

鑄鉄の凝固過程に与えた機械的攪拌の効果について

大 島 聡 範*

大 場 六 郎**

Effect of Rotary Scraping on the Solidification of Cast Iron.

Toshinori ŌSHIMA

Rokuro ŌBA

要 旨

鑄鉄の凝固過程に与えた機械的攪拌の効果について、黒鉛組織、硬度および溶質成分の分布、冷却曲線、過冷度等を対象として検討を行なった。

Synopsis

The effect of mechanical rotary scraping on the solidification of cast iron was examined from the standpoints of graphite morphology, distribution of hardness and solute elements, cooling curve and degree of undercooling.

I 緒 言

鑄鉄の品質に影響を与える因子は数多いが、基本的には、凝固過程に依存するところが大きい。凝固過程の理論的解析は、純金属およびそれを base とする合金系について先ず行なわれ、現在ではすでに、実用鋼塊への適用も行なわれているが、未だ不明の点が多い。

とくに鑄鉄では不純物の量が多く、多種多様であり、共晶系で二相の凝固核生成について考えねばならないなど、むずかしい点があり、今後の発展に待つところが多い。

鑄鉄の材質改善においては、黒鉛組織をコントロールすることに重点が置かれてきたこともあって、一般的な凝固偏析については、従来あまり注目されていなかった。これには、鑄鉄の存在価値が、殆んど鑄造品としての用途に依存しており、鑄塊自体としての健全性に対しては、あまり厳しい要求がなかったという事情もある。しかし、鑄鉄は鋼の如く塑性加工、各種熱処理等を受けることなく、凝固組織のまま実用に供されるのであるから、凝固に伴う成分の偏析等につい

ても、決して等閑視されるべきものではない。鑄鉄が鋼の強度と靱性を追いつけてきたことは歴史的事実であり、また、最近では、鑄鉄をビレット状の素材として供給し、機械加工によって成品化する傾向も出てきた。このような事態において、鑄鉄は黒鉛組織のみでなく、成分偏析等においても満足すべき、鑄塊自体としての健全性を要求されることになるだろう。

凝固偏析の素因は種々考えられるが、「凝固遷移層」中で生成発達する樹枝状晶の、側枝間隙における溶質原子の濃化によるものが、大きな比重を占めるものと考えられている¹⁾²⁾。

したがって、鑄塊の凝固過程で、溶湯に機械的攪拌を与え、「凝固遷移層」を破壊するならば、偏析の防止、結晶粒の微細化等に有効であろうと考えられ、すでに、Al-Cu 合金³⁾ および約 1 t の実用鋼塊⁴⁾ についての適用例がある。また凝固過程で電磁攪拌⁵⁾ あるいは機械的振動⁶⁾ を与えることも、同様の効果をもたらすものと考えることができよう。

本実験では、鑄鉄の凝固過程で与えた攪拌の影響について、黒鉛組織、硬度分布、成分分布、冷却曲線、過冷度等を対象に検討を行なったところ、二三の興味ある結果を得たので報告する。

* 助教授 機械工学科

** 技官 機械実習工場主任

II 実験方法

試料は第1表に示す成分の普通鑄鉄である。溶解は重油炉によって行ない、鑄型は黒鉛および乾燥砂型の二種類を用いた。

第2表 試料の化学成分 (wt %)

