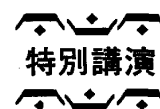


© 1983 ISIJ



# 鋳物用銑鉄の性状解明と遠心力鋳造

## ロールの開発

本田 順太郎\*

### Investigation of Foundry Pig Iron and Development of Centrifugal Casting Rolls

Juntaro HONDA

#### 1. はじめに

鉄鋼業と鋳物との関係は、共に素形材産業の基盤をなすものとして非常に密接で、これまでユーザとメーカの立場で相互に研究開発を支援し、互いにその進歩発展に寄与し合ってきた。

筆者は鋳物メーカの研究開発者として、まず鋳鉄材質、特に、鋳物用原料銑鉄に及ぼす微量含有成分の影響を明らかにし、この成果を応用して鋼塊用鋳型の成績向上を図った。さらに微量含有成分の研究を演繹して球状黒鉛鋳鉄用原料銑鉄の改良を勧め、わが国球状黒鉛鋳鉄の発展に寄与した。また、圧延用ロールに関して、その製造のために遠心力鋳造法を開発し、世界で初めて工業化に成功した。このほか、13クローム鋼系連鋳用ロールの開発や高炉用ステーブクーラの共同開発など鉄鋼用鋳物製品の研究及び製造技術の開発を行い、わが国鉄鋼業界の進歩発展にいささか貢献をなしたものと考えている。本稿は、これらのうち、鋳物用原料銑鉄の性状解明と遠心力鋳造ロールの開発を中心に記述する。

#### 2. 鋳物用銑鉄の性状解明と鋼塊用鋳型への応用

鋳物の品質、特に、材質特性に及ぼす原材料の影響、中でも使用原料銑鉄の影響の大きいことは古くから経験的に知られていた。鋳物製品の中でも特に、使用条件の厳しい鋼塊用鋳型、圧延用ロール等は原料銑鉄によつてその使用成績が著しく異なることが認められている。

筆者は使用原料銑鉄の差異による影響の原因を究明することを今から約25年前に試みた。従来、これに関しては種々の説があつたが十分な解明がなされず「銑鉄の

遺伝性」とか、「銑鉄の処女性」とかの曖昧な言葉で表現されていた。筆者はこの現象は銑鉄の化学成分の中でそれまで余り究明されていなかった微量含有成分、すなわち、Cu, Cr, Ti, As, V, Sn, Sb, Pb, Alなどの含有量の多寡によることを明らかにした。これら元素が原料銑鉄の「応力-歪み」線図で表される引張特性、硬さ、並びに顕微鏡組織に及ぼす影響を定量的に研究して、国内外の各種銑鉄の性状とその由来する原因を明確にした。表1と図1に研究の一端を示す。すなわち、微量含有元素量の最も少ないスウェーデン銑は伸びが大きく靱性のある材料であることがわかる。この基礎研究結果を鋼塊用鋳型へ応用し、多くの実用試験を経て実際に供した。実用試験の一例を図2に示すが、スウェーデン銑の配合率の増加による鋳型材質の改良により、鋳型使用回数は明らかに改善された。この研究はその後、国内鋳物用銑鉄の品質改良に適用され、ある場合には、従来使用されていた高価な輸入木炭銑などに代わる良質国内鋳物用銑鉄の誕生に繋がった。これはひいては高品質鋳物製品、すなわち、鋳型、ロールなどの品質向上と原価低減に寄与することになった。その後、昭和33年頃から始まった製鉄各社の高炉直注による鋳物製品の製造にもこの研究の考え方が生かされ、次第に生産拡大が図られた。筆者の会社でも昭和39年に直注鋳型の製造を開始したが、図3に示すように、直注用高炉溶銑の性状の相違は、明らかに、鋳型使用成績に影響を与えた。このようにして改善された鋼塊用鋳型は、鉄鋼の連鋳化が進むまでは鉄鋼界に非常に貢献し、筆者の会社でも新しい造型法であるフラン鋳型法の導入とあいまって、多くの鋳型を生産し業界に提供してきた。その生産量は、表2に示すように累計で国内生産量の約20%に達した。

昭和57年9月27日 本会講演大会における浅田賞受賞記念特別講演

\* 久保田鉄工(株)専務取締役 工博 (Kubota, Ltd., 1-2-47 Shikitsuhigashi Naniwa-ku Osaka 556-91)

表 I 各種 鋳 鉄 の 化 学 組 成 (%)

種 類	TC	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ti	As	V	Al	Ni	Mo	Sn	Sb	N <sub>2</sub>
スウェーデン 鋳 鉄	4.15	1.18	0.65	0.036	0.018	0.007	0.008	0.012	0.003	0.006	0.006	0.005	0.006	—	—	0.0006
I 鋳 鉄	4.12	1.03	0.36	0.084	0.015	0.154	0.034	0.047	0.005	0.043	—	—	—	—	—	—
F 鋳 鉄	3.99	1.08	0.45	0.043	0.016	0.463	0.035	0.032	0.001	0.093	—	0.141	—	—	—	—
O 鋳 鉄	4.40	0.74	0.26	0.175	0.022	0.052	0.026	0.232	0.070	0.098	0.099	0.004	0.012	—	—	0.0012
N 鋳 鉄	4.26	0.83	0.53	0.158	0.026	0.025	0.079	0.250	0.001	0.286	0.106	0.036	0.009	—	—	0.0011
釜石 鋳 鉄	3.97	1.81	0.51	0.215	0.045	0.204	0.045	0.132	0.010	0.029	0.018	0.022	0.009	—	—	0.0006
M 鋳 鉄	3.95	1.70	0.44	0.250	0.061	0.198	0.072	0.225	0.244	0.069	0.069	0.032	0.009	—	—	0.0010
S 鋳 鉄	3.86	1.49	0.31	0.126	0.064	0.370	0.135	0.055	0.057	0.008	0.039	0.097	0.018	0.009	0.057	0.0010

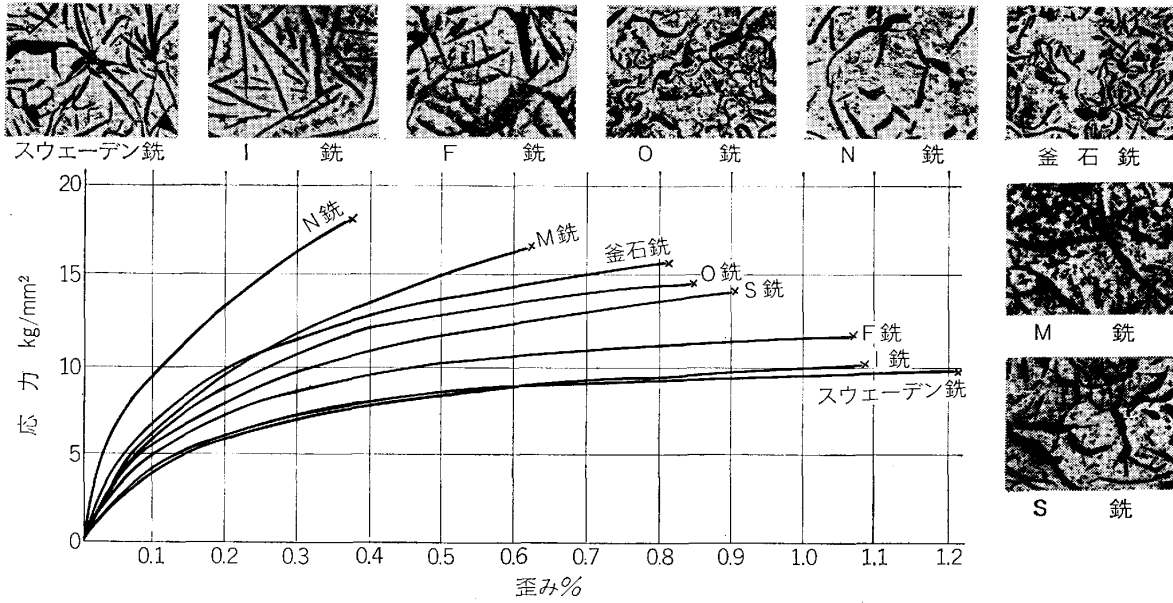


図 1 各種 鋳 鉄 の 応 力 - 歪 み 曲 線 の 比 較 と 顕 微 鏡 組 織

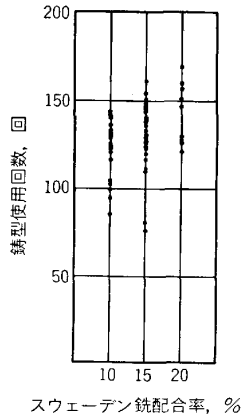
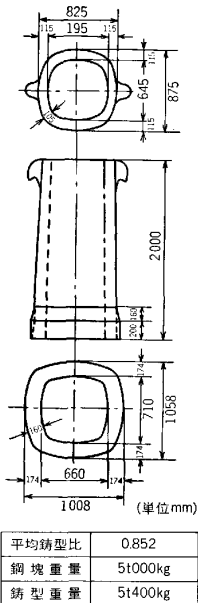


図 2 スウェーデン 鋳 鉄 の 配 合 率 と A 鋳 型 寿 命 と の 関 係

3. 球状黒鉛鋳鉄鑄物, CV 黒鉛鋳鉄鑄物の 開発

昭和 23 年にアメリカで発明され, 昭和 27 年にわが

国で特許実施契約が結ばれた球状黒鉛鋳鉄 (または, ダクタイル鋳鉄) は黒鉛の球状化のため, 原材料中の S をはじめとする球状化阻害元素の含有量の少ないことの必要なことがしだいに明らかにされてきた. 筆者の原料鋳

	TC	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ti	V	$\Sigma A$ (Cr-V)	$\Sigma B$ (P-V)
A 高炉溶銑	(4.20~ 4.45) 4.32	(0.60~ 1.13) 0.82	(0.57~ 1.12) 0.76	(0.076~ 0.210) 0.149	(0.01~ 0.04) 0.026	(0.018~ 0.073) 0.037	(0.052~ 0.116) 0.079	(0.021~ 0.180) 0.088	(0.013~ 0.063) 0.038	(0.171~ 0.373) 0.242	(0.303~ 0.578) 0.417
B 高炉溶銑	(4.21~ 4.45) 4.40	(0.56~ 1.00) 0.75	(0.60~ 1.08) 0.79	(0.059~ 0.181) 0.105	(0.025~ 0.04) 0.033	(0.002~ 0.030) 0.011	(0.020~ 0.040) 0.026	(0.036~ 0.082) 0.056	(0.007~ 0.127) 0.028	(0.075~ 0.236) 0.121	(0.188~ 0.418) 0.259

