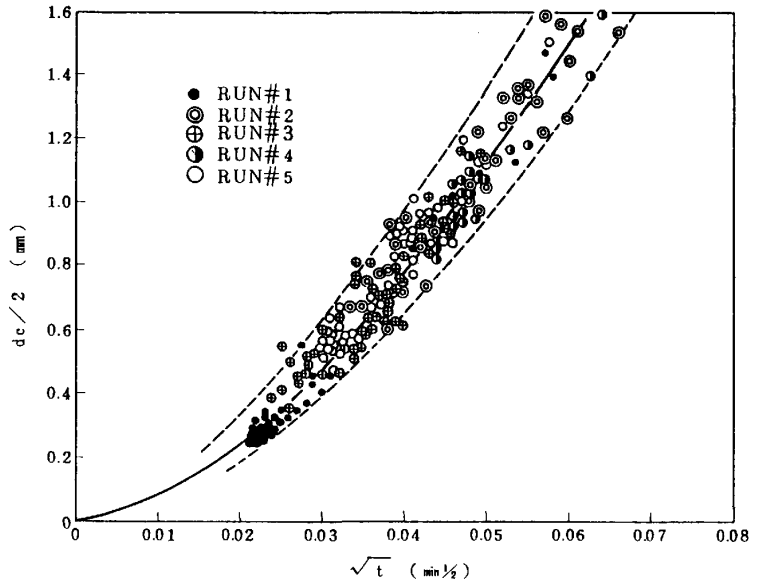


FIG.2 RELATION BETWEEN SHELL THICKNESS AND SOLIDIFICATION TIME FOR SN-PB ALLOY

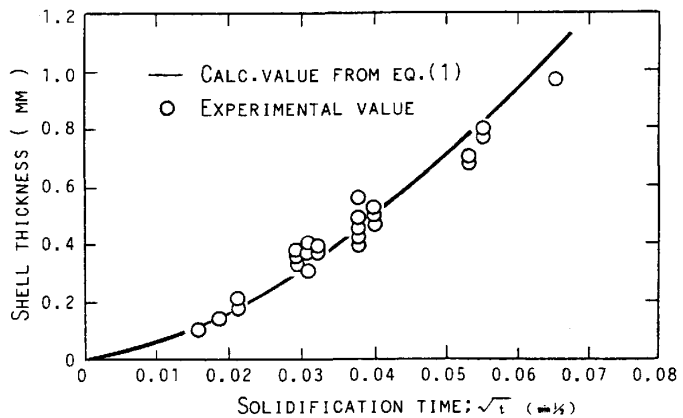


FIG.3 RELATION BETWEEN SHELL THICKNESS AND SOLIDIFICATION TIME FOR STEEL

以上の現象論的な考察により、薄肉
 鋳片の凝固を説明することができた。
 しかし、はじめにも述べたように、急
 速凝固現象を本質的に理解するには、
 過冷を考慮することが必要といえる。

図4は、著者の一人が以前に行った
 解析手法^{3),4)}を発展させ、融体の過
 冷を考慮した凝固解析によって得られ
 た結果の一例を図示したもので、凝固
 進行時の固液界面の過冷度と凝固速
 度の変化を示す。同図から、凝固シ
 ルの成長が僅かな凝固初期では、凝
 固速度ならびに界面での過冷度が初
 期過冷度に大きく依存して変化する
 ことがわかる。しかし、ある程度(本
 計算結果では約0.5mm)凝固が進行
 するとそれらの変化は小さくなり、
 最終的に初期過冷度によらず、ほぼ
 同じ値となる。これは、初期過冷度
 が大きい程凝固開始後の界面過冷
 度が大きくなるが、これにともな
 ない凝固速度が増大し、潜熱発生
 速度も大きくなるためと考えられる。

