

## 技 術 資 料

### 最近に於ける鑄鐵ロールの材質

大 谷 孝 吉\*

#### THE QUALITY OF RECENT CAST IRON ROLLS

*Kokichi Otani*

##### Synopsis:

Special features of recent cast iron rolls was briefly outlined as follows:

1) Though grain rolls were used widely in every steel works, such defects as skin roughness and neck-breaking could not be improved for the present in the investigation of the Roll Research Committee of the Iron and steel Institute of Japan

2) Plain chilled rolls had become to be manufactured perfectly almost without defects. Alloy chilled rolls of nickel-chromium series or manganese-silicon series had extremely high hardness and superior quality, and in the recent years the effect of additional element as vanadium, titanium, boron, tellurium and zirconium etc, on alloy chilled rolls have been studied in every field.

3) Dead locks in manufacturing technique of alloy chilled rolls would be broken by the development of manufacture of compound rolls.

4) Displaced compound rolls (duplex rolls) became to be put in to practical use in every country recently, and especially they were used as working rolls.

The core material of displaced compound rolls had been changed from cast iron to cast steel.

5) Sleeve chilled rolls were put in to practical use in steel works of America and Germany, but in Japan it was in the stage of trial manufacture.

6) Centrifugal casting chilled rolls were going to be manufactured for trial in America, but its design had not been found in Germany.

7) Cast carbide chilled rolls, of which the shell was a carbide-rich material with high hardness and the core was a tough material, were used as hot-working rolls in Japan.

8) It was very difficult for grooved chilled rolls to be manufactured without defects, and so in Germany grooved grain rolls were substituted for it. In Japan two and three grooved chilled rolls were manufactured with good results and the rolled capacity by it was twice or three times as much as by grooved grain rolls and sand grooved rolls.

9) Though it was necessary especially to carry out the heat-treatment of alloy chilled rolls in order to eliminate the internal stress of it, it was not put in to practical use yet, but it was carried out in general to heat-treat the neck of rolls for the sake of prevention of neck-breaking.

#### I. 緒 言

A. Allison<sup>1)</sup> 氏に依れば鑄鐵ロールは 150 年程前に英国の Birmingham に於て創めて造られたものであると言われ、ほゞ之と前後して独逸の Krupp の鋼質ロールが実用の域に達したとされているが爾来長い歴史を通し鉄工業の進歩発達の裏付けとして特に鉄工部門の拡大

に伴つて要求されるロール材質の向上が必然的に其の進展を促して来たわけである。

我国では終戦直後、電力、燃料、原材料等の諸事情悪化のため一時ロール品質も低下の止むなきに至つたが、其後 1948 年頃より業界の復興に伴いロール品質も漸く

\* 大谷重工業株式会社常務取締役 (羽田工場)

戦前の水準に達しはじめるや年を重ねる毎に其の消費量も急激な増大を示す様になつた。而して日本鉄鋼協会鑄物部会に属するロール研究会の討議事項も活潑になり製造者側の絶えざる努力も使用者側の厳格な要望に添うてゐる様な現状である。

筆者はこゝに我国で現在一般に使用されている鑄鉄系ロール即ちサンドロール、チルドロール、グレンロール、複合ロール等を主体として最近の材質的傾向の概要を述べ、いささかの御参考の資に供せんとするものである。

## II. 鑄鉄ロールの材質に及ぼす 原料銑並に熔解方式に就いて

ロールの原料銑としては木炭銑が特によいとされ其の理由に就ては今迄多くの研究者達によつて夫々の角度から検討されて来た。即ちJohnson<sup>2)</sup>, Jominy<sup>3)</sup>, Piwowarsky<sup>4)</sup>, Oberhoffer<sup>5)</sup>等は酸素に基くものとしての解答を与え、Kerl<sup>6)</sup>, Echman<sup>7)</sup>等は非金属介在物(珪酸塩)に其の原因を説いている。而して宮下格之助博士<sup>8)9)</sup>は長年製造されたチルドロールに就て系統的な製品実験を続けられ炭炭銑電気炉銑との比較を試みられた。特に木炭銑の製造熱履歴に就ては詳細な検討をされ冷風木炭銑が最もよく電気炉製木炭銑は熱風に曝されるため寧ろ炭炭銑と似た様な性質である事を示された。そして其の原因が窒素含有量に重大な関係を有し其の含有量の少い程優良な木炭銑なる事を結論付けられた。

尙、同博士の示された銑鉄とロール使用成績との関係は次の如きものである。

使用銑鐵	試験せる薄板 ロールの本数	試験ロールの 平均壓延延数
冷風木炭銑	103 本	1,299 t
熱風木炭銑	204 "	969 "
(冷風木炭銑, 熱風木炭銑)	127 "	1,161 "
(冷風木炭銑, 熱風木炭銑)	66 "	1,045 "
(熱風木炭銑, 熱風木炭銑)	13 "	688 "
(冷風木炭銑, 電気爐銑)	10 "	833 "
(熱風木炭銑, 電気爐銑)	27 "	452 "

(使用銑鐵量は 20~25%)

嘗て第六回ロール研究会に於て木炭銑の使用成績調査資料が呈出されたのであるが、八幡製鉄、川崎知多、四国機械等何れも炭炭銑に較べて可成りな開きを示されていた事を記憶する。因みに原料銑として木炭銑使用のロールは次の如き優秀な点が挙げられて居た。

1. チルが入り易くモットル部の短い事
2. ロール内部が充分黒鉛化し、且微細黒鉛が均一に

分布せること。

3. ロール頭部(冷卸速度比較的早し)も化合炭素少く、能く黒鉛化が行われフェライトを生じ易きこと。

4. 流動性がよく鑄込割れ巣等の少きこと。

以上の結果からロール原料銑としての木炭銑に対しては特にその優秀性が認められているが、その眞の理由は未だ明かでない。

次に鑄鉄系ロールの熔解方式として我国で一般に挙げられているものはキューポラー熔解、反射炉熔解でその他の電気炉等に依るものは少い様である。一方、西独地方の<sup>10)</sup>各工場ではキューポラー、Siegerland 式反射炉、及び酸性平炉を使用し、又 Krupp 会社の鑄鉄ロール熔解はキューポラーと塩基性電気炉が使用されているとの事であるがこれはソ連側に属する事なので真相は不明である。(Report C.I.O.S. Target No. 21/126 Metallurgy に依る) キューポラーは主として小型ロールの熔解に向けられているが必ずしも之に限られては居ない。利点とする所は装入配合に学理的經驗的の注意を払うことに依つて各々目的成分のロールを連続的に製造し得ることであるが、一方装入材料を一定の大きさに碎くを必要とし、反射炉熔解の如く熔解中成分の加減は出来ない。又ークスを燃料とするので其より入る過剰硫黄の増加を見込んでソディウム、カーボネート<sup>10)</sup>、カルシウムカーバイド<sup>11)</sup>等による脱硫を考慮せねばならぬ場合もある。反射炉はチルドロール製造に主要な位置を占めるもので尨大な廃棄ロール、廃棄鑄型等も粉碎の勞を要せずそのまま装入熔解が出来、操業途中に於ても破面試料を検べて珪素鉄、滴俺鉄及び鉄鉱石等により成分の調節を行うことが可能で幾分酸性平炉の酸化期の精練に似た感がある。一時に炉の容量に応じた多量の熔解が可能なので必然的に大型ロールに限られ又燃料費、修理費が幾分かさむ憾みがある。

先頃、ロール研究会で熔解方式の相違によるロール成績調査が議題として採り上げられたが実績工場がなかつた為に検討の機会は得られなかつた。

神居、川村<sup>12)</sup>の両氏はチルドロールの電気炉熔解方法を研究され反射炉製のものと比較検討された結果では(成分上では大部 Mn 量が高い様であるが)大差なき使用成績を示して居る。尙合金チルドロールの熔製によつて研究の結論は今後に期待されるとしても能く両氏が工場のスクラップ事情に鑑み今迄顧みられなかつた電気炉によるチルドロールの熔製に努力され熔解規準の如きものを作られた事は眞に多とすべきである。今後益々ロールの材質向上が要望されるに及んで従来型の型にはまつた

キューボラー及び反射炉の溶解方法も夫々の立場で研究検討も必要である。

III. 各種鑄鐵製ロールの材質

III-1. サンドロール (Sand Roll)

ロール研究会制定<sup>15)</sup>によるサンドロールの化学成分及び其の胴体表面硬度は次の範囲で、中小型の粗ロール、大、中、小型の中間及び仕上ロールとして使用されて居る。

