Al-Si 合金鑄塊の不連続凝固による柱状晶 - 等軸晶遷移

工 藤 昌 行* 大 参 達 也* 高 橋 忠 義*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 51, No. 10 (1987), pp. 941-947

Transition from Columnar to Equiaxed Crystals associated with Discontinuous Solidification of Al-Si Alloy Ingot

Masayuki Kudoh*, Tatsuya Ohmi* and Tadayoshi Takahashi*

The transition from columnar to equiaxed crystals was examined for two different types of ingots on the basis of the macrostructures and cooling curves. In the first case the molten metal was conventionally cast for different pouring temperature. In the second case the molten metal, which was kept at constant temperature, was forced to cool with water spray. It resulted in the increased supercooling and the change in cooling rate crossing though the equilibrium liquidus temperature, in the process of the transition. It is considered that the transition occurs when the growth of columnar dendrites is delayed in spite of the increase in supercooling, and crystallization occurs in the supercooled region in front of the columnar dendrites due to a temporary increase in cooling rate. This shows that solidification proceeds discontinuously. Similar phenomenon was also observed in the case of the formation of a columnar zone in the conventionally cast ingot. The transition from fine to coarse crystals in the columnar zone occurred when the supercooled region was extended in the neighborhood of the inner walls of the mold.

(Received March 4, 1987)

Keywords: columnar equiaxed transition, columnar crystal, equiaxed crystal, supercooled region, cooling rate, discontinuous solidification, crystallization, aluminum-silicon alloy

I. 緒 言

鑄塊の基本的凝固組織である柱状晶と等軸晶をその生成過程で制御することは、鑄塊の材質改善に大きく寄与する。鑄塊凝固における柱状晶 - 等軸晶遷移については等軸晶の生成に関する報告が多く、大別すると結晶生成説⁽¹⁾⁻⁽³⁾と結晶増殖説⁽⁴⁾⁽⁵⁾に分けられる。最近はまだ柱状晶から等軸晶へ遷移するときの因子についても述べられ⁽⁶⁾⁻⁽¹⁰⁾、遷移に必要な過冷度の存在⁽⁶⁾⁽⁷⁾⁽⁹⁾や柱状晶成長を抑制する等軸晶の挙動⁽⁸⁾⁽¹⁰⁾などが指摘されている。しかし柱状晶帯から等軸晶域への遷移を考えると、等軸晶の生成要因だけでなく、柱状デンドライトの成長を抑制する要因は何か、あるいは安定した等軸晶域を形成する要因は何かなどについても考慮すべきであり、それらについてはまだ十分に考察されていないと考えられる。

いま一般の鑄造組織にみられるように柱状晶帯を構成するデンドライトは柱状晶帯の始めから終わりまで単一で構成されているのではなく、その形態は集団的かつ不連続的に変化しているようにみられる。したがって柱状晶帯から等軸晶域への遷移もその形態変化をも含めた不連続の凝固

現象とみなすことができると考えられる。

本研究では Al-3 mass%Si 合金を用い、その鑄造組織と温度変化の対応より不連続凝固が生じることを検討したもので、その不連続凝固が柱状晶 - 等軸晶遷移の引き金となり、さらに等軸晶が安定した領域を形成するには凝固遷移層の q_2 層の急速な拡大が必要であることを示した。

II. 実 験 方 法

実験に用いた鑄型形状と冷却方法を Fig. 1 に示す。(a) は通常の鑄込みによる方法であり、鑄型は高さ 130 mm、内径 80 mm、肉厚 8 mm の鋼製円筒に直径 80 mm、厚さ 20 mm の断熱れんが製円盤を底部に嵌め込んだものである。約 1.2 kg の Al-3 mass%Si 合金の溶湯を鑄込み温度より 50 K 高い温度でタンディッシュに注入し、所定の温度に達したとき室温の鑄型に鑄込んだ。鑄込み温度は 973 K と 1073 K の 2 段階である。溶湯を鑄込み後そのまま大気中で冷却するが、凝固は鋼製円筒壁面から中心に向けて進行し、底部から上方向への凝固は抑制されている。(b) は静置溶湯を周囲から強制冷却するための鑄型であり、鑄込みの影響を少なくしている(これ以後この方法の鑄塊

* 北海道大学工学部金属工学科 (Department of Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo)

Fig.1 Molds for conventional casting(a) and for cooling with water spray(b).

