

## 技術資料

UDC 669.187.26

## 電子ビーム、プラズマ・アークなどの特殊熱源を用いる溶解精錬法\*

梶山 太郎\*\*・小野 清雄\*\*\*

## Several Melting and Refining Processes with the Special Heat Source such as Electron-beam, Plasma-arc etc.

Taro SUGIYAMA and Kiyoo ONO

## 1. はじめに

近年、転炉製鋼過程あるいはアーク炉製鋼過程の中に各種の特殊な精錬法—特に炉外精錬法—が導入されて来た。一方では、転炉、アーク炉あるいは誘導炉からの溶塊または鋼片を消耗電極として真空アークあるいはエレクトロスラグ再溶解精錬を行なう方法が発達し、高品質鋼の製造に広く用いられるに至った。他方、真空誘導溶解法を用いて特殊な1次溶解精錬を行ない、必要に応じて更に真空アーク再溶解精錬を行なうことによつて、超耐熱合金などが製造されている。

最近、上記の特殊1次溶解精錬および溶解精錬の分野においていくつかの新方法の進出が目されるようになった。本稿においてはそれらを取扱う。

中道<sup>1)</sup>が指摘しているように、金属溶解炉に用いられる種々の加熱原理は、炉内雰囲気、坩堝などの溶製金属の化学的性質を支配する溶解条件に対して、それぞれ異なる制約を与える。従つて、新しい熱源を応用すれば新たな特徴を有する金属溶解精錬法の出現が期待されるということもできよう。実際、上述した“いくつかの新方法”とは、電子ビーム、真空プラズマ電子ビームあるいはプラズマ・アークなどによる特殊な加熱を特徴とする溶解精錬法である。

以下、それらのプロセスの概要、特徴、発達の経緯などを述べる。高融点金属あるいは、活性金属の溶製を主目的とする場合も多いが、ここでは特に鉄鋼—主として特殊鋼—の精錬への応用に注目する。また、鑄物、単結晶の製造には触れず、もつぱらインゴット製造について述べる。

## 2. 電子ビーム（高電圧電子ビーム）の加熱作用を応用した溶解-精錬-造塊法

高真空空間によつて隔てられた電子銃からの高電圧電子ビームの衝撃によつて固体金属を加熱溶解する方法、すなわち電子ビーム溶解法、が実験室的規模において開発されたのは1905年<sup>2)3)</sup>である。その後それは高融点金属あるいは活性金属の工業的溶解—1次溶解および再溶解—の分野に進出しようとし、その分野で先に実用化されていた真空アーク溶解法の後を追つた。その際、イオン化ガス流の存在しない高真空中を伝播し得るといふ電子ビームの特徴がいかされて、真空アーク溶解よりも優れた高度の真空溶解法が発達することに期待が持たれた。そして、実際、操業真空度が $10^{-4}$ ~ $10^{-5}$  Torr (まれに $10^{-3}$  Torr)である工業的電子ビーム溶解炉が開発され、1950年代に電子ビーム溶解によるNb, Taなどのインゴットの生産が開始されるに至つた<sup>4)</sup>。更に、W, Hf, Zr, Ti, 超合金、特殊鋼などの溶製への応用も進められた。電子ビーム溶解法の工業化に関しては

Airco Vacuum Metals, a Division of Air Reduction Company, Inc., Berkeley-formerly Temescal Metallurgical Corp. (米国)

Leybold-Heraeus GmbH, Hanau (西独)

Forschungsinstitut Manfred von Ardenne Dresden, VEB LEB Hennigsdorf und VEB Edelmetallwerk Freital (東独)

の3者の業績が特に注目される。真空アーク溶解と直接比較し得るプロセスである電子ビーム滴下溶解(後述)のビーム電力は、現在のところ最大1200kWであり、その発生には1ヶ<sup>5)6)</sup>あるいは6ヶ<sup>7)</sup>の電子銃が用いられ

\* 昭和52年5月24日受付 (Received May 24, 1977) (依頼技術資料)

\*\* 鈴鹿工業高等専門学校 工博 (Suzuka College of Technology, Shiroko-cho Suzuka 510-02)

\*\*\* 大同特殊鋼(株)中央研究所 (Central Research Laboratory, Daido Steel Co., Ltd., 2-30 Daido-cho Minami-ku Nagoya 457)

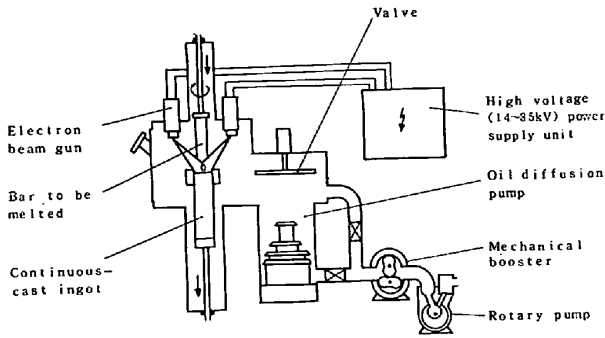


Fig. 1. Electron beam drip melting of vertically fed bar.

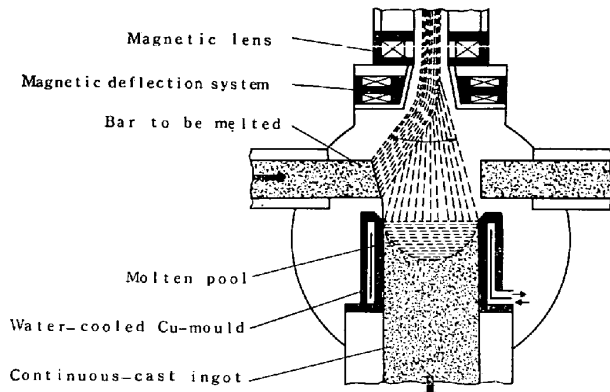


Fig. 2. Electron beam drip melting of horizontally fed bar.

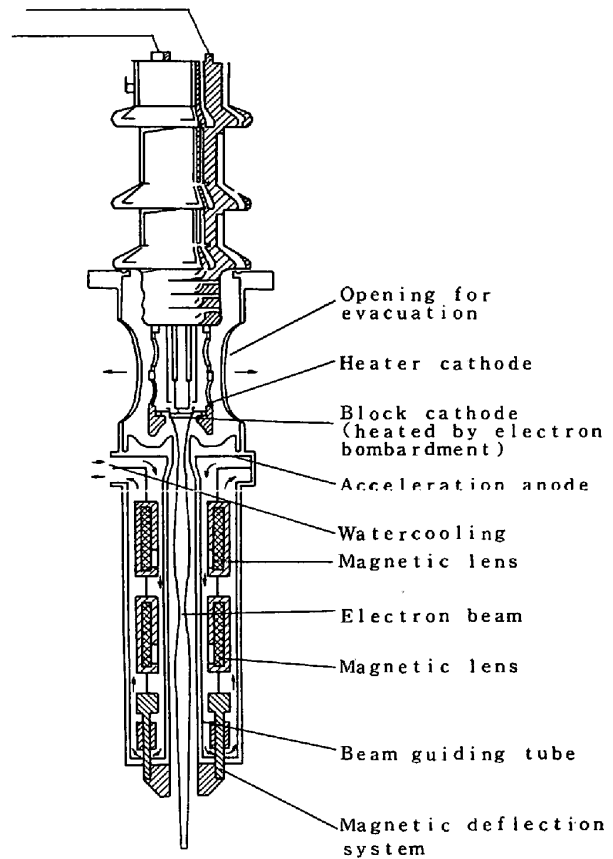


Fig. 3. An example of electron beam gun-max. beam power 100 kW.

ている。前者により、鋼を溶解する場合の溶解速度は、平均 350 kg/h である<sup>6)</sup>。

電子ビーム加熱を用いた溶解-精錬-造塊のプロセスは、滴下溶解プロセスと溢流溶解プロセスに大別される<sup>8)</sup>。

### 2.1 滴下溶解プロセス

滴下溶解プロセスの1つのタイプを Fig. 1 に示す<sup>9)</sup>。下方にある速度で送り込まれる垂直な被溶解棒材（以下棒材と称する）の下端を、斜め上方向に位置する数ケの電子銃からの電子ビームによつて連続的に衝撃-溶融し、溶融物を滴下させ、それを連続鋳造する。また、その電子ビームによつて鋳型内の溶融金属プールの表面をも加熱する。Fig. 2 には、水平方向に棒材を送り込みその先端およびプール面を直上方向に位置する1ケの電子銃により加熱するタイプを示す<sup>5)</sup>。前者のタイプにおいては棒材の水平送りも可能であるが、後者のタイプにおいては棒材の垂直送りは不可能である。以下設備にも若干触れながら滴下溶解のプロセスについて述べる。

#### 2.1.1 電子銃<sup>9)-13)</sup>

Fig. 3 に電子銃の1例（略図）を示す<sup>10)</sup>。高真空下において直接あるいは間接に加熱されているタングステンあるいはタンタルの陰極から熱電子が放射される。次いでそれらは陰極、陽極（加速陽極）およびその他によつ

て形成された電界の中で加速され、そのほとんどすべてが陽極部のオリフィスを通りし陽極の外において集束し大きなエネルギー密度を示すようになる。このタイプを自己加速型という。一般に陽極-陰極間の電位差（加速電圧）は 14~35kV、陰極前面の電位勾配 28~35kV/cm である。このようにして生じた高電圧電子ビームは更にいくつかの電子レンズによつて集束され、最後に電子銃の出口あるいはその外部に存在する電磁系によつてビームの進路を被加熱物に向け変えたりビームの走査を行なったりする。この場合、ビームの衝撃を受ける被加熱物は陽極ではないので、その近傍には電界は存在しない。一定の電子銃の場合、ビーム電流は加速電圧と陰極加熱電流によつて定まる。

#### 2.1.2 滴下溶解のジオメトリー<sup>9)</sup>

金属の蒸気およびスプラッシュの侵入および金属蒸気陽イオンの陰極への逆流から電子銃を保護しその寿命を低下させないために、被加熱物から電子銃をできるだけ離すことが望ましい。それは自己加速型の電子銃を用いることにより容易に達成される。また、電子銃の保護のためにはそれを被加熱物に直接向けないでビームの進路を曲げることも有効である。

連鋳用鋳型を固定し、プール面をその上端部に近く維持する。それによつて、a) 電子ビームの操作が容易に

なる。b) 棒材加熱端およびプール面の周辺が比較的広い空間になるので、熔融金属から発生したガスの排気を効果的に行なうことができる。それには、電子銃が近傍に存在しないことも寄与する。(消耗電極式真空アーク溶解との相違) c) 露出した鑄型側壁に金属蒸気が凝縮しそれがプールに落下するという不都合な現象が防止される。

排気した溶解室内で連鑄が行なわれるので、インゴットの単長には限度がある。インゴット直径は、現在のところ、鋼の場合 800 mm<sup>6)</sup>、タンタルおよびニオブの場合 406 mm<sup>7)</sup> が最大である。一般に円筒形の水冷却銅鑄型が用いられ、その高径比は約 1.5 である。インゴットの表面品質を良好にするためには、特定の温度における被溶解材料の体積変化と熱伝導に応じて鑄型の長さを決定すること<sup>14)</sup>、およびインゴットの間欠引拔を行なうこと<sup>14)</sup>が有効であると述べられている。

棒材を垂直送りする方法は、a) 1本の棒材を真上から送り込み得るのみであり、また次の棒材を装入するのに時間を要する。従つて2本以上の棒材の連続溶解には不適であり、太い棒材1本の溶解に適している。b) 棒材直径がプール直径よりある程度大であつても、プール面内に滴下するように操業できる。c) 滴はプール中央に落下し均一な結晶成長を容易にする。d) 数ヶの電子銃を用いるので、プール面上に電子ビームに関する棒材の影を発生させないようにすることができる。一方、ビームのプログラミングおよび棒材先端とプール面の距離の調節によつてプール面中央に影を生ぜしめることも可能である。

棒材を水平送りする方法は、a) 左右2つの装入口から比較的細い棒材を交互に送り込んで連続溶解を行ない比較的大きなインゴットを製造するような場合に好都合である。b) 棒材の影がプール面外周部に局部的に生じ、そのためインゴット表層欠陥が生ずる恐れがある。これを防止するには棒材直径をプール径の 20% 以下にする必要があるといわれている。c) 棒材径がプール径よりも大きいと滴下操業が困難である。

なお、棒材からの散乱電子のためにプール面上の入力分布が不均一になりそれがプールの形状に影響を与えることもあると指摘されており、その現象をコントロールするためには電子ビーム、棒材およびプール面を含むジオメトリーを考慮する必要がある。