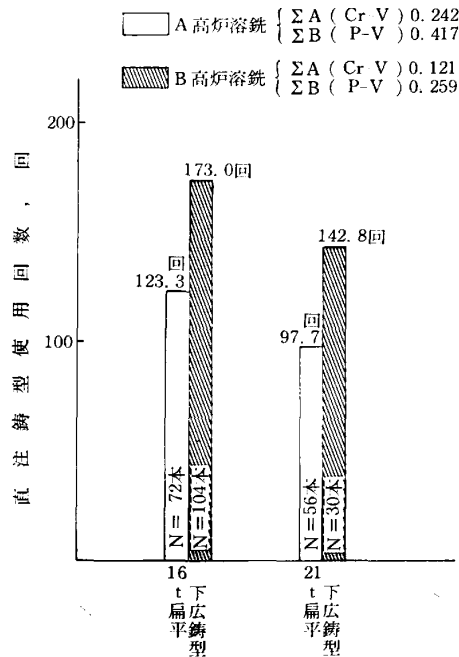


図3 高炉溶銑直注鑄型の使用成績と微量元素との関係

表2 当社鑄型の生産量推移

	鑄型・鑄型定盤 t		粗鋼 万 t		
	国内	当社	合計	C. C. (C. C. 化率%)	I. C.
昭和34年	265 808	48 927	1 663		
35	374 209	64 950	2 214		
36	450 825	76 225	2 827		
37	411 956	60 974	2 755		
38	437 454	82 688	3 150		
39	552 100	108 514	3 980		
40	568 107	89 851	4 116		
41	635 768	125 899	4 778		
42	878 124	185 442	6 215		
43	889 233	183 626	6 689		
44	1 057 745	281 492	8 217	330(4.0)	7 887
45	1 365 574	291 340	9 332	527(5.6)	8 805
46	1 078 589	211 556	8 856	996(11.2)	7 860
47	964 847	200 510	9 690	1 646(17.0)	8 044
48	1 298 706	239 528	11 932	2 472(20.7)	9 460
49	1 245 987	182 508	11 713	2 941(25.1)	8 772
50	871 961	131 272	10 231	3 181(31.1)	7 050
51	820 995	138 085	10 740	3 763(35.0)	6 977
52	737 628	99 025	10 241	4 181(40.8)	6 060
53	529 444	98 057	10 211	4 716(46.2)	5 495
54	595 706	90 654	11 175	5 812(52.0)	5 363
55	534 824	82 258	11 140	6 627(59.5)	4 513
56	325 065	59 953	10 167	7 185(70.7)	2 982
累計	16 890 655	3 133 334			

(18.6%)

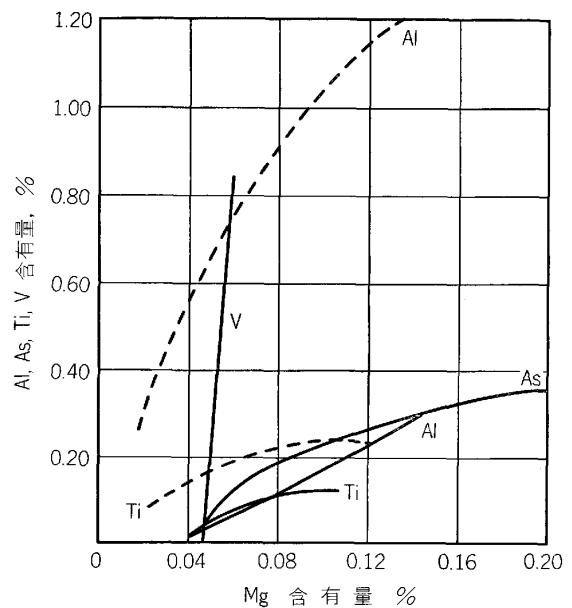


図4 スウェーデン銑の金属 Mg 処理による黒鉛球状化と残留 Mg 含有量および残留 Al, As, Ti または V 含有量との関係 (森田, 尾崎)

鉄の研究の思想、すなわち、微量元素のコントロールによる銑鉄の改良の考え方が、ここにもそのまま生かされ受け継がれた。新日本製鉄、神戸製鋼所などの鋳物用鉄

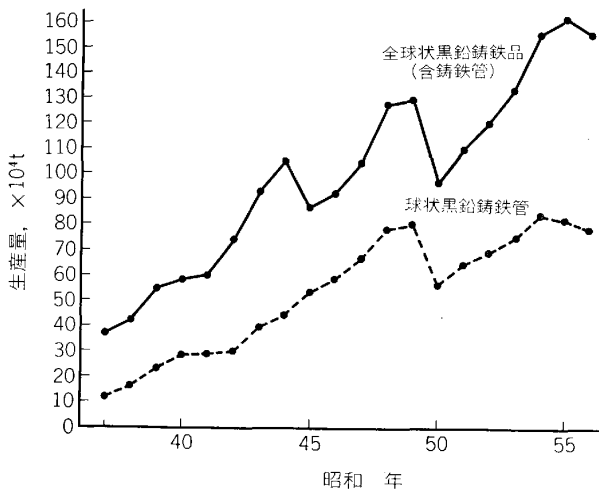


図 5 国内球状黒鉛鑄鉄品の生産量推移

鉄, 特に, 球状黒鉛鑄鉄用銑鉄に関するその後の研究発表の中に, このことがよく表れている. 図 4 に Mg 処理による黒鉛球状化におけるこれらの関係を森田らの研究から引用して示す. これに対応して, わが国高炉メーカーで, 良質球状黒鉛鑄鉄用銑鉄が製造されるようになり, これが従来の高価な輸入高純度銑などに代わって広く鑄物業界で使用され, わが国球状黒鉛鑄鉄品の品質向上と原価低減に寄与し, その生産量の増大に大きな役割を果たした. 図 5 にわが国の球状黒鉛鑄鉄の生産量の推移を示す. このように筆者の鑄物用原料銑鉄の研究とそれによる銑鉄の改良はまた, この 20 数年に亘って鉄鋼業界で活用されてきた各種球状黒鉛鑄鉄品, すなわち, 鋼塊用鑄型, 圧延用ロールや高炉用ステーブクーラなどとし

表 3 C V 黒鉛鑄鉄の特性

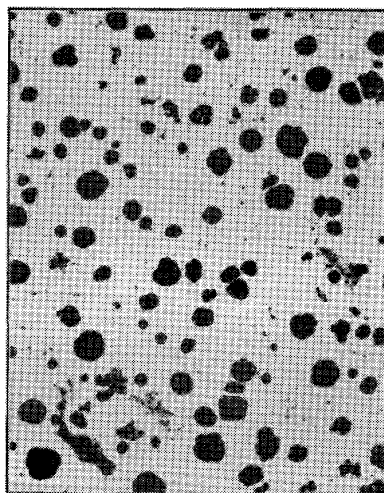
	代 表 的 化 学 組 成 (%)						
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ti
C.V 黒鉛鑄鉄	4.0	0.8	0.3	0.05	0.02>	0.01	0.05
	4.5	2.4	1.0	0.15		0.04	0.15
球状黒鉛鑄鉄	3.8	1.65	0.2	0.10>	0.01>	0.060	0.02
	3.9	1.85	0.5			0.075	0.03
片状黒鉛鑄鉄	3.7	0.4	0.5	0.12>	0.07	—	0.02
	4.5	1.2	1.0			0.10	

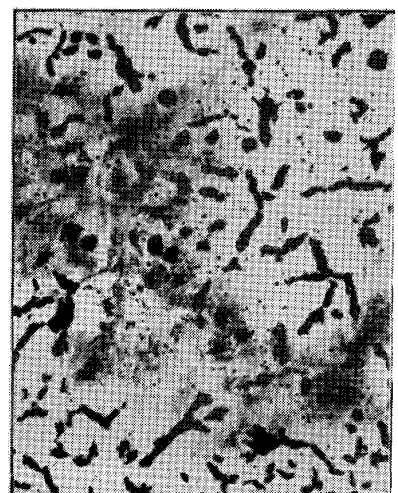
	代 表 的 物 性 値				
	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	弾性係数 (kg/mm <sup>2</sup> )	熱伝導率 (cal/cm·s·°C)	熱膨脹率 (×10 <sup>-6</sup> /°C)
C.V 黒鉛鑄鉄	35~45	3~6	11 000 ~ 13 000	0.11~0.13	13~14
球状黒鉛鑄鉄	55~60	4.5~7.0	15 500 ~ 16 500	0.07~0.08	13~15
片状黒鉛鑄鉄	10~20	0.9~1.1	7 000 ~ 9 000	0.12~0.14	12~14



片状黒鉛鑄鉄



球状黒鉛鑄鉄



C V 黒鉛鑄鉄

顕 微 鏡 組 織 ×20 (×4/5)

表4 C V 黒鉛鋳鉄鋳型の特徴

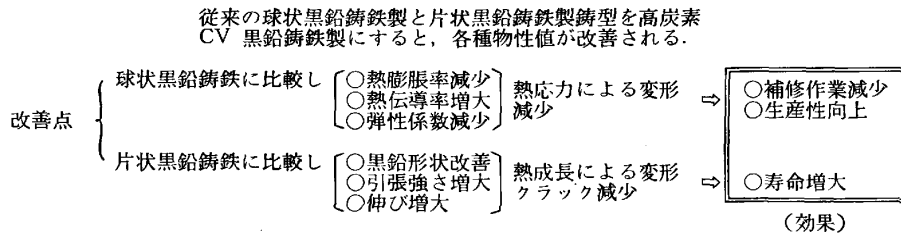

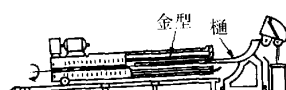

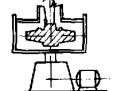
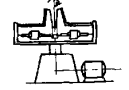


