

技術資料

UDC 621.365.3 : 669.187.26

エレクトロスラグ再融解法*

成 田 貴 一**

Progress in Electroslag Remelting Process

Kiichi NARITA

1. 緒 言

溶融スラグの存在下において金属を融解する方法は、1937年にすでに米国において工業化され、Hopkins法あるいはKellog法として知られていた。しかしながらこの方法は、戦後における真空技術のめざましい進歩とともに真空アーク融解法(VAR)が、脱ガス効果とあいまつて非金属介在物が少なく組織ならびに成分偏析の少ない均質な鑄塊が得られることが確認され、特殊鋼の製造法としてひじょうに大きな発達を遂げたため、あまり注目されなかつた。ところが1954年頃から、ソ連のPaton電気溶接研究所において、エレクトロスラグ溶接法(ESW)の原理に基づいて鋼をとかす研究が進められ、Dnepropetsstal電気冶金工場で工業化されて以来、エレクトロスラグ融解法(ESR)として急速な発展を遂げるに至つた。その特長とするところは、真空排気設備を使わずに消耗電極を溶融スラグ中でとかすので、設備がかんたんで操業も比較的容易であり、良好な表面肌をもつた均質な鑄塊が得られること、また鑄塊の均質化とあいまつて不純物元素や非金属介在物を効果的に低減することができるので、材力的性質の向上にも大きな期待がもてることである。さらにVARに比べると鑄塊の内部組織がより緻密で健全なため、特殊鋼や高級鋼ばかりでなく、大形鍛鋼品にも適用され、その規模もますます大形化しつつある。1971年には160t ESR炉が稼動しており¹⁾、またいつぼうでは極厚スラブ、中空鑄塊、溶造管などの製造を目的とした応用技術の開発が盛んに進められており、こんにちではESR技術として1つの新しい分野を築くに至つている。ESRも他の多くの製錬プロセスと同様に技術が先行してきたが、最近ではプロセス解析をはじめとした基礎研究も活発におこなわれ、本法に関する国際会議やシンポジウムを通して技術の進歩に大きく寄与しつつある。わが国においても1974年に日本金属学会・日本鉄鋼協会・日本学術振興会共同運営のもとに鉄鋼基礎共同研究会に特殊精錬部会が設立され、

ESRを対象とした共同研究が実施され、多大の成果を上げつつある。その活動状況については別稿に詳述されているので、本稿においてはESR法に関する最近の研究ならびに技術の進歩についてその概要を述べる。

2. 設 備

ESR法は目的とする金属を消耗電極とし、水冷鑄型内で溶融スラグ層に大電流を流し、その抵抗熱によつて電極を融解し、逐次凝固させて鑄塊をつくる1種の再融解法である。VAR法とことなり、ESR法では原理上、金属を溶融スラグ層中でとかして凝固させるので大気による汚染がほとんどなく、したがつて真空排気設備を必要とせず、設備的には電源、電極昇降装置、水冷鑄型および制御装置からなり、きわめてかんたんである。それだけに実際の設備にはいろいろの形式のものがある。電源および電源配置の1例を示すと図1のとおりである。電源としては交流(単相、3相)および直流いずれでもよく、米国におけるようにVAR設備をESRに転用したところでは直流が多いが、一般には交流がひろく用いられている。大形設備の場合にはほとんどが交流であるが、力率をあげるために数Hzの低周波が使用されることもある²⁾。

消耗電極は鑄型径が1500mm程度以下の場合には単極で操業することができるが、さらに大きな鑄型に対しては複数電極が使用され、その電極配置にも図2に示したように種々の形式がある。スラブ鑄塊の場合にはその形状から双極式が採られている。鑄塊が大きい場合や連続的な操業をおこなう場合には長尺の電極が必要であるが、このような場合には設備および電力損失の面から、融解過程に適宜に電極の補給や交換をおこなうのが得策である。この場合、融解が中断するとその影響が鑄塊の品質にかなり鋭敏にあらわれるので、小径電極ではとくに必要はないが、200~250mmφ以上の電極を使用する場合には、あらかじめその先端を十分に加熱しておいて交換する方法を採る必要がある³⁾。

* 昭和52年2月24日受付 (Received Feb. 24, 1977) (依頼技術資料)

** (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohamacho Fukiai-ku Kobe 651)

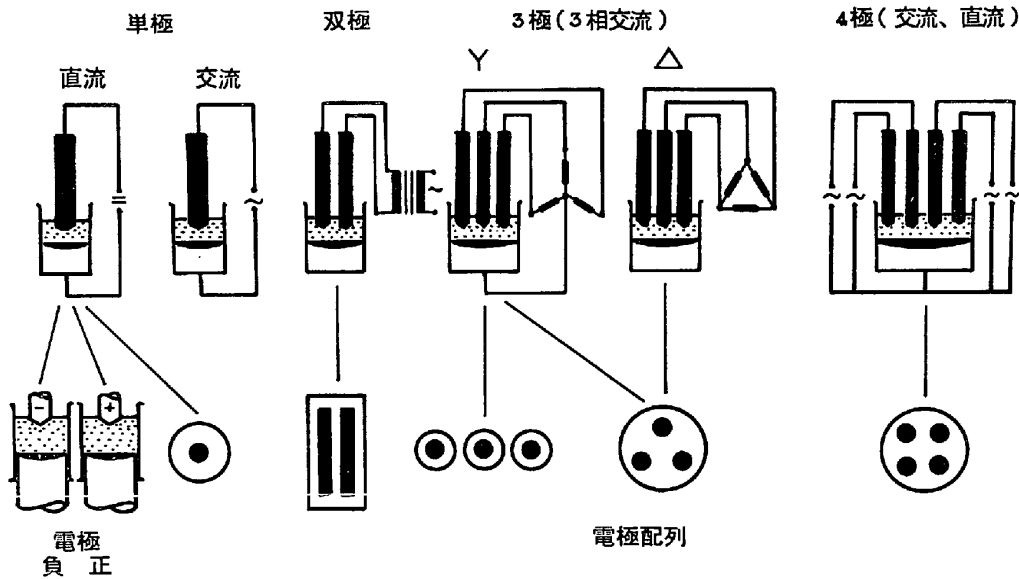


図 1 電源および電源配置の 1 例²⁾

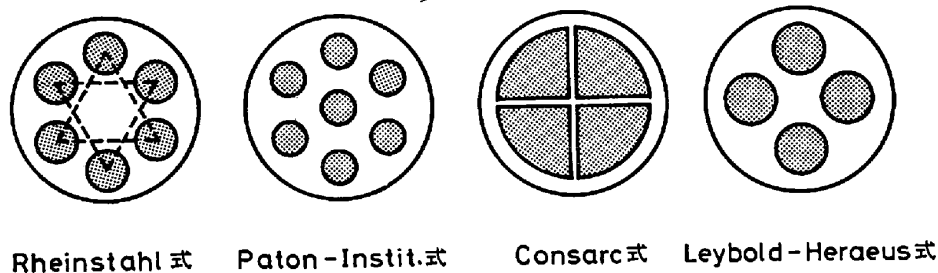


図 2 大形 ESR 炉における電極配置³⁾

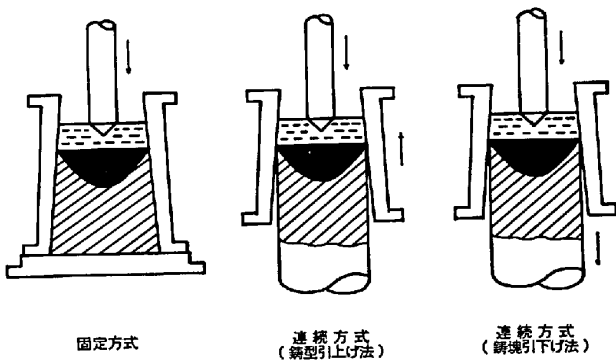


図 3 融解方式

融解方式には 図 3 に示したように鑄型固定方式と連続方式（鑄型引上げ法および鑄塊引下げ法）とがあり、水冷鑄型の形状も丸型や角型、矩形型のほかに大形電極から小形鑄塊をつくる場合の鑄型、中空円筒鑄塊をつくる場合の鑄型など特殊なものがある。一般に大形鑄塊や特殊形状の鑄塊をつくる場合、融解は連続方式を採るが、生産性を上げるためには、電極交換方式の採用とともに鑄塊引下げ法による連続方式を採用するほうが有利である。

融解の制御方式には電圧制御方式と電流制御方式があ

る。電圧制御方式では可飽和リアクトルなどを用いて定電流融解をおこない、所定の電圧（設定電圧）となるように電極の降下速度を制御するが、電力を連続的に変化できるため操業の安定性がよく、比較的小形の炉にひろく採用されている。電流制御方式は融解過程を通じ、所定の電流（設定電流）となるように電極の降下速度を制御する方法であり、大形炉に多い。この方式では変圧器容量は小さくてすむが、電圧タップ変更時の入力急激な変化を少なくするため多くのタップを必要とする。いずれにしても所定の融解速度をうるために設定電圧または電流になるように電極の降下速度を制御しながら融解する方法であり、一長一短がある

3. 操 業

ESR 法によつて品質のすぐれた鑄塊をうるためには、対象とする金属に応じた適切なスラグの選択ならびに融解条件の設定が必要である。

3.1 スラグの選択

ESR 法におけるスラグの役割りは、(1) 電気的な抵抗発熱体であり、融解・精錬の熱の供給源としてはたつき、(2) 溶融金属をおおい、外気ならびに鑄型からこれを保護するとともに、(3) 溶融金属を精製あるいは浄化

