

急速凝固 18Cr-8Ni ステンレス鋼における  
初期凝固組織制御水上 英夫\*・鈴木 俊夫\*<sup>2</sup>・梅田 高照\*<sup>3</sup>Control of Initial Solidification Structure of Rapidly Solidified 18Cr-8Ni  
Stainless Steel

Hideo MIZUKAMI, Toshio SUZUKI and Takateru UMEDA

## Synopsis:

Initial solidification structure of stainless steel droplets has been investigated in relation to mold temperature and pouring temperature. Results of present experiments are compared with the previous ones which are related to surface roughness and surface materials of substrates and pouring temperature. On the onset of the solidification, undercooling is observed under various casting conditions. The undercooling at the initial solidification depends only on cooling rate, and has a linear dependence on cooling rate. Initial solidification length which corresponds to the region of cellular structure increases, but primary arm spacing and surface grain size decreases with increasing cooling rate. There exists the critical cooling rate at which a primary phase changed from  $\delta$  phase to  $\gamma$  phase, and the value of the critical cooling rate is estimated to be about  $0.5 \times 10^4 \text{ Ks}^{-1}$ . The morphology of solidification structure is cellular for primary  $\gamma$  phase and dendritic for primary  $\delta$  phase. The results indicate that the initial solidification structure is controllable by changing the cooling rate.

**Key words:** stainless steel; rapid solidification; undercooling; primary phase; solidification structure; grain size.

## 1. 緒 言

最近研究開発が進められている双ロール鋳造法において、鋳片表面品質の安定化が課題となっている。表面模様あるいは表面割れといった表面欠陥発生の原因として、初晶晶出相および凝固組織の不均一性が考えられる。これら欠陥の発生を抑え表面品質を安定化させるため、鋳片表面近傍で形成される初期凝固組織の形成機構を理解する必要がある。

これまで著者らは 18Cr-8Ni ステンレス鋼の初期凝固現象を定量的に把握するため、光センサーによる表面温度計測法を開発し、小滴試料の初期凝固組織と凝固条件の関連性を検討してきた<sup>1)2)</sup>。その結果、凝固開始以前に試料表面で過冷却現象が生じること、初期凝固組織は準安定  $\gamma$  相のセル形態を有すること、さらに、過冷却および初期凝固組織の特徴はチル表面粗度、チル表面材質、雰囲気あるいは鋳込温度に依らず、冷却速度のみに

依存することを示した。これより、双ロール鋳造鋳片の表面欠陥発生の一因として、初期凝固時の過冷却による準安定相晶出が予想される。したがって、鋳片表面性状の向上のため準安定相の晶出を抑え、表面近傍で形成される初期凝固組織を制御することが必要となる。

前報までの実験では試料の冷却速度が大きく、通常の鋳片に見られる  $\delta/\gamma$  変態を伴った凝固組織が得られていない。そこで本研究では、鋳型温度および鋳込温度を変えることにより冷却速度を低下させ実験を行った。そして、冷却速度と凝固組織の関係を前報までの結果と合わせて比較・検討することにより、準安定  $\gamma$  相晶出の臨界冷却速度を評価し、初期凝固組織制御の可能性を検討した。

## 2. 実験方法

Fig. 1 に実験装置の模式図を示す。Ar ガスで置換した容器内に装置を設置し、前報と同様の手順で実験を

平成 3 年 10 月 9 日受付 平成 4 年 4 月 10 日受理 (Received on Oct. 9, 1991; Accepted on Apr. 10, 1992)

\* 東京大学工学部総合試験所 (現:住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所) 工博 (Engineering Research Institute, The University of Tokyo, Now Iron & Steel Research Laboratory, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660)

\*<sup>2</sup> 東京大学工学部総合試験所 工博 (Engineering Research Institute, The University of Tokyo)

\*<sup>3</sup> 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

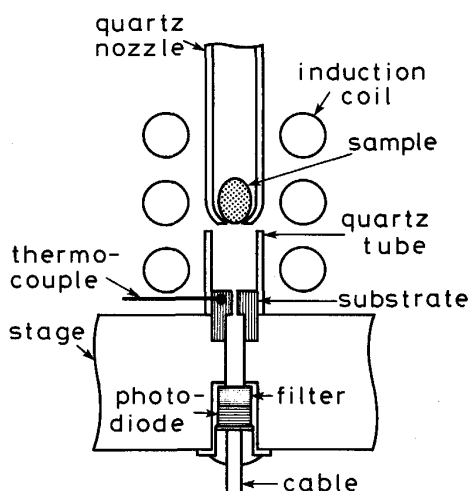


Fig. 1. Schematic view of the experimental setup.

