



Title	炭素鋼の凝固過程における柱状オーステナイト粒の形成に及ぼす炭素濃度と冷却速度の影響
Author(s)	松浦, 清隆; 伊藤, 洋一; 松原, 嘉市
Citation	鉄と鋼, 76(5), 714-721 https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.76.5_714
Issue Date	1990-05-01
Doc URL	http://hdl.handle.net/2115/75757
Rights	著作権は日本鉄鋼協会にある
Type	article
File Information	Tetsu-to-Hagane 76(5)_714.pdf



[Instructions for use](#)

© 1990 ISIJ

論 文 炭素鋼の凝固過程における柱状オーステナイト
粒の形成に及ぼす炭素濃度と冷却速度の影響

松浦 清隆*・伊藤 洋一*2・松原 嘉市*3

The Effects of Carbon Content and Cooling Rate on the Development
of Columnar Austenitic Grains in As-cast Steel

Kiyotaka MATSUURA, Youichi ITOH and Kaichi MATSUBARA

Synopsis:

Steels containing 0.01 to 0.49 mass% carbon were melted and then cooled at rates of 0.3 to 40°C/s to investigate the condition favorable for the formation of columnar austenitic grains.

The results were summarized as follows.

- 1) Large columnar grains were most remarkably developed in 0.1-0.3 mass% C region.
- 2) The region of the carbon content favorable for the development of columnar grains extended with increasing cooling rate.

The computer simulation of the cooling process of the ingots was carried out to investigate the formation mechanism of the columnar grains. From the experiment and the simulation, it was concluded that the formation of columnar austenitic grains was attributable to the steep temperature gradient at the $\delta \rightarrow \gamma$ transformation front.

Key words: carbon steel; austenitic structure; columnar austenitic grain; grain size; carbon content; cooling rate; temperature gradient.

1. 緒 言

オーステナイト粒 (以後オーステナイトを γ , α および δ フェライトをそれぞれ α , δ と略称する) の大きさと形状は、高温における鋼の靱性に対して有力な支配因子となる。牧ら¹⁾によれば、粗大な γ 粒からなる鋼は γ 低温域および ($\gamma + \alpha$) 2 相温度域において低い延性を示す。また、SCHMIDT ら²⁾によれば、連铸スラブの表面割れは表面から内部に向かって伸びた柱状 γ 粒の粒界に沿って伝播する。このため割れ深さは柱状 γ 粒の長径に依存するので、前原ら³⁾はこの種の粒界割れに寄与する γ 粒の大きさの指標として、その最大長径を採用すべきであるとしている。それゆえ、柱状に発達した粗大 γ 粒の出現は避けなければならないが、その成因には未知の点が多い。

本研究では、炭素鋼の凝固過程において柱状 γ 粒が形成する条件を炭素濃度と冷却速度について調査し、その成因を検討した。

2. 実験方法

Table 1 に示す各種炭素鋼を Ar 雰囲気中の縦型 SiC 炉で溶解し、1550°C で 30 min 保持した後、以下に述べる 4 種類の条件で凝固させた。

(1) 大気中での金型鑄込み。インゴット中心部における冷却速度は約 40°C/s。

(2) 約 800°C に加熱された多孔質アルミナ鑄型への大気中鑄込み。冷却速度は約 6°C/s。

(3) 溶解後ろつごと炉外へ取り出し、大気中で放冷。冷却速度は約 3°C/s。

(4) Ar 雰囲気中での切電炉冷。冷却速度は約 0.3°C/s。

Table 1. Chemical analysis of ingots (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Sol. Al
0.01-0.49	0.01	0.25	0.017	0.018	0.01

昭和 62 年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 7 月 20 日受付 (Received July 20, 1989)

* 北海道大学工学部 (Faculty of Engineering, Hokkaido University, Kita 13-jo Nishi 8-chome Kita-ku Sapporo 060)

*2 北海道大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Hokkaido University)

*3 北海道大学工学部 (現: 日本電波工業(株)) (Faculty of Engineering, Hokkaido University, Now NIHON DENPA KOGYO CO., LTD.)