試料	C	Si	Mn	P	S
A	3.30	1.34	—	—	—
B	3.66	1.75	0.41	0.215	0.057

備考 (1) 表中の数値は平均組成を表わす。実際は溶解番号により幾分かの差がある。

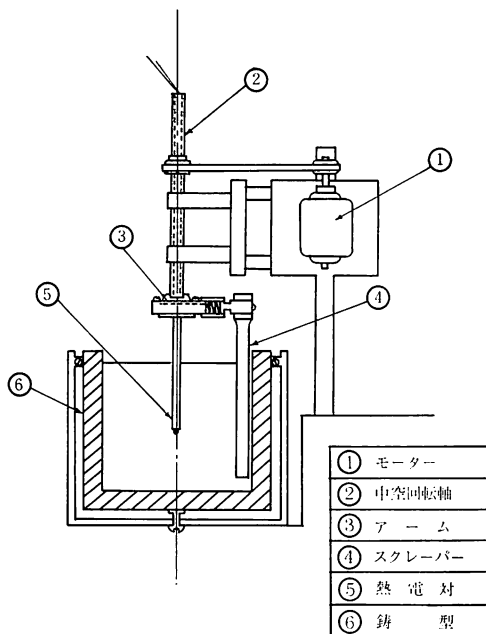
(2) 試料Aの分析はC, Si についてのみ行なった。

第1図に、実験に用いた溶湯攪拌装置の概略を示す。主たる機構は、攪拌棒(以後スクレーパーと称する)を鑄型内壁に沿う円運動を行なわせるものである。①なるモーターの回転はVベルトにより②なる中空回転軸に伝達される。軸に対して垂直に、伸縮自在のアーム③が固定され、その先端にスクレーパーが取り付けられている。スクレーパーには、黒鉛棒および鋼芯アルミナセメント棒の二種類を使用した。温度測定は⑤の中空回転軸中に挿入されたPt-Pt·Rh熱電対によって行なった。スクレーパーの回転数はハスラー型回転計によって測定し、時間の経過はストップウォッチによって測定した。

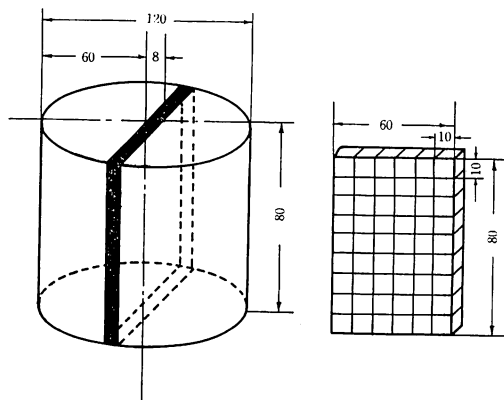
溶湯は、出湯後ただちに攪拌装置に set された鑄型に注入され、凝固過程中に攪拌を与えられることになる。

まず、注湯に先立ってスクレーパーの位置を調整し、注湯後ただちにスクレーパーを始動回転させた。時間の経過と共に、溶湯の流動性が低下してスクレーパーの回転に対する抵抗が増加し、定速回転を保てなくなる凝固直前にスクレーパーを停止、引き上げ、凝固を行なわせた。

凝固完了した鑄塊は第2図に示す如く切断し、試験に供した。まず、中心線に沿って縦に二分割し、両側から厚さ8mmの板状ブロックを一枚ずつ切り出し、一方を組織観察用、他方を硬度測定用とした。両者とも板状ブロック面上に10mm×10mmのマスをけがき各々に記号を打刻して鑄塊中における位置関係を明確にし、それぞれについて所定の試験を行なった。ただし、組織観察は正立型顕微鏡を使用する関係上、けがき線に沿って小ブロック状に切断した。硬度測定は板状ブロックのまま、ロックウェルBスケールにて各



第1図 溶湯攪拌装置

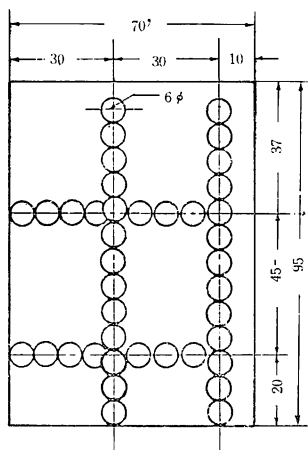


第2図 鑄塊の形状および試験片採取位置

個所について三点測定し、その算術平均をもって、その個所の硬度とした。

成分分析は炭素、硫黄の両者について、容量燃焼法により行なった。実験の都合上、すべての鑄塊について行なうことができなかったため、実験条件その他に充分留意した上で、特定の鑄塊について行なった。分析試料は、第3図に示す如く、鑄塊の中心線を含む縦断面について、縦方向と横方向に各二系列ずつ6mmφのドリルで切粉を採取した。

