

鍛造用大型鋼塊の製造方法と内部性状

Manufacturing Process and Internal Quality of Large Ingots for Forgings

飯田 義治*
Yoshiharu Iida山本 武美**
Takemi Yamamoto松野 淳一***
Jun-ichi Matsuno山浦 茂義****
Shigeyoshi Yamaura朝生 一夫*****
Kazuo Aso

Synopsis:

Mizushima Works of Kawasaki Steel Corporation is the only plant in the world where basic oxygen processed molten steel is used to cast ingots for forgings. In this report, features of steelmaking process and internal soundness of large ingots are explained in regard to forging ingots for pressure vessels, chemical plants, rotor shafts and nuclear power plant components. The report also discusses large hollow ingots which have newly been developed for pressure vessel application. The special core shape adopted for the hollow ingot casting results in a decreased segregation due to the thin wall thickness of the ingot. Hollow ingots up to 140t in weight have been much appreciated by many users. As for the ingots for turbine rotor shafts, BOF-EF-LRF process has made it easy to achieve [P + S] content below 0.005%, together with decreased contents of other impurities, resulting in a superior resistance against temper-embrittlement.

1. 緒 言

高度成長時代から低成長時代への転換にともない、品質に対する要求はいちだんと厳しさを増している。

圧力容器用鋼材についても、素材の内部品質はもとより、強度、靱性、溶接性および耐焼もどし脆化特性等の特性の優れたものが要求されている。当社水島製鉄所は、圧力容器用鋼材等の母溶鋼を転炉から供給し、さらに取鍋精錬炉 (ladle refining furnace) あるいは RH 脱ガス装置により処

理する世界でも唯一の工場である。そのため市販の鋼屑を原料とする電気炉製の鋼材と比較すると、Cu, Sb, Sn および As 等の不純物元素が少なく、かつ P, S も極めて低い鋼材が得られている。現在鍛鋼品として、原子力用鋼、圧力容器用鋼、タービンローターシャフト鋼から一般舶用品まで、種々の製品を製造しており、上記の特徴を生かして各需要家より高い評価をうけている。以下にこれら鋼塊の製造方法と鍛造用大型鋼塊の性状および当社が開発した鍛造用大型中空鋼塊の性状について報告する。

* 水島製鉄所製鋼部部長・工博
*** 技術研究所水島研究室主任研究員
***** 水島製鉄所鑄造部鑄造管理室主任(掛長待遇)
(昭和54年11月28日原稿受付)

** 水島製鉄所製鋼部第2製鋼課掛長
**** 水島製鉄所鑄造部部長

2. 製鋼技術の要項

水島製鉄所においては製造工程を、製品系列別の品質要求度に応じて合理的かつ経済的に選択している。Fig. 1 に水島製鉄所の製鋼工程を示す。

一般の圧力容器用鍛鋼品には転炉-LRFあるいは転炉-RHプロセスが採用される。また小ロットの製品については転炉還元炉を使用し、電気炉-LRFプロセスを採用している。原子炉圧力容器用鍛鋼品には電気炉(またはLRF)を使用するという規程に沿って、大型鍛鋼品の場合には転炉-LRFおよび転炉-電気炉-LRF工程の溶鋼の合わせ湯に

よって製造している (Fig. 2 参照)。一方タービンローターシャフト材については、鍛鋼品のなかでも最高級の品質が要求されるため、Fig. 3 に示すように、転炉-LRFプロセスに電気炉工程を介在させ、さらに真空鋳造を実施している。このように種々の製造工程を有しており、その各々に応じた品質管理を行っている。

