

鋼の凝固について*

座長 金材技研 工博 郡 司 好 喜

講演 鋼の凝固に対する金相学的方法について**

神鋼中研 鈴木 章

【質問】 川鉄技研 中西恭二

1. デンドライトの2次アーム間隔を平均冷却速度で表示した場合と固液共存時間で表示した場合とは、どちらがより物理的と考えておられるか？

2. デンドライトの2次アームは溶質元素がかなり濃化している領域で生長するはずである。この場合実測した液相温度が母液平均組成から状態図的に決められる固相温度に到達するまでの時間よりも、かなり長い時間にわたって固液共存状態に保持された可能性がある。これについてはどのように考えておられるか？

【回答】

1. 凝固時間を t 、凝固温度範囲を ΔT とすれば、凝固温度範囲の平均冷却速度 R は次のように示される。

$$R = \Delta T / t$$

したがって、デンドライトアームの間隔との関係は、 R で表わしても t で表わしても同様であると考えられる。

2. デンドライトの枝間の最終凝固部分の溶質元素の濃化については、共晶の生成する場合以外は正確に決定することはできないと思う。それで現在は示差熱分析などで求められるような点を固相線温度としてとっている。このような固相線温度の不明確さをカバーする意味では(1)で、問題になった R をとつたほうが、実際には便利である。

【質問】 富士広畑 松永 久

柱状デンドライトの成長方向は一般に凝固界面を洗うような流れの存在により流れをさかのぼる方向に傾斜するといわれているが、次のような場合について考え方をご教示いただきたい。

実用鋼塊では凝固途中で凝固界面の流れの方向が変化するものとしてリムド鋼がある。すなわちいわゆるリミングアクション中にはCOガスの発生により上向きの流れが誘起され、蓋置き後にはガス発生が抑制されて熱対流による下向きの流れが生ずると推定される。そこでマクロ組織の識別しやすいリムド軟鋼(C 0.17%, Mn 0.50%)についてマクロ組織を見ると写真1に示すようにリム-コア境界部で柱状デンドライトの成長方向に明確な差違が認められない。この現象の解釈として、

1. 目視観察によるリミングアクションの評価はさておき、事実上リミングアクションによる湯流れはほとんど存在しない。

2. このような成分の鋼では柱状デンドライトの成長方向は湯動きによつてあまり影響されない。のいずれの考え方が妥当と思われるか？

* 昭和44年10月本会講演大会にて発表

** 鉄と鋼, 55 (1969) 11, S 720~731

Ingot skin

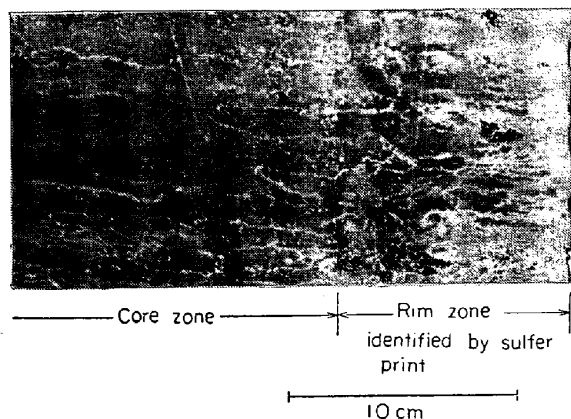


写真1 A macro structure of medium carbon rimming steel ingot (ingot weight 8t).

【回答】

リムド鋼鋼塊の場合、COガスの発生により誘起される溶鋼流は、凝固界面を上昇するので、キルド鋼のときの下降流とは反対であるが、柱状晶の成長方向は——気泡の生成後溶鋼でみたされたと思われる“痕跡”からみて——水平であり、ほとんど傾斜がみられないということが、BRIGHTONのconferenceのproceedings [“The Solidification of Metals”, ISI Pub. 110, (1968) p. 411] で論議されているが、結論はえられていないようである。

リムド鋼の組織はあまり見たことがないのでよくわからないが、写真1に示された組織は、一次晶の結晶粒を示しているという前提で考えてみたい。

まず、蓋置き後に凝固した部分(core zone)は、柱状晶がやや上向きになつているのが観察されるので、一応thermal convectionによる下向きの流れの影響と考えることができる。問題はリム層であるが、リム層凝固時の界面付近の溶鋼の上向きの流れはCOガスの発生によつて誘起されたものであるから、ガスの発生している界面では、気泡が周囲の溶鋼よりも早く動くので、その周囲の溶鋼には乱流が生ずると想像される。

