

論 文

UDC 669.187.26 : 533.9 : 669.15'26-194.55 : 669.14.018.292 : 621.771

プラズマアークによる鋼および超合金の再溶解*

藤原達雄**・加藤剛志**・小野清雄***・山田博之***

Plasma-Arc Remelting of Steels and Superalloys

Tatsuo FUJIWARA, Koshi KATO, Kiyoo ONO, and Hiroyuki YAMADA

Synopsis:

The feature of plasma-arc remelting and the quality of plasma-arc remelted steels and superalloys were investigated by using an originally designed and constructed PPC (Plasma Progressive Casting) furnace with a 110 mm dia. water-cooled copper mould and a maximum 150 kW power source.

The results obtained are as follows:

- 1) It was possible to some extent, to control the solidification structure of the PPC ingot. By selecting a relatively slow melting rate against a given plasma power, the metal pool became very shallow and flat, so that columnar crystals grew nearly vertical.
- 2) The hot workability, based on the Gleeble test, of a solidification controlled PPC ingot, which had vertical columnar crystals, was superior to that of VAR ingot.
- 3) No chemical composition change including for Ti, Al, Mn etc. was observed, and deoxidization could be done in the PPC process. As the deoxidizing mechanism, the C-O reaction and the removal of the Al_2O_3 type oxide inclusions were considered.
- 4) The ingot surface was comparable to that of ESR ingot, though some differences were observed between the steel grades.
- 5) The distribution of alloy elements in a PPC ingot and the mechanical properties of the ingot were almost the same as those of the VAR ingot.

1. 緒 言

近年、工業技術の発展に伴い鋼の品質に対する要求が厳しくなるにつれ、高性能でかつ品質のバラツキが少ない材料が強く望まれるようになった。鋼の再溶解技術はこの要求に最もよく応えるもので、すでに各種の再溶解技術が開発され、さらに今も新しく、開発されつつある。現在工業的に使われている高信頼性高級鋼（たとえば、ジェットエンジン材料、新幹線用軸受鋼など）はほとんど再溶解によつて作られている。

工業的規模の再溶解法として、現在4つの方法が考えられており、各方法とそれぞれの長所、短所をTable 1に示す。真空アーク再溶解法(VAR)とエレクトロスラグ再溶解法(ESR)は、このうちでも比較的早く工業化されたもので、いずれも再溶解用母材が一方の電極となる消耗電極タイプのものである。VARは主に米国で、ESRはソ連で発達してきたが、現在は世界各国でお互いの長所を生かして使われており、両者とも工業的

規模の炉が多数稼動している。

一方、エレクトロンビーム再溶解法(EBR)およびここで報告するプラズマアーク再溶解法(本論文ではPPCと略称する*)は、再溶解用母材が電極とならず非消耗のEBガンあるいはプラズマトーチを備えた非消耗電極タイプの再溶解法であり、ソ連²⁾³⁾⁴⁾、東独⁵⁾でよく研究されているようであるが、まだ研究開発段階にある方法といえる。とくにEBRは報告例がほとんどないが、東独アルデネ研究所のFÖRSTERによれば鋼再溶解用として1200kW出力の工業的規模の炉が3~4基作られている。

プラズマアーク再溶解もソ連以外では工業的規模の炉が稼動しているという報告は見当たらない。試験炉として筆者らのところ、西独のKrupp社⁶⁾のもの(筆者らのものと同程度の規模)および米国Schlienger Inc.の600kW出力の炉が知られる程度である⁷⁾。プラズマアーク

* PPCはPlasma Progressive Castingの頭文字をとつたものである。プラズマアーク再溶解はソ連ではPAR(Plasma-arc Remelting)、米国ではPDM(Plasma Drip Melting)と呼ばれている。

* 昭和51年4月本会講演大会にて発表 昭和52年3月3日受付 (Received Mar. 3, 1977)

** 大同特殊鋼(株)中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Daido Steel Co., Ltd.)

*** 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)

Table 1. Comparison of various remelting methods.

Remelting method	PPC	EBR	VAR	ESR
Features				
Remelting atmosphere	Reduced/high pressure	High vacuum	Vacuum	1 atm
Kind of atmosphere	Ar, He, H ₂ , N ₂ etc.	—	—	Air, Ar
Dependence of power against melting rate	Independent	Independent	Dependent	Dependent
Control of solidification	Possible	Possible	Difficult	Difficult
Refining by slag	Possible	Impossible	Impossible	Possible
Degassing (N, H)	Slight	Considerable	Slight	No
Deoxidation	Considerable	Considerable	Considerable	Not so good as others
Reduction of tramp elements (As, Sn, Pb)	Slight	Slight	Slight	no
Progressive solidification	Better	Good	Good	Good
Hot workability	Better	Better	Good	Better

ク再溶解は、ソ連ではESRと同様工業的規模のものも含めて多数の炉があることが知られており、研究報告も多い¹⁾²⁾。ソ連では最大1800kW出力(6本のプラズマトーチを有する)までの炉があり²⁾、軸受鋼などの高純度鋼、高Nステンレス鋼(プラズマガスにN₂ガスを使用し、溶鋼中に過飽和のNを固溶させた鋼)など各種の鋼と、さらにTi, Niなどの溶解にも利用されている。

筆者らは2つの目的で水冷モールドを有するプラズマアーク炉—これを前述のようにPPC炉と名付けた—を設置し、昭和48年にこれを試作し、当社研究所内に設置した。目的の1つは、ここで述べる鋼等の再溶解法の研究であり、他はTiなど活性金属のスポンジ状原料あるいはスクラップからの1次あるいは2次溶解法の研究である。当初100kW出力の電源で研究を行っていたが、昭和49年に150kW出力の電源に更新し研究を続けてきた。

鋼再溶解法に関しては、これまでとくに再溶解出力と溶解速度が独立制御可能という特徴がどのような効果をもたらすかなどについて調べ、さらに複数プラズマトーチによる大型炉の基礎試験なども行ってきた。本論文ではこの研究過程で得たプラズマアーク再溶解鋼の品質、特徴などの調査結果をVAR鋼との比較で報告する。

2. プラズマアーク溶解炉の構造と再溶解方法

本実験に用いたプラズマアーク炉(以後PPC炉とよぶ)の概略構造をFig. 1に示す。移送式アークのプラズマトーチ¹²⁾はルツボ直上にあり、再溶解用母材は斜め45°上方より、大気から簡単なシール機構を通して送入される。水冷銅ルツボには引下げ可能なルツボ底がセッ

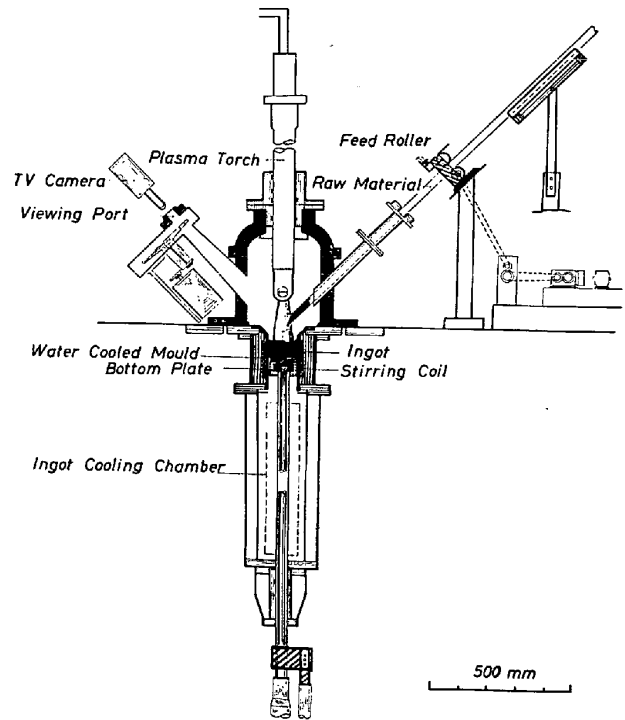


Fig. 1. Scheme of plasma progressive casting (PPC) furnace.

