
アダマイト・ロールの材質改善について

On the Improvement of Adamite Rolls

渡辺 靖夫(Yasuo Watanabe) 平野 豊(Yutaka Hirano) 神崎 文暁(Fumiaki Kanzaki) 有本 武司(Takeshi Arimoto) 勝田 康雄(Yasuo Katsuta) 渡辺 俊治(Syunji Watanabe)

要旨：

ホット・ストリップ・ミルにおいては、圧延条件がきびしくなったために、ワーク・ロールの表面に、流星疵と呼ばれる欠陥が多発するようになった。この表面欠陥を防止するために、化学組成、鑄造方案、熱処理工程を改善し、表面性状の良好なロールが得られた。おもな改良点は次のとおりである。1) 化学成分は、C量を1.7%から1.4%にへらし、表面欠陥の起点となる大型セメントaitを減少させた。また、Ni, Cr, Moを添加して、基地組織の強化、耐摩耗性の向上をはかった。2) 鑄造方案の面からは、鑄型の砂付き厚さを変更し、凝固速度を増大させ、鑄造組織の微細化をはかった。3) 適当な熱処理により、セメントaitの粒状化、基地組織の強化をはかった。

Synopsis：

As the production rates on the hot strip mills increased, the surface defects, called "comet tail", were often formed on the adamite work rolls. In order to prevent those defects, improvements were made on the chemical composition, casting plans and heat treatments, and sufficient results were obtained. To summarize the points of the improvements. 1) As for chemical composition, carbon contents were diminished from 1.7 to 1.4%, and massive carbide were decreased. Ni, Cr and Mo were added to harden the matrix and to prevent the surface from wearing. 2) From the view point of casting plans, the solidification rate were accelarated to cut the as-cast structure fine. 3) By means of an adequate heat treatment, carbides were finely dispersed and matrix structures were made tough.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

アダマイト・ロールの材質改善について

On the Improvement of Adamite Rolls

渡 辺 靖 夫*

Yasuo Watanabe

平 野 豊**

Yutaka Hirano

神 崎 文 暁***

Fumiaki Kanzaki

有 本 武 司****

Takeshi Arimoto

勝 田 康 雄*****

Yasuo Katsuta

渡 辺 俊 治*****

Syunji Watanabe

Synopsis :

As the production rates on the hot strip mills increased, the surface defects, called "comet tail", were often formed on the adamite work rolls.

In order to prevent those defects, improvements were made on the chemical composition, casting plans and heat treatments, and sufficient results were obtained.

To summarize the points of the improvements.

- 1) As for chemical composition, carbon contents were diminished from 1.7 to 1.4%, and massive carbide were decreased. Ni, Cr and Mo were added to harden the matrix and to prevent the surface from wearing.
- 2) From the view point of casting plans, the solidification rate were accelerated to cut the as-cast structure fine.
- 3) By means of an adequate heat treatment, cardides were finely dispersed and matrix structures were made tough.

1. 緒 言

最近のホット・ストリップ・ミルにおいては圧延機の大形化、圧延速度の上昇および圧下量の増大によって生産性の向上がいちじるしい。したがって、このミルに使用されるワーク・ロールも、圧延圧力、回転数の増加など、さらに苛酷な条件で使用されることになり、ロール表面の欠陥発生

も多くなってきた。また省力化のためにロールの組替え回数を減らす努力が続けられており、一方では板表面性状に対する需要家の要求はしだいに厳しくなっているので、ロールの性能向上が重要な問題となってきた。

当社、千葉製鉄所、第1ホット・ストリップ・ミルにおいても、昭和43年に仕上スタンドF₁・F₂のモータの馬力アップ以来、圧下量が増加し、ワーク・ロールとして使用される鋳鋼系のアダマイ

* 技術研究所知多研究室・工学博士
*** 技術研究所知多研究室室長・工学博士
***** 知多工場鑄造部鑄造課課長

** 技術研究所知多研究室主任研究員
**** 知多工場鑄造部鑄造課課長
***** 知多工場管理部検査課

ト・ロールの表面欠陥の発生が顕著になってきた。このロールに発生する表面欠陥は、流星疵 (comet tail) と言われる流れ星状の欠陥が主体である。調査の結果、この疵はロール表面部の大型セメントタイトが圧延時の熱応力、熱衝撃により破断、欠落した部分を起点として発達したものと推定された。この表面欠陥防止のためには、ロール表層部のセメントタイトの分散、微細化および基地組織の強化が必要となった。そこで、C量および合金元素の添加量の調整、鑄造方案、熱処理工程の検討を行なった。

以上の試験結果にもとづいて各種ロールを試作し、千葉製鉄所において圧延状況を調査した結果、表面欠陥減少について一応の成果を得たので報告する。

2. ロール改良の経過

圧延機の性能、圧延条件によって、かなりの変動はあるが、ホット・ストリップ・ミルの仕上スタンドのワーク・ロール表面は、圧延材との接触面において $450\sim 550^{\circ}\text{C}$ 程度に加熱され、回転してつぎに圧延材と接触するまでの間に、冷却水スプレーにより 100°C 程度まで急冷される。¹⁾²⁾ 圧延圧力およびこの急熱・急冷の熱サイクルにより、ロール表面は円周方向および軸方向に数 $10\text{kg}/\text{mm}^2$ のくり返し引張り応力を受け、同時に熱衝撃を受ける。とくに仕上スタンドの前段ロールは、圧下量、圧延材の温度の関係で、一般に後段

ロールより発生応力が大きいとされている。³⁾

一般に、セメントタイトは耐熱衝撃性が悪く、仕上スタンド前段に鑄鉄系のグレン・ロールを使用した場合、圧延条件によっては、セメントタイトの割れなどを起点とするバンディングと称する広範囲の表面欠陥を生ずることが多い。したがって、我が国では、仕上スタンド前段には、セメントタイト析出量の比較的少ない鑄鋼系のアダマイト・ロールが使用されている。

昭和43年秋、千葉製鉄所、第1ホット・ストリップ・ミルでは、仕上スタンド $F_1 \cdot F_2$ のモータの馬力アップを行ない、可逆式粗ミルでのパス回数を減らすとともに、これらのスタンドでの圧下率を大きくして圧延能率の向上をはかった。この時点から、アダマイト・ロールの表面に、前述の流星疵と呼ばれる欠陥が頻発するようになった。