表 1 ESR 用スラグの成分組成および特性⁶⁾

スラグ	成 分 組 成 (%)								物理的性質				操 業 特 性			
	CaF	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	BaO	TiO ₂	ZrO ₂	NaF	電 気 伝 導 度	融 点	凝 固 温 度 域	粘 度	操 業 安 定 性	融 解 速 度	電 力 消 費 量	鑄 塊 性 状
ANF-1P	100	—	—	—	—	—	—	—	高	中	小	低	大	小	大	可
ANF-5	80	—	—	—	—	—	—	20	高	中	小	低	大	小	大	可
ANF-6	70	30	—	—	—	—	—	—	中	中	中	低	大	中	中	優
ANF-7	80	—	20	—	—	—	—	—	や	中	中	低	大	中	中	優
ANF-8	60	20	20	—	—	—	—	—	や	中	中	低	大	中	中	優
ANF-9	80	—	—	20	—	—	—	—	や	中	中	低	大	中	中	優
ANF-19	80	—	—	—	—	—	20	—	や	中	中	低	大	中	中	良
ANF-20	80	—	—	—	20	—	—	—	や	中	中	低	大	中	中	良
ANF-21	50	25	—	—	—	25	—	—	や	中	中	低	大	中	中	良
AN-29	—	55	45	—	—	—	—	—	中	中	大	中	大	中	中	良
AN-291	18	40	25	17	—	—	—	—	や	低	や	や	や	小	小	不
AN-292	—	60	35	5	—	—	—	—	低	高	大	高	大	大	小	不

注：不純物成分の許容量 SiO₂ : 2.0%, FeO : 0.5%, S : 0.05%, P : 0.02%

するはたらきをするので、スラグの選択はひじょうに重要な問題である⁵⁾。それにはまずスラグの物理的および化学的性質を十分に把握しておく必要がある。ESRにおける熱源はすべて熔融スラグのジュール熱によるものであり、したがってスラグの電気伝導度は融解電流や電圧を決める上でも、また融解速度や電力所要量にも直接結びつくので重要な因子である。ESR 操業の安定性からすれば、スラグの電気伝導度は、まずその温度依存性が小さいこと、また融解中におけるアークの発生を防止するためにも沸点の比較的高いことが要求され、通常 1 ~ 7Ω⁻¹cm⁻¹ 程度のスラグ、とくにフッ化物系スラグが適当とされている。融解速度を上げたい場合には電気伝導度のさらに小さいスラグあるいは酸化物系スラグが使用されている。ESR では金属の融解・凝固がスラグにおおわれた状態で進行するため雰囲気の影響は受けにくい、鑄塊肌や凝固組織はスラグの種類にもかなり左右される。鑄塊-鑄型の間隙に介入・凝固してできるスラグ殻の性状は、融解条件とともにスラグの融点、粘度、界面張力などに依存し、とくに鑄型引上げ法や鑄塊引下げ法による連続融解の場合には凝固温度域がひろく、比較的に融点の低いスラグが使用される。またスラグ殻の剝離性も重要な要素であり、これは金属とスラグとの付着力(界面張力)や膨張係数にも関連しており、概してフッ化物系スラグの剝離性は良好である。一般に使用されているスラグの成分組成および特性を示すと表 1 のとおりである。

スラグによる熔融金属の精錬効果については後述するが、脱硫をはかるためには CaO 成分を含んだ塩基性スラグ、また合金元素の歩留りの安定化や脱酸または酸化防止の観点からすれば、FeO, MnO, SiO₂ などのように比較的に化学的に不安定な酸化物成分をできるだけ含まないスラグが好ましい。さらに電極中の非金属介在物や夾雑物は熔融スラグによつて吸収・除去されるが、フ

ッ化物系スラグは粘度が小さく、しかも種々の酸化物を溶解しやすいので溶鋼の精錬、浄化に適している。しかしながら現在ひろく使用されているフッ化物系スラグでは融解過程におけるフッ素化合物の蒸発が顕著であり、その対策が検討されている。これは主として CaF₂ の蒸発と大気中の水分による HF の生成反応にもとづくものであり⁷⁾、一般にこの種のスラグでは SiO₂ 成分が比較的に少ないので、SiF₄ の蒸発はそれほど問題にならない。いずれにしてもスラグおよび雰囲気中の水分管理は環境管理面からも重要であり、こんごは酸化物系スラグの使用などによる無公害化をはかる必要がある。

3.2 融解速度

融解速度は熔融金属浴の形状、大きさなどに密接に関連し、融解電力が大きいほど熔融金属浴は深くなり、また同一融解速度でも融解初期とそれ以降では水冷鑄型による冷却効果もことなってくるので、すぐれた品質の鑄塊をつくるためには、融解速度の適正化をはかるとともに、これを制御する方法を講ずる必要がある。融解速度は電流、電圧、電極材料、スラグ組成、スラグ量、電極径、鑄型径など多くの因子に支配される。図 4 は電極径 100 mm、鑄型径 240 mm、50 Hz の小型炉における融解速度および電力原単位と電氣的条件の關係の 1 例を示したものであり、この場合熔融金属浴の形状から斜線部に示す範囲の融解条件が最適である⁸⁾。融解電力が同一の場合、融解速度はスラグ量が少ないほど、また電極/鑄型断面比が大きいほど増大する。また設備や融解方式、とかそうとする金属の種類にもよるが、一般に融解速度は図 5 に示したように鑄型径が大きくなるほど大きくなり、電力原単位も増大する傾向がある⁹⁾。いつばうスラグの種類によつて当然電気伝導度の値もことなるので、同一融解条件でも融解速度はかなりことなり、一般に酸化物系スラグの場合はフッ化物系スラグの場合に比べて電力原単位が約 3 割程度低く、したがって金属

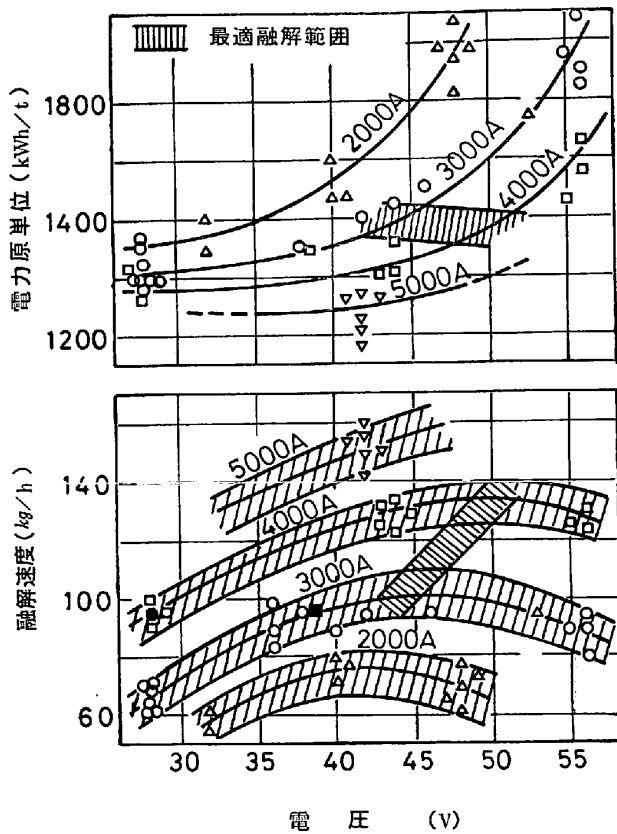


図4 融解速度および電力原単位におよぼす電氣的条件の影響⁸⁾

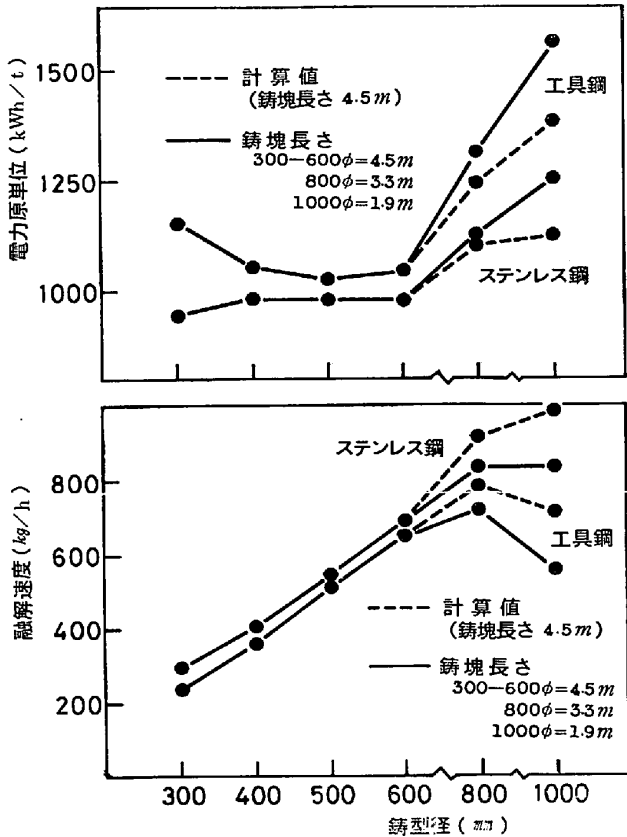


図5 融解速度および電力原単位におよぼす鑄型径の影響⁹⁾

の種類によつては氧化物系スラグの使用を積極的にはかることも必要である。

融解の自動制御をはかるためには融解速度を精度よく測定する必要がある。融解速度は電極の降下速度あるいはスラグ面の上昇速度から求めることができるが、電極形状やスラグ量が融解とともに変化するのでかなりしも正確ではない。そこで1つの方法として、電極の重量変化をロードセルで直接秤量する方法が採られている¹⁰⁾¹¹⁾。いつばう融解速度は電極間隔すなわち溶融スラグ層における電圧降下が一定となるように操業すればほぼ一定となる。しかしながら実際問題としてこの電位差を直接測定することはひじょうに困難であり、したがつて通常、電極と鑄型定盤との間の電圧を測定する。この場合測定電圧と設定電圧との偏差を用いて融解速度を制御することはできるが、融解の進行にともなつて電極および鑄塊の長さおよび径、スラグ量などが変化するので、あらかじめ融解条件に応じた設定電圧を求めておく必要がある。この種の方式による自動制御は現在かなり実用化されている¹²⁾¹³⁾。いずれの方法においても、操業時、とくに融解初期の定常状態に達するまでの間とか、融解末期のホットトップング時などに、融解速度の安定化や変更を容易にしかも効率的におこなうことができるので、鑄塊品質の向上や融解時間の短縮化、省力化など