行った。18Cr-8Ni ステンレス鋼試料 (18.11%Cr, 8.5% Ni, 0.080% C, 0.43% Si, 0.83% Mn, 0.026% P, 0.026% S, 0.15% Cu, 0.22% Mo, 0.005% Al) 3 グラムを石英ノズル内に挿入し、高周波誘導加熱により溶解した。試料温度 1823 K あるいは 1743 K で石英ノズル内に Ar ガスを噴出し、試料を 18Cr-8Ni ステンレス製チル板上に設置した石英管鑄型 (内径 6 mm, 外径 8 mm, 試料高さ約 5 mm) 内に鑄込み一方向凝固させた。噴出ガス圧力をリザーバタンクと容器の差圧で 0.25, 0.50, 0.75,  $1.0 \times 10^4$  Pa と変化させ、試料の落下速度を変えた。これより、試料とチル板の接触状態が変化し冷却条件が変わることになる。

上下方向に可動なステージに固定したステンレス製のチル板を誘導コイルに近づけ、試料の溶解と同時に鑄型を誘導加熱した。誘導コイル下端とチル板の距離を 0~10 mm の範囲で変化させることにより、鑄型温度 298 K, 373 K, 473 K あるいは 573 K と変え、試料の冷却速度を小さくした。鑄型温度は、チル板表面から 2 mm の位置に埋め込んだ K 型シース熱電対 (シース外径 0.3 mm, 素線径 0.05 mm, 非接地型) を用い測定した。チル板は各実験ごとに #2000 エメリー紙で研磨し、チル板表面粗度を一定とした。なお、試料表面とフォトダイオードの距離は前報の実験のときより 5 mm 長い。フォトダイオード出力と温度の関係に違いは見られなかった。また、被測定物温度が約 1200 K 以下ではフォトダイオード出力がゼロとなるため、鑄型加熱による測定結果への影響はなかった。

凝固後の試料をチル板小孔中心部に対応する位置で切断し、その縦断面の凝固組織を顕微鏡観察した。各試料の縦断面組織より、初期凝固組織を形成するセル組織の

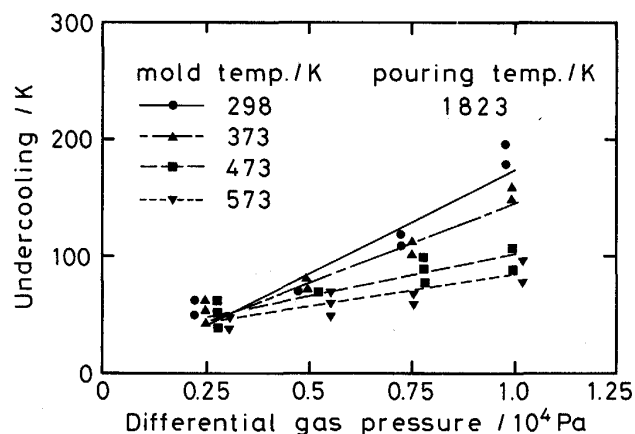


Fig. 2. Undercooling vs. differential gas pressure with different mold temperatures. Pouring temperature is 1823 K.

長さおよび1次アームスペーシングを求めた。また、試料表面の顕微鏡観察により、試料表面での平均結晶粒径を求めた。なお、凝固組織および結晶粒の顕出にはしゅう酸電解腐食法を用いた。

### 3. 結果および考察

#### 3.1 初期過冷度におよぼす鑄型温度の影響

本実験で得られた冷却曲線はいずれも前報と同様にリカレンス現象が見られた。以下の結果では、液相線温度とリカレンス直前の冷却曲線上の極小値との差を過冷度、また、液相線通過時の冷却曲線の傾きを冷却速度とした。

鑄込温度 1823 K で、鑄型温度を 298 K, 373 K, 473 K, 573 K としたときの実験結果を Fig. 2~4 に示す。各図中の記号●, ▲, ■, ▼はそれぞれ鑄型温度 298 K, 373 K, 473 K, 573 K のときの結果を表す。また、それぞれの直線は測定結果に対する最小2乗法近似直線を示す。

Fig. 2 に噴出ガス圧力と過冷度の関係を示す。いずれの鑄型温度の場合も、噴出ガス圧力の増加とともに過冷度は増大する。また、鑄型温度が高いほど噴出ガス圧力に対する過冷度の増加率は小さい。ただ、噴出ガス圧力が小さい  $0.25 \times 10^4$  Pa のとき、いずれの鑄型温度の場合も過冷度はほぼ同じである。

Fig. 3 に噴出ガス圧力と冷却速度の関係を示す。各噴出ガス圧力に対する冷却速度のばらつきは大きく、各鑄型温度での詳細な比較は困難である。しかし、最小2乗近似直線を見ると鑄型温度が高いほど噴出ガス圧力に対する冷却速度の増加率は小さくなっている。ただ、鑄型温度 298 K と 373 K の場合の差は明瞭ではない。また、噴出ガス圧力  $0.25 \times 10^4$  Pa のときには、鑄型温度の差

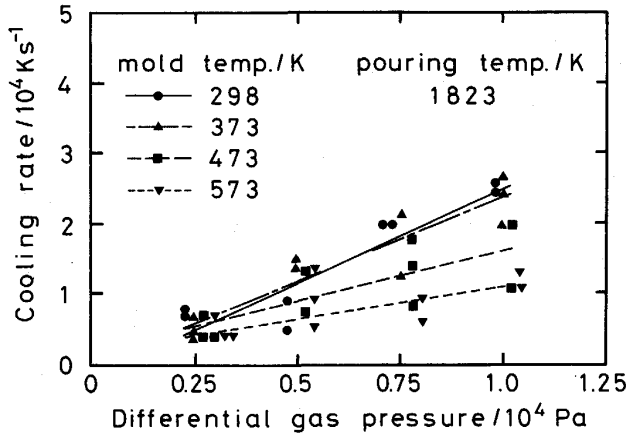


Fig. 3. Cooling rate vs. differential gas pressure with different mold temperatures. Pouring temperature is 1823 K.