ところで、一般の圧力容器用鍛鋼品の溶製に際して、品質保証のために特に重要な技術項目は、次の(1)~(4)である。

- (1) 目標化学成分の正確な適中。
- (2) 鋼材の靱性と焼もどし脆化に有害な微量不純物の低減。

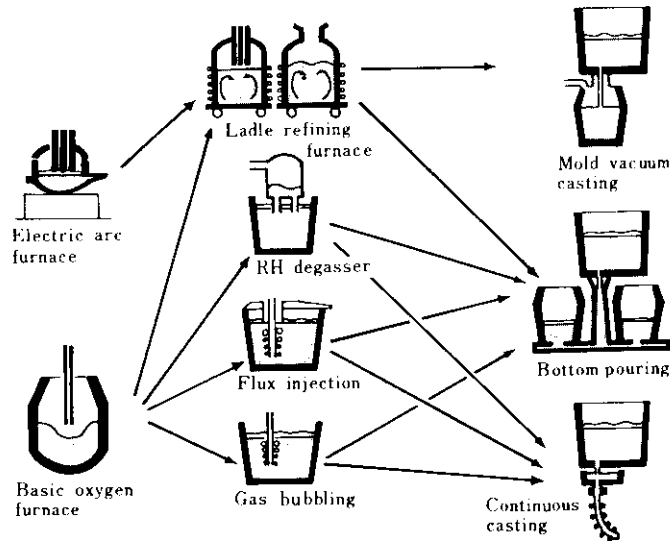


Fig. 1 Steelmaking processes at Mizushima works

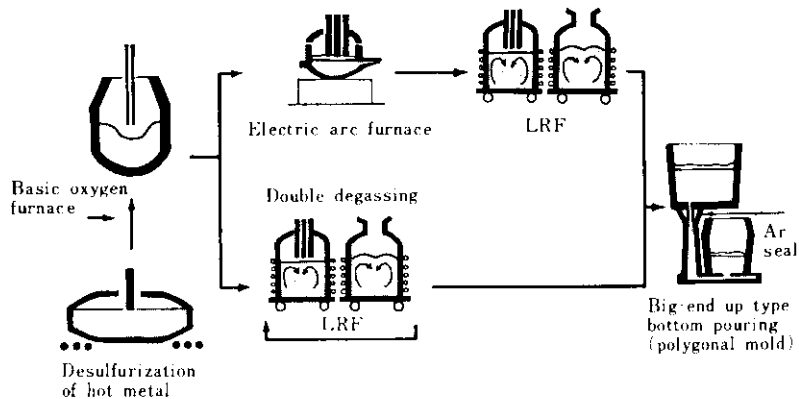


Fig. 2 Steelmaking process of large forgings for nuclear reactor pressure vessel

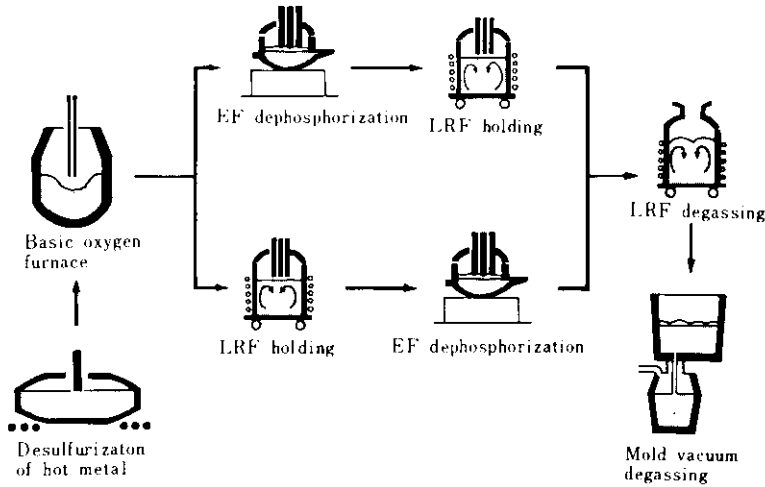


Fig. 3 Steelmaking process of turbine rotor shaft

(3) 遅れ破壊を招く水素の低減。

(4) 非金属介在物や偏析が少なく、内質、表面とも健全な鋼塊の製造。

このうち(2)~(4)項に関連して、P、Hの低い鋼の溶製法と、造塊法について、以下に簡単な解説を行う。

2-1 極低磷鋼の溶製

一般の圧力容器用鋼のうち、比較的Pの許容範囲のゆるいものは、転炉-LRF工程の途中にリレードル法を組合せることにより復磷を防止しながら溶製する。この場合、Pは0.008~0.015%の値となる。極低Pが必要な場合は、LRFにおいて2重スラグ法を適用する。この場合、転炉で溶製された低P母溶鋼をLRFにおいて(FeO)、(CaO)の高いスラグを用いて一次精錬し、リレードル後LRFで新しいスラグを用いて2次精錬するものであり、Pは0.005~0.010%となる。

また原子炉圧力容器用鋼の場合には、転炉2回吹錬法を適用しPは0.008%以下を得る。この方法は、脱磷を目的とした予備精錬でPを除去した後出鋼排滓し、再び転炉に装入してさらに脱炭、脱磷を行うものである。転炉2回吹錬法におけるPおよび温度の推移²⁾をFig. 4に示す。Fig. 4中矢印で示した点は予備吹錬完了時点である。

このように3種類の工程があり、用途に応じて溶製法を選択している。

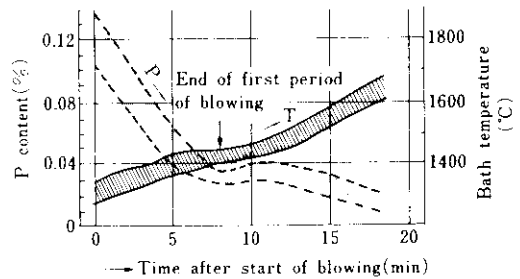


Fig. 4 Change of P content and bath temperature T during BOF blowing

2-2 低水素鋼の溶製

鍛造用鋼の溶製時に適用される、低水素鋼溶製法の主な管理項目は以下のとおりである。

- (1) ミルスケール、鉄鉱石の使用規制
- (2) 焼石灰の使用規制
- (3) 添加合金鉄の加熱乾燥
- (4) 転炉スラグの流出防止

(1)~(3)はいずれも水分に関するものであり、水分の付着の多いもの、または水分含有量の多いものの使用規制並びに乾燥の実施である。(4)はスラグからの復磷防止および水素の鋼中への移動防止のため、転炉から取鍋へのスラグの流出を防止するものである。

この低水素溶製法と、通常吹錬との吹止H量の比較をFig. 5に示す。低水素溶製法で吹錬した溶鋼は、さらにRH脱ガス、またはLRF処理を

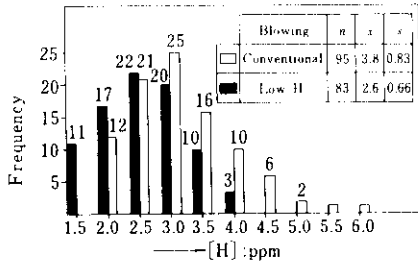


Fig. 5 Comparison of hydrogen content at turn down between different blowing methods in basic oxygen furnace

行う。元来の仕様が200t 鍋用であったRH 設備を、100t 鍋についての処理も可能なように改善を加えた。小鍋処理は、攪拌量の増大に結びつき、H の低減が可能である³⁾。200t 鍋処理では、脱ガス時間を十分とりH 含有量 1.5ppm 以下を達成している。Fig. 6 に RH 処理中の H の推移を示す。一方 LRF については、種々報告⁴⁻⁶⁾があり 2 回脱ガス法等により、H 含有量を 1.5ppm 以下に低減できるが、最近 AIS 法⁷⁾(Argon and Induction Stirring) の開発により、H 含有量をさらに減らすことが可能となった。その概念図を Fig. 7 に示す。Ar パブリック流と電磁攪拌流が向流し、気泡の滞留時間が長くなり脱水素が促進される。最近の実績の一例を Fig. 8 に示すが、容易に 1.0ppm 以下の H 含有量を確保できる。このように転炉母溶鋼に RH または LRF の各工程を組合せて、H 低減を達成している。

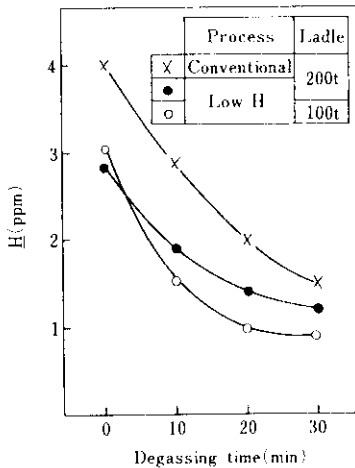


Fig. 6 Decrease in hydrogen content during RH degassing

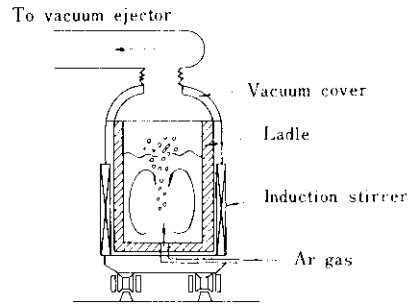


Fig. 7 Schematic drawing of AIS (Argon and Induction Stirring) degassing method

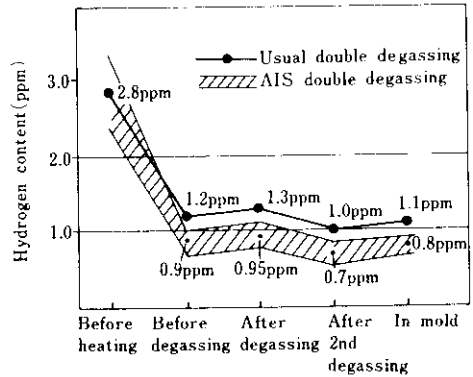


Fig. 8 Change of hydrogen content in molten steel with the progress of LRF double degassing