1: Tundish, 2: steel mold, 3: molten metal, 4: isolite base, 5: C-A thermocouples, 6: isolite lid, 7: spray, 8: water inlet.

を静止鑄塊と呼ぶ). 鑄型は肉厚 6 mm の鋼製円筒であり, 肉厚以外の円筒の寸法および底盤の厚さは(a)と同じである. あらかじめ Ar 雰囲気にした加熱炉で 1003 K に保持した鑄型に, Al-3 mass% Si の溶湯を注入し, 再び同じ温度で約 300 s 間保持する. 保持終了後加熱炉を取りはずし, 強制冷却用のスプレー装置をセットし, 溶湯が 973 K に達した時スプレー冷却を開始する. スプレーの継続時間は 15 s, 21 s, 24 s の 3 段階とした. またスプレー冷却によって水が鑄型底部のれんがにしみてまないように鋼製円盤をれんが円盤の下に設置してある.

両方の実験とも熱電対は底部から挿入し, 鑄型内底から 40 mm の高さに熱電対先端を揃えて半径方向に配列した. 熱電対は 8~10 対を用い, 間隔を 2 mm 程度に狭くしたときは熱電対同士を 4 mm 以上離してジグザグに配列し, 間隔を 5 mm 以上離す場合には直線的に配置した. 特に柱状晶から等軸晶へ遷移する位置付近で熱電対の配置を密にした実験も行った. 熱電対は 0.3 mm のアルメル・クロメル熱電対を用い, 外径 1 mm の 1 穴アルミナ絶縁管で被覆し, 熱電対先端は裸にして温度の追従を良好にした. また測温は鑄壁側の熱電対から鑄塊中心に向けて 0.021 s の時間ずれで順次記録して鑄壁側の熱電対へ戻り再び記録を繰り返すスキャン方式であり, 各熱電対は熱電対数 $\times$ 0.021 s の時間間隔で温度記録することになる. 凝固後の試料は熱電対先端位置での横断面でマクロ組織の観察を行った.

III. 実験結果および考察

1. 鑄込み鑄塊における柱状晶の成長と等軸晶の生成

(1) マクロ組織

Fig.2 は(a)973 K と(b)1073 K で鑄込んだ鑄塊のマクロ組織である. (a)の柱状晶帯の幅は必ずしも一様ではないが, ほぼ 9-10 mm の幅である. また柱状晶は鑄塊表面から 4 mm 付近で細かい柱状晶から粗い柱状晶へと変化

Fig.2 Macrostructure of conventionally cast Al-3 mass% Si alloy ingot. ($\times 0.9$).

(a) Casting temp.: 973 K, (b) casting temp.: 1073 K.

し, 同じ柱状晶帯でも始めから終わりまで単一の柱状晶で構成されていないことが観察される. また柱状晶帯から等軸晶域への遷移境界は比較的明瞭であり, それより内部は微細な等軸晶となっている. (b)は柱状晶がほぼ中心近くまで成長しているが, (a)と同様に鑄塊表面から 4 mm 付近で細かい柱状晶から粗い柱状晶へと変化し, 中心方向に向かって肥大化している.

(2) 過冷領域の形成

いま柱状晶帯から等軸晶域に遷移する領域までの冷却曲線の一例を Fig.3 に示す. これは 973 K で鑄込んだ鑄塊の鑄塊表面から 11 mm までの領域を 1 mm 間隔で示しているが, この冷却曲線は鑄塊表面から 1, 4, 6, 9.5, 13, 15, 17.5, 27.5, 40 mm の各位置に設定した熱電対の冷却曲線から温度分布を描き, それから逆に熱電対が設定されてい

Fig.3 Cooling curves of the ingot cast at 973 K. Numeral above each curve shows the distance from the ingot surface.