これらのデータは必要に応じて静止凝固と攪拌凝固を対比させて分散分析を行ない、5%有意水準で有意差検定を行なった。

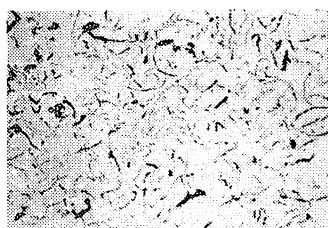


第3図 分析試料採取位置

III 第1回実験

まず、黒鉛組織および硬度分布に対する攪拌の効果を知るため、予備的な実験を行なった。

写真 1



No. I・1 ×50

写真 2



No. I・2 ×50

写真 3



No. I・3 ×50

第4図 第1回実験の黒鉛組織

実験条件は第2表に示す。試料は第1表のAであり、共晶度0.85の亜共晶鑄鉄である。

第2表 第2回実験条件および結果

試料	溶解番号	鑄温 ℃	達 度	回 転 数	凝固時間
	No.			r p m	sec
A	I・1	1360		600	245
A	I・2	1360		590	230
A	I・3	1360		0	—

この実験では溶湯に与えた攪拌の効果が、時間の経過と共に減殺される恐れがあること考慮して、鑄型、スクレーパー共に伝熱性の良い黒鉛を使用して、凝固時間の短縮をはかった。その結果、約250 sec以内に完全凝固を行なわせることができた。この値は砂型の約 $1/2 \sim 1/3$ である。

第4図に本実験における代表的な黒鉛組織を示す。写真1, 2は攪拌凝固, 写真3は静止凝固である。部

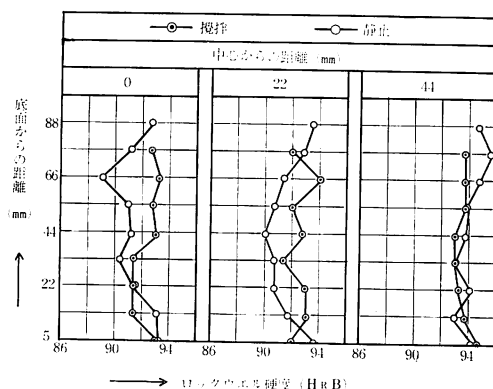
分的には、攪拌の黒鉛形状がやや微細化しているところもみられるが、全体としては殆んど差は認められない。

非鉄合金等においては、攪拌による結晶粒微細化の効果が顕著に認められているが、鑄鉄の黒鉛形状に対してはその効果は認められなかったことになる。鑄鉄の黒鉛は、いずれも複雑な skelton 状の立体構造を有し、相互に連続しているものであって⁷⁾、その核生成生長の機構は一般の合金鑄塊の結晶粒とは異なるところが多い。よって、本実験の如き亜共晶鑄鉄では、攪拌による微細化の効果は、黒鉛よりもむしろ、共晶セル細胞等にあらわれてくる可能性が推測される。

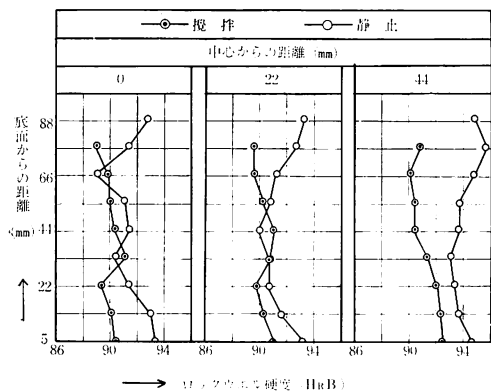
第5図は鑄塊の硬度分布を示すものである。いずれも攪拌と静止を比較している。これより、次のことが判明した。

位置による硬度の分散については6系列中4系列について有意差が認められ、いずれの場合も分散の度合

は攪拌の方が静止よりも小さかった。しかし硬度それ自体は両者間の有意差は認められなかった。これにより、凝固過程中的攪拌は同一鑄塊内での硬度分布を均一化する効果を有するものと認められ、これは、成分



第5図 (a) 鑄塊の縦方向硬度分布 (I・2, I・3)



第5図 (b) 鋳塊の縦方向硬度分布 (I・1, I・3)

の均質化，偏析の軽減につながる可能性を示唆するものと考えられた。

IV 第2回実験

IV・1 実験方法

試料は第1表のB，共晶度1.05の過共晶鋳鉄である。鋳型は乾燥砂型，スクレーパーは鋼芯アルミナセメント棒を使用し，冷却速度が小さくなるような条件で行なった。この実験では，凝固冷却曲線を記録し，凝固点，冷却速度，過冷度等に対する攪拌の影響を併せて検討した。なお，冷却曲線の確認において，凝固点の明確な金属についても同様の実験を行なう必要が生じたので，ニクロム炉で純AlおよびAl-4%Cu合金を溶解し，必要なデータを測定した。その他，成分分析および組織観察は第II章で述べた方法に準じて行なった。