Photo. 1 にロール表面の流星疵の例を示す。この疵に板のスケールなどが噛みこみ、それが板の表面に転写されて、その表面性状を低下させるため、ロール表面性状の改善が急務となった。

圧延後のロール表面には、**Photo. 2** に示すように、ほぼ正六角形に近い割れが全面にみられ、さらにその中に細かい割れが存在している。また、**Photo. 3** に示すように、C量の多い場合は、凝固時のオーステナイト粒界にセメントタイトが網目状に分布し、圧延時の割れはこのセメントタイトに沿って進展している。流星疵はこの亀甲状割れを起点として発生している。さらにロール面を詳細に観察したところ、表面に大型セメントタイトが存在すると、熱応力、熱衝撃などにより、それが圧延中に剝離して流星疵の起点となっているものと推定された。さらに、ロール表層部半径方向のミクロ

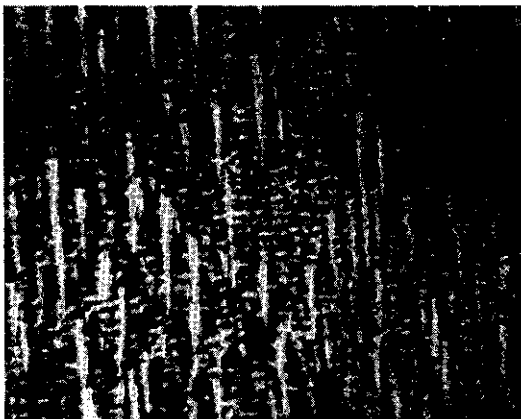


Photo. 1 Comet tail defects on the roll surface $\times 1.5$

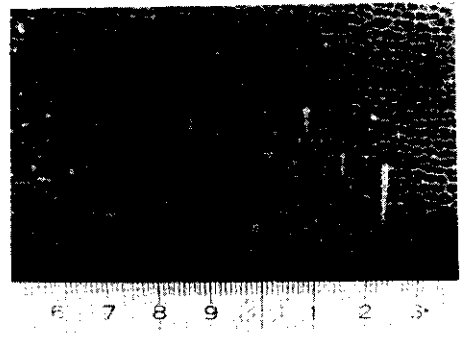


Photo. 2 Hexagonal pattern cracks

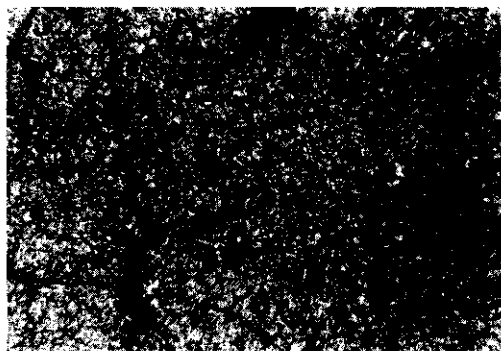


Photo. 3 Heat cracks along carbide network structure $\times 30$

組織をみると、Photo. 4に示すように、表面から0.1~0.2mm位内部に存在するセメンタイトにも、表面からの割れが伝播して亀裂が入っていることが認められた。したがって、圧延時には、ロール表面に存在する大型セメンタイトが脱落するだけでなく、表面直下に存在するセメンタイトも基地とともに剝脱して、ロール面と板との摩擦によってこの部分に板のスケールなどが噛み込み、流星疵が形成されるものと考えられた。

この流星疵の起点となるセメンタイトの限界の大きさは、圧延条件、ロール性状によって異なるが、この調査の場合では約20~30 μ 程度であることが判明した。調査結果の一例をFig. 1に示す。ロール表面に存在する30 μ 以上の大型セメンタイ



Photo. 4 Heat crack under the roll surface $\times 100$

トの数と、ピット状欠陥の数とは、ほぼ一致している。

大型セメンタイトを減少させ、ロール表面性状を改善するには二つの方法が考えられる。まず第一は、鑄造方案の面から、化学成分および凝固速度を変えて、鑄放し状態で大型セメンタイトを晶出させないことである。いま一つの方法は、晶出した大型セメンタイトを熱処理によって、分散・微細化させて割れの起点とならないようにすることである。

予備試験の結果、C量の減少は、大型セメンタイトの晶出防止にきわめて有効であることが認められた。また、従来の鑄込み方案では、金型内面

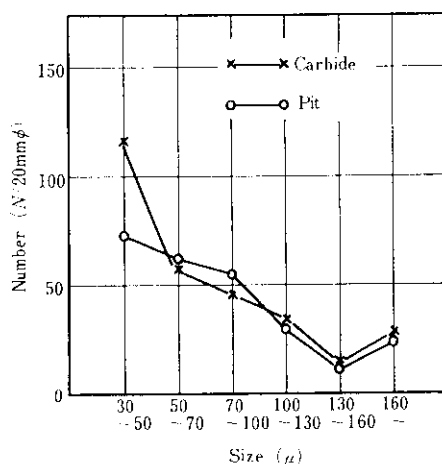


Fig. 1 Relation between number of carbides and of pits

に耐火砂を約10mm厚さ内張りして、ロール表面と金型との焼付きを防止していた。しかし、この方法では、凝固速度が小さく大型セメンタイトの晶出を防止できないので、内張りに使用する耐火砂の種類、厚さを変更することによって、鑄型面からの冷却効果を増大し、結晶粒の細粒化、セメンタイトの微細化をはかることとした。Photo. 5に、従来ロールと同じ成分で、鑄型をかえて冷却効果を試験した結果を示す。砂付きを0、すなわち金型直接鑄込みにすると、凝固速度が大きくなって、表面から100mm付近までの組織は微細になり、大型セメンタイトの量も減少することが判明した。

