

© 1992 ISIJ

 ///////////////
 論文
 ///////////////

急速凝固 18Cr-8Ni ステンレス鋼の初期凝固組織に及ぼすチル板表面粗度およびチル板表面材質の影響

 水上 英夫*・鈴木 俊夫*・梅田 高照*²

Effect of Surface Roughness and Surface Material of Substrate on Initial Solidification Structure of 18Cr-8Ni Stainless Steel

Hideo MIZUKAMI, Toshio SUZUKI and Takateru UMEDA

Synopsis:

The effects of casting conditions as surface roughness and surface materials of the substrate, and pouring temperature on the solidification behavior and the structure of rapidly solidified 18Cr-8Ni stainless steel droplet samples have been studied. On the onset of the solidification, undercooling phenomena is observed. The undercooling linearly depends on the cooling rate, but does not on the casting conditions. Initial solidification length increases, and primary arm spacing and surface grain size decreases with increasing cooling rate. With very small cooling rate, solidification morphology changes from cell to dendrite. It presumably shows the change in the primary phase in the initial solidification.

Key words: stainless steel; rapid solidification; undercooling; grain size; primary arm spacing; cooling rate.

1. 緒 言

近年研究開発が進められているニアネットシェイプ連鋳法の課題の一つは、鋳片表面品質の改善である。鋳片表面品質は、鋳片表面近傍で形成される初期凝固組織に支配される。このため、初期凝固組織の生成・成長の機構を理解し、これを制御することが実用化の上からも重要となる。そこで著者らはステンレス鋼の初期凝固現象を定量的に把握するため、光センサーを用いた表面温度計測法を開発し、落下小滴試料の初期凝固組織とその凝固条件を検討してきた¹⁾。その結果、凝固開始以前に試料表面が過冷すること、初期凝固組織は準安定オーステナイト相のセル形態を有し、凝固の進行とともに安定な δ フェライト相のデンドライト形態に遷移することを示した。

ところでニアネットシェイプ連鋳法の報告^{2)~6)}から、鋳片表面品質を向上する上で、ロール材質、ロール表面材質および鋳込み温度が重要な因子となっていることが

うかがえる。これらの因子により鋳片表面の凝固条件が変化し、その結果として初期凝固組織が制御されていると考えられる。そこで本研究では、チル板表面粗度、チル板表面材質および鋳込み温度を変えた条件でステンレス鋼小滴の初期凝固実験を行い、初期凝固組織におよぼすこれらの因子の影響を検討した。すなわち、実験条件を変えることにより冷却速度を変化させ、冷却速度と初期凝固組織形態および初期結晶粒径の関連を明らかにした。

2. 実験方法

本実験で用いた装置は前報¹⁾と同様である。Ar ガスで置換した真空容器内に装置を設置し、以下の手順で実験を行った。石英ノズル内の 18Cr-8Ni ステンレス鋼 (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) 3g を高周波誘導加熱により溶解した。所定の温度でノズル内に Ar ガスを噴出することにより、溶鋼をノズル

平成 2 年 9 月本会講演大会にて発表 平成 3 年 6 月 17 日受付 (Received June 17, 1991)

* 東京大学工学部総合試験所 工博 (Engineering Research Institute, The University of Tokyo, 2-11-16 Yayoi Bunkyo-ku, Tokyo 113)

*2 東京大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

直下のチル板上に設置した内径 6 mm の石英管鑄型に鑄込み、試料を一方向凝固させた。この時の試料表面の光をチル板中心部に開けた直径 0.5 mm の小孔から取り入れ、シリコンフォトダイオードにより電気信号に変換し、試料表面温度の時間変化を求めた。なお、フォトダイオードの出力の温度換算法については前報で詳述した。

噴出ガス圧力は差圧で 0.25, 0.50, 0.75, 1.0, 1.25 $\times 10^4$ Pa と変化させ、試料落下速度を変化させた。これにより、試料とチル板の接触状態が変化し、伝熱挙動を変えることになる。また、前報ではチル板材質として銅板を用い鑄造ごとに #2000 エメリー紙で研磨し（以下、#2000 銅板と略す）、鑄込み温度は 1823 K であった。本実験では、同一チル板材質で表面粗度を変えた実験、およびチル板表面粗度一定、同一チル板材質でチル板表面材質を変えた実験を行い、初期凝固現象に及ぼすその影響を検討した。すなわち、鑄込み温度 1823 K のとき、#80 エメリー紙で研磨した銅板（以下、#80 銅板と略す）、めっき層厚さ約 20 μm の連鑄鑄型用硬質クロムめっきおよびニッケルめっきを施し、表面を #2000 エメリー紙で研磨した銅板をチル板として用いた。また、鑄込み温度の影響を調べるため鑄込み温度を 1823 K および 1743 K とし、チル板として #2000 銅板を用いた。

凝固後の試料をチル板の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。各試料の縦断面写真より、初期凝固組織のセル長さ、セル間隔を求めた。また、試料表面の顕微鏡観察により、表面での結晶粒径を求めた。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チル板表面の影響