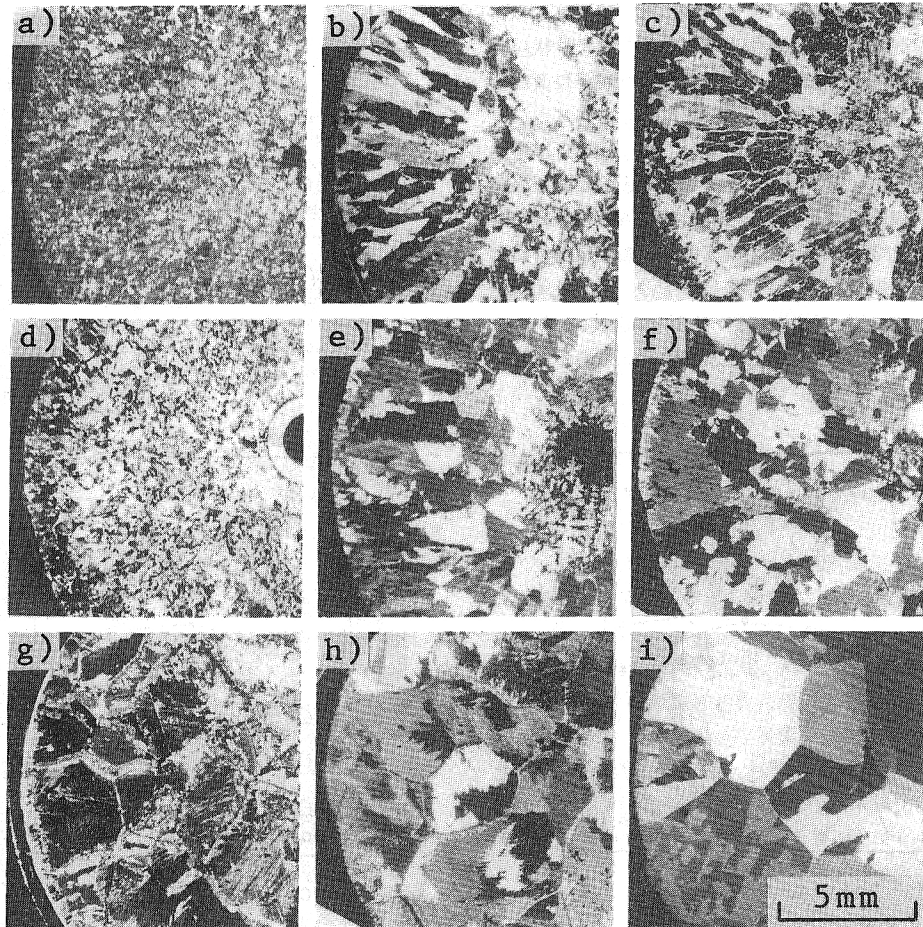
なお、以上の冷却速度は 1500°C から 1300°C までの平均速度である。

冷却中、インゴットの中心が所定温度に達した時点で、インゴットを鋳型やるつばからすばやく分離し、噴水中で急冷した。インゴットは直径約 20 mm 高さ約 80 mm の円柱で、その上下両端部を除いた高さ方向約 50 mm の部分は半径方向に凝固が進行していた。インゴット高さ方向中央部における横断面上において γ 粒の長径と短径および断面に占める柱状 γ 粒形成領域の面積率を測定し、これらと炭素濃度および冷却速度の関係を調べた。ただし、1 試料につき 50-100 の γ 粒についてインゴット半径方向およびこれと直行する方向で粒径を測定し、それぞれの平均値を長径および短径とした。長径/

短径の比が 1.5 以上の γ 粒のみを柱状粒とみなし、他は等軸粒としてその円相当径を測定した。オーステナイト組織は 2% 硝酸エタノール溶液により顕出した。化学分析のための試料は、インゴット高さ方向中央部とこれより上下それぞれへ約 25 mm 離れた部分の 3 箇所から切り出し、これらの平均分析値を試料組成として採用した。

3. 結 果

凝固過程で生成した γ 粒は冷却過程で成長するが、このときの速度は一般に高温で速く低温では遅い。従って、 γ 低温域や ($\alpha + \gamma$) 2 相域における鋼の靱性に影響する γ 粒の大きさと形状は、1000°C まで冷却された試



a) 0.04%C, 40°C/s b) 0.18%C, 40°C/s c) 0.47%C, 40°C/s d) 0.02%C, 3°C/s e) 0.25%C, 3°C/s
f) 0.49%C, 3°C/s g) 0.02%C, 0.3°C/s h) 0.23%C, 0.3°C/s i) 0.42%C, 0.3°C/s

Photo. 1. Austenitic structures in ingots quenched from 1000°C.

料中のものとはほぼ同じであると考えた。それゆえ、実験結果は主に 1000°C における γ 粒の大きさと形状について述べる。

Photo. 1 に、炭素濃度および冷却速度による γ 粒の形態変化を示した。急冷温度は 1000°C、検鏡位置はインゴットの高さ中央横断面であり、写真左側が鑄壁、右側が中心である。

冷却速度 40°C/s の場合 (Photo. 1-a, b, c)), いずれの試料においても鑄壁近傍では周囲から中心に向かって柱状粒が発達し、中心部では等軸粒が形成していた。中炭素鋼 (0.18% C 鋼) と高炭素鋼 (0.47% C 鋼) の組織は類似しており、両鋼の柱状粒、等軸粒はともになんり粗大であるのに対し、低炭素鋼 (0.04% C 鋼) ではどちらの γ 粒も著しく小さくなっていった。