トされ、インゴットの生成につれて引下げられる。

溶解前に炉内を置換するため、ロータリーポンプ、メカニカルブースターポンプにより $\sim 10^{-3}$ torrまで排気した後、炉内にArガスを導入する。溶解中プラズマトーチからのArは、炉体リーク弁から自然流出させ、炉内圧Ar 1atm. 下で再溶解を行う。Arガスは露点 -65°C 以下の液化Arを使用した。溶解中の炉内観察は、ITVにより行いモニターをみて遠隔操作する。炉の電源容量は150kWで最大電流は1800Aまで可能である。ルツボ径は110mmφでインゴットは最大600mm長

さ (約 45 kg) まで製造可能である。

再溶解用母材は 28~31 mm ϕ ×1 500~2 000 mm のものを数本準備し、溶解途中で溶解を中断することなく TIG 溶接により母材をつぎ足す。

プラズマアーク再溶解時の溶鋼プール温度については実測は行っていない。溶鋼温度は、出力、溶解速度によって変わると考えられ、実際観察していても、出力が85 kW 以上になるとプール面の波立ち、さらにスプラッシュの発生が激しくなる。湯面の状況、母材からのメタルドロップの落下状況から判断して、65~100 kW 出力の範囲では、プール中心温度は 1 600~2 000°C の範囲にあると推定される。

3. 実験方法

本研究で用いた材料は INCO718, A286, SUJ3 および SKD11 の4鋼種である。それぞれの再溶解用母材は次のようにして準備した。すなわち、INCO718 は VI (真空誘導炉)-VAR で溶解したもの (米国 Teledyne Allvac 社提供材) と PI (プラズマ誘導炉) で溶解したものの2種類、A286 は PI, SUJ3 は AF-degas 処理、SKD11 は大気誘導炉でそれぞれ溶解して得たインゴットを圧延または鍛造し、さらに表面酸化スケールを旋削除去して 30 mm ϕ の棒を得た。ただし INCO718 の PI 溶解材のみは、棒状鋳型に鋳込んだものから直接酸化スケール除去して母材とした。これら母材化学成分は再溶解後の化学成分と合わせて Table 4 に示す。PPC 再溶解の条件は Table 2 に示すように、各鋼種とも再溶解出力を 65~100 kW (電流で 950~1 430A) の間にとり、さらに溶解速度も変えて、出力と溶解速度の条件の組み合わせがインゴットの内質、性能にどのように影響

Table 2. PPC remelting conditions.

Alloy	No.	Power kW	Av. amp. A	Melting Rate kg/h
INCO 718	I-2	72	1 000	15.5
	I-3	54	800	13.6
	I-5	65	1 040	18.2
	I-6	65	1 040	22.9
	I-7	100	1 380	29.0
A 286	A-2	65	1 040	15.6
	A-3	65	1 040	23.5
	A-4	100	1 380	28.6
SUJ 3	J-2	65	1 000	17.2
	J-3	65	1 000	19.1
	J-4	85	1 220	22.7
SKD 11	S-2	65	1 000	15.7
	S-3	65	1 000	18.5
	S-4	85	1 220	22.7

するか調べられるようにした。この時の Ar 流量は、50~70 Nl/min である。また、溶解速度の設定は、再溶解用棒原料送入用ローラの回転速度を変え、それにより棒原料の送り込み量を制御して行つた。

調べたインゴットは、107 mm ϕ ×300~400 mm、20~30 kg のものである。これらインゴットについて、マクロ組織、化学成分の変動の有無と偏析、酸化物系介在物の変化、さらに熱間加工性、機械的性質などを調べた。また PPC 再溶解時のプール形状、プールの深さなどを知るため、溶解途中で FeW を投入し直ちに断弧する溶解も行い、これについてマクロ組織観察を行つた。なお比較として、PPC とほぼ同じ 100 mm ϕ ルツボで VAR したインゴット (10~15 kg, 2ch) についても同様の調査を行つた。

4. 実験結果および考察

4.1 プラズマアーク再溶解の特徴

4.1.1 インゴット表面性状

Photo. 1 にほぼ同一プラズマアーク電流 (約 1 000 A) で再溶解した INCO718, A286, SUJ3 のインゴット外観を示す。INCO718 は最も滑らかな表面性状をしており、ESR インゴットと同程度のインゴット肌である。A286, SUJ3 では、滑らかさがなくなり、微小な凹凸が多い肌になる。インゴットの長さ方向と直角に何本もみえる縞状の模様は、溶解中のインゴット引下げを間欠的に行っているためについたものと考えられる。