を比較的に容易にはかることができる。

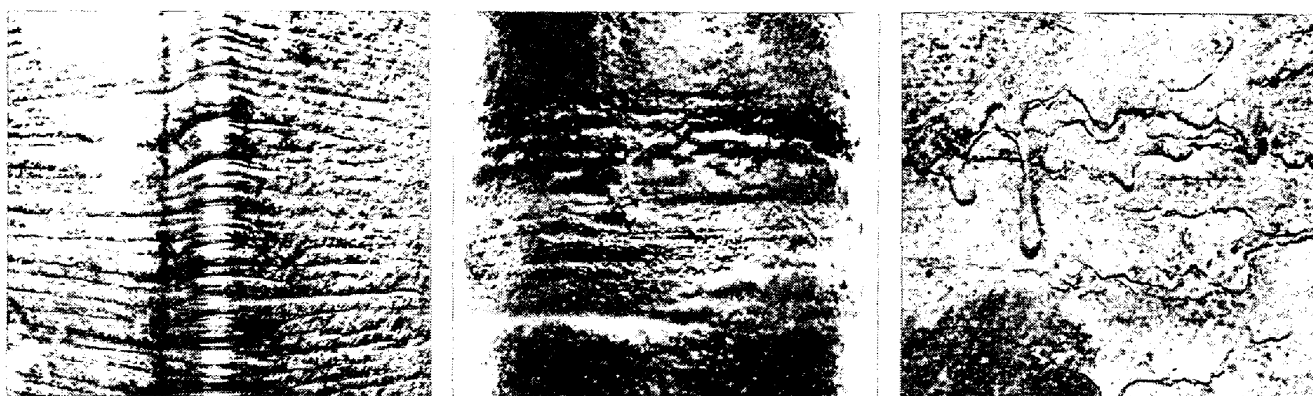
4. 鑄塊の性状

ESR法の特長の1つは表面肌がすぐれ、内部組織が緻密で、偏析や欠陥のきわめて少ない鑄塊が得られることである。これは溶融金属の凝固過程において、金属が薄いスラグ層でおおわれた状態で、しかも底部からの冷却により積層状に凝固することによるものである。積層凝固は水冷鑄型を使用するVARやEBR*プロセスにおいてもみられるが、ESRの場合には鑄塊と鑄型との間にスラグ殻が形成されるため、それらの方法に比べて水平方向への熱移動が少なく、一方方向凝固に近くなり、溶融金属浴の深さは鑄型径またはその1/2以下になる。この溶融金属浴の形状は介在物の浮上分離、凝固組織、偏析現象などにかかなり大きな影響をおよぼすが、使用するスラグの種類や融解条件の調整によりかなり自由に制御することができる。いつばう消耗電極の融解が溶融スラグ層中でおこなわれるため、金属の融解過程を通じ種々のスラグ-金属反応や介在物の吸収溶解反応が進行し、溶融金属浴中における介在物の浮上分離効果とあいまつて大きな精錬効果が認められる。

4.1 鑄塊肌

ESR鑄塊の表面は衣造塊法と同様にスラグ層でおお

* EBR：電子線衝撃再融解法



ひだ状 (波状) 欠陥

くびれ欠陥

2重肌欠陥 ×7/8

写真 1 代表的な鋳塊の表面欠陥の I 例^{14)~16)}

われているためにひじょうに滑らかであるが、それだけにスラグの選定、融解条件が適正でない種々の表面欠陥が生ずる。代表的な表面欠陥の I 例を示すと写真 1 のとおりであり、ひだ状肌 (波状肌)、くびれ、2重肌 (湯もれ) などがある。ひだ状肌およびくびれ欠陥は融解電力の不足あるいは変動が大きい場合にみられ¹⁴⁾¹⁵⁾、2重肌欠陥は鋳型引上げ法または鋳塊引下げ法の場合にしばしば認められ、生成したスラグ殻の再融解や破壊などによるといわれている^{15)~17)}。さらに融解電流が大きい場合には、フッ化物系スラグ殻の電気伝導度の高いことにも起因し、スラグ殻と鋳型との間隙にしばしばアークが発生することもあり⁶⁾¹⁵⁾、鋳塊表面の再融解や鋳型の溶損という事故につながることもある。このように鋳塊の表面欠陥は融解条件とともにスラグの種類やスラグ殻の性質にもよるわけであるが、これらの点について PATON¹⁷⁾はつぎのように説明している。鋳型内の熔融金属と凝固スラグ殻との間には熔融スラグ層が存在し、その厚さ δ_l は (1) 式であらわされ、またスラグ殻の厚さ δ_s は鋳型壁における熱収支から (2) 式¹⁸⁾であらわされる。

$$\delta_l = \frac{1000 \cdot W}{h_M (\rho_M - \rho_S) \cdot g} \dots\dots\dots (1)$$

$$\delta_s = \frac{\lambda \cdot (t_m - t_2)}{\alpha_1 \cdot (t_1 - t_m)} - \frac{\lambda}{\alpha_2} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 W : スラグ-メタル間の付着仕事 (N/m),
 h_M : 熔融金属浴円柱部の高さ (m), ρ_M, ρ_S : メタルおよびスラグの密度 (kg/m^3), λ : スラグ殻の熱伝導度 ($\text{kcal/m} \cdot \text{h} \cdot \text{deg}$), α_1, α_2 : 熔融スラグからスラグ殻およびスラグ殻から鋳型壁への熱伝達係数 ($\text{kcal/m}^2 \cdot \text{h} \cdot \text{deg}$)
 t_m : スラグの融点 ($^{\circ}\text{C}$), t_1, t_2 : スラグ層内面 (鋳塊表面) およびスラグ殻外面 (鋳型壁) の温度 ($^{\circ}\text{C}$)
 種々の特性をもつたスラグについて、熔融金属浴のメニスカス近傍の状況を示すと 図 6 のとおりであり、比較的融点の高いスラグではスラグ殻 δ_s が厚く、しかも熔融金属浴の円柱部は大きい、比較的融点の低いスラグではスラグ殻 δ_s は薄くなる。いつぼう熔融スラグ層の厚さ δ_l は凝固温度域の広いいわゆる“長いスラ

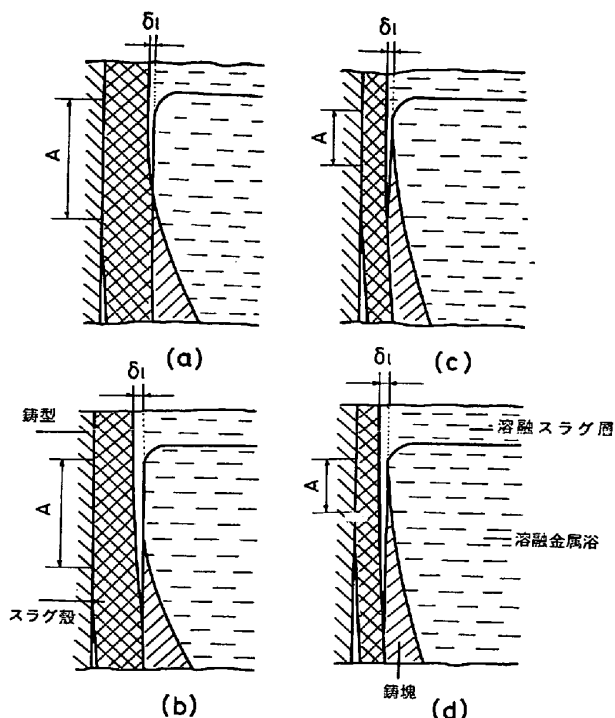


図 6 熔融金属浴のメニスカス近傍の状況¹⁷⁾
 高融点の短いスラグ (a) および長いスラグ (b) ならびに低融点の短いスラグ (c) および長いスラグ (a)