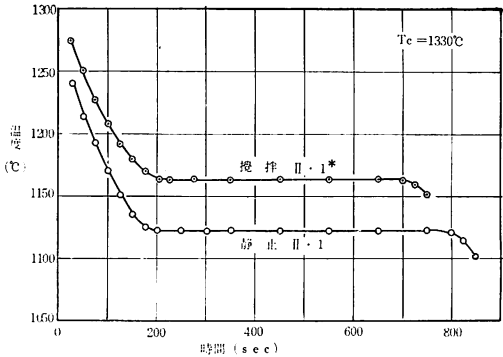
IV・2 実験結果および考察

(a) 冷却曲線について

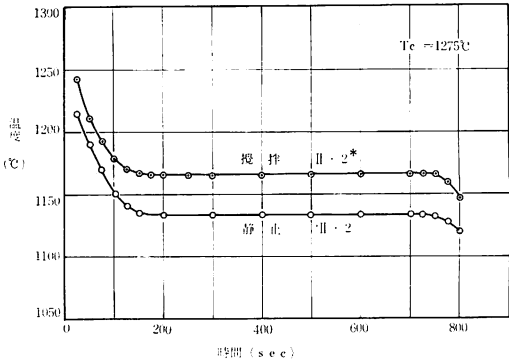
第3表に実験条件および結果，第6図に凝固過程における冷却曲線を示す。ここで便宜上，各測定値を次の如く表わす。

第3表 第2回実験条件および結果

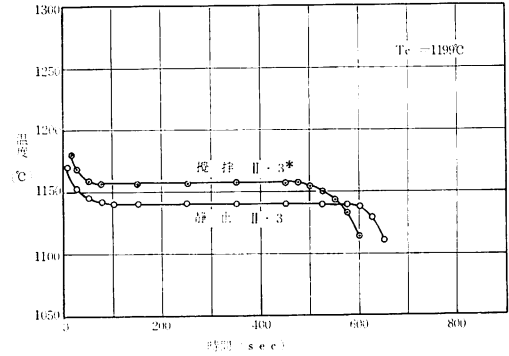
試料	溶番解号	鋳込み温度	回転数	凝固時間	凝固定点	過冷度
	No.	°C	rpm	sec	°C	°C
B	II・1*	1330	400	705	1164	42
	II・1		0	805	1122	
B	II・2*	1275	450	675	1167	33
	II・2		0	680	1134	
B	II・3*	1199	600	485	1157	17
	II・3		0	600	1140	
Al	II・4*	800	450	265	659	21
	II・4		0	385	638	
Al-Cu	II・5*	800	450	250	637	27
	II・5		0	305	610	