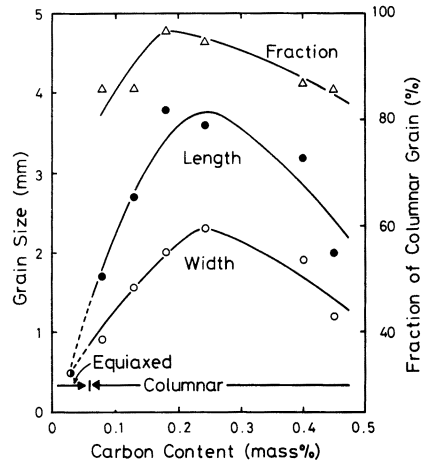
冷却速度 3°C/s の場合 (Photo. 1-d, e, f)), 柱状粒の形成は中炭素鋼に限られ、他の鋼では鑄壁近傍においても等軸粒が観察された。中炭素鋼で見られた柱状粒の短径は 40°C/s の場合と比べて大きかったが、長径は冷却速度の著しい差にもかかわらずほぼ同じであった。

冷却速度 0.3°C/s の場合 (Photo. 1-g, h, i)), すべての炭素濃度にわたって等軸粒のみが形成した。その平均粒径は冷却速度の大きい前二者で観察された等軸粒よりさらに粗大であり、特に高炭素鋼の等軸粒は非常に大きかった。

Fig. 1 から Fig. 3 は、種々の冷却速度で求めた 1000°C における γ 粒径と炭素濃度の関係である。柱状

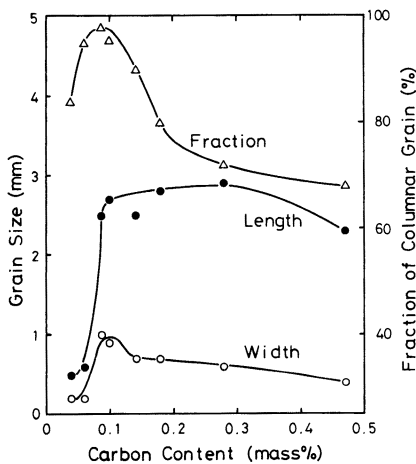
粒が形成したものについてはその長径と短径、およびインゴット横断面に占める柱状粒域の面積率を、また等軸粒のみが形成した試料についてはその平均粒径をそれぞれ示した。

Fig. 1 は、本実験における最大冷却速度である 40°C/s の結果である。図から明らかなように、炭素濃度が約 0.1% 以上では長大な柱状粒が発達するのに対し、それ以下の濃度では長径、短径ともに著しく小さい。横断面およびインゴット中心軸を通る縦断面での観察を



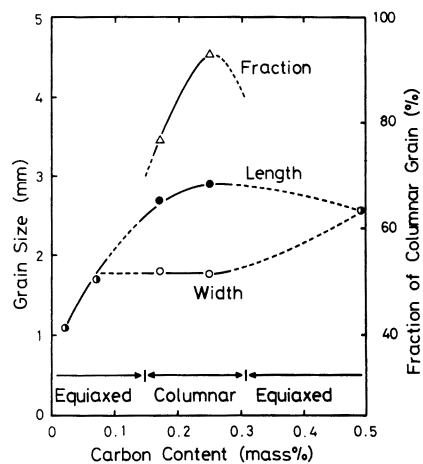
Cooling rate : 6°C/s Quenching temperature : 1000°C

Fig. 2. The effect of carbon content on the γ -grain size and the fraction of the columnar γ region.



Cooling rate : 40°C/s Quenching temperature : 1000°C

Fig. 1. The effect of carbon content on the γ -grain size and the fraction of the columnar γ region.



Cooling rate : 3°C/s Quenching temperature : 1000°C

Fig. 3. The effect of carbon content on the γ -grain size and the fraction of the columnar γ region.

総合すると、約 0.1% 以下の炭素を含む鋼では鑄壁から中心に向かって長径/短径比が 2-3 の細かな柱状粒が何層にも積層しており、 γ 粒の核生成が鑄壁のみでなく変態の進行につれて内部でも次々と生じたものと推測された。柱状粒の積層傾向は 0.2% C 程度まで認められたが、それ以上の炭素濃度では鑄壁から成長した柱状粒が大部分を占めるようになった。なお、柱状粒の長径は約 0.1 から 0.3% の炭素濃度で、短径は約 0.1% でそれぞれ最大となり、柱状粒域の面積率は約 0.1% のとき最大値を示した。

Fig. 2 は冷却速度 6°C/s の結果である。40°C/s のとき細かい柱状粒が形成した 0.1% C 以下では、等軸粒のみが形成した。さらに、0.1% C 以上でも 40°C/s に比べて柱状粒の長径/短径比が小さくなっており、全体の