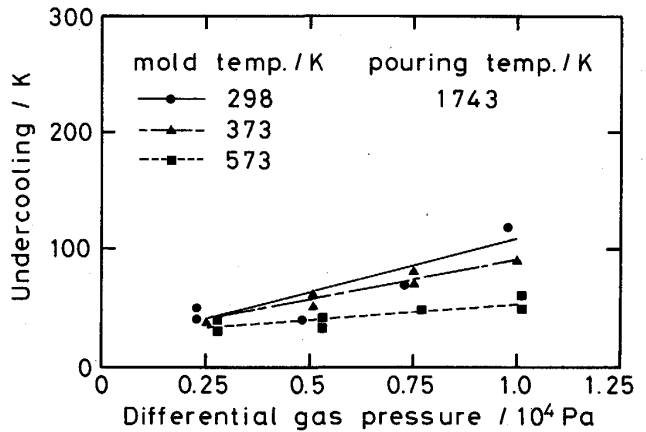


Fig. 5. Undercooling vs. differential gas pressure with different mold temperatures. Pouring temperature is 1743 K.

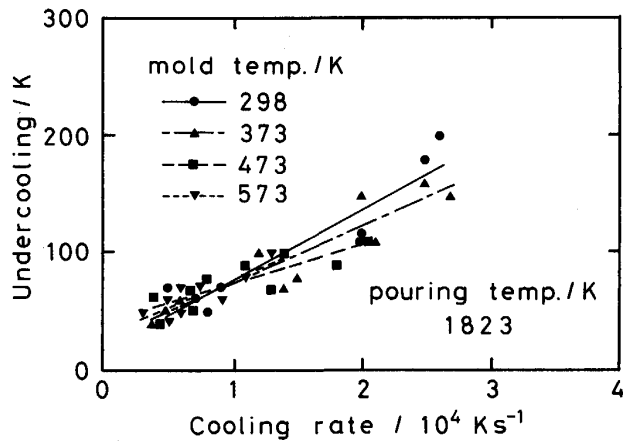


Fig. 4. Undercooling vs. cooling rate with different mold temperatures. Pouring temperature is 1823 K.

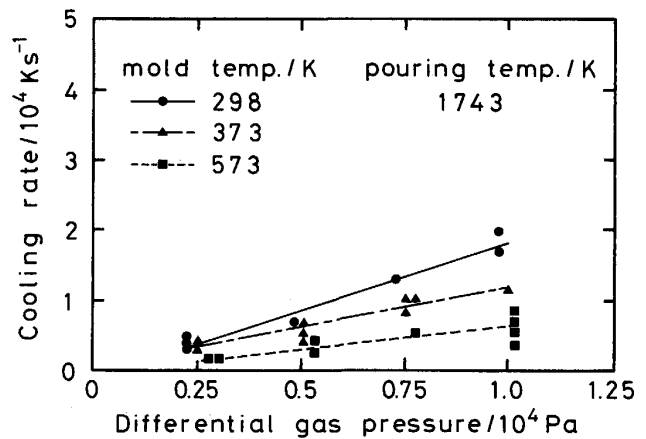


Fig. 6. Cooling rate vs. differential gas pressure with different mold temperatures. Pouring temperature is 1743 K.

は顕著でない。

Fig. 4 に冷却速度と過冷度の関係を示す。前述のように、Fig. 2, Fig. 3 で噴出ガス圧力に対する過冷度或いは冷却速度が、鑄型温度に依存することを示した。しかし、これらの結果を冷却速度と過冷度の関係として整理すると、鑄型温度による差は見られない。いずれの鑄型温度の場合でも冷却速度の増加につれ過冷度は増大し、同一の冷却速度で得られる過冷度はほぼ同じ値となる。

鑄込温度 1743 K で、鑄型の初期温度を 298 K, 373 K あるいは 573 K としたときの実験結果を Fig. 5~7 に示す。各図中の記号●, ▲, ■はそれぞれ鑄型温度が 298 K, 373 K, 573 K のときの結果を表わす。また、それぞれの結果に対する最小 2 乗近似直線を示す。

Fig. 5 に噴出ガス圧力と過冷度の関係を示す。いずれの鑄型温度の場合でも、噴出ガス圧力の増加とともに過

冷度は増大している。ただ、鑄型温度 298 K の結果はばらつきが大きく各データごとの比較は困難であるが、最小 2 乗法近似直線を比較すると鑄型温度の上昇につれいずれの噴出ガス圧力に対しても過冷度は小さくなっている。ただ、噴出ガス圧力 0.25 × 10<sup>4</sup> Pa の場合、過冷度の鑄型温度による差はほとんど見られない。

Fig. 6 に噴出ガス圧力と冷却速度の関係を示す。いずれの鑄型温度の場合でも、噴出ガス圧力の増加とともに冷却速度は増加する。噴出ガス圧力 0.25 × 10<sup>4</sup> Pa のとき、鑄型温度 298 K および 373 K で得られる冷却速度はほぼ同じであるが、鑄型温度が 573 K と高い場合は冷却速度は小さくなっている。鑄型温度が高いほど冷却速度の増加率は小さいが、鑄型温度が高くなるにつれその差は小さくなる。