表5 遠心力鋳造法の分類

分類	鋳造方法	製品例	備考
横型遠心力鋳造法	A 	鋳鉄管 製紙用ロールシェル 製鉄用ロール シリンダーライナ など	
	B 	鋳鉄管 製鉄用ロール	True Centrifugal Casting
立型遠心力鋳造法	C 	シリンダーライナなどの短管 スリーブロール用スリーブ	
	D 	歯車地、車輪 カップリング スプロケットなど	Semi Centrifugal Casting
	E 	任意の形状の小物 たとえばワッシャ、 エンジンカバー、 プレーキシユなど	Pressure Casting または Centrifuging

て役立つている。

微量元素のコントロールによる鋳鉄の改良は球状黒鉛鋳鉄鋳物の伸長に寄与し、さらに、球状黒鉛鋳鉄の黒鉛球状化のコントロールから、新しくCV黒鉛鋳鉄の開発へと繋がった。CV黒鉛鋳鉄とは表3に示すように、すべてにおいて片状黒鉛鋳鉄と球状黒鉛鋳鉄の中間の性質を持つ材料で、特に、球状黒鉛鋳鉄の熱伝導率を改善した点で、熱的使用の新用途が考えられる。その一つとして、鋼塊用鋳型への適用がある。表4はCV黒鉛鋳鉄製鋳型の特徴を示すもので、最近、筆者の会社でも生産を開始し、徐々に成果を挙げつつある。この鋳鉄は黒鉛球状化元素としてのMgなどと、黒鉛球状化阻害元素としてのTiなどをうまく組み合わせて製造することが必要で、ここでも微量元素の挙動が重視される。

#### 4. 遠心力鋳造法について

遠心力鋳造によるロールの開発について記述する前に

遠心力鋳造法について概説する。

##### (1) 遠心力鋳造法とは

遠心力鋳造法は品質、生産性、経済性などの点で、すぐれた特徴をもつ製管技術として、今日、世界的に広く利用され、また、最近では管材以外の製品にも適用されている。遠心力を利用して金属管を製造しようとする着想は、イギリスのA. ECKHARDTの特許(1809年)に始まるが、工業生産への本格的適用は20世紀の初頭、ブラジルのDe LAVAUDらにより開発された「ドラボー法」の出現に始まる。当時、電動駆動方式が出現し、水道、ガス用鋳鉄管需要の増大と関連して、本技術は著しく発展した。その後、本法は金型用塗型剤、サンドレジンコーティング法などの造型技術の進歩、球状黒鉛鋳鉄の出現、各種耐熱鋼の開発など、また、鋳造機の性能向上と自動化技術の進歩など種々の技術革新と共に発展してきた。

本法の特長は、溶融金属に作用する遠心力の効果、す

なわち、押湯効果、介在物等の遠心分離効果など材質面の効果と、中子を必要としないことによる生産性向上が主なものであるが、鑄造条件その他が不適当であればその特長が発揮されない場合もあり、また、欠陥の発生ともなるなど技術的な困難さもある。

## (2) 遠心力鑄造法の分類

遠心力鑄造法は鑄造機の回転軸の方向で分類し、表5に示すように横型遠心力鑄造法と立型遠心力鑄造法とに大別される。このうち、A、B、Cは高速回転する鑄型に熔融金属を鑄込んで中空体を鑄造する方法で、一般に True Centrifugal Casting と呼ばれている。Dは垂直軸の回りに回転する鑄型に、押湯を兼ねた湯口から熔融金属を鑄込み、車輪、歯車地などを鑄造する方法で、Semi Centrifugal Casting と呼び、EはDと同様、中心湯口を回転軸とし、この湯口の回りに均等に配置された数個の鑄型空間に放射状の堰を通して熔融金属を加圧的に注入し、小物を鑄造する方法で、Pressure Casting、または、Centrifuging と呼ばれている。A、B、Cは本来中空体の鑄造法であるが、現在、この中空部を鑄造直後に異種金属融体で充填し、中実の複合ロールなどを製造する技術も生まれている。この技術については後に詳述するが、筆者の開発によるものである。

鑄型には、金型、砂型およびレジンサンド型があり、これらは製品のサイズ、ロット、品質、用途などに応じて、それぞれ使い分けられる。

## (3) わが国における戦後の主な技術開発経過

わが国の遠心力鑄造技術は、戦後の産業経済の復興と水道、ガス事業の拡大に伴う大型需要に支えられ急速に発達した。今日、遠心力鑄造管中、量的に主力を占めるものは球状黒鉛鑄鉄管である。水道、ガス需要の増大とともに、球状黒鉛鑄鉄管は逐年、大型化と量産化が要求され、そのための生産技術の開発に大きな努力が払われた。造型面では、まず、レジンサンド型(砂と合成樹脂の混合物を金型内面に薄くコーティングしたシェル鑄型)の技術開発(1957年)で、この技術は米国特許であったが、わが国に導入され、種々技術改良され、球状黒鉛鑄鉄管の大型化、量産化の基礎技術となつた。材質面では、球状黒鉛鑄鉄の出現自体が鑄鉄管の大型化を可能にしたということができよう。なぜなら、従来的高级鑄鉄では大口径管は強度、重量、施工性などの面から、1800mmφが限度とされていたからである。しかし、この球状黒鉛鑄鉄には、この材質特有のドロス欠陥、管内面のしわ発生という問題があつたが、溶湯の化学組成、溶湯処理、鑄造法などの厳密な管理によつて解決された。大型熱風キユボラや連続脱硫、マグネシウム圧力添

加などのための一連の設備ならびに技術の開発が行われた。遠心力鑄造機も大型化のため、強度、振動、安全面を考慮して設計され、現在、口径2600mmφ用の鑄造機も実用化されている。このようにして、2600mmφ×4000mm×30mm(8840kg)という世界最大の球状黒鉛鑄鉄管が生産されている。

次に、わが国で、初めて鑄鋼の遠心力鑄造が工業的規模で開始されたのは昭和28年(1953)年である。鑄鋼を遠心力鑄造しようとする試みは第二次大戦前にもあつたが、鑄造条件の厳しさに対し、生産技術が未熟であつたことなどから発展を見なかつた。しかし、戦後は工業全般の急速な発展と需要の増大、ならびに遠心力鑄造技術の飛躍的な進歩により、鑄鋼のほとんどすべての材質について薄肉長尺物、あるいは逆の超厚肉物の鑄造も可能となつた。外径、最大2000mmφ、最小60mmφ、肉厚最大300mm、最小5mmの鑄造ができる。このうち、量産品には金型を、大径の非量産品には、砂型遠心力鑄造法が採用されている。昭和28年に、鑄鋼管が工業的規模で生産されてから30年近く経過して、鑄鋼管の適用範囲は拡大している。現在、船舶、製鉄、化学、石油化学、窯業、製紙、鋳業、エネルギー(原子力を含む)産業、非鉄金属、土木建築など、あらゆる工業分野において配管材料、ローラ材、圧力容器、構造材料として利用されている。

遠心力鑄鋼管がこのように多方面に利用される理由は、その製造法の特性から、普通鑄造法による鑄鋼品に比し、品質(機械的性質、耐食性、耐熱性、溶接性など)がすぐれ、鍛圧品と十分比肩し、場合によつては、これに勝る点をもつていることによる。また、遠心力鑄造法の製造工程が比較的単純で生産性がよいことからくる経済性などにもよる。

上述のような鑄鉄管、鑄鋼管などの遠心力鑄造技術と豊富な実際経験を基盤にして、遠心力鑄造による複合、中実ロールが昭和35年(1960年)に筆者らによつて世界で初めて開発された。その第1号ロールは線材ミルで使用された。この遠心力鑄造複合ロールはその後、ホットストリップミル用ロールへと適用が広げられ、使用実績の評価とともに生産量も伸びてきた。その後、ロールメーカー各社とも遠心力鑄造法を採用するに至り、今日わが国で使用されているホットストリップミル仕上げ後段ワークロールは、ほとんど遠心力鑄造法によるロールとなつている。現在、最大胴部径1600mmφ、最大胴長5000mm程度までの遠心力鑄造ロールが製造されるようになった。また、鑄鋼、合金鑄鋼など鑄鋼系の材料による製紙用大型サクシヨンロールシェル、製鉄工場用テ

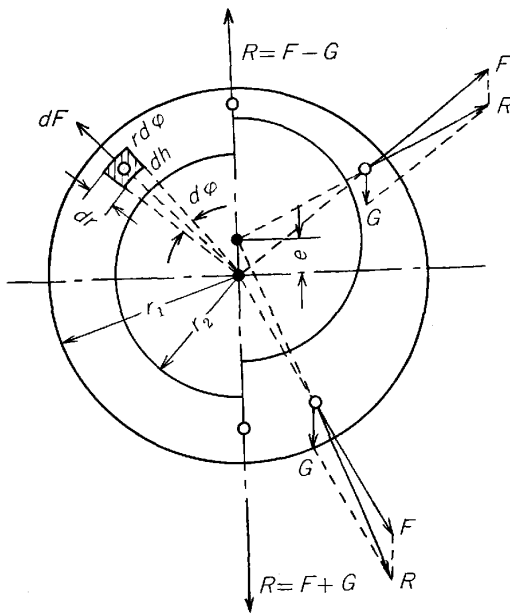


図6 横型遠心力鋳造における液体の状態

ープローラ、鋼塊の連続鋳造用ピンチロールなど、遠心力鋳造法によるロールシェルとアーバ(軸部)とを機械的に複合化して、ロールに諸特性を付与する製造分野にも、遠心力鋳造法が利用されている。

(4) 遠心力鋳造の理論

物体に回転力を与えると、必ず遠心力が働く、今、遠心力鋳造で、鋳型表面に加わる遠心力を  $F_{sp}$  で表すと

$$F_{sp} = \frac{\gamma \omega^2}{3g} \left( r_1^3 - \frac{r_2^3}{r_1} \right) \text{g/cm}^2$$

ただし  $\gamma$ : 溶融金属の密度  $\text{g/cm}^3$

$g$ : 重力の加速度 ( $980\text{cm/s}^2$ )