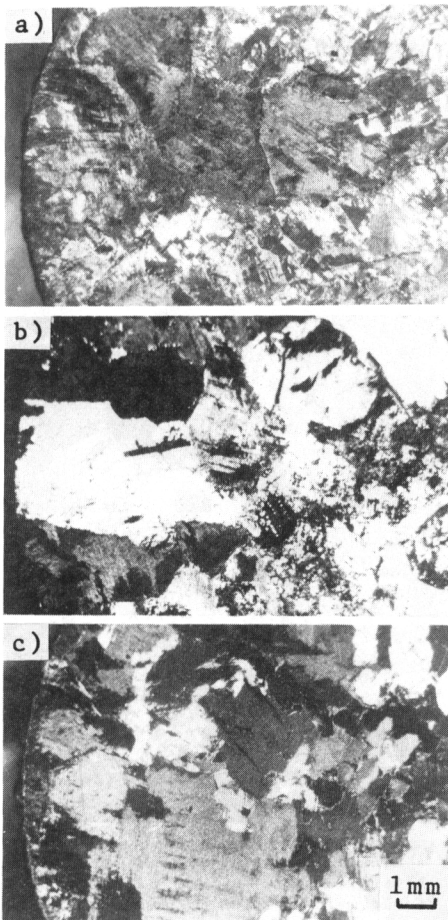


Photo. 2. Austenitic grains in a) 0.07% C, b) 0.19% C and c) 0.42% C steels cooled at 0.3°C/s and quenched from 1380°C.

に等軸化の傾向が見られる。柱状粒の大きさおよびその形成領域の面積率は、ともに約 0.2 から 0.25% の炭素濃度で最大となった。

Fig. 3 は冷却速度 3°C/s の例である。6°C/s のときよりもさらに等軸化が進み、中炭素域を除くすべての鋼で柱状粒は観察されなかった。柱状粒が最も粗大になる炭素濃度およびその形成領域の面積率が最大になる炭素濃度は、40°C/s から 6°C/s へと冷却速度が減少するにつれて高くなったが、6°C/s から 3°C/s の間でもこの傾向がある。

冷却速度が最も遅い 0.3°C/s の場合には、1000°C から急冷した試料中の γ 粒はすべて等軸であった。しかし、 γ 粒の生成初期から急冷した中炭素鋼には、長径/短径比こそ約 1.5 程度と小さいものの明らかに柱状と認められる γ 粒が観察された。その例を Photo. 2 に示す。これらは 1380°C から急冷した鋼の鑄壁（左側）近傍における γ 粒形態である。a) の 0.07% C 鋼と c) の 0.42% C 鋼では全面にわたって等軸粒のみが分布していたのに対し、b) に示した 0.19% C 鋼では鑄壁近傍で中心に向かって伸びた柱状 γ 粒が観察された。この柱状粒は降温過程において短径方向が優先的に成長し、1300°C ではすでに典型的な等軸粒となっていた。このように降温過程における粒成長が短径方向で著しいという現象は、0.3°C/s だけでなく他の冷却速度でも共通して認められ、冷却速度が小さくなると γ 粒が等軸化するという傾向の一因ともなっている。

4. 考 察

実験結果は次のように要約される。

(1) 冷却速度の増大は柱状 γ 粒の形成傾向を促進する。

(2) 柱状 γ 粒の形成傾向は中炭素鋼すなわち包晶組成近傍の炭素濃度域で最も著しく、かつ最も粗大な粒が形成する。

これらの現象については、低温 γ 域および ($\alpha + \gamma$) 共存域における連鑄材の脆化現象と関連づけた報告³⁾⁴⁾がすでになされている。中炭素濃度域で γ 粒が粗大化する理由を前原ら³⁾や安元ら⁵⁾は、包晶組成に近い鋼ほど γ 単相化温度が高く、そのため γ 単相化直後における成長速度が大きいからであると説明している。しかし、このときの γ 粒の形状が柱状を呈する理由を明確にした報告はない。

冷却速度の増大が γ 粒の柱状化を助長すること、また Photo. 1 で見られたように最も冷却速度が大きい場合でさえインゴット中心部では等軸粒が現れたことなど

は、 γ 粒の柱状化を支配する主要な因子がインゴット内の温度勾配である可能性を示唆している。大きな温度勾配のもとで γ 粒が柱状に成長する機構として次の二つが考えられよう。第一は大きな温度勾配の下ではデンドライトが柱状に発達し、そこに生成する γ 粒も基地としてのデンドライトの形態を反映して柱状になる可能性である。第二は、大きな温度勾配のもとでは鑄壁近傍の低温部で生成した γ 相が冷却に伴い順次連続的に高温側に向かって成長するため、半径方向に長径を持つ柱状 γ 粒が形成する場合である。 γ 相の成長が連続であるためにはその成長端(以後オーステナイト生成前線と呼ぶ)における温度勾配が大きくなければならない。この位置での温度勾配が小さければ、前方にある δ 粒界などで核生成が起こり断続的な成長となって等軸粒を形成するであろう。まず、これら二つの機構のうちの第一の可能性に注目して、デンドライト組織と γ 粒形態の関係を調査した。Photo. 3はその一例であるが、デンドライトはインゴットの中心付近(写真右側)まで柱状に発達しているのに対し、柱状 γ 粒の形成は鑄壁近傍に限定されている。一方、デンドライトは柱状でありながら等軸 γ 粒しか観察されない試料も多く、両者の間に良い対応関係は見いだされなかった。しかし、この観察結果のみから第一の可能性を否定し、第二の可能性を主張す