第6図 (a) 鋳鉄 II・1, II・1*の凝固冷却曲線



第6図 (b) 鋳鉄 II・2, II・2*の凝固冷却曲線



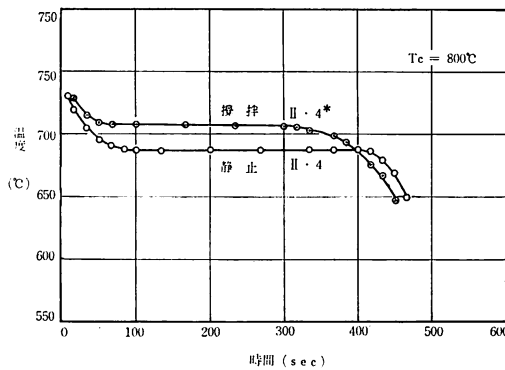
第6図 (c) 鋳鉄 II・3, II・3*の凝固冷却曲線

T_c	鋳込み温度
T_o	凝固点 (実測値)
T_f	凝固点 (理論値)
ΔT	過冷度 ($T_f - T_o$)
t	凝固時間

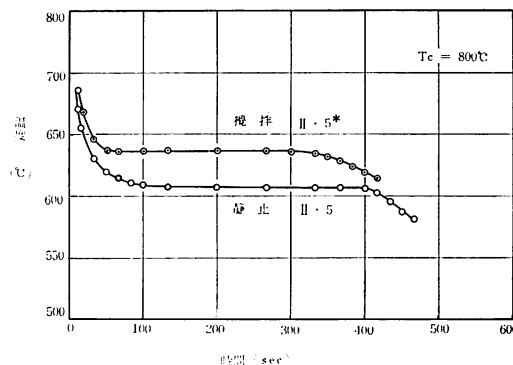
いずれの場合も * 印を付けたものは攪拌をあらわす。

第6図および第3表より、いずれの場合も凝固点は $T_o < T_o^*$ であり、静止の方が低い値を示している。また、鋳込み温度 T_c の上昇に伴って T_o は低下しているが、 T_o に比べて T_o^* は変動が少なく、大体 1160°C 付近に留っている。この T_o^* の僅かな変動は溶解 No. による溶湯成分の差に由来するものであろうから、以上の結果は攪拌によって過冷度が減少あるいは消失することを暗示するものと思われた。

しかし、鋳鉄の凝固点を正確に知ることは困難であったので、凝固点の明確な純 Al (99.99%) および Al-4% Cu 合金について同様の実験を行ない、攪拌による過冷の減少、消失の効果について調べることにした。なおこれらの凝固点はそれぞれ $T_f \text{ Al} = 660^\circ\text{C}$ $T_f \text{ Al-Cu} = 637^\circ\text{C}$ である。



第7図 (a) 純 Al II.4, II.4* の凝固冷却曲線



第7図 (b) Al-4% Cu 合金 II.5, II.5* の凝固冷却曲線

その結果を第3表および第7図に示す。これを見るに、攪拌凝固点は $T_o^* \text{ Al} = 659^\circ\text{C}$ であり、理論値 $T_f \text{ Al}$ からの偏差は 0.5% で過冷度はゼロに近い。これに対し静止凝固では $T_o \text{ Al} = 638^\circ\text{C}$ となっている。したがって、

$$\Delta T_{\text{Al}} = T_o^* \text{ Al} - T_o \text{ Al}$$

すなわち、純 Al の静止凝固では $\Delta T_{\text{Al}} = 21^\circ\text{C}$ の過冷が生じていることになる。

また同様に、Al-4% Cu 合金においても $T_o^* \text{ Al-Cu} = 637^\circ\text{C}$ であり、 $T_f \text{ Al-Cu} = 637^\circ\text{C}$ に殆んど等しいが、 $T_o \text{ Al-Cu} = 610^\circ\text{C}$ であって、

$$\Delta T_{\text{Al-Cu}} = T_o^* \text{ Al-Cu} - T_o \text{ Al-Cu}$$

$$\Delta T_{\text{Al-Cu}} = 27^\circ\text{C} \text{ の過冷を生じている。}$$

これらの結果から、純 Al および Al-4% Cu においては凝固過程の攪拌によって過冷の消失することが認められた。

したがって、

$$T_o^* \text{ Al} = T_f \text{ Al} \quad T_o^* \text{ Al-Cu} = T_f \text{ Al-Cu}$$

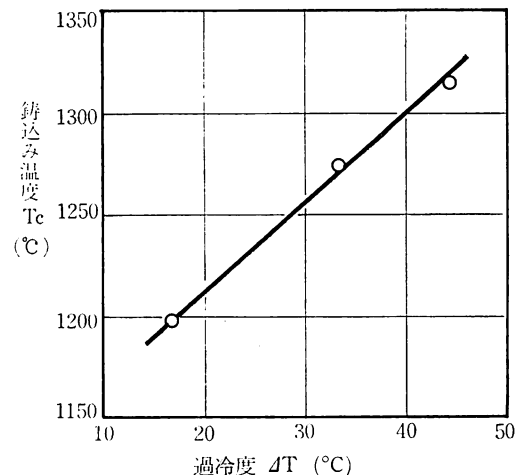
が成立することになる。

鋳鉄と Al および Al 合金では同一に論じ得ぬ面も多少はあろうが、第3表に見る如く、 T_c の変化にかかわらず T_o^* がほぼ一定値を保つことからして、鋳鉄においても同様の効果が生じ、 T_o^* は過冷度の極めて小さな状態を示すものと考えられる。すなわち、