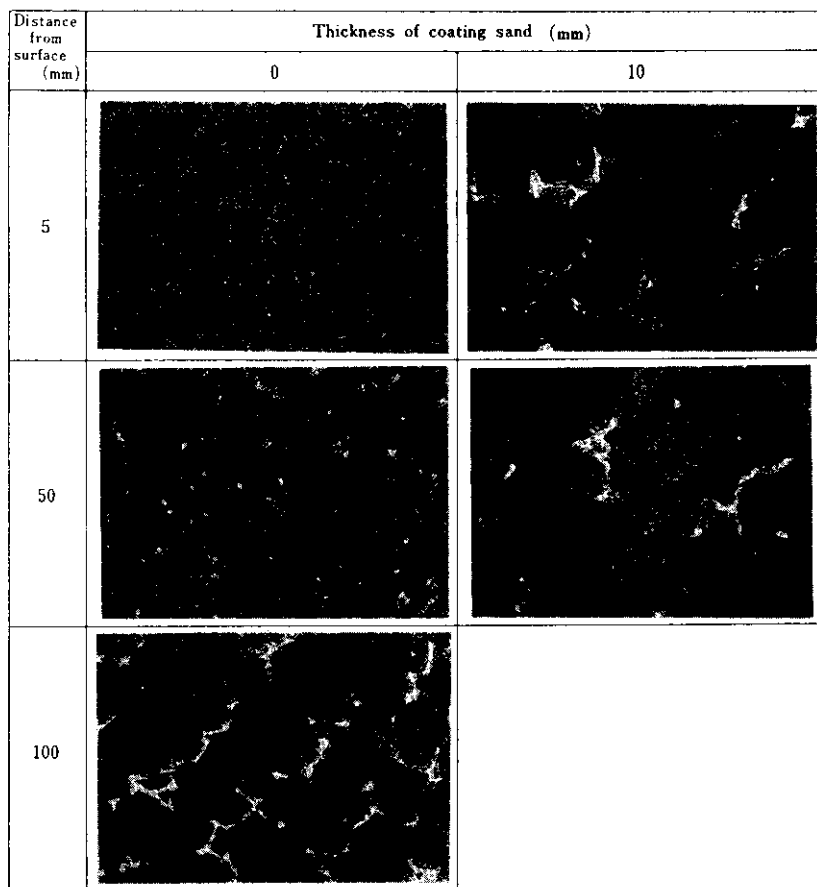


Photo. 5 Carbide distribution of the test rolls $(\times 60) \times \left(\frac{22}{31}\right)$

一方、熱処理によって材質の改善をはかる方法は、 $1,200^{\circ}\text{C}$ 以上の高温で長時間加熱しないと大型セメンタイトが固溶、消失しないため、調質炉の構造上からも、また工程上からも好ましくない。

したがって、改良ロールの製造においては、主として化学成分と鑄造方案の面から検討することとした。

3. 製造方法の検討

くり返し述べたように、流れ星状欠陥の発生を防止し、ロール表面性状を改善するためには、セメンタイトの分散、微細化をはかることが必要であり、一方では、基地組織の耐熱亀裂性および熱間耐摩耗性の向上をはかることが必要である。化学成分の点からは、C含有量、合金元素量を調整

してセメンタイトの分布および、基地組織を強化するとともに、鑄造方案の面からは、鑄込み時の凝固速度を大きくして鑄放しでの組織改善を行なうこととした。

3.1 化学成分

大型セメンタイトの晶出量を減少させるには、C含有量を低くすることが最も有効な方法であり、C量は従来の1.70%から1.40%に減少させた。しかし、基地組織中に析出したセメンタイトは、ロールの熱間耐摩耗性向上のためには、不可欠である。したがって、C量の減少にともなう硬度低下、耐摩耗性の劣化を補うために、Ni, Cr, Moを添加して基地組織の強化をはかることとした。

Ni添加量0~2.0%, Cr 1.0%, Mo 0.4~0.6%の範囲で試験溶解を行ない、熱処理時の冷却速

度を変えた場合の組織、硬さを検討した。この結果、適当な化学成分、熱処理方法をえらび、基地を従来のパーライト組織から一部ベイナイト組織にすることによって、C量を従来の1.7%より1.4%に減少しても、硬さは、従来の Hs (ショア硬度) 45~48にたいして、Hs 50~55の硬さが得られることが判明した。

従来のアダマイト・ロールの標準成分および改良ロールの標準成分の1例を Table 1 に示す。

Table 1 Chemical composition of the rolls (%)

Roll type	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Conventional	1.70	0.50	0.80	0.020	0.010	—	1.00	0.40
Improved	1.40	0.50	0.80	0.020	0.010	1.00	1.00	0.60

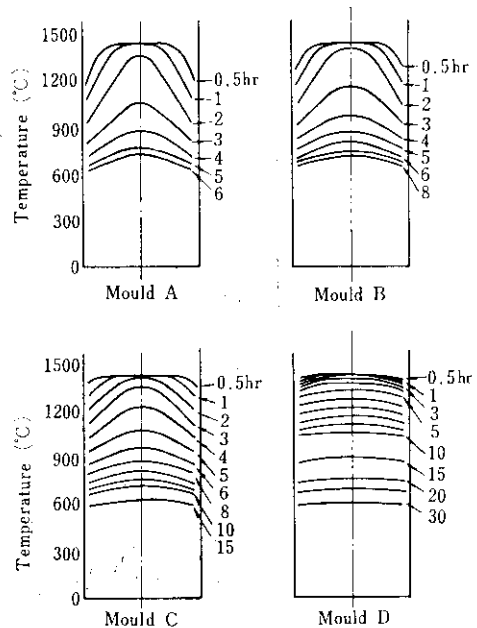
3.2 鑄造方案

鑄放し組織を微細化し、大型セメントタイトの品出を防止して、セメントタイト分散化のための熱処理工程を簡略化するためには、鑄込時の凝固速度を適当に選定する必要がある。このために、砂付き厚さの大きい従来の砂型鑄込みを、砂付き厚さの小さい鑄型あるいは金型への直接鑄込みに変更して、鑄型面からの冷却効果を増大させることとした。

実体ロールの製造に先立ち、鑄造条件の組織への影響を把握するために、各種の条件で試験ロールを鑄込み、凝固形態の検討を行なった。

試験ロールは、直径 750mm、長さ 1,700mm、重量 4,500kg で金型内面の砂付き厚さを 0 から 140mm まで種々に変化させた。溶鋼目標組成は、改良ロールの標準成分と同じく、C 1.40%、Si 0.50%、Mn 0.80%、Ni 1.0%、Cr 1.0%、Mo 0.6%とした。鑄込溶鋼の温度測定は、予熱した Pt-Pt-Rh 熱電対を鑄型内所定の位置に挿入し、自動記録させた。测温位置は、上部より 560mm (全長の 1/2 の位置) において、鑄型壁から中心に向かって 4 個所に設定した。