グ”ほど厚くなる。このモデルから熔融金属浴の円柱部が小さいほどまた熔融スラグ層の厚いほど、スラグ殻に亀裂が生じて溶融スラグがその部分を充填しやすいため、2重肌は起こりにくくなる。連続方式すなわち鋳型引上げ法や鋳塊引下げ法の場合には、さらに鋳型とスラグ殻との間の摩擦抵抗によりスラグ殻に引張り応力が作用し、スラグ殻の亀裂が生じやすく、したがってフッ化物系スラグのような可塑性の小さいスラグを使用した場

* 一般に、熔融スラグの凝固過程において、急激な粘度上昇を示す温度範囲が広いスラグを“長いスラグ”、温度範囲の狭いスラグを“短いスラグ”と呼んでいる¹⁹⁾。

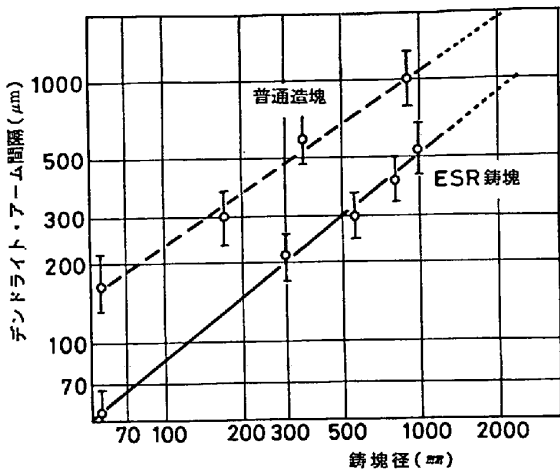


図 7 鋳塊中心部におけるデンドライト・アーム間隔²⁰⁾

合には2重肌欠陥が生じやすい。このように鋳塊の表面欠陥防止の立場からみてもスラグの選択はひじょうに重要であり、鋳型引上げ法や鋳塊引下げ法の場合には融点の低い“長いスラグ”を使用することが望ましい。

4.2 凝固組織

ESR 法における凝固過程においては、鋳塊表面のチル晶につづいて、熔融金属浴の凝固界面にほぼ垂直に柱状晶が発達し、その領域も普通造塊材に比べてひじょうにひろくなる。これに引きかえ、一般に等軸晶域はせまいが、熔融金属浴が大きく、また深くなると、この領域はひろくなる傾向がある。これは ESR 法においては普通造塊法にくらべて冷却速度が大きいためであり、たとえば、鋳塊中心部におけるデンドライト・アーム間隔は図 7 に示したように、鋳塊径が同じ場合 ESR 鋳塊では普通造塊のその 1/2 以下であり、鋳塊径が 2000 mm 程度でも、その影響が認められる²⁰⁾²¹⁾ことは注目に値する。

いつぼう巨視的には、普通造塊材において問題となる中心部の引け巣やピンホールはまったくみられず、きわめて健全であり、成分偏析もほとんど認められないが、使用するスラグの種類によつては Si, Al, Ti などの化学的に活性な元素が鋳塊縦方向で偏析することがある。また鋳塊径が大きくなると融解条件によつては普通造塊材と同様にリング状の偏析(ゴースト、フレッケル)が現われることがある²²⁾²³⁾。微視的な組織におよぼす ESR の影響もかなり大きく、冷却速度が大きいため工具鋼、軸受鋼、ロール鋼などの高炭素鋼においては、炭化物が微細化し、また微視的な偏析もきわめて小さくなる²⁴⁾。したがって材質の向上、加工度の低減熱、処理時間の短縮、鋳塊の大形化などをはかることができ、その効果も大きい。

4.3 精錬効果

4.3.1 脱硫

ESR 過程における脱硫²⁵⁾はおもに (3) および (4) 式

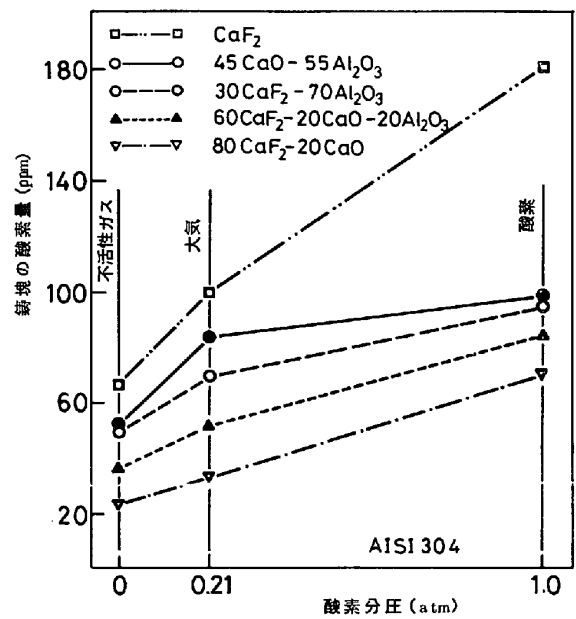
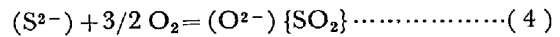
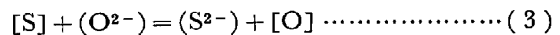


図 8 鋳塊の酸素量におよぼす雰囲気酸素分圧およびスラグ組成の影響⁸⁾



であらわされるスラグ-金属反応とガス-スラグ反応にもとづくものである。したがってスラグの成分組成や雰囲気の影響が大きく、CaO を含む高塩基度のスラグを用いればきわめて効果的に脱硫できることがわかる。さらにスラグの脱硫能を向上させるためには(4)式によるスラグの気化脱硫が重要であり、とくにスラグの再使用をはかる場合には、熔融スラグ中に空気や酸素を吹込んで積極的に(S²⁻)を低減することができる。

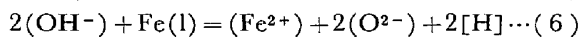
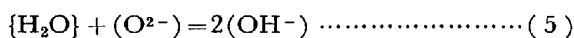
4.3.2 脱酸および合金元素の挙動

ESR 法は一般に大気下で融解をおこなうため、電極やスラグの酸化がおこり、熔融スラグ中の FeO 濃度が高くなり、熔融金属中の酸素濃度を増加させる場合がある。その 1 例を示すと図 8 のとおりであり⁸⁾、いずれのスラグにおいても融解雰囲気中の p_{O2} が大きくなるとともに溶鋼中の酸素濃度は増加する。とくにフッ化物系スラグでは(FeO)の活量が大きい²⁶⁾²⁷⁾ことに注意する必要がある。いつぼう合金元素の挙動は酸素の挙動と密接な関係があり、Ni, Mo や Cr のように酸素との親和力の比較的にかさい元素はとくに問題とならないが、Al や Ti のような酸素との親和力の大きな元素は、化学的に不安定なスラグを使用した場合、スラグ中の FeO, MnO, SiO₂ 成分などを還元し、Al や Ti の歩留りは低下する。このような場合には CaF₂-CaO のような安定スラグや、Al₂O₃ や TiO₂ 成分を含むスラグを使用することにより安定した歩留りを得ることができる。いずれの場合にもスラグ-金属間でほぼ平衡関係が成立しているといわれている^{8)28)~30)}。したがって積極的に脱酸をはかるに

はスラグの酸素ポテンシャルを低くすることが肝要であり、それには (1) 化学的に安定なスラグを使用すること, (2) 金属の種類にもよるが十分脱酸した電極材を使用すること, (3) 不活性雰囲気中で融解すること, また (4) 融解中に Al などに加え, 熔融スラグの脱酸をはかることも効果的である。なお最近, Ca-CaF₂ スラグを用いることにより, 脱酸, 脱硫のほか積極的に脱窒, 脱りんなどはかる方法が開発され³¹⁾, オーステナイト系ステンレス鋼をはじめとした高純度鋼の製造を可能にしている。

4.3.3 水素

ESR 過程における水素の移行は (5) および (6) 式の反応であらわすことができ, 鋳塊の大形化とともに融解



中における水素のピックアップ現象が問題となる。鋳塊中の水素は雰囲気中の p_{H_2O} およびスラグの成分組成にかなりいちじるしく影響される^{22)32)~34)}。一般にスラグの塩基度が高いほど水素はスラグへ移行しやすく, 熔融金属中の水素濃度は増加するが, しばしばスラグ中の FeO 濃度が高くなるほど熔融金属中への水素の移動は抑制される。POCKLINGTON³²⁾は CaF₂-CaO (70/30) スラグを用いた交流 ESR 炉 (110 mm φ) による実験において, スラグ中に FeO が 0.35% あれば, 鋳塊中の酸素をそれほど増加させずに水素を低減することと述べている。また CaF₂-CaO スラグよりも CaF₂-Al₂O₃ スラグのほうが水素に対しては有利である⁶⁾³²⁾³³⁾。実際には融解初期に水素が増えることが多く³⁵⁾, とくに CaO 成分を含むスラグではこの傾向がいちじるしい。この場合, スラグをあらかじめ融解しておくホットスタート法を採れば, 水素の増加はそれほど問題とならないので, 使用前のスラグ中の水分すなわち持込み水分の影響が大きいことがわかる。したがって水素の増加が問題となる金属に対しては, スラグの乾燥, 脱水処理, 適切なスラグの選択はもちろん, ホットスタート法を採用するか, 場合によっては不活性雰囲気あるいは乾燥空気を用い, 脱湿雰囲気下で融解することが必要である。