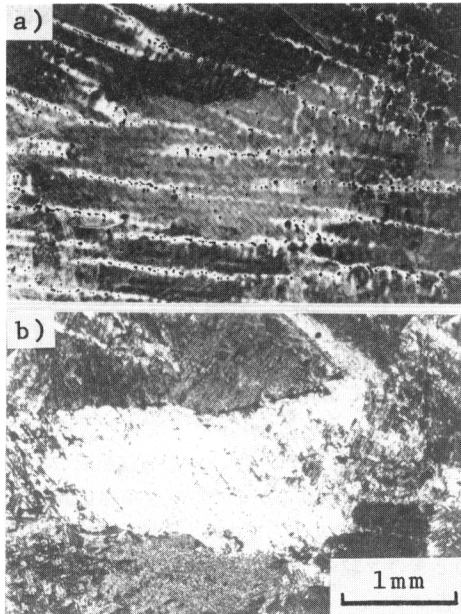
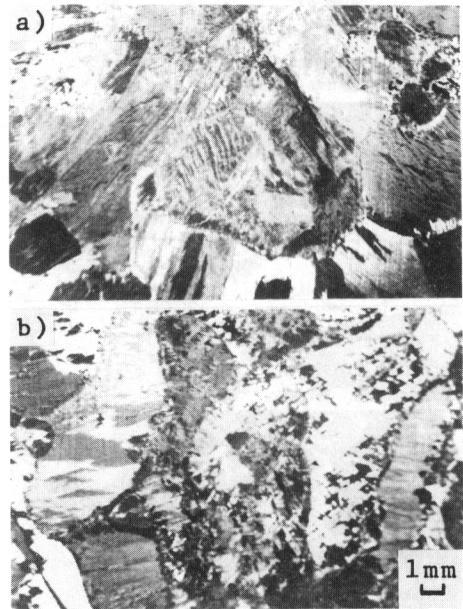


Photo. 3. The comparison between the a)dendritic and b)austenitic structures in 0.2%C steel cooled at 3°C/s and quenched from 1000°C.

るにはあまりにも根拠が不足であろう。そこで、デンドライト組織を持たない加工材でも柱状 γ 粒が生成する可否かを検証するため以下の実験を行った。

0.03%C, 0.14%Mnの鍛造棒鋼から直径約25mm高さ約50mmの円柱状試片を切り出し、 δ 単相にするため1500°Cに30min保持した。次いで試片軸方向に所定の温度勾配を与え、全体が γ 単相となる温度、すなわち試片の高温端が1350°Cになるまで0.2°C/sで冷却し、急冷した。Photo. 4は試片の縦断面組織であり、a)には1.5°C/mm、b)には3.0°C/mmの温度勾配を与えた場合を示した。両者とも下側が低温側である。1.5°C/mmの温度勾配では等軸粒のみであるのに対し、勾配が3.0°C/mmになると低温側から高温側に向かって柱状粒が形成した。鍛造鋼で得られたこの結果は柱状 γ 粒の形成に柱状デンドライトの存在を必要としないことを明確に示しており、先に述べた第二の機構に有力な支持を与えるものと言えよう。

第二の機構、すなわちオーステナイト生成前線における温度勾配が柱状化の支配因子であるならば、本章冒頭で要約した柱状 γ 粒形成条件を考えると、その勾配は



a) Equiaxed grains, $G_t = 1.5^\circ\text{C}/\text{mm}$
 b) Columnar grains $G_t = 3.0^\circ\text{C}/\text{mm}$
 Cooling rate : 0.2°C/s Quenching temperature : 1350°C

Photo. 4. The effect of the temperature gradient (G_t) on the morphology of austenitic grains formed by δ/γ transformation during cooling of forged 0.03%C steel from 1500°C.