$\omega$ : 溶融金属の角速度  $\text{rad/s}$

$r_1$ : 鋳型の半径  $\text{cm}$

$r_2$ : 鋳込まれる管体の内部半径  $\text{cm}$

で表される。この  $F_{sp}$  が鋳型表面に溶融金属が加圧する遠心力で、 $\omega$  の二乗に正比例する。

水平に置かれた円筒体の中に液体を満たし、円筒体に回転を与えると、その液体が中空の円筒を形作る。しかし、回転力は外の円筒体から液体に伝えられ、液体の外周から漸次内周に向かって回転力が伝わるが、液体内部の摩擦は小であるから、内部に行くに従って伝えられる回転力は小となる。また、液体の重量のため、実際には図6に示すように真の遠心力は上部においては、 $(F - G)$ 、下部においては、 $(F + G)$  となり、内周は外周と同心円とならない。(ただし、 $F = m \cdot \gamma \cdot \omega^2$ ,  $G = mg$ ,  $m =$ 物質の質量  $g$ ) しかし、この中心差  $e$  は回転力の上昇と共に小となり、やがて無視し得る値になる。 $\frac{e}{G} = \frac{\gamma}{F}$  の関係から  $e = \frac{g}{\omega^2}$  として表すことができる。この  $e$  は厳密な意味

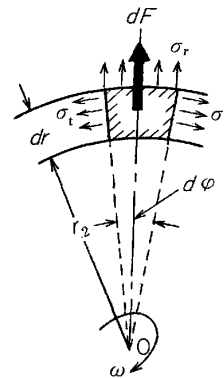


図7 遠心力によって生ずる応力

では零とならない。しかし、 $\omega$  が小で  $e$  がかなり大になると、液は回転毎に絶えず攪乱を受け、しかも回転に不均衡が生じ、高速回転に不向きとなる。この  $e$  が小であるほど好ましいが、実際には回転を大にすると形作られた円筒(固体になった場合)に遠心力により応力が発生する。この応力は図7のように  $\sigma_r \cdot \sigma_t$  で、 $\sigma_r$  は  $\sigma_t$  に比較して小であるから  $\sigma_t = \frac{\gamma \omega^2}{4g} \{ (3+r_2)r_2 + (1-r_2)r_1^2 \}$   $\text{g/cm}^2$  となる。

従つて、あまり回転数を上げると、この  $\sigma_t$  によつて凝固直後の固体、すなわち強度の低い赤熱状態の円筒体が遂に破断することになる。すなわち、この点からみれば、前述の  $e$  の影響と相反することになるのでできるだけ  $e$  を小にして、しかも自己破断を起こさない範囲に回転を押さえることが必要となる。しかし、実際は、外周に鋳型が存在するから遠心力による応力によつて破断は起こらないはずであるが、金属は一般に凝固と共に収縮を起こし、この収縮のために鋳型との間にできた間隙がこの応力を働かせやすくする。従つて、凝固と同時に収縮が大きく、しかも凝固直後の赤熱強度の低い金属ほど破断のおそれが大きい。

鋳込直後の溶融金属にはある時間、すなわち、まだ完全な融体を形成している間は、内外周の中心差が存在する。この期間は、内面は前述のように上下で肉厚差があるため、内周部において絶えず攪乱作用に近い現象が現れている。従つて、内面における酸化作用もある程度助長される。しかし、外周部から凝固が始まると共に融体の粘性が増加し、摩擦係数は逐次大きくなり、内周部にある液状の溶融金属は凝固した層によつて巻き取られながら凝固が進んで行くので、全凝固完了後は同心円に近い形になる。

横型遠心力鋳造において、適当な回転数を算出することは非常に大切なことで、この場合、互いに相反する意味をもつ  $e$  と  $\sigma_t$  の両者を合わせ考える必要がある。従

来はこの  $e$  の影響のみを考慮して回転数は高いほど良いと言われたこともあつたが、偏析、き裂、残留応力などへの影響、あるいは鑄造機の性能などを考慮すると、回転数には自ら限界がある。

#### (5) 遠心力鑄造における諸現象

遠心力鑄造によつて生じる種々の現象中、主なるものについて説明する。

(i) レインニング：横型遠心力鑄造法において、鑄型内に注入された溶融金属が十分な加速状態に到達せず雨降り状に落下することがある。これをレインニング (Raining) と言う。理論的には  $F > G$  を満足する回転数であればよいが、実際には溶融金属と鑄型壁間の摩擦係数、溶融金属の粘性、鑄込速度などの関係からこの条件では不十分で、材質緻密化の目的と合わせ  $F$  が重力の加速度の 100 倍程度になるようにする。レインニングは内面酸化、指向性凝固の障害、偏析、溶融金属の飛散などの原因となるので避けるよう注意しなければならない。

(ii) 偏析：遠心力鑄造法には、ガス、非金属介在物などの分離による溶融金属の清浄化の効果があるが、横型遠心力鑄造法の場合のように、高速回転の場合には成分元素の偏析も起こりやすい。たとえば、凝固の際、溶融金属から晶出する初晶の比重が残留融体の比重と著しく異なるとき、遠心力はそれぞれに作用するため、比重差により初晶は内外壁のいずれかに移動し偏析を生ず。この傾向は一般に凝固速度の遅い場合、粘性の小さい金属の場合、高速回転の場合などに起こる。これを防止するにはできるだけ凝固速度を早めることや低温鑄込、低速回転とすることが好ましい。

(iii) ラミネーション：中空鑄造品の横断面に同心円状の層状組織の見られることがある。この現象はラミネーション (Lamination)、輪状組織 (Circumferential banded structure)、バンド状偏析 (Banding Segregation) などと呼ばれている。この原因として、鑄造機の機械振動の影響、溶融金属の層間スリップによるとするものなど種々の説がある。ラミネーションの発生機構に及ぼす振動の影響については明確ではないが、振動の何らかの作用で凝固が段階的に進行したものと考えられている。一方、このラミネーションは回転速度の増加により減少することが知られている。なお、このラミネーション部には周期的成分偏析も認められる。

(iv) 凝固特性：遠心力鑄造法では溶融金属のもつ熱量の大部分が鑄型壁を通して放散され、半径方向に外面から内面への指向性凝固が進展する。その結果、置注法に比べ、引け巣、介在物の少ない健全な鑄物が得られ、

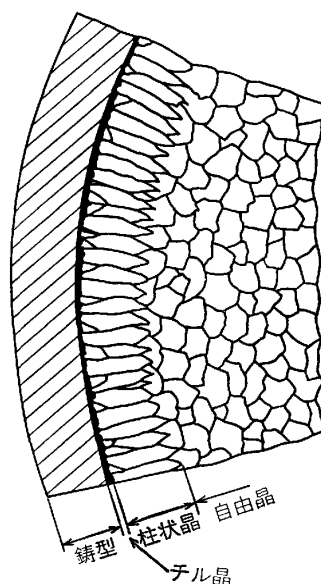


図 8 遠心力鑄造における結晶組織

機械的性質も改善される。凝固組織は図 8 に示すような組織となるが、これら各層は鑄造材質、鑄型材質、溶融金属物性、製品肉厚などの影響を受け、必ずしも典型的な凝固組織とはならない。また、管径が大きく、管長の短い場合には内面側からの熱放散もあり、前記とはやや異なつた凝固形態を示す。

## 5. 遠心力鑄造ロールの開発

### (1) 遠心力鑄造ロール開発の背景

わが国鉄鋼業は 1960 年代後半からめざましい発展を遂げた。これは大型高炉による製銑、大型転炉による製鋼とともに大型で高性能の圧延設備の稼働による鋼材圧延の発展にもよるところが大きい。特に、月間生産能力 40 万 t という高性能ホットストリップミル、線材、中小型形鋼用連続圧延機、ユニバーサルタイプの H 形鋼圧延機等の出現は、必然的に使用されるロールにも様々な高度の要求がされるようになった。しかし、このような圧延鋼材の飛躍的な増加にもかかわらず、圧延技術の向上とロール製造技術の発達による性能の向上によつてロールの原単位は低下し、ロール需要はあまり増加しなかつた。従つてロールに対する要求は、必然的に量的なものから質的なものに変つてきた。すなわち、圧延機の性能を最大限に発揮するような高度の特徴をもつたロールが要求されるようになり、その結果、ロール材質や、製造技術の面で様々なロールが開発されてきた。この中の一つに遠心力鑄造ロールがある。

遠心力鑄造法を圧延用ロールの製造に応用しようとする考え方は、既に 1932 年からあり、種々の特許もあつたが、筆者が 1960 年にこの研究を本格的に始めるまで



工業化の成功例はなかつた。遠心力鋳造ロールの実用化には、偏析、外層と内層の溶着など多くの克服すべき問題があつたが、1968年には、世界で初めてホットストリップミル仕上げ後段ワークロール(FHW)の100%工業化に成功し、その後、他のロールメーカーもこれに追随するようになった。

(2) 圧延用ロールの開発経過

鋼材圧延用ロールを材質上から大別すると、鋼系ロール、アダマイトロール、及び鋳鉄系ロールに分けられる。次に、製造方法から分類すると、単体ロールと複合ロールに分けられる。単体ロールは胴部、芯部および頸部が同じ成分の溶湯を鋳込んで製造され、複合ロールは胴部と芯部、または、胴部と頸部が異なつた材質でできている。その製造法には、中抜鋳造法、遠心力鋳造法、及び組立法(スリーブ焼ばめ法、機械的組立法)などがある。

一般に圧延用ロールに要求される性質は、①強靱性、②耐摩耗性及び耐肌荒れ性、③耐熱き裂性及び耐剝離性などであるが、これらの性質をすべて満足させることは難しい。従つて、圧延条件や圧延品種に応じて、最も要求される性質を重点的に考えて、ロールの材質や鋳造法が決められる。このようにロールに要求される性質を満足させるため、各種の材質と製造法のロールが現在使用されている。ここで、これまでの経過を振り返つてみよう。最初に用いられた鋳鉄系ロールは、砂型鋳造法によるグレンロール、いわゆるサンドロールで、その後、金型鋳造法が適用され、単体のチルドロールやグレンロールが製造されるようになった。ひき続き、耐摩耗性及び耐折損性を向上させるために、中抜鋳造法による複合チルドロールや複合グレンロールが開発された。この中抜鋳造法は、特に板圧延用ロールの分野で大きい成果を挙げ、ロールの歴史の中で、複合ロールの代表的製造法として一時代を成した。しかし、鋳造歩留りの悪いこと、及びホットストリップミル等の圧延設備の発展によつてロールに要求される性質を満足しにくくなり、現在の遠心力鋳造法に置き換えられるようになった。また、材質面では球状黒鉛鋳鉄ロールが出現し、耐摩耗性と強靱性を兼ね備えた特性から、主として形鋼圧延分野で多く使用されるようになった。一方、鋼系ロールは、従来の鋳鋼ロールの耐摩耗性を向上させるため、アダマイトロールが製造されるようになって、近年の鉄鋼圧延設備の大型化等により、従来の鋳鉄系ロールでは強度的に満足されず、しかも大型形鋼圧延のように深い孔形で均一な摩耗を要求される圧延分野で多用されるようになった。