いずれのインゴットも表層下にはブローホールは認め

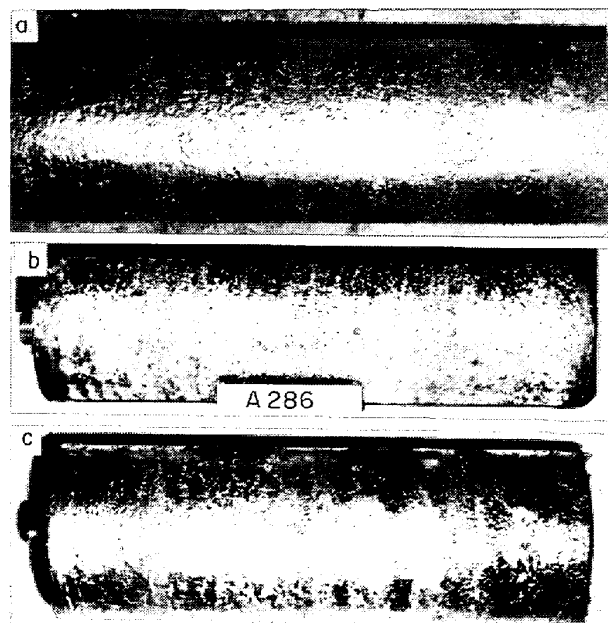
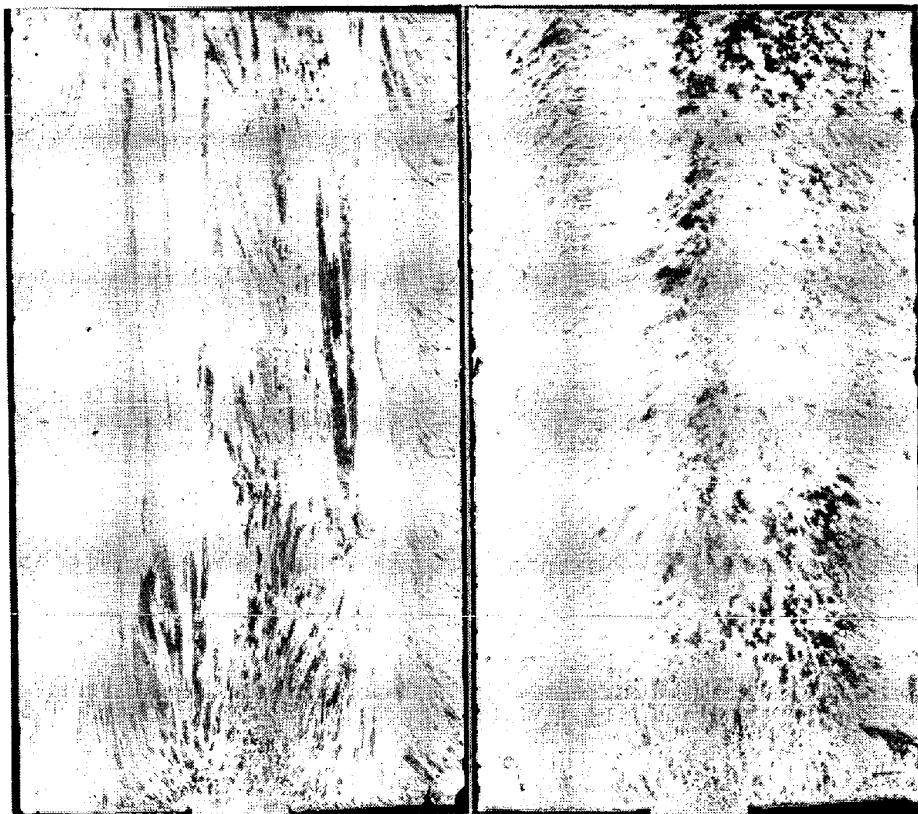


Photo. 1. Surface appearance of PPC remelted ingots, a) INCO718(I-2), b) A286(A-2), c) SUJ3(J-3).



(a) No. A-2

(b) No. A-4



(c) No. A-1

Photo. 2. Macrostructure of PPC (a, b) and VAR (c) ingots of A286 alloy. ($\times 1/2$)

られない。インゴット表面性状は、プラズマアーク電流により影響を受けるが、鋼種により適正な溶解電流と溶解速度を選べば、VARインゴットよりよく、ESRインゴットに近い表面性状のインゴットが得られ、表面旋削なしがあるいはわずかな表面の手入れで加工可能なインゴットが得られる。

4.1.2 マクロ組織

試験した4鋼種のうちから代表的マクロ組織写真をPhoto. 2に示す。ここで、PPC材は得られたインゴットのBot. 側半分（溶解初期から半ばまでに相当する部分）、VAR材はインゴット全体の縦断面のものである。腐食は10% HCl-アルコール溶液を使った電解法で行った。

Photo. 2の(a)はPPC溶解出力が65kW、(b)は100kWの場合で、(c)は比較のためのVAR(2700A, 77kW)材のマクロ組織である。写真から明らかなように、PPC材とVAR材では明瞭な差がみられ、最も特徴的なことはPPC 65kW出力の場合で柱状晶が垂直に近く成長していることである。

VAR材の場合には、柱状晶は水平に近い方向に伸びており、かつ中心部には自由晶がみられる。

しかし、PPC材でも出力が100kWと大きくなると柱状晶は水平に近い方向に伸び、自由晶らしきものも若

干みられるようになる。このようにPPCの場合、再溶解出力と溶解速度が独立して制御できることのため、ある程度までは凝固組織のコントロールが可能であり、とくに、低出力、低溶解速度という条件を選ぶことにより一方向凝固のインゴットも得られることがわかった。なお、PPC材のマクロ組織で乱れがみられるが、これは母材の曲がりなどが原因のアークの乱れによるが、この様な現象は母材送入速度を変動した時も生ずる。

一方、Photo. 2からは、PPCとVARでは凝固の進行の仕方に大きな違いがあることが推定できる。すなわ

Table 3. Conditions of PPC remelting for measurement of metal pool shape and maximum metal pool depth ($H_{max.}$)

No.	Power kW	Av. Amp. A	Melting rate kg/h	Ingot mm, kg	$H_{max.}$ mm
a	65	1030	17.2	107 ϕ ×220 ^l 15.5	20.4
b	65	1030	22.1	107 ϕ ×218 ^l 15.4	27.0
c	85	1300	16.1	107 ϕ ×240 ^l 17.2	25.8
d	85	1300	22.5	107 ϕ ×230 ^l 16.2	31.6

Table 4. Chemical composition of raw

Grade	(No.)	%	C	Si	Mn	P	S	Ni
INCO-718	Raw Mat. (PI-VAR)		0.046	0.19	0.10	0.003	0.001	53.1
	After VAR (I-1)		0.049	0.24	0.10	0.004	0.001	53.1
	// PPC (I-2)		0.047	0.21	0.10	0.004	0.001	53.1
	// PPC (I-3)		0.049	0.22	0.10	0.004	0.001	53.2
	Raw Mat. (PI)		0.040	0.20	0.10	0.003	0.005	51.7
	After VAR (I-4)		0.040	0.18	0.09	0.003	0.005	51.8
	// PPC (I-5)		0.033	0.18	0.11	0.004	0.004	51.8
A 286	// PPC (I-6)		0.037	0.19	0.11	0.002	0.004	51.6
	// PPC (I-7)		0.036	0.19	0.10	0.002	0.005	51.7
	Raw Mat. (PI)		0.029	0.48	1.45	0.011	0.008	25.5
	After VAR (A-1)		0.027	0.49	1.41	0.011	0.007	25.5
	// PPC (A-2)		0.027	0.51	1.45	0.009	0.007	25.4
SUJ 3	// PPC (A-3)		0.027	0.50	1.49	0.010	0.008	25.5
	// PPC (A-4)		0.026	0.51	1.47	0.010	0.008	25.4
	Raw Mat. (AF-Degassing)		1.00	0.51	1.01	0.015	0.008	0.05
	After VAR (J-1)		0.99	0.49	0.99	0.015	0.008	0.05
	// PPC (J-2)		0.98	0.49	1.01	0.017	0.008	0.05
SKD11	// PPC (J-3)		0.99	0.52	1.01	0.015	0.008	0.05
	// PPC (J-4)		0.98	0.46	1.01	0.013	0.008	0.06
	Raw Mat. (IF)		1.53	0.28	0.43	0.016	0.017	0.07
	After VAR (S-1)		1.50	0.30	0.42	0.015	0.017	0.07
	// PPC (S-2)		1.51	0.31	0.45	0.014	0.017	0.06
	// PPC (S-3)		1.56	0.30	0.45	0.018	0.018	0.07
	// PPC (S-4)		1.58	0.30	0.42	0.017	0.018	0.07