冷却速度のみならず炭素濃度によっても変化すると予測される。そこで冷却過程におけるインゴット内の温度分布を計算し、炭素濃度が γ 粒生成時の温度勾配に影響を与えるか否かを検討した。計算手順の概略は以下のとおりである。

伝熱計算には内節点法による直接差分法⁶⁾を用い、初期温度 1550°C の Fe-C 2 元合金溶湯を、実際の実験条件に準じて次の 4 条件で冷却する場合をシミュレートした。

- (1) 金型 (外径 45 mm, 内径 20 mm) に casting 込む。鑄型初期温度は 25°C, 外気温度は 25°C で不変。
- (2) アルミナ鑄型 (外径 30 mm, 内径 20 mm) に casting 込む。鑄型初期温度は 800°C, 外気温度は 25°C で不変。
- (3) アルミナのつぼ (同上) ごと 炉外で空冷する。るつぼの初期温度は 1550°C, 外気温度は 25°C で不変。
- (4) アルミナのつぼ (同上) ごと 切電炉冷する。るつぼの初期温度は 1550°C, 時間 t (s) における雰囲気温度は $1550 - 0.3t$ (°C)

凝固および変態に際しての潜熱放出分の熱量は、温度回復法⁶⁾により伝熱計算に取り入れた。この方法によれば、凝固時の固相率増分は

$$\Delta f_s = c_p(T_L - T_i)/L \dots\dots\dots(1)$$

として与えられる。ここで、 c_p は比熱、 T_L は液相線温度、 T_i は要素 i の温度、 L は凝固潜熱である。包晶反応については、 $(L + \delta \rightarrow \gamma)$ の反応を凝固 ($L \rightarrow \gamma$) と変態 ($\delta \rightarrow \gamma$) に分けて考え、まず凝固による固相率増

分を (1) 式と同様に

$$\Delta f_{sp} = c_p(T_P - T_i)/L \dots\dots\dots(2)$$

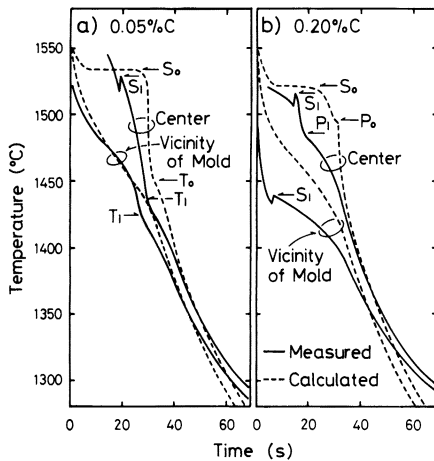
として求めた。ここで、 T_P は包晶温度である。変態による γ 相率の増分は、包晶反応前後の質量バランスから常に固相率増分に対して $(C_L - C_\gamma)/(C_\gamma - C_\delta)$ の割合になるので、

$$\Delta f_{sp} = \Delta_{sp}(C_L - C_\gamma)/(C_\gamma - C_\delta) \dots\dots\dots(3)$$

として求めた。ここで、 C_L, C_γ, C_δ はそれぞれ包晶温度における液相、 γ 相、 δ 相の炭素濃度である。

なお、凝固ならびに変態は Fe-C 平衡状態図⁷⁾に従うものとし、熱流は半径方向のみに生じると仮定してインゴットおよび鑄型 (またはるつぼ) を同心円状に等分割した。分割数は前者が 20, 後者が 10, また計算を進める際の微小時間増分は 0.05 s とした。計算に必要な諸物性値は文献^{6)~8)} から引用した。

Fig. 4 に鑄型近傍とインゴット中心における冷却曲線の計算値と実測値を二つの炭素濃度について示した。このとき 1500°C から 1300°C まで降温する間の平均冷却速度は約 6°C/s であり、a) はこの冷却速度では柱状 γ 粒が観察されなかった 0.05% C 鋼、b) は柱状化傾向が最も顕著であった 0.20% C 鋼に関する結果である。実験試料は多成分系である上に非平衡凝固をしているのに対し、計算は Fe-C 2 元系の平衡状態図に基づいてなされており過冷を全く無視したこと、インゴットの軸方向熱流を無視したことなどを考慮するならば、両者の一致はかなり良好と見なしても良いであろう。インゴット半径上の平均温度勾配を実測と計算の冷却曲線から読み取ると、0.05% C 鋼では鑄壁近傍温度が δ/γ 変態温度



S, T and P are respectively the temperatures of the solidification, the transformation and the peritectic reaction. Subscripts 0 and 1 indicate the calculated and the measured values, respectively. Cooling rate : 6°C/s.

Fig. 4. The measured and calculated cooling curves of a) 0.05% C steel and b) 0.20% C steel.

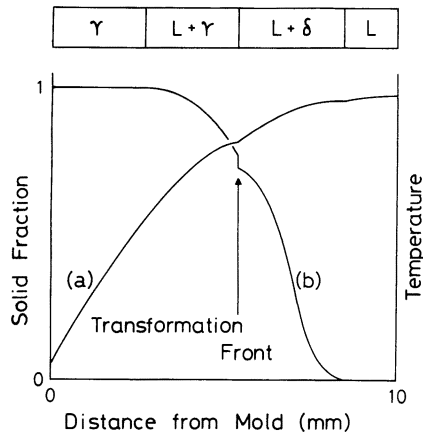


Fig. 5. The illustrated distribution of (a) temperature and (b) solid fraction on the radius of the ingot of hyper-peritectic composition.