T.C.	Si	Mn	P	S	表面硬度Hs
2.6~3.4	0.5~1.2	0.3~0.8	0.5以下	0.08以下	35~45

大体仕上ロールの Si 量は粗ロールに比して低い値を採つて居る。戦後グレンロールが使用される様になつてから大部分このロールの分野が狭められる様になつたが化学成分、硬度のみでロールの優劣は決定出来ない如く自らその要所、要所に於ける種々の条件が最も適当とするロールの材質を定めるわけで、熱応力の影響を受けても強度を減ぜざる事、孔型等の旋削作業の容易な事、及び価格の低廉な事などがこのロールの使命を全うさせている。特に噛込み、絞り具合の滑さの点で、鋼材の粗ロールには現場の作業員の方には好評である。炭素量の大部分が黒鉛として存在する点や化合炭素が少量なために摩耗は止む得ないとしても其だけに圧延鋼材に与える抵抗は少く温度の変化にも強度を減ずることなく熱伝導のよい点と相俟つて、このロールの重要な役目を果して来たものと見られる。

最近の西独乙各社の成分例<sup>14)</sup>には次の如きものがある。

會社名	T.C.	Si	Mn	P	S
Deutsche Eisenwerke	2.50	.80	.49		
Herm Irle	3.69	1.18	1.67	.20	.028
Gontermann Peipers	2.60	.90	.60	.25	.10

III-2. チルドロール (Chilled Roll)

III-2-A, 普通チルドロール

元來チルドロールには摩耗、衝撃に抵抗し圧延材がスリップせぬと同時に自由に咬えられ広範囲の温度変化にも耐えると言う極めてむづかしい材質が要求されているが胴体の外層部を金型冷却により白銑化し中心層は灰銑組織として鑄造されているので両層の熱伝導の相違から言つても(白銑層: 0.076 Cal/cm<sup>2</sup>/sec., 灰銑層: 0.13 Cal/cm<sup>2</sup>/sec.,) 理想的なチルドロールの製造が技術的に至難なことは想像に難くない。困難視されているチル

の調整は Maurer Diagram<sup>15)</sup>でも諒察される如くその主要元素たる Si 量で行つている。と言うのはチル効果を支配すると考えられる他の因子、即ち注入温度、チル面の鑄物の厚さ、チラーの温度及び厚さ、チラーと湯との接触状態にある時間、等は現場作業に於ては大體一定とすることが出来るからである。従つて現場の技術者は学理と経験とを以つて、この大體一定となし得る条件下で破面試料を検し Si 量<sup>16)17)</sup>によつてチルの深さを調整するのである。

ロール研究会<sup>17)</sup>制定による現用普通チルドロールの化学成分及び其の表面硬度は次の通りである。

	C	Si	Mo	表面硬度Hs
粘質チルドロール	2.6~3.0	~0.65~	<0.30	50~60
中質チルドロール	3.0~3.3	~0.60~	<0.30	60~65
硬質チルドロール	3.3~3.7	~0.50~	<0.30	65~70

普通チルドロールに Mo を添加する事は既に一般常識となつて居るので、ロール規格制定に際し Mo 含有を以て低合金チルドロールに加えなかつたのはこの理由によるものである。

谷口光平博士<sup>18)19)</sup>はチルドロール表面の肌荒れ状況を詳細に研究し、其の原因と防止策としての Mo の効果を論じ、Lobe<sup>20)</sup> は白銑の強靱度に及ぼす Mo の影響を述べ Mackenzie<sup>21)</sup>, Smalley<sup>22)</sup>, Scherwin & Kiley<sup>23)</sup> 等は Mo に依る白銑組織の均一微細化が繰返し疲労、機械的衝撃に好結果をもたらす摩耗に対する折抗を増すとして居るがチルドロールが特にホットロールとして使用された場合、Mo の効能が顕著なのは沢村宏博士<sup>24)</sup>, Challansonnet<sup>25)</sup> の研究に示される様に Mo の添加に依つて黒鉛化温度が著しく上昇するか又は或量の添加を境とし全然黒鉛化を起さざる事に由るものと考えられる。

Mo の効果に就てはロール研究会に於ても検討され、日本鋼管鶴見、川鉄知多、等より薄板用チルドロールの圧延成績に及ぼす Mo の影響に就ての調査報告が呈出され其含有量による効果が次の如く示されている。即ち、日本鋼管では三メーカーによるロールの使用成績の結果 Mo 0.28~0.31%の量を最適とし、川鉄知多では 0.1~0.5% Mo 含有の範囲で調査せる結果、平均圧延噸致はその含有量の増加と共に上昇している事を示している。又、上田哲三氏<sup>26)</sup>は八幡製鉄に於ける多年の使用成績の結果 0.30% 附近の Mo 含有が最適との結論を出している。更に又、川鉄葺合工場ではホットロールに及ぼす Mo の影響を次の様な結論を以て示している。

即ち、1) 板の伸に好影響を与えていること。(之は

Mo によりパーライトが微細化される為めとしている.)

2) Mo 入ロールはセメントタイトの角が丸味を帯びていること。(之はクラックの防止に役立つとしている.)

3) Mo 入ロールの摩耗は明かに少いこと。(ロール胴体中央のコンケーブの深さを比較測定した結果より.)

又, Wright 氏<sup>27)</sup> も Mo の添加はチル表面の組織を微細化させ, ホットロールのファイヤークラックを減じ中心部の温度を増大するものとしている.

次に Mo の適正添加量であるが, ロール研究会の実績検討結果よりしても, 次に示す Challansonnet<sup>25)</sup> の実験結果を見ても, 0.25~0.30% の Mo 添加量は妥当なものと思われる.

(Challansonnet の実験結果)

Si を含まざる Ni~Mo 鑄鐵の Ac, Ar, 及び黒鉛化開始温度

T.C.	成分% Ni	Mo	Ac	Ar	黒鉛化開始温度
3.72	—	—	700°C	630°C	1,000°C
3.68	1.03	—	660 "	575 "	1,000 "
3.70	2.00	—	665 "	550 "	975 "
3.65	1.05	0.28	725 "	600 "	1,000 "
3.74	0.57	0.53	725 "	500 "	黒鉛化せず
3.68	1.98	0.23	725 "	525 "	1,050°C
3.70	2.03	0.55	725 "	450 "	1,070 "
3.62	—	0.26	725 "	625 "	黒鉛化せず
3.74	—	0.50	725 "	575 "	黒鉛化せず

Si 2.6%, Mn 0.5% の Ni~Mo 鑄鐵の Ac, Ar 黒鉛化開始温度

T.C.	成分% Ni	Mo	Ac	Ar	黒鉛化開始温度
3.65	0.95	0.23	700°C	600°C	600°C
3.72	0.98	0.54	750 "	625 "	600°C
3.75	2.03	0.27	750 "	600 "	
3.68	1.97	0.52	700 "	600 "	550°C
3.65	—	0.26	800 "	650 "	黒鉛化せず
3.67	—	0.55	800 "	500 "	黒鉛化せず

第 1 表

製造會社名	型	T.C.	Si	S	P	Mn	Cu	備 考
Gonfermam Peipers	ホットロール(薄板)	2.80	.60			.50~.70		
"	"	2.80/3.00	.65			.60		25mmチル
Deutsche Eisenwerk Hamelin	板 ロール	2.6~2.8	.76	.08	.38	.43		獨乙Hs; 60~65
"	ホットロール	2.82	.56	.07	.64	.49	.19	Hs(S&S); 58
"	コールドロール	3.00	.60	.09	.49	.72	.17	Hs(S&S); 65
"	キャレンダーロール	3.50	.63	.08	.50	.74	.11	Hs(S&S); 70
Herm Irle	中質チル	3.00	1.10	.10	.37	.75		
"	キャリバーチル	3.19~3.30	.56	.154	.37	.30		
Achrbach	シートロール	2.8~2.9	.60~.70	.10	.45~.50	.50~.60		15/8"~1 1/4チル
"	スペシャルシートロール	3.2~3.4	.60~.70		.40~.50	.90		
Carl Buch	シートロール	2.7~3.0	.55~.57	.10~.12	.50	.50~.70		
"	ストリップロール. A	3.8~3.9	.40~.50	.07	.20	.70~.80		Hs; 60~65
"	" B	3.5	.60~.70	.15	.30	.60~.70		Hs; 60~65

Mo と同じ効果をねらつてチルドロールに V を添加することが推奨されているが, 現在までの所では余り広く使用されて居らない. ロール研究会への呈出資料に依れば淀川製鋼に於て 0.15~0.30% の範囲でやはり薄板ロールに添加された様であるが試験程度の本数に止まる様である. 確かに V は炭化物を作つてセメントタイトを安定化する点, 黒鉛化を抑制しチルの深さを増大し組織を微細化する点<sup>26)</sup>, モットル部, 灰銑部の物理的性質を改良する点, Mo と非常に類似した傾向を持つている様であるが尙, 其の詳細に就ては検討を進める必要がある.