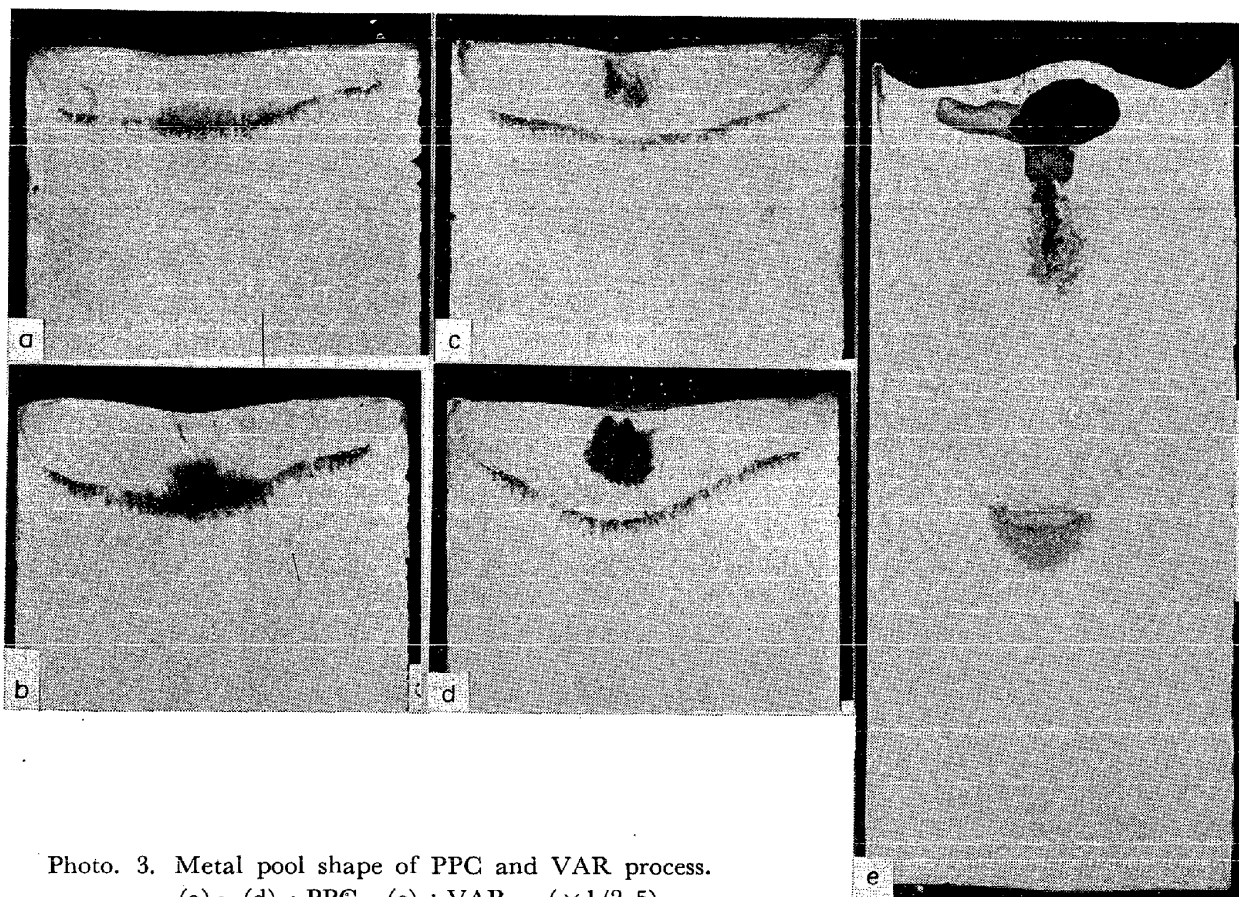


Photo. 3. Metal pool shape of PPC and VAR process.
(a)~(d) : PPC, (e) : VAR. (x1/2.5)

materials and PPC or VAR ingots.

Cr	Mo	Fe	Ti	Sol Al	Ins Al	N	O	Others
18.9	3.0	17.8	1.05	0.57	<0.002	0.003	0.0009	Nb+Ta : 5.1 B : 0.003 // : 5.2 // : 0.004 // : 5.1 // : 0.005 // : 5.2 // : 0.004
18.6	3.0	17.6	1.05	0.52	0.002	0.007	0.0012	
19.0	3.0	17.8	1.07	0.56	0.002	0.003	0.0020	
18.9	3.0	17.7	1.07	0.55	<0.002	0.007	0.0007	
18.5	3.0	19.4	1.07	0.63	0.010	0.029	0.0027	// : 4.8 // : 0.003 // : 4.9 // : 0.003 // : 4.6 // : 0.003 // : 4.9 // : 0.003 // : 5.0 // : 0.003
18.5	3.0	19.6	1.06	0.67	0.008	0.035	0.0023	
18.5	2.9	19.8	1.07	0.63	0.004	0.025	0.0021	
18.5	3.0	19.7	1.06	0.65	0.005	0.032	0.0024	
18.5	2.8	19.4	1.09	0.63	0.004	0.024	0.0026	
14.9	1.2	Bal	2.2	0.33	0.004	0.005	0.0062	V : 0.26 B : 0.008 // : 0.25 // : 0.006 // : 0.25 // : 0.007 // : 0.25 // : 0.007 // : 0.25 // : 0.007 // : 0.26 // : 0.007
15.0	1.2	//	2.2	0.33	0.002	0.006	0.0019	
14.9	1.2	//	2.2	0.31	0.002	0.005	0.0014	
14.8	1.3	//	2.2	0.33	0.002	0.006	0.0017	
14.9	1.3	//	2.2	0.31	0.003	0.004	0.0018	
1.00	—	Bal	—	0.05	0.002	0.007	0.0020	
1.02	—	//	—	0.05	<0.002	0.006	0.0008	
1.01	—	//	—	0.05	<0.002	0.006	0.0008	
0.99	—	//	—	0.05	<0.002	0.007	0.0008	
1.01	—	//	—	0.05	<0.002	0.006	0.0007	
12.00	0.97	Bal	—	<0.002	<0.002	0.024	0.0057	V : 0.41 // : 0.38 // : 0.40 // : 0.41 // : 0.40
12.10	0.99	//	—	<0.002	<0.002	0.023	0.0008	
11.88	0.98	//	—	<0.002	<0.002	0.024	0.0009	
12.14	0.98	//	—	<0.002	<0.002	0.025	0.0006	
12.09	0.96	//	—	<0.002	<0.002	0.025	0.0009	

ち、再溶解の溶融プールの形状あるいは大きさが違っていると考えられる。PPCでは、熱源は20~30mmφのアークスポットを有するプラズマアークであり、一方、VARでは50mmφの消耗電極母材からのアークによつてゐる。さらに、溶解速度はPPCでは15.6~28.6kg/h、VARでは55kg/hという差があり、これらが原因で両者のプール内温度分布が異なり、したがつて形状、大きさも異なつてくると推定される。プラズマアークスポットが比較的小さいことから、PPCの方がプール内温度分布が不均一で、中心部はかなり深いプールになつてゐると予想されたが、マクロ組織をみるとむしろ逆で、PPCは浅く、VARは深いと推定されるような結果である。そこで、次に実際にプールの大きさ、形状を調べた。