本実験で得られた試料の冷却曲線は以下のような挙動を示した。試料表面温度は鑄込み温度から冷却開始後、液相線温度以下まで時間とともに直線的に低下する。その後、冷却速度が減少し試料表面温度は極小値に達する。ここで表面温度は上昇に転じ、極大値を示した後、再び温度は低下する。得られた冷却曲線から、液相線温度と冷却曲線上の極小値との差を過冷度、また、液相線温度通過時の冷却曲線の傾きを冷却速度として算出した。

鑄込み温度 1823 K で、チル板表面粗度およびチル板表面材質を変えたときの実験結果を Fig. 1~3 に示す。各図中の記号 ●, ▲, ■ は、それぞれチル板に #80

銅板、クロムめっき銅板、ニッケルめっき銅板を用いたときの結果を表す。また #2000 銅板をチル板に用いた前報¹⁾の結果を比較のため各図に示してある。

Fig. 1 は噴出ガス圧力と過冷度の関係を示すが、図中の破線は前報の結果に対する回帰直線であり、斜線部は 95% 信頼区間である。いずれのチル板を用いた場合にも、噴出ガス圧力の増加につれ過冷度は増大する。ただ、各噴出ガス圧力におけるデータのばらつきは大きい。図中の実線、一点鎖線、二点鎖線は、それぞれ、#80 銅板、クロムめっき銅板、ニッケルめっき銅板の各データに対する回帰直線である。これによると、クロムめっき銅板と #80 銅板の差は見られないが、ニッケルめっき銅板を用いた場合の過冷度は若干大きくなっている。また、前報の #2000 銅板の結果と比較すると、いずれの場合も小さな過冷度になっていることが分かる。特に、噴出ガス圧力 0.25×10^4 Pa のとき、ニッケル

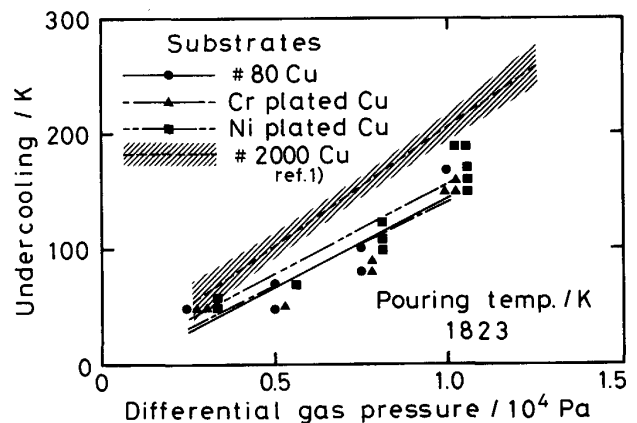


Fig. 1. Undercooling vs. differential gas pressure with various substrates. Lines show regression line and hatched area shows 95% confidence limit.

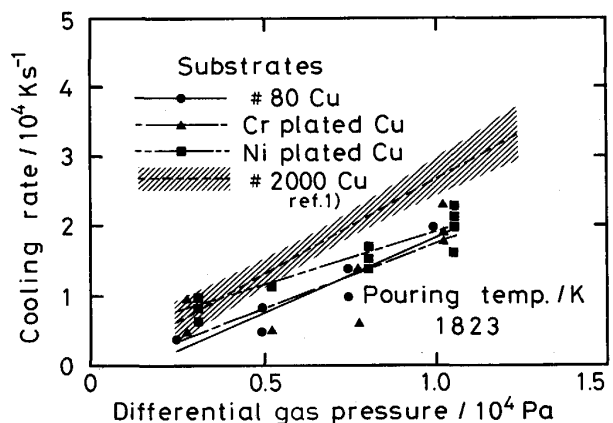


Fig. 2. Cooling rate vs. differential gas pressure with various substrates. Lines show regression line and hatched area shows 95% confidence limit.

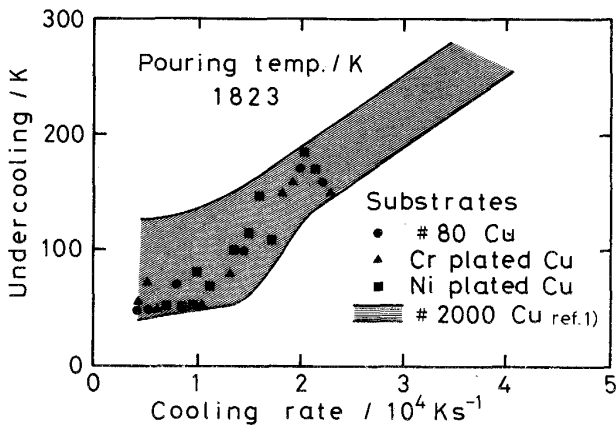


Fig. 3. Undercooling vs. cooling rate with various substrates.