西独の各メーカーによる最近のチルドロールの成分例<sup>14)</sup> は第 1 表に示す様なものである.

次にチルドロールの新しい添加元素としての B に就てあるが, Willson 氏<sup>29)</sup> は最近の報告で, T.C. 3.5%, Si 1% 程度のチルドロールに約 0.05% B を添加した際表面硬度を増し, 表面より中心部に至る組織が非常に微細化した事を述べている. たま Krynitsky と Stern<sup>3)</sup> は状態図より B の効果を検討した結果, 其添加量の増加と共に過冷却の効果を漸増し, 液相線と固相線との温度差を減じて共晶点に近付くことを認め, 同様にチル深度の増加, 硬度の上昇, 片状黒鉛の寸法の減少, 遊離セメントタイトの増加を指摘し, 特に, 0.29% 以上の B を含有する組織はもはや光学顕微鏡では解決出来ないパーライト組織を示すこと並びに B 含有のセメントタイトは複合的性質のものであることを述べて居る.

筆者は T.C. 3.20, Si 0.60, Mn 0.23, P 0.52, S 0.101 のチルドロールの湯を母材として種々の量に B を添加し [C 0.04, Si Tr, Al 6.4, Ti tr, のフェロボロンを取鍋添加] 70φ×120 の試験棒に片面金型冷却を施して鑄造, チル面よりの硬度並びに顕微鏡組織を検査し次の結果を得た.

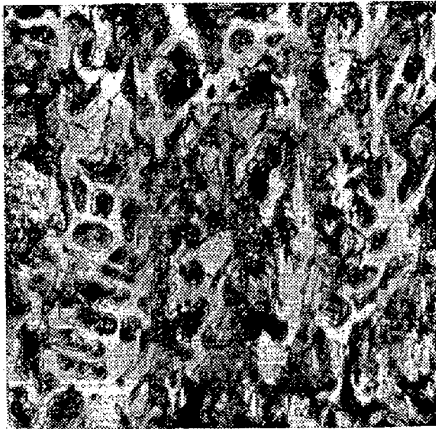
1) 0.002~0.004% 程度のBではチル表面硬度は添加せざるものと殆ど変わらない。

2) 0.007~0.059% の添加量では一律にゆかないまでも添加せざるものに比しチル表面硬度は Hs 2 程度上昇している。

3) チル表面より 80~100mm の深部では、表面硬度と比較した場合、夫々添加せざるもので Hs 18, 0.007~0.008% Bで Hs 4, 0.013~0.059% Bで Hs 10 の硬度降下を示して居る。即ち 0.007~0.008% の B 添加範囲で深部での硬度降下は最も少いわけである。

4) 0.007~0.008% の B 添加ではチル表面組織は最も微細化し内層部の組織も他のものに比し黒鉛量は少くしかも均密な組織を示している。

III-2-B, 合金チルドロール



第1圖 ×100 Nital 腐蝕  
Hs:61, セメントナイト領域 40%

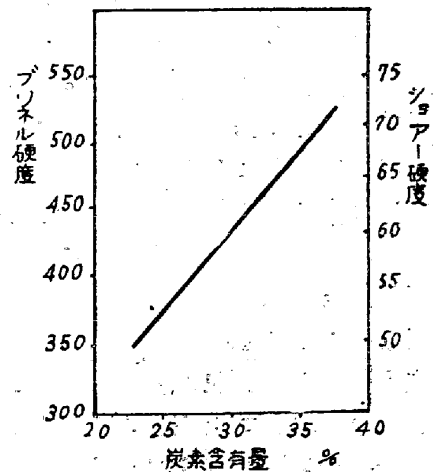
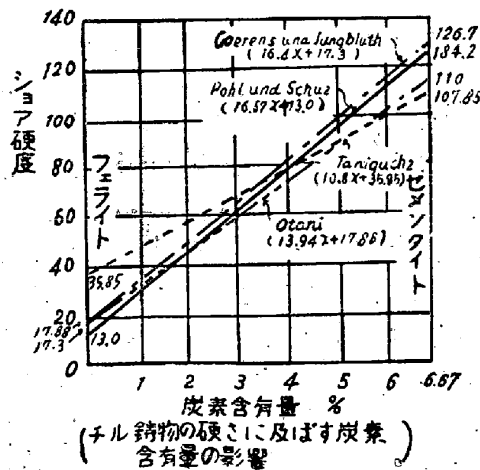
第1図のチル表面組織は約 3% C 含有の熱間チルドロールとして外層硬度も中心層強度も理想的なものである。第2図よりセメントナイト部分の硬度を Hs 105~110.

パーライト部分の硬度を Hs 28~30 とし第1図に基き双方の割合を 40:60 の範囲と見る時、この表面組織の硬度は  $Hs (105 \sim 110) \times 40/100 + (28 \sim 30) \times 60/100 = 59 \sim 62$  と言うことになる。今、硬度は高くとも脆いセメントナイト部分を之以上増加させずに、しかも全体の硬度を上げるにはパーライト部分の硬度上昇をはかるのが残された問題である。即ちパーライト組織を次第にマルテン組織に近づけ遂には完全なマルテン地を持つた最高硬度のものが得られる様にするのである。但し脆性のことは暫く問題外とする、

合金チルドロールはこのパーライト地のマルテン化をはかるために普通、先づ Ni を加え更に之による黒鉛化を防ぐために Cr を添加する。又 Ni と同様にマルテン化の作用ある Mn を以て之に置換え Si の相応量を以て補つたものや其他の種々の組合せ(後述)がある。

ロール研究会に於て定められた<sup>15)</sup>合金チルドロールの化学成分並びに其表面硬度は第2表に示す様な範囲にある。

合金成分中 Ni 2.5% は Si 0.80% のチル減退力に相当し Cr 約 0.6% が之と平衡関係にある。Mn の場合も其含有量の 1/5~1/6 程度の Si 量を以て結果的にチルの減退を補うことになる。総じて Cr はロール中心部の脆性を招く因子として極力その量は最小に止めることが安全である。而して Ni, Cr に Mo 又は V を添加することは<sup>26)</sup>組織の微細化のみならず残留オーステナイトの危険を減じロール早期の欠陥に關係の深い変態を遅らせるに効果が有ると言われて居る。普通 Cr:Ni=1:3 の場合にはチル層の深さに変化なく表面硬度が向上すると言われ、0.25~0.35% Mo 又は 0.35% V が靱性増強



第2圖 チル鑄物の硬度と炭素量の關係

第 2 表

	T.C.	Si	Ni	Cr	Mo	Mn	表面硬度 Hs
低合金チルドロール	3.0~3.8	<1.0	<2.5	0.3~1.0	<0.5		65~75
高合金チルドロール A	3.0~3.8	<1.0	2.0~6.0	0.5~1.5	<0.5		} 75~95
B	3.0~3.8	1.7~2.2	<2.0	<0.5	<0.5	7.0~12.0	

の目的で添加されて居る。

合金チルドロール用の成分組合せとしては Ni~Cr, Mn~Si の他に Cu~Cr, Cr~Mo 等があるが余り実用されて居らない。Cu~Cr 系としては Cr 0.5% を加えそれにバランスする Si を加えた後 Cu 1.5% を加えるとチル層とモットル部の鑄造組織を改良すると言われ、Cr~Mo 系としては Mo 0.5% 以下、Cr 0.20% を添加したチル層の結晶粒は非常に微細であると言われている。

尙、合金チルドロールの成分組合せの詳細に就ては Allison 氏<sup>33)</sup>、谷口光平博士<sup>34)35)</sup>の研究がある。

最近の西独で製造されている<sup>14)</sup>合金チルドロールには第3表の如きものがある

第 3 表

製造會社名	型	T.C.	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	備考
Deutsche Eisenwerke	(水冷) コールドロール	3.40	.57~.70	.49	.49	.199	1.68	.31	.30	獨逸 Hs 80~82
Concordia	仕上ロール	3.80	1.46	.87	.48	—	2.94	1.36	—	Hs(S.S.) 100
Herm Irle	ワークロール 1	3.56	.58	1.39	.31	.036	.31	.17	—	
"	" 2	3.60	.63	.56	.51	.10	1.15	.27	—	
"	" 3	3.71	1.15	4.01	.16	.027	—	—	1.4	
"	" 4	3.60	.49	.36	.43	.149	2.00	.31	—	
"	冷間磨きロール	3.80	.50~.75	.50~.60	.40	.01~.015	2.5~3.0	1.0~1.5	.40	Hs(S.S.) 90~95
Achenbach		3.6~3.8	.40~.60	.60~.80	0.40~.50	.08~1.2	4.5	1.5		Hs(S.S.) 95~100
Karl Buch		3.5~4.0	.50~.60	3.00~4.00	.30	.150	3.00	1.00		獨逸 Hs 90~95