#### 2.1.3 電子ビームによる加熱の効率<sup>3)</sup>

陰極から被加熱物上のビーム衝撃点までの間に生ずるビーム電力の損失は 20~25% であつて、その内訳は下記のごとくである。

- a) 電子銃の加速系内(陽極への衝突) ~0.1%
- b) 陽極のオリフィスから電子銃の出口まで(残留ガスとの衝突)

気相圧力 <math>10^{-4}</math> Torr の場合 <math>< 1\%</math>

(気相圧力 =  $10^{-3}$  Torr の場合 5~10%)

- c) 電子銃の出口からビーム衝撃点まで(残留ガス、金属蒸気との衝突)
- d) ビーム衝撃点において(電子の散乱およびX線の発生)

e) 棒材先端(プール面)からの散乱電子がプール面(棒材)を衝撃すること一負のエネルギー損失

この損失分以外、すなわちビーム電力の 80~75% は被加熱物への入熱(単位時間当たり)となる。ただし、そのためには電子銃内の気相圧力を <math>< 10^{-4}</math> Torr に保つ必要がある(上記 b 項参照)ので、溶解室と電子銃内空間を別々に排気し、溶解室内の真空度が最悪の場合にも電子銃内を高真空に保つようにする。

散乱電子の一部は溶解室内壁を加熱し、そこからのガス放出を惹き起こす。

なお、ビーム電子が残留ガスや金属蒸気分子と衝突(上記 b, c 項参照)するとそれらのイオン化にエネルギーを消費して陽イオンを生ぜしめるが、気相圧力が高めになりその現象が著しくなると電子の散乱も顕著になつて電子ビームは拡がる。一方、真空度が極めて高く  $10^{-5}$ ~ $10^{-6}$  Torr—陽イオンの生成が著しく減少すると、空間電荷の影響によるビームの拡がりが見られるようになる。ビームが拡がればエネルギー密度が低下し、溶解不能となることがある。

#### 2.1.4 プロセス制御の入力変数<sup>15)16)</sup>

全ビーム電力  $P$ (kW) を定め、かつ、それを棒材先端とプール面の間に適切に分配することが、滴下溶解のプロセス制御の基本である。棒材の送り速度がその溶解速度  $v$ (kg/h) と一致する範囲内では、それが大なるほど棒材におけるビーム電力の消費の割合は大となり、プールにおけるそれは小となる。従つて、2つの独立変数  $P$  および  $v$  をきめれば滴下溶解プロセスは 1 次近似的に定まる。ただし、その前提条件として棒材の材種、棒材直径、インゴット直径(鑄型内径)、棒材が垂直送りか水平送りかが定められねばならない。

また、比電力消費量  $e = P/v$ (kWh/kg) をパラメータとして用いることも多い。

250 kW 水平送り滴下溶解炉による各種金属の溶解における上記各変数の代表的な値を Table 1 に示す<sup>17)</sup>。

$P$  と  $v$  をある範囲内で、それぞれ独立に設定しうるとは、本法のごとく溶解材料と溶解エネルギーの供給を別々に行なう溶解法の特徴である。

Fig. 4 にプール表面温度が  $P$  と  $e (=P/v)$  によつて定まることが示されている(鋼の溶解の場合)。2000°C に近い高温を含めて各種のプール表面温度を得ることができるのは電子ビーム滴下溶解法の特徴である。

滴下溶解プロセス制御の入力変数には更に電子ビーム運行法がある。たとえば、

- a) 垂直送りの場合、棒材先端部における電子ビーム

Table 1. Process variables in EB drip melting of horizontally fed bar.

Material	Mould dia. (mm)	Bar dia. (mm)	P* (KW)	e** (kWh/kg)	v*** (kg/h)
Steel	280	—	250	1.5	167
Ti	250	—	250	2.2	114
Nb	150	—	250	10	25.0
Mo	150	—	250	10	25.0
Ta	100	—	250	12	20.8

\* Electron beam power  
 \*\* Specific energy consumption,  $e = P/v$   
 \*\*\* Melting rate

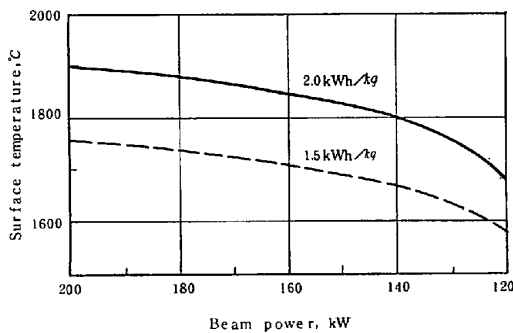


Fig. 4. Influence of beam power and specific energy consumption upon surface temperature of pool-230mmφ mould, horizontally fed steel bar.

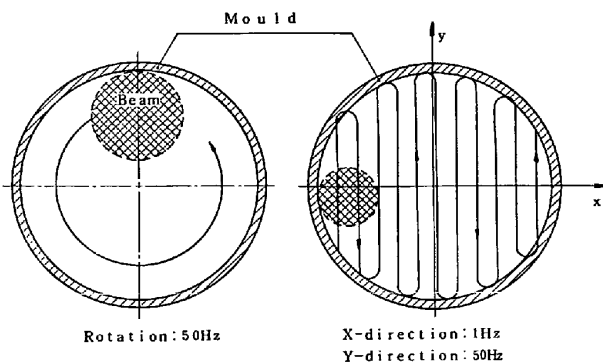


Fig. 5. Two systems of beam deflection. Left: Beam is rotated in a circle on pool. Right: Beam deflection is specially programmed.

の走査角度を調節して液化部分の形状を変化させることにより、その場所における脱ガス反応を促進することができるといわれている(チタンの溶解における脱水素、脱水素の場合など)<sup>3)</sup>。

b) プール面の温度および温度分布は、 $P$ と $v$ のみならず、プール面上におけるビーム火点の直径とその運行法<sup>18)20)</sup>—Fig. 5—の影響も受ける(後述)。

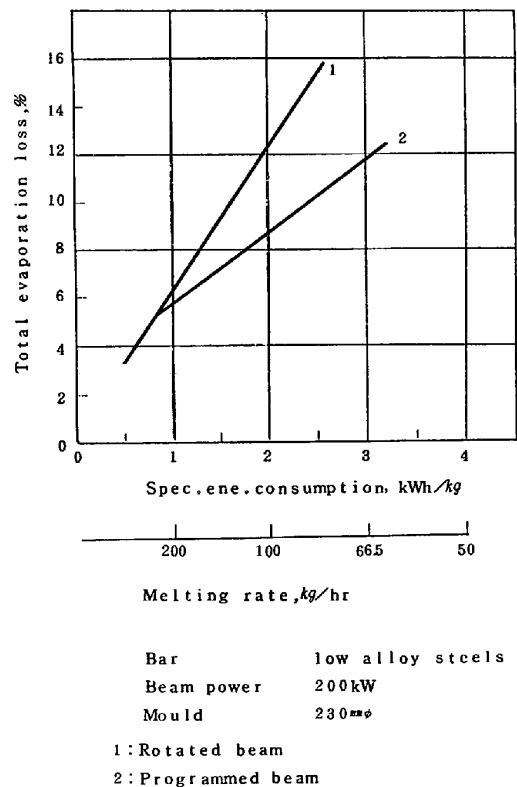


Fig. 6. Factors affecting total evaporation loss in electron beam drip melting of horizontally fed bar.

2.1.5 蒸発<sup>19)20)</sup>

鋼を滴下溶解する場合には、棒材の溶融滴下の過程における溶鋼の過熱は $40\sim 80^{\circ}\text{C}$ に止まり、その間の各成分元素の蒸発はほとんど認められないといわれているが<sup>20)</sup>、プール表面からの蒸発は一般に比較的著しい。

従つて、溶解室内の内壁に凝縮物が付着し開扉時に大気中の水分を吸収するので、溶解前に壁内に熱水を通して加熱しその除去を容易にする。更に溶解室内に凝縮板を置き、蒸発金属をその上に凝縮させた後それを機械的に除去する。

(1) 全蒸発損失量

低合金鋼の滴下溶解の多数のデータから、全蒸発損失量(%, 比較的少量のスプラッシュ損失も含む)に及ぼす $e$ とビーム運行法の影響が求められた。それをFig. 6に示す<sup>16)</sup>。 $P=200\text{ kW}$ 、棒材は水平送りである。 $e$ の増大、すなわち、 $v$ の低下、にともなつて全蒸発損失量は増大するが、同一の $e$ に対して円軌道ビーム(Fig. 5, 左)の方がプログラムビーム(Fig. 5, 右)よりも損失量が大きい。

プール表面の温度を実測<sup>19)</sup>した結果をFig. 7およびFig. 8に示す。前者には中心部表面温度と $e$ の関係を、後者には中心部表面(高温)と周辺部表面(低温)の温度差と $e$ の関係を、それぞれビーム運行法別に示す。 $e$ の増大— $v$ の低下—にともなつて中心部表面温度が上昇

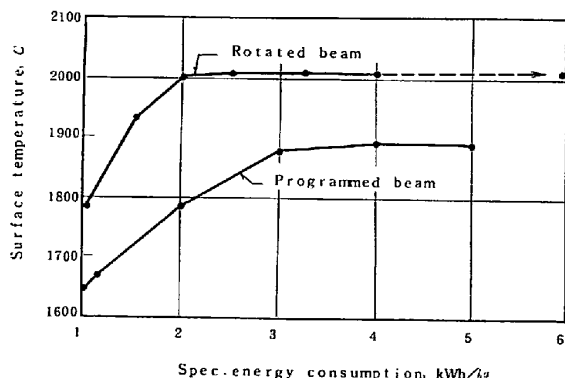


Fig. 7. Specific energy consumption vs. surface temperature of pool-beam power 200 kA. See Fig. 6.

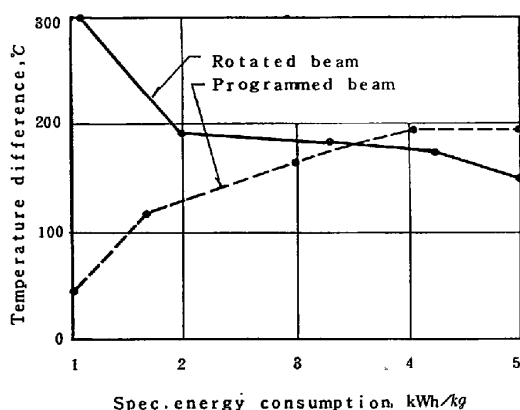


Fig. 8. Specific energy consumption vs. surface temperature difference between outer and inner surface of pool-beam power 200 kW. See Fig. 6.

する傾向は、 $e=1\sim 3$  kWh/kg の範囲内でどちらの運行法についても認められる (Fig. 7).  $e$  の増大とともに溶解時間は長くなり、また、プール中心部表面温度は高くなるのであるから、それにともなつて全蒸発損失量が増大することは納得される。また同図から、同一の  $e$  に対しプログラムビームの方が中心部表面温度が低いことがわかり、これによつて運行法による損失量の差は説明される。運行法により中心部表面温度に差の生じる理由は次のように考えられた。棒材は水平送りされるので、それからの滴下溶鋼はプールの周辺部に落ち込む。そして、円軌道ビームを用い、かつ、 $e$  の小さい  $v$  の大きい一場合には円軌道の外部に低温の滴下溶鋼の集積が著しくなり高温の中心部との温度差が大になる (Fig. 8). この理由として、電子ビームがプール面に及ぼす静圧の影響などが考えられている。しかし、同図に示されているようにプログラムビームを用いると、ビームエネルギーが低温集積溶鋼の加熱にも十分用いられるので中心部表面の過熱は減少すると考えられている<sup>20)</sup>。

(2) 各成分元素の濃度変化<sup>15)16)</sup>

合金の溶解に際し、各成分元素の蒸発傾向が異なるた

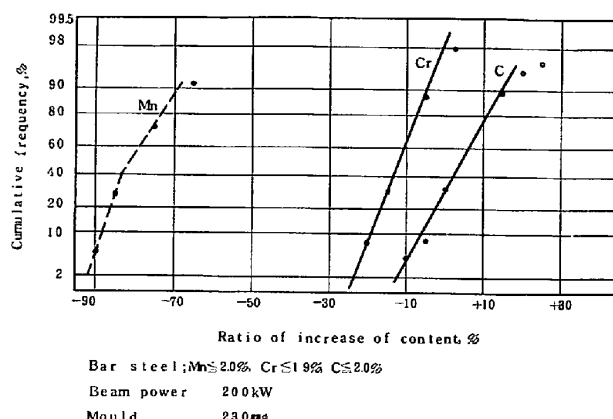


Fig. 9. Change of Mn, Cr and C content during electron beam drip melting of horizontally fed steel bar.