ない位置での冷却曲線も求め、実測の冷却曲線と併せて示したものである。各冷却曲線の頂部に書かれている数字は鑄塊表面からの距離であり、 T_L はこの合金の平衡凝固開始温度である。また冷却曲線上の黒丸は0.21 sの時間間隔で示してあり、二重丸は凝固の開始を示している。この凝固開始点は冷却速度の変曲点として求めた[†]が、それによれば1, 2, 3, 4 mmの位置と8, 9, 10 mmの位置で僅かの時間差で凝固を開始したことが示される。また過冷度も鑄塊表面近傍の大きな過冷度から、4 mmの位置では減少し、6 mm付近で再び過冷度を増加したようにみられ、それ以後は漸減している。なお各冷却曲線の平衡凝固開始温度以上に見られる温度の再上昇や停滞は鑄込み終了直後の溶湯流動によって生じたものである。

Fig.3をもととして鑄塊表面からの距離に対する過冷度と過冷領域を同時に示したのがFig.4である。実線で結ばれた白丸はほぼ同じ時間で凝固したときの温度と位置を

Fig.4 Progress of undercooled region for the ingot cast at 973 K. Numeral in the figure shows time elapsed after pouring.

[†] 6 mm および 7 mm 位置の冷却曲線は T_L を通過してのち直線的に温度が低下しているが、5 mm 位置の凝固開始時間および 8 mm 位置の凝固開始時間との間になることから図示した点を凝固開始とした。

示し、その先の黒丸はまだ液相であるときの温度と位置を示している。その線は温度勾配も示すことになる。直線上の数字はそれぞれの温度勾配の時間経過を示す。973 Kの温度で鑄込んだ鑄塊の鑄込み終了から0.42 s後の線は、ほぼ同時に凝固したことが示されることから T_L の平衡凝固開始線と0.42 sで示した温度勾配線とに挟まれた過冷領域が始めに形成されていたとみられる。過冷領域は時間1.05 s, 1.89 s, 2.31 sでも次々と形成されるが、0.42 sの領域がもっとも大きく、2.31 sになると過冷度は小さいが過冷の領域は広がることになる。いま鑄塊表層部で発生したチル晶の前方に大きな過冷領域が存在すると、生成結晶は1 mm位置での過冷度の大きさに対応してすみやかに成長し4 mm付近での過冷度に対応して急速に成長を遅くすることになり、これが0.42 sの過冷領域を占める柱状デンドライトを形成したものと見られる。この成長の遅くなることはFig.3に示した4 mmと5 mm位置の凝固開始に達する時間の相違に示され、この理由は後述するFig.6で説明する。またその間にデンドライト前方の液相は冷却して過冷することになる。既存のデンドライトがその過冷度に対応してすぐに成長速度を増さないのは、成長界面の形態変化⁽¹⁾、すなわち温度濃度に平衡な界面が他の環境に順応する時間が必要なためであると考えられる。デンドライト界面前方の液相の過冷度が結晶生成を促すのに十分であれば、0.42 sの過冷領域の基点での結晶生成と同じように1.05 sの5 mm位置でも結晶生成することになる。この結晶はその過冷度に対応する速度で成長し、過冷領域の奥行きが狭いと柱状デンドライトとして成長することになる。その結晶生成が5 mm位置での冷却曲線上の変曲点となってあらわれたとみられ、その時の過冷度の大きさは約5 Kである。さらに凝固が進行すると、2.31 sで表される領域のように8 mm位置での過冷度は小さいが奥行きのある過冷領域へと変化し、過冷域内で生成した結晶は成長するよりもその領域内で次々と結晶生成して等軸晶的な形態となったものとみられる。これは8 mmから10 mmの間の凝固開始の移動速度が5 mmから7 mmのそれよりも速くなっていることから考えることができる。実際には遷移した位置の少し手前で過冷度の大きい(8 mm位置で3 Kの過冷度)ことから、結晶が生成し等軸的に成長してもそれはただちに柱状晶の成長を抑制するものでなく、柱状晶 - 等軸晶遷移位置は柱状晶の成長を抑制するに足る量まで等軸晶が生成および成長する時間と柱状デンドライトの成長速度との相互関係で決まると考えられる。この量はⅢ・4節で述べるように固相率0.30程度と考えられる。これらのことによって鑄壁から4 mm付近までの柱状デンドライトと4 mmから10 mm付近までの粗い柱状デンドライトと、その後の等軸晶域を形成したものと考えられる。

一方、1073 Kで鑄込んだ鑄塊の鑄塊表面からの距離に対する過冷度と過冷領域を示したのがFig.5である。線

Fig.5 Progress of undercooled region for the ingot cast at 1073 K. Numeral in the figure shows time elapsed after pouring.