溶鋼鑄込み後の経過時間と、試験ロール内部の温度分布の関係の数例を、Fig. 2 に示す。鑄型の砂付き厚さにより、凝固速度および内部の温度分布はいちじるしく異なる。砂付き厚さが大きい場



Mould	Thickness of coating sand (mm)	Pouring temperature (°C)
A	0	1495
B	3.5	1490
C	10	1495
D	140	1480

Fig. 2 Internal temperature distribution of the cast rolls (750mmφ)

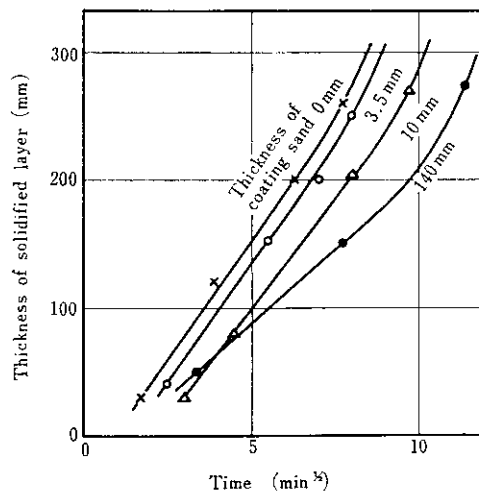


Fig. 3 Solidification rate of the high carbon steel after casting

合、凝固初期を除いて半径方向の温度勾配は非常に小さい。とくに砂付き140mmの場合は、中心から鋳型壁へかけての温度勾配はほとんど認められない。砂付き量が小さくなると、半径方向の温度勾配が大きくなり、ロール面から鋳型への熱伝達が大きくなることが認められた。

圧延ロールとして必要な均質層の厚さは、表面から数10mm内部までであり、この範囲の凝固層が形成される時間を正確に把握することが重要である。前記試験から、鋳込み後の経過時間と凝固層厚さの関係を求め、Fig. 3に示す。凝固初期と末期をのぞいて、凝固層の厚さは時間の平方根と直線関係を示しており、 $D = k\sqrt{t} - C$ なる Light foot の凝固補正式⁴⁾とよく一致していることが判明した。ここで D は凝固層厚さ (mm)、 t は時

間 (min)、 k 、 C は定数とする。

測定値から凝固速度定数 k および補正項 C を求め、砂付き厚さ、鋳込み温度との関係をまとめて、Table 2 に示す。

鋳型材質の凝固速度におよぼす影響については、C. Schwarz⁵⁾ の検討結果 (鋳鉄鋳型の場合、 $k = 24.7 \text{ mm/min}^{1/2}$ 、水冷銅型の場合 $k = 31.7 \text{ mm/min}^{1/2}$) があるが、本実験の結果でも砂付き厚さの減少とともに当然 k の値は増加している。

参考までに、実用炭素鋼塊について報告されている凝固速度実測値を Table 3 に示す。

以上、鋳込みの場合の凝固速度の検討を行なったが、つぎに凝固速度と組織およびセメントタイトの分布形態を調査した。

アダマイト・ロール程度のC量の場合、凝固速

Table 2 Solidification rate of the high carbon steel

Thickness of coating sand (mm)	Pouring temperature (°C)	Solidification rate
0	1440	$D = 37.7\sqrt{t} - 16.6$
0	1495	$D = 36.9\sqrt{t} - 33.3$
3.5	1465	$D = 36.4\sqrt{t} - 65.9$
3.5	1490	$D = 36.9\sqrt{t} - 61.5$
3.5	1530	$D = 30.5\sqrt{t} - 75.6$
10	1495	$D = 34.0\sqrt{t} - 71.9$
140	1480	$D = 23.7\sqrt{t} - 33.0$

D : Thickness of solidified layer (mm)

t : Time after casting (min)

Table 3 Solidification rate of carbon steel

Weight of ingot (t)	Size of ingot (mm)	Composition C (%)	Solidification rate	Reference
5.5	450×990	<0.10	$D = 22.9\sqrt{t} - 30.5$	J. Chipman ⁶⁾
1.2		0.1~0.2	$D = 29.6\sqrt{t} - 12.75$	Simokawa ⁷⁾
6.5	765φ	0.20~0.30	$D = 30 \sim 34\sqrt{t}$	Koike ⁸⁾
0.4	250φ	0.70	$D = 25 \sim 30\sqrt{t}$	B. Matuschka ⁹⁾
9	810φ	0.83	$D = 23.7\sqrt{t} - 12.7$	E. Marburg ¹⁰⁾
1.5	430φ	1.0	$D = 27.7 \sim 30.7\sqrt{t}$	L. H. Nelson ¹¹⁾

D : Thickness of solidified layer (mm)

t : Time after casting (min)