(T_1) に達した時点で実測で約 $4^\circ\text{C}/\text{mm}$ および計算で約 $8^\circ\text{C}/\text{mm}$ であり, またインゴット中心がこの温度に達した時点では実測が約 $2^\circ\text{C}/\text{mm}$, 計算が約 $3^\circ\text{C}/\text{mm}$ である. 一方, $0.20\% \text{C}$ 鋼では鑄壁近傍温度が包晶温度 (P_1) に達した時点が明確ではないのでインゴット中心についてのみ比較すると, このときの平均温度勾配は実測で約 $6^\circ\text{C}/\text{mm}$, 計算で約 $7^\circ\text{C}/\text{mm}$ である. このように γ 粒生成時におけるインゴット内平均温度勾配について実測値と計算値で比較的近い値が得られ, かつ

柱状 γ 粒が発達する $0.20\% \text{C}$ 鋼では温度勾配が大きいという予測どおりの傾向が得られたため, 本計算をさらに広い炭素濃度範囲まで拡張し, より詳細な検討を加えることにした.

Fig. 5 は, 過包晶組成の溶鋼を冷却し, ある時間経過したときのインゴット半径上の温度分布と固相率分布を模式的に示している. 図はオーステナイト生成前線が半径上の中央をやや過ぎた点まで進んだ時の様子を示している. 前述したように, γ 相の成長が連続するかまたは新たな核生成が起こるかは, この前線の位置での温度勾配に依存する. Fig. 6 は, オーステナイト生成前線が鑄壁から所定の位置 ($2, 5, 8 \text{ mm}$) まで進んだ時点における, その位置での温度勾配と炭素濃度の関係を示す. このときの冷却速度は $6^\circ\text{C}/\text{s}$ である. なお, オーステナイト生成前線が要素 i に到達したときの温度勾配 G_i は次式により求めた.

$$G_i = (T_{i-1} - T_{i+1}) / 2\Delta x \dots\dots\dots (4)$$

ここで, Δx は要素の厚さである. 図は, インゴットの側面から中心に至るどの点においても 0.1 から 0.2% の炭素濃度で温度勾配が最大となることを示し, この濃度範囲は Fig. 2 に見られる柱状 γ 粒が最も良く発達する炭素濃度域とほぼ一致した.

Fig. 7 はさまざまな冷却速度について, 鑄壁から 5 mm の距離におけるオーステナイト生成前線の温度勾配と炭素濃度の関係を計算した結果である. 当然予想されたように, いずれの炭素濃度においても冷却速度が増大するにつれて温度勾配も大きくなっており, この結果は

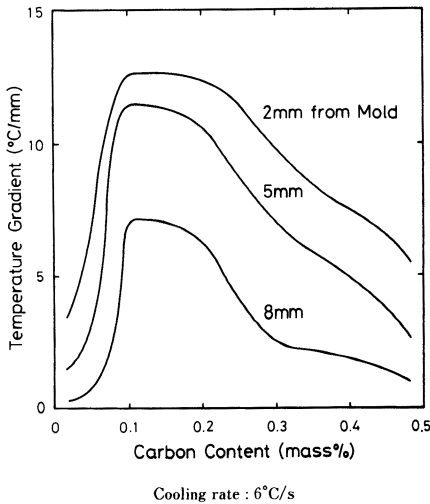


Fig. 6. The calculated temperature gradient at the transformation front to austenite.

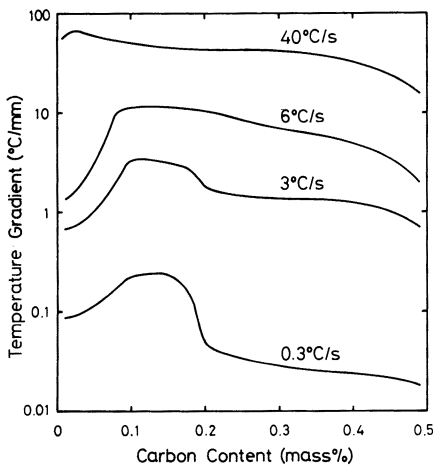
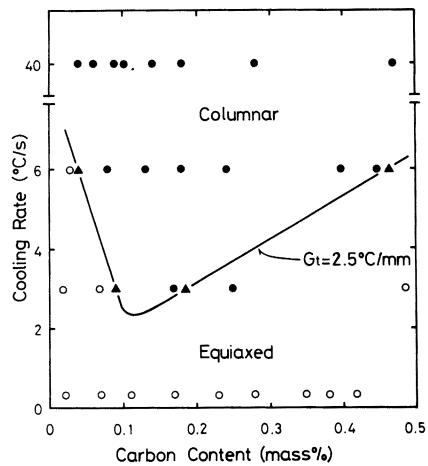


Fig. 7. The calculated temperature gradient at the transformation front to austenite at 5 mm from the mold.