最近では、これら材質と製造法を組み合わせた特殊な

ロールとして、鍛造アダマイトロール、複合鋳鋼ロール、複合アダマイトロール、複合スリーブ焼ばめロールなどが出現した。このように鉄鋼圧延設備や圧延技術の進歩に応じて、使用される圧延用ロールもまた長足の進歩を遂げ、用途に応じた多種類のロールが製造されるようになって、わが国鉄鋼生産の飛躍的發展に寄与した。ここに述べる遠心力鋳造法も、このような歴史的背景から、従来の中抜鋳造法に代わる代表的な複合ロール製造法として、その地位を確立したのである。

(3) 遠心力鋳造ロールの開発

従来の複合ロールの代表的製造法である中抜鋳造法は主としてホットストリップミル仕上げスタンドのワークロールや線材ミルの仕上げロール用としての高合金グレンロール、高合金チルドロールの製造に適用されていた。中抜鋳造法は図9のように、まず外殻部を構成する高合金鋳鉄溶湯を鋳込む。その後、胴部の金型に接した部分に経過時間に応じた厚さの凝固層ができる。芯部や頸部は溶融状態であるから、この時、同じ注入口から軟質の芯材を鋳込むと、未凝固の高合金溶湯は上型の排出口から押出されて芯部が完全に置換される。この方法の欠点は多量の溶湯を必要とし、鋳造歩留りが40~50%と悪いことである。また、胴部外殻層の厚さのコントロールが難しく、上下の厚さにも差が生じやすい。また、溶着部材質が不均一で、スポーリングの原因になり、さらに外殻部表面から内部への組織変化、硬度低下が大きく、廃却径に近づくと耐摩耗性が著しく低下する欠点があつた。

これらは複合ロールにとつて重大な欠点で、ロール寿命の向上及び製品肌の維持を阻害する。特に、ホットストリップミル仕上げスタンドワークロールは、鋳造時、金型に接して冷硬効果によつて微細で良好な表面組織をもつた新品ロールを最終スタンド(F7)に使用して板肌の美化を図り、ロール径が小さくなるに従つて、通常、F6、F5スタンドにおろして使用する。このため、F6、F5スタンドでの摩耗を軽減するにはまず、硬度低

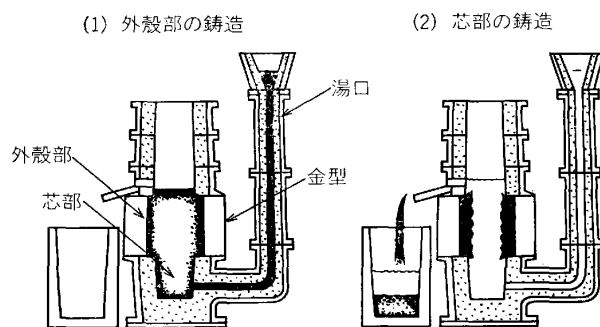


図9 中抜鋳造法

表 6 合金チルドロールの化学組成 (%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	As	Sn	V
外 殻	3.3	0.7	0.5	0.05	0.02	4.2	1.6	0.3	0.03	0.011	0.015	0.006	0.012
	3.5	0.8	0.7	0.15	0.06	4.5	1.7	0.4	0.11	0.030	0.020	0.009	0.019
芯 部	3.1	1.0	0.4	0.05	0.03	0.8	0.2	0.08	—	—	—	—	—
	3.5	1.5	0.8	0.10	0.06	1.5	0.8	0.15	—	—	—	—	—

下の少ないロールを製造しなければならない。まして、近年設置されたホットストリップミルでは、初径から廃却までの使用量が多くなり、また、古いミルでもロール原単位の引き下げのため、廃却径が小さくされたり、初径が大きくされてきた。このような使用条件の変化によつて、ますます硬度低下の少ないロールが要求され、従来の中抜铸造ロールでは満足されなくなった。また、このホットストリップミル仕上げ後段ワークロールは铸造時の冷却速度の差、及び外殻のマルテンサイト変態によつて大きい残留応力が発生する。この残留応力と使用時の熱応力や圧延荷重によつて胴部のクラック、スポーリング及び時には折損事故が発生する。これらの事故に及ぼす要因として、外殻層の厚さと均一性、芯部の材質、外殻の組織、並びに铸造応力除去熱処理等があるが、中抜铸造ロールでは、外殻部厚さや芯部材質の面で改良すべき点が多かつた。さらに、最近のホットストリップミルでは薄板の高速圧延が行われ、絞り込み圧延等の圧延上のトラブルの少ないロールが要求され、ロールの剛性の均一度が問題とされるようになった。この点でも、中抜铸造ロールは芯材の不均一性及び外殻層の厚さのむらの改善が必要であつた。このようなユーザの要求を満たすために新しい複合ロールの製造法として遠心力铸造法が脚光を浴びるようになった。

筆者の遠心力铸造ロールの開発は、1960年に小型線材圧延用高合金チルドロールの遠心力铸造化から始まつた。このロールは表6に示すように高合金チルド材を外殻とし、高級铸铁を芯材としたもので、胴部寸法300 mm φ×400 mm、単重 300 kg 程度のものである。当初は割れ不良や外殻と芯材の溶着不良の問題があり、続いて外殻内の層状偏析問題が生じたが、これらを順次解決した。このロールの試作品を実際のミルで使用した結果、従来の中抜铸造ロールの2～3倍の寿命を示したので、遠心力铸造ロールの開発に対する大きな自信を得た。

次に、当時、従来の中抜グリーンロールが用いられていたホットストリップミル仕上げ前段ワークロールにアダマイトロールが適用され始めていたので、これを遠心力铸造で、外殻をアダマイト、芯材を高級铸铁とする複合ロールとして開発することにした。前述の線材用小型

ロールと比べて、これは大型、厚肉であることと外殻がアダマイト材であるため、外殻の偏析、芯材との溶着不良に逢着し、試作、試用に多大の精力を投入することになった。

最後に、中抜铸造法に代わつて最も遠心力铸造化の効果の大きいホットストリップミル仕上げ後段用高合金グリーンロールを開発した。このようにして、現在は、外殻と芯材を使用条件や用途に応じて適当に組み合わせられる特徴を利用して、特殊アダマイトを外殻とした形鋼用ロール、ワイドフランジ用スリーブロール等、多くの種類の遠心力铸造ロールが製造されている。遠心力铸造ロールの良さが認識されるに従つて、当社以外のメーカーでも遠心力铸造ロールの製造が開始され、図10に示すように次第に一般化されるに至つた。

次に、遠心力铸造によるロールの製造法及び技術的問題点などにつき、ホットストリップミル仕上げ後段ワークロール(FHWロール)を例にとつて説明する。

#### (a) 製造方法の概要

表5のAかBのような横型遠心力铸造機で、まず、外殻を構成する高合金グリーン材の溶湯を鑄込む。鑄込量は肉厚が70～110 mmになる量とし、鑄込温度1350～1380°C、鑄型の回転数600rpmとする。外殻部が完全に凝固した後、図11に示すように、鑄型を垂直に立て、頂部から芯部用の高級铸铁を1380～1400°Cで鑄込み、両者を完全に溶着させる。外殻と芯部の化学組成を表7に示す。なお、溶解炉は外殻用には、成分調整及び温度管理の容易なるつぼ型低周波誘導炉を、芯材用には反射

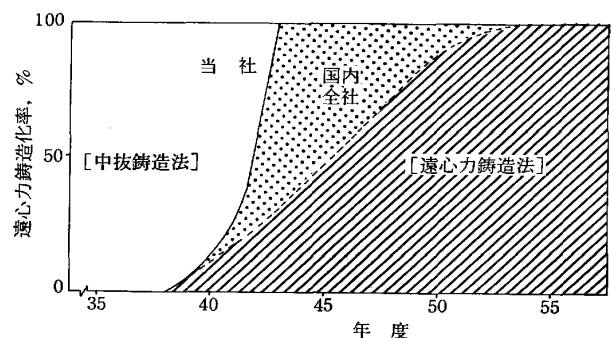


図10 ホットストリップミル用FHWロールの遠心力铸造化率の推移

表7 高合金グレンロールの化学組成 (%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	As	Sn	V
外 殻	3.0	0.2	0.2	0.05	0.02	2.5	0.8	0.2	0.03	0.011	0.015	0.006	0.012
	3.4	0.4	0.4	0.12	0.06	4.0	1.0	0.4	0.11	0.030	0.020	0.009	0.019
芯 部	3.1	1.0	0.4	0.05	0.03	0.2	0.2	0.08	—	—	—	—	—
	3.5	1.5	0.8	0.10	0.08	0.8	0.8	0.15	—	—	—	—	—