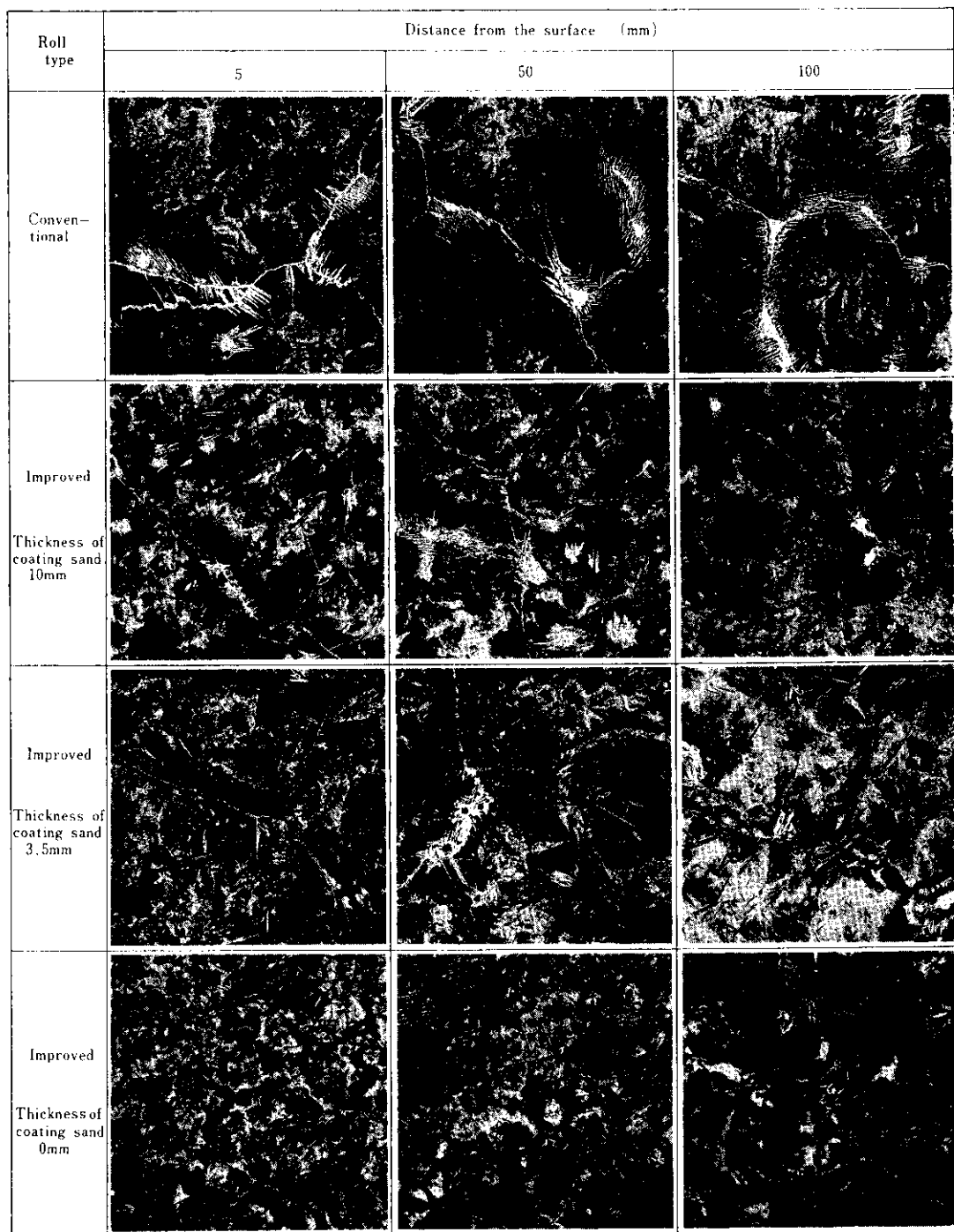


Photo. 6 Microstructures of the rolls, as cast $(\times 100) \times \left(\frac{29}{48}\right)$

度のセメンタイト分布状況におよぼす影響は、つぎのように考えられる。すなわち、凝固時に初晶オーステナイトが形成される場合、凝固進行速度が大きい時は、凝固界面でのCの偏析量が少なくなる。しかも、オーステナイト結晶粒の微細化と相まって、粒界単位長さ当りのセメンタイト析出量が減少し、したがって粒界の大型セメンタイトの析出量も少なくなるものと考えられる。

砂付き厚さが異なる場合の鑄放し状態での、ロール表面および、5mm、50mm、100mm内部の

位置におけるミクロ組織を **Photo. 6** に示す。従来ロールにくらべ、砂付き厚さの大きい場合でも、大型セメンタイト数の減少は顕著であり、C量の差の影響がはっきりあらわれている。凝固速度が大きい場合は、セメンタイトのネットワークが細く、またマトリックス中では細い針状になって析出しているの、熱処理によって容易に球状化、分散できることがわかる。