2-3 造塊技術

タービンローターシャフト材は、Fig. 3 に示したように鑄型真空鑄造を実施している。LRF 中での真空カーボン脱酸により、いわゆる低 Si タービンローターシャフト鋼の製造も可能である。一方圧力容器用鋼塊を鑄造する場合は、すべて Fig. 9

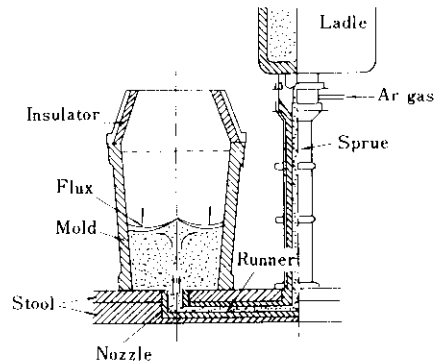


Fig. 9 Schematic drawing of bottom pouring

に示す下注法を採用している。下注法の場合、高温の溶鋼を低速で注入し、しかも適切な表面被覆材を選択しやすいため、地疵、砂疵は、ほとんど発生しない。このため大型鋼塊の下注化を推進し、175tまでの下注造塊技術を確立した。上注材と下注材の砂疵発生率の比較を Table 1 に示すが、下注法の採用により大幅に減少している。

Table 1 Influence of pouring method on sand defects occurrence

	Total ingots	Number of ingots with sands	Ratio of defective ingots(%)
Top pouring	41	7	17.1
Bottom pouring	292	7	2.4

Investigated period: From Jan. to Jun. 1977

3. 鍛造用大型鋼塊の内部性状

3.1 下注ぎ鋼塊および真空脱酸鋼塊

転がし LRF プロセスにより溶製し上注ぎ法により造塊した 100t 以下の炭素鋼塊および低合金鋼塊の内部性状については、すでにその健全性が確認されている⁸⁻¹¹⁾。その後さらに介在物の一層の低減を目的として下注ぎ化が進められ、現在では転がし RH 脱ガス工程による 175t 鋼塊までの下注ぎ法による造塊が可能となった。また Fig. 2 に示した合わせ湯法による 165t 下注ぎ造塊技術、さらに Fig. 3 に示した真空造法によるタービンローター鋼の真空カーボン脱酸技術も確立した。これら

各プロセスにより製造された鋼塊の内質、特に偏析と介在物について以下に説明する。

Table 2 に調査した菊型鋼塊の一覧を示す。調査は荒地鍛造後に製品余長部から、また中抜き材については、中心ポンチ部から試片を採取して行った。

Photo. 1 に各鋼塊の頭部あるいは中心部の縦断面サルファープリントを示す。175t および 165t 鋼塊の頭部には若干の逆 V 偏析線が認められる。しかし 165t 鋼塊の中心部は V および逆 V 偏析線とも認められず、非常に健全である。また 70t タービンローター材は頭部においても偏析線が全く観察されず、非常に健全である。これらの断面について浸透探傷を行ったが、いずれの鋼塊においてもザクその他の欠陥は全く認められなかった。

Fig. 10 に鋼塊の頭部および底部における諸成分の半径方向分布を示す。高さ方向の位置は、いずれも頭部は押湯線位置、底部はボトムから全高の約 10% の位置で、軸心部における分析値が、それぞれ鋼塊本体内の最大値と最小値を与える。

特に問題となる C の最大偏析率は、175t 鋼塊で 46%、165t 鋼塊で 29% であるが、70t タービンローター用鋼塊では 8% にすぎず、逆 V 偏析が発生しないことと合わせて、タービンローター材の偏析が著しく少ないことが注目される。これは鋼塊寸法が小さいことも一因ではあるが、後述するように主として成分的な効果によるものであって、真空カーボン脱酸の効果ではない。

Fig. 11 に頭部および底部における酸素分析値と清浄度の半径方向分布を示す。まず底部については、下注ぎの 175t および 165t 鋼塊の軸心部において清浄度が劣り沈澱品帯への介在物の集積があ

Table 2 List of investigated ingots

Ingot weight	Steel grade	Casting Method	Ladle analysis (wt%)								
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
175t	A668 Cl. E	Bottom pouring	0.35	0.30	1.08	0.018	0.005	0.42	0.40	—	0.085
165t	SFV3 (Combination of two heats)	Bottom pouring	0.21	0.26	1.45	0.006	0.002	0.75	0.12	0.52	0.003
70t	Turbine rotor shaft	Vacuum casting	0.26	0.06	0.50	0.002	0.002	2.93	0.66	0.51	0.10

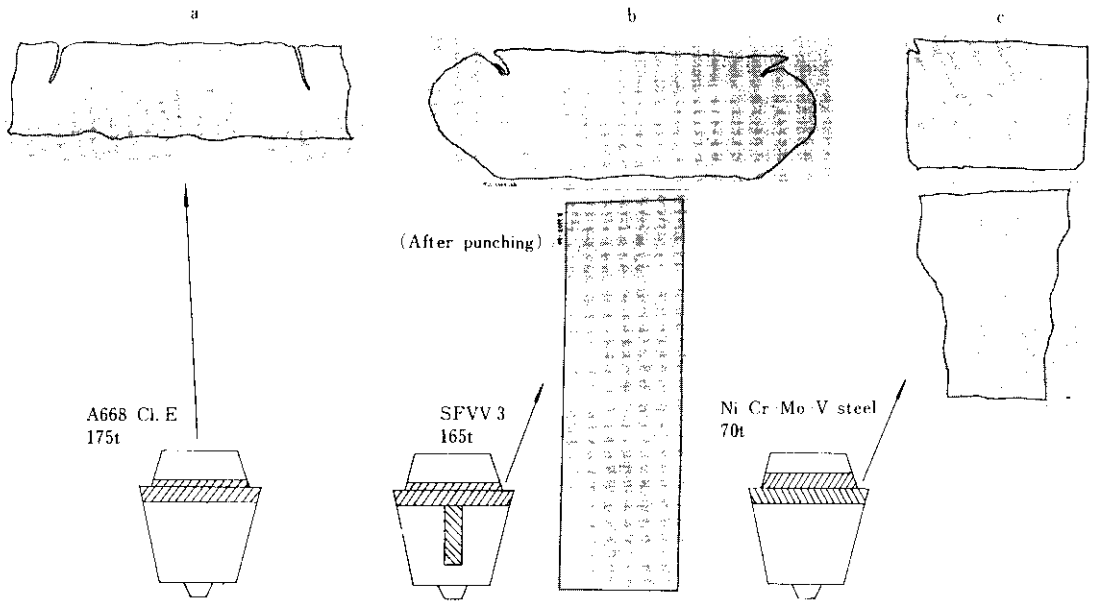


Photo. 1 Sulfur prints of longitudinal sections of large ingots after rough forging