めにそれら各成分の濃度が増加する現象は、他の真空溶解法よりも電子ビーム溶解の方が顕著である。鋼の電子ビーム滴下溶解における Mn, Cr, C の濃度変化率 (%) の頻度分布の 1 例を Fig. 9<sup>16)</sup> に示す。Table 2<sup>24)</sup> から、低合金鋼およびステンレス鋼の再溶解において、消耗電極式真空アーク再溶解 (VAR) よりも電子ビーム滴下再溶解 (EBR) の方が Mn% の低下が著しく、また、前者においてはほとんど低下しない不純物としての Cu, Sn が後者においてはかなり低下することがわかる。Ni, Mo, W のような蒸気圧の低い合金元素の濃度は増加の傾向を示す<sup>16)</sup>。

鋼の Mn 濃度の減少の程度は、溶解時の温度経過のインディケーターであると見なされる。たとえば、Mn 2% の鋼を 200 kW 炉により溶解すると、 $e=1.12$  kWh/kg ならばインゴット中の Mn 含有量は周辺から中心にかけて 0.40→0.20% となり、 $e=2.11$  kWh/kg ならば 0.23→0.17% となる。 $e$  が大であるほど温度水準は高いので Mn 損失が大であり、また、その場合には  $v$  が小であるのでプール中の均一化時間は長く Mn% の内外差は少くなる<sup>16)</sup>。

また、プール表面が局部的に著しく過熱されると、インゴット横断面に化学組成の不均一が生じることがあるといわれている<sup>16)</sup>。

電子ビーム溶解における各成分元素の蒸発過程の速度論的研究<sup>20)~22)</sup> の進展には関心が持たれる。

2.1.6 脱ガス

高融点-および活性金属と高炭素鋼の電子ビーム滴下溶解 (EB) および消耗電極式真空アーク溶解 (VA) による脱ガスの例<sup>23)24)</sup> を Table 3 に示す。脱酸、脱窒の進行程度は Mo および W の場合 EB も VA も非常に大、Nb および Ta の場合 EB は大で VA は小、Ti の場合 EB も VA もほとんど 0 であるが、高炭素鋼の場合には EB も VA もかなり大であり、かつ、EB の方が少々、大である。

Table 2. Chemical composition(%) of steels (No. 1~5) before and after remelting.\*\*

No.		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Sn	Al	O*	N*	
1	Initial	0.55	0.39	0.66	0.014	0.009	0.10	1.66	1.06	0.45	0.015	<0.003	58	120	0.09
	VAR	0.55	0.36	0.59	0.014	0.010	0.10	1.67	1.09	0.47	0.013	//	16	96	0.10
	EBR	0.56	0.37	0.19	0.010	0.007	0.06	1.67	1.02	0.47	0.010	//	20	75	9.18
2	Initial	0.34	0.72	0.65	0.012	0.008	0.11	0.23	1.37	0.53	0.013	0.008	55	120	↑ V
	VAR	0.35	0.73	0.53	0.012	0.010	0.10	0.23	1.31	0.55	0.012	0.014	18	98	
	EBR	0.35	0.76	0.24	0.011	0.010	0.08	0.23	1.38	0.55	0.010	0.014	19	90	
3	Initial	0.17	0.18	0.21	0.010	0.012	0.12	2.86	1.35	0.34	0.014	0.003	40	77	Nb ↓
	VAR	0.12	0.16	0.14	0.010	0.013	0.11	2.91	1.34	0.34	0.012	<0.003	8	63	
	EBR	0.14	0.16	0.06	0.009	0.015	0.07	2.72	1.33	0.32	0.009	0.007	9	56	
4	Initial	0.10	0.53	0.71	0.021	0.011	0.11	8.93	17.5	—	0.012	0.003	160	610	Nb ↓
	VAR	0.075	0.52	0.62	0.022	0.007	0.11	8.86	17.6	—	0.010	<0.003	41	563	
	EBR	0.074	0.48	0.24	0.015	0.010	0.06	8.9	17.3	—	0.008	//	31	363	
5	Initial	0.05	0.43	1.35	0.014	0.009	0.15	11.3	18.2	0.27	0.014	0.017	21	350	0.70
	VAR	0.060	0.44	1.35	0.013	0.013	0.14	11.9	18.5	0.30	0.015	0.019	9	390	0.76
	EBR	0.057	0.41	1.41	0.015	0.011	0.09	11.3	18.6	0.30	0.011	0.020	13	263	0.76

\* ppm

\*\* Electrode (bar) 100 mm  $\phi$ ; ingot 150~200 mm $\phi$ , 80~100 kg

Table 3. Decrease of C, O, N and H content of various materials during consumable electrode vacuum arc melting (VA) and electron beam drip melting (EB).

Material		Content (ppm)			
		C	O	N	H
W	Raw material	260	540	60	10
	After VA	20	10	3	1
	After EB	<5	<5	1	1
Mo	Raw material	170	810	51	1
	After VA	15	12	4	1
	After EB	25	6	3	1
Ta	Raw material	300	600	130	130
	After VA	200	300	60	<10
	After EB	50	60	50	4
Nb	Raw material	200	500	210	20
	After VA	200	500	200	<10
	After EB	70	150	60	<10
Ti	Raw material	80	100	50	25
	After VA	80	100	50	10
	After EB	80	110	50	3
Steel	Raw material	9 900	50	140	10
	After VA	9 700	30	30	3
	After EB	9 700	20	20	2

また、Table 2 (前出から) 低合金鋼およびステンレス鋼の場合には、脱酸の進行程度は EBR も VAR も同程度であり、脱窒の進行程度は EBR が VAR よりも大であることがわかる。

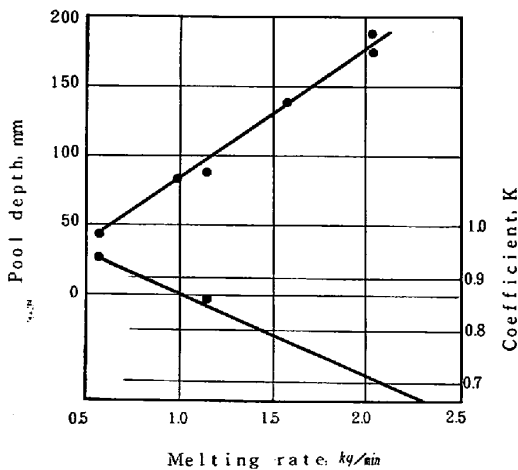
以上の結果から、鋼の電子ビーム滴下溶解の脱ガスに関する大きな特徴は脱窒の促進であると思われる。ステ

ンレス鋼の電子ビーム溶解に関する実験的研究<sup>22)</sup>によれば、脱窒の律速段階はメルト表面における N 原子の化学反応である。電子ビーム滴下溶解による鋼の脱酸の進行にはインゴットの凝固条件が影響を与える<sup>25)</sup>といわれている。高融点金属などのガス成分含有量の高い棒材を溶解する場合には、溶解速度を小さくしないと脱ガスで不十分になることが指摘されている<sup>3)</sup>。

#### 2.1.7 凝固

電子ビーム滴下溶解では  $v$  の調節によりインゴットのプール面の上昇速度を制御し得ることはもちろんであるが、更に  $P$ ,  $v$  の調節 (ビーム運行法は一定とする) によつてプール表面温度を広い範囲で制御し得ることも前述した。これらはインゴットの凝固組織および偏析の制御に関して重要な特徴であると考えられた。この問題に関し、鋼についてプールの深さおよび形状の調査が行なわれ<sup>26)</sup>、溶鋼滞留時間、結晶成長方向およびその方向における凝固速度が求められ<sup>27)</sup>、また、プール内の温度分布が推定された<sup>28)</sup>。

プールの深さおよび形状も、 $P$  と  $v$  によつてだいたい決定される。 $P$  が一定の場合の  $v$  の影響 (Ni 基超合金) を Fig. 10 に、 $v$  が一定の場合の  $P$  の影響 (18-10 ステンレス鋼) を Fig. 11 に示す<sup>29)</sup>。 $v$  の影響が比較的大きく、 $v$  が小さくなるとプールは非常に浅く平坦になり、 $v$  が一定であればある範囲内で  $P$  が変動してもプールの深さと形状はそれほど変わらない。ビーム電力をかなり加えつつ、溶解速度を小さくすることによつて浅い平坦なプールを得ることができるのは、電子ビーム滴下溶解法の 1 つの特徴である。その場合には、比電力消費量 ( $e$ ) は大であり、プール表面温度は比較的高く (Fig. 4, 前出)、結晶はインゴットの下から上へと縦方向に成長

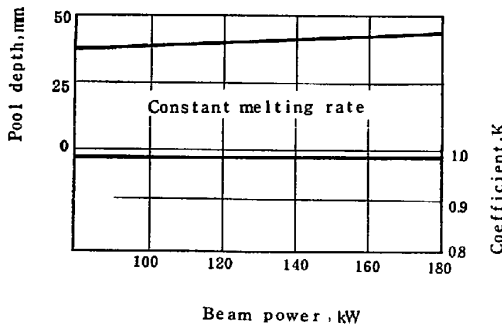


Bar Ni-base alloys  
 Beam power Constant  
 Mould 280 mmφ

$$K = \frac{h_{R/2}}{h_R}$$

$h_{R/2}$  : pool depth in half radius from center of ingot  
 $h_R$  : pool depth in center of ingot

Fig. 10. Influence of variation of melting speed under constant beam power upon pool depth and-profile 200 kW horizontally fed furnace.



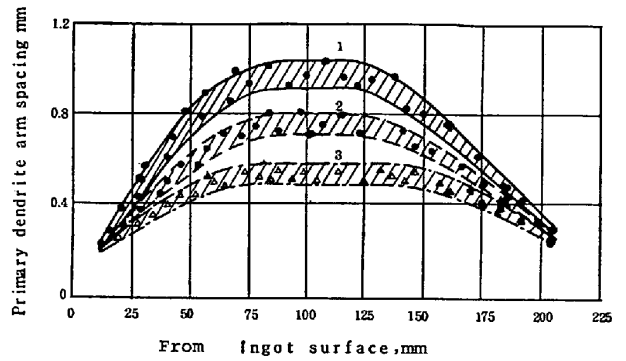
Bar 18-10 stainless steel  
 Melting rate Constant  
 Mould 230 mmφ

Fig. 11. Influence of variation of beam power under constant melting rate upon pool depth and-profile 200 kW horizontally fed furnace.

する傾向を示す。

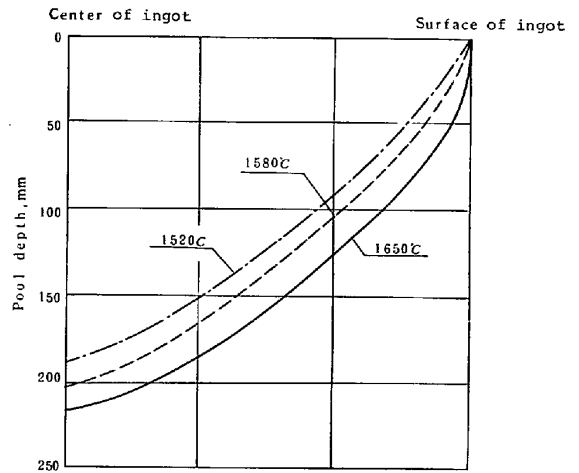
上述した Ni 基超合金の実験 (Fig. 10) において、 $v$  の低下とともに 1 次および 2 次デンドライトアームスペーシングが小となることが認められた<sup>29)</sup>。Fig. 12 に 1 次のそれを示す。また、それにもなつて Ti のマイクロ偏析の程度が減少した<sup>29)</sup>。

なお、鋼種に応じてプールの外周部表面 (鑄型壁に接する部分) の過熱度を適切にすることは、インゴットの表面品質にとって重要である。一般に周辺の過熱度の小さい場合が問題にされるが、一方では電子ビーム運行法の工夫によつてプール面温度を均一化する (2.1.4 参照)



Bar Ni-base alloys  
 Melting rate (kg/min) 1>2>3  
 Beam power Constant  
 Mould 280 mmφ

Fig. 12. Relationship between primary dendrite arm spacing and melting rate-beam power constant. See Fig. 10



⊘: Surface temp. of pool near mould-wall  
 Beam power 200 kW  
 Spec. ene. consumption 10 kWh/kg  
 Mould 230 mmφ  
 Liquidus temp. of steel 1490°C

Fig. 13. Influence of variation of surface temperature of pool near mould-wall upon pool-profile under constant beam power and specific energy consumption, horizontally fed steel bar.