したがってある一定の方向の流れでないために、リム層の結晶の成長方向が傾斜しなかつたと考えてはどうか。

講演 鋼塊マクロ偏析現象の攪拌強度からの検討*

北大工 工博 高橋 忠義

【質問】 結晶の発達と δ 層に関連する質問
富士室蘭 伊藤幸良

* 鉄と鋼, 55 (1969) 11, S 724~727

近年 P. NILLES をはじめとして多くの研究者が、BURTON の式を適用しリム鋼の偏析の解析をおこないリム層内の S などの実効分配係数が凝固速度には無関係に一定であるという実験事実を式(1)における $f\delta$ が一

$$k^* = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp(-f\delta/D)} \dots\dots\dots (1)$$

定であるとして整理している。すなわち、実用鋼塊における凝固前面の複雑な現象についての未知の要因をすべて $f\delta$ の評価に包含させている。

高橋講師は本研究において、実効分配係数 k^* は凝固速度に無関係であり、内筒の回転速度（すなわち凝固面での流体線速度 U ）によって決まることを明らかにし〔前刷の (1-a), (1-b) 式〕、さらに、凝固遷移層内の濃化成分の洗滌を流体力学的に解析した結果と一致することを示した。続いて、リム鋼のマクロ偏析についても検討を加え、リム鋼の場合気泡による攪拌が凝固遷移層内の濃化成分の洗滌作用としては極限の状態〔前刷の (1-b) 式〕にあることを示した。すなわち、リム鋼において実効分配係数が凝固速度に無関係であるという事実を、凝固遷移層の概念を導入しよく説明することに成功した。この点で本研究は非常に興味深い報告であると考えられる。

ここで凝固遷移層の考え方と実用鋼塊にみられる柱状晶との関係についてご説明いただきたい。最近、柱状晶内のデンドライトの観察によつて、これが単結晶的に一定の方向をもっているという事実が報告されており、凝固遷移層内（とりわけ q_2 層内）の結晶がどのような機構で柱状晶に変わっていくのか質問したい。

2. 日鋼室蘭 福本 勝

q_2 層の遊離固体とは固相率の考えかたからするとその大きさ、形状には制約はないと思われるが、(組成的には当然制約されている)、この場合柱状晶成長時期の q_1 層のデンドライトに対して q_2 層の遊離固体はどのような挙動を示すとお考えか。たとえば遊離固体がデンドライト先端に捕捉されるようなことも考えられるが、このときデンドライトの結晶方位などに変化を与えるようなことはないか。

3. 住金中研 荒木泰夫, 杉谷泰夫

先生は先にキルド鋼のストリングゴーストの生成機構について凝固遷移層の考え方から説明をされ、教えられるところが多くあつた。ただこの問題を定量的に取扱う場合の基本的なことのひとつに層内の固相率があるがこれについてうかがいたい。

ここで取扱われた遷移層内の凝固には、固-液相の平衡関係の考えがとり入れられている。しかしながらデンドライト凝固が進行する場合デンドライトチップの前面には相当大きな追冷却(鋼塊凝固の場合は組成的過冷却)がなければならぬ。そしてその場合の固相率は過冷却度に応じたデンドライトの進行速度と関連するため平衡状態図的に取り扱うことは困難ではないか。

【回答】

1. 結晶の発達と q 層に関連する伊藤(富士鉄室蘭)、福本(日鋼室蘭)、荒木(住金中研)氏などに対する回答

凝固遷移層内の結晶が柱状晶として成長する機構を考えるに、柱状晶はかならずしも単一デンドライトで構成されるものではなく、柱状晶域および肥大晶域でも多数

のデンドライトの集合体であつて、ミクロ的には単一デンドライト相互の位置づけから見れば不連続に分布している。このことは結晶前進面の不規則性をもたらすことにもなると考えられる。さらに柱状晶前面に流体流動があつても、柱状晶は粘性層をはさんで流動液層と接しているので、デンドライト生成の駆動力となる過冷があれば、限定された方向に新たなデンドライトの生成は可能となるであろう。