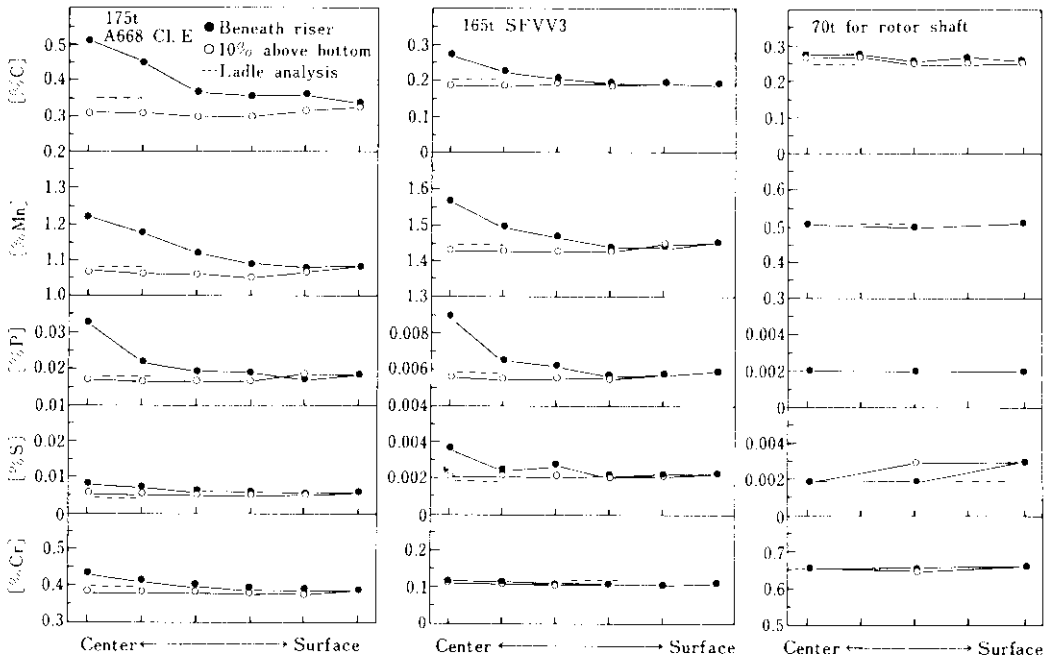


Fig. 10 Radial distribution of chemical composition in large ingots for forgings

る程度生じているものとみられる。しかし酸素分析値ではほとんど変化がなく、3倍以上に濃化している例も見られる上注鋼塊にくらべると、その差は非常に顕著であり、介在物の低減を目的とした下注ぎ法の採用は十分その効果をあげている。一方、真空カーボン脱酸を行った70t鋼塊の底部

では、酸素分析値は表面にくらべて軸心部の方がむしろ低くなっており、また清浄度にも差がなく介在物の集積がほとんどない。

次に頭部においては、どの鋼塊も酸素分析値が軸心部で低くなっているが、175tおよび165t鋼塊では清浄度が軸心部で悪化しており、Sの偏析に起

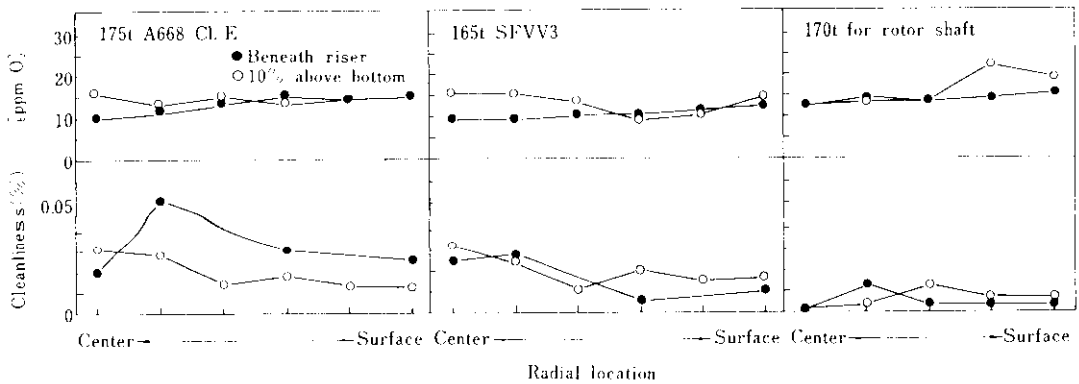


Fig. 11 Radial distribution of oxygen content and cleanliness in large ingots for forgings

因する硫化物の増加を示している。これに対して70t タービンローター材では清浄度も軸心部で特に悪いとは認められず、偏析が少ないことの効果が明らかである。なお175t 鋼塊と165t 鋼塊で頭部の清浄度に差があるがこれはS含有量の差によるものであり、酸素分析値、清浄度はほぼ同一レベルで、転炉-RHプロセスと転炉-LRFまたは電気炉-LRFプロセスとの間に介在物に関しては、本質的な差は認められない。

3-2 偏析・介在物に及ぼす下注ぎおよび真空脱酸の影響

以上に述べたように、タービンローター用70t 鋼塊は、偏析、介在物ともに少なく均質性、清浄性に優れている。また175t および165t 下注ぎ鋼塊は従来の上注ぎ鋼塊にくらべて底部における介在物の集積が少ない。このような偏析と介在物に対する造塊法の寄与をより明確にするために、これまでに調査した他の鋼塊のデータを含めて検討した。調査対象の鋼塊一覧をTable 3に示す。鋼塊内の成分偏析に関しては、Comonら¹¹⁾が溶鋼組成の影響が大きいことを明らかにし、152本の大型鋼塊のデータをもとに鋼塊本体内のCの偏析率を与える実験式(1)を提示した。

$$\frac{\Delta C}{C_0} \times 100 \times \frac{1}{D} = 2.81 + 28.9[\%Si] + 805.8[\%S] + 235.2[\%P] - 9.2[\%Mo] - 38.2[\%V] + 4.31 \times \frac{H}{D} \dots\dots\dots(1)$$