めっき銅板、クロムめっき銅板、#80銅板を用いた場合の過冷度の差は小さいが、噴出ガス圧力 1.0×10^4 Pa のときには、#2000銅板、ニッケルめっき銅板、クロムめっき銅板、#80銅板の順に過冷度は大きくなっており、その差も明瞭になる傾向が分かる。

Fig. 2 は噴出ガス圧力と冷却速度の関係を示すが、図中の破線は前図と同様に前報の結果に対する回帰直線を、また、斜線部は 95% 信頼区間を示す。いずれのチル板を用いた場合にも、噴出ガス圧力の増大につれ冷却速度は増加するが、回帰直線の傾きは同じでない。いずれのデータもばらつきが大きい、各チル板での平均値でみると、いずれの噴出ガス圧力でも、ニッケルめっき銅板、#80銅板、クロムめっき銅板の順に冷却速度は大きくなっている。また、噴出ガス圧力が小さい 0.25×10^4 Pa の場合を除き、#2000銅板を用いた場合の冷却速度は最も大きいことが分かる。

Fig. 3 に冷却速度と過冷度の関係を示すが、斜線の領域部は #2000銅板を用いた前報の結果である。前述のように、Fig. 1, Fig. 2 は噴出ガス圧力に対する過冷度あるいは冷却速度が、チル材表面粗度あるいはチル板表面材質に依存することをそれぞれ示している。しかし、これらのデータを冷却速度と過冷度の関係として整理するとチル板材質の差はさほど見られず、#80銅板、クロムめっき銅板、ニッケルめっき銅板によるいずれの結果も斜線部内に含まれている。また、同一の冷却速度で得られる過冷度はほぼ同じ値を取ることから、過冷度は冷却速度にのみ依存し、チル板表面粗度やチル板表面材質に直接には依存しないと考えられる。

3.2 初期過冷度におよぼす鑄込み温度の影響

鑄込み温度 1743 K のときの実験結果を Fig. 4~6 に示す。また比較のため、#2000銅板、鑄込み温度 1823

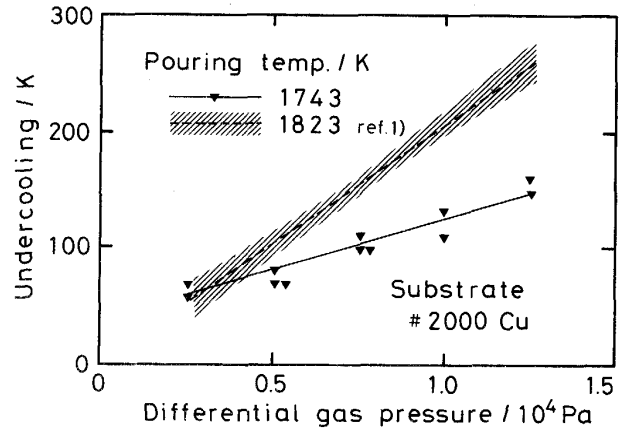


Fig. 4. Undercooling vs. differential gas pressure under different pouring temperature conditions. Lines show regression line and hatched area shows 95% confidence limit.

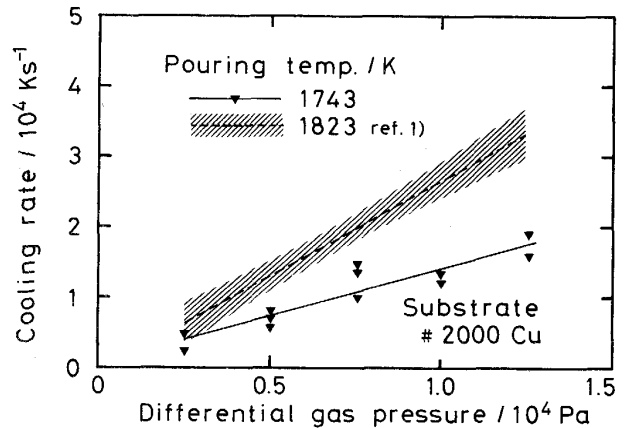


Fig. 5. Cooling rate vs. differential gas pressure under different pouring temperature conditions. Lines show regression line and hatched area shows 95% confidence limit.

K とした前報¹⁾の結果も各図に示してある。

Fig. 4 に噴出ガス圧力と過冷度の関係を示すが、破線は前報の結果に対する回帰直線であり、斜線部は 95% 信頼区間である。噴出ガス圧力 0.25×10^4 Pa のとき、鑄込み温度 1823 K, 1743 K で得られる過冷度はほぼ同じである。これは、噴出ガス圧力が小さいため試料がノズルを出るときの速度のばらつきが大きいこと、あるいは、低過冷度での再現性が良くないことによるのであろう。いずれの鑄込み温度の場合にも、噴出ガス圧力の増加につれ過冷度は増大するがその傾きは鑄込み温度が高い場合の方が大きい。

Fig. 5 に冷却速度と噴出ガス圧力の間係を示すが、破線および斜線部は前図と同様である。いずれの鑄込み温度の場合にも、噴出ガス圧力の増大につれ冷却速度は増加するが、その傾きは鑄込み温度 1743 K の場合が小さ