4.1.3 溶融プールの形状

PPC再溶解中のプールの大きさ、形状を調べるため、SUJ3を使つて定常溶解途中でFeWを投入し、直ちにプラズマアークを切り、得られたインゴットを縦断しマクロ組織を観察した。この時の再溶解条件は、Table 3に示すように、出力を65kWと85kW(電流値は1030Aと1300A)の水準、溶解速度を17kg/hと22kg/hの2水準の組合わせをとり、再溶解条件によるプール形状の差もみられるようにした。得られたマクロ組織をPhoto. 3(a)~(d)に示す。PPCの場合、表層から5~10mmまではプール境界の傾斜は急であるが、それより内側では予想した通り非常にフラットである。最大プール深さ H_{max} は20.4~31.6mmで、ルツボ径の1/3.4~1/5.2と非常に浅い。これをPPCの場合とほぼ同一径の100mmφルツボでVARした場合のプール形状(電極にFeWとSを埋込んでおき、その部分が溶けると同時にアークを切つた。溶解条件:3500A, 95kW, 66kg/h, Photo. 3-(e))と比較すると、VARの場合はルツボ径以上の深さ($H_{max}=135$ mm)であり、PPCの場合のプールの大きさ、形状と大きく異なつてゐる。また、PPCの場合でも溶解条件による最大プール深さを比較すると(Table 3)、出力が低い程、また溶解速度が小さい程プールは浅くフラットになつてゐる。

PPCの場合にこのようなプール形状が得られる理由として次のことが考えられる。

(1) 出力がVARと同程度の場合でも、PPCでは溶解速度を小さくすることが可能であり、したがつてインゴットの生成速度を小さくし、プール内が十分均一な温度になるだけの時間が得られる。VARでは、出力が溶まればそれに依つてPPCより大きい溶解速度になつてしまい、プールは大きく深くなつてしまふ。

(2) VARでは溶解電流が大きくなるとプールが深くなるといわれており⁹⁾、本実験ではPPCでもその傾向が見られる。そして、PPCは溶解電圧がVARより高く(PPC=60~70V, VAR=25~40V)、同一出力でもPPCは電流が小さくなり、このためにプールが浅くなつてゐるとも考えられる。

前出のPhoto. 2-(a)のマクロ組織写真で柱状晶が垂直に近く伸びてゐるのは、これとほぼ同じ条件で溶解したPhoto. 3-(a)のように浅くフラットなプール状態で溶解・凝固が進行してゐたためと考えられる。

4.1.4 化学成分の変化

鋼種別の再溶解母材と各条件で再溶解したPPC材および比較としてのVAR材の化学分析結果をTable 4に示す。再溶解による化学成分の変化は溶解雰囲気によつて非常に左右される。すなわち、VARは 10^{-2} ~ 10^{-3} torrの真空雰囲気であるためMnなどの蒸発ロスがあり、ESRでは一般に大気中スラグ下で行なわれるためTi, Alなど活性合金元素の酸化ロスが起り、これら元素の成分調整と偏析のないインゴットを得ることが困難といわれており、また、EBRにおいてもVAR以上の高真空雰囲気下であるため蒸発ロスが多いなど、それぞれ短所になつてゐる。

これに対して、PPCではAr 1 atm flow下で溶解が行なわれるため、蒸発ロス、Ti, Alなどの酸化ロスがほとんど起こらないと考えられる。Table 4の結果は、PPCによつてINCO718, A286のTi, AlおよびSUJ3などのMnの変化が認められず、PPCの特徴を示している。VARでは、A286, SUJ3のMn含有量の高いもので若干のロスがみられている。

一方、Oは母材がすでに低いINCO718ではVARと同様に下がつてゐないが、他はすべてVARと同様かなり脱酸が起つてゐる。このうち、Cが1%以上のSUJ3とSKD11では到達Oレベルが10ppm以下になつてゐるが、Cが0.03%のA286では14~18ppmと若干高い。このことから、PPCの場合の脱酸機構として、C-O反応が寄与していることが推定される。すなわち使用したArガスの純度は99.999%で、残余をすべてCOガスと仮定しても、溶解雰囲気中のCOガス分圧(P_{CO})は、常に新しいArを流しているため、高々0.01mmHgと考えられ、本実験で用いた0.03%C以上の鋼の平衡酸素濃度はほぼ 10^{-5} %オーダーになり、十分CO脱酸可能な範囲にあると推定される。なお、PPCの場合の脱酸には後述するように、酸化物系介在物の浮上分離も寄与していると考えられる。今回の報告のごとき普通のPPC溶解法では、Nはほとんど変化な

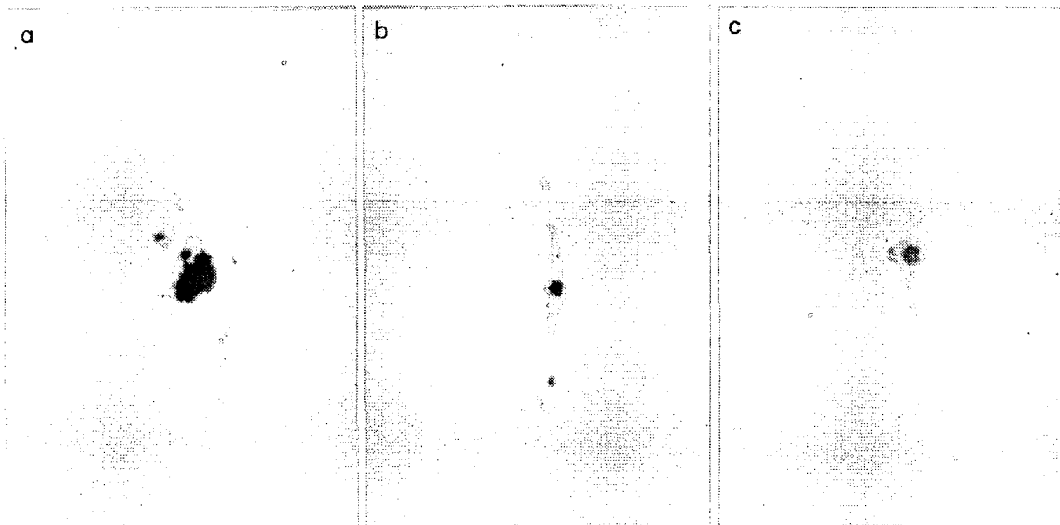


Photo. 4. Oxide inclusions in SUJ3
(a) raw material, (b) PPC (J-4), (c) VAR (J-1) (×400)

Table 5. Cleanliness of SUJ 3 determined by the JIS method.

	d	dA	dB	dC
Raw. Mat.	0.052	0.038	0	0.014
J-1 (VAR)	0.041	0.033	0	0.008
J-2 (PPC)	0.049	0.038	0	0.011
J-3 (PPC)	0.041	0.035	0	0.006
J-4 (PPC)	0.038	0.034	0	0.004

Table 6. Size distribution of oxide inclusions (SUJ 3).