ここで、

$$\Delta C : [\%C]_{\max} - [\%C]_{\min} \text{ (鋼塊本体内部)}$$

Table 3 List of investigated ingots

No.	Weight (t)	Ladle analysis (wt%)						Casting method
		C	Si	P	S	Mo	V	
1	30	0.25	0.26	0.012	0.009	-	-	Top pouring
2	"	0.29	0.44	0.014	0.007	-	0.08	
3	40	0.31	0.26	0.009	0.004	1.33	0.28	
4	"	0.28	0.24	0.009	0.004	1.32	0.22	
5	50	0.34	0.21	0.017	0.012	-	0.06	
6	"	0.32	0.31	0.012	0.009	-	0.07	
7	"	0.28	0.25	0.011	0.009	0.50	0.10	
8	100	0.39	0.25	0.009	0.008	0.22	0.10	Bottom pouring
9	165	0.21	0.26	0.006	0.002	0.52	-	
10	170	0.35	0.30	0.018	0.005	-	0.09	
11	55	0.54	0.04	0.007	0.009	-	-	Vacuum casting
12	70	0.29	0.08	0.007	0.004	0.47	0.09	
13	"	0.27	0.09	0.009	0.004	0.49	0.09	
14	"	0.19	0.10	0.002	0.003	0.40	0.09	
15	"	0.26	0.06	0.002	0.002	0.51	0.10	

C₀ : 取鍋におけるC分析値 (%)

H : 鋼塊本体高さ (m)

D : 鋼塊平均径 (m)

Table 3の鋼塊で実測されたΔC/C₀とComonの式から計算したΔC/C₀の関係をFig. 12に示す。計算値と実測値はほぼ対応しており造塊法によって特に偏りがあるとは認められない。したがって成分偏析は溶鋼組成および鋼塊のサイズと形状のみによって定まり造塊法にはよらないことがわかる。

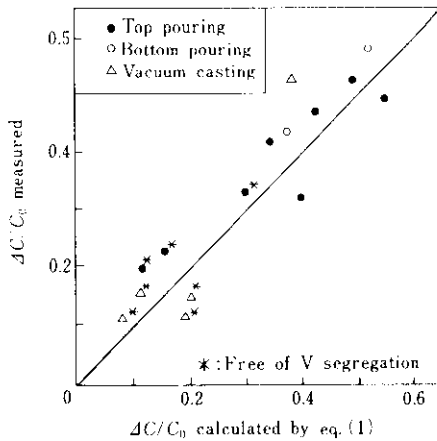


Fig. 12 Comparison of measured and calculated carbon segregation ratios of ingots listed in Table 3

また鈴木ら¹²⁾は、真空カーボン脱酸を行った鋼塊には逆V偏析が発生しないことを報告している。しかしながら Fig. 12 中の*印(逆V偏析の認められない鋼塊)から明らかのように、真空カーボン脱酸を行っても逆V偏析が発生しているものがあり、一方通常の上注ぎ法でも逆V偏析の発生しない鋼塊もある。ところが、 $\Delta C/C_0$ が0.3以下の鋼塊ではすべて逆V偏析が発生していない。したがって逆V偏析発生の有無もまた造塊法によらず溶鋼組成および鋼塊の大きさと形状によって定まる。

次に鋼塊底部におけるCの負偏析とOの集積度の関係を Fig. 13 に示す。周知のように鋼塊底部には比較的純度の高い結晶片が沈降、堆積して、Cが負偏析したいわゆる沈澱品を形成する。その際浮遊している介在物を捕捉し沈降してくるためOが増加する。

Fig. 13 によると、上注ぎ鋼塊と真空カーボン脱酸による鋼塊では C_{min}/C_0 が同一でも、 O_{max}/O_0 は真空カーボン脱酸による鋼塊の方が小さい。これは結晶片が沈降する際に浮遊している介在物量が少ないことを意味し、鑄込み中に介在物が浮上離脱していることを示唆する。下注ぎ鋼塊の O_{max}/O_0 はこの両者の中間であるが、真空カーボン脱酸鋼塊に近い値であり、上注ぎ鋼塊にくらべて介在物の浮上性が良いことが明らかである。

さらに、造塊法別にみると、 O_{max}/O_0 は C_{min}/C_0 とほぼ直線関係にあり、 C_{min}/C_0 が大きいほど介在物の集積が少ない。 C_{min}/C_0 は沈澱品の発達程

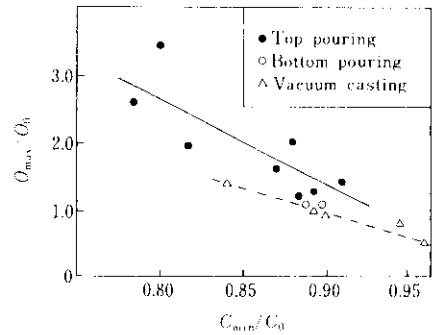


Fig. 13 Relation between O_{max}/O_0 and C_{min}/C_0 at ingot bottom

度を示す数値であり、同一鋼種であれば鑄型内に流入した溶鋼の温度が高いほど沈澱品が発達しにくく C_{min}/C_0 が大きくなる。したがって鋼塊の表面ワレや定盤付きなどの懸念なしに高温鑄込みが可能な下注ぎ法がその点でも有利である。

4. 鍛造用大型中空鋼塊の製造と内部性状

圧力容器用素材等の円筒状鍛鋼品を製造する場合、一般には中実鋼塊を据込んで軸芯部をポンチで打ち抜いた後、穴ひろげまたは絞め付けを行う方法が用いられる。この方法は多数回の加熱・鍛錬工程を必要とし、かつ製品に対する鋼塊歩留りが一般に低い。このような欠点をなくすために、今回中子構造について種々検討を加えた結果、中子をパイプと特殊耐火物で形成することにより、抜き取りが容易でかつ内面割れのない140tまでの中空鋼塊の製造に成功した¹³⁻¹⁸⁾以下に中子の特徴、中空鋼塊の内質について紹介する。

4-1 鑄造用中子の特徴

中子の具備すべき条件を満たし、かつ経済的に製作可能な中子を検討した結果、Fig. 14 に示す2重パイプ構造の中子を考案した。2重パイプ間の充填物として特殊耐火物を用いるが、この厚みが重要な因子となる。すなわち厚過ぎれば中空部での抜熱が不十分となり、鋼塊の最終凝固位置が内側に偏析することになり、センタールースネスが製品内面に露出する危険性がある。また薄過ぎれば、パイプの強度不足により座屈する。Fig. 15 に45t鋼塊における耐火物厚みと最終凝固位置の関係を計算により求めた結果を示す。適正厚みとし