そのマクロ組織を **Photo. 7** に示す。表面から20mm内部におけるデンドライトアーム（主軸）

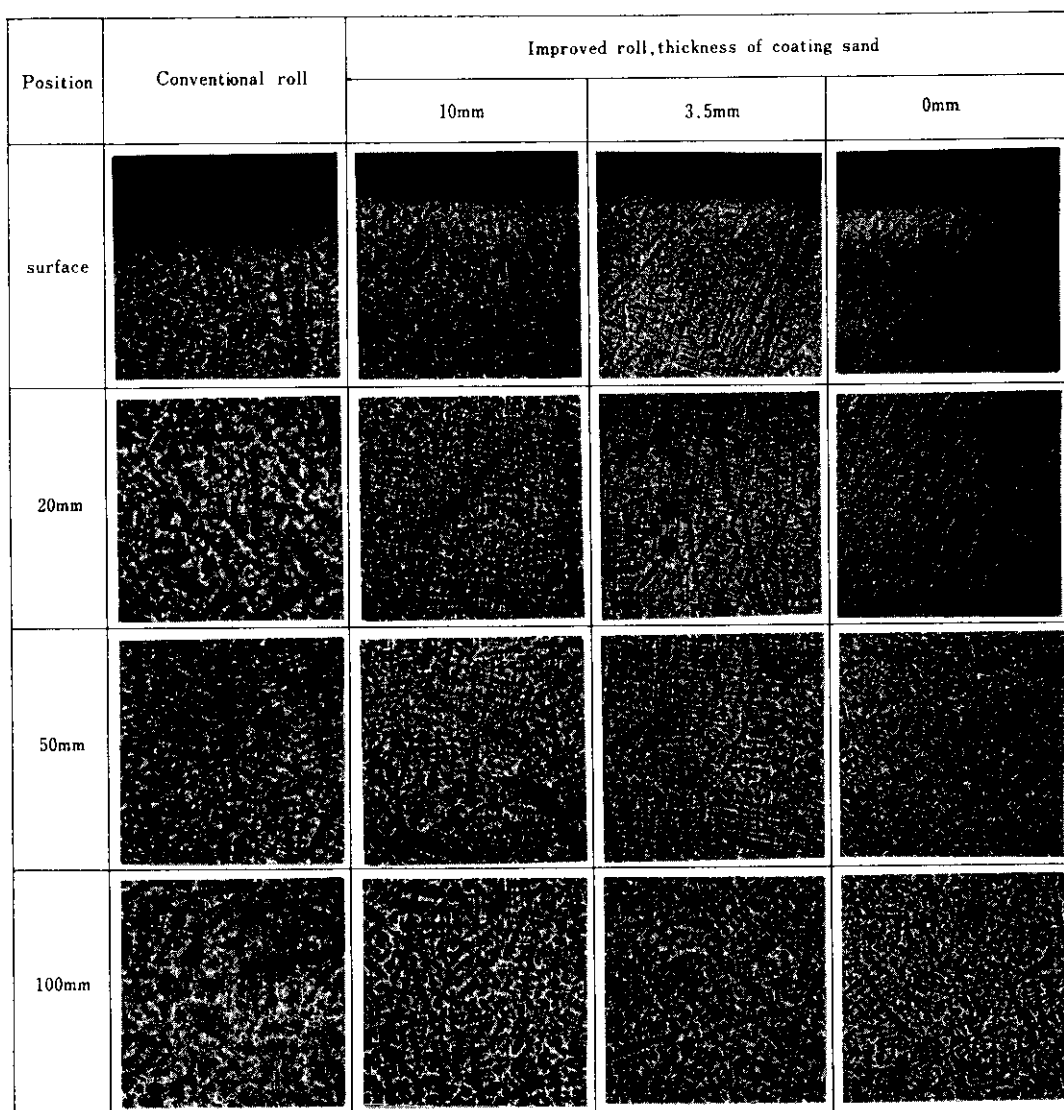


Photo. 7 Macrostructures of the rolls $(\times 3) \times \begin{pmatrix} 29 \\ 34 \end{pmatrix}$

間隔は、凝固速度のもっとも大きい金型鑄込みの場合約0.7mm、砂付き3.5mmの場合約1.1mm、凝固速度の小さい砂付き10mmの場合約1.6mmであり、凝固速度が大きくなるにつれてデンドライトは細くなり、組織は微細化されている。またセメンタイトの分散化の一要因と考えられる、ロール表面からの各位置における、初品オーステナイト結晶粒数を測定した結果をFig. 4に示す。砂付き厚さの、結晶粒度におよぼす影響が明らかにみられ、砂付き厚さが小さくなるにつれて、結晶粒度は細くなっている。また凝固速度の大きい表面近くでの結晶粒度は細かく、ロール内部ほど粗くなっている。二元合金におけるデンドライト・セルの大きさ Z と冷却速度 R の間には次の関係が得られている。¹²⁾

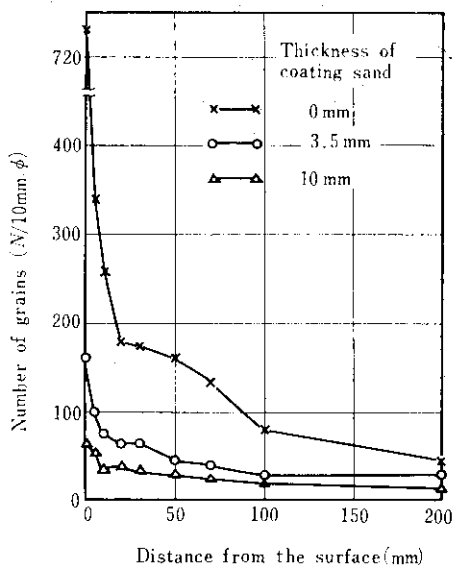


Fig. 4 Relation between distance from the surface and number of grains of the improved rolls

$$Z = a_0 \sqrt{-m(1-k_0)} D/k_0 \cdot \sqrt{C_0/R} \quad (1)$$

ここで a_0 : 凝固界面における濃度にかんする定数

m : 液相線の勾配

k_0 : 平衡分配係数

D : 溶液中での溶質の拡散係数

C_0 : 溶質の含有量

(1)式の定数項を α とおいて対数をとると、つぎの関係式が得られる。

$$\log Z = \log \alpha - 0.5 \log R \quad \cdots (2)$$

ここに $\log Z$ と $\log R$ の間には直線関係が得られ、勾配は -0.5 となる。

いま、デンドライトセルの大きさ Z の代わりに、初品オーステナイト粒の大きさ d をとり、凝固速度と結晶粒の大きさの関係を求め、Fig. 5に示す。この図より直線の勾配を求めると -0.4 が得られる。したがって、凝固速度と初品オーステナイト粒の大きさの間には、

$$d = \beta R^{-0.4} \quad \beta : \text{定数}$$

なる関係が得られる。

ここで(1)式においては、凝固界面の形状を鋸歯状と仮定したため、 Z は R の -0.5 乗に比例する関係が得られた。本測定結果では、 R のべき数は -0.4 となりやや大きい値が得られたが、こ

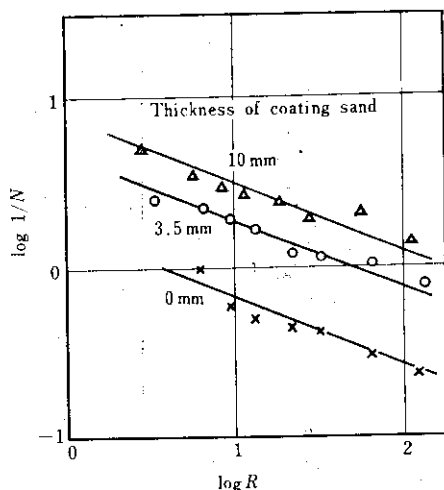


Fig. 5 Relation between solidification rate and austenite grain size of the improved rolls (N : number of grains, R : solidification rate)

れは実際の凝固界面の形状と、仮定とのずれによるものと考えられる。

この結果、凝固速度を大きくすると、結晶粒が微細になり、大型セメンタイトは減少し、分散することが判明した。

熱処理後の実体ロールについて、流星斑発生の原因となりやすいと考えられる、 30μ 以上の大型

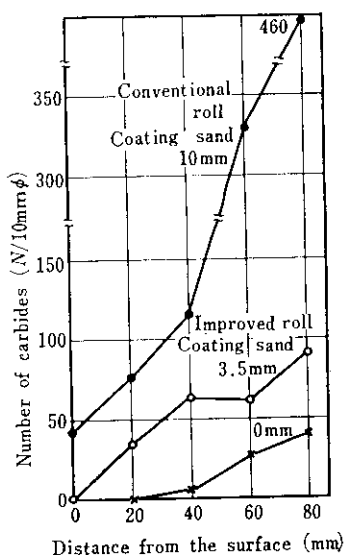


Fig. 6 Internal distribution of carbides over 30μ

セメンタイトの分布を Fig. 6 に示す。従来ロールにくらべ、改良ロールは、大型セメンタイトの数が非常に少なくなり、流星疵発生の危険性が激減しているものと考えられる。