(μ)	> 2	> 4	> 6	> 8	> 10	> 12
	≤ 4	≤ 6	≤ 8	≤ 10	≤ 12	≤ 14
Raw Mat.	46.0	28.4	11.4	6.8	1.7	0.6
J-1 (VAR)	48.2	33.9	7.7	1.8	0.6	0
J-2 (PPC)	49.3	34.8	11.6	2.2	0.7	0
J-3 (PPC)	36.0	12.0	3.0	0	0	0
J-4 (PPC)	27.1	4.5	3.0	0	0.8	0

(Number/100 mm², Field of view : 150 mm²)

く脱Nはできなかつた. また脱P, 脱Sも起こっていない.

4.1.5 酸化物系介在物の形態変化

酸化物系介在物の形態がその性態に大きく影響するSUJ3 について再溶解による形態変化を調べた.

まず, 母材と 20mmφ まで鍛造した再溶解材について光学顕微鏡による観察を行った. 母材, PPC材と VAR材の代表的酸化物系介在物を Photo. 4 に示す. PPC材 VAR 材とも, 母材に比して酸化物系介在物は小さく, かつ硫化物系介在物に包まれた複合タイプになっている. JIS 法による清浄度測定結果を Table 5 に示す. 再溶解により酸化物系介在物の面積率 (d_c) はすべて母材より小さくなっているが, とくに PPC 材の J-4 で著しい.

この結果は, O分析値からもある程度推定できるが, 酸化物系介在物を減少すると同時に, 大きさを細かくすることが重要である. すなわち, SUJ3 の転動疲労寿命に対しては大型酸化物系介在物が有害で, ある程度以下のもものではそれ程有害でないといわれている. この臨界

寸法がどの程度かについては種々の意見があるが 5~10 μ位のものと考えられる¹⁰⁾. そこで, 大きさの変化を調べるため, 光学顕微鏡により酸化物系介在物の大きさの分布を調べた. その結果を Table 6 に示す. 再溶解により, 酸化物系介在物が細かくなっていることは明らかであり, とくに 8μ以上の介在物が少なくなっている. 8μ以下のものはそれ程変化はなく, 試料によつて母材より多くなっているものもある. J-4 試料は, 細かいもの, 大きいものいずれも最も少なく, 面積率測定結果と対応している. 一方, 組成の変化についても調べた. ただし, 本試料中の酸化物系介在物はほとんど 10μ以下であるため, EPMA による定量分析が困難であり定性分析のみを行い, さらに, 温硫酸法による抽出分析法による定量分析も行った. 抽出分析においても酸化物系介在物量が少ないため, ブランク値との差が小さく精度的に若干問題があつた. まず EPMA で定性分析を行ったところ, いずれの試料も Al が非常に強く検出され, 他にはわずかに Ca, Mg が検出され試料間に差が認められなかつた. 抽出分析の結果は, Table 7 に示す通りで, Al₂O₃ のみが抽出され, 再溶解によつて量が減つていることが明白であるが, 組成の変化は見出し得な

Table 7. Content of isolated oxide inclusions in SUJ 3.

	Amount (ppm)	
	Al ₂ O ₃	SiO ₂
Raw Mat.	13	< 5
J-1 (VAR)	6	< 5
J-2 (PPC)	8	< 5
J-3 (PPC)	9	< 5
J-4 (PPC)	9	< 5

Isolating solution : H₂SO₄ : H₂O = 1 : 4

かつた。

以上の結果により、酸化物系介在物は母材、再溶解とも Al₂O₃ 系で、文献¹¹⁾にもみられるように変化していないことがわかった。この結果から、PPC再溶解時の脱酸機構として、介在物の浮上分離が考えられた。すなわち、再溶解により比較的大きい介在物が浮上分離するために細かい酸化物系介在物のみが残留し、全O量も少なくなると考えられる。J-4 試料で最も酸化物系介在物が少なく細かくなっているのは、再溶解時の出力が大きくメタルドロップ、メタルプールの温度が最も高く、溶融メタルの粘性が小さくなって、介在物の浮上分離には最も有利な条件にあつたためと考えられる。また当然4.1.2~3 に述べたごとく凝固の進行が、介在物の浮上分離に大きく寄与していると考えられる。

4.2 プラズマアーク再溶解鋼の品質

4.2.1 熱間加工性

本研究でとりあげた INCO718, A286 はそれぞれ Ni 基, Fe 基の超合金で、比較的熱間加工性が悪い。とりわけ、INCO718 は高価な Ni 基であるため熱間加工時の歩どまりは製造コストに大きく影響する。一般に超合金は再溶解により製造されているが、これは品質の向上という目的と同時に凝固組織を改良して熱間加工性を向上させるという目的をもつて行なわれている。

PPC インゴットの凝固組織は Photo. 2 あるいはプール形状の測定結果等から、低出力、低溶解速度の場合には、柱状晶が垂直に近く伸びていることから、この柱状晶に平行方向への加工性が良くなっていることが推定される。そこで、高温高速引張試験機（グリーンブル試験機）による熱間高速引張試験を行い、その時の絞り値から熱間加工性の評価を行った。サンプルは、PPCはマクロ組織を調べて柱状晶が垂直に伸びていることを確認したインゴットの Bot. 側半分から VAR もマクロ組織を調べたインゴット1本から、各インゴットの表層より 15 mm 入つたところで長手方向に採取し 6.35 mmφ×110 mm l の引張試験片に加工した。試験条件は、昇温速

度 100 sec, 保持時間 60 sec, 歪速度 2in/sec で 1025 ~ 1150°C の間で行つた。

INCO718, A286 についての試験結果をそれぞれ Fig. 2, Fig. 3 に示す。INCO718 (Fig. 2) では絞り値の温度依存性は VAR 材と似ているが、PPC 材はいずれの温度でも 10% 程度絞り値が大きい。一方、A286 (Fig. 3) では、PPC 材の絞り値の大きい温度範囲が VAR 材より広く、かつ、絞り値が 30~40% 高くなっている。この結果から、柱状晶が垂直に近く伸びたインゴットの熱間加工性は、そうでないインゴットに比して良くなることが考えられ、溶解出力と溶解速度が独立に制御できたがって凝固組織の制御が可能であるという PPC の特徴が最も有効に利用できる分野と考えられる。

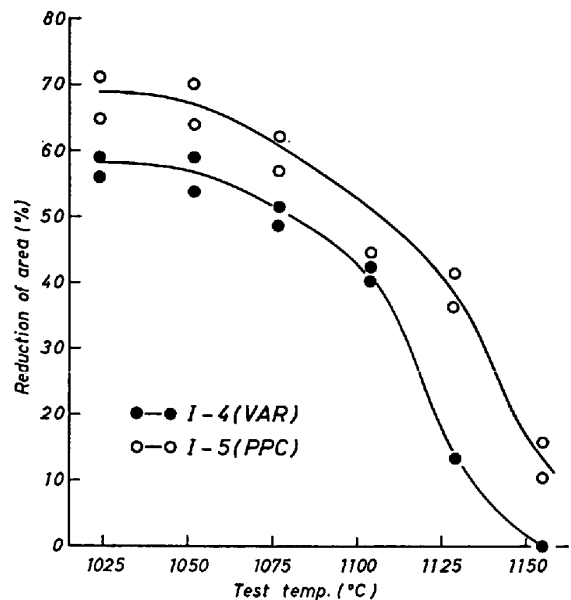


Fig. 2. Hot ductility of INCO718 alloy ingots.