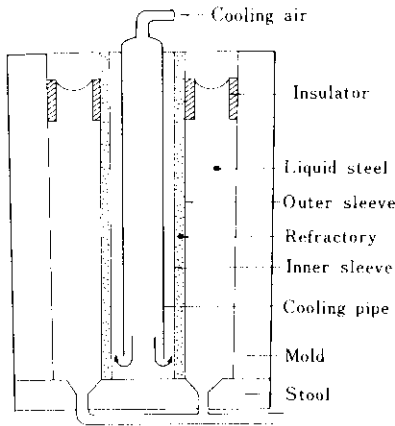


Fig. 14 Schematic drawing of hollow ingot casting assembly

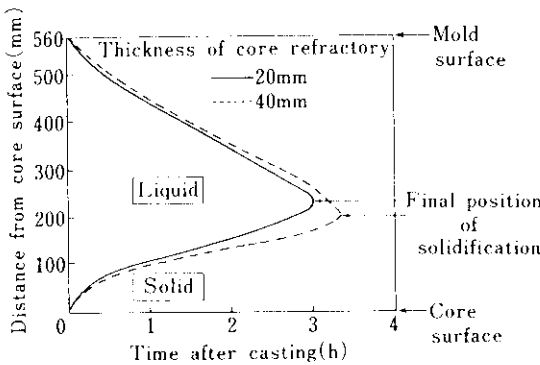


Fig. 15 Calculated solidification front of 45t hollow ingot in relation with the thickness of core refractory

て 20mm または 40mm を選べば最終凝固位置はさほど変わらず、センターロースネスが露出する懸念はないので、中子の強度を確保するため 40mm 厚を採用した。Fig. 16 に、注入完了からの内側パイ

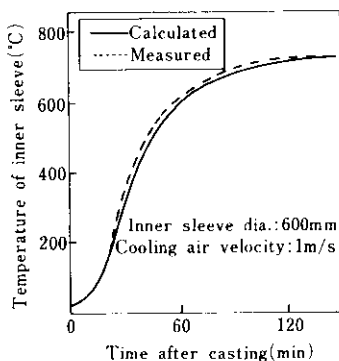


Fig. 16 Change of inner sleeve temperature after casting

プの実測温度変化と計算値を併せ示す。最高温度は、 casting 後 2~3h であり、この条件においては厚さ 40mm の耐火物充填物をもつ中子は座屈しないことが明らかとなった。

4.2 中空鋼塊の内質

調査した 20t, 45t および 140t 中空鋼塊の寸法を Fig. 17 に、各鋼塊の化学成分および casting 条件を Table 4 に示す。中心部の 2 次パイプ、ザク痕などが発生しやすい鋼塊の上半分を casting したままで調査した。

Table 4 Chemical composition and casting condition of hollow ingots investigated

Steel type		Carbon	Alloy	Alloy	Alloy
Ingot weight (t)		20	20	45	140
Chemical composition (%)	C	0.20	0.08	0.12	0.20
	Si	0.29	0.06	0.07	0.25
	Mn	0.96	0.38	0.45	1.43
	P	0.014	0.011	0.011	0.005
	S	0.012	0.004	0.005	0.002
	Ni	-	-	-	0.75
	Cr	-	2.05	5.02	0.12
	Mo	-	0.96	0.59	0.51
	Casting temperature (°C)		1590	1595	1595
Casting time (min)		7	9	14	26
Estimated solidification time (h)		4	4	5	20

4.2.1 偏析

Table 4 の各中空鋼塊の偏析を押湯直下で調査した。140t 中空鋼塊における偏析率は、30% 前後である。C の最大偏析率を $100(C_{max} - C_0)/C_0$ と定義し、(1) 式を参考にして、最大偏析率を表す式として (2) 式の形を想定した。

$$\frac{C_{max} - C_0}{C_0} \times 100 = 0.9D_1 \cdot f(C) + 5.46H \dots (2)$$

C_{max} : C の最大偏析値 (%)

D_1 : 鋼塊外面と最終凝固位置の距離の 2 倍

$$f(C) : 2.81 + 28.9[\%Si] + 805.8[\%S] + 235.2[\%P] - 9.2[\%Mo] - 38.2[\%V]$$

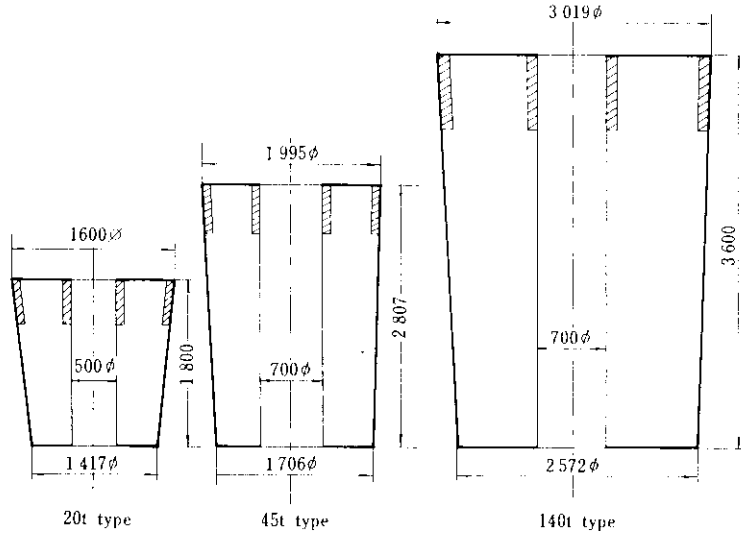


Fig. 17 Dimension of hollow ingots in mm

中空鋼塊の場合、鋼塊外面と最終凝固位置の距離が鋼塊半径の1/2であると仮定して、Table 4の4本の鋼塊のデータを用いた回帰計算により(2)式の間係数を求めた。中実鋼塊の場合は D_1 が鋼塊平均径に等しいものとして、種々のサイズの鋼塊について(2)式で整理した結果を、Fig. 18に示す。中実鋼塊と比較して中空鋼塊の偏析が少ないのは、同一単重の中実鋼塊と比較した場合、鋼塊の肉厚がはるかに小さく、凝固時間が短縮されたことに起因する。中実鋼塊との凝固時間実測値の比較を、Table 5に示す。このように、中実鋼塊

Table 5 Comparison of solidification time

Ingot weight (t)	Solidification time of steel ingot(h)	
	Conventional ingot	Hollow ingot
15	7	3
35	10	3.5
50	12	6
70	14	8
110	23	10

より大幅に凝固時間が少なくなっており、常に偏析の少ない製品が期待できる。

4.2.2 マクロ組織およびザク

Table 4の各中空鋼塊のマクロ組織をPhoto. 2に示す。最終凝固位置は、内面から全肉厚の1/3~1/4に相当する。逆V偏析は、鋼種や鋼塊の形状・寸法により異なった挙動を示し、20t普通鋼塊と140t鋼塊では最終凝固位置の両側に発生しているが、20t合金鋼塊には発生していない。また45t鋼塊では内面側のみに発生している。一方ザク(鋼塊凝固の際、発生する微小空洞)は、最終凝固位置および逆V偏析線上に存在し、いずれも微小で、大きいものでも2mm程度である。このザクは、鍛造実験により鍛錬比2M程度で、圧着することを確認し、実製品にも適用している。鍛造