Fig. 7 に上記のデータを冷却速度と過冷度の関係とし

て整理したものを示す。前述のように、噴出ガス圧力に対する過冷度あるいは冷却速度は鑄型温度により変化している。これらの結果を冷却速度と過冷度の関係として整理すると、鑄型温度に依らず、同一の冷却速度で得られる過冷度はほぼ同じ値をとる。

3.2 初期過冷度の冷却速度依存性

Fig. 4 および Fig. 7 で示したように、初期凝固時の過冷度は冷却速度のみで決まり、鑄型温度および鑄込温度に依存しない。前報<sup>1)2)</sup>におけるチル表面粗度、チル

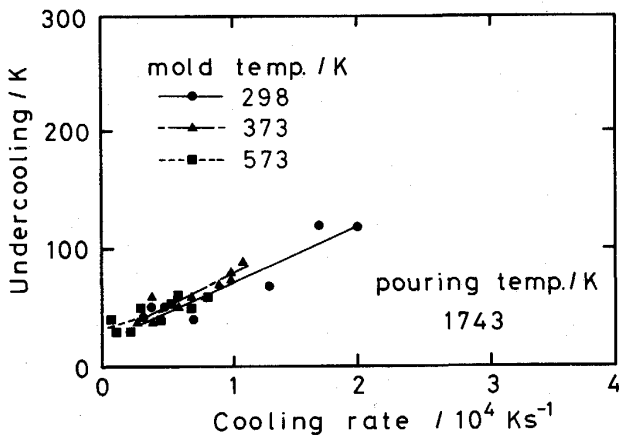


Fig. 7. Undercooling vs. cooling rate with different mold temperatures. Pouring temperature is 1743 K.

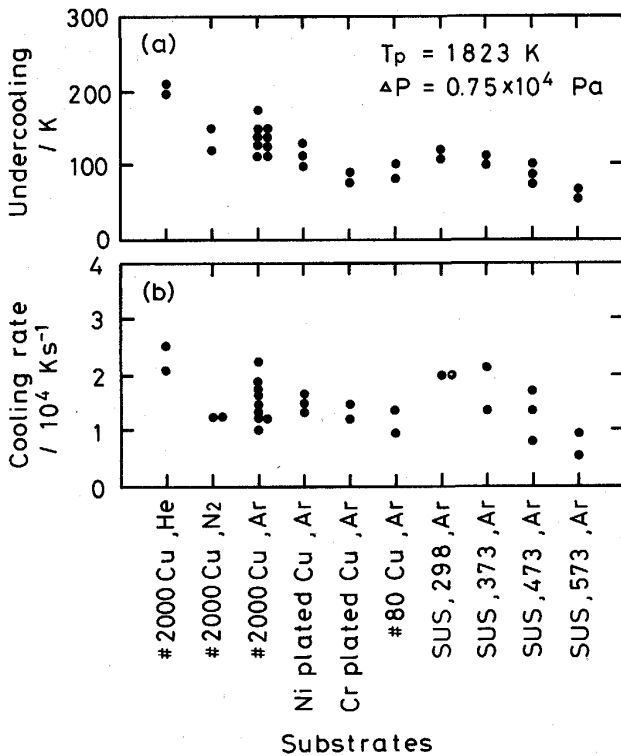


Fig. 8. Undercooling and cooling rate under various substrate conditions.

表面材質および鑄込温度を変えた実験においても、過冷度は冷却速度のみに依存する結果を得ている。一例として、鑄込温度 1823 K, 噴出ガス圧力  $0.75 \times 10^4$  Pa の同一条件で雰囲気ガス, チルあるいは鑄型温度を変えた場合の過冷度および冷却速度の変化を, Fig. 8 に示す。過冷度および冷却速度は鑄造条件により異なるが、過冷度と冷却速度は同じように変化し、両者に相関があることが判る。

そこで、さまざまな凝固条件下で冷却速度と過冷度の関係を比較、検討するため、前報までの結果を含め冷却速度と過冷度の関係をまとめて Fig. 9 に示した。いずれの凝固条件の場合も、冷却速度に対する過冷度は一定のばらつきの範囲にあるが、本実験の範囲では過冷度は冷却速度のみ依存すると結論できる。

3.3 初期凝固組織

Photo. 1 にそれぞれ冷却速度  $2.0 \times 10^4$  Ks<sup>-1</sup> および

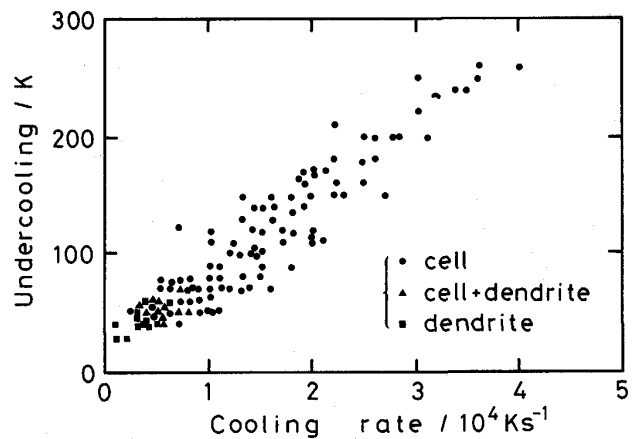
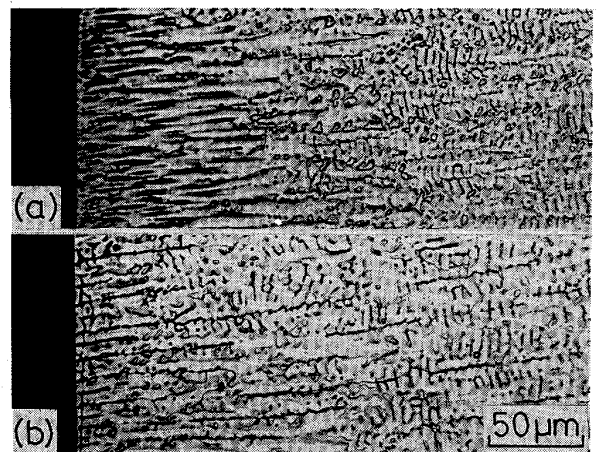