(Karl Buch のものは Ni, Cr 他に Mn が特に高い點で特徴がある)

次に順序が前後するが、含有チルド・ロールに添加した B の影響を述べておく。筆者は合金チルド・ロール (Ni, Cr, Mo 入り) の湯に 4 段階に分けて B を添加し 70φ × 120 の試片に片面金型冷却を以て鑄造しチル表面の測定硬度並びに顕微鏡組織を B 添加せざるものと比較し第 4 表の結果を得た。

この結果を見ると普通チルドロールの場合に比べ B の添加量が或範囲に来ると著しく硬度が上昇している。特に 0.012%, 0.017% の B 添加に対しては、Hv 180~190, Hs 12~13 の上昇を示している事は實際製品としての成績にも多大の期待がかけられる。

又、顕微鏡組織は 0.008%, 0.012%, 0.017% の B 添

第 4 表

(母材の化學成分; C 3.92, Si 0.47, Mn 0.55, P 0.51, S 0.090, Ni 4.06, Cr 0.93, Mo 0.28)

項目	試片番號	B%				
		1	2	3	4	5
チル面 Hv	0	667	656	762	853	850
" Hs**		79	78	86	92	91.5
チル面より 25mm Hv*		428	435	513	570	550
" Hs**		58	59	67	71	70

\* 東京大學工學部機械科吉澤研究室測定値

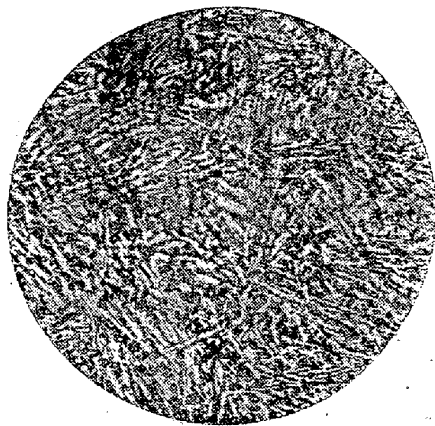
\*\* 上述の換算値

加の順に組織が微細化し微細化の程度は添加せざるものゝ略 1/3~1/4 程度で 0.004% の添加では殆ど変化が

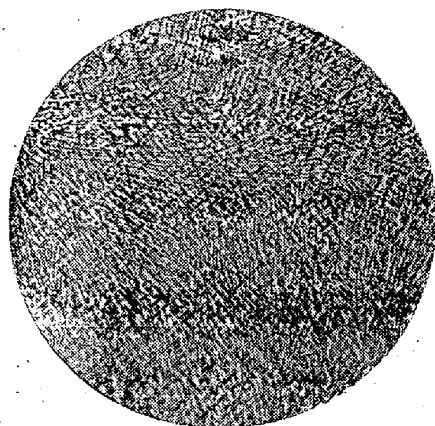
見られない、0.017% 添加のものに幾分、硼化物と思われる粒子の存在が認められた。第 3 図は B を添加せざるもの、第 4 図は B 0.017% 添加の組織である。

なお B 添加による組織的な変化のうち特に注目すべき事は、粒界に析出している微細な黒鉛片が B 添加によって消失する事実である。含 Ni, Cr チルドロールの肌荒れの原因に関しては未だ定説がないが、恐らくかかる黒鉛微粒の粒界析出がその一端の原因ではなからうか。かく考えれば、B 添加の影響を更に究める事によつて、合金チルド・ロール材質の新しい進歩が期待されることと思われる。

前述の如く B の効果は種々の共存元素 (Ni, Mn, Cr



第3圖 ×100 Nital 腐蝕 B: 0%



第4圖 ×100 Nital 腐蝕 B: 0.017%

etc) にも関連する上に、その添加量が微量であり、分析上の困難もあり、酸素、窒素等のガス成分との強力な結合剤であるので、Bの固有の影響を究める事は容易でないので最終的結論は今後の実験にまつものと云えよう。

III-2-C 合金チルドロールに利用される特殊元素に就て

谷口光平博士は合金チルドロールの研究<sup>34)35)</sup>に於て黒鉛化現象を助ける元素として C, Al, Si, P, Ti, Co, Ni, Cu を、黒鉛化現象を妨げる元素として S, V, Cr, Mn, Mo, Sn, W をあげ各元素がチルドロールの諸性質に及ぼす影響を個々に研究検討し特に Ni, Cr 共存の影響に就ては厳密な実験を行い、チルドロールの表面硬度及びチルの深さに及ぼす Ni, Cr の総合影響図なるものを作成し、理想的成分として Ni 3.3, Cr 1.2~Ni 4.3, Cr 1.6 なる範囲を指示された。この Ni-Cr 系を基礎として Bの摩耗抵抗に及ぼす効果<sup>36)</sup> Ni-B<sup>37)</sup> 並びに Ni-Cr-B 等の影響をはじめカーバイド安定剤として極めて強力な影響を持つ Te<sup>38)39)40)41)</sup> 及び Te-C (グラファイトカーボン) の影響が研究されて来ている。

Tchijevsky & Mikhailovsky<sup>42)</sup> は Fe-B 合金の B 量を変化させ同時に Ni% を変化させて H<sub>B</sub> を測定し次の如き結果を得た。

(試験棒の大きさ: 15φ×40)

B%	Ni% に対する H <sub>B</sub> の測定値		
	0%	5%	10%
0.75	175	242	355
1.30	227	341	419
2.50	214	356	454
3.25	318	521	472
4.30	560	521	712

この H<sub>B</sub> 測定値は筆者の経験に比して低すぎるので多少の疑問はあるが一応斯る傾向にあることは諒察される。又 B は強度を増す一方延性を減ずると言われている<sup>43)</sup>。

Te は 1,000lb の鉄に対し僅か 2gr 加える時チルの深さが著しく増大し、所謂クイヤチルを完成しモットル部の範囲を非常に狭める。尙注意しなければならぬことは Te が過剰な場合、灰銑部の結晶粒界に炭化物を形成し著しく材質の価値を落すことである。

田中竜男氏<sup>44)</sup>の報告に依れば金型冷却に於てもチルの入らない銑鉄 (3.66% C, 2.57% Si, 0.62% Mn, 0.09% P, 0.44% Cu, 0.03% Cr) に 0.20% の Te を添加し金型冷却を行つた所 4mm のチルが入つたことである。

又 Te-G.C. (グラファイトカーボン) の添加は 1,000lb の鉄に対し 2gr の Te と 2oz の G.C. が使用されるのみで瑞典銑を以て作られる如き細かくしかも狭いモットル部の続いた理想的なクイヤチルを形成するので極めて微妙なチルの調整に用うべきものとされている。

この他に Zr<sup>45)</sup> は有効な脱酸剤として又物理的性質に影響せざるチル効果の安定剤として特に少量の添加に依つて黒鉛を微細に分布し組織を緻密にする点<sup>47)48)</sup>、又 Ce<sup>49)50)51)</sup> は少量にして白銑化著しい点、上記の B, Te と併せて尙、チルドロールに利用されるべき特殊元素として討検すべきものであろう。

III-3 グレンロール (Grain Roll)

グレンロールは戦前アメリカに於て所謂アメリカングレンロールとして造られ戦時中に著しく発達したもので英国では之をインデファイナイトチルドロール (Indefinite Chilled Roll) と呼んでいる。我国ではいち早く宮下格之助博士が日立製作所にて之を作られ其技術を公開されたが戦後になつて一般に使用される様になつた。

ロール研究会制定<sup>13)</sup>のグレンロールは次の成分規格、

表面硬度の範囲にある。

	C	Si	Ni	Cr	Mo	表面硬度 Hs
低合金グレンロール	2.0~2.8	1.4~2.4	<2.0	0.5~1.5	<0.5	40~50
〃	3.0~3.5	1.0~1.5	<2.0	0.5~1.5	<0.5	50~65
高合金グレンロール	3.0~3.5	<1.5	2.0~6.0	0.5~1.5	<0.5	57~90