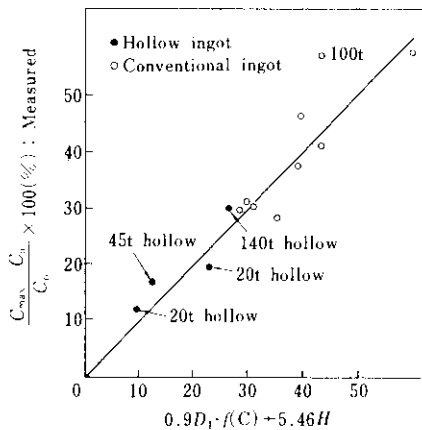


Fig. 18 Comparison between measured and calculated values of carbon segregation ratio using the equation(2)

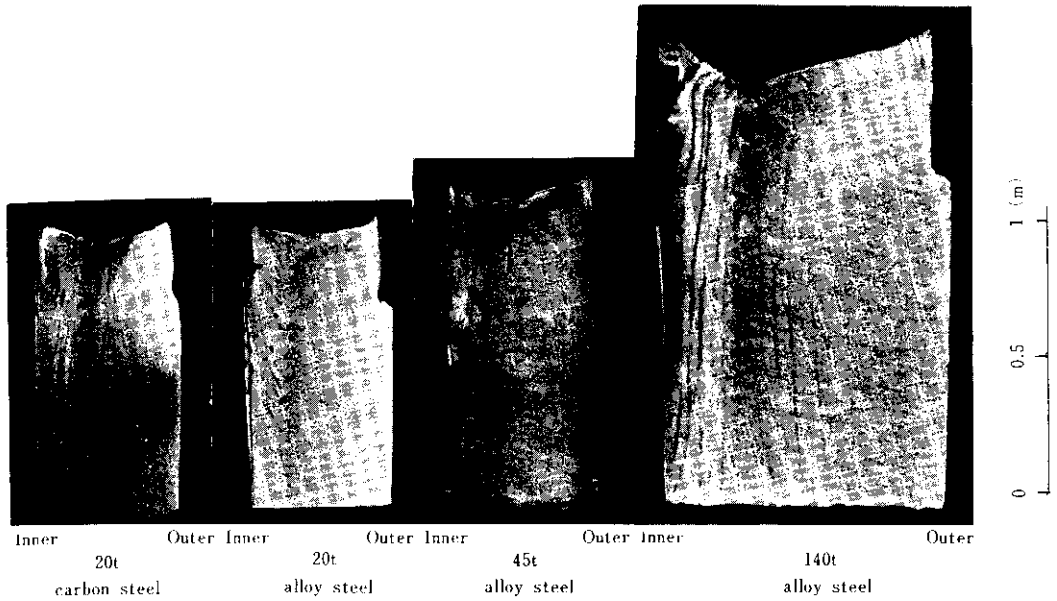


Photo. 2 Macrostructure on longitudinal top section of hollow ingots

中の写真を、Photo. 3 に示す。



Photo. 3 A view of forging a hollow ingot

5. 微量不純物について

圧力容器用鋼等は、高温高圧で使用されることが多いため、耐焼もどし脆化特性が重要視される。焼もどし脆化を防止するためには、Si+Mnの規制および焼もどし脆化指数 \bar{x} ($= (10[\%P] + 5[\%Sb] + 4[\%Sn] + [\%As]) \times 10^{-2}$) の規制が重要である。溶銑中のSb, SnおよびAs等の含有量の社内基準値と最近の実績をFig. 19に示す。当社は転が母溶鋼を使用しているため、Sb, Snお

よびAs等の含有量は非常に低いレベルにある。

次に、極低P鋼溶製プロセスと併用して製造したSA182-F22鍛鋼品(2%Cr-1Mo鋼)での取鍋分析値およびG.E.standard typeのstep cooling testの結果をTable 6およびTable 7に示す。不純物が少なくかつ低Siとしたため、焼もどし脆化

Table 6 Result of ladle analysis of molten steel for SA182 F 22 forgings

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu
Ladle(A)	0.12	0.08	0.52	0.008	0.003	2.45	0.99	0.01
Ladle(B)	0.12	0.08	0.50	0.007	0.004	2.42	0.99	0.01
	Ni	Sb	Sn	As	Al	\bar{x} *	Si+Mn	
Ladle(A)	0.03	0.0004	<0.002	0.002	0.025	9ppm	0.60	
Ladle(B)	0.03	0.0003	<0.002	0.002	0.018	8ppm	0.58	

$$* \bar{x} = (10[\%P] + 5[\%Sb] + 4[\%Sn] + [\%As]) \times 10^{-2}$$

Table 7 Result of step aging test of SA182 F22 forgings processed through LD-LRF

	As SR	vT_{40} Step cooling	ΔvT_{40}	$vT_{40} + 1.5\Delta vT_{40}$
(A)	-70°C	63°C	7°C	-59.5°C
(B)	-68°C	62°C	6°C	-59 °C

$$* \text{SOCAL standard: } vT_{40} + 1.5\Delta vT_{40} \leq 38^\circ\text{C}$$

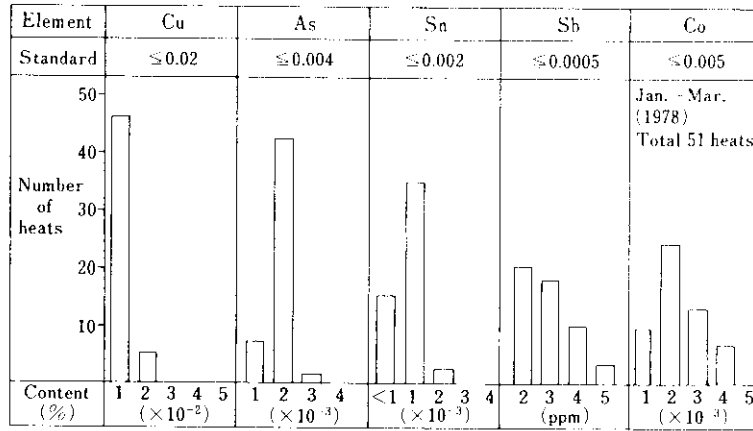


Fig. 19 Impurity elements in pig iron during Jan.-Mar., 1978 at Mizushima Works

はほとんどみられなかった。一方タービンローターシャフト鋼においても耐焼もどし脆性が重要視されるため、不純物を極力低減させている。

また、最近のタービンローターシャフト鋼の不純物低減実績を Table 8 に、3NiCrMoV 鋼の G.E. standard type の step cooling test の結果を Fig. 20 に示す。圧力容器用鋼と同じく、ほとんど