4.3.4 非金属介在物

ESR 法における 1 つの特長は熔融スラグによる介在物の吸収・浄化作用であり, したがって介在物の低減を目的として ESR 法を適用する場合も少なくない。一般に硫化物系介在物はスラグ-メタル間の脱硫反応によつていちじるしく減少する。酸化物系スラグも電極先端および熔融金属滴の落下過程において熔融スラグ中に吸収・溶解して減少するが, 1 部は電極先端で熔融金属中に再融解し, スラグ-メタル界面の反応により熔融スラグ中へ移行する³⁶⁾。さらに熔融金属浴の冷却・凝固にとともに新たに介在物が析出するが, 比較的凝固速度が遅いため, その 1 部は熔融金属浴中を浮上し, 熔融スラグ

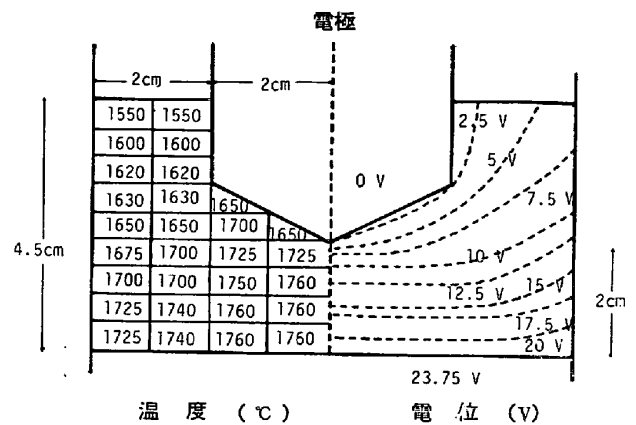


図 9 熔融スラグ層中の温度分布および電位分布³⁷⁾

層に移りし分離除去される。したがって一般には鋳塊中に残る非金属介在物はきわめて小さく, よく分散しており, その量も少ない。

5. プロセス解析

ESR においては, 熔融スラグのジュール熱により電極先端がとけ, 融滴となつてスラグ層中を落下して熔融金属浴を形成し, 逐次凝固するに至る。この場合, 熱の発生機構, 融滴の生成, 熔融金属浴の形状, 凝固機構などの諸現象を解明することは鋳塊の品質を制御する上できわめて重要なことであり, 温度や電位の測定, さらにプロセスの数式モデル化などの検討がおこなわれるようになってきた。

5.1 熱の発生

熔融スラグ層における熱の発生機構を明らかにするため, 熔融スラグ層内における温度^{37)~39)}や電位分布³⁷⁾の測定あるいは流れに関する研究⁴⁰⁾⁴¹⁾がおこなわれている。MITCHELL ら³⁷⁾によれば, 直流小形炉における熔融スラグ層内の温度分布および電気抵抗値から求めた電位分布は 図 9 のとおりであり, 電位の实测値とよく一致し, また全発熱量と投入電力とはかなりよく一致することを確かめている。さらに電位分布が電極直下で密であることから, ほとんどの熱はこの部分で発生している。また MELLBERG ら³⁸⁾は鋳型から水平に挿入した熱電対を用いて熔融スラグ中の温度を測定し, 電極直下に低温を示す領域が存在することを見出している。このことは, この部分で融滴の生成および落下がおこっていることを意味している。しばしば熔融スラグの動きはひじょうに複雑であるが, かなり激しく, したがってスラグ全体としての温度は比較的均一であり, 小形炉による鋼の融解では熔融スラグの温度は 1700~1800°C であるが, 規模の増大とともに低くなり, 大形炉ではふつう 1600°C 前後になる。

5.2 熱の移動

熔融スラグ層で発生した熱の 1 部は電極の融解に消費

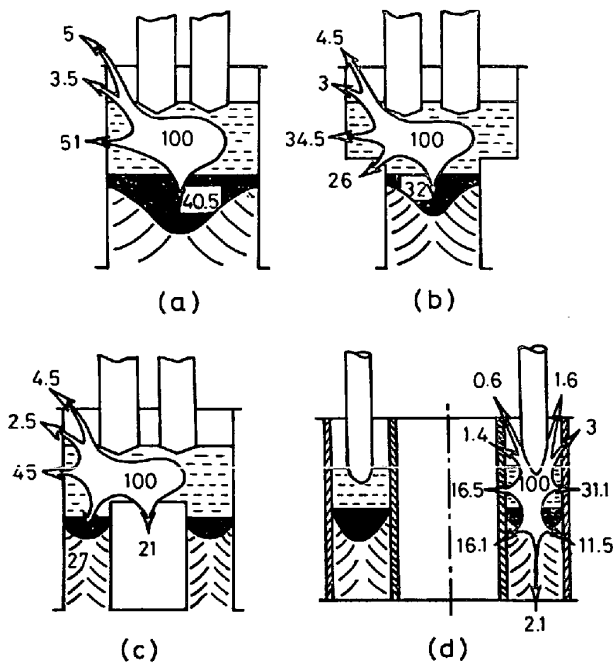


図10 種々の鑄型および融解方式における熱収支⁴²⁾
 (a) 双極-直鑄型式, (b) 双極-上広異形鑄型式, (c) 双極-双鑄塊式, (d) 中空鑄塊式

され、1部は熔融スラグ表面からの輻射および鑄塊や鑄型を通して伝熱によつて失われる。鑄型壁の温度分布を測定し鑄型への熱移動を解析した結果によると³⁷⁾、大部分は熔融スラグ層および熔融金属浴の円柱部でおこることを示している。熔融金属浴への熱移動は融滴のもち込む熱とスラグ-メタル界面での熱伝導であるが、その割合は融解条件によつてことなる³⁷⁾。熔融金属浴の内部においては、その動きはそれほど大きくはなく、温度勾配も比較的ゆるやかである³⁸⁾³⁹⁾。これらの測定結果から熱収支を知ることができるが、種々の鑄型、融解方式についてその1例を示すと 図10のとおりであり、スラグで発生した熱量は電極の融解および熔融金属浴に30~40%が消費され、鑄型に直接失われる熱量は40~60%である。

5.3 鑄塊内温度分布

最近、融解速度、電極/鑄型断面比、スラグ量など操業条件の適正化をはかり、品質のすぐれた鑄塊を得るために、鑄塊内の温度分布や熱流、凝固界面の位置や形を推定あるいは、実測しようとする試みが多く研究者たち^{43)~45)}によつておこなわれている。基本的には(7)式に示したような熱伝導方程式を用い、種々の

$$\rho \cdot C \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = k \cdot \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \dots\dots\dots (7)$$

ここで、 ρ : 密度, C : 比熱, k : 熱伝導率, T : 温度, t : 時間, x, y, z : 座標軸
 境界条件を設けてこれを解くことにより、鑄塊内の温度分布とくに凝固界面の位置や形を求めることができる。

この場合、スラグ-メタル界面の温度をどのように設定するかということがもつとも重要である⁴⁶⁾。そのほか熔融金属浴内の湯動き、鑄型-スラグ殻-鑄塊間における空隙の生成ならびにそれらにともなう熱伝導率や熱伝達係数のとりあつかい方など、検討すべき多くの問題点が残されている。このような熱移動や凝固計算は設備設計、鑄塊形状の設定、凝固組織の制御などに際し、貴重な知見をあたえるものである。

5.4 融滴の生成

消耗電極の先端における融滴の生成および落下現象はひじょうに複雑であり、スラグ-メタル間の界面張力、融滴にはたらく重力と浮力、熔融スラグの摩擦力および流れに対する抵抗力、温度ならびに電気力学的力(ピンチ効果)などによつてきまる。CAMPBELL⁴⁰⁾は種々の低融点金属および熔融塩を用いて金属の融解状況を観察し、電極径が小さい場合融解速度が遅いと電極先端で融滴が生成し、その大きさは電極径に関係するが、電極径が大きい場合には融滴の大きさは径に無関係となる。また融解速度がはやくなると連続流になり、熔融スラグ層中で融滴に分かれると述べている。なお融滴の落下過程においては、瞬間的に電極間隔が変わり、電流径路、スラグの見かけの抵抗値などもかわるので、融滴の落下現象を電流や電圧の微小な変動として観察することができる。しかしながら融滴の生成過程がひじょうに複雑なため、その大きさを厳密に求めることはむずかしい。

5.5 精錬反応

ESRにおける精錬反応は雰囲気-電極、雰囲気-熔融スラグ、電極先端熔融膜-熔融スラグ、融滴-熔融スラグ、熔融スラグ-熔融金属浴、熔融金属浴-鑄塊間などの各界面でおこる。このうち、脱硫、脱酸および合金元素の反応はスラグ-メタル界面で、水素およびSの移行はガス-スラグ界面の反応によるところが多く、これらについては種々の数式モデルを用いた定量的検討が進められている。HOYLE⁴⁷⁾はスラグ-メタル間には平衡が成立しているものと仮定し、鑄塊中における元素の濃度分布を(8)式であらわしている。このようなとりあつかいをSや合

$$\ln \left(1 - \frac{[X]}{[X]_0} \right) = - \left(\frac{W_M}{W_S} \right) \cdot \left(\frac{1}{K} \right) = \text{Const.} \cdot W_M \dots\dots\dots (8)$$