場合に外周部の温度が高くなり過ぎると問題が生じ得る<sup>15)</sup>ともいわれている。Fig. 13 にプール外周部表面温度がプール形状—特にインゴット表層部における形状—に及ぼす影響<sup>15)</sup>を示す。この場合、 $P$  と  $e$  は一定である。

### 2.2 溢流溶解プロセス<sup>8)9)11)</sup>

Fig. 14 に連続的な溢流溶解プロセスの概念図<sup>8)</sup>を示す。その特徴は、水冷銅炉床 (あるいは樋) における電子ビーム溶解精錬過程と水冷銅鑄型における連続鑄造過程—電子ビームによりプール面を加熱—を分離したことである。共通の真空溶解容器の中で両過程を空間的に分離し、前者から後者に熔融金属を連続的に溢流させるこ

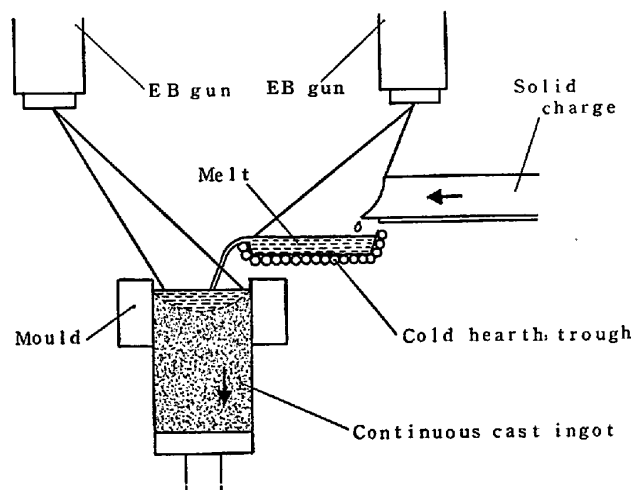


Fig. 14. Electron beam processing of molten metal in cold-hearth furnace, "Kontinuierliche Überlaufschmelze".

によつて、次の利点を得られる。

- 1) 各種の溶解材料を水冷銅炉床に供給することができる一連続的に送り込まれる棒材、塊状スクラップ、粒状原料、熔融金属など。
  - 2) 水冷銅炉床上で、耐火物の存在しない真空精錬が行われる。
  - 3) 炉床上の熔融金属プールの容積に対しその表面積を大きく一従つて深さを小さく一とれば、真空精錬の速度を増大することができる(溶鋼流量一定の場合)。
  - 4) 不溶性の不純物の中、重いものは炉床プールの底に沈み、軽いスラグはせき止めることができる。従つてそれは鑄型内に入らない。
  - 5) 種々の形状のインゴット—特にスラブインゴット—の鑄造が容易になる。凝固の制御は鑄型内プール面の電子ビーム加熱によつて行なわれる。
  - 6) 炉床のプールから分析試料を採取し、成分調整を行うことができる。
  - 7) 蒸気圧の高い添加物は炉床の出口に近い部分に添加すればよい。ただし、下記の問題点も存在する。
    - a) 水冷銅炉床におけるビーム電力消費量が大である(高融点金属において特に著しい)。
    - b) 溶解速度が小さい場合には、熔融金属の流量を一定に保つことが困難になる。
- 溢流溶解プロセスの鋼に対する応用としては、Airco-Temescalの低C(0.002%)低N(0.008%)の26Cr-1Moステンレン鋼の製造プロセスがよく知られている<sup>32)33)34)</sup>。その設備は、バッチタイプの真空誘導溶解炉と、保持炉(耐火物ライニング、誘導加熱式)—水冷銅炉床(多段式)—連鑄鑄型—インゴット取出し機構から成る連続式電子ビーム溢流精錬系を収容する真空容器を、真空バルブによつて連結したものである。1次溶解炉である真空誘導炉(15t)では、配合C0.5~1.5%、Cr30%

の装入原料を溶解して0.02%Cまで酸化脱炭し、その終了の都度全溶鋼を保持炉に移す。一方、保持炉からの一定流量(3000~7000kg/h)の溶鋼は間断なく水冷銅炉床上を流れている。水冷銅炉床上において脱炭と脱酸(C+O+CO)および脱窒が進行し上記の低C、低Nを得るが、それには電子ビームによる溶鋼の局部過熱によつて、その攪拌が促進されることも関与すると考えられている<sup>33)</sup>。炉床の溶鋼に供給される全ビーム電力は2800kW(電子銃18ヶ)であり、最終炉床部および鑄造部の真空度は $10^{-3}$ ~ $10^{-4}$ Torrである。炉床からの溢流溶鋼はランナーを通つて610mm角または152mm×965mmスラブ鋼塊に直接連鑄される。125kW電子銃2ヶにより鑄型内プール表面をビーム走査し、特に鋼塊表面欠陥の発生を防止する。このプロセスをElectron-Beam Continuous Hearth Processと称する。これは1次溶解精錬と再溶解精錬を結合した連続製鋼法の1例であるといふことができよう。

### 3. 真空プラズマ電子ビームによる溶解-精錬-造塊法

高電圧電子ビームを発生する電子銃において真空度が $10^{-3}$ ~ $10^{-2}$ Torrに低下すると、ビーム電力損失が増大(前述)するのみならず、アークの発生によつて電子銃は機能を停止する。実際の真空溶解において突発的なガス放出は避けられないので、上述の現象により電子ビーム加熱が不安定になりやすい。

熱中空陰極放電<sup>35)</sup>(Hot Hollow Cathode Discharge, HHCDと略称する)による電子ビーム(プラズマ電子ビーム)の発生は、中程度の真空度において安定であつて、またその際使用する電圧(DC)は低い。各種熱源の適用圧力範囲をFig. 15<sup>35)</sup>に示す。

HHCDを略図的にFig. 16<sup>35)</sup>に示す。陰極はタンタル管であり、その下端はオリフィスを有するタンタル製プラグと結合している。アルゴンなどの不活性ガスを陰極に供給し、オリフィスを通過させ、真空溶解室内に膨脹させる。溶解室は $10^{-2}$ ~ $10^{-4}$ Torr程度の真空度に維持され、かつ、陰極内はプラズマの発生と維持とに十分なガス圧に保たれるように排気系を設計する。溶接用電源に類似した低電圧高電流(DC)電源により陰極(-)と被加熱物(+)を連結する。それによつて、低電圧(数十ボルト)大電流の安定な放電が生じるに至る。オリフィスから被加熱物に向う電子流を電子レンズにより集束しビームとする。陰極温度は、2400K程度であり、全電子のうち熱電子は10%以下に過ぎず他はプラズマから引出される。プラズマ中の陽イオンは陰極を衝撃し、それを操作温度まで加熱する役割を果たす。

ビームは $10^{-4}$ ~ $10^{-1}$ Torrの間できわめて安定であり、その範囲を外れるとビーム電力の損失が増大する。また、陽極と陰極の距離が大になるほどビーム電力の損失



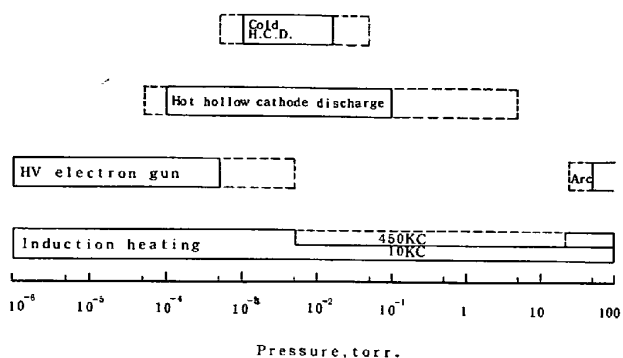


Fig. 15. Operating pressure range of hollow cathode discharge and other heat sources.

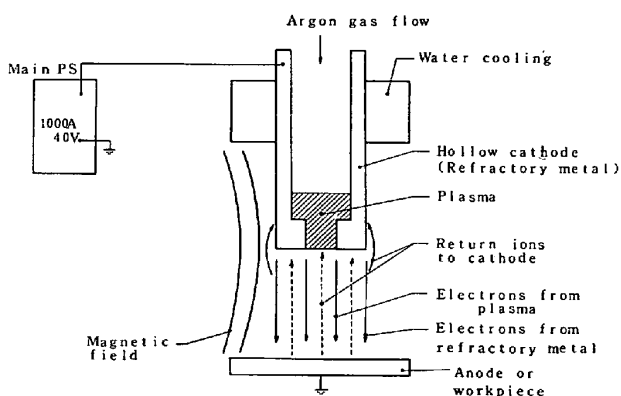


Fig. 16. Schematic representation of hollow cathode discharge.

が増大する<sup>36)</sup>。

日本ステンレスおよび ULVAC は、容量 2400 kW のプラズマ電子ビームを用いる溢流溶解プロセス (2.2 参照) を開発し、スポンジチタンを連続装入してシングルメルトすることにより 3 t チタンスラブインゴット (245 mm × 1125 mm) を得ている<sup>37)</sup>。アルゴン流量 15 l/min の場合操業真空度  $1.8 \times 10^{-2}$  Torr, 水冷銅炉へのビーム電力 (銃 2 ケ) 697 kW において溶解速度は 318 kg/h である。鋳型内プール面の加熱にビーム電力 1168 kW (銃 4 ケ) を用いている。インゴットの品質は真空アークダブルメルトのものと同等である。

中程度の真空度において安定な電子ビーム加熱を行なうのに適したプラズマ電子ビームを特殊鋼の溶解精錬に応用した結果は、いまだ発表されていない。

#### 4. プラズマ・アークの加熱-および化学作用を応用した溶解-精錬-造解法

プラズマとは、荷電粒子を含んだほぼ中性の粒子集団状態と定義されている<sup>38)</sup>。純粋なプラズマ状態は、たとえば、核融合プラズマのように、 $10^6$  K 以上という超高温ですべての存在分子原子が、イオンと電子に完全に電離した状態をいう。本稿でいうプラズマとは、もちろん、この純粋プラズマ状態を意味するものではなく、電離度

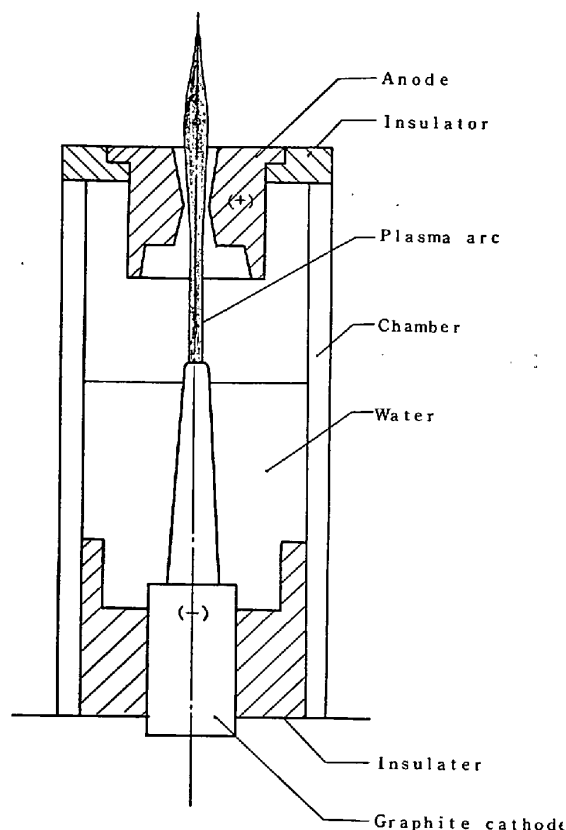


Fig. 17. Steam constricted plasma arc apparatus.

数%以下にすぎない高々 $\sim 10^4$  K 程度以下の温度領域での不完全プラズマ状態を意味するものである。この不完全プラズマ状態もいろいろあり、 $\sim 10^{-2}$  mmHg 程度の真空下のグロー放電を利用した蛍光灯、ネオン、サインなどもこの現象 (低温プラズマ) の一種であり、現在、製鋼炉として普通に利用されているアーク炉 (エル炉) の黒鉛電極のアーク放電 (オープン・アーク) も同様である。この意味では、製鋼分野では、古くから不完全プラズマ状態を熱源として利用してきたといえる。

しかし、黒鉛、タングステンなどを電極とする通常のアークの温度は、通常の方法では、電極材の融点以上を期待できない。H. GERDIEN と A. LOTZ<sup>39)</sup> は 1923 年に、通常アークの外側を冷却媒体で強制冷却し、より高温のアークが得られることを見出した。この現象はアーク放電の特質で、Steenbeck's principle に基づくもので、アーク柱の表面積を少なくして熱損失を自律的に減少させるため、アーク柱は冷却作用を受けると、その断面積が自然に減少する。その結果、電流密度が大となるため、アークの温度が高温になる。このような効果を thermal pinch といっている。さらに電流密度が非常に大きい大電流アークの場合は、アーク中を流れる電流が作る磁場により磁氣的収縮力を受け、アーク柱の断面積が小さくなり、それが更に電流密度上昇につながるという magnetic pinch の効果も加わり、容易に数万度の高温 (不完全プラズマ状態) となる。このような効果を利

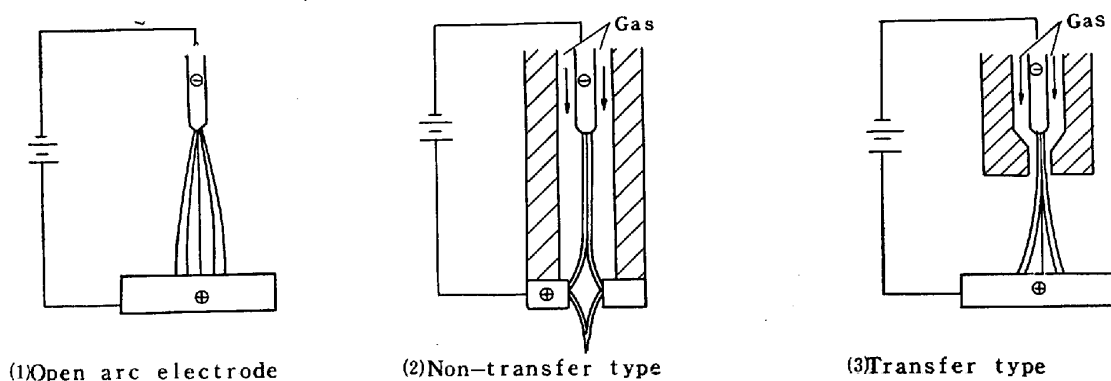


Fig. 18. The types of plasma torches.