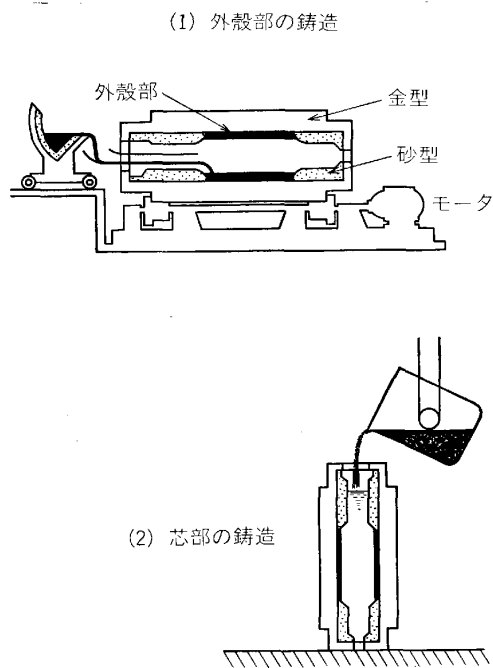


図11 遠 心 力 鋳 造 法

炉を用いる。鋳造後の工程は、型ばらし、応力除去熱処理、及び機械加工で、従来の中抜鋳造法の場合と同様である。

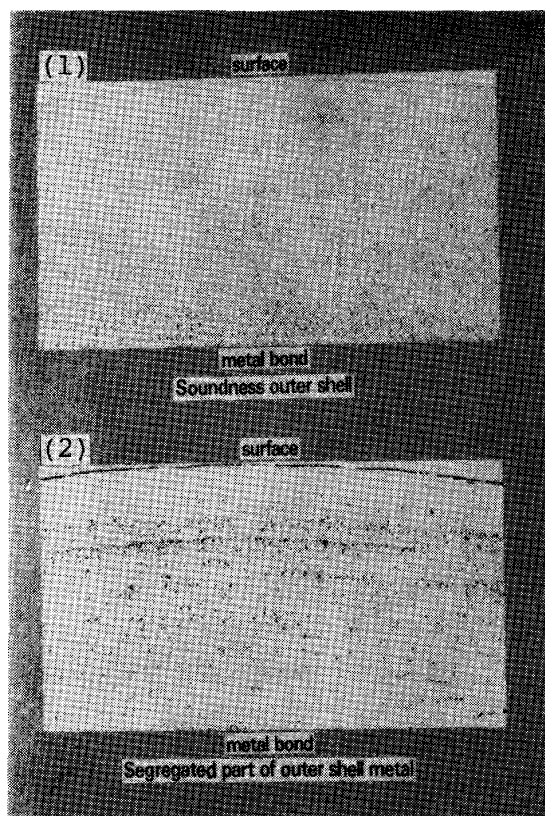
(b) 技術的問題点と解決法

遠心力鋳造ロールの製造における技術上の主な問題点について、次に述べる。

①外殻の偏析

圧延用ロールは繰り返し改削して使用するため、新品径から廃却径まで、外殻層内に偏析があつてはならない。一般に、遠心力鋳造品には、前述のように鋳造条件によつて、写真1に示すような同心円状の偏析が発生することが知られている。従つて、遠心力鋳造ロール開発の第一要件は偏析のない健全な外殻を作る技術の確立である。

遠心力鋳造は高速回転している鋳型に溶湯を鋳込むので、純金属のように一定温度で凝固しない限り、合金成分は比重差により遠心分離する。この現象に加えて、一般の鋳造品に見られるように、凝固範囲をもつ合金は鋳型面から離れて最終凝固する部分に溶融点の低い成分が



(1) 健全な場合 (2) 偏析の場合  
写真1 外殻部のマクロ組織

凝集する。ここで特に問題になるのは、鋼系金属に見られる層状ないし縞状組織の発生である。各層ごとにリングの外周と内面に偏析を伴う。この層状組織は横型遠心力鋳造法に顕著な現象で、発生原因については一部前述したが、多くの考え方がある。その主なものを次に紹介する。

(i) 層状組織は湯境の弱い形であるとする考えで、層は注湯の間、横方向への運動が続いていることによる連続した金属の層であるとする説。

(ii) この層、または縞は同心円の層であるとする説。注湯期間中の溶湯の隣り合った層の継続、すなわち内面に近づくにつれて溶湯の連続的減速によるスリップに基づくとするもの。

(iii) 機械の振動が溶湯の中で振動の節を作り、そのため偏析模様が進展するとする考え方。

(iv) 遠心力鑄造の理論の項で述べたように、横型遠心力鑄造では、回転の底面と頂点の分力変化が 2 g あり、これに 2 つの位置 (底面と頂点) における角速度の変化が加わって、回転が不均一となり、このような模様が生ずるとする説。

これまでの研究者らの実験によれば、徐冷が偏析と分離をもたらすこと、縞の発生には、溶湯の連続的なスリップが大きな影響を与えることが確認されている。この層状組織をなくすには、金型のように冷却速度の大きい鑄型を用いることのほか、速度変化を伴う回転を与えることによつて、晶出を起こす地帯の介在物を洗い流し、かつこの層状組織を発生する結晶成長の周期的な阻止作用を排除するとよいと言われている。また、偏析を防止する条件として、鑄造時の回転数をとり上げ、 $F$  が重力の加速度の 120 倍以上となるような回転数を必要とするという特許もある。

筆者らは鑄型の回転数と偏析の関係について研究を行った。その結果、低速回転、335 rpm の場合、外殻部の顕微鏡組織は写真 2 のように、セメントイトが多く集まり、しかも、円周方向に発達している。また、分光分析結果は図 12 のように偏析部に Cr, Mo, Mn が多く、Ni が少ない傾向が認められる。これはセメントイトの偏析によつて、炭化物中へ溶解度の大きい元素が多く析出したものと考えられる。回転数を高めて 600 rpm にする

と、偏析もなく健全な組織になる。このような層状に発生する偏析の原因は、鑄型の回転数、回転時の振動、溶湯のレイソニング、鑄込み温度と冷却速度の関係、及び成分の影響等が関係するが、筆者らはこのうち、鑄型の回転数の影響が最も大きいと考えている。

筆者らは、実際に遠心力鑄造ロールの製造において、偏析のない健全な外殻を得るために、上述の回転数のほか、鑄込み温度、鑄造肉厚、金型用塗型材の種類と厚さ (たとえば、図 13, 14 に示す小型遠心力鑄造実験で、

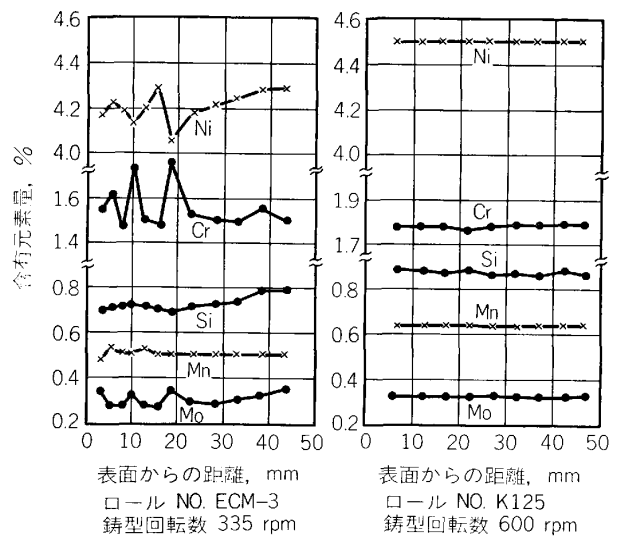


図 12 遠心力鑄造ロール外殻の半径方向の成分偏析

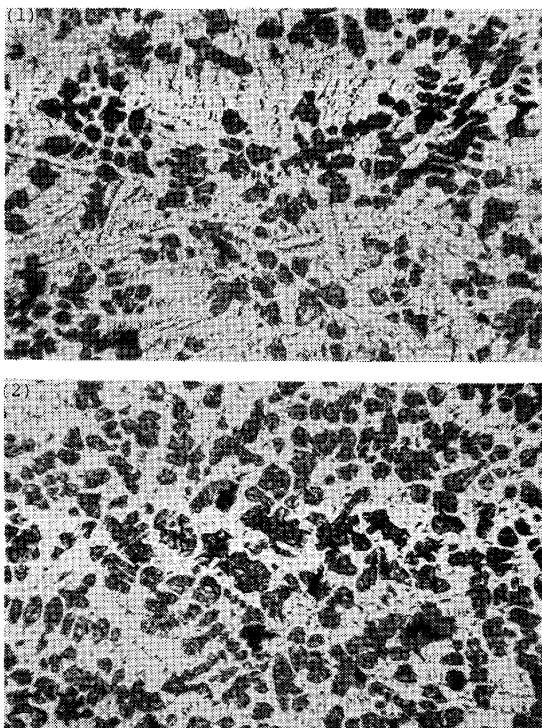


写真 2 外殻部の顕微鏡組織  $\times 100$  ( $\times 3/5$ )

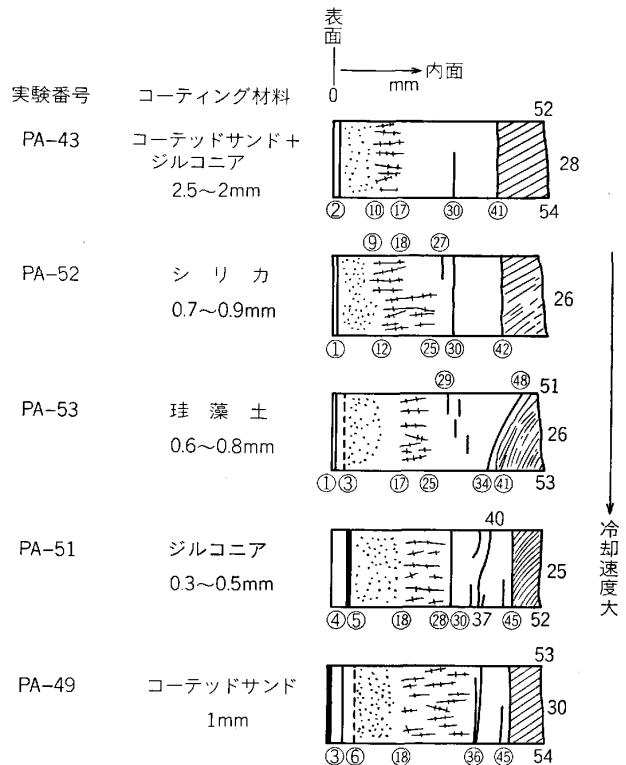


図 13 冷却速度の相違による偏析層の変化 (コーティング材の相違の実験)