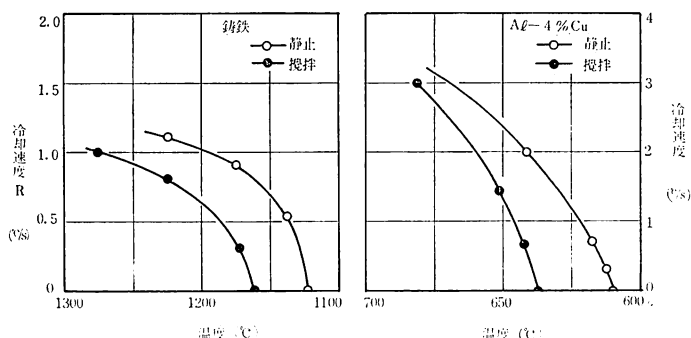
$$T_o^* = T_f$$

$$\Delta T = T_f - T_o = T_o^* - T_o$$

ここで $\Delta T = T_o^* - T_o$ は T_c の上昇に伴って増加し、この関係は第8図の如くである。このことは既に知られている事実であるが⁸⁾、凝固過程に与えた攪拌作用は、このような過冷を減少、消失させる効果を有することになる。



第8図 鋳込み温度と過冷度の関係



第9図 鑄鉄および Al-4% Cu 合金の温度による冷却速度の変化

また、凝固時間 t についてみると、いずれの場合も $t^* < t$ であって、攪拌によって凝固完了に要する時間が短縮されることを示している。

第6図および第7図の冷却曲線は時間 t に対する温度 T の変化であるから、これをひとつの関数として

$$T = f(t)$$

を考えるならば、冷却速度を R °C/s として

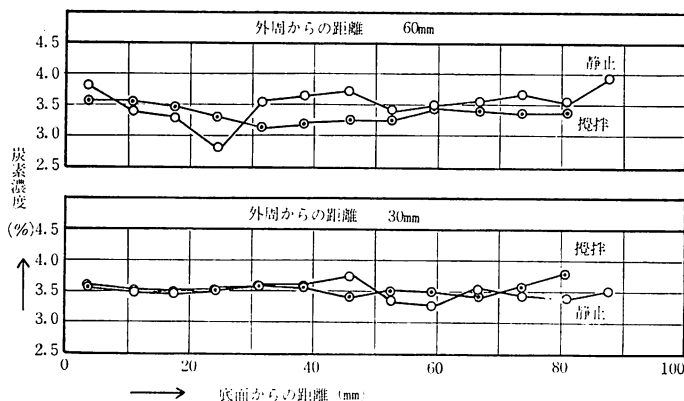
$$R = dT/dt$$

ここで温度 T の変化による冷却速度 R の変化を第9図の如くプロットすれば、各温度における冷却速度の比較において、静止凝固の冷却速度 R は攪拌凝固の冷却速度 R^* を常に上回り、 $R^* < R$ である。また、その差 $\Delta R = R - R^*$ はそれぞれの凝固定点に近づくにつれて次第に大きくなる傾向を示す。

鑄塊における凝固核の発生成長は、理想状態では均質核生成によって論ずべきであろうが、実際の鑄塊においては溶質原子、介在物その他の異相等が常に存在するものであり、主として異質核生成、力学的核生成を考えるべきであろう。本実験の場合、さらに未凝固溶湯に対する攪拌作用が凝固過程に与える影響について考慮せねばならない。

一般の合金鑄塊の凝固過程において、凝固核の発生成長が行なわれる固相—液相界面は平滑界面ではなく「凝固遷移層」²⁾を形成しているものと考えられている。この層内で樹枝状品が発生成長する際に、その間隙において溶質原子の濃化が生じ、偏析の素因となるであろう。鑄型壁からの伝熱、冷却によって「凝固遷移層」は前進しつつ固相域を形成してゆくのであるが、未凝固溶湯中での核生成にあたっては、熱力学的条件から幾分かの過冷度が必要である。