用して, PETERS<sup>40)</sup>は, Fig. 17 に示した装置でアーク熱によつて発生する水蒸気を冷却媒体として, 陽極のラバー・ノズルから  $8000^{\circ}\text{C}$  のプラズマ・アークを噴出速度 Mach 1.6 で噴出させた. この装置を, 電極材や冷却媒体の種類などの面から改良し長時間安定した高温アークが得られるようにしたのが, プラズマ・ジェット発生装置である. ガスを冷却媒体とするプラズマ・ジェットは, ほとんどすべてのガス体を利用できることと, その高温を利用して化学反応速度を促進できることなどの理由で, 現在, 合成化学など広い分野にとり入れられているが, 第一に利用されたのは, 高温を利用した溶接技術の分野であつた. ガス・プラズマ・アークのジェットを金属の溶解・精錬に利用した歴史は比較的新しく, 米国の Union Carbide Corp. の 25 lb 溶解容量炉によるステンレス鋼, 超合金のプラズマ溶解が公表されたのは, 1962 年であつた<sup>41)</sup>.

現在, ガス・プラズマ・アークの利用分野を概観すると, プラズマ・アーク自身の化学反応を主として利用する分野と, 熱源として利用する分野に大別される. 前者には, アセチレンなどの有機合成, 酸化物, 炭化物, 窒化物, シアン化物などの合成もしくは分解などの化学工業分野が属し, 後者には, 溶接, 金属, 酸化物など高融点物質の溶解, 加工などの分野が属する.

もつとも, 化学工業, 光ファイバー用石英製造や高純度金属材料の単結晶製造などの分野では, 電極材を用いない清浄なプラズマ発生装置として, 数 MHz 以上 (radiofrequency 以上) の高周波による振動電場で気体を励起イオン化する高周波プラズマ・アーク発生装置が用いられている.

#### 4.1 プラズマ・トーチについて

前述のごとく, 水蒸気安定化プラズマ・ジェット発生装置は, 使用上不便があるためアルゴンなどを用いた気体安定化プラズマ・ジェット発生装置 (プラズマ・トーチ) が実用に供されている.

プラズマ・トーチは, アークの発生方式から transfer type と non-transfer type に大別される. Fig. 18 にその原理図を示した. アークの安定性から正極性の直流ア

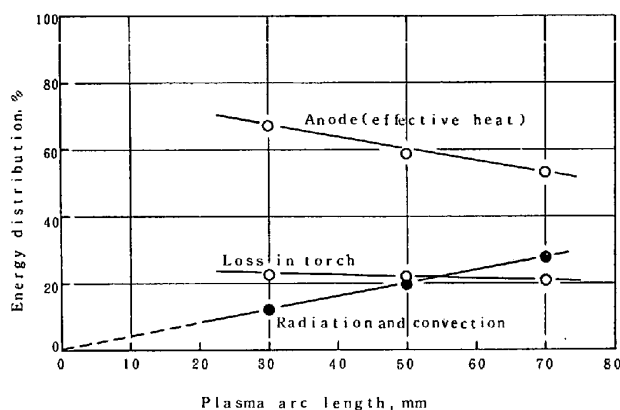


Fig. 19. Energy distribution of plasma arc among cathode, anode and the balance in the dependence on plasma arc length under the constant argon flow rate:  $8\text{ NI/min}$  and the constant electric power output:  $24\text{ kW}$ .

ーク方式を用いる場合が多いが, 交流アーク方式も開発されている. non-transfer type のトーチは, 被加熱体の導電性に無関係に利用できる利点があり, 溶接, 溶射の分野で広く使用されている. しかし, 金属を溶解する場合は, 直接金属を対極とした方が熱効率上好ましいので, transfer type のトーチがもつぱら, 用いられている.

プラズマ・トーチの熱効率は, 被加熱体の種類, 形状プラズマ・ガスの種類, プラズマ・アークの長さなどで熱伝導, 熱伝達が非常に異なるので一概にいえないが, V. DEMBOVSKY<sup>42)</sup>によれば, non-transfer type で 17% 程度, transfer type で 50~75% という. また, U. CHANDRA<sup>13)</sup>は transfer type のトーチ (出力  $24\text{ kW}$ , アルゴン流量  $8\text{ NI/min}$ ) について熱量計的手法で, プラズマ・アーク長と, 陽極に移行するエネルギー, 陰極内で消費されるエネルギーおよびアークからのふく射と対流で失われるエネルギーの割合との関係を調べ, Fig. 19 の結果を得た. 熱効率 (全発生エネルギーに対する陽極に移行する有効エネルギーの割合) は, アーク長が大になると減少するが, アーク長  $30\sim 70\text{ mm}$  の範囲で 75~50% としている. しかし, 実際に金属の溶解に使用し

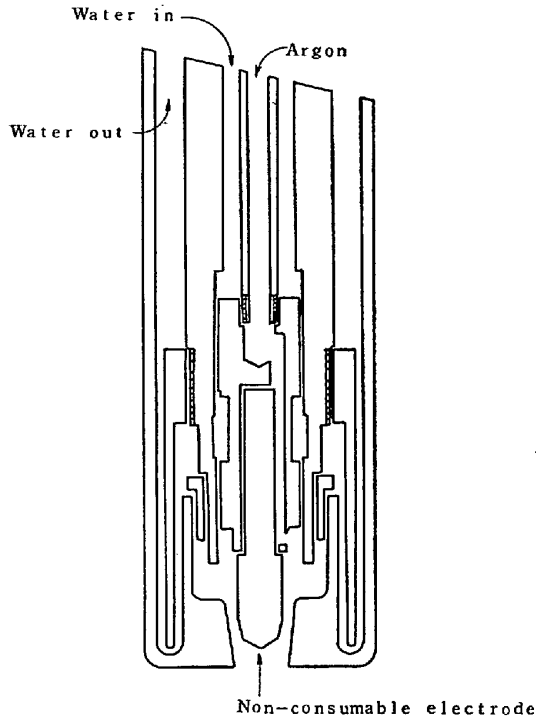


Fig. 20. Schematic diagram of water-cooled plasma arc torch.

た場合の熱効率も、ほとんど公表されていない。

transfer type のトーチの1例<sup>41)</sup>を Fig. 20 に示す。陰極先端はタングステン・チップで、銅製ノズルであり、各部分は水冷されている。現在、日本では transfer type のトーチとして IMW 出力のものも開発されている<sup>44)</sup>。

以後、本文では、特に記述しないかぎり、気体安定化 transfer type のトーチおよびそれによつて得られたプラズマ・アークを、それぞれトーチおよびプラズマ・アークと略称する。

4.2 プラズマ・アークの温度分布

プラズマ・アークの温度を知ることは、金属の溶解精錬上重要である。しかし、オープン・アークでも、温度分布は均一でなく、アーク柱の中心と周辺部の間で大幅な温度勾配がある。プラズマ・アークでは、それが助長される。プラズマ・アークの温度測定法は、分光分析法など幾多の方法が提案されている<sup>45)</sup>。O. H. NESTOR<sup>46)</sup> は、熱量計的な方法で、プラズマ・アークの熱伝達強度分布および電流密度分布に及ぼす Ar ガス流速の影響を詳細に調べた。Fig. 21 にその結果を示す。プラズマ・アークの温度分布は、雰囲気気圧、陰極材質と形状、陰極-陽極間距離、電流、ガス流速と組成などで著しく異なり一概にいえない。アルゴン・プラズマ・アークの1例を Fig. 22 に、アルゴン・オープン・アークとの比較で示した<sup>47)</sup>。

4.3 溶解精錬造塊プロセスの概略

プラズマ・アークによる金属の溶解プロセスは、大別すると、一次溶解プロセス (Plasma Arc Melting=PAM)

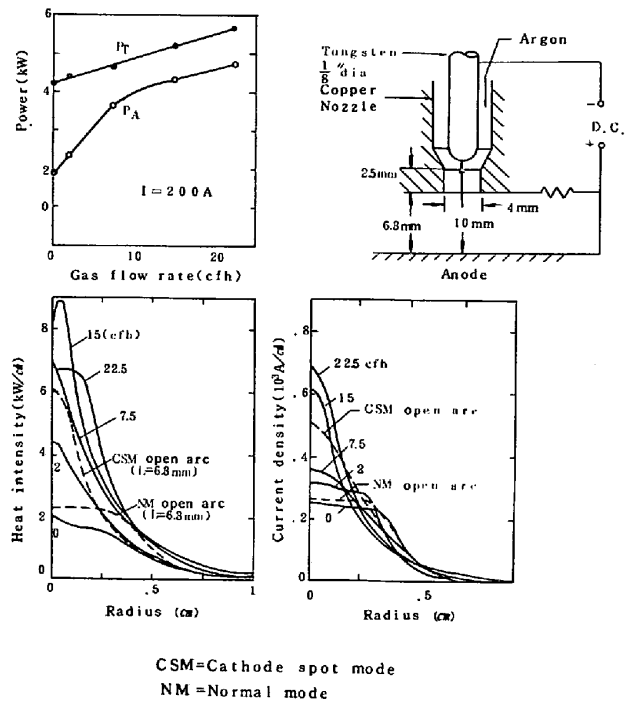


Fig. 21. The geometrical and electrical system used to produce a localized constriction of the plasma column. And total arc power ( $P_T$ ), anode power ( $P_A$ ), and anode heat- and current distributions for 200 A argon arcs with different gas flow rates through the nozzle in the system. The system pressure was 880 mmHg. The dashed curves are results for 6.3 mm long 200 A open arc.

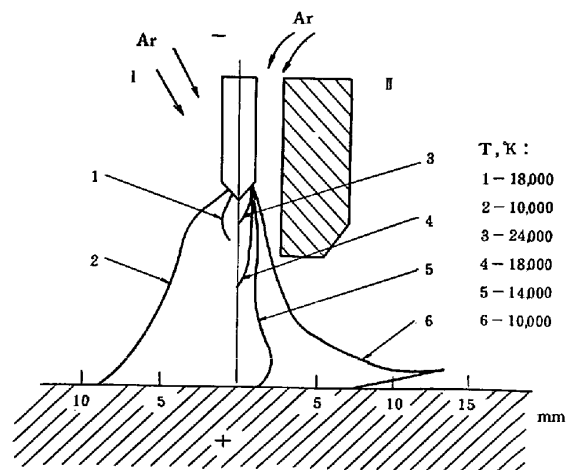


Fig. 22. Comparison of isothermal map of open arc (I) and that of plasma arc (II) at electric current 200 A.

と、PAM を含めた一次溶解プロセスで得られた鋳片を再溶解するプロセス (Plasma Arc Remelting=PAR) となる。また造塊プロセスからみると溶解容器を傾動して出湯する方法、溶解容器中でそのまま凝固させる方法および溶解容器の底部を下方に引き下げて連続製造鋳塊

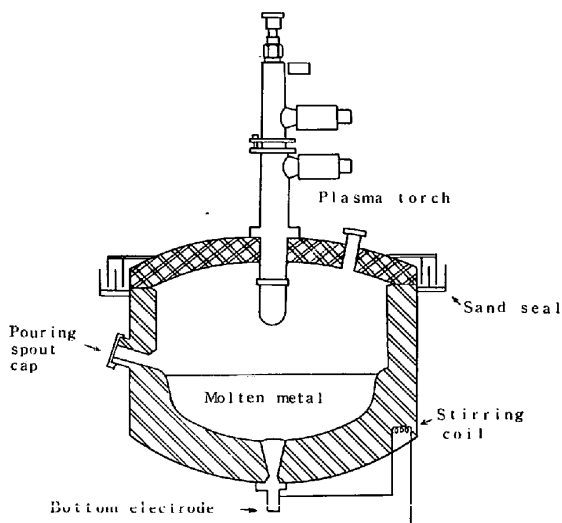


Fig. 23. Schematic diagram of U.C.C.'s plasma arc (Plasmarc) furnace.