The solid line gives the temperature gradient on the transformation-to-austenite front at 5 mm from the mold.

Fig. 8. The effects of carbon content and cooling rate on the morphology of austenitic grains.

冷却速度の増加が柱状粒を発達させるという実験結果と対応する。また、冷却速度が $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ から $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ へと増すにつれ、温度勾配が最大となる炭素濃度が低炭素側に移るといふこの図が示す傾向は、Fig. 1-3で見られたインゴット断面に占める柱状粒の面積率のピークが冷却速度の増加に伴い低炭素側に移るといふ事実と符合する。

以上の検討から、 γ 粒の発達とその生成前線における温度勾配の間には密接な関係のあることが明らかとなった。もし、 γ 粒の核生成が鑄壁近傍に限られるならば、極めて小さな温度勾配の下でも柱状化が進行すると思われる。しかし、現実のインゴット内には δ 粒界、介在物などの核生成サイトが多数存在し、また凝固に伴う溶質濃度分布に起因する γ 粒生成温度の局所的な変動などのため、 γ 粒の柱状化にはある臨界値を超える温度勾配が必要であろう。この臨界温度勾配の値は、Fig. 1-3とFig. 7の結果を照合すると約 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ と推測された。すなわち、冷却速度 $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (Fig. 1)ではすべての炭素濃度において、また冷却速度 $6^{\circ}\text{C}/\text{s}$ と $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (Fig. 2, Fig. 3)では限られた炭素濃度において柱状 γ 粒が形成し、その発達領域は鑄壁から約 5mm あるいはそれ以上の深さに及んだ。一方、鑄壁から 5mm の位置での温度勾配を示したFig. 7において上記の柱状 γ 粒形成条件を当てはめると、いずれも約 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ 以上の温度勾配が与えられた場合に相当した。

Fig. 8に描かれた実線は、インゴット半径上で鑄壁から 5mm の深さにおける γ 粒生成前線での温度勾配 G_t が $2.5^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ となる境界線であり、従ってこの線よりも上が $G_t > 2.5^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ の領域になる。図中には 1000°C から急冷した鋼に柱状 γ 粒が観察された条件(●)で、等軸粒のみが見られた条件(○)で記載した。図から明らかのように、ほぼこの温度勾配値を境として柱状粒と等軸粒の形成条件が分かれている。したがって、柱状 γ 粒形成のための温度勾配の下限値は約 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ と判断され、この値はPhoto. 4に示した鍛造鋼の実験結果とも符合した。

5. 結 論

炭素鋼の凝固過程において柱状 γ 粒が形成する条件を調査するため、炭素濃度と冷却速度をそれぞれ 0.01 から $0.49\text{mass}\%$ と 0.3 から $40^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の間で変化させ、種々の温度での γ 粒の形態を定量的に調査した。一方、 γ 粒の形態が炭素濃度と冷却速度によって変化する原因を検討するため、凝固および冷却過程におけるインゴット内の温度分布を計算した。両者の結果から以下の結論を得た。

- (1) 冷却速度の増加に伴って γ 粒は柱状化する。
- (2) 鋼の炭素濃度が包晶組成に近いとき柱状粒の形成傾向が最も著しく、かつ最も粗大な粒が形成する。
- (3) オーステナイト生成前線における温度勾配は、冷却速度の増加とともに大きくなるだけでなく、炭素濃度が包晶組成に近いとき最大になる。
- (4) このときの勾配は、鑄壁近傍で生成した γ 粒が中心に向かって柱状に成長する原因となる。

終わりに、本研究費の一部は昭和61年度石原・浅田研究助成金によったことを記し、謝意を表します。また、実験の一部を担当した松本亮君(現:日本金属工業(株))と東司君(現:(株)日本製鋼所)の両工学士に厚く感謝致します。

文 献

- 1) 牧 正志, 長道常昭, 阿部直樹, 田村今男: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1367
- 2) L. SCHMIDT and A. JOSEFSSON: Scand. J. Metall., 3 (1974), p. 193
- 3) 前原泰裕, 安元邦夫, 杉谷泰夫, 郡司好喜: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1534
- 4) 鈴木幹雄, 村上 洋, 北川 融, 宮原 忍: 学振19委-No. 10964 (昭和63年9月)
- 5) 安元邦夫, 長道常昭, 前原泰裕, 郡司好喜: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1738
- 6) 大中逸雄: コンピュータ伝熱・凝固解析入門 (1984), p. 167 [丸善]
- 7) Binary Alloy Phase Diagram, Vol. 1 (1986), p. 561 [ASM]
- 8) 第3版鉄鋼便覧, I 基礎 (日本鉄鋼協会編) (1981), p. 193 [丸善]