凝固過程での機械的攪拌の効果は、まず、「凝固遷移層」内で発生成長してゆく樹枝状品に対する破壊分断作用として考えられる²⁾。スクレーパーの運動によって破壊された樹枝状品は、微細な破片となり、攪拌の副次的効果としての溶湯の流動によって未凝固状態の液相中に分散するであろう。この分散した破片はそれ自体が微細な結晶核であり、凝固核としての機能を有している。よって、静止凝固の如く、逐次的な凝固相の進行による場合とは異なり、結晶核は溶湯の流動によって供給される如き形式をとる。したがって、凝固核生成のエネルギー条件としての過冷度 ΔT は極めて小さな状態でも容易に凝固が開始され、進行し得る



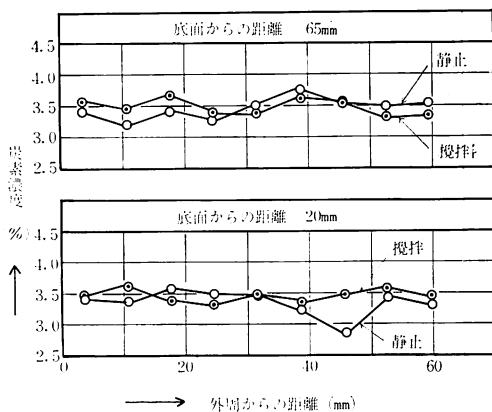
第10図 (a) 鑄塊中の縦方向炭素濃度分布

ことになろう。攪拌による ΔT の減少消失効果は、このような理由にもとづくものと考えられる。

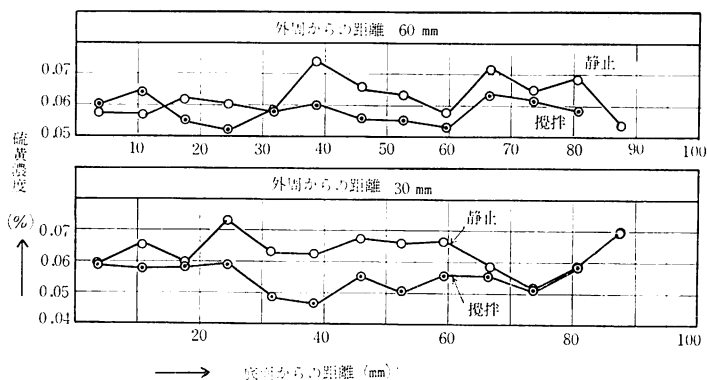
また、このように凝固の発生、進行が容易であれば、凝固完了に要する時間も当然短縮されることになろう。さらに、第9図にみられる冷却速度 R , R^* の挙動は、攪拌凝固の場合、注湯後比較的短時間内で、鑄壁から進行してきた少量の樹枝状品の破片がスクレーパーの運動によって分散されており、静止凝固よりも速やかに凝固が進行しつつあることを示すものであろう。

(b) 溶質成分の分布について

第10図および第11図に鑄塊内の炭素および硫黄の分布状態を示す。鑄塊はⅡ・3およびⅡ・3*, 分析方法お



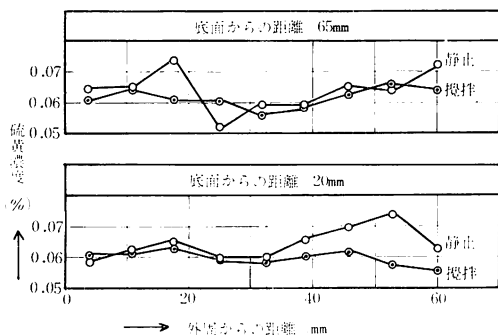
第10図 (b) 鑄塊の横方向炭素濃度分布



第11図 (a) 鑄塊中の縦方向硫黄濃度分布

よび採取位置は前述の如くである。分析結果より、炭素、硫黄の両者とも4系列中3系列について攪拌と静止ではその分布状態に差が認められ、有意水準5%で攪拌試料の方が分布は均一であった。これは、第1回実験における硬度の均一性から予測されたように、攪拌による成分の均質化作用が有効に働いたことを示すものである。