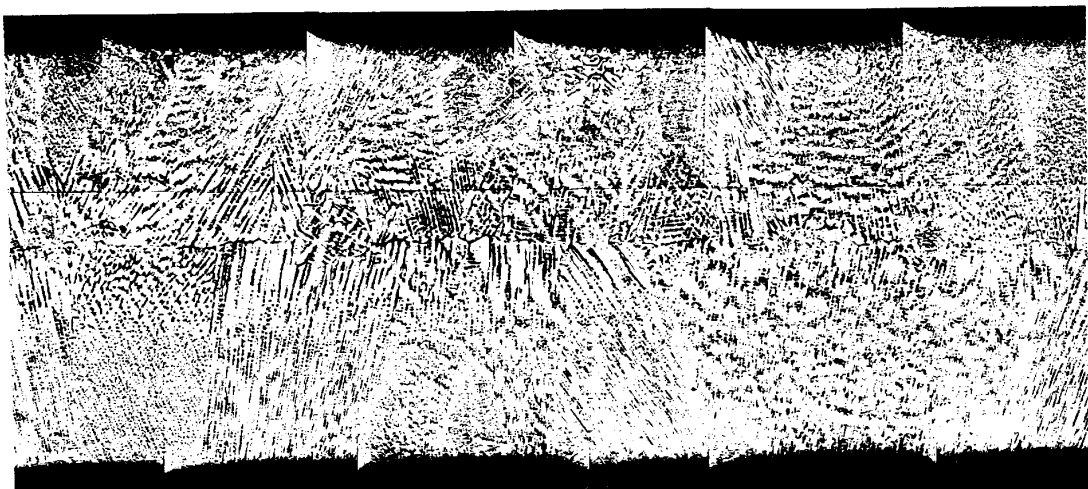
したがって、図4の結果は、板厚が
 1mm以下の鋳片の凝固解析では、
 過冷の影響を十分考慮すべきこと
 を示唆すると同時に、1mm以上の
 鋳片の鋳造では、過冷現象にもと
 らず急速凝固(急冷)効果がそれ
 程大きくはないことを意味するもの
 と考えられる。

なお、図4の結果の絶対値の信頼性、
 あるいは過冷現象を考慮した凝固
 解析による図2および図3の結果
 の説明など、今後、さらに検討す
 る。

2) 凝固組織と冷却速度；

本実験によって得られたSUS304鋳
 片の凝固組織の一例を写真1に示す。
 同写真に見られるように、鋳片
 中心部まで柱状晶が発達し、しかも
 凝固組織は相当細かくなっている。
 デンドライトの2次アーム間隔は
 2~5μm程度で、これは現行のC.
 C鋳片のそれに比べて1/10~1/100
 の値である。

→ CASTING DIRECTION



200 μm

PHOTO 1 MICROSTRUCTURE OF RAPIDLY SOLIDIFIED SUS304 STAINLESS STEEL

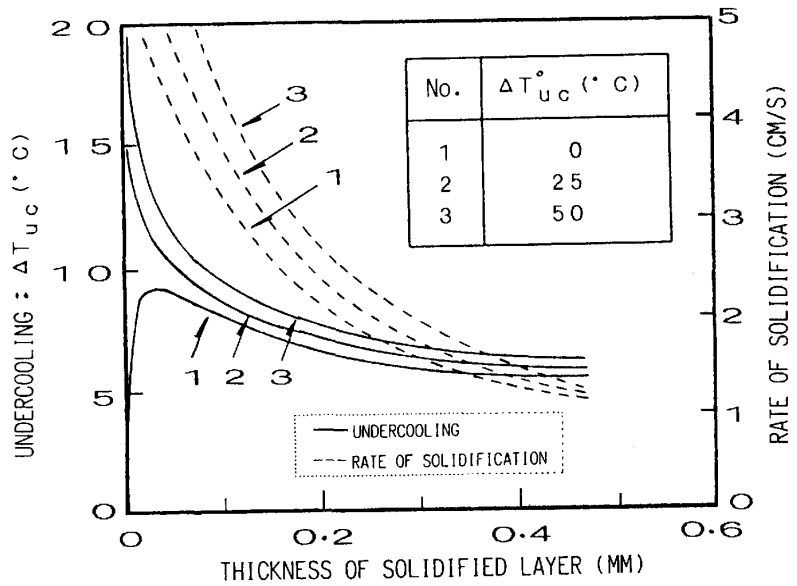


FIG.4 CHANGES IN THE UNDERCOOLING AT INTERFACE AND THE RATE OF SOLIDIFICATION WITH THE THICKNESS OF SOLIDIFIED LAYER

ところで、従来から良く知られているように、デンドライトの2次アーム間隔と冷却速度の間に一定の関係が成り立っている。もちろん、それらは比較的冷却速度の遅い領域で求められたもので、本実験で得られた鑄片に直ちに適用できるものではない。