グレンロールはチルドロールと同じ鑄造技術が用いられるがクリヤチルもなければモットル部もないものは条鋼圧延用で、クリヤチルはないがモットルのあるものは板用でその相違は総て成分的な調整で作り出したものである。この成分効果に依つて表面から中心に至る迄の硬度の降下は規則的連続的な状態を示している。チル表面層にも顕微鏡下で見られる程度のグラファイトは存在するがチルドロールのモットル層に見られる片状黒鉛とは明瞭に区別されるものでバラ状乃至球状で細い、Interdendritic<sup>52)</sup>なものである。

この黒鉛の形態がグレンロールに特殊な性質を与えている訳でサンドロールに比すれば、黒鉛量は大差ないにも拘らず、耐摩耗性が著しく良好という結果を示している。それが又、一面サンド・ロールに比べて、グレン・ロールは肌荒れが著しい欠点を示す原因となるのであろう。一般的傾向としては、耐摩耗性が良好な点でグレン・ロールはサンド・ロールよりも多く使用される様になつている。

グレン・ロールの硬度は Hs 90~40 に至る範囲を自由に調整し得るが、硬度が低い場合には磨耗が多くて喜ばれず、高硬度の場合には特に頸部折損が著しい為、経済的に引合わず、現在では中程度硬度即ち Hs 55 辺のもののみが多く使用されている実状にある。

更に硬度を高めたロールを得る為には、中抜ロールにして、頸部折損を防止している例が屢々ある。

このロールの現用状況から見ると条鋼ロールとしての使用成績は磨耗も尠く概して好成績を示している様である。鋼管用としては特に表面状況を吟味される為、カ

リバー・チルドロールを理想とするのであろうが、目下の所グレン・ロールを使用している状況にあり、耐摩耗性の点は良好であるがその肌荒れが問題となつている。又八幡製鉄ではグレンロールの成績は非常にむらが多く確実な信頼を持つことは出来ないとしている。一方尙、相当量のグレンロールが使用されている現状に鑑み最近のロール研究会ではこのロールの材質の研究を更に進めると共に其の欠陥に就て根本的に検討する旨を打合せた。

最近の西独逸に於ける製造者別のグレンロール<sup>14)</sup>には第5表の成分のものがある。

筆者は C 2.76, Si 1.66, Mn 0.76, P 0.36, S 0.042 Ni 0.79, Cr 0.87 なる成分のグレンロールの湯に種々に量を変えてBを添加した所 0.008~0.012% の範囲で最も均一微細化した組織を得た。Wilson 氏<sup>20)</sup>に依れば現在アメリカで製造されているグレンロールの 60% は Bが添加されていると言われているが、兎に角アメリカのグレンロール技術は (Ni の豊富な点もあるが) 或る程度に達している様に見られ而も相当な成績を収めている様に思われる。

要するに比のロールの特性を生かし製造技術をより一層進歩せしむるには我国業界の今後の努力に俟つものとしなければならない。

### III-4 複合ロール (Compound Roll)

複合ロールは胴部の表面が高合金鑄鉄又は高合金鋼にて硬度は高く、磨耗に耐え、一方頸部、ワブラー、胴体の中心部は他の軟質な金属を使用し靱性をもたしたものである。この双方を完全な一体とする方法を構造上区別

第 5 表

製造会社	型	T.C.	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Mo	V
Gontermann Peipers	大型グレン	2.6	1.20	.10	.20~.30	.80	—	—	—	—
〃	中型グレン	2.6	.90	.10	.25	.60	—	—	—	—
〃	仕上溝付	2.2~2.6	1.20	.06~.08	—	.80	—	—	—	—
〃	連続ロール	3.30	.90	.10~.12	.20	1.00	.40	.20	—	—
Irle Deuz	低合金グレン	2.79	.83	.12	.46	.38	.18	.70	.03	.03
Achenbach	低合金グレン	2.3~2.7	.60~.90	—	.30~.35	.80~1.00	—	.10~.15	—	—
Carl Buch	特殊グレン	3.50~4.00	.50~.60	.15	.30	3.00~4.00	3.00	1.00	—	—
〃	低合金グレン	2.57	1.30	—	.27	.57	—	.10	—	—
Koelsch Foelzer	大型低合金	2.30~2.50	.80~.90	.10	.30	.80	—	—	—	—



してロール研究会<sup>53)</sup>では次の如く制定した。

	胴部表面硬度 Hs	外 部	内 部
組立ロール	60~85	チルド、グレン又は熱処理を施せる特殊鋼	鋼材又は鍛鋼材
中抜ロール	75~95	高合金チルド又はグレン	強靱鋼鐵

Ⅲ-4-A 組立ロール (Composite Roll)

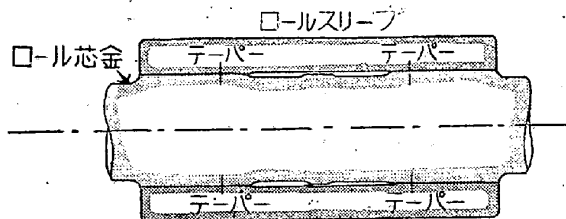
スリーブロール (Sleeve Roll)<sup>53)</sup> がこの種のロールで代表的なものであるが我国での実用例は見られない。東京大学橋口隆吉助教授の報告によるアメリカでの状況は次の通りである。

主な製造会社: Happen Stall, Mester Machine Co.

用途: 何れも Back up Roll として用う。

材質及び構造: スリーブの材質は 6H 50H (Cr-Mo 鋼で大体の成分は C 0.55~0.65%, Cr 1%, Mo 0.4%) で油焼入, 焼戻を施し, 硬度 Hs 50~75, 鍛造材を使用, 芯部の材質は S. A. E. 3140 (C 0.40~0.50, Mn 0.58~0.80, P 0.04 以下, S 0.045 以下, Ni 1.00~1.50, Cr 0.45~0.75) 鍛造材を使用

スリーブの嵌合は焼嵌め (400°C 程度にて) を行う。第5図はスリーブロールの断面略図である。



(The Making Shaping and Treating of Steel. p 565, Fig 208)

第5図 スリーブロール断面図

利点: スリーブの熱処理は極めて簡単にして数回に亘り取換可能であること。

現在, 西独逸<sup>14)</sup>で使用されて居る Back up Roll の外殻と中心部との材質成分は製造者別に見ると第6表に示される通りである。

現在の所では直径に対する胴長が長い為に嵌合への困難があつて, ワークロールに使用されて居ない。

次に 1936 年頃よりアメリカでは焼結合金 W (時に T<sub>i</sub> も含む) カーバイドロール<sup>53)</sup>が作られ剃刀の刃, メタルリボンなどが圧延されて来た様であるが, このロールにはソリッドタイプ (solid type) とスリーブタイプ (sleeve type) の二種あつてスリーブタイプのものがこの組立ロールの部類に属するわけである。Beeghly<sup>54)</sup>の説明によればスリーブタイプの Wカーバイドロールは心棒にアンバー鋼 (Invar Steel) [Ni 36%, Fe 64% 又は 49% Ni, Cb 少々, 残 Fe] の如き熱膨張の極めて少ないものを用いスリーブとは僅か 0.0001 in の公差を以て圧嵌されている。スリーブの硬度は実に Hs 120, H<sub>R</sub> 80 を示し, 製品はフラットワイヤ, シェイプドワイヤ, メタルリボン等でスチールリボンに至つては厚さ 0.0005 in, 巾 0.001 in と言う想像も出来ない寸法に迄圧延出来るものである。スリーブ壁の厚さは 5/8~1 in 外径は 4~8 in 程度である。以上の如く之はアメリカでの特殊ロールとして使用されている。

Ⅲ-4-B 中抜ロール (Duplex Roll)

中抜ロールの正確な意味は最初に注型された湯が外層部の凝固を待つて直ちに尙溶融状態にある中心部の湯だけを抜いて第二の湯が注入されたロールと言う意味で本来から言えば鑄合ロールとでも言い表さるべきものである。英国では之を Duplex Roll<sup>25)</sup>, アメリカでは Composite Roll<sup>55)</sup> と称し, 何れもロールを構成する材質の状態の意味を含めて居る。