また同一成長面および同一方向を有しているデンドライトは柱状晶形態を有することができる。

柱状晶から等軸晶への移行を考えるに、基本的には柱状晶の成長方向の温度勾配の有無と、柱状晶前面およびその周囲における等軸晶および遊離結晶の生成量とその流動性が柱状晶から等軸晶への移行を決める直接的要因と考えられる。ここでいう等軸晶は広い意味のもので、一般的な等軸晶はもちろん分断一遊離した結晶片および短い針状形態のデンドライトをさすものである。針状形態のものほど相互に交叉し、懸垂しやすいため、固定されやすい状態にあると見なければならず、一般に流体流動がなければ一層その固定化の傾向を促進し、柱状晶の発達を抑制することになる。

以上の諸条件のもとに結晶生成が行なわれるので、流体力学的抗力などによつて q_2 層にあたる結晶の遊離があつても柱状晶の成長は可能であると考えられる。

また本実験の回転凝固では結晶成長方向は流れにさからう方向に曲げられるが、結晶方位は変化していなかつた。このことにより対流による洗滌効果は分断された結晶にもおよび、攪拌強度の大なる間は固定されたデンドライトに遊離結晶は捕捉され難いと見られる。

凝固遷移層内の固相率についてであるが、デンドライトが生成するときには駆動力としての過冷が必要で、その段階での固相率は過冷度に対応して潜熱の放出がすみやかであれば、温度的には結晶生成に対し安定方向であるので平衡状態図にのつとつた固相量が生成すると考えられる。一度生成したデンドライトの成長には、すなわち固相率の増加する場合には大きい過冷は必要でない。いずれにしても熱伝導が比較的すみやかで、凝固開始温度さえ知れば、平衡状態図的に固相率は扱いうると考える。

【質問】 名大工 森 一美

攪拌液からの凝固偏析現象について攪拌強度を変え種々興味ある結果を出しておられるが、実験ならびに解析について 2, 3 お尋ねしたい。

図 1 では、一定の回転速度 U_s では k^* は凝固速度 V によつて変化しない結果になつているが、実際には k^* は V とかなり関係があるようにみられる。たとえば $U_s = 60 \sim 78$ で V の低いところ、あるいは $U_s = 250 \sim 260$ で V の高いところでもやはり V により k^* は変化しないと考えられるか。実験条件からみて、凝固厚み、液濃度の変化の影響はないであろうか。

【回答】

V により k^* は変化しないということであるが、表面的には凝固速度は k^* に対応するようには見られるが、しかし凝固遷移層が受ける洗滌効果を考える場合本質的な問題ではないと考える。なぜなら実効分配係数 k^* に影響をおよぼすものとしてはデンドライトの幾何学的形態

が重要となるからである。

一般的には過冷度が核生成につながり、核数の大小がデンドライトの粗密度に関係する。デンドライトの粗密度と温度勾配は凝固前進面のデンドライトチップの b/h に関係し、これが乱流の洗滌効果を左右するものと考ええる。もちろん過冷にもとづく初晶溶質濃度の増加も凝固初期では考慮しなければならない。

また溶湯中央部より外側に凝固を進行させているので凝固厚みによる液相溶質濃度の増加が普通凝固より少ないことも本実験の特長であり、広い範囲にわたって液相溶質濃度を一定として取扱う。

【質問】 川鉄技研 中西恭二

引用文献 1) に本論文の(5)式の導出の詳細が報告されている。これによれば計算に際しての仮定では q 層内の温度は乱流を考慮せずに導かれている。一方溶質濃度分布は乱流を考慮して導かれている。にもかかわらずそれらの間には引用文献中(18)式の間隔を仮定しているがこれは無意味である。また当該(18)式の間隔は強制攪拌下にある本実験の場合、その妥当性ははなはだ疑問である。したがってむしろ実用鋼塊の凝固に際しては、ある一定の融体が捕捉凝固するものとして本論文の(22)式は

$$1 - k^* = (1 - \delta S) B \Delta h \left[\frac{\partial C'}{\partial x} \right]_h U$$

の形で残しておくべきで、ここで $U \rightarrow \infty$ とともに $(\partial C' / \partial x)_h \rightarrow 0$ となり右辺の極限值を実測値に合わせる方が物理的に妥当と考えるべきではないか？