$[X]$, $[X]_0$: W_M/W_S およびの $W_M/W_S=0$ のときの元素Xの鑄塊内の濃度, W_M , W_S : メタルおよびスラグの重量, K : $[X] = (X)$ 反応の平衡定数
 金属元素に適用した結果によれば、計算値と実験結果とは比較的によく一致するといわれている^{41)~49)}。しかしながら物質移動に対する仮定、温度の設定などに問題があり、とくにこの種のとりあつかいに際しては熱移動を考慮する必要があり⁴⁶⁾、まだ一般化するに至っていない。ETIENNE⁵⁰⁾はスラグ-メタル間に局部平衡が成立しない場合のSTEINMETZ⁵¹⁾の物質移動モデルを用いて(9)式

表 2 76 mm φ ESR 炉に対する理論的な物質移動係数, 平均界面積/体積比, 接触時間

因 子	反 応 界 面		
	電極先端溶融膜-溶融スラグ	融滴-溶融スラグ	溶融金属浴-溶融スラグ
k_{Mn} (cm/sec)	0.012	0.112	0.016
$k_{Mn^{2+}}$ (cm/sec)	0.018	0.023	0.013
$k_{Fe^{2+}}$ (cm/sec)	0.018	0.023	0.013
界面積/体積比 (cm ⁻¹)	103	24	0.67
接触時間 (sec)	0.95	0.12	80

をえている.

$$\frac{[X]}{[X]_0} = 1 - \left(\frac{[X]_e}{[X]_0} \right) \cdot \phi \cdot \exp[-\phi Y] \dots\dots (9)$$

$\phi = \rho_s k_L A / (dW_M / dt)$, $Y = W_M / W_s$, $(X)_e$: スラグ中の酸化剤濃度に対して当量の (X) 濃度, ρ_s : スラグの密度, A : スラグ-メタル反応界面積, k_L : 総括物質移動係数

この式は交流 ESR で合金元素の酸化損失が不可逆に進行するような場合に適用でき, Ti の酸化損失に対しては実測値とよく一致する結果がえられているが, 直流の場合には分極を考慮しなければならない. FRASER, MITCHELL ら⁵²⁾は $[Mn] + (Fe^{2+}) = Fe(l) + (Mn^{2+})$ 反応の物質移動を個々の界面に分けて論じ, 鑄塊およびスラグにおける元素の濃度変化について検討を加えている. その結果によれば Mn の濃度変化は (10) 式であらわされる. 各反応界面について, その温度とスラグの成分組成

$$\frac{d[Mn]}{dt} = - \left(\frac{A}{V_M} \right) \cdot k_{Mn} \cdot \left\{ [Mn]_b - [-b \pm (b^2 + 4c)^{1/2}] / 2 \right\} \dots\dots\dots (10)$$

$$b = \frac{k_{Fe^{2+}}}{\Omega \cdot k_{Mn^{2+}}} + \frac{k_{Fe^{2+}}}{k_{Mn}} \cdot (Fe^{2+})_b - [Mn]_b,$$

$$c = \left(\frac{k_{Fe^{2+}}}{\Omega} \right) \cdot \left\{ \frac{[Mn]_b}{k_{Mn^{2+}}} + \frac{(Mn^{2+})_b}{k_{Mn}} \right\}$$

V_M : メタル相の体積, $(X)_b$, $[X]_b$: 成分 X のスラグおよびメタル中のバルク濃度, k_i : 成分 i の物質移動係数, Ω : モル平衡定数

から平衡定数を推定し, またに表 2 示した物質移動係数を用いて計算した結果は, CaF₂-CaO スラグを用いてアームコ鉄を融解した場合の実測値とひじようによく一致することを示した. いづれ物質移動がどの界面でおこりやすいかということはひじように興味ある問題である. 融滴が溶融スラグ層中を落下する場合は, 反応時間が短いため物質移動はわりあい小さく, むしろ接触界面積および接触時間の大きい電極先端および溶融金属浴が重要であると考えられている^{52)~54)}. 雰囲気との反応については, 梶井ら³⁴⁾が融解過程中的水素の挙動を, ガス-スラグ界面における (OH⁻) の移動が律速段階であるとして (11) 式のようにあらわし, 実際に適用できることを示している.

$$[H] = [H]_{\infty} + ([H]_s - [H]_{\infty}) \exp(-\theta t) \dots (11)$$

$$[H]_{\infty} = (k \cdot \eta \cdot A \cdot p_{H_2O}^{1/2} + \gamma \cdot [H]_0) / (k\eta + \gamma),$$

$$\theta = (k\eta + \gamma) / \eta W_s$$

A : スラグの組成によって決まる定数, $\eta = (H) / [H]$, γ : 融解速度/スラグ表面積, k : 速度定数, $[H]_0$: 電極中の水素濃度, $[H]_s$, $[H]_{\infty}$: 融解初期および定常状態に達してからの鑄塊の水素濃度, W_s : スラグ重量

6. 材 質 特 性

前記のように ESR における大きな特長は清浄かつ均質性のすぐれた鑄塊が得られることであり, したがって材料の機械的性質の面においてもすぐれた効果が認められる. 代表的な鋼種についてその効果を示すと表 3 のとおりである. 脱酸, 脱硫による非金属介在物の減少と積層凝固にもとづく偏析の低減により, 機械的性質における異方性はひじように小さくなり, とくに耐衝撃特性における向上はきわめて顕著である. 図 11 は構造用鋼についてその 1 例を示したものである. また工具鋼や高合金鋼などの加工性もひじように改善され, これらの複雑な鍛造加工も容易になる. さらに大形鑄塊においても組織が緻密化し, 偏析も小さいので, 図 12 に示したように加工比を大きくとらなくても機械的性質の改善をはかることができ, 太物の工具鋼や高速度鋼の製造が可能となり, また据込み鍛造をおこなわなくても大形鍛鋼品の品質を保証することができる.

ESR の適用により介在物の低減に加えて炭化物組織の微細化や均一化, 微視的な偏析の低減などが期待されるので, ロール鋼, 軸受鋼, 工具鋼, 高速度鋼などにおける耐用寿命の向上, 疲労やクリープ特性の改善にも顕著な効果が認められる.

7. 応 用

ESR 技術の進歩とともに, ESR によつて得られる鑄塊の清浄性や均一性, 健全性, とくに鑄造状態におけるすぐれた材質特性を積極的に活用した種々の応用プロセスが開発されつつある. 本項では ESR 法の原理にもとづいて, 合金鋼の製造原価の低減, 生産性の向上を企図した CESPM 法, 特殊形状の鑄造物をつくる ESC 法,

表 3 代表的な鋼種に対する ESR の効果

鋼 種	ESR により改善される効果	おもな文献 ^{(55)~(58)}
構造用合金鋼	衝撃特性, 異方性	16) 59)
高張力鋼	衝撃特性, 異方性, 介在物	60) 61)
高温用鋼	クリープ強度	62)
耐熱鋼, 耐熱合金	衝撃特性, 加工性, 介在物	15) 63) 64)
ステンレス鋼	耐食性, 鏡面性, 靱性	8) 62)
工具鋼, 高速度鋼	炭化物, 組織, 均質性, 加工性	65) 66) 67)
軸受鋼	介在物, 炭化物	28) 67) 68)
鍛鋼品	介在物, 均質性, 衝撃特性	1) 69) 70) 71)

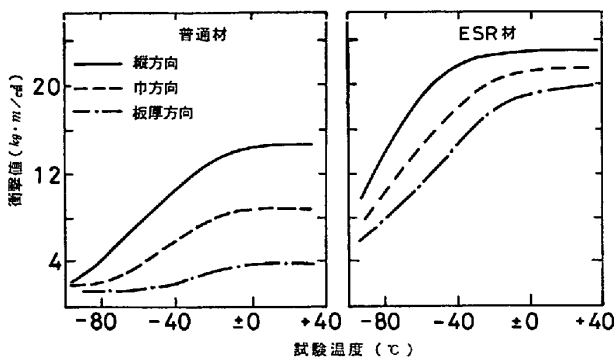


図11 構造用細粒鋼の靱性の改善 (板厚 25 mm)⁷²⁾

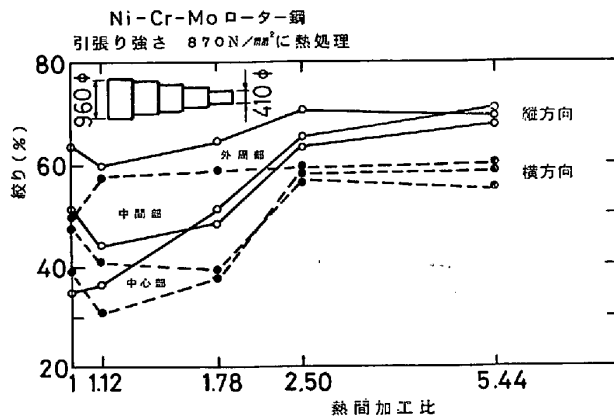


図12 Ni-Cr-Mo 鋼の絞りにおよぼす加工比の影響⁷³⁾

普通造塊による超大形鑄塊の内部品質の改善を目的とした MH-KW 法などについて述べる。

7.1 CESPM 法

通常の ESR 法ではあらかじめ所定の成分組成をもった電極材をつくり, それを使用するわけであるが, ESR 過程で成分調整をおこない目的とする鋼をつくろうとする方法が Elektrotherm 社で開発された。この方法は CESPM 法 (Continuous electroslag powder remelting process) とよばれ, 図 13 に示したように電極として帯鋼を使用し, 生ずる磁場を利用して合金粉末を帯鋼に附着させ, 熔融スラグ中で融解・精錬し, 水冷鑄型内で凝