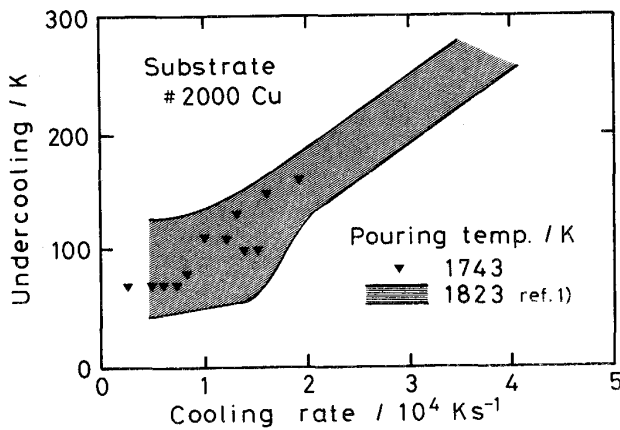


Fig. 6. Undercooling vs. cooling rate under various different pouring temperature conditions.

い。すなわち、初期凝固時の冷却速度を低下させるには、鑄込み温度を低めることが有効であることを示している。

Fig. 6 は冷却速度と過冷度の関係を示すが、斜線の領域は Fig. 3 と同様、前報の鑄込み温度 1823 K の結果である。この場合にも、Fig. 4, Fig. 5 で示したように噴出ガス圧力に対する過冷度あるいは冷却速度が、鑄込み温度に依存する。しかし、冷却速度と過冷度の関係を整理した図として見ると鑄込み温度 1743 K のときの結果はほぼ鑄込み温度 1823 K の実験結果を表す斜線部に含まれ、同一の冷却速度で得られる過冷度はほぼ同じ値を取っている。Fig. 3, Fig. 6 の結果は、実験条件により噴出ガス圧力に対する過冷度、冷却速度は変化する。しかし、過冷度と冷却速度はそれぞれが独立に変化するのではなく、互に関連している。その結果、過冷度は冷却速度のみで決まるとの関係で整理できるとするとこの関係は鑄造条件に依存しないことを示している。

3.3 初期過冷度の冷却速度依存性

前述のように、Fig. 3 と Fig. 6 の過冷度と冷却速度の関係は試料表面の過冷度が冷却速度のみで決まり、チル板表面粗度、チル板表面材質および鑄込み温度に依存しないことを示している。一般には、チル板表面材質により試料との濡れ性が変化し、その結果として異質核生成時の過冷度が変化すると考えられている。しかし、本実験の範囲ではそのような差異は明確でない。これは、チル板表面材質の影響がさほど大きくないことに加え、前報に述べたように核生成時の過冷度が正確に評価できないことにもよるのであろう。核生成に対して冷却速度の依存性を考慮したモデル⁷⁾が用いられているが、表面近傍に大きな温度分布を持ち、極めて短時間に生じる初期凝固に対して適用することの妥当性は明らかでない。

したがって、本実験の範囲では、初期凝固時の過冷度は冷却速度のみに依存するという定性的な結論にしておくのが妥当であろう。また、Fig. 2 と Fig. 5 に示した冷却速度と噴出ガス圧力の関係において、チル板表面材質や鑄込み温度により冷却速度が変化する理由は次のように考えられる。

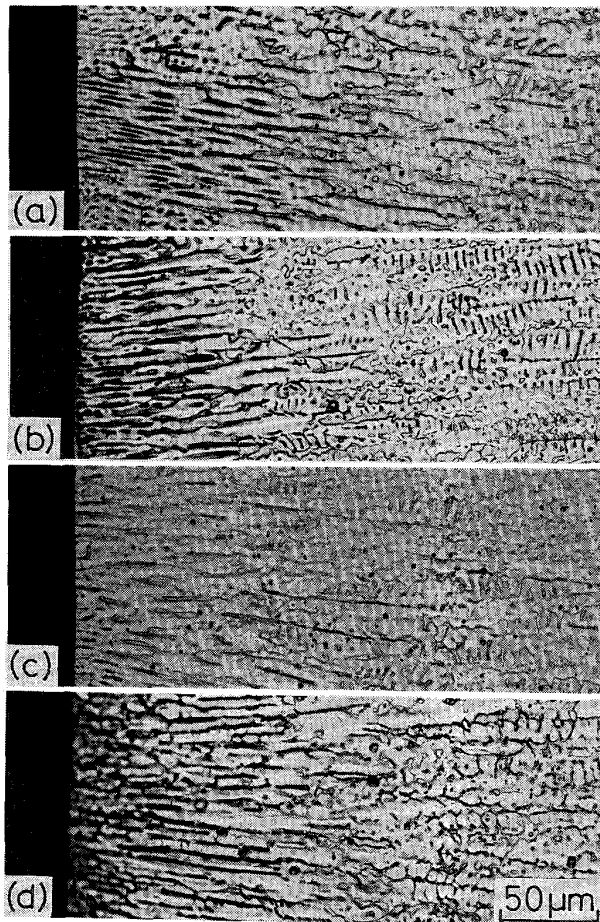
溶鋼/チル板間の接触状態が良いほど界面熱伝達係数は大きくなり、界面熱伝達係数が大きいほど冷却速度も大きくなる。したがって、溶鋼/チル板間の接触状態が良いほど、冷却速度は大きく、過冷度も大きくなることになる。溶鋼/チル板間の接触状態は、噴出ガス圧力あるいは試料溶鋼の落下速度やチル板表面粗度、チル板表面材質と溶鋼の濡れ性などに依存する。また、鑄込み温度により溶鋼の粘性は変化し⁸⁾、同じ噴出ガス圧力に対する落下速度は変わる。これらの因子により溶鋼/チル板間の界面熱伝達係数が変化し、試料表面の冷却速度が変化する。あるいは、鑄込み温度により冷却速度は変化する。過冷度あるいは核生成挙動はそのようにして決まった冷却速度に依存している。