【回答】

1. 温度は乱流を考慮せずということであるが、溶融金属の熱伝導率は水などの他の流体より非常に大きな値である。このことはプラントル数が大変小さい(0.005から0.03)ことに対応する。低いプラントル数では温度境界層は速度境界層より非常に大きい。また乱流混合による熱輸送は伝導による熱輸送に比較して非常に小さく無視しようとされている。このような流れは一般に slug flow として扱われるもので、slug flow に対する熱輸送は固体内の熱伝導の式と同一に示されるものである。さらに q 層内のように液相が分散固相の表面において平衡を保つ必要がある場所では、その濃度分布はむしろ層内温度分布が支配的になると考えられる。

以上のことがわかれば(18)式²⁾の間隔の妥当性が理解されるはずである。

また著者らの(22)式²⁾より濃度勾配を示す式を導いているが、濃度勾配は q 層では不連続となり、一般化することは困難であり、温度勾配は前述したことにより連続していると見られるので一般化が可能である。また質問者が著者らの(22)式²⁾より導いた式に誤りがある。正しくは

$$1 - k^* = (1 - \delta S) B \Delta h U \left[\frac{\partial C'}{\partial x} \right]_h \frac{1}{C_{Lo}} \cdot \frac{1}{V}$$

となる。

【質問】 名大工 森 一美

実験結果の解析からでてくる(5)式中の Jh や過冷度 δT_c に関連した δS は凝固速度 V によりかなり変化するのではないかと。また、図2で U_0 が大きいところで k^*

$= k_0' =$ 一定値になることが(5)式により説明できるかどうか。

【回答】

δS は凝固開始温度で決まる固相量であり、 δT_c は乱流抗力に打ち勝つて安定な固相を生ずるための駆動力となるものである。一方実験結果²⁾では、静止凝固より攪拌凝固のほうが広い範囲にわたって δT_c が 4°C 前後にとどまる点を考えると、攪拌凝固での結晶生成は比較的一定であると見られる。また(5)式では $k^* = k'$ は説明していないが、(2)式で物理的にリミットのあることを示している。

【質問】 日鋼室蘭 福本 勝

たとえばキルド鋼を攪拌状態で凝固させる場合、 q_2 層からの遊離固体の母液側への移行があり、固相率の考えかたから当然これは q_2 層を出ると消失し、その結果 q_2 層の母液側外周部の温度勾配を小さくすることとなり、さらには Δh の幅を広げるような効果をもたらすことも考えられる。このような因子と凝固組織との定量的関係は明らかではないが、柱状晶から等軸晶への移行に際して E の値を変えたり、変数として扱うなど(5)式と凝固組織を関連づけて E を定数とする範囲を論じることができないのか。

【回答】

柱状晶から等軸晶への移行については質問1で回答したごとく、温度勾配を基本とし、さらに柱状晶前面に存在する遊離結晶の生成量およびその流動性に関するもので、(5)式の E のみでは柱状晶から等軸晶への移行を簡単に論じられない。

【質問】 名大工 森 一美

1. 本研究の結果をリムド鋼のリム層の凝固に適用する場合、両者の凝固機構の相違を考慮する必要がある。1) 気泡攪拌では、CO 気泡の発生が p , q 相境界付近をふくめて濃縮層でおこることを考えると、回転攪拌の k^* における S_p とはかなり異なつたものになるのではないかと。2) われわれのところでは、 C 0.1% 程度で気泡が発生する場合の p の偏析を一方向凝固により調べているが、高周波攪拌の場合とはかなり異なり、また C が低い場合と C 0.1% 程度移気泡発生がない場合でもかなり異なる。これから考えても、溶質濃度が低い鋼の場合に、Al-Cu(4%) の場合の S_p を適用することには問題があるように思う。

2. 富士広畑 松永 久

貴論文において実用リムド鋼塊のリム層偏析に関する文献報告値から見かけの実効分配係数 k^* の最小値を求め、一方攪拌効果が最大のときに p 相で捕捉される溶鋼の割合から導いた計算値とがかなりよく一致している(表1)とされている点に関して次の疑問点にお答えいただきたい。