上の数字は時間を示す。Fig.4に比較すると鑄塊表面から4 mmの位置まではほぼ同じような過冷領域を形成し、4 mm位置で過冷度は一端減少し、1.47 s, 1.89 sの時間で5 mm, 6 mmの位置で再び過冷度が増大し、2.31 s以後はほぼ一定の奥行きを浅い過冷領域を形成している。このことから鑄塊表層部での結晶生成が0.63 sの領域での柱状デンドライトとなり、5-6 mm付近での再度の過冷によって生成した結晶はその後の温度勾配の維持によりスムーズに成長し、粗い柱状デンドライトになったものと考えられる。

このように柱状晶帯を構成するデンドライトは常に単一ではなく、凝固の不連続が柱状晶を粗くし、さらに等軸晶へと遷移させたと見なすことができる。結晶成長の不連続の理由は基本的にはFig.6に示すように考えられる。この図は結晶が成長する際に見られる潜熱の放出と結晶の固液界面の液相側における溶質濃化による温度変化を模式的に示してある。(a)は冷却曲線で、(b)は再熱頂点至るまでの実際の温度と界面の平衡凝固温度との動きである。いま結晶成長の界面前面の液相を T_i から T_A の温度まで高め、一方溶質の排出は界面の平衡凝固温度を T_L から T_E まで低下させると、過冷度は小さくなり、結晶の成長は抑制されることになる。FredrikssonとOlsson⁽¹²⁾は

Fig.6 Change in solidification temperature at the growing crystal-liquid interface(a) and actual temperature(a) indicated by the cooling curve(b).

これと同様の考え方で時間に対する T_L , T_i の動きを数値的に解き、その温度差の少なくなることを示している。 T_L , T_i が近づき、結晶成長のための過冷度はなくなっても結晶周囲の液相は熱的に過冷しており、過冷度の大きさによっては液相中に新たな結晶を生成することになる。実際の鑄塊凝固では再熱頂点をすぎれば連続した冷却となることから、その冷却速度が結晶の拡散成長に見合う成長形態のときには、既存の結晶の成長を促すことになる。もしその成長形態が温度の降下速度に対応しないときは、結晶周囲の液相は過冷して新たな結晶生成を促すことになり、これが凝固組織の不連続につながるものと考えられる。この不連続の凝固現象は溶湯流動によってより促進される⁽¹³⁾と考えられる。

2. 鑄込み鑄塊の冷却速度と過冷度との関係

いままでは熱電対の設定位置より内挿法で求めた冷却曲線も含めて不連続な凝固現象をしめしたが、この現象は冷却速度の動きにも現れることを熱電対の間隔を狭めることによって確認した。ここでの冷却速度とは液相線温度を横切る冷却速度であり、Fig.3でも示したように冷却速度が速くなると過冷度は大きくなり、それが凝固の不連続につながるからである。

Fig.7に973 Kで鑄込んだ鑄塊の表面からの距離に対する液相線温度を横切る冷却速度の変化を示す。鑄塊面から3 mmの位置での冷却速度は約50 K/sであるのが5 mmの位置で60 K/sに一度上昇し、7 mmの位置で18 K/sと減少するが、8 mm~12 mmで30 K/sと再び増加しその後減少している。3 mmより鑄塊表面側に近い領域は T_L より温度が上昇しないため、冷却速度は決定できず破線で予測を示している。この鑄塊のマクロ組織もFig.2の(a)とほぼ同じであり、3-5 mmで見られる冷却速度の減から増への変化は柱状晶帯でのデンドライトの不連続位置を示し、8-12 mmで見られる冷却速度の増加は柱状晶

Fig.7 Change in cooling rate crossing through the equilibrium liquidus temperature against the distance from the surface of the ingot cast at 973 K.