前述の如く、攪拌による凝固遷移層内の樹枝状品の破壊、結晶核の分散は溶質原子の部分的濃化を妨げ、



第11図 (b) 鑄塊中の横方向硫黄濃度分布

溶湯の過冷を減少、消失させる。したがって溶湯は一斉凝固を生じ、成分は均質化されるものと考えられる。

(c) 黒鉛組織について

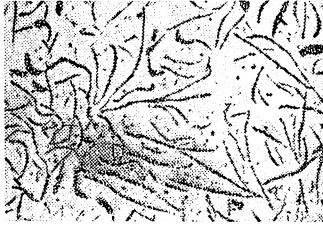
第12図に第2回実験における鑄塊の黒鉛組織を示す。写真4, 5, 6は攪拌, 写真7, 8, 9は静止である。一般的に第1回実験と比較して黒鉛形状が大きく、とくに攪拌試料にその傾向が著しい。また鑄塊内の位置によって、その大きさに多少の変動がみられる。

過共晶鑄鉄では、安定系状態図にしたがって凝固が進行し、先ずキッシュ黒鉛が初品として晶出する。攪拌凝固においては $\Delta T=0$ なる条件のもとで黒鉛は生長するのであるが、未凝固溶湯中の炭素濃度は攪拌によって継続的に均一化されているので、黒鉛の生長に必要な炭素の補給は静止の場合よりも容易に行なわれることになり、その結果として黒鉛が大きく生長するものと考えられる。樹枝状品に対する破壊分断作用が、黒鉛に対しては有効に働かぬことの理由は判然としなが、比重が小さいことによって、溶湯の流動

に従って浮遊しつつ移動生長するのみで破壊されないのではないかと推測される。
いずれにしても、鉛鉄の性質を左右する重要因子たる

黒鉛組織の微細化に対して有効に働く攪拌作用にはどのような条件が必要であるのか、これは残された今後の課題であろう。

写真 4



No. II-1* ×50
 $T_c=1330^{\circ}\text{C}$ 攪拌

写真 5



No. II-2* ×50
 $T_c=1275^{\circ}\text{C}$ 攪拌

写真 6



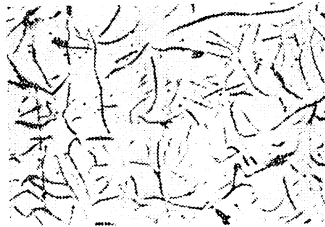
No. II-3* ×50
 $T_c=1199^{\circ}\text{C}$ 攪拌

写真 7



No. II-1 ×50
 $T_c=1330^{\circ}\text{C}$ 静止

写真 8



No. II-2 ×50
 $T_c=1275^{\circ}\text{C}$ 静止

写真 9



No. II-3 ×50
 $T_c=1199^{\circ}\text{C}$ 静止

第12図 第2回実験の黒鉛組織

V 総 括

1. 攪拌凝固による黒鉛形状の変化は、亜共晶鉛鉄では殆んど認められず、過共晶鉛鉄ではやや粗大化する傾向がみられた。
2. 攪拌凝固によって鉛鉄および Al, Al-Cu 合金の過冷が阻止され、凝固時間もやや短縮された。
3. 鋳込み後、凝固定点までの冷却速度は攪拌凝固によって小さくなった。
4. 攪拌凝固した鋳塊中の硬度分布は静止凝固にくらべて均一であったが、硬度自体には差は認められなかった。
5. 攪拌凝固によって鋳塊中の炭素、硫黄の分布は均一化された。

謝 辞

この実験の多くは、著者等が北大工学部在職中に行なわれたものである。終始御指導いただいた、北大工

学部高橋教授、北海道工大萩原教授（当時北大工学部教授）に深く感謝すると共に、実験に協力された、K.K 日立製作所森川稔氏（当時北大工学部学生）および北海道工業試験場の各位に謝意を表する次第である。

文 献

- 1) 高橋, 萩原: 日本金属学会誌, 29 (1965), 631
- 2) 萩原, 高橋: 鉄と鋼, 51 (1965), 4, p. 965
- 3) 高橋, 萩原: 日本金属学会誌, 29 (1965), 1152
- 4) 鹿野, 中川, 福本, 萩原, 高橋: 鉄と鋼, 52 (1966), 2, p. 113
- 5) W. C. Johnston, G. R. Kotler, S. Ōhara, H. V. Ashcom and W. A. Tiller: Trans. AIME, 233 (1965), 1856
- 6) 神尾, 雄谷: 鋳物, 41 (1969), 6, 450
- 7) 佐藤: 鋳物, 41 (1969), 7, 19
- 8) E. Piwawarsky: Stahl u. Eisen, 45 (1925), p. 1455

(昭和45年1月14日受理)