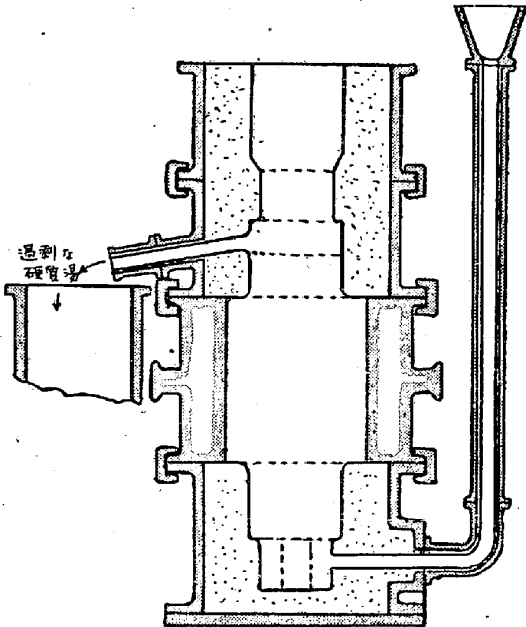
元来, 同一の材質に於ては, 高硬度と, 強靱性は両立し得ない性質であるから, これを同時に与えむとすれば

第 6 表

製造会社	外殻部硬度 及びチル	外殻部成分							中心部材質	備 考	
		T.C.	Si	S	P	Mn	Ni	Cr			Mo
Herm Irle	チル 15~20mm	2.90	.85	.058	.46	.64	2.23	.37	.37	鍛 鋼	400°Cで嵌合 公差 0.0005" /中心部径 1"
"	"	3.22	1.13	1.04	.51	.84	1.80	1.07	—		
"	"	3.50	.46	1.31	.50	.49	1.83	.38	—		
Achenbach	チル 3/4" 獨逸 Hs 65~70	2.7	.6			.6	(.6			Cr-Mo鋼	嵌合公差 1/4mm/1,000 mm 中心部径 400°Cで嵌合
	チル 30~35mm	~2.9	~.65	.09	.45	~.8	~.8)	(.30)			
Deutsch Eisenwerke	チル 獨逸 Hs 70~75	3.30	.60	.60	.40	.100					

高硬度を目的とした材質を外殻に、強靱性を目的とした材質を芯部にした組合ロールによる他はないが、その一つの具体化として中抜ロールが出現した訳である。かくすれば、高硬度と強靱性は各々独立に理想的な程度にまで材質改良を追求し得ることになる。

この種のロールの製造方法の1例は、先づロールの胴体に硬質の高合金鑄鉄の湯を注入し適当時間（其の間、注口には絶えず湯を加えて其の凝固を防ぐ）後に同じ注入口より軟質灰鑄鉄の湯を注入し一方過剰な硬質の湯は第6図に示す様に胴体の上部から流出させる。斯の様にする時ロール胴体の表面はチルモールドに対して既に凝固を完結しロールの中心部と頸部とが軟質の湯で置換されるわけである。この軟質の湯が胴体上部迄充分に注入された時初めて流出口を栓く様にする。上頸部の部分は軟質の湯が押湯を通して注入されるのである。



(The Making Shaping and Treating of Steel, p 569, Fig 210)

第6圖 中抜ロールの鑄造装置

以上の方法は夫々特許で英、米で行われているが独逸の Gonfermann Peipers の特許 (Kl 31C, Gr. 1602 Nr. 602060)<sup>56)</sup> や筆者の特許 (Pat. No. 195842, Pat. No. 190060, Pat. No. 200814) による方法は何れも中心部の湯は押湯を通して注入し硬質の湯は湯口直下より流出させるのである。総じて中抜の技術は時間と温度との微妙な調整と中心部の湯の完全な置換技術とにかゝつて居る。この製造方法で冶金学的に問題とされる点は外殻のマルテンサイト組織を必要とする白鉄部と中心部の軟質金属との間に変態温度の大きな差違が生ずることである。これは外殻の白鉄が 200°C 以下で可成な膨脹を以

て変態を初めるからで、独逸ではこの変態温度の著しい喰違を避ける意味で 4% Si, 11% Mn を含むマルテン灰鑄鉄を中心部に使用し好結果をもたらして居る<sup>57)</sup>。

Gonfermann Peipers, Achenbach<sup>14)</sup>の中抜ロールの成分例を第7表に示す。

(中心部に鋼質を用うる中抜ロールに就ては熱処理の項で述べる)

次に筆者は高硬度を得ることを主なる目的として外殻の成分を次の様な高炭素のものとし、更に Mn, Mo, V, Ti の如きカーバイドを作り易い元素を加え成可く安定なセメントタイトの量 (Mo, V, Ti 等の複合カーバイドとして)を増大させ Ni 添加による基地のマルテン化は、昇温によつて軟化する欠点があるので、その点を防止して表面硬度並びに耐磨耗度の上昇をはかつた。製品成分は第8表に示すもので 30"φ×42" のロールを製作し大谷製鋼所恩伽島工場で試用した。

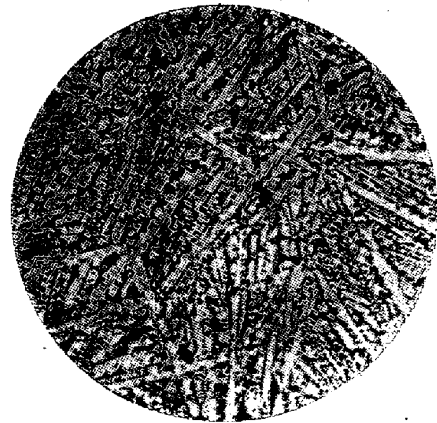
同工場の使用成績として次の結果を得た。

- 1) 製品の肌荒が非常に少い。
- 2) ロールの磨耗量は従来のものに比して僅かである。
- 3) 延びがよく、圧延噸数は通常ロールの 5~6 倍の範囲にあつた。

以上の好結果は次の事由に基くものと考える。

1) 瑞典の V-Ti 銑を用いたこと (これは Piwowarsky<sup>57)</sup> が北欧産の V-Ti 銑を使用して合金チル鑄物を作つた所、機械的性質、耐磨耗性、共に極めて良好な事実に一致している)。

2) 第7図の外殻表面の顕微鏡組織に視られる様に微細な共晶黒鉛<sup>58)59)</sup>と多量の針状セメントタイトの為に硬度が高く、Ti, V 等の炭化物の存在が相当な強度<sup>60)</sup>を保つて居ること。



第7圖 ×100 Nital 腐蝕

3) Ti の存在が脱窒の役目も果しロール品質を向上させて居ること。

第 7 表

製造會社	外 殼 部								中 心 部				
	T.C.	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Hs (S&S)	T.C.	Si	S	P	Mn
Gonfermann Peipers	3.80	0.80	—	—	2.80	2.30 ~2.50	1.3	90~95	2.6 ~3.1	1.30 ~1.00	—	—	.80 9.00~
〃	3.80	.70 ~.80	—	—	3.0	3.0	1.5	100	3.1	4.00	—	—	10.00
〃 (小型用)	3.80	.70	—	—	3.0	2.5 ~3.0	1.5	100+	3.1	4.00	—	—	10.0
〃 (大型用)	3.80	.70	—	—	3.8	3.0	1.8	100+	3.1	4.00	—	—	10.0
Achenbach	3.60	.50 ~.70	.080	.40 ~.50	.60	4.5	1.5	90~95	3.2 ~3.4	1.80	.10	.40	0.60

第 8 表

	T.C.	Si	Mn	P	S	Mo	V	Ti	表面硬度 Hs
外殼部	4.12	0.32	1.00	0.52	0.041	0.26	0.97	0.10	80~81
中心部	2.80	1.20	0.60	0.50	0.05				

この種のロールの外殻部が多量のカーバイドを含有するにも係らず、強靱性を失わないのは、炭化物安定元素 (Cr, V, Ti, etc) の組合によるものと考えられるが、筆者はかかる多量にカーバイドを含む高硬度の強靱ロールを鑄造カーバイド・ロールと命名した。

III-4-C 遠心鑄造ロール

遠心鑄造法による鑄合ロールは本質的には Composite Roll の一種であつて一応この分野に加える。然しこのロールは我国に於ては勿論独逸に於ても未だ実施されて居らないし見通しも付けられて居ない<sup>14)</sup>。

只、アメリカでは多少実験が行われて居り United State Pipe & Foundry Co. の Sammuels & Schuh<sup>15)</sup> が同工場の製造結果から次の利点を挙げている。

- 1) 金型に注ぐ白銑と、灰銑との重量を自由に變えて簡単に調節出来ること。
- 2) 外殻と中心の金属は各々成分も注型温度も独立に処理出来ること。
- 3) 特殊鋼と灰銑鉄との組合せも可能なこと。
- 4) 外殻は必要に応じ硬度を上げ中心部は機械加工性強靱性を増大出来ること。

報告に掲げた断面の硬度分布図<sup>16)</sup>から見ても外殻と中心とは各々理想的状態にもたらされる様である。但しその使用成績に就ては全然触れて居らないが、組織写真で見ると境界が余り明瞭であるため剥がれる恐れがあると考えられる。