から等軸晶への遷移を引き起こした位置に対応する。このような冷却速度の変化は熱電対を細かく配置したことによって得られたものであり、通常の粗い間隔で設定した場合には見逃す現象である。従来からも冷却曲線の形状から結晶の発生や成長⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾あるいは柱状晶 - 等軸晶遷移⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾について述べられているが、熱電対をこのように密に配置し、冷却速度の不連続を見出した例はない。

一方、柱状晶のみの凝固組織となる 1073 K で鑄込んだ鑄塊の表面からの距離に対する液相線を横切る冷却速度の変化を Fig.8 に示す。鑄塊表面から 4.5-6 mm の位置で冷却速度は高い値で一端停滞し、それ以後は単調に減少している。この鑄塊においても Fig.2(b)に見られるように柱状晶帯に不連続があり、その位置は上述の冷却速度の停滞位置と一致するものである。

著者らは液相線を横切る冷却速度の増加は過冷度を増加させることを示した⁽¹⁸⁾が、Fig.3, Fig.4においてもその傾向が示される。そこで凝固組織の不連続が2つ見られる 973 K 鑄込み鑄塊の実験を数回繰り返す、鑄塊表面からの

Fig.8 Change in cooling rate crossing through the equilibrium liquidus temperature against the distance from the surface of the ingot cast at 1073 K.

Fig.9 Change in undercooling against the distance from the surface of the ingot cast at 973 K. T_L is the equilibrium liquidus temperature.

距離に対する過冷度の関係を求めた。それを Fig.9 に示す。この結果では 5 mm 付近で過冷度が極小となり、10 mm 付近で 5.5 K まで増加する。これらの鑄塊の凝固組織は柱状晶帯での不連続が 5 mm 付近で見られ、柱状晶帯から等軸晶域への遷移は 10-12 mm に見られたことから前述した実験結果と一致している。したがって冷却速度と過冷度とは完全には比例しないが、柱状晶から等軸晶遷移には過冷度が必要である⁽⁶⁾⁽¹⁹⁾ことを実験的に求めたことになる。

3. 静止鑄塊での冷却速度と過冷度

鑄込みによる溶湯の乱れの影響を少なくするために鑄型周囲からスプレー冷却したときの鑄塊のマクロ組織を Fig. 10 に示す。(a)は 973 K の温度から 15 s 間スプレー冷却

Fig.10 Macrostructures of ingots cooled by water spray. ($\times 0.9$)
Time period of spray: (a) 15 s. (b) 24 s.

した鋳塊であり、鋳塊表面から 10 mm の位置で柱状晶帯から等軸晶域へと遷移し、柱状晶帯での柱状晶には不連続は見られない。(b) は 24 s までスプレー冷却の時間を長くすると柱状晶は鋳塊の中心近くまで成長し、柱状晶帯での不連続成長も見られない。さらに鋳込み鋳塊と比較すると柱状晶は太くなっている。

これらの鋳塊の表面からの距離に対する冷却速度の変化を Fig. 11 に示す。10 mm 位置で柱状晶から等軸晶へ遷移した鋳塊 (Fig. 10(a)) の冷却速度には遷移位置の手前で不連続が見られるが、柱状晶のみの鋳塊 (Fig. 10(b)) の冷却速度は単調に減少しているだけである。10 mm 位置での柱状晶から等軸晶への遷移の直接の引き金は 9 mm の位置が液相線温度に達した時点でスプレー冷却を止めたことにより、鋳型面からの熱放出が急激に小さくなり、それが柱状 dendrait 前方の液相の温度を均一化したために過冷領域が広がり等軸晶の生成を促進したためである。一方、柱状晶のみの鋳塊では 28 mm が液相線温度に達したときスプレーを停止しているの、冷却がそのまま継続され、溶湯内部は温度勾配を維持しつつ凝固したことによる。またどちらの鋳塊にも柱状晶帯に不連続の見られないことは、鋳込み鋳塊での鋳塊表面近傍での大きな過冷領域の形

Fig. 11 Change in cooling rate crossing through the equilibrium liquidus temperature against the distance from the surface of the ingots cooled during 15 s and 24 s by water spray.