一般に铸鋼系ロールでは、ゴースト、巣、砂かみ、内部亀裂などの铸造欠陥が発生しやすい。これらの欠陥を防止するには、ロール底部より順次凝固を進行させ、最後に押湯が凝固することが望ましい。とくに、ワーク・ロールの場合、胴径にくらべて軸長が大きく、軸方向よりも半径方向の凝固が先に進行するため、底部から押湯部へ向か

っての方向性凝固を行なわせるのがむづかしい。そこで、下部には冷却を早めるために冷し金をおき、下ネック部の冷却速度を調整し、ロール胴部中心に最終凝固による欠陥が発生するのを防止するよう努めている。また、押湯上部からは、アーク加熱によるホット・トップを行ない、頭部を高温にして、ロール軸方向に温度勾配をつけるとともに、溶鋼プールを保ち、溶鋼の供給を十分にしてい、押湯効果を増大させるよう配慮している。以上の点を考慮した改良型ロール铸込方案の例を Fig. 7 に示す。

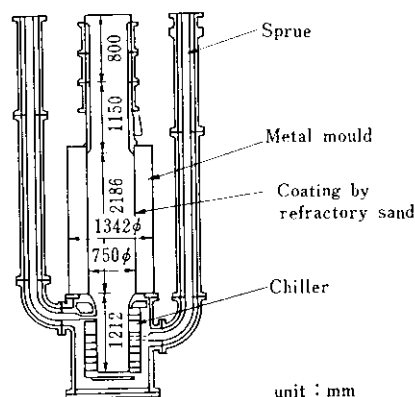
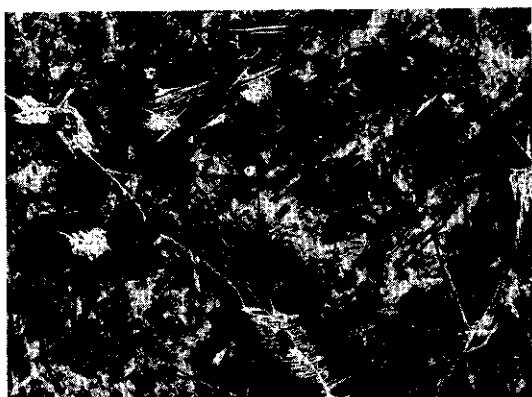


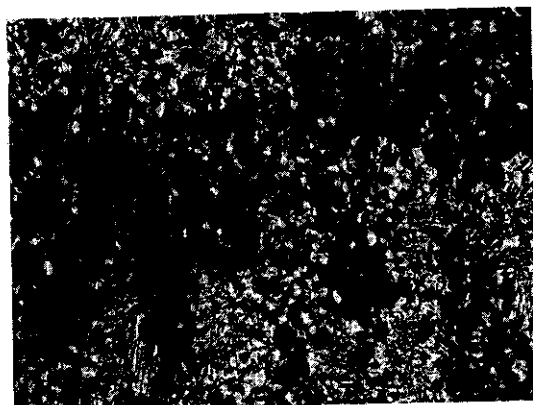
Fig. 7 Casting plan of the improved roll

3.3 熱処理

铸造ロールの熱処理としては、まず組織の均質



(a)



(b)

Photo. 8 Microstructure of the roll, a) before and b) after heat treatment ×100

化を目的として、 $950\sim 1,100^{\circ}\text{C}$ に長時間加熱した後、組織調整のために適当な速度で冷却し、最後に応力除去焼鈍を行なう。熱処理前後の組織を **Photo. 8** に示す。熱処理により組織の微細化、セメンタイトの分散、粒状化が行なわれており、鑄造組織に見られるセメンタイトのネットワークも消失していることがわかる。

4. 従来ロールと改良ロールとの 材質の比較調査

セメンタイトの分散、微細化および基地組織の微細化、強化を目的として、化学成分の調整、鑄造方案の検討を行ってきたが、これらの改良ロールの実体について、従来ロールとの材質の比較調査を行なった。

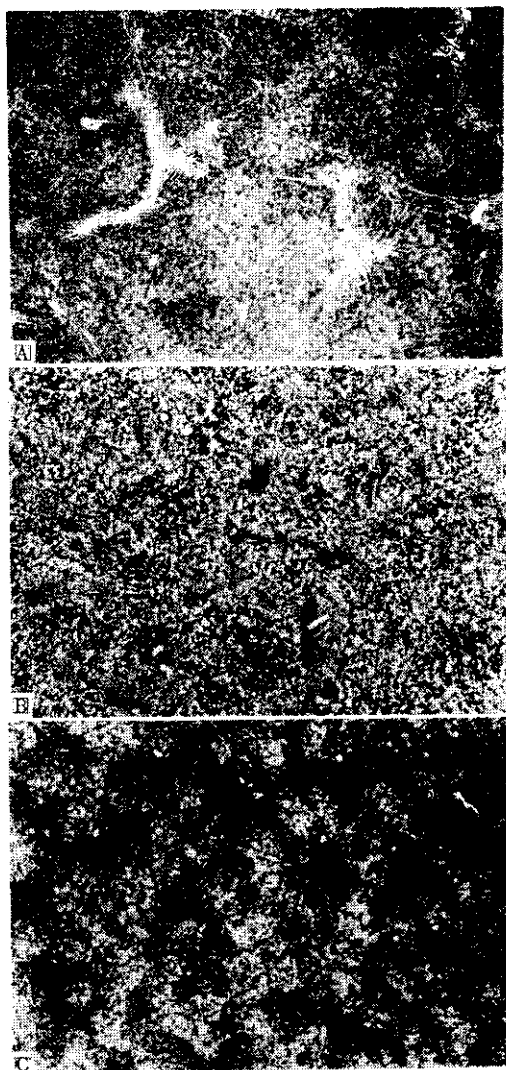
4.1 組織

従来ロールおよび改良ロールの、熱処理後のミクロ組織を **Photo. 9** に示す。いずれも表面から 50mm 内部における、廃却ロール表面の組織である。従来ロールでは、大型セメンタイトが網目状に存在し、これが表面欠陥の原因となっているが、改良ロールでは、これらの大型セメンタイトはほとんど消失し、均一に分散しており、改善の効果が明らかにあらわれている。