過冷度と冷却速度の関係は、古典的核生成理論による不均質核生成速度式⁹⁾から説明できる。冷却速度が大きいほど核生成に要する時間が短くなるため、核生成頻度が減少し過冷度は大きくなる。この結果、過冷度は冷却速度にほぼ依存することになる。

3.4 初期凝固組織におよぼす冷却速度の影響

3.4.1 初期凝固組織

Photo. 1 に冷却速度がほぼ $2.0 \times 10^4 \text{ Ks}^{-1}$ の各試料の凝固組織写真を示す。Photo. 1 (a)(b)(c) はそれぞれ、鑄込み温度 1823 K でチル板に #80 銅板、クロムめっき銅板、ニッケルめっき銅板を用いた試料、Photo. 1 (d) は鑄込み温度 1743 K で #2000 銅板を用いた試料の凝固組織を示す。試料の凝固組織はいずれも試料表面から内部に向かい成長したセル状組織が形成され、試料内部においてセルからデンドライト状組織に遷移している。また、各試料のセル領域長さはほぼ同じとなっている。前報で述べたように、このセル状組織は準安定オーステナイト相を初晶としたものである^{11)10)~15)}。以下、このセル状組織を初期凝固組織と呼ぶ。凝固組織がセル形態となる原因として、以下のことが考えられる。まず、急速凝固時のデンドライト成長理論¹⁶⁾によれば、成長速度の増加につれ表面張力項の寄与が大きくなりデンドライトからセルへの形態変化が生じる。また、一般にステンレス鋼の初晶晶出相が準安定オーステナイト相になると凝固組織形態がデンドライトからセルラードエンドライトになる¹⁷⁾ことが知られている。前報で述



(a) Copper substrate polished with #80 emery paper, $2.0 \times 10^4 \text{ Ks}^{-1}$ (b) Chromium plated copper substrate, $1.9 \times 10^4 \text{ Ks}^{-1}$ (c) Nickel plated copper substrate, $2.1 \times 10^4 \text{ Ks}^{-1}$ (d) Copper substrate polished with #2000 emery paper, $1.9 \times 10^4 \text{ Ks}^{-1}$. Pouring temperature is 1823 K in case of (a), (b), (c) and 1743 K in (d)

Photo. 1. Microstructures of longitudinal cross section.

べたように本実験では、過冷却のため初晶晶出相が表面張力の大きな準安定オーステナイト相¹⁸⁾となっている。このようにデンドライト先端部での表面張力が大きくなるとともに成長速度が極めて大きいため、先端部の形状がセル形態となるのであろう。したがって、成長速度の大きな過冷却凝固時の初晶晶出相が準安定オーステナイト相であることが、初期凝固組織に特有なセル形態を生じさせていると考えられる。

Fig. 7 に初期凝固組織長さと冷却速度の関係を示す。同図中の記号 ●, ▲, ■, ▼ はそれぞれ、鑄込み温度 1823 K でチル板に #80 銅板、クロムめっき銅板、ニッケルめっき銅板を、鑄込み温度 1743 K でチル板に #2000 銅板を用いたときの結果を表す。いずれのチル板を用いた場合にも、また、いずれの鑄込み温度の場合にも、冷却速度の増加につれ初期凝固組織長さは増加す

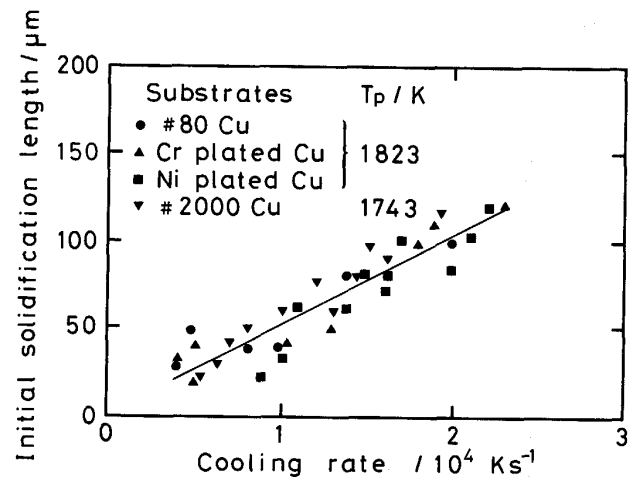


Fig. 7. Initial solidification length vs. cooling rate.