脆化がみられない。

一方原子炉圧力容器用鋼においては、中性子照射による幣害の対策として P, Cu, V, B および Co の低減が必要とされており、これらの元素についても転炉母溶鋼を使用することにより低い値となっている。原子炉圧力容器用鋼における上記成分の最近の分析値を Table 9 に示す。

このように圧力容器用鋼、タービンローターシャフトの耐焼もどし脆化特性および原子炉圧力容器用鋼の耐中性子照射特性に対し、転炉母溶鋼を使用することにより、不純物元素を大幅に低下することが可能となり、優れた特性が得られる。

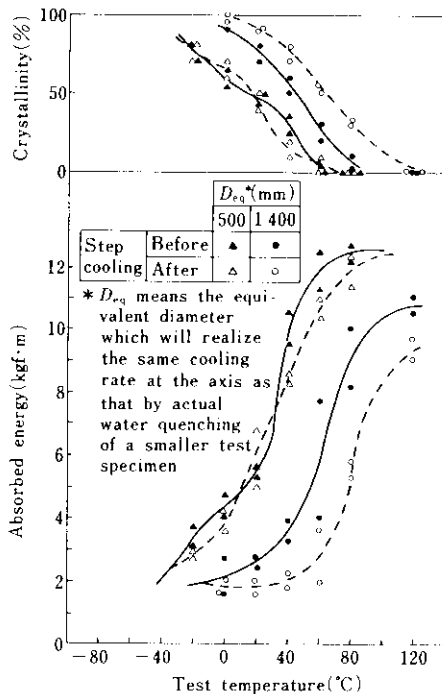


Fig. 20 Results of step cooling test of forged and quench-tempered turbine rotor shaft material

Table 9 Examples of tramp element contents in nuclear reactor pressure vessel materials (%)

Heat	P	Cu	V	B	Co
1	0.006	0.01	0.005	<0.0001	0.0050
2	0.004	0.01	0.005	<0.0001	0.0046
3	0.006	0.01	0.003	<0.0001	0.0050
4	0.004	0.01	0.005	<0.0001	0.0050

6. 結 言

原子力、および化学機械用圧力容器材およびタービンローターシャフト等の主要鍛鋼品の製鋼ブ

Table 8 Comparison of impurity contents among various forgings*

Maker	Year	Material	P	Sn	Sb	As	r**
A	1972	3.5NiCrMoV	30~130	10~80	-	10~130	9.8
B	1975	"	60~90	50~100	13~20	30~120	12.1
B	"	"	70~80	120~130	34~36	130	12.6
C	"	"	100~130	100~140	8~14	80~110	22.8
D	"	"	70~130	≤100	7~11	≤100	15.4
E	"	"	50~120	50~130	20~50	160~330	16.3
E	"	"	50~160	20~170	20~60	150~340	18.8
F	1977	"	70	100	30	130	13.8
A	"	CrMoV	20~220	30~232	10~210	10~240	24.0
G	"	3.5NiCrMoV	50~130	70~210	12~55	50~150	17.3
"	"	3.5NiMoV	80~100	140~150	31~35	150	18.0
"	"	CrMoV	120~140	160~190	36~37	130~140	23.2
H	"	3NiCrMoV	70~80	20~30	14~39	20~30	10.1
Kawasaki	1978	3.5NiCrMoV	20~30	20	2~3	20~30	3.7
"	"	3NiCrMoV	20	10	4	10	2.7

* Quoted from No. 6, 7 and 8 I.F.M. documents

** $r = (10[\%P] + 5[\%Sb] + 4[\%Sn] + [\%As]) \times 10^{-2}$

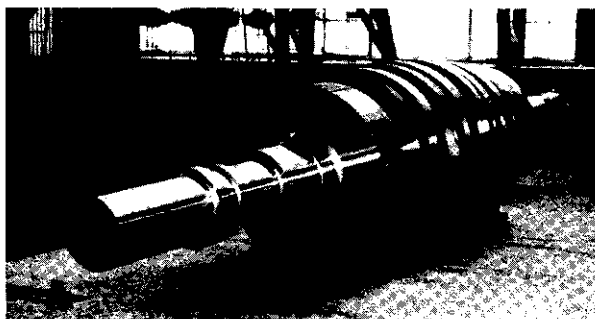
ロセスとして当社水島製鉄所で採用している、転がーRHまたは転がーLRFプロセスは、不純成分を非常に少なくでき、圧力容器用鋼等の製法として適切なものである。このプロセスで製造された

下注大型鋼塊、タービンローターシャフト用の真空鑄造鋼塊、および中空鋼塊は、いずれも優れた性能を示しており、ユーザーのご期待に沿えるものと確信する。

参 考 文 献

- 1) 朝生, 和申, 飯田, 内田, 狩野, 山野辺, 馬場: 鉄と鋼, 65 (1979) 4, S186
- 2) 飯田, 今井, 数七, 鈴木, 江島: 鉄と鋼, 62 (1976) 2, A9
- 3) 飯田, 山本, 難波, 上田: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S181
- 4) 西岡, 江本: 川崎製鉄技報, 4 (1972) 1, 12
- 5) 西岡, 江本: 鉄と鋼, 60 (1974) 2, 1662
- 6) 江本, 山本, 飯田, 大井, 西岡: 鉄と鋼, 63 (1977) 13, 101
- 7) 飯田, 守脇, 難波, 加藤: 鉄と鋼, 65 (1979) 4, S188
- 8) 大井, 松野, 西岡, 早川: 川崎製鉄技報, 4 (1972) 4, 17
- 9) H. Sakuda, H. Ooi: The 6th Int. Forgemasters Meeting, (1972)
- 10) H. Sakuda, H. Ooi, J. Matsuno: The 7th Int. Forgemasters Meeting, (1975)
- 11) J. Comon, J. Delorme, P. Bastien: The 6th Int. Forgemasters Meeting, (1972)
- 12) 鈴木, 宮本: 鉄と鋼, 63 (1977) 1, 53
- 13) 飯田, 山本, 宮井, 朝生, 松野: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S679
- 14) 飯田, 山本, 宮井, 松野, 小沢: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S680
- 15) 和田, 宮田, 朝生, 宮井, 松野, 西岡: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S681

- 16) 小沢、岡野、飯田、山本、朝生、宮井：鉄と鋼，**64**（1978）11，S682
- 17) 朝生、和中、名村、山本、小沢、松野：鉄と鋼，**65**（1979）4，S137
- 18) 飯田、山本、山浦、朝生、松野、西岡：鉄と鋼，**66**（1980）2，211



大型鋼塊からの製品例(タービンローターシャフト)