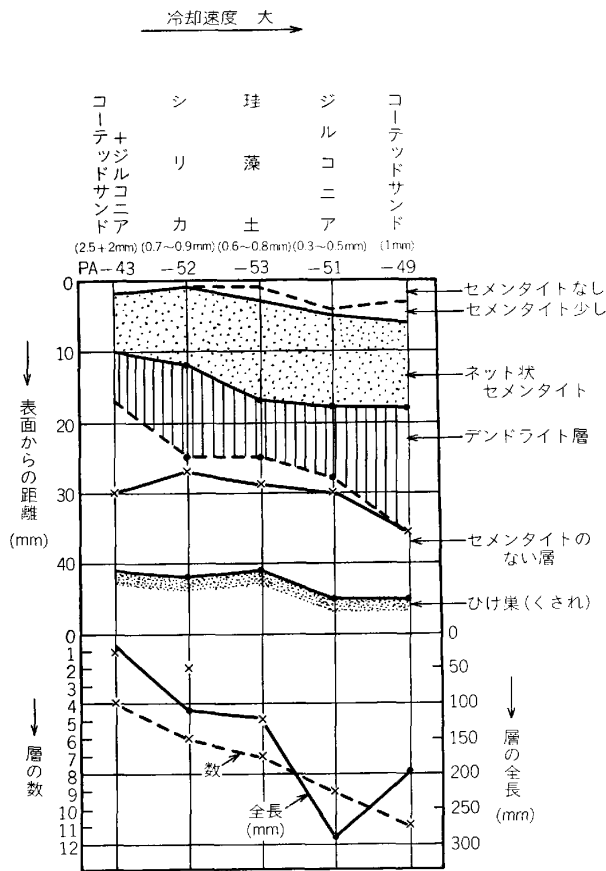


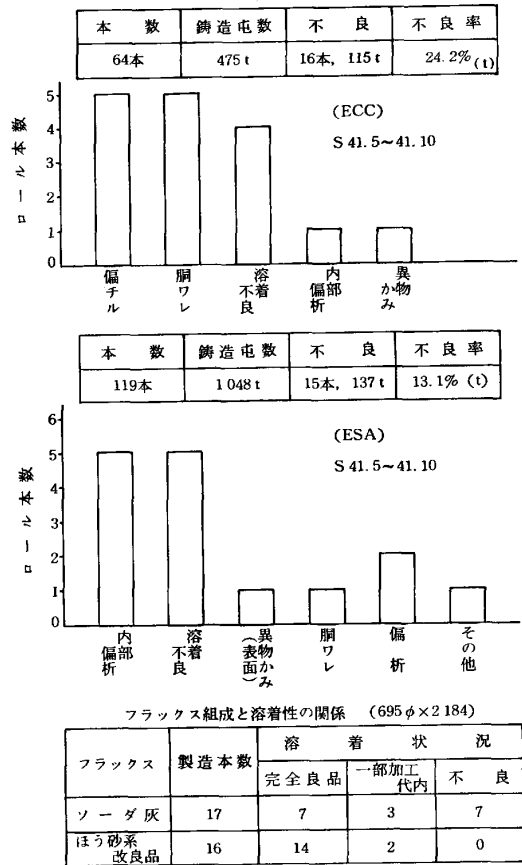
図14 冷却速度の相違による層及び欠陥の変化 (コーティング材の相違の実験)

コーテッドサンド+ジルコニアが最も良好な結果)振動の防止, 内面の溶融程度, 溶湯成分等について実験を重ね, 最適条件を見出して, 良品の製造を可能にした。

② 外殻と芯部の溶着

遠心力鋳造複合ロールの製造で, 前述の偏析のない健全な外殻を得ると同時に重要なことは, 鋳造された外殻と芯部の完全な溶着である。横型遠心力鋳造機で外殻を鋳造後, 鋳型を立て, 芯部を鋳込む方法では, 外殻の完全凝固まで鋳型を回転する必要がある。この間に, 外殻内面は冷却し, また, 酸化が進んで, 鋳込んだ芯部との溶着が思わしくない状態になる。筆者らは, 外殻内面の保温と酸化防止のため, フラックスの添加を研究した。従来, フラックスとしてソーダ灰を主体としたものが用いられていたが, 回転停止時のフラックスの粘性, 酸化防止作用, 芯部鋳込みまでの外殻の保温性, 芯部鋳込み時のフラックスの浮上性の改善のため, ほう砂を主体とするフラックスを開発した。その結果, 表8に示すような良好な結果を得た。次に, 溶着を確実にする因子として, 芯部鋳込みの時期, 鋳込み温度, 鋳込み方法, すなわち, 上注注入管の形状, 大きさ等が重要である。また, 芯部の成分も外殻内面の溶融程度, フラックスの浮

表8 遠心力鋳造ロールの初期不良状況



上性を左右するので考慮せねばならない。

実際の製品の溶着を確認する検査手段として, 超音波探傷試験法の研究を行った。写真3にこの試験結果の一部を示す。溶着を確実にするための試験, 研究をこのように行ってきたが, 実際の製品に適用する場合, ロールはそれぞれ寸法, 外殻鋳込肉厚, 外殻及び芯部の成分が異なるので, 各ロールについて, 多くの試作結果から最適条件を経験的に求め, 生産段階で厳しい管理を行うことが必要である。

開発初期段階で, 前記技術及び生産上の問題により発生した製品の不良とクレーム状況を表8と9に示す。これらは筆者らの遠心力鋳造ロールの開発当初の苦闘の一端を示すものである。

(c) 技術の進歩と製品の発展

実際に各ミル向けのロールを製造する場合は, そのミルの圧延特性, すなわち, 耐クラック性か, あるいは耐摩耗性に重点を置くかによつて, 材質的に黒鉛含有量の多少などを決定せねばならない。また, 使用上からだけでなく, 製造時の割れ, 残留応力, 外殻厚さ, ロール寸法等も考慮して外殻成分を決定せねばならない。

ロールの使用成績を比較することは難しい。なぜなら

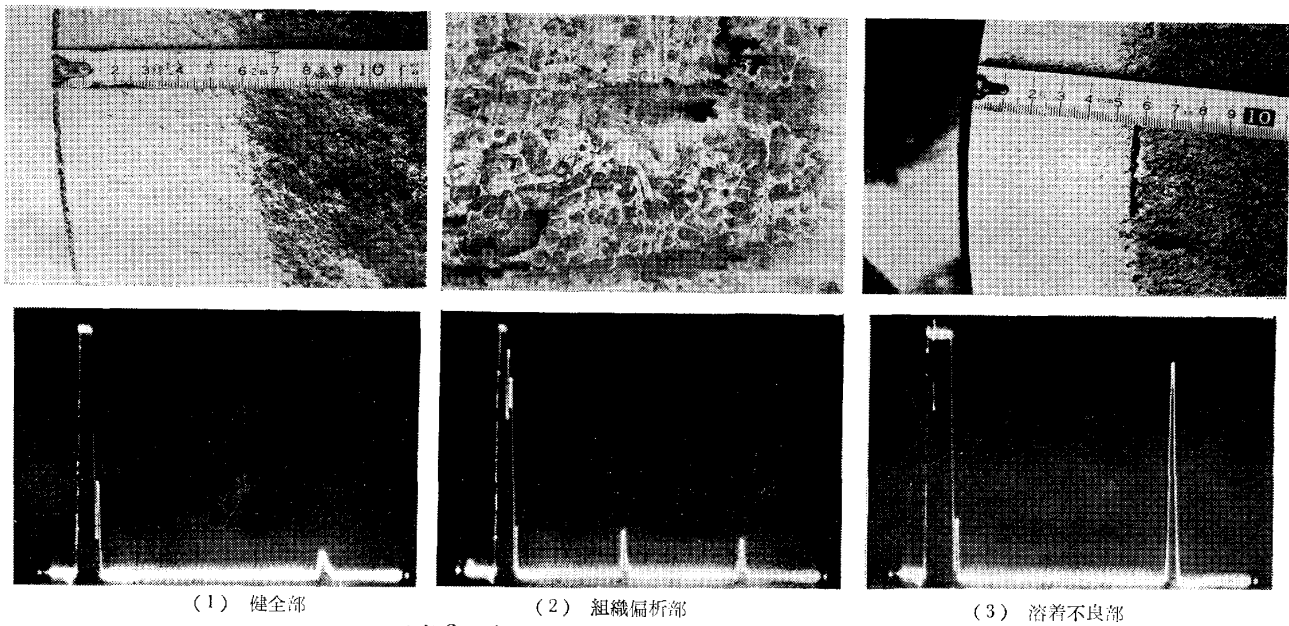


写真3 超音波探傷試験

表9 遠心力铸造ロールの初期クレーム状況

製造方法	製造時期	事故原因					事故率%
		調査本数(本)	チルハゲ	大クラック	折損	偏析	
中抜铸造	1966 ~ 1968	147	8	3	3	3	11.5
遠心力铸造	開発初期 1964 ~ 1967	325	2	0	0	0	2.5
	超音波試験法 確立後 1968 ~ 1969	321	0	0	0	0	0

56'' ミル F4-6 ロール

	中 抜 铸 造				遠心力铸造
	ロールA	ロールB	ロールC	ロールD	
チルハゲ	11	0	1	1	0
クラック	1	1	0	1	0
折 損	3	1	0	1	0
計	15 10.0%	2 6.9	1 3.4	3 27.3	0

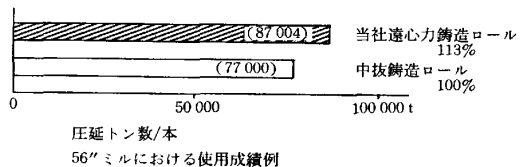
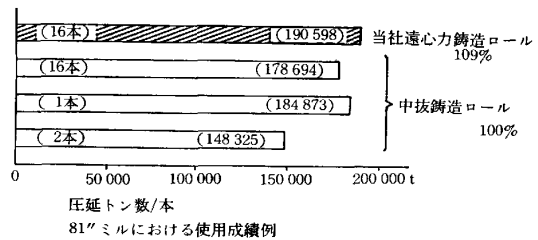
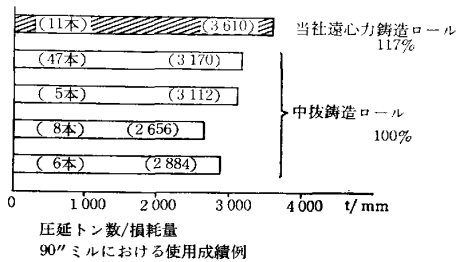