よく知られているようにリム層内の成分偏析はたとえば $[S]$ について示せば図1(17t極軟リムド鋼)のようなパターンを示す。すなわち実効分配係数 k^* は表面で大きく、凝固の進行とともに減少しある最小値を経て再び増加する。一方リミングアクション中の溶鋼サンプリング試料と凝固鋼リム層のチェック分析値とから 1 cm おきに物質収支をとり CO ガス発生量 V_{CO} を求め、こ

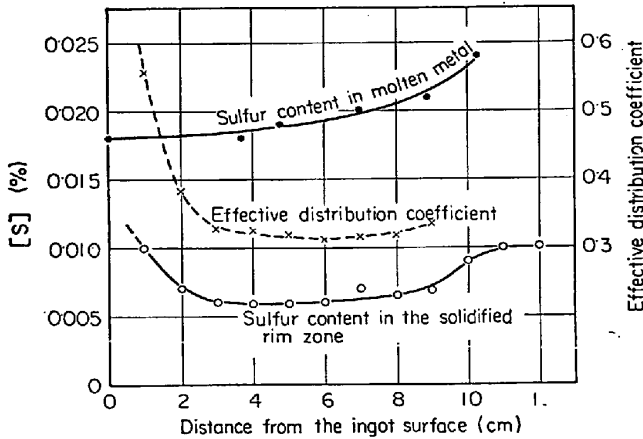


図1 Sulfur content and effective distribution coefficient in a 17 t low carbon rimming steel ingot.

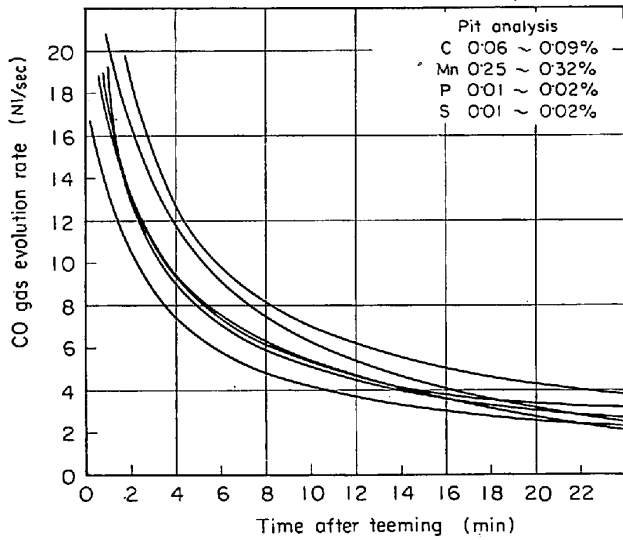


図2 Relationship between time after teeming and CO gas evolution rate.

れを図式微分を行なうことにより CO ガス発生速度 dV_{CO}/dt を求めた結果を図2に示す。造塊条件の変動による差はあるにせよ図2から CO ガス発生速度 dV_{CO}/dt はいずれの調査鋼塊においても単調減少関数になっていることが認められる。残念ながらリミングアクションの攪拌強度と CO ガス発生速度との関係を定量化することは現在のところ困難であるが、それにもかかわらず CO ガス発生速度が大きいほど攪拌強度が大きくなるものと考えられる。したがって貴論文の趣旨を適用リムド鋼塊のリム層に適用すると攪拌強度が弱くなるにつれ実効分配係数が減少していることになり、また実効分配係数が最小となる位置で攪拌強度がかならずしも最大となっていないことになるがこの点どのように解釈すればよいだろうか。

3. 住金中研 荒木泰治, 杉谷泰夫

今回高橋先生は凝固遷移層の考え方をを用いてリムド鋼凝固時の溶質エントラップメントの機構を説明されている。しかし、その場合に次のような疑問を持つ。これら

の点について先生のお考えをおたずねしたい。

(1) 遷移層内の気泡の生成について

リムド鋼にこの考えを適用した場合、P層の1/3を占める液相が凝固する場合の反応と、収縮が問題となる。先生はその際の介在物の生成にふれておられるが CO 気泡の生成をいかに考えられるか。一般に管状気泡不発生圏のリム層には気泡の残存を認めていない。なお先生のお考えでは湯動きの原動力となる気泡の生成と浮上はどの場所で起こっていると考えればよいか。