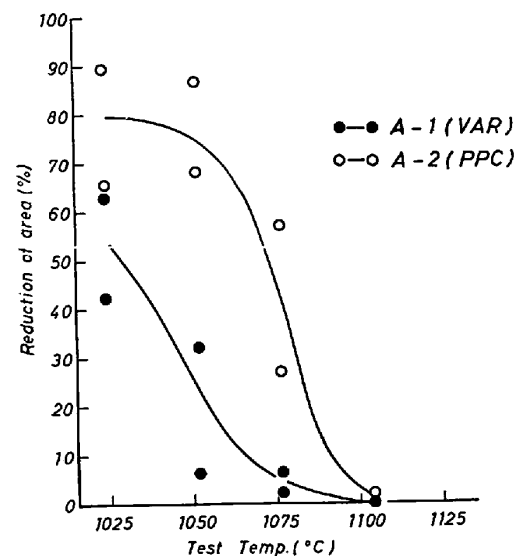


Fig. 3. Hot ductility of A286 alloy ingots.

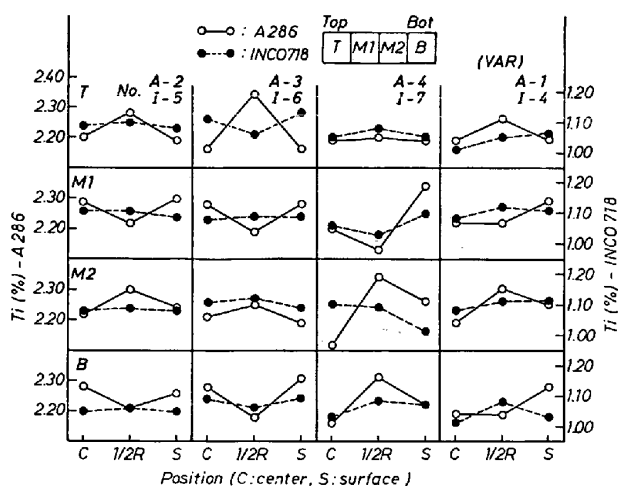


Fig. 4. Distribution of Ti in A286, INCO718 ingot remelted by PPC or VAR.

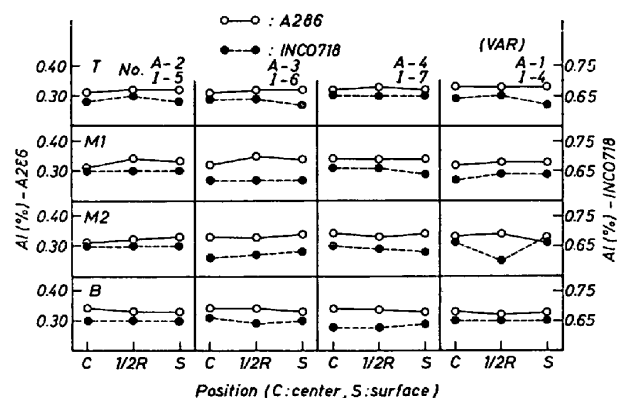


Fig. 5. Distribution of Al in A286, INCO718 ingot remelted by PPC or VAR.

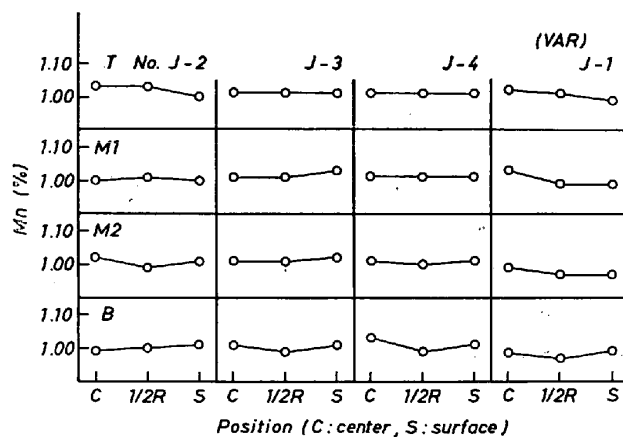


Fig. 6. Distribution of Mn in SUJ3 ingot remelted by PPC or VAR.

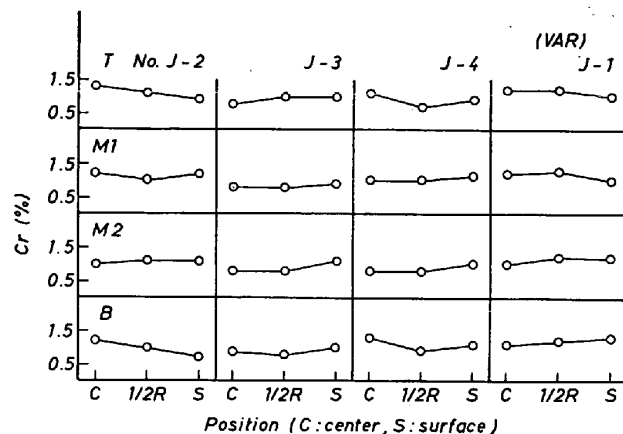


Fig. 7. Distribution of Cr in SUJ3 ingot remelted by PPC or VAR.

Table 8. Mechanical properties of INCO 718 bars forged direct from ingot. Solution treated and aged.

Heat No.	Temp. °C	0.02%YS kg/mm ²	0.2%YS kg/mm ²	UTS kg/mm ²	%EL	%RA	Hard Rc
I-1 (VAR)	Rm	—	120.9	147.0	19.1	39.2	44
I-2 (PPC)	//	—	124.2	132.6	17.5	38.1	43
I-3 (PPC)	//	—	130.4	150.8	15.6	36.8	43
I-4 (VAR)	//	95.3	114.5	141.1	22.0	32.2	44
I-5 (PPC)	//	92.4	106.3	137.7	21.4	27.6	43
I-6 (PPC)	//	84.1	106.4	137.5	20.1	29.3	42
I-7 (PPC)	//	89.3	107.4	136.1	22.3	32.6	42
I-1 (VAR)	649	—	100.3	117.1	21.9	36.4	43
I-2 (PPC)	//	—	103.3	121.5	24.2	47.1	43
I-3 (PPC)	//	—	108.7	123.7	16.5	26.4	45
I-4 (VAR)	//	81.2	95.9	117.2	19.2	39.1	43
I-5 (PPC)	//	76.7	90.4	113.6	14.9	22.6	43
I-6 (PPC)	//	79.3	94.1	117.0	17.1	23.4	43
I-7 (PPC)	//	73.7	90.1	112.8	18.5	32.7	43

Solution treatment : 954°C×1 h→AC
 Aging : 718°C×8 h→621°C×8 h→AC
 56°C/h

4-2-2 合金元素の分布

プラズマアーク再溶解インゴット中の合金元素分布を VAR との対比で調べた。PPC インゴットは各 ch. の Bot. 側 200 mm, VAR インゴットは1本の全体 (150 mm) を用いて, それぞれ as cast 状態で長さ方向に4等分 (Top 側から T→M₁→M₂→B とした) し, 各場所で中心, 表層から 10 mm 内側およびその中間の位置でドリルサンプリングした。各鋼種の主な元素について調査したうち, 比較的バラツキのみられるものの代表例として, INCO718, A286 の Ti と Al (Fig. 4 と Fig. 5) SUJ3 の Mn (Fig. 6) と Cr (Fig. 7), の結果を示す。