図15 ホットストリップミルにおける遠心力铸造ロールと中抜铸造ロールの使用成績比較

ば、各ミルによつて使用条件が異なり、また、同じミルでも使用時期によつて延圧条件に変化があるからである。しかし、図15に示すように、ホットストリップミルにおける当社製遠心力铸造ロールと中抜铸造ロールの使用成績の比較では、遠心力铸造ロールがすぐれていることが実証されている。

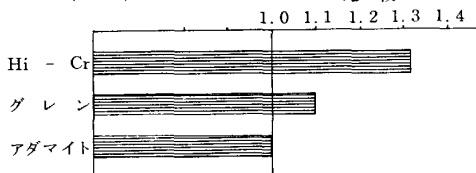
遠心力铸造ロールには、上述のホットストリップミル仕上げ後段ワークロールのほか、ホットストリップミル仕上げ前段ワークロール及び粗ワークロールがある。こ

の用途に、最近、外殻材質をアダマイト材から高クロム材にすることを試み、図16と17に示すような好結果を得ている。このほか、線材、棒鋼用ロール、中小型形鋼用ロール、H形鋼延用ロール、ホットストリップミルのダウンコイラー用トップピンチロール、ホットラン

Aミル(普通鋼)

	F-1	F-2	F-3
アダマイト	1 894	1 889	1 691
Hi - Cr (t/mm)	2 980	2 299	1 927
比較	57% 増	22% 増	14% 増

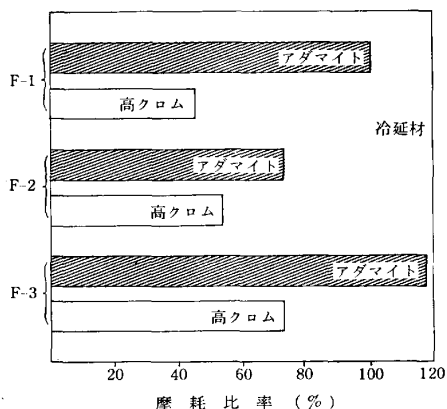
Aミル(SUS)F-2 スタンド 比較



Bミル(普通鋼)

	Hi - Cr	アダマイト	比較
冷延材	7 022	5 094	38% 増
電磁	5 108	2 543	101 "
熱延材	6 440	3 615	78 "
その他	5 761	3 231	78 "

図16 高クロムロールの成績例(1)



Cミル

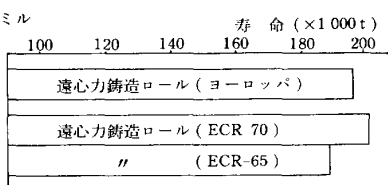


図17 高クロムロールの成績例(2)

テーブルローラ、鋼板類のピンチロール、テンションロール、及び縞鋼板圧延用ロール等にもこの鋳造法が適用され、遠心力鋳造による材質上の特性と複合化による効果が発揮されて良好な結果が得られている。参考までに図18に当社遠心力鋳造複合ロールの外殻と芯部材質の組み合わせ例を图示する。

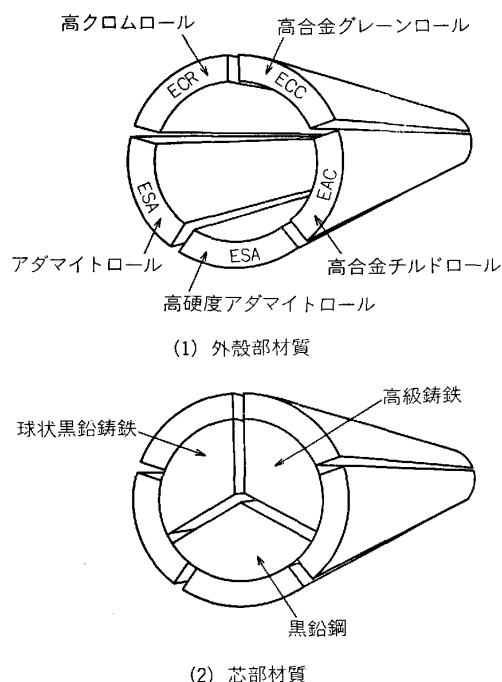


図18 遠心力鋳造ロールの内外層組み合わせ

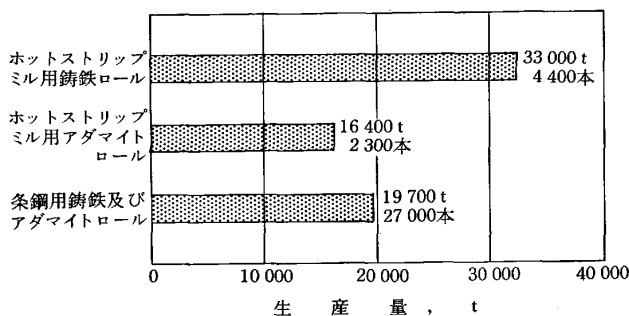


図19 当社遠心力鋳造ロールの生産量累計(57年4月まで)

(4) 鉄鋼界への貢献

1960年からの線材ミル等用の小型遠心力鋳造ロール、1962年からのホットストリップミル前段用アダマイトロール、1964年からの同じく後段用高合金グレンロールをはじめ、その後開発した各種ロールを含めて当社の遠心力鋳造ロールの総生産量は図19に示すように、現在までに70,000本に達した。これらのロールは圧延条件の改善と相まって、ロール寿命の向上に貢献し、鋼材圧延量の飛躍的増大に寄与したと思われる。特に、ホットストリップミルの仕上げ後段ワークロールの原単位向上のために胴径大化によつて使用径の増大がはかられたが、増加率40%、片肉使用量50mmを可能にしたのは、遠心力鋳造ロールの開発に負うところが大きいと言えよう。この結果、ホットストリップミル仕上げ後段ワークロールは使用量の増大と遠心力鋳造化による耐摩耗

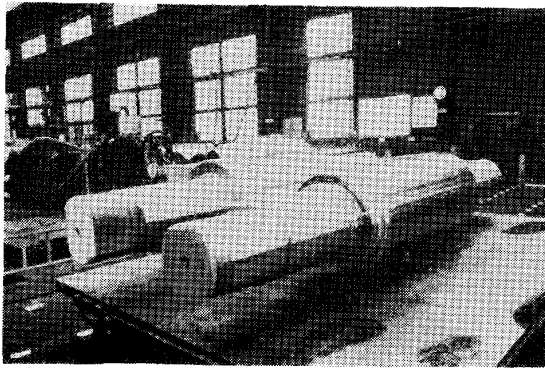


写真4 ホットストリップミル用ワークロール

性の向上によつて、1本当たりのロール寿命は従来の2～3倍に達した。

ロール寿命の向上は、圧延技術の向上によることは論をまたないが、圧延設備の大型化、高速化、その他の圧延技術の進歩に応じて要求されるロール性能の向上に努力した筆者らロールメーカーの役割も決して小さくなかつたと考えている。

## 6. おわりに

本稿で、筆者は鑄鉄材質、特に、鑄用直銑鉄に及ぼす微量含有成分の影響という学術的基礎研究から出発し、この成果を応用して、鋼塊用鑄型の成績向上に寄与したことと、さらに、これに続く球状黒鉛鑄鉄用銑鉄の研究

により、わが国球状黒鉛鑄鉄の驚異的發展にいささか貢献した経緯について述べた。また、鑄造技術者の多年の夢であつた遠心力鑄造法によるロール製造の工業化に世界で初めて成功した経過について詳述した。これは冶金技術面の研究から、科学的、計量的品質管理の徹底、及び超音波探傷法などの非破壊検査技術の確立によつてはじめて達成されたものである。これらの研究開発はいずれもわが国鉄鋼業界の発展にいくばくかの貢献をなしたものと考えている。

今回の浅田賞受賞を機に、筆者は今後とも鉄鋼界、鑄物界双方の良き友好関係の保持、向上のために、微力ながら精進努力致すつもりである。

## 文 献

- 1) 本田順太郎: 学位論文「鋼塊鑄型用原料銑鉄に関する研究」(1957)
- 2) 坂本敏正, 吉田千里, 吉川克之, 高田 寿, (故)中村実人: 鑄物, 53 (1981) 8, p. 466
- 3) 鉄鋼便覧, 第3版Ⅳ (日本鉄鋼協会編) (1982), p. 231 [丸善]
- 4) H. O. Howson: Found. Trade J. Aug. 21 (1969), p. 261
- 5) H. O. Howson: Found. Trade J. Sep, 18 (1969), p. 441
- 6) 本田順太郎, 福田昌弘, 中川義弘: 第35回国際鑄物会議 (1968) 京都, 論文 No. 35
- 7) 本田順太郎: 日本鑄物協会技術賞受賞記念講演 (1975)

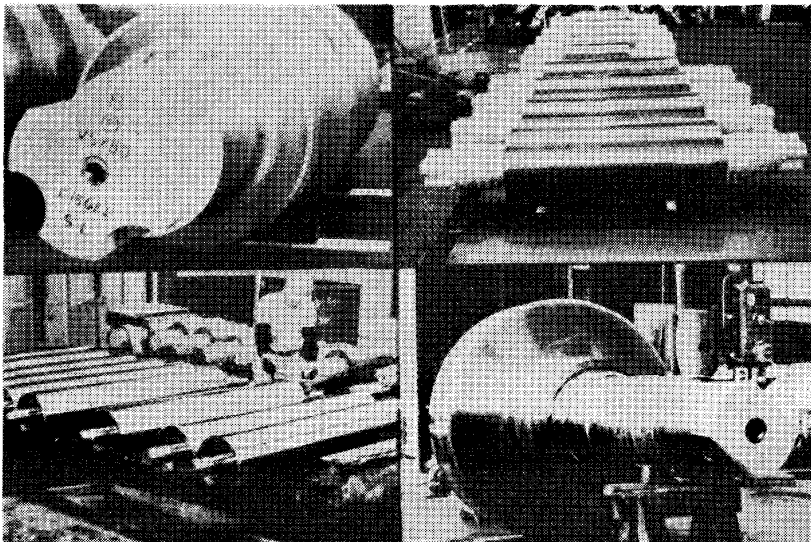


写真5 ロール, ローラ類