Fig. 12 Change in undercooling against the distance from the surface of the ingot cooled by water spray for 15 s.

成のないことを示している。

Fig. 12 は 10 mm 位置で柱状晶 - 等軸晶遷移した鋳塊の鋳塊表面からの距離に対する過冷度変化である。柱状晶帯から等軸晶域へ遷移した位置のすこし手前に過冷度の谷間が生じており、これは鋳込み鋳塊の結果と同じであるが、冷却速度が小さいため、過冷度も小さくなっている。しかし静止鋳塊であっても凝固組織形態に不連続を生じさせるには、ある大きさの過冷度が必要であり、鋳込み鋳塊および静止鋳塊の実験からその値は約 3 K 以上と見られる。この下限の 3 K の値は既存の dendrait がある中で新たに核生成するのに必要な過冷度の大きさ約 2 K⁽²⁰⁾ に近似している。また Witzke と Riquet⁽¹⁹⁾ も柱状晶 - 等軸晶遷移の過冷度としてほぼ同じ値を示している。

4. 等軸晶域の安定生成に及ぼす q_2 層の推移

著者らの一人⁽²¹⁾ は合金の凝固過程で形成される固液共存層を凝固遷移層と呼称し、凝固過程で生じる現象の多くは凝固遷移層を基本として説明できることを示した⁽²²⁾⁽²³⁾。凝固遷移層を dendrait の発達形態から固相側に近い p 層と液相側の q 層に分類し、q 層をさらに q_1 層と q_2 層に細分している。p 層は十分に発達した dendrait のネットワークによりその間隙内に液相を閉塞した段階であり、 q_1 層は dendrait が部分的に連係し始めてから完全に連係するまでの段階で液相はその間隙を流動することができる。さらに q_2 層は固相と液相がともに流動できる段階である。 q_2 層、 q_1 層および p 層の境界固相率は著者らの実験結果によればそれぞれ 0.30-0.31, 0.60-0.73 の値⁽²⁴⁾ である。したがって固相率 0.30 以上で結晶形態が決まると考えることができる。ここでの q_2 層の幅は Pfann の式⁽²⁵⁾ から求めた固相率 0 から 0.30 に対応する温度範囲を求めた。またここでは過冷した領域も q_2 層に含めて取り扱っている。いま等軸晶が柱状 dendrait の前方に生成したとしても、その量が少なければ柱状晶の成長を完全に抑制し得ないことになる⁽⁶⁾⁽⁸⁾。したがって生成結晶が等軸的に成長し、かつ安定な等軸晶域を形成するためには柱状晶の成長前面に大きな幅の過冷領域の形成が必要であり、同時に柱状晶前面が q_1 - q_2 層の境界固相率に対応する固相の存在が必要であると考えられる。Fig. 13 は 973 K と 1073 K で鋳込んだ鋳塊の表面からの距離に対する q_2 層の幅の変化を示している。この図は Fig. 7, Fig. 8 の鋳塊に対応するものである。柱状晶から等軸晶への遷移が見られた鋳塊の q_2 層は柱状晶のみの鋳塊よりも急速に拡大している。このことは柱状晶の成長を抑制するには単に等軸的な結晶生成のみならず、柱状 dendrait の成長が遅れた段階で q_2 層が拡大し、その中で等軸晶の生成および成長による量が q_1 - q_2 層の境界固相率まで増加することが必要であることを示すものである。したがって微細等軸晶域を形成するためには q_2 層を急速に拡大させるとともに、その層内での生成結晶数を増し、その成長を抑制すること

Fig.13 Relationship between the length of q_2 zone and the distance from the surface of the ingot for two different casting temperatures.