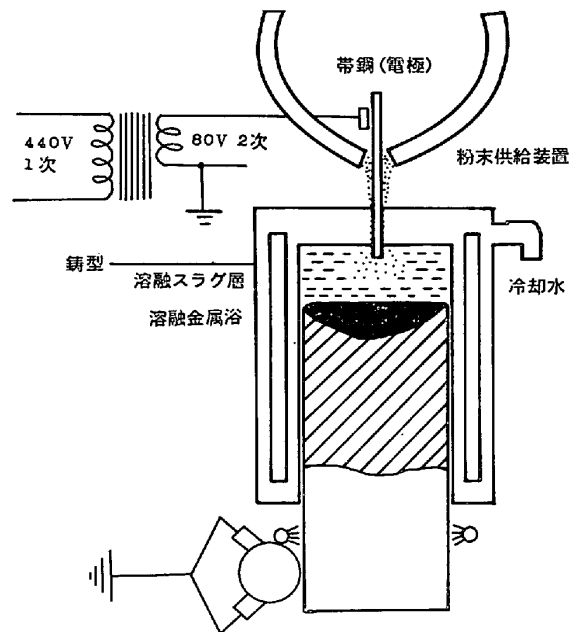


図13 CESPM 法

固させ, 目的とする成分組成をもった鑄塊をうる方法である⁷⁴⁾。この方法によると, 帯鋼および粉末の配合により任意の成分組成の合金鋼をうることができ, とくにピレット・サイズの工具鋼の製造にすぐれた成果を発揮しているといわれている⁷⁴⁾。また低合金鋼の大形鑄塊の製造に適用することも検討されている⁷⁵⁾。

7.2 ESC 法

最近各国で ESR 技術を用いて大形の鑄造品や複雑な形状の鑄造品あるいは素材を製造するいわゆる“エレクトロスラグ鑄造法”(ESC 法: Electroslag casting process) が注目されている。鑄塊はその凝固機構から期待されるようにきわめて清浄であり, 組織が緻密で異方性が少ないため, 鑄造状態でも高度の品質保証が可能である⁷⁶⁾。ESC 法にも種々の方式がある。PATON ら⁷⁷⁾は図 14 に示したように適当な形の水冷却鑄型を組合せ, 大形のクランク・シャフト素材を製造している。また中空鑄塊をつくる方法⁷⁸⁾や使用済のロールの表面にあらた

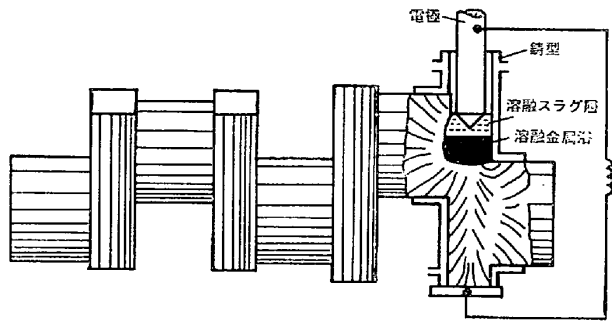


図14 ESC 法によるクランクシャフトの製造

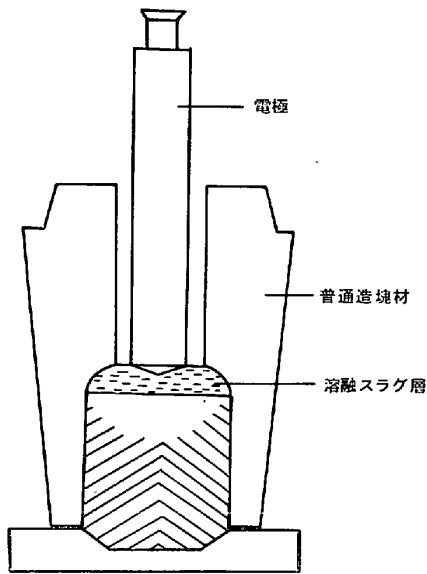


図15 MH-KW 法

に ESR をおこなつてロールの再利用をはかるクラッド法⁷⁹⁾も実施されている。さらに溶造法により種々の形状の圧力容器を直接製造することも検討されている⁸⁰⁾。このように ESC 法は複雑な形状や大形の船用機器、化学工業用機器、発電機器、航空機部品、原子力工業用機器など、その適用分野はきわめてひろく、製品の品質向上、製造工程の短縮などにひじょうに効果的であり、今後の発展が大いに期待される。

7.3 MH-KW 法

200~300 t 以上の健全な超大形鑄塊を ESR 法で製造しようとする場合には、大規模な装置、設備を必要とするので、数 10 t の鑄塊をつくり ESW で接続する方法⁸¹⁾が検討されている。ところが最近、普通造塊法でも鑄塊の外周部は質的に健全であることを利用して、図 15 に示したように鑄塊の内部をくりぬき、その内部に ESR を適用し、全体として品質のすぐれた超大形鑄塊をつくる方法が Midvale-Heppenstall 社で開発された。この方法はその後ドイツの Klöckner Werk 社で実用化されて以来、MH-KW 法とよばれている⁸²⁾。60 t の ESR 設備を利用し、MH-KW 法によつて最大 300 t の鑄塊の製

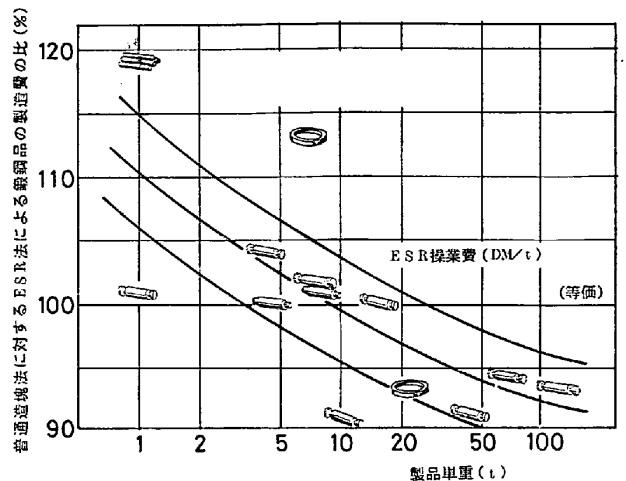


図16 普通造塊法および ESR 法による鍛鋼品の製造費の比較⁸⁶⁾

造が可能であるといわれている⁸³⁾。同じような考えで、鍛造または鑄造材で円筒状の素材をつくり、その内部に直接 ESR を適用して大形鑄塊をつくる方法⁸⁴⁾、また普通造塊における鑄塊の押湯部に ESR 精錬を適用し、鑄塊上部の偏析を低減する BEST 法 (Böhler electroslag topping)⁸⁵⁾もある。

8. 経 済 性

ESR 法における経済性はその設備規模、製造品種、生産量、スラグの種類と製造法などによつてかなり左右されるので一概に評価することはできないが、他の特殊融解・精錬法に比べると設備がかんたんであり、操業費も比較的安く、したがつて高度の品質が要求される高級鋼や特殊鋼にひろく採用されるようになってきた。ESR は溶融スラグの抵抗熱を利用するので、電力費は比較的が高く、一般に設備規模にもよるが、操業費のうちの 30~40% を占め、スラグ、冷却水などの費用が 10~20% を占めている。WAHLSTER ら⁸⁶⁾によれば、大形鍛鋼品を対象とした場合、ESR 法では鑄塊の清浄性、均一性がすぐれているため、鑄塊および製品歩留りが高く、また概して製品に至る加工比も小さくてすみ、品質保証度もきわめて高いので、ESR 操業費に鍛造、熱処理、機械加工費を加えても普通造塊材に比べてかえつて安くなるといわれている。その 1 例を示すと図 16 のとおりであり、ESR の操業費にもよるが、製品単重が 10 数 t 以上になると ESR を適用したほうがむしろ有利であり、高合金鋼では単重の小さい場合でも十分経済的利益をあげることができると考えられる。またとくに高度の品質保証が要求される製品とか、鍛造工程が多岐にわたり、鍛造加工費が高くなるものについても ESR の効果は大きいと考えられる。

すなわち ESR 法は他の特殊融解法に比べて生産歩留りが高く、操業ならびに製品の品質に信頼性があるので

機械構造用鋼，軸受鋼，ばね鋼，工具鋼，ステンレス鋼，耐熱鋼，超耐熱合金などの製造にかなり有利であり，また規模の増大とともに大形鑄鍛鋼材の製造に大きな期待がもてよう。

9. 結 言

以上，ESR法における最近の研究ならびに技術の進歩についてその概要を述べた。ESR法は溶融slagによる効果的な精錬作用と積層凝固方式により，表面および内部品質のすぐれた清浄な鑄塊をつくる方法であり，健全な鑄塊をつくる上でもつとも効果的な手段の1つであるといえる。

しかしながら本法の特長を十分に発揮するためには，金属種に応じた適切なslagの選択ならびに適正な操業条件を把握することが必要である。それにはESR過程における熱エネルギーの移動現象，slagによる精錬反応，融解ならびに凝固現象などを明確に把握し，それらの本質的な機構を解明することが重要な1つの課題である。最近ではこのような基礎的な立場からのすぐれた研究が数多くおこなわれるようになり，ESR技術の進歩に大きな役割りを果たしつつある。