Fig. 9. Undercooling vs. cooling rate under various experimental conditions.



Cooling rate : (a)  $2.0 \times 10^4$  Ks<sup>-1</sup> and (b)  $0.2 \times 10^4$  Ks<sup>-1</sup>

Photo. 1. Microstructures of longitudinal cross sections.

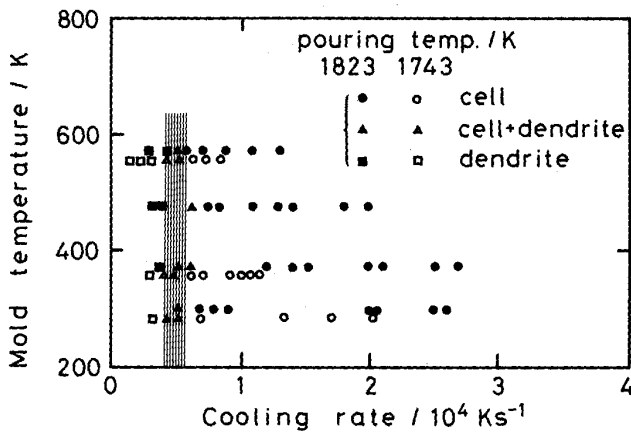


Fig. 10. Change in morphologies of initial solidification structure with cooling rate.

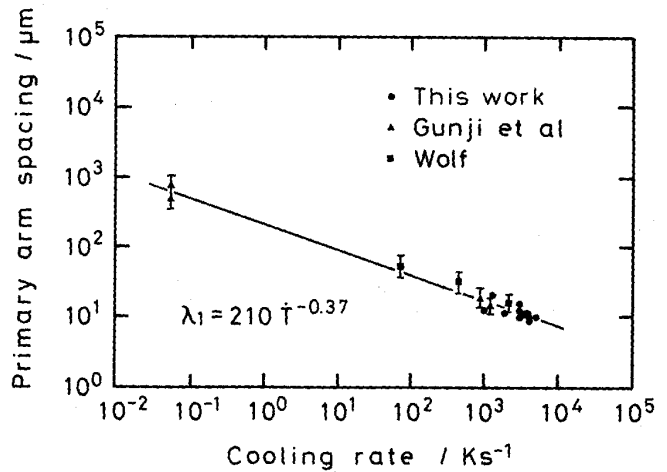


Fig. 12. Primary arm spacing vs. cooling rate of dendritic structure.

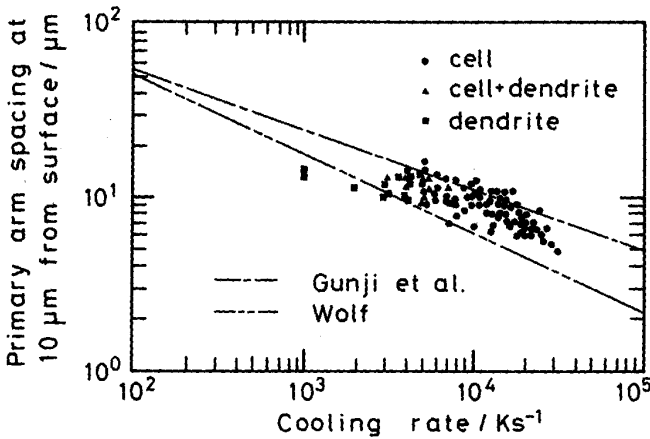


Fig. 11. Primary arm spacing vs. cooling rate.

$0.2 \times 10^4 \text{ Ks}^{-1}$  となる試料の凝固組織を示す。いずれの試料も、試料表面から内部に向かい一方凝固している。

Photo. 1 (a) の凝固組織はセル形態をなし、試料内部においてセルからデンドライト形態に遷移する。これに対し、Photo. 1 (b) の凝固組織は試料表面よりデンドライトが成長している。このような組織は冷却速度が小さい場合にのみ観察され、双ロール铸造铸片に通常見られる組織<sup>3)</sup>と同様の形態を持ち、安定相である  $\delta$  相として晶出したものである。

Fig. 10 に、冷却速度および铸型温度と試料表面近傍の凝固組織形態の関係を示す。铸込温度は 1823 K あるいは 1743 K である。同図中の記号 ●, ○ は凝固組織がセル形態, ■, □ はデンドライト形態, ▲, △ はセルあるいはデンドライト形態の区別が困難な試料を表す。いずれの铸込温度あるいは铸型温度の場合でも冷却速度の低下につれ凝固組織がセル形態からデンドライト形態に変化し、初晶晶出相の遷移する臨界冷却速度が存在する。