Ti, Al のバラツキは, PPC, VAR とともに Cr, Mn に比較するとやや大きい。Mn は VAR 材の Bot. 側で若干低い傾向がある。しかし, 総体的にみて PPC, VAR で差はなく, 特に問題はない。

4-2-3 機械的性質

INCO718 と A286 について, 常温および高温の引張性質, ならびにコンビネーションクリープ寿命を調べた。試験片は, PPC 材はインゴットの Top 側, VAR 材はインゴット1本をそれぞれ 20 mm φ に鍛造した棒材から切出した。INCO718 の結果を Table 8 と Table 9 に, A286 について Table 10 と Table 11 に示す。なお, コンビネーションクリープ試験結果は2回のくり返し試験結果を示してある。いずれも, VAR 材と大差なく, 要求性能を満足している。

5. 結 言

当社独自の設計により, 水冷銅製の 110 mm φ ルツボを有するプラズマアーク炉 (PPC炉) を試作し, 鋼の再溶解実験を行い, プラズマアーク再溶解の特徴および得

Table 9. Stress rupture (combination type) of INCO 718 bars forged direct from ingot. Solution treated and aged.

Heat No.	Temp. °C	Stress kg/mm ²	Life h	%EL	%RA
I-1 (VAR)	649	77.3	59.0-99.4	25.9-17.4	35.1-23.0
I-2 (PPC)	〃	〃	60.2-99.8	15.2-34.2	25.8-46.7
I-3 (PPC)	〃	〃	55.6-63.7	22.0-25.3	42.4-45.7
I-4 (VAR)	〃	70.3	66.5-122.1	15.7-15.8	29.7-33.0
I-5 (PPC)	〃	〃	121.3-140.4	10.8-18.1	12.3-26.5
I-6 (PPC)	〃	〃	65.7-140.1	11.1-16.1	23.4-24.1
I-7 (PPC)	〃	〃	62.8-122.3	11.6-12.9	17.8-26.9

Table 10. Mechanical properties of A 286 bars forged direct from ingot. Solution treated and aged.

Heat No.	Temp. °C	0.02%YS kg/mm ²	0.2%YS kg/mm ²	UTS kg/mm ²	%EL	%RA
A-1 (VAR)	Rm	60.4	70.7	115.9	29.1	46.2
A-2 (PPC)	〃	59.9	72.0	114.0	29.7	46.0
A-3 (PPC)	〃	59.2	71.9	115.4	28.3	48.1
A-4 (PPC)	〃	61.4	74.0	117.9	27.2	46.2
A-1 (VAR)	700	41.6	61.8	77.8	28.7	50.3
A-2 (PPC)	〃	46.3	62.7	77.3	32.0	55.7
A-3 (PPC)	〃	48.2	62.7	77.4	27.1	42.9
A-4 (PPC)	〃	46.9	63.5	78.1	30.1	50.9

Solution treatment : 982°C × 1 h → OQ
Aging : 718°C × 16 h → AC

Table 11. Stress rupture (combination type) of A 286 bars forged direct from ingot. Solution treated and aged.

Heat No.	Temp. °C	Stress kg/mm ²	Life h	%EL	%RA
A-1 (VAR)	649	45.7	183.7-235.5	7.7-4.0	13.5- 9.9
A-2 (PPC)	〃	〃	320.5-329.6	6.9-5.7	11.1-13.0
A-3 (PPC)	〃	〃	219.9-245.0	4.1-6.9	8.7-11.2
A-4 (PPC)	〃	〃	312.2-354.3	4.1-4.5	8.8- 7.1

られたインゴットの品質を調べた。得られた結果を要約すると次のとおりである。

1) 再溶解時のプラズマ出力と溶解速度が独立制御できるため、インゴットの凝固組織をある程度制御できることがわかった。とくに、出力を小さくし、かつ溶解速度を小さくすることにより溶融プールが浅くフラットになり、柱状晶がインゴットの生成方向に垂直に近く伸びた一方向凝固的インゴットの得られることがわかった。

2) 上記のように凝固組織を制御したインゴットの熱間加工性は、VAR 材より優れていることがわかった。

3) 他の再溶解法では変動しやすい Ti, Al, Mn などを含めて、プラズマアーク再溶解による成分の変動はほとんどなかった。一方、脱酸は可能であった。この場合の脱酸機構として、CO 反応と酸化物系介入物（本実験では Al_2O_3 系）の浮上分離の2つが考えられた。

4) インゴット表面性状は、鋼種によつて差がみられるが、E S R に近いものが得られた。

5) インゴット内の成分元素の偏析、機械的性質などは VAR と同程度であった。

以上プラズマアーク再溶解による種々の改善効果が認められた。ただし、今回の実験は実験室規模の小型炉であるためコスト面の検討は十分でなかつた。しかし、今後、炉の構造、操業法等の改善により、能率面からも炉をスケールアップし工業化することは十分可能と考えられる。

最後に本研究は、大同特殊鋼(株)中央研究所顧問浅田

千秋博士の指導と、同研究所首席研究員梶山太郎博士の助言を得て遂行されたものである。更に、同高蔵製作所設計部長江口勇博士、技術開発部平竹進氏ほか、高蔵製作所の関係各位の装置ハード面の協力によつて遂行できたことを付記して、感謝の意を表します。

文 献

- 1) G. K. BHAT: *Indust. Heat.*, June (1975), p.28
- 2) W. F. MARLEY Jr. and J. R. WAMSLEY: *Metal Prog.*, April (1976), p. 46
- 3) *Stahl u. Eisen*, 95 (1975) 2, p. 61
- 4) B. E. PATON, V. I. LAKOMSKI, G. E. TORKHOV and V. I. PILIPTCHUK: 3 International symposium on electroslag and other special melting technology, Pittsburgh, June 1971
- 5) 「ドイツ民主共和国電子ビーム技術講演会記念」東京, May 15 1975
- 6) U. CHANDRA, J. HARTWIG and K. H. ULRICH: *Techn. Mitt. Krupp Forsch. Ber.* 31 (1973) H.1 p. 1
- 7) Yu. A. BASHNIN, E. V. VERKHOVSEV, L. G. CHERNUKHA, and E. S. YAKIMENKO: *Steel in USSR*, Sept. (1975), p. 523
- 8) V. V. LEMPITSYII, G. N. OKOROKOV, and V. A. BOYARSHINOV: *Steel in USSR*, March (1972), p. 203
- 9) K. BUNGARDT and H. VOLLMER: *Stahl u. Eisen*, 82 (1962) 7, p. 401
- 10) 岡本一生, 仕幸三郎: *製鉄研究*, No. 273(1971), p. 108
- 11) D. Ya. POVOLOTSKII, V. E. ROSHCHIN, A. V. RECHKALOVA, and R. I. GRECHIN: *Steel in USSR*, April (1974), p. 296
- 12) 野田 浩, 浅田千秋, 江口 勇, 足立敏夫, 林 清英: *電気製鋼*, 14 (1970) 4, p. 267