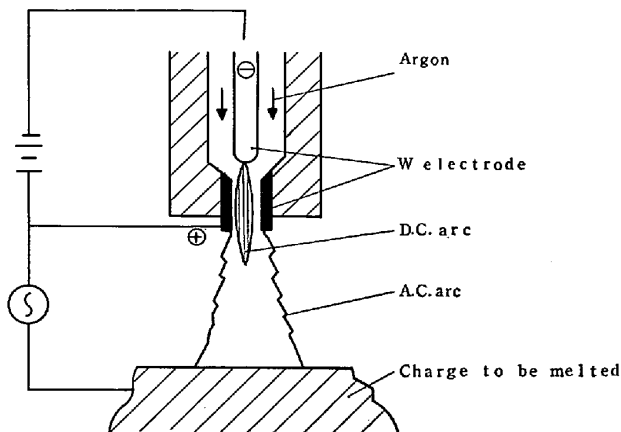


Fig. 24. System used to produce a D.C. combined A.C. arc discharge.

を得る方法などがある。さらに、溶解容器の材質により、酸化物などの耐火物ライニング容器を用いる方法と水冷金属モールド（主として Copper-mould）による方法に分けられる。PAM プロセスでは、耐火物ライニング容器、PAR は、水冷 Copper-mould を主として用いている。

#### 4.3.1 PAM プロセス

通常の製鋼用アーク炉の炉体に、黒鉛電極の代りに非消耗の直流トーチ (Fig. 20 前出) を付け、アルゴン・プラズマ・アークを熱源として金属を溶解し、真空溶解金属と同様の品質の材料を得ることを狙った最初の工業化研究は、Union Carbide Corp の Linde 研究所で試みられた<sup>41)</sup>。U.C.C. 炉の構造を Fig. 23 に示す。炉床は MgO スタンプ炉床で、炉天井と炉壁の接合部は空気の浸入を防ぐためにサンド・シールされている。水冷炉底陽極電極に直結して溶湯誘導攪拌用コイルを備え溶湯成分と温度の均一化を図っている。トーチ寿命、炉底電極寿命は、無補修でそれぞれ 100 h、500 h である。

U.C.C. は、この形式の 5~2000 lb 容量の炉を数基製作して研究を行なったが、工業化に至っていない。米国では、この他、G.K. BHAT<sup>48)</sup>が小型炉で研究を行なっている。

英国でも、British Oxygen Co. で、30 lb と 80 lb の溶解容量の傾注式プラズマ・アーク炉で、軸受レース鋼 (En 31) を溶解した<sup>49)</sup>。この炉の特徴は、Fig. 24 に示すごとく、non-transfer type の直流アルゴン・アークに交流アークを重畳させ、アークの安定化と雰囲気溶解を狙った点である。31 lb 炉の電氣的諸元は、直流アーク電圧電流交流 26 V, 200 A, アーク電圧電流 52.3 V, 600 A, 総出力 36.6 kW である。また、English Steel Crop. では、工具材料、航空材料などの溶解を目的とし、アルゴン・プラズマ・トーチを用いた 10 lb 容量の傾注炉を試作した<sup>50)</sup>。いずれも、その後の進展は報告されていない。

ソ連では、20 kg 溶解容量装置で、マグネシア・ライニング炉床で耐熱鋼の溶解鑄造研究が行なわれ、浴容器の幾何学的形状およびプラズマ・トーチの操作条件と溶解材の精錬効果との基礎的関係が研究された<sup>51)</sup>。

東独では、VEB Edelstahlwerk Freital で、3~5 t 試験炉の経験に基づき 10 t PAM 炉の開発に成功した<sup>52)~54)</sup>。10 t 炉は、トーチ配置方式と溶解電力原単位および溶解能率に関する研究<sup>55)</sup>に基づき、天井に 1 本、側壁に 2 本計 3 本のトーチ (max. 6000 A) を有し、Ar, Ar+N<sub>2</sub> ガスを冷却ガスに利用する。直流トランス電圧 200~600 V 可変 (常用 200~400 V)、トーチ 1 本当りの常用出力 2.5~3.0 MW、アルゴン消費量はトーチ 1 本当り 8 m<sup>3</sup>/h、溶解速度 10 t/h、水冷銅ブロックの炉床電極の寿命 80~60 ch、マグネシア・スタンプ炉床とクロ・マグ煉瓦炉壁の寿命 70~90 ch、クロ・マグ煉瓦天井の寿命 70 ch 程度と報告されている。合金歩留は、ステンレス鋼で、Mn 97~99%, Cr 96~98%, Ni 98~100%, Mo 98~100%, Ti 60~80% と良好で、G のピック・アップがない。脱酸末期に造滓し、取鍋出鋼時の混合攪拌により S≤0.010% が得られる。エネルギー原単位は溶解期で 500~700 kWh/t、総計で 900 kWh/t を超えないというが、通常のアーク炉より非常に高い。更に、30 t 炉が最近稼動したといわれている<sup>56)</sup>。

プラズマ・アーク加熱に誘導加熱攪拌を積極的に付加した炉に、プラズマ・誘導炉 (Plasma Induction Furnace) がある。この形式の炉は、日本で大同特殊鋼が 1960 年頃から開発研究に着手した。1968 年第 6 回国際電熱会議で、130 kW アルゴン・直流プラズマ・トーチに 70 kW の誘導加熱 (周波数 960 Hz) を併用した鋼換算溶解量 250 kg の PI 炉の開発結果を報告した<sup>57)</sup>。その後、大型化の研究を行ない、200 kW プラズマ・トーチと 200 kW の誘導加熱攪拌 (周波数 60 Hz) を併用した 0.5 t PI 炉を開発し<sup>58)</sup>、1975 年 10 月より 400 kW

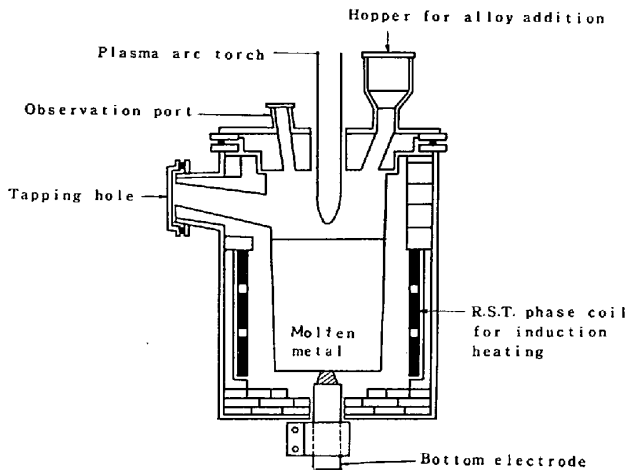


Fig. 25. Schematic diagram of the 2 ton plasma induction furnace (Daido Steel).

プラズマ・トーチと 600 kW の誘導加熱攪拌（周波数 150 Hz, 正転, 逆転攪拌可能）を併用した 2 t PI 炉が生産炉として稼動している<sup>59)</sup>。2 t 炉の構造は基本的には 0.5 t 炉と同様であるが、150 Hz と誘導加熱の周波数を上げて、スターティング・ブロックを不用にし、逆転溶湯攪拌（炉壁から炉の中心への溶湯の流れを生じさせる攪拌）も可能で、炉壁耐火物の寿命向上を狙ったものである。Fig. 25 に同炉の概略図を示す。同炉のステンレス鋼溶解時の諸原単位は次のごとくである。溶解時間 150~180 min, 精錬時間 60~90 min, 電力原単位 900~1300 kWh/t, アルゴン原単位 20~35 Nm<sup>3</sup>/t, ライニング寿命 40~50 ch, トーチ寿命 140~240 ch である。PI 炉の特徴は、アルゴン雰囲気下でのスラグ精錬が容易で、安価なスクラップを用いて VI 溶解材に匹敵する品質の材料を製造できる点である。

ソ連でも、ウクライナ共和国の鑄物研究所で PI 炉による耐熱鋼および耐熱合金の溶解を研究しており、30 kg 容量炉の研究結果が 1971 年公表された<sup>60)</sup>。高周波加熱を用いている。直流プラズマ・アーク出力は 100V 900 A である。操業技術として、アークの安定と溶解能率向上耐火物寿命向上の観点から溶解期はプラズマ出力を誘導出力の 1.25 倍に保ち、溶解の進行とともに、アーク長が大になり、アーク電圧が増大したらプラズマ出力を減じ、溶け落ち時は、プラズマ出力を誘導出力の 0.75 倍以下にする必要があるとしている。普通の誘導炉に比較して昇温速度が 40°C/min と倍程度早く、そのため、溶解が短時間で完了するのでエネルギー原単位も 0.75 kWh/kg と誘導炉の 1.13 kWh/kg より低い。また、高純度アルゴンの使用により、合金元素歩留向上が認められると報告している。

#### 4.3.2 PAR プロセス

連続鑄造方式の銅鑄型を用いたプラズマ・アーク炉による純鉄、Nimonic などの金属の再溶解 (PAR) の研究

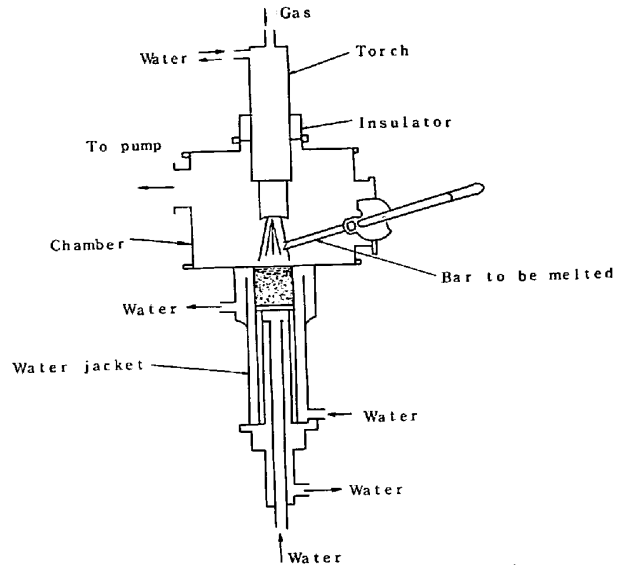


Fig. 26. Schematic diagram of the Zboril's plasma arc remelting furnace (Czechoslovakia).

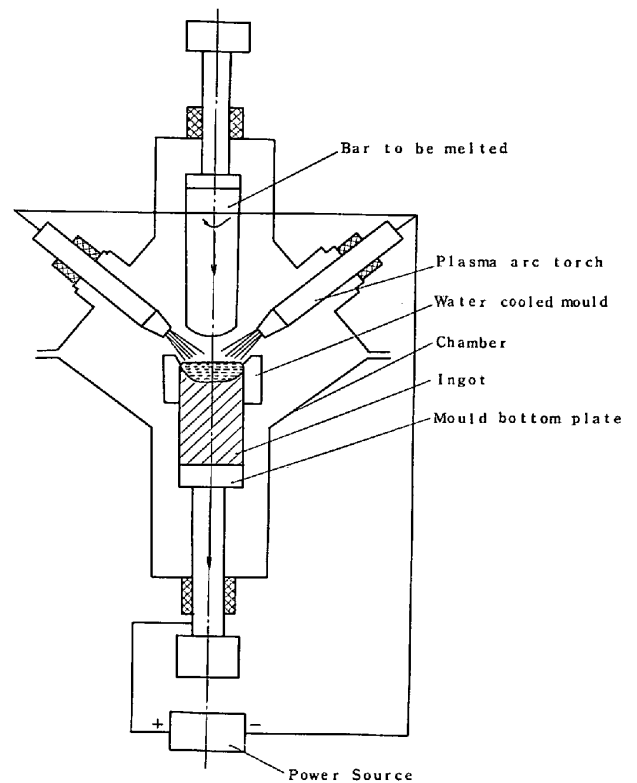


Fig. 27. Schematic diagram of the plasma arc remelting furnace (Paton).

が世界で初めて公表されたのは 1963 年である<sup>61)</sup>。チェコ・プラハで使用されたその装置の概略を Fig. 26 に示す。被再溶解棒材は横から供給される。この装置で得られたインゴットは 10φ×15 mm, 25φ×30 mm 程度の小塊であった。その後、チェコでは国立鉄鋼研究所で大規模プラズマ・トーチの研究を実施している<sup>62)</sup>。

一方、ソ連でも、1963 年初めからパトン電気溶接研

Table 4. Rating of the PAR furnaces (USSR).