ただ、各铸型温度、铸込温度で得られる臨界冷却速度のばらつきは大きい。したがって、この臨界値を確定することはできないが、冷却速度  $0.5 \times 10^4 \text{ Ks}^{-1}$  程度と見て良いだろう。また、この臨界冷却速度に対応する臨界過冷度は約 45 K である。

Fig. 11 に、本報および前報までの結果を合わせて、試料表面から  $10 \mu\text{m}$  の位置における 1 次アームスペーシングと冷却速度の関係を示す。同図中の記号 ●, ■, ▲ はそれぞれ凝固組織がセル形態、デンドライト形態、セル形態とデンドライト形態の区別が不明瞭な試料を示す。

いずれの組織形態の場合でも、1 次アームスペーシングは冷却速度の増加につれ減少する。各結果を 1 次アームスペーシング  $\lambda_1 [\mu\text{m}]$  と試料表面における冷却速度  $\dot{T} [\text{Ks}^{-1}]$  の関係を整理すると、凝固組織がセル形態をとる領域では  $\lambda_1 = 550 \dot{T}^{-0.44}$ 、デンドライト形態をとる領域では  $\lambda_1 = 55 \dot{T}^{-0.20}$  となる。したがって、1 次アームスペーシングの冷却速度依存性は、凝固形態により異なることになる。

また、同図中に郡司ら<sup>4)</sup>による 1 次アームスペーシングと冷却速度の関係式 ( $\lambda_1 = 247 \dot{T}^{-0.34}$ ,  $10^{-2} \leq \dot{T} \leq 10^3$ ) および Wolf<sup>5)</sup> による関係式 ( $\lambda_1 = 390 \dot{T}^{-0.45}$ ,  $10^0 \leq \dot{T} \leq 10^3$ ) を冷却速度  $10^5 \text{ Ks}^{-1}$  まで外挿した関係式を示している。本実験における 1 次アームスペーシングの測定値は、冷却速度の小さな場合のデンドライトを除き、両者に挟まれた領域にある。

郡司らおよび Wolf により報告されている冷却速度と 1 次アームスペーシングの関係を本実験結果とともにまとめ、冷却速度に対して整理したものを Fig. 12 に示す。

Fig. 13 に冷却速度と初期凝固組織長さ (セル領域の

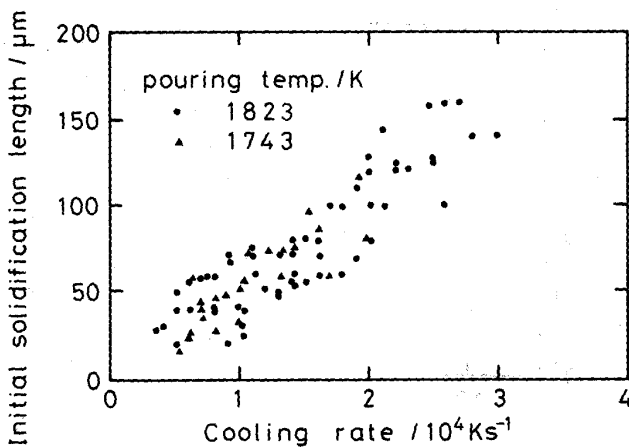


Fig. 13. Initial solidification length which corresponds to the region of cellular structure vs. cooling rate.

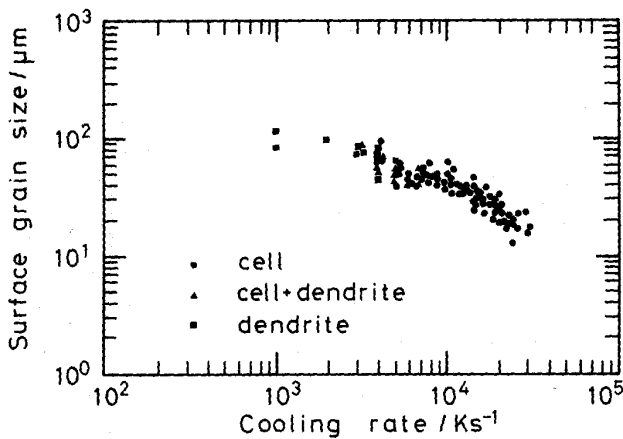


Fig. 14. Surface grain size vs. cooling rate.

長さ) の関係を示す。ここでは、前報<sup>1)2)</sup>に示したさまざまな凝固条件下での結果も比較のため示している。これらの結果はほぼ一定のばらつき範囲内にあり、凝固条件による違いは認められない。また、いずれの結果も冷却速度の増加につれ初期凝固組織長さは増大し、凝固条件に依らず初期凝固組織長さは冷却速度のみに依存している。これは次のように考えることができる。Fig. 9に示したように冷却速度の増加に伴い初期凝固時の過冷度は増加するため、試料表面近傍の温度勾配が大きくなるとともに、過冷却領域も拡大する。準安定 $\gamma$ 相のセルからなる初期凝固組織はこのような過冷却領域内に形成されると考えられる<sup>1)2)</sup>。この結果、冷却速度の増加とともに初期凝固組織長さは増大することになる。