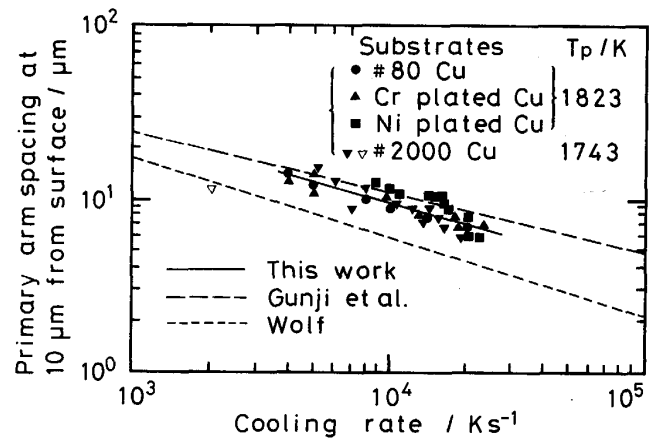


Fig. 8. Primary arm spacing at $10 \mu\text{m}$ from surface vs. cooling rate.

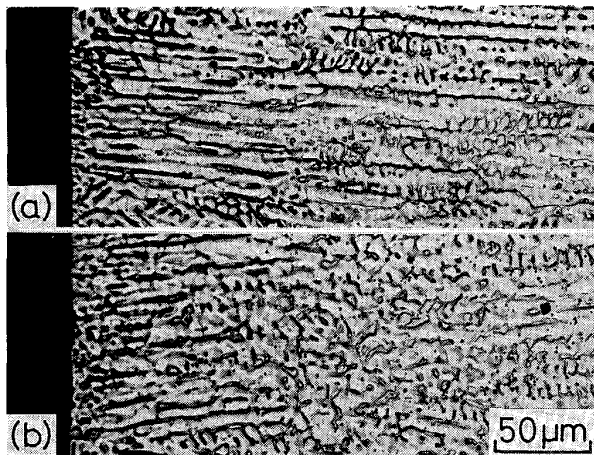
るが、チル板表面材質あるいは鑄込み温度の影響による差は見られない。Fig. 3 および Fig. 6 に示したように、過冷却は冷却速度のみで決まる。初期凝固時の過冷却が増大すると、試料表面近傍の温度勾配は大きくなるが、過冷却領域も拡大する。したがって、冷却速度の増加とともに、過冷却領域内に形成される初期凝固組織の長さは増加することになる。

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 Fig. 8 に示す。図中の記号は Fig. 7 と同じである。ただし、▽印は後述のように試料表面で形成される凝固組織がデンドライト形態をとる試料の結果を示す。いずれのチル板を用いた場合にも、また、いずれの鑄込み温度の場合にも、冷却速度の増加につれ 1 次アームスペーシングは減少する。ニッケルめっき銅板を用いた場合の値がわずかに大きい、その差は区別することは難しく、チル板表面粗度、チル板表面材質および鑄込み温度に依存しないと見て良いだ

ろう。これらのデータを，1次アームスペーシング λ_1 [μm] と試料表面における冷却速度 \dot{T} [Ks^{-1}] の関係として整理すると， $\lambda_1 = 370 \dot{T}^{-0.39}$ ($10^3 \leq \dot{T} \leq 10^5$) で表される。また，同図中に郡司ら¹⁹⁾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 WOLF²⁰⁾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 10^5Ks^{-1} まで延長したものを示す。本実験で得られた1次アームスペーシングと冷却速度の関係は，両者に挟まれた領域にあり，これらの関係が妥当なものであることが分かる。なお，相山ら²¹⁾による関係式は C 量が 0.56% と多い試料の一方凝固組織による測定結果であるため，本実験結果，郡司らおよび WOLF の結果と異なる。

3.4.2 初期凝固組織形態

鑄込み温度 1743 K でチル板に銅板を用いたとき，冷却速度が $1.2 \times 10^4 \text{Ks}^{-1}$ および $0.2 \times 10^4 \text{Ks}^{-1}$ となる試料の凝固組織を Photo. 2 (a)(b) にそれぞれ示す。Photo. 2 (a) の初期凝固組織形態はセル状で，一連の実験で得られた試料に特徴的な凝固組織形態である。これに対し，Photo. 2 (b) の凝固組織形態は最表層部からデンドライト状であり，一般にニアネットシェイプ鑄造鋳片に見られる凝固組織形態である。18Cr-8Ni ステンレス鋼の鋼塊²²⁾あるいは，ニアネットシェイプ鑄造鋳片²³⁾に通常見られる凝固組織は δ/γ 変態後の組織であり，その形態は最表層部からデンドライト形態を呈する。なお，Photo. 2 (b) の組織写真ではデンドライト組織の顕出が明瞭でないため，ニアネットシェイプ鑄造鋳片に見られるデンドライト組織との対比は困難である。