要は資力のあるアメリカでのみ実験が行われている点で鑄造装置に費される甚大な費用からしても実用の域に達するには尙相当な検討を要するであろう。

我国では、昭和 26 年度の通産省工業化試験補助金題目のうち、鑄鋼の遠心鑄造ロールが挙げられていたがその後の発表がないので、詳細は不明である。

III-4-D カリバーチルドロール (Grooved Chilled Roll)

カリバーチルドロールは溝底部の表面層も完全なチルド組織を形成してグラファイトが存在しないことに価値がある。このロールの製造は非常に困難で穀米に於ても殆んど実用化されていないのでグレン及びサンドの材質でカリバーを切つてカリバーチルドに代用している。一般的な製造方法としてはカリバー部分にリングを作りこれをチラーとするもので湯の注入後はどうしてもリングが過熱されて冷却速度も鈍るのでグラファイトが発生する。其の上収縮も不揃で形状に束縛されるので亀裂が入り易い。

我国でのカリバーチルドロールは試験的に使用されて居る状態で其成績はカリバーグレンロールに対して 1.3 倍グレンロールに対して 2 倍の程度である。ジャーナル折損が多いのでこの部分の強靱度が特に要求されている。

以上の次第で最近では中抜カリバーチルドロール (Reg. No. 372106) に期待がかけられる様になつた。この方法で製造したロールの日本鋼管川崎製鉄所での成績は試験的乍らグレン、サンドに比して 3~5 倍の効果を上げている。これが漸次改良されて実用化して行けば型鋼製品の品質は向上し鋼管の肌荒れ等も解決されるものと考えられる。

III-5. 2C ロール (Adamite Roll)

ロール研究会制定<sup>15)</sup>の2Cロールは次表の如くである。

	表面硬度 Hs	C	Si	Ni	Cr	Mo
普通 2Cロール	40 ~50	1.5 ~2.3	<0.5	—	—	—
合金 2Cロール	40 ~50	1.3 ~2.6	<1.0	<1.0	<1.5	—

中型、型鋼仕上前、薄板プルオーバー式粗圧延等に用いられて来た。表面硬度は炭素量によつて大体次の範囲を示し、磨耗量の多いことを利点としている。

炭素量	1.3 ~1.4%	1.5 ~1.6%	1.8 ~1.9%	2.1 ~2.3%	2.5 ~2.6%
硬度 Hs.	36~38	38~40	42~45	45~48	50~55

使用成績から見ると普通2Cロールは収縮管によるネック折損率が高く、偶々相当な圧延成績を示すものもあるが、廃却原因の過半数がネック折損によるため結果から見て非常に不安定である。

合金2Cロールになると収縮管によるネック折損は殆ど見られず圧延噸数もむらがなく平均しているために成績としては安定したものとされて居る。

独逸<sup>14)</sup>の Adamite Roll は C 1.0~1.3% で Mn 2.0%, Ni 1.0%, Cr 1.0% が添加され 780~800°C で 3~5hr 加熱後に塩浴 (KNO<sub>3</sub>+NaNO<sub>3</sub>) に焼入して 400°C に 20 分間加熱した後徐冷を行つている。尙独逸では Adamite Roll を製管用ロールとして推奨して居る。

#### IV. チルドロールの熱処理

未だ一般化されてはいないがチルドロールには熱処理が必要なのではなからうか。

チルド鋳物ではチル部、モットル部、灰銑部が漸次に凝固するがその凝固時間が異なるので铸造歪を生ずる。而も常温迄の冷却中に変態点を通る時刻が異なるので、其に基く内部歪を生ずる。この他、断面積の異なる為めの内部歪、チル部、圧銑部の収縮量の差による内部歪が加わる。

かうした歪の総計により鋳型より取出す時には内部歪が既に其材質固有の破断強度を越えていて時には割れを生じて居ることがある。

それ故割れない鋳物でも実用上更に荷重がかゝると歪は割れに迄発展するから予め歪取焼鈍をして置かねばならない。その条件は 1) 内部歪の除去 2) 硬度低下の多いこと 3) セメンタイトの分解の起らないこと、である。併しこの内、歪の有無とその量の多少を充分適確に知る方法がないが Massari<sup>16)</sup> はこれを顕微鏡組織で

知り得ると述べている。即ち内部歪を受けたチルド鋳物では結晶成長が阻止されて歪んでいるのでそれが解る。即ち内部歪を持つチル層では、大きな初析セメンタイトの樹枝状晶が有り、セメンタイト間のパーライトのラメラ(層状晶)が歪んでいて直線的でない。之を熱処理して内部歪をとり去ると大きな初析セメンタイトは崩壊し歪んだパーライトラメラは直線状になる。これらの特徴により内部歪量の多少を察知し得ると言われている。

又、チルド層の樹枝状晶は金型表面に直角に発達するがその発達は炭素量の多い程著しくその方向に平行な衝撃力を加えるとチルド鋳物は非常に脆弱であり、その傾向は結晶粒が粗大な程著しい。従つてチル層の铸造組織は出来得る限り微細なことが望ましい。

微細化の方法としては B, V, Mo 等を添加される方法と高温度に保持して粗大な初析セメンタイトを固溶させチル層の結晶粒が均一微細化する様に冷却し再びセメンタイトを析出させる方法とがある。例えば 815°C × 18hr 加熱し約 650°C 迄 5°C/hr の速度で冷却し炉より取出す。かくすると初析セメンタイトは微細化し大きな樹枝状晶の大部分は除去される。地は球状セメンタイトになるがチル層の黒鉛化は認められない。同様の操作は 870°C × 8hr で完了する。斯くしてこの材質の機械的強度は向上する。

この熱処理の場合には黒鉛化の開始が問題であり、815°C × 20hr, 840°C × 9hr, 870°C × 7hr で黒鉛化がはじまり Si は 0.50~0.55% 以下の場合にのみ黒鉛化を起さず熱処理を行ひ得る。

以上の見解は文献を基礎とするもので実施には更にロールの形状、大きさ、炉の熱効率等検討を要するであろう。

チルドロールに応用されている熱処理としては上述の如き顕微鏡組織改良の他に、使用中屢々折損を生ずる頸部の内部歪を除去する目的でトーチで加熱する方法がある。一般に内部歪は 450°C 以上で除去されるので 500~600°C を目標に加熱している様である。

又小型の Ni, Cr 含有チルド鋳物では高硬度を得る目的で 900~950°C より油焼入し 200°C で取出し空冷する方法で大きな初析セメンタイトを除去しているが之は大型チルドロールでは種々の危険が伴うので実施されて居ない。

西独の Gonfermann Perpers<sup>14)</sup> に於ては鋼芯の中抜ロール(芯部の鋼は酸性平炉熔解)が鋳鉄心のもと同様にして製造され 700~750°C で焼鈍が行われている。このロールはホットシートミルに用いて 350 日の寿命(普通チルドロールは 45~50日)があつたと言われている。

附録 ロール製造技術の現下の水準の指標になると考えるので最大寸法を例示する。

製造会社別最大寸法ロール (但し日本, 西獨逸<sup>14)</sup>のみ)

製造会社別	ロールの種類	寸法 (D×L)	量重	備考
Concordia (西獨)	鑄鐵製チルドロール	900×2・800	32 t	
Deutsche Eisenwerke (西獨)	鑄鐵製チルドロール	1・200×5・350	78 "	
Gontermann Peipers (西獨)	鑄鐵製ロール	1・250×5・500	90 "	
〃	アダマイト(組立)ロール	850×2・400	18 "	
Achenbach (西獨)	鑄鐵製チルドロール	1・180×3・800	53 "	
Koelsch Foelzer (西獨)	グレンロール	1・000×4・000	40 "	
日本製鋼所 (日本)	鍛鋼(ウアーク)ロール	1・100×5・200	65 "	
〃	鑄鋼製バックアップロール	52 <sup>1</sup> / <sub>2</sub> ' × 86'	33 "	富士製鐵廣畑にて使用
大谷重工業尼崎工場 (日本)	鑄鐵製チルドロール	1・110×3・700	45 "	八幡, 第二厚板工場にて使用

る。尚, 外殻, 芯部の成分は外殻が T.C. 3・8~3・9%, Si 0・6~0・7%, S 0・05% 以下, P 0・2~0・3%, Mn 3・0%, Ni 1・2~2・5%, Cr 1~4% で芯部は C 0・6~0・7% の炭素鋼である。