Furnace, Model		U-461	U-400	U-467	U-555*	U-600*
Max. weight of ingot (steel, Kg)		30	380	460	5 000	5 000
Dimensions of round ingot	dia., mm	100	250	250	630	630
	height, mm	500	1 000	1 200	2 100	2 200
Total power of plasma torches, KW		160	240	360	2 800	1 800
Power supply		D. C.	D. C.	A. C.	D. C.	A. C.
Number of torches		4	6	6	6	6
Furnace dimensions, mm	floor space	3 100	—	6 000	—	7 100
	in plane view	3 400	—	7 000	—	11 900
	height	3 250	10 350	7 600	11 500	19 350

\* Drawing up plans

究所で PAR の研究が開始されたというが、PAR 装置のソ連特許が公告されたのは、1968 年のことである<sup>63)</sup>。その基本的構造を Fig. 27 に示した。棒材は垂直に供給される方式である。いろいろな仕様の炉が設計製作されているようであるが<sup>64)65)</sup>、その一部の仕様を Table 4 に示す。パイコフ冶金研究所では棒材を水平方向から複数本供給する方式が研究されている<sup>47)</sup>。ソ連の研究によれば、PAR の熱効率は 60~65% と高く、プラズマ・アークから金属浴に移行する熱のうち、75~85% はふく射と対流によるものであり、直接アークが金属浴表面を衝撃することによる熱の移行分は、比較的少なく、15~20% 程度であるという。また、Ar+N<sub>2</sub> 混合ガスを利用した PAR による加窒効果に基づくステンレス鋼組織の改善研究や、Ar+H<sub>2</sub> 混合ガス PAR による軟磁性材料の水素脱酸の研究も行なわれている。

米国では、1970 年に特許が、U. S. Steel Corp. から出願されており、実用化試験も実施したようであるが成功に至らなかった<sup>66)</sup>。また、U.C.C. の開発した IMW 出力の中空プラズマ・トーチを用いて、Carnegie-Mellon-Institute と Schlienger Co. の超合金の PAR に関する共同研究が Schlienger Co. の炉で行なわれた<sup>48)</sup>。

また、大同特殊鋼は、1976 年に 150 kW 出力の直流プラズマ・トーチによる鋼および超合金の再溶解プロセス (Plasma-Progressive-Casting Process=PPC Process) について公表した<sup>67)</sup>。このプロセスは、ソ連、その他の PAR プロセスと類似しているが、プラズマ・アークの高温を浴全体に有効に利用するための誘導磁界発生用コイルを内蔵した水冷 mould を有している点が異なる。

PAR プロセスは、EBR プロセスと同様、再溶解速度とプラズマ出力を独立に制御できる点が、VAR, ESR プロセスと比較した場合の特徴であり、その特徴を凝固

組織のコントロールにどのように活用するかが、今後の課題であろう。

#### 4.3.3 プロセスに対する基礎研究の発展

プラズマ・アーク溶解に関する基礎研究は、ソ連で盛んに行なわれている<sup>47)68)69)</sup>。たとえば、X18H10T 鋼 (18%Cr-10%Ni-Ti 鋼凝固温度 1 400~1 430°C) について、80 mm 径鋳型で溶解速度とプラズマ・アーク電流を変化したときの溶鋼プールの温度を、アルミナ保護管を使用して、熱電対を鋳型中心軸に対して水平から 35° 斜上方から一定距離挿入して測定した<sup>47)</sup>。その結果は Table 5 に示す。溶解速度一定の場合、電流が大きいほど高温になるが、電流一定の場合の溶解速度の浴温度に対する効果は、あまり明確でない。

また、G. M. GRIGORENKO et al<sup>68)</sup> は、300A, 40~50 V のプラズマ・アーク (Ar+N<sub>2</sub>=1 atm, 流速 12~15 l/min) 溶解時の Fe-Cr 合金の窒素溶解量を求めている。その結果を Fig. 28 に示した。

RYKALIN と EROKHIN は<sup>70)</sup>、18%Cr-12Ni ステンレス鋼をアルゴン・アーク・トーチで、アーク電流 900~1 000 A で 80 mm 径水冷鋳型を用いて 1 気圧の条件下で、再溶解材 (30 mm φ) の溶解時に脱酸方法を変えて、

- 1) Fe-Mn-Cr スピネル系介在物
- 2) 高 Si 含有シリケート
- 3) 分散型アルミナ

を、それぞれの介在物として含有する三種の再溶解材をつくり、プラズマ・アーク再溶解を溶解速度を変えて実施し、Table 6 の結果を得た。この結果から溶解速度 0.11~0.12 kg/min の場合、介在物清浄度の向上率が、シリケート 72%、スピネル 31%、アルミナ 15.6% と相違するのは、再溶解材が先端部で液滴になる前に、介在物が溶融消失するが、その度合いが異なるためである。

Table 5. Distribution of bath temp. according to plasma arc current and melting rate (mould inner dia. 80 mm).

Distance, mm		Melting rate, kg/min						
from bath surface	from inside wall of mould	0.2		0.3			0.4	
		Plasma arc current, Ampere						
		800	1000	800	1000	1150	1000	1150
Bath temperature, °C								
0	5	1605	1615	1590	1600	1595	1605	1600
3	9	1575	1560	1540	1550	1560	1540	1575
6	13	1520	1530	1530	1510	1510	—	1550
9	17	1465	1480	1480	1480	1495	1480	1520
11	21	1435	1450	1450	1460	1480	—	1490
14	25	1430	1435	—	1420	1465	1455	1470
17	30	—	—	1430	—	1450	—	1465
20	34	—	—	—	—	1435	—	1450

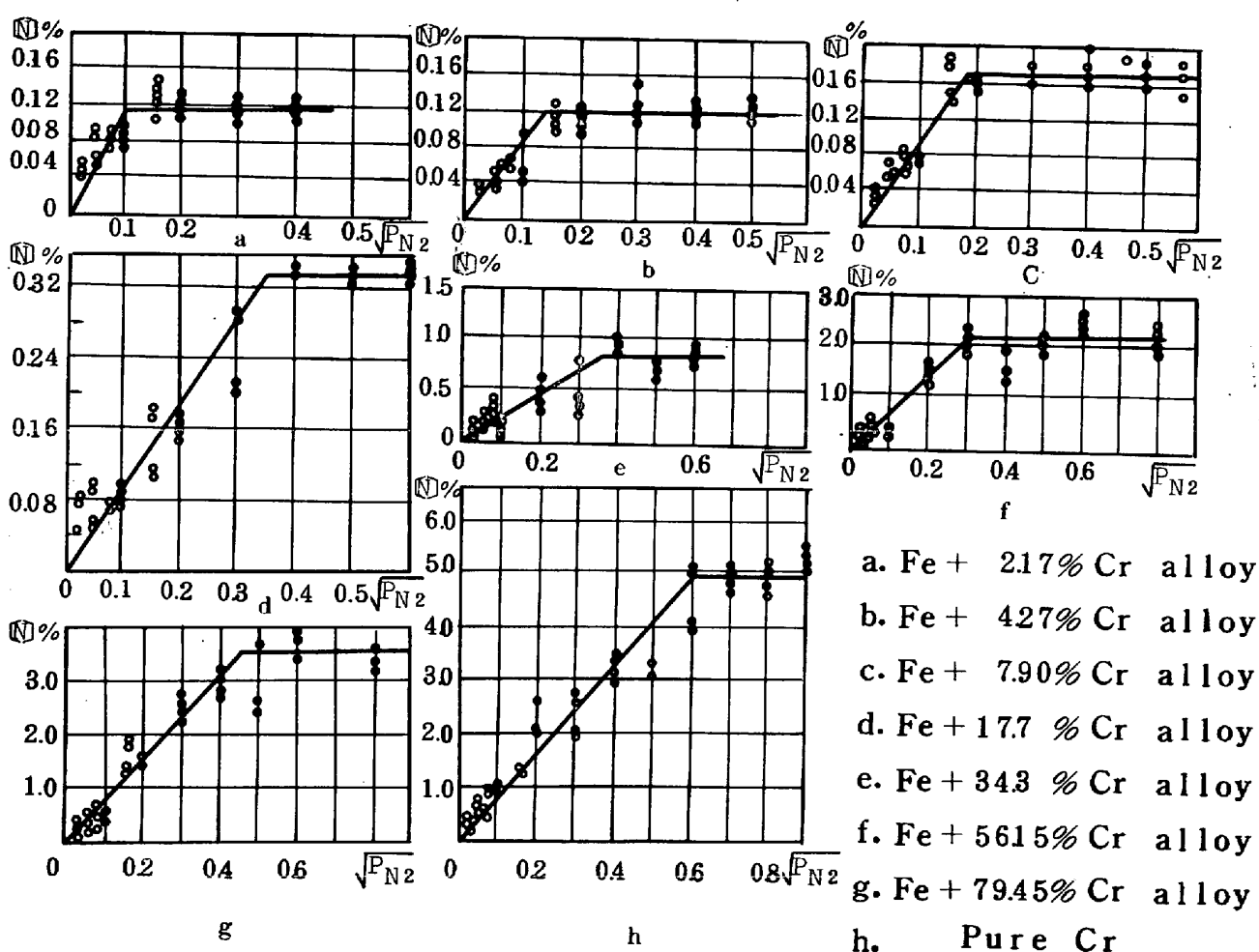


Fig. 28. Relation between nitrogen content of Fe-Cr alloy and partial pressure of nitrogen by plasma arc melting.

すなわちサイズは大きとも消費速度が大きいスピネルは、シリケートに比較して再溶解により減少しないと説明した。

日本では、金子ら<sup>(1)(2)</sup>、武田ら<sup>(3)</sup>、手塚ら<sup>(4)</sup>が Ar, Ar+N<sub>2</sub>, Ar+H<sub>2</sub>, Ar+N<sub>2</sub>+H<sub>2</sub> などのガスを使用したプラズマ・トーチを用いて、鉄および鉄合金の溶解に対する基礎研究を行なった。今後、プラズマ・アーク溶解

におけるスラグ・メタル反応の基礎研究の発展が期待される<sup>(5)</sup>。

### 5. 特殊鋼の溶解精錬への応用に関する問題点

上に述べたところから、特殊鋼の1次溶解精錬と再溶解精錬の分野に出現している新プロセスは下記のようになる。

Table 6. Effect of the inclusion types on the refining degree of stainless steel (18%Cr-12%Ni) by plasma arc remelting.

Material		Amount and composition of non metallic inclusion						Degree of inclusion refining (%)
		Total amount of inclusion (%) to mass of steel	Composition (%)					
(Inclusion type)	Condition			SiO <sub>2</sub>	MnO	FeO	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
I (Fe-Mn-Cr spinel)	initial remelted	0.032	2.5	28.07	1.13	63.8	4.5	31
		0.022	4.0 <sup>6</sup>	28.06	2.16	63.0 <sup>3</sup>	3.1 <sup>2</sup>	
II (silicate)	initial remelted	0.036	68.8	0.88	0.78	10.6 <sup>3</sup>	18.9	72
		0.010	58.9	1.43	Non	19.0	20.8 <sup>9</sup>	
III (corundum disperse inclusion)	initial remelted	0.009 <sup>6</sup>	13.3	Non	2.68	4.1	79.5 <sup>3</sup>	15.6
		0.008	13.5	Non	Non	7.3 <sup>2</sup>	79.5	

Note: (1) remelting rate 0.11~0.12 kg/min.

(2) initial material I, was produced without deoxidation.

(3) " II, was produced with deoxidation by ferrosilicon.

(4) " III, was produced with deoxidation by Al.