### 3.4 結晶粒径

Fig. 14に試料表面の結晶粒径と冷却速度の関係を示す。図中の記号はFig. 11と同様に凝固形態の区別を示している。いずれの凝固形態についても、結晶粒径と冷

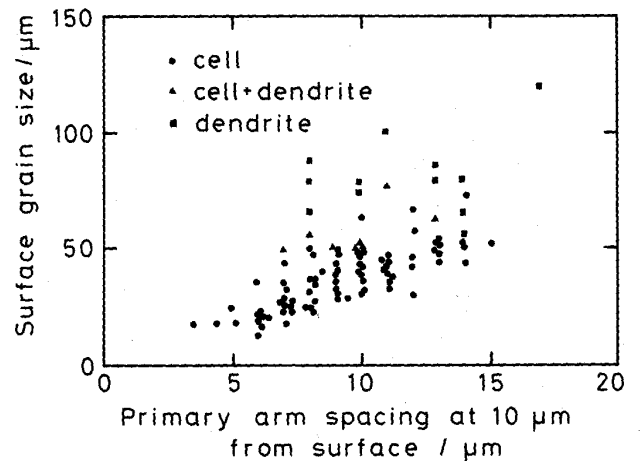


Fig. 15. Surface grain size vs. primary arm spacing.

却速度の関係を示す曲線上に差は見られず、結晶粒径は冷却速度のみに依存している。冷却速度の増加につれ結晶粒径は減少する。

図に示した結果を結晶粒径  $d$  [ $\mu\text{m}$ ] と冷却速度  $\dot{T}$  [ $\text{Ks}^{-1}$ ] の関係として整理すると、凝固組織がセル形態をとる領域では  $d = 15000 \dot{T}^{-0.64}$ 、デンドライト形態をとる領域では  $d = 1030 \dot{T}^{-0.33}$  となる。このように結晶粒径の冷却速度依存性は凝固組織形態により異なる。

Fig. 15は、Fig. 11およびFig. 14に示した試料についてセルあるいはデンドライト1次アームスペーシングと結晶粒径の関係を示す。凝固組織がセル形態となる場合、結晶粒径は1次アームスペーシングにほぼ比例して増加している。これに対し、凝固組織がデンドライト形態となる場合、結晶粒径と1次アームスペーシングの相関は見られずほぼ一定の値を示している。この結果は、以下のように凝固形態に対応して結晶粒の下部組織が異なるためと考えられる。

これまでに報告したように<sup>1)</sup>、準安定 $\gamma$ 相のセル組織ではある程度の規則性を持つ一群のセルが結晶粒を形成するのに対し、初晶 $\delta$ 相のデンドライト組織が成長すると凝固時の結晶粒が室温まで維持されず $\delta/\gamma$ 変態に伴う粒成長により粗大化した結晶粒が観察される。このため、結晶粒の大きさは凝固条件により決定されるアームスペーシングと異なった冷却速度依存性を持つことになる。これらの結果も前節に述べたセル/デンドライトの凝固形態変化が初晶晶出相の変化に伴ったものであることから容易に理解できる。

### 3.5 初晶晶出相の検討

これまで述べてきたように、試料の凝固組織形態は冷

却速度の減少により変化し、約  $0.5 \times 10^4 \text{ Ks}^{-1}$  を境にセルからデンドライトへと遷移する。また、この変化にともない、1次アームスペーシングや結晶粒径の冷却速度依存性も変化している。これらの変化は初晶晶出相の変化に対応する。

このような初晶晶出相の形成は核生成理論から定性的に検討することができる。ここでは不均質核生成速度式を用いて、初晶として  $\delta$  相あるいは準安定  $\gamma$  相の晶出に要する過冷度を求め実験結果と比較した。

古典的核生成理論による不均質核生成速度式<sup>6)</sup>は次式で示される。

$$I = K/\eta \exp\left(-\frac{16\pi}{3} \frac{\sigma^3}{k_B T \Delta G_v} f(\theta)\right) \quad [\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}]: \text{核生成速度}$$

ただし、 $K = 10^{39} [\text{Jm}^{-5}]$ : 動力学的項<sup>7)</sup>,

$$\eta = 10^{-3.3} \exp\left(\frac{3.34 T_m}{T - T_g}\right) \quad [\text{Jsm}^{-3}]: \text{粘性}^{8)},$$

$$\sigma = \alpha \frac{\Delta S_f T}{(NV^2)^{1/3}} \quad [\text{Jm}^{-2}]: \text{表面張力}^{9)},$$

$\alpha = 0.71$  ( $\delta$  相),  $0.86$  ( $\gamma$  相): 係数<sup>10)11)</sup>である。また、体積自由エネルギー差  $\Delta G_v$  は正則溶体近似にもとづく熱力学的計算<sup>11)</sup>より求められる。ただし、 $\delta$  相および  $\gamma$  相の液相線温度は状態図<sup>12)13)</sup>を基準とした。

凝固開始温度である核生成温度  $T_N$  は次式で表される。

$$\int_{T_N}^{T_m} \frac{I}{T} dT = n$$

上式で核生成温度を求めるに当たり必要な単位面積当たりの核生成数  $n$  は、Fig. 14 で示した結晶粒径と冷却速度の関係から推定できる。すなわち、1つの結晶粒は1つの核発生に対応するとすれば、与えられた冷却速度における単位面積当たりの核発生数  $n$  は結晶粒径の  $1/3$  乗に等しくなる。ここでは、セル/デンドライト遷移の臨界冷却速度  $0.5 \times 10^4 \text{ Ks}^{-1}$  における結晶粒径から核生成数を求めた。