が必要になる。Fredriksson と Olsson⁽¹²⁾ も等軸生成量を 0.3 と仮定しているが、その理由は示していない。

スプレー冷却による静止鋳塊においても、柱状晶 - 等軸晶遷移の見られる鋳塊での q_2 層の拡大は鋳込み鋳塊の場合と同じであり、遷移した位置で急速に拡大している。

IV. 結 言

本実験で得た鋳塊の柱状晶 - 等軸晶遷移を凝固の不連続現象として検討した。鋳込み時に鋳壁近傍に大きな過冷領域が形成すると、その過冷域の基点で発生した結晶は柱状デンドライトとして成長し、その過冷域の先端で成長を急速に遅らすことになる。このデンドライトは前方の液相の温度降下に即座に追従して成長することができないときは、周囲の液相は過冷し、異質核生成に必要な臨界値以上の過冷になると新たな結晶を生成することになる。このときこの過冷が小さくても奥行きが浅い過冷領域を形成しつつ凝固が進行するならば、結晶は柱状デンドライトとして成長するが、奥行きが深いならば、換言すると温度勾配の寝たような状態になると、その結晶が成長するよりもその過冷領域で次々と結晶を生成し、柱状晶帯から等軸晶域への遷移を誘起するものと考えられる。このような凝固現象を、鋳込み温度や冷却方法を変えることにより、さらに熱電対の配置間隔を狭くすることによって過冷領域の形成、冷却速度の不連続および過冷度の再増加現象によって示した。

さらに生成等軸晶の安定領域形成の要因は凝固遷移層の q_2 層であり、 q_2 層の急速な拡大が柱状デンドライトの成長前面に生じると柱状晶から等軸晶へ遷移することになる。したがって鋳塊の凝固組織形態は q_2 層を経て q_1 層の段階でほぼ決定すると考えられる。

文 献

- (1) W.Winegard and B.Chalmers: Trans. ASM, 46(1954), 1214.
- (2) B.Chalmers: J. Aust. Inst. Metals, 8(1963), 255.
- (3) 大野篤美: 金属の凝固, 地人書館, (1984), 12.
- (4) K.A.Jackson, J.D.Hunt, D.R.Uhlmann and T.P.Seward: Trans. Met. Soc. AIME, 236(1966), 149.
- (5) R.T.Southin: Trans. Met. Soc. AIME, 239(1967), 220.
- (6) M.H.Burden and J.D.Hunt: Met. Trans., 6A(1975), 240.
- (7) R.D.Doherty, P.D.Cooper, M.H.Bradbury and F.J.Honey: Met. Trans., 8A(1977), 397.
- (8) H.Fredriksson and M.Hillert: Met. Trans., 3A(1972), 565.
- (9) S.Witzke, J.P.Riquet and F.Durand: Acta Met., 29(1981), 365.
- (10) J.D.Hunt: Mat. Sci. Eng., 65(1984), 75.
- (11) K.Somboonsuk and R.Trivedi: Acta Met., 33(1985), 1051.
- (12) H.Fredriksson and A.Olsson: Mat.Sci.Tech., 2(1986), 508.
- (13) 鈴木俊夫, 佐々木 康, 梅田高照, 木村康夫: 鉄と鋼, 65(1979), 377.
- (14) H.Biloni and B.Chalmers: J. Mat. Sci., 3(1968), 139.
- (15) L.Backerud and B.Chalmers: Trans.Met.Soc. AIME, 245(1969), 309.
- (16) S.E.Kisakurek: J. Mat. Sci., 19(1984), 2289.
- (17) J.Lipton, W.Heinemann and W.Kurz: Arch. Eisenhüttenw., 55(1984), 195.
- (18) 高橋忠義, 工藤昌行, 吉野文人: 学振 19 委 - 9400, (1972).
- (19) S.Witzke and J.P.Riquet: Acta Met., 30(1982), 1717.
- (20) 高橋忠義, 工藤昌行, 吉年慶一: 日本金属学会誌, 44(1980), 1097.
- (21) 高橋忠義, 萩原 巖: 日本金属学会誌, 29(1965), 1152.
- (22) 高橋忠義, 市川 冽, 工藤昌行, 島原皓一: 鉄と鋼, 65(1975), 2198.
- (23) 高橋忠義, 工藤昌行, 市川 冽: 日本金属学会誌, 44(1980), 1089.
- (24) 工藤昌行, 高橋忠義: 北大工学部研究報告, No. 110, (1982), 69.
- (25) W.G.Pfann: Trans. AIME, 194(1952), 747.