特殊1次溶解精錬——PAM, PIM

再溶解精錬——EBR, PAR

特殊な1次2次連続溶解精錬——VIM-EB 溢流精錬の連続プロセス

以下、これらの特殊鋼への応用に関する基本的な問題に触れて、結びとする。

### 5.1 再溶解精錬の場合

従来、東独においては鋼の真空再溶解に VAR を用いず EBR を使用してきた。

しかし、米国、西欧、日本などにおいてはまず VAR が普及し、その時以来、より低コストあるいはより商品質を目標として次の新方法が求められた (ESR はその中で成長した)。電子ビーム滴下再溶解、すなわち EBR、にも当然関心が向けられ、VAR, ESR および EBR 材の品質の比較がいくつかの鋼種—たとえば構造用合金鋼<sup>(24)78)</sup>、ステンレス鋼<sup>(24)78)</sup>、工具鋼<sup>(24)76)</sup>、軸受鋼<sup>(76)77)</sup>—について行なわれた。その結果、普通溶解材よりも再溶解材の方が優れている点はかなり明らかになったが、再溶解法の中で EBR が特に優れているとは認められなかった。しかも、EBR には Mn など蒸気圧の高い合金元素の蒸発という、やつかいな問題も存在する。

従って、それを特殊鋼に適用しようとするれば、少なくともコストを VAR と同等にせねばならない。ところが、一般に EB プロセスは高真空度、高電圧を用いるので設備費が高い。ゆえに、コスト低下の方法は生産性の思いきった増大以外にはない<sup>(80)</sup>。Freital(東独)は EBR のスケールアップ—100 t 炉を計画中<sup>(81)</sup>という—によつて、Airco-Temescal (米)は VIM-EB 溢流精錬という連続プロセス (2.2) によつてそれを達成しようとしている。

もつとも、後者は脱炭、脱窒に EB 精錬の冶金学的機能を発揮させることを狙っている。その冶金学的機能の内最も大きな機能、すなわち揮発性元素の蒸発の促進を、

不純物規制の厳しい超合金の製造に十分活用すべきだとの意見が述べられている<sup>(82)</sup>。一方、上述した Freital では、凝固コントロールが容易であるという EBR の特徴を低合金鋼大型鋼塊の製造に有効に利用し得るであろうという期待が持たれている<sup>(80)</sup>。

EBR と同様に溶解材料および溶解エネルギーの供給を別々に行なう PAR が、再溶解分野に登場してきた。雰囲気を変えたり、スラグを用いるなど弾力的な精錬が可能であり、かつ、蒸発が少ないので合金元素含有量の変動も少ない。この方法が、EBR といかに競争するには関心が持たれる。しかし、EBR の脱窒に対して PAR は加窒を特意とすることからも推定されるように、対象鋼種の範囲は異なってくるであろう。PAR は設備費が小であるがアルゴンを消費する。PAR のスケールアップが重要な研究テーマになつている<sup>(64)</sup>。

### 5.2 特殊1次溶解精錬の場合

高合金鋼、超合金などのスクラップのリサイクリングの重要性はますます増大しており<sup>(83)</sup>、それが VIM の大きな課題ともなつている。活性合金元素を含む高合金スクラップを歩留良く再生することは PAM, PIM によつても可能である。特に、PIM の場合にはスラグ精錬(脱硫、脱酸)による純化が効果的に行なわれるので好都合である。PAM, PIM の設備費は比較的小であるがアルゴンを消費する。その溶解コストを更に低下させるために、装入材料の効率的な溶解方法あるいは炉のスケールアップの研究が行なわれている。

### 文 献

- 1) 中道琢郎: 鉄と鋼: 14(1975), p. 237~255
- 2) M. von PIRANI: DP 188, 466(1905)
- 3) H. STEPHAN: "Electron beam metallurgical processing seminar (1971)": Session 1a: edited by Universal Technology Corporation
- 4) Metallurgical Society Conferences Vol. 51 "Electron and Iron Beam Science and



- Technology" Vol. 1, p. 275~: Edited by R. Bakish, published by AIME (1969)
- 5) M. V. ARDENNE, S. SCHILLER, G. JAGER, P. LENK, H. SCHÖNBERG, P. STEIN, K. SCHMIDT, und G. BÄRSIKEW: Freiburger Forschungshefte B[122], (1966), S 57~66
  - 6) G. SCHARF, K. WERNER, und D. RUMBERG: Neue Hütte, 21(1976), S. 1~5
  - 7) Industrial Heating: 1976, p. 50~51
  - 8) H. STEPHAN: Metall., 28(1974)10, S 959~968
  - 9) H. GRUBER: Z. Metallk., 52(1961)5, S 291~309
  - 10) H. GRUBER, W. DIETRICH, E. ERBEN, J. HEIMERL, and H. STEPHAN: T. Vac. Met. Conf. (1962), p. 68~94
  - 11) W. DIETRICH, H. GRUBER, F. SPERNER, and H. STEPHAN: T. Vac. Met. Conf. (1967), p. 739~757
  - 12) H. R. SMITH, Jr.: Proc. 2nd electro beam processing seminar (1972), Session 1b: published by Univ. Tech. Corp.
  - 13) S. SCHILLER, U. HEISIG, and P. LENK: *ibid.*, Session 1b
  - 14) G. SCHARF und D. RUMBERG: Freiberg. Forschungsh. B[122], (1966), S. 89~98
  - 15) F. ESSER, G. SCHARF und D. RUMBERG: *ibid.* B[122], (1966), S 77~87
  - 16) H. FIEDLER und G. SCHARF: *ibid.* B[126] (1967), S 31~39
  - 17) H. SCHÖNBERG und S. SCHILLER: Neue Hütte, 12(1967), S 146~149, 150
  - 18) H. FIEDLER and G. SCHARF: T. 3rd Int. Vac. Cong., Vol. 2, III, (1965), p. 601~606
  - 19) F. ESSER, G. SCHARF, und D. RUMBERG: Neue Hütte, 10(1965), S 333~338
  - 20) G. SCHARF, F. FESSOR, und D. RUMBERG: *ibid.*, 11(1966), S 19/27
  - 21) H. THIEL, W. D. SCHULZ, und H. FIEDLER: *ibid.*, 12(1967), S 598/602
  - 22) F. KAWAGUCHI, K. MORIYA, M. OKAMURA, S. KOYAMA, and K. NARITA: Proc. 4th ICVM, Section 2, p. 135~138
  - 23) H. STEPHAN: Proc. 2nd electron beam processing seminar (1972), Session 2a: published by Univ. Tech. Corp.
  - 24) M. WAHLSTER, A. CHOUDHURY, und K. FORCH: St. u. Ei., 88(1968), S 1193~1202
  - 25) G. SCHARF: Neue Hütte, 13(1968), S 438
  - 26) H. THIEL, W. D. SCHULZ, und E. WILDE: *ibid.*, 12(1967), S 269~275
  - 27) W. D. SCHULZ, H. THIEL, und E. WILDE: *ibid.*, 13(1968), S 15~17
  - 28) F. ESSER, G. SCHARF, und H. HEIDENREICH: Freiberg. Forschungsh. B[122], (1966), S 67~76
  - 29) V. M. JUNAKOV: *ibid.*, B[137], S 121/128 (1968)
  - 30) C. d'A. HUNT and H.R. SMITH: J. Metals, 18(1966), p. 570~577
  - 31) H. R. SMITH, Jr.: T. Ont. Vac. Met. Conf. (1967), p. 719~736
  - 32) R. J. KNOTH: Specialty Steel Seminar, Pittsburgh (1969)
  - 33) T. H. HARRINGTON and R. B. PALMER: Electric Furnace Proc., 28(1970), p. 34~40
  - 34) W. A. MATEJKA: Proc. 4th ICVM, Section 2, p. 151~155
  - 35) J. R. MORLEY: T. Vac. Met. Conf., (1963), p. 186~202
  - 36) S. KASHU, S. NISHINO, and C. HAYASHI: *ibid.* (1967), p. 771~797
  - 37) K. MURASE, T. SUZUKI, T. KIJIMA, H. TAKEI, and Y. YONEDA: Proc. 4th ICVM, Section 8, 315~320
  - 38) 後藤憲一: プラズマ物理学, 共立出版社, p. 1
  - 39) H. GERDIEN and A. LOTZ: Z. für techn. phys., (1923)4, p. 157
  - 40) T. PETERS: Naturwissenschaften, 24(1954), p. 571
  - 41) R. T. McCULLOUGH: J. Metals, (1962) Dec., p. 907~911
  - 42) V. DEMBOVSKY: Proc. 7th Int. Electro-Heat Cong., Warschau, (1972), N121
  - 43) U. CHANDRA, J. HARTWIG, und K. ULRICH: Techn. Mitt. Krupp Forsch. Ber., 29(1971), p. 143~150
  - 44) C. ASADA, I. EGUCHI, and T. ADACHI: Proc. 7th Int. Electro-Heat Cong., Warschau, (1972), N123
  - 45) 岡田 実, 荒田吉部: プラズマ工学, 日刊工業新聞社 p. 357
  - 46) O. H. NESTOR: J. Appl. Phys., 33(1962)5, p. 1638~1648
  - 47) A. A. FROKHIN: 金属及び合金のプラズマ・アーク溶解 (1975) (in USSR), p. 19
  - 48) G. K. BHAT: Proc. V Int. ESR and other Special Melting Technology Pittsburgh, (1974), Part II, p. 460~476
  - 49) J. B. CHATER: ISI. Special Report, (1964) No. 87, p. 136~137
  - 50) Steel Times (1965) Feb. 12, p. 229
  - 51) G. P. BORISOV, V. N. KOSCHAKOV, V. I. PAKOMSKII, and E. B. POLECHAEV: Liteinor Proizvodstvo (1971)4, p. 1~3
  - 52) W. LACHNER, H. FIEDLER, and F. MÜLLER: Proc. IV Int. Vacuum Conference, Tokyo, (1974), p. 149~150
  - 53) H. FIEDLER, W. LACHNER, G. BELKA, and F. MÜLLER: Proc. V. Int. Symp. on Electroslag and other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974) Part II, p. 466~476
  - 54) H. FIEDLER: Neue Hütte, 21(1976)2, p. 69~72
  - 55) F. ESSER, H. FIEDLER, and W. LACHNER: Proc. IV Int. Vacuum Conference, Tokyo, (1974), p. 145~148
  - 56) 日刊工業新聞 (1977) 2月20日 4頁
  - 57) H. NODA, C. ASADA, I. EGUCHI and K. KATO: Proc. VI Int. Electro-Heat Cong (1968) May. Brighton N 121
  - 58) C. ASADA and T. ADACHI: Proc. II, Int. Symp. ESR and other special Melting Technology, (1971) June, Pittsburgh p. 165~168
  - 59) 第54回 特殊鋼部会資料 (特 54-5-自 3)
  - 60) V. N. KOSTYAKOV, G. P. BORISOV, A. P.

- NOZHENKO, and V. A. PIROG: *Tekhnologiya, Organizatsiya Proizvodstva*, (1971) No. 3, p. 51~53
- 61) T. ABORIL: "Plasma Melting and Refining of Metals", *Hutnicke Listy XVIII*, No. 6, (1963)
- 62) Iron, and Steel Research Institute Information (チェコ国立鉄鋼研究所案内) VUHZ CSSR, p. 85
- 63) ソ連特許 No. 1579 039 公告日(1968) June, 18
- 64) Licensintorg (Plasma Arc Remelting of Metals and Alloys in Water Cooled Copper Crystallizer)
- 65) 行後次郎: 溶接技術 (1971)1, p. 117~121
- 66) U. S. Patent No. 3, 496, 280 (1970) Feb. 17
- 67) 藤原達雄, 加藤剛志, 小野清雄, 山田博之: 鉄と鋼, 62(1976), No. 4, p. 101
- 68) ウクライナ科学アカデミー電気溶接研究所: 再溶解精錬法 (1974), (1975) (in USSR)
- 69) ウクライナ科学アカデミー電気溶接研究所: 特殊電気冶金の問題 1~3集 (1971) (in USSR)
- 70) N. N. RYKALIN and A. A. EROKHIN: The sixth, Japan-USSR Joint Symposium on Physical chemistry of Metallurgical Process (1977) Tokyo, I.S.I.J. Special Report No. 25, p. 27~33
- 71) 金子恭二郎, 佐野信雄, 松下幸雄: 鉄と鋼, 62(1976), No. 1, p. 43~52
- 72) 金子恭二郎, 佐野信雄, 加藤公雄, 松下幸雄: 鉄と鋼, 62(1976), No. 4, p. 102
- 73) 武田紘一, 中村 泰: 鉄と鋼, 63(1977), No. 2, p. 227~235
- 74) 手塚広吉, 松浦三郎, 山野清市, 藤根道彦: 鉄と鋼, 62 (1976), No. 11, p. 150
- 75) 榎山太郎, 手塚広吉, 杉浦三郎, 栗本明昌: 電気製鋼, 45(1974), No. 3, S 155~160
- 76) A. RANDAK, A. STANZ, und W. VERDERBER: *Stahl u. Eisen*, 92(1972), S 981/993
- 77) A. RANDA, A. STANZ, und H. VÖGE: *ASTM STP 575, ASTM(1975)*, p. 150~162
- 78) H. SPITZER: *Stahl u. Eisen*, 92(1972), S 994~1002
- 79) E. PLÖCKINGER: *Stahl u. Eisen*, 92(1972), S 972/981
- 80) C. DOENECKE: Proc. 2nd electron beam processing seminar (1972), Session 2C; published by Univ. Tech. Corp.
- 81) H. FIEDLER and G. SCHARF: *Steel in the USSR (1971)*, p. 453~458
- 82) R. SCHLATTER: 2nd Int. Symp. Superalloys (1972), A-1~A-40