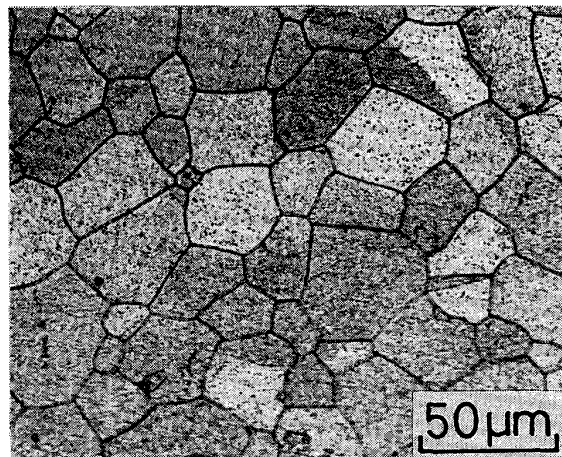
Pouring temperature : 1743 K
Cooling rate : (a) $1.2 \times 10^4 \text{Ks}^{-1}$ and (b) $0.2 \times 10^4 \text{Ks}^{-1}$
Substrate : Copper polished with #2000 emery paper
Photo. 2. Microstructures of longitudinal cross section.

しかし，冷却速度が小さくなると，凝固組織がセルからデンドライト形態に変わることから冷却速度の低下とともに初晶晶出相が準安定オーステナイト相から安定 δ フェライト相に変化することが示唆される。さらに，Fig. 8 に示したように，この試料の1次アームスペーシングは，他のデータに対する回帰直線よりも小さな値となっている。一般に，1次アームスペーシングはセルあるいはデンドライト先端の曲率半径により定まる²⁴⁾。先端曲率半径は表面張力に依存し，表面張力の小さい δ フェライト相の方がオーステナイト相に比べ曲率半径は小さくなる。冷却速度を同じとした場合 δ フェライト相の方がオーステナイト相よりも1次アームスペーシングは小さくなる。したがって，デンドライト組織の1次アームスペーシングが小さくなるということは，上記の推論を支持すると思われる。なお，このような凝固組織をもつ試料は，本実験の範囲において $0.2 \times 10^4 \text{Ks}^{-1}$ の冷却速度でしか得られなかった。

3.4.3 結晶粒

試料表面で観察される結晶粒組織の一例として，鑄込み温度 1823 K，ニッケルめっき銅板をチル板として用いた試料表面の組織写真を Photo. 3 に示す。この試料の冷却速度は $1.6 \times 10^4 \text{Ks}^{-1}$ であるが，チル板表面材質，鑄込み温度によらず，試料表面で形成される結晶粒の形態はこれと同様である。

Fig. 9 に結晶粒径と冷却速度の関係を示す。図中の記号は Fig. 7 と同様である。いずれのチル板を用いた場合にも，また，いずれの鑄込み温度の場合にも，冷却速度の増加につれ結晶粒径は減少する。試料表面で形成される結晶粒径は冷却速度のみに依存し，チル板表面粗度，チル板表面材質および鑄込み温度に依存しないこと



Pouring temperature : 1743 K Cooling rate : $1.6 \times 10^4 \text{Ks}^{-1}$
Substrate : Copper polished with #2000 emery paper
Photo. 3. Macrostructure at the surface.

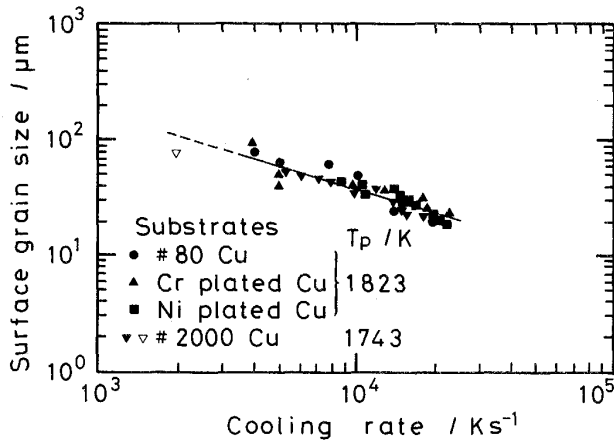


Fig. 9. Surface grain size vs. cooling rate.