(2) リムド鋼の凝固様式について

リムド鋼のリム層の凝固の場合のように、攪拌作用が強い場合、必ずしもデンドライト凝固であるといえるかどうかには、2, 3の疑問な点がある。(たとえば管状気泡の内面が平滑である、マクロエッチやサルファプリントでデンドライト模様があらわれない、など) リムド鋼でデンドライト凝固をしているという積極的な裏付けや観察はあるのか。

(3) 実効分配係数について

(a) 実効分配係数が $1 \sim 5 \times 10^{-2} \text{ cm}^2/\text{sec}$ の凝固速度範囲にわたって、攪拌強度のみに関係し、凝固速度に依存しないという考え方には納得しかねるものがある。たとえば図3に示したものは 1 t リムド鋼塊の P の分布と、その時期のバルク溶鋼の P の値の変化負である。この図から凝固初期には凝固の進行とともに k^* は減少している、CO ガスの発生による攪拌は一般に凝固の進行につれて減少するから、この k^* の減少は凝固速度の減少によるものとみなすべきではないだろうか。

(b) C は凝固面において CO を生成し、進出する。したがって、C とその他の元素とを同じように論じることとはできない。もし攪拌が同じで C が進出せずに固相に

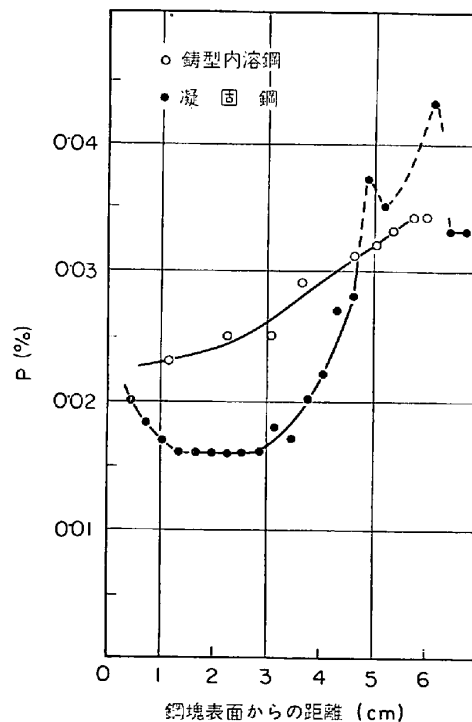


図3 1 t リムド鋼塊の P の分布と铸型内 P 値

存在するものとすれば、 k^* は現在得られている測定値より大きくなると考えられる。

また P の k^* 実測値については先に示した 1 t 鋼塊の例やその他のデータ²³⁾を参照すれば 0.5~0.7, あるいはそれ以上の値にもなる。この値は表 1 の計算値に比べてかなり高い値である。

文 献

(荒木氏らの引用文献)

- 1) 未発表
- 2) 大久保, 榊井, 佐藤, 三好: 学振報告 19 委 8352
- 3) 鉄鋼基礎共同研究会非金属介在物資料:
資料番号 5-10~15 (昭和42年2月)

【回答】 4. 森(名大工学部), 松永(富士鉄広畑),
荒木(住金中研)らに対する回答

凝固過程の攪拌強度を明確にした Al-Cu 合金の研究結果⁷⁾と CO ガス発生を伴うリム鋼のドリム層の凝固機構との関連については、最初からはつきりした根拠があつて解析したものではなく、問題点を明確にするために適用したところ、ほとんど問題がなく、Al-Cu 合金の最大洗滌における限界 S_p がそのまま鋼の最大洗滌における S_p に適用できることを見出したもので、Al-Cu 合金のデンドライトの幾何学的形態は鋼でも同様なものと考えざるを得ない。

また名大森氏の実験に関しては、凝固条件による攪拌強度が明確でないと簡単には比較できない。

凝固表面から k^* の減少する理由については名大森氏の質問 2 への回答を参照されたい。さらに補足するならば CO ガスの発生速度の大なる凝固初期よりも凝固が幾分進んだ段階で母相全体の環流の慣性力がつくものと考えられる。またその慣性力はガス放出速度が弱まっても幾分継続され、洗滌効果に寄与するものと考えられる。