又, Concordia 会社 (西獨)<sup>14)</sup> ではロールの硬度が高過ぎた場合, 頸部を 700×20hr 焼鈍を行つている。英国<sup>27)</sup>でも大型高硬度ロールの頸部焼鈍はかなり一般に行われて居る様である。

### 結 言

上記の結言として最近の鑄鐵ロールの状況に就ては次の事項があげられる。

1) グレンロールは可成り広範囲に亘つて利用されているが, ロール研究会でも検討されているように肌あれネック折損等の欠陥に対しては今以て充分なる解決の糸口は見出していない。

2) 普通チルドロールは一応完成の域に達したものと見てよいであらう。合金チルド・ロールには従来の Ni-Cr, Mn-Si の外に新添加元素として V, Ti, B, Te, Zr 等の影響が各方面で検討されつつある。

3) 合金チルド・ロール製造技術の行きづまりは複合ロール製造の展開によつて打開されようとしている。

4) 中抜ロールは世界各国でようやく実用化されている。殊にワーキング・ロールとしての使用が普及している。

中抜ロールの芯部材質は鑄鉄より鑄鋼に移りつつある。

5) スリーブ・ロールは米国, 独逸ではかなり実用域に入っているが, 我国では目下試作の程度である。

6) 遠心鑄造ロールは米国に於ては試作中であり, 独逸では実用されて居らない。

7) 高硬度カーバイド材質を外殻とし, 靱性ある芯部を有する鑄造カーバイドロールが熱間圧延に利用されて好成績を示している。

8) カリバー・チルド・ロールは製造困難であり, 独逸でもカリバー・グレン・ロールを代用としている状況である。我国では二, 三カリバー・チルド・ロールの試作に成功したが, その実績をみるにカリバー・グレン・ロール及びカリバー・サンド・ロールの 2~3 倍の圧延成績を示している。

9) チルド・ロールの内部応力を除去する為の熱処理は合金チルド・ロールでは殊に必要であると云われているが, 未だ一般化していない。ただしネック折損防止の為の部分熱処理はかなり普及している。

終りにのぞみ, ロール研究会に於て種々御指導を賜わりし菊池浩介博士, 並びに本稿を草するに当り海外文献の紹介等多大の御指導を賜れる三橋鉄太郎博士に厚く御礼申上ぐる次第である。(昭和 28 年 9 月寄稿)

### 文 献

- 1) A. Allison: Foundry Trade Journal, 1938. (Vol.59), p.369,
- 2) J. E. Johnson: Tr. A.I.M.M.E. 1915(Vol.50), p.344.
- 3) Jominy: Tr. A.F.A.1924 (Vol. 32) p.476.
- 4) E. Piwowarsky: Tr.A.F.A. 1926 (Vol.34), p.914, [Translation]
- 5) P. Oberhoffer: Stahl u. Eisen, 1924 (Bd.44) S.113
- 6) O. Kerl: Archiv für Eisenhüttenwesen, 1933/1934 (Bd.7), S.579
- 7) J. R. Echman: Tr.A.F.A. 1925 (Vol.33) p.431.

- 8) 宮下格之助: 鐵と鋼, 昭和 10 (21 卷), 1 月, 5 頁.
- 9) 宮下格之助: 日立評論, 昭和 19 年, 6 月
- 10) N. L. Evans & P. M. Hulme: Foundry Trade Journal 1944 (Vol. 72), Jan. 13, p. 25~30.
- 11) S. O. Baumer: Journal of Metals, 1951, April, p. 313.
- 12) 神居詮正, 川村信一: 鐵と鋼, 昭和 28 (39 卷), 2 月, 135 頁.
- 13) 鑄物部會, 鐵と鋼, 昭和 27 (38 卷), 11 月, 971 頁.
- 14) E. W. Williams & K. H. Wright: B.I.O.S. Final Report, No. 737, Item No. 21.
- 15) E. Maurer: Kruppsche Monatsheft, 1924 (Vol. 5), p. 115~122.
- 16) Cast Metals Handbook, A.F.A. 3rd. Ed., p. 544.
- 17) J. Roxburg: Foundry Trade Journal, 1935, April 11, p. 52.
- 18) 谷口光平: 製鐵研究, 174 號, 31 頁.
- 19) 谷口光平: 鐵と鋼, 大正 15 (12 卷), 10 月, 808~839 頁.
- 20) C. M. Lobé: Foundry, 1935 (Vol. 63) Jan., p. 24~25, 59.
- 21) J. T. Mackenzie: American Cast Iron Pipe Co. Report on the A. S. T. M. Committee 1931, Jun.,
- 22) O. Smalley: Foundry Trade Journal 1922 (Vol. 26), p. 519~522.
- 23) Scherwin & Kiley: Tr. A.F.A. 1931, p. 115~156.
- 24) 澤村 宏: 京都大學工學部報告, 大正 15 (4 卷) 159~260 頁.
- 25) J. Challansonnet: Rev. de Mét. Mém., 1930 (Vol. 27), p. 573~603, p. 654~671.
- 26) 上田哲三: 鑄型ロール會報, 24 號, 4 頁.
- 27) K. H. Wright: Foundry Trade Journal 1951, Jan. 11, 18.
- 28) Cast Metals Handbook A.F.A. 3rd. Ed., p. 549, 549.
- 29) G. W. Wilson: Foundry, 1951 (V. 79), Sep. p. 85~89, 164~165.
- 30) A. I. Krynsky & H. Stern: J. Research Natl. Bur. Standards, 1944 (Vol. 42), p. 465 79.
- 31) Pigott: Iron & Steel, 1947 (Vol. 20), Feb., Mar., Apr., May, Jun., Sep., Oct., Nov.,
- 32) Bastin: Chemie et Industrie, 1939 (Vol. 41) May, p. 835~852,
- 33) A. Allison: Metallurgia 1950 (Vol. 42) p. 9~13
- 34) 谷口光平: Japanese Nickel Review, 1933 (Vol. 1) April
- 35) 谷口光平: 鐵と鋼, 昭 7 (18 卷) 9 號, 59 頁.
- 36) O. W. Ellis: Tr. A. S. M. 1942 (vol. 30), No. 2, p. 249, 286
- 37) W. F. Hirsch: Metal Progress, 1938 (Vol 34) p. 230~232,
- 38) Cast Metals Handbook, A. F. A. 3rd. Ed., p. 549.
- 39) C. R. Austin: Foundry, 1949 (Vol. 77), July, p. 74~77, 228, 230, 233~234.
- 40) É. A. Loria: Foundry, 1951 (Vol. 79), June, p. 216.
- 41) J. S. Crout: Foundry, 1944 (Vol. 72), Nov. p. 89, 218, 220.
- 42) N. P. Tchijevsky & Mikhailorsky: Rev. Russian Met. Soc., 1951 (Vol. 1), p. 547~559
- 43) P. Bastien: Chemie et Industrie, 1939 (Vol. 41), No. 5, p. 835~852.
- 44) 田中, 村松, 石渡: 機械試驗所所報, 1952 (Vol. 6) p. 31
- 45) Cast Metals Handbook, A. F. A., 3rd. Ed., p. 550.
- 46) Cast Metals Handbook, A.F.A., 3rd. Ed., p. 547.
- 47) W. Guertler: Giesserei, 1921 (Vol. 8), p. 287
- 48) L. E. Gilmore: Tr. A.F.A. 1928 (Vol. 36), p. 287, or Stahl u. Eisen, 1928 (Bd. 48), S. 1557.
- 49) Moldenke: Tr. A.F.A. 1919 (Vol. 27), p. 368, or Iron Age 1920, p. 324.
- 50) Baukloh & Meierling: Giesserei, 1941 (Vol. 28), p. 6
- 52) A. Boyle: The Structure of Cast Iron, A.S. M., 1947 p. 53.
- 53) Metals Handbook A. S. M. 1948 Ed., p. 59.
- 54) R. T. Beeghly: Iron & Steel Engineer, April, 1951, p. 74.
- 55) Metals Handbook A. S. M., 1948 Ed., p. 57
- 56) Stahl u. Eisen, 1935, Feb., Umschau, S. 213.
- 57) E. Piwowarsky: Giesserei, 1933, Feb. 17, S. 61
- 58) A. L. Boegehold: Tr. A. F. A. 1937 (Vol. 45), p. 599~625.
- 59) Cast Metals Handbook A. F. A., 3rd Ed., p. 356.
- 60) G. F. Comstock: Metals & Alloys, 1938, Oct. p. 286, Nov. p. 318.
- 61) M. L. Samuels & A. E. Schuh; Foundry, 1951 (Vol. 79), Aug. p. 84.