なお、不均質核生成速度式における未知数は接触角  $\theta$  であり、この値により核生成温度は大きく変化する。この接触角は実験で得た結晶粒径(核生成数)と過冷度から推定することができ、本実験の場合には  $0.35 \sim 0.96$  [rad] の範囲で変化する。セル/デンドライト遷移が生じる冷却速度範囲での値はほぼ  $0.35$  [rad] となっている。そこで、接触角を  $0.35$  [rad] とし、初晶として  $\delta$  相あるいは  $\gamma$  相の晶出に要する過冷度を算出した。

上記の計算により算出される  $\delta$  相あるいは  $\gamma$  相晶出に要する過冷度は、それぞれの液相線温度を基準として、

約  $55 \text{ K}$  および約  $60 \text{ K}$  である。これまでに述べた実験結果の整理にはすべて  $\delta$  相の液相線温度を基準として過冷度を算出している。このため、準安定  $\gamma$  相の液相線温度と  $\delta$  相の液相線温度の差を加算した値を比較する必要がある。この場合にも、両相の晶出に要する過冷度の差は高々  $30 \text{ K}$  程度にすぎない。実験で得られる過冷度自体のばらつきや測定方法の誤差を考慮すると、このような差異を実験的に把握することは困難である。

このように  $\delta$  相あるいは  $\gamma$  相が晶出するための過冷度の差は小さく、冷却速度の小さい領域では過冷度のわずかな変化により初晶晶出相が変化し得ることが予想される。したがって、上述の凝固組織形態の変化や結晶粒径の冷却速度依存性の変化は初晶晶出相の変化であると言えよう。また、これまでの一連の実験結果から、鑄込温度、鑄型温度、鑄型表面状態などの凝固条件を変えることにより冷却速度を制御し、初晶晶出相を制御することができる。

#### 4. 結 言

本研究では、鑄型温度および鑄込温度を変えた急速凝固実験により 18Cr-8Ni ステンレス鋼小滴試料の初期凝固時の温度変化を測定した。そして、チル表面粗度、チル表面材質および鑄込温度を変えた前報の結果も含め、初期凝固時の過冷度、冷却速度と凝固組織形態および結晶粒径の関係を整理した。これらの結果より、初期凝固組織の形成、特に、初晶晶出相の制御条件を検討し、以下の結論を得た。

1) 凝固条件により初期凝固時の過冷度あるいは冷却速度は変化するが、過冷度は冷却速度のみに依存する。そして、冷却速度が低下すると、試料表面近傍の凝固組織はセルからデンドライト形態へと遷移する。この凝固形態変化が生じる臨界冷却速度は約  $0.5 \times 10^4 \text{ Ks}^{-1}$  であり、臨界過冷度は約  $45 \text{ K}$  である。

2) 表面近傍のセルあるいはデンドライト 1次アームスペーシングは冷却速度の増加にともない減少する。また、試料表面の結晶粒径は冷却速度の増加にともない減少する。ただし、アームスペーシングおよび結晶粒径の冷却速度依存性は、凝固組織がデンドライト形態とセル形態の場合で異なっている。

3) 核生成理論による評価から準安定  $\gamma$  相と安定  $\delta$  相の晶出に必要な過冷度の差は小さいことが予測され、上記の凝固組織形態の変化は初晶晶出相の変化に対応すると推定される。したがって、凝固条件の操作により冷却速度を変化させ、初晶晶出相を制御することができる。

最後に、本研究経費の一部は(社)日本鉄鋼協会石原・

浅田研究助成金および文部省科学研究費補助金(試験研究(B)(2)課題番号 02555140)によるものであることを記し, 謝意を表す。

### 文 献

- 1) 水上英夫, 鈴木俊夫, 梅田高照: 鉄と鋼, **77** (1991), p. 1672
- 2) 水上英夫, 鈴木俊夫, 梅田高照: 鉄と鋼, **78** (1992), p. 580
- 3) 遠山直人: 急速凝固組織写真集 (鉄鋼の急速凝固部会編) (1989), p. 61 [日本鉄鋼協会]
- 4) 郡司好喜, 安元邦夫, 富田俊朗: 急速凝固プロセスの基礎と応用 (鉄鋼の急速凝固部会編) (1989), p. 59 [日本鉄鋼協会]
- 5) M. Wolf: *Ironmaking Steelmaking*, **13** (1986), p. 258
- 6) D. Turnbull: *J. Chem. Phys.*, **18** (1950), p. 198
- 7) T. F. Kelly, M. Cohen and J. V. Sander: *Metall. Trans. A*, **15** (1984), p. 819
- 8) D. Turnbull: *Contemp. Phys.*, **10** (1969), p. 473
- 9) F. Saepen: *Acta Metall.*, **23** (1975), p. 729
- 10) C. V. Thompson and F. Spaepen: *Acta Metall.*, **31** (1983), p. 2021
- 11) F. Saepen and R. B. Meyer: *Scr. Metall.*, **10** (1976), p. 257
- 12) 西沢泰二, 長谷部光弘: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 1887
- 13) *Metals Handbook 8th ed.*, vol. 8 (1973), p. 424 [Metals Park, OH]