一方凝固初期の温度勾配が急で凝固遷移層の短い範囲と、さらに凝固が進んで温度勾配が低下して遷移層が拡大される場合では、乱流強度が一定で δS が同じであつても乱流の侵入する Δh に相違が生ずると考えなければならぬ。すなわち b/h の値とともに b や h の絶対値にも関係して、乱流の侵入する深さ Δh が変化するものと解釈される。要するに k^* は乱流強度と液相溶質濃度とデンドライト形態によつて決まるものである。

現在 CO 攪拌の定量化は困難であるから、最小実効分配係数の値を得る段階を攪拌強度 100% と見て、リミングアクションを定量化したほうがよいのではないかと考える。

遷移層内の気泡の生成については、鋼塊下部では静圧が高いのでガス発生はガス圧の関係でデンドライトの根元近くで生じ、上部ではデンドライト先端で生ずるものと考えられ、したがつて底部ほど捕捉されやすくなるものと思う。

リムド鋼の凝固様式において、管状気泡の内面は肉眼的に平滑か、顕微鏡的に平滑であるかわからないが、気泡はデンドライト間に、デンドライトの発達と対応して成長し、温度場として輻射伝熱の隔壁をつくる。またガス気泡内からは湯の補給はできないので、気泡膜は凝固進行の限界面をつくることにもなる。

一般には 0.15% C 以下のものではデンドライト形態

を現出し難いとされている。このことは炭素などの成分含有量のほかにリムド鋼ではキルド鋼のようにデンドライトが大きくないことが一層現出を困難にしているものと思う。またデンドライトがキルド鋼と同一状態でないにしても、管状気泡的成長形態が得られるのはある凝固範囲をもつて成長している結果と考えるべきである。積極的な裏付としては E. SCHÜRMAN and W. GROTSCHHEL²³⁾ が低炭素リムド鋼 (0.049~0.083% C) のデンドライト形態を示す組織写真を報告している。この腐食方法は A. HULTGREN and G. PHRAGMEN²⁴⁾ が使用した特殊な方法である。

炭素および燐の実効分配係数においては、炭素の最小実効分配係数の計算値と実験値が近似するのは、CO ガスとして逸出する炭素量が多くないことを示すものと考えられる。たとえば CHIPMAN らの例によればリム層で放出した CO ガス量より計算した炭素の逸出量は全炭素量の 10% 前後である。

また参考例の燐の最小実効分配係数 k^* 値のことであるが、これを求めるために、(2)式において適用する燐の平衡分配係数の値についてさらに文献調査したところ表 1 にかかっているものよりさらに高い値のものまで適用されていることを知った。たとえば R. L. SMITH²⁵⁾ によれば $k_0=0.2\sim 0.5$ であり、この範囲では同一鋼塊で燐は、最大洗滌における最小実効分配係数の計算値が $k^*=0.46\sim 0.67$ となり、硫黄と同様に実験値と一定の範囲で一致することになる。

このように洗滌作用というものは各溶質元素の分配に対応して同一の効果をもたらす可能性を示唆している。

文 献

- 1) R. J. GROSH and R. D. CESS: Trans. ASME, 80 (1958), p. 667
- 2) 高橋, 萩原: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 1152
- 3) E. SCHÜRMAN and W. GROTSCHHEL: Arch. Eisenhüttenw., 36 (1965), p. 619
- 4) A. HULTGREN and G. PHRAGMEN: Arch. Eisenhüttenw., 12 (1939), p. 577

講演 キルド鋼凝固時の熱対流について*

富士中研 満尾利晴 工博 堀籠健男

北村征義 河野六郎

広畑 工博 宮川一男 野村悦夫

【質問】 鋼管技研 永岡典義

1. オートラジオグラフで、凝固線付近は内部に比べて RI が多く分布しているのがよく観察される。これは RI が湯流れとともに凝固面に沿つて流れて固液共存相に捕捉されたものと考えられる。したがつて、この RI 分布が凝固相前面での湯流れを表わすことは間違いないと思うが、湯流れの起こる原因は液相部の温度分布、注入流の影響、偏析による不純物濃化の効果など複雑である。貴報告の bulk と固液共存相との比重差にもとづく下降流も当然その 1 つの原因に数えられるが、実用鋼塊

* 鉄と鋼, 55 (1969) 11, S 728~731