いつぼう技術的には，こんごさらに(1)鑄塊の大形化をはかり，その信頼性のある製造技術を確立することが必要であり，(2)電極材およびslagの経済的な製造法について再検討をおこなうとともに，総合的な立場より，本法における操業費の低減をはかることが必要である⁵⁾。また(3)CESPM法，ESC法などのように本法のすぐれた原理を活かした応用技術の開発を積極的にすすめ，適用金属種の拡大をはかる必要がある。

文 献

- 1) H. LÖWENKAMP, et al.: Stahl u. Eisen, 93(1973), p. 625
- 2) M. WAHLSTER and H. SPITZER: Stahl u. Eisen, 92(1972), p. 961
- 3) M. WAHLSTER: Proc. 5th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 40
- 4) W. HOLZGRUBER: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 193; discussion to 9)
- 5) 成田貴一: 日本金属学会会報, 5(1966), p. 247
- 6) Ю. В. Паташ и Б.И. Медовар: "Электрощако́вый переплав", (1970) [Металлургия]
- 7) K. SCHWERDTFEGGER and K. KLEIN: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 81
- 8) W. HOLZGRUBER and E. PLÖCKINGER: Stahl u. Eisen, 88(1968), p. 638
- 9) S. G. ARWIDSON: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 157
- 10) G. W. REESE, Jr.: Proc. 3rd Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Part I, Pittsburgh, (1971), p. 194
- 11) R. J. ROBERTS: Proc. 5th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 425
- 12) O. P. BONDARENKO: Auto. Weld. USSR., 19(1966)4, p. 76
- 13) 稲垣悦郎，仙波忠雄，井上博光: 電気製鋼, 47(1976), p. 192
- 14) H. KAJIOKA, et al.: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 102
- 15) L. L. GILL and K. HARRIS: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 89
- 16) J. H. LITTLE, T. J. QUEEN and I. M. MACKENZIE: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 43
- 17) Б. Е. Патон и др.: Рафинирующие Переплавы, Вып. 2, (1975) p. 49 [Наукова Думка]
- 18) Yu. M. KAMENSKY, et al.: Rept. Intern. Symp. on Special Electrometallurgy, Kiev, (1972), p. 33
- 19) P. KOZAKEVITCH and G. URBAIN: "Viscosité et structure des laitiers liquides", (1955) [CESSID]
- 20) W. HOLZGRUBER: Proc. 5th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 70
- 21) A. CHOUDHURY, et al.: Stahl u. Eisen, 96(1976), p. 949
- 22) T. NIIMI, et al.: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 322
- 23) D. R. GARVEY: J. Inst. Metals, 101(1973), p. 9
- 24) たとえば, E. M. LOWE and A. HOGG: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 68
B. SJÖBERG, A. CEDERLUND and C. H. ENGSTRÖM: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 218
T. MOCHIZUKI and E. OHGA: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 253
- 25) たとえば, J. HLINĚNÝ and Z. BŮŽEK: Freiberg, Forsch., B 117 (1969), p. 189
H.-J. KLINGELHÖFER, P. MATHIS and A. CHOUDHURY: Arch. Eisenhüttenw., 42(1971), p. 299
H. MISHKA and M. WAHLSTER: Arch. Eisenhüttenw., 44(1973), p. 81
- 26) D. A. R. KAY, A. MITCHELL and M. RAM: JISI, 208(1970), p. 141
- 27) R. J. HAWKINS and M. W. DAVIES: JISI, 209(1971), p. 226
- 28) 成田貴一，尾上俊雄，岩本勝利: 鉄と鋼, 55(1969), p. 981
- 29) G. PATEISKY, H. BIELE H. J. FLEISCHER: J. Vac. Sci. Technol., 9(1972), p. 1318
- 30) H. MISHKA and M. WAHLSTER: Arch. Eisenhüttenw., 44(1973), p. 19
- 31) 中村 泰，阿部征三郎: 製鉄研究, 289(1976), p. 11962

- 32) D. N. POCKLINGTON: JISI, 211(1973), p. 419
- 33) T. BAGSHAW: Proc. 3rd Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Part III, Pittsburgh, (1971), p. 183
- 34) A. MASUI: Proc. 5th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 284
- 35) A. CHOUDHURY, M. WAHLSTER and J. KLINGEHLÖFER: Proc. 2nd Intern. Symp. on Electroslag Remelting Technology, Part II, (1969)
- 36) たとえば, 5), 6)
PATON, et al.: Proc. 5th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 433
D. A. R. KAY and R. J. POMFRET: JISI, 209(1971), p. 962
- 37) A. MITCHELL and S. JOSHI: Met. Trans., 4(1973), p. 631
- 38) P.-O. MELLBERG: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslag Remelting processes, Tokyo, (1973), p. 13
- 39) V. P. SERDYUKOVA, et al.: Steel in USSR, 4(1974), p. 729
- 40) J. CAMPBELL: J. Metals, 22(1970)7, p. 23
- 41) J. D. W. RAWSON, D. I. DAWSON and N. KIRKHAM: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 55
- 42) B. E. PATON, et al.: Proc. 5th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 410
- 43) J. F. ELLIOTT and M. MAULVAULT: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 69
- 44) B. E. PATON, et al.: Proc. 5th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 323
- 45) A. S. BALLANTYNE, A. MITCHELL and R. L. KENNEDY: Proc. 5th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 345
- 46) A. MITCHELL, J. SZEKELY and J. F. ELLIOTT: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 3
- 47) G. HOYLE, et al.: "Electroslag refining technology", BISRA Open Rep. No. MG/A/416/66, (1966)
- 48) R. J. HAWKINS, S. G. MEHERALI and M. W. DAVIES: JISI, 209(1971), p. 646
- 49) C. F. KNIGHTS and R. PERKINS: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 35
- 50) M. ETIENNE and A. MITCHELL: Electric Furnace Proc., 28(1970), 28
- 51) E. STEINMETZ: Arch. Eisenhüttenw., 39(1968), p. 421
- 52) M. E. FRASER and A. MITCHELL: Ironmaking Steelmaking, (1976), p. 279, p. 288
- 53) M. N. KLYUEV and Yu. M. MIRONOV: Stal in Eng. (1967), p. 480
- 54) C. K. COOPER, et al.: Electric Furnace Proc., 28(1970), p. 8
- 55) С. А. Лейбензон и А. Ф. Трегубенко: "Производство стали методом электрошлакового переплава", (1962) [Металлургиздат]
- 56) М. М. Ключев и А. Ф. Каблуковский: "Металлургия электрошлакового переплава", (1969) [Металлургия]
- 57) W. E. DUCKWORTH and G. HOYLE: "Electroslag refining", (1969) [Chapman and Hall]
- 58) M. WAHLSTER: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 54
- 59) E. PLÖCKINGER: Stahl u. Eisen, 92(1972), p. 972
- 60) L. M. ANTOINE: Proc. 2nd Intern. Symp. on Electroslag Remelting Technology, Part I, (1969)
- 61) M. ELGHOZI: Mater. Tech., 61(1973), 4-5, p. 95
- 62) H. SPITZER: Stahl u. Eisen, 92(1972), p. 994
- 63) T. N. KELLEY, D. A. JUNKER and R. C. H. CHEN: Proc. 3rd Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Part I, (1971), p. 125
- 64) J. O. WARD and R. C. HAMBLETON: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 80
- 65) F. A. KIRK and C. S. GOODWIN: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 61
- 66) R. SCHLATTER: Proc. 3rd Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Part I, Pittsburgh, (1971), p. 75
- 67) A. RANDAK, A. STANZ and W. VERDERBER: Stahl u. Eisen, 92(1972), p. 981
- 68) Ya. R. RAUZIN: Stal in Eng., (1964), p. 977
- 69) M. KRONEIS, et al.: 6th Intern. Forgemasters Meeting, Cherry Hill, (1972)
- 70) E. ZIMMERMANN, E. KÖNIGER and W. POETTERING: Radex-Rundschau, (1971), p. 563
- 71) 三浦正淑ほか: 鉄と鋼, 62(1976), p. 1698
- 72) M. WAHLSTER: Rheinstahl Technik, (1971)9, p. 83
- 73) M. KRONEIS, et al.: 5th Intern. Forging Conf., Terni, (1970)
- 74) K. E. DORSCHU: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 145
- 75) J. DESCAMPS and M. ETIENNE: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 150
- 76) B. E. PATON, B. I. MEDOVAR and G. A. BOIKO: Proc. 5th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 239
- 77) B. E. PATON, et al.: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 209
- 78) たとえば, G. K. BHAT: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 196
- 79) たとえば, W. R. FOLEY, J. B. TOBIAS and M. BISNETTE: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 158
- 80) A. УЈИЕ: Proc. 4th Intern. Symp. on

- Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 168, Proc. 5 th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 251
- 81) *B. E. PATON*, et al.: Proc. Conf. on Electroslag Refining, ISI/SMEA, (1973), p. 105
- 82) *L. R. COOPER*, *W. MOGENDORF* and *H. HEYMANN*: Proc. 5 th Intern. Symp. on Electroslag and Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 202
- 83) *W. AUSTEL*, et al.: 7 th Intern. Forgemasters Meeting, Paris, (1975)
- 84) *B. E. PATON*, et al.: Proc. 4 th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 376
- 85) *G. KÜHNELT*, et al.: 5 th Intern. Conf. on Vacuum Metallurgy and Electroslag Remelting Processes, Murich, (1976)
- 86) *M. WAHLSTER* and *E. ZIMMERMANN*: Proc. 4 th Intern. Symp. on Electroslag Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 361
-