しかし、ここではそれらが成り立つものとして冷却速度を求め、その結果を表1に示した。同表に見られるように、板厚1ミリ前後の薄肉鑄片では、現行C.C鑄片に比べて、1000倍以上のかなりの急冷効果が期待でき、新材質特性創出の可能性大といえる。

TABLE 1 COOLING RATE OF SLABS ESTIMATED FROM SECONDARY DENDRITE ARM SPACING

	THICKNESS (mm)	DISTANCE FROM SURFACE (mm)	SECONDARY ARM SPACING (μm)	COOLING RATE (°C/sec)
TWIN ROLL	0.65	0.1	2 ~ 4	$10^3 \sim 10^4$
	0.65	0.3	2 ~ 4	$10^3 \sim 10^4$
	1.10	0.2	3 ~ 5	$\sim 10^3$
	1.10	0.6	4 ~ 7	$10^2 \sim 10^3$
	1.70	0.2	3 ~ 5	$\sim 10^3$
	1.70	0.8	4 ~ 8	$10^2 \sim 10^3$
CONVENTIONAL C.C	150	<10	~40	$\sim 10^1$
	150	~70	~250	$\sim 10^{-1}$
	200~300	<10	~70	$\sim 10^0$
	200~300	~100	~450	$10^{-1} \sim 10^{-2}$

IV. 今後の問題点

1) 急速凝固の理論解析:

急速凝固法は融体を高速成形し、寸法減少効果によって冷却・凝固速度あるいは到達過冷度を大幅に増大させることがその原理である。したがって、急速凝固現象の定量的な把握には

- a) 融体流動の伴う熱移動解析
- b) 融体の過冷現象や固体核の形成・成長の定量化

が重要となる。

従来、過冷度の時間変化を推算する方法、あるいは非晶質金属が形成されるときに臨界冷却速度ならびに過冷度の計算法など、過冷度に関する報告は幾つかある。しかし、これらの方法では、結晶成長が始まる際の初期過冷度を仮定しなければならない、あるいは初期過冷度の仮定は必要としない場合でも、固体核存在の臨界条件に対する仮定が必要である、など検討の余地が多い。

したがって、今後、急速凝固現象を理論的に把握するためには、これらの問題を一つ一つ確実に明らかにしていくことが必要で、これらを明確にすることは、新プロセスの開発に不可欠といえる。

2) 急冷試料の分析:

急速凝固現象を明らかにするためには、急冷によって得られた試料の分析・解析が重要である。しかし、例えば凝固組織一つにしても、急冷試料は、偏析が極めて少ないため通常の腐食法では顕出されにくく、十分な組織観察が行えないなどの問題はよく経験されることである。また、冷却速度に関しても、現状では厳密な測定が難しく、あくまで推定の域を脱しえていない。

急速凝固の分野は、これから実用化に向けて活発化するものと考えられるが、ここで述べたような問題は、今後研究が進むにつれてますます増大するものと予想される。

したがって、急冷凝固実験と平行して、新しい分析・解析機器を利用した調査手法の確立が重要であろう。

文 献

- 1) G.H.GEIGER AND D.R.POIRIER; TRANSPORT PHENOMENA IN METALLURGY, ADDISON-WESLEY PUB. COMP. INC., (1980),329.
- 2) C.M.ADAMS; LIQUID METALS AND SOLIDIFICATION, ASM, CLEVELAND, OHIO, (1958).
- 3) K.MIYAZAWA AND J.SZEKELY; MET. TRANS. 12A (1981),1047.
- 4) 宮沢憲一, 長 隆郎, 井上道雄; 日本金属学会誌, 46 (1982), 944.