が分かる。本実験において、試料表面の結晶粒径 d [μm] と冷却速度 \dot{T} [Ks^{-1}] の関係は $d = 18000 \dot{T}^{-0.66}$ で表される。なお図中の▽印は、試料表面近傍の凝固組織がデンドライト形態をとる試料の結果を示すが、この値はセル形態をとる場合の結晶粒径に比べわずかに小さい。しかし、その差は1次アームスペーシングの場合に比べ小さい。

このように、試料表面の結晶粒径が冷却速度のみに依存することは次のように解釈できる。初期凝固時の過冷度は冷却速度のみに依存するが、この過冷度の増加により核生成頻度²⁵⁾は増加する。ここで示した結晶粒は核生成数に一致しているわけではないが、核生成頻度と相関を持つだろう。したがって、冷却速度の増加とともに、核発生頻度は増加し、結晶粒数は増加することになる。

これら初期凝固組織の観察結果を総合すると、初期凝固組織の形成は冷却速度により決定されていると結論づけられる。

4. 結 言

本研究では、光センサーを用いた表面温度測定系を用い、18Cr-8Ni ステンレス鋼小滴が急速凝固するときの試料表面温度変化を測定した。このとき、チル板表面材質、チル板表面粗度および鑄込み温度を変えた実験を行い、過冷度、冷却速度、初期凝固組織形態および試料表面結晶粒径の関連を検討した。その結果、以下のような結論を得た。

1) チル板表面材質、チル板表面粗度および鑄込み温度により初期凝固にともなう過冷度、冷却速度は変化するが、冷却速度と過冷度の関係はこれらの因子によらない。

2) 試料の表面近傍で、初期凝固組織としてセル組織が成長し、試料内部においてセル組織はデンドライト組織に遷移する。冷却速度の増加にともない1次アームスペーシングは減少する。

3) 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が、その関係はチル板表面粗度、チル板表面材質、鑄込み温度に依存しない。

最後に、本研究経費の一部は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、謝意を表する。

文 献

- 1) 水上英夫, 鈴木俊夫, 梅田高照: 鉄と鋼, **77** (1991), p. 1672
- 2) M. TSUKIGAHORA, K. YAMADA, M. MOHRI, H. SAKAGUCHI, K. SASAKI, K. FUKUDA and N. NISHIMAE: Proc. SRNC-90, vol. 2 Near Net Shape Castings, Pohang (1990), p. 550
- 3) H. YASUNAKA, K. TANIGUCHI, M. KOKITA, S. KOYAMA and C. YOSHIDA: 同上, p. 570
- 4) T. TOHGE, K. AMANO, T. MURAYAMA and M. NODA: 同上, p. 617
- 5) K. OHNO, H. TANAKA, T. SASAKI, M. DUBKE, H. J. FUNK and K. H. HANKE: 同上, p. 682
- 6) K. MIYAZAWA, T. MIZOGUCHI, Y. UESHIMA and S. MIZOGUCHI: 同上, p. 745
- 7) T. W. CLYNE: Metall. Trans. B, **15** (1984), p. 369
- 8) T. ZACHARIA, S. A. DAVID, J. M. VITEK and H. G. KRAUS: Metall. Trans. A, **22** (1991), p. 243
- 9) D. TURNBULL: J. Chem. Phys., **18** (1950), p. 198
- 10) J. A. BROOKS, J. C. WILLIAMS and A. W. THOMPSON: Metall. Trans. A, **14** (1983), p. 23
- 11) J. M. VITEK, A. DASGUPTA and S. A. DAVID: Metall. Trans. A, **14** (1983), p. 1833
- 12) T. F. KELLY, M. COHEN and J. V. SANDE: Metall. Trans. A, **15** (1984), p. 819
- 13) R. N. WRIGHT, J. C. BAE, T. F. KELLY, J. E. FLINN and G. E. KORTH: Metall. Trans. A, **19** (1988), p. 2399
- 14) 梅本 実, 虫明守行, 田村今男: 急速凝固プロセスの基礎と応用(日本鉄鋼協会編)(1989), p. 107
- 15) J. A. BROOKS, M. I. BASKES and F. A. GREULICH: Metall. Trans. A, **22** (1991), p. 915
- 16) W. KURZ, B. GIOVANOLA and R. TRIVEDI: Acta Metall., **34** (1986), p. 823
- 17) J. A. BROOKS, M. I. BASKES and F. A. GREULICH: Metall. Trans. A, **22** (1991), p. 915
- 18) M. BARTH, K. ECKLER and D. M. HERLACH: Mater. Sci. Eng., **A133** (1991), p. 790
- 19) 郡司好喜, 安元邦夫, 富田俊郎: 急速凝固プロセスの基礎と応用(日本鉄鋼協会編)(1989), p. 59
- 20) M. WOLF: Ironmaking Steelmaking, **13** (1986), p. 258
- 21) 梶山正孝, 梅田高照, 松山隼也: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 32
- 22) H. FREDRIKSSON: Metall. Trans., **3** (1972), p. 2989
- 23) 遠山直人: 急速凝固組織写真集(日本鉄鋼協会編)(1989), p. 61
- 24) W. KURZ and D. J. FISHER: Acta Metall., **29** (1981), p. 11
- 25) W. KURZ and D. J. FISHER: Fundamentals of solidification 3rd., ed. by Trans. Tech. Publications (1989), p. 21