4.2 耐熱亀裂性

熱間圧延に使用されるアダマイト・ロールの使用条件は、さきに述べたように熱的にも応力的にも非常に苛酷である。千葉製鉄所、第1ホット・ストリップ・ミルの仕上前段スタンド $F_1\sim F_3$ における、圧延時のロール面の応力計算結果では、円周方向のくり返し引張り応力が、最大で約 70 kg/mm^2 にも達している。この結果、熱応力あるいは熱衝撃によって、ロール表面の基地および大型セメンタイトに割れが発生する。

そこで各種材質の比較のために、実験室的に、ロール材のくり返し急熱、急冷による耐熱亀裂性を調べた。その結果を **Photo 10, Fig. 8** に示す。試験は、実体ロール表面から $30\phi\times 30\text{mm}$ の円柱試片を切り出し、炉中で 650°C に15分間保持した後、水中急冷するという操作をくり返して、



	Roll type	C (%)	Thickness of coating sand (mm)
A	Conventional	1.70	10
B	Improved	1.35	3.5
C	Improved	1.35	0

Photo. 9 Microstructure of the rolls after heat treatment $\times 60$

試料に熱応力、熱衝撃を加え、試料端面での熱亀裂の発生状況を調査した。

従来ロールでは、割れ発生長さ、個数とも非常に多く、クラックが入りやすいことが判明したが、改良ロールは、割れ長さ、個数ともに少なく

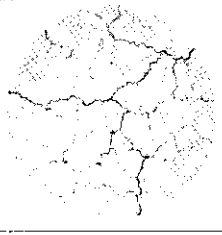
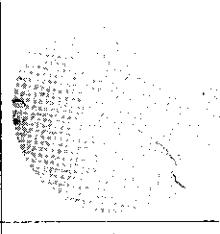
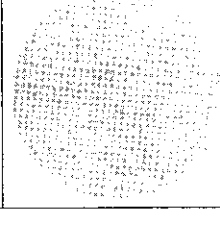
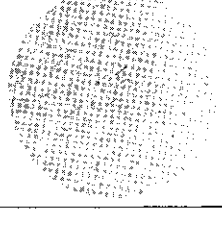
Roll type	Number of heat cycles	
	40	80
Conventional C 1.7%		
Improved Coating sand 3.5mm C 1.3%		
Improved Coating sand 0mm C 1.3%		

Photo. 10 Heat crack tests $\times 1$

なり、とくに、凝固速度の大きい金型鋳込みロールは非常にすぐれた成績を示した。このクラック発生の起点は、Photo. 11にみられるように、表面部付近の大型セメントタイトであることが観察された。このよう

Photo. 11 Heat cracks along cardide (conventional roll) $\times 100$

な実験室的な耐熱亀裂性試験は、表面付近の応力状態が、実際のロール面の状態とは相当異なるはずであるが、本試験結果の優劣と、使用時のロール表面状況の良否との間に対応が認められるため、材質の耐熱亀裂性の判定に有効な方法と考えられる。

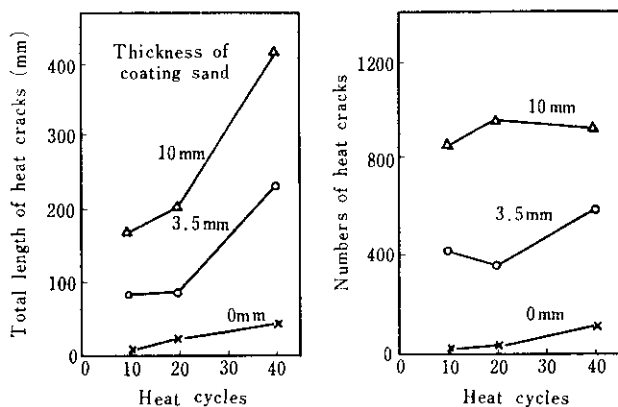


Fig. 8 Heat crack tests

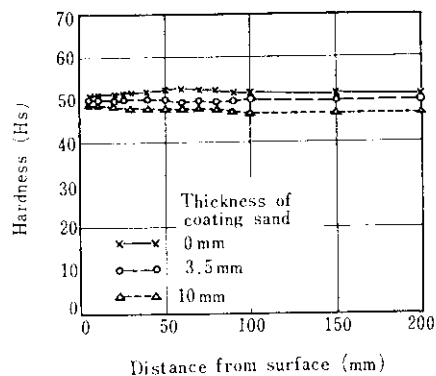


Fig. 9 Internal hardness distribution of the improved rolls, as cast

4-3 機械的性質

改良ロールの鑄放し状態における半径方向の硬さ分布を Fig. 9 に示す。金型鑄込み、砂付き厚さ3.5mm、10mmの順に硬さは低下しているが、その差は少ない。いずれも表面から中心部にわたって、ほぼ均一な硬さ分布を示している。

Fig. 10は、砂付き3.5mm 鑄型に鑄込んだ、熱処理後の実体ロールの中心軸を含む縦断面における硬さ分布を示している。熱処理により表面からやく50mm内部までほぼ均一な硬化層をもつことがわかる。なお、このロールの使用厚さは30~40mmである。

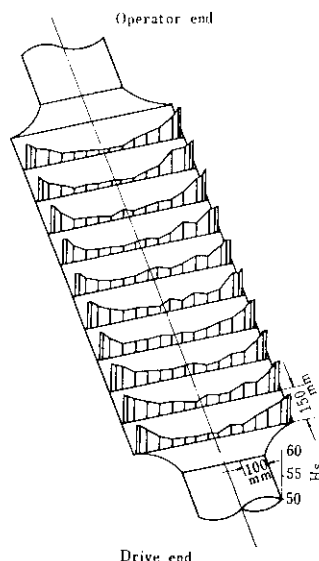


Fig. 10 Internal hardness distribution of the improved roll, after heat treatment

常温~700°Cにおける硬さの測定結果を Fig. 11 に示す。改良ロールは、400~600°Cの範囲で、従来ロールより硬さが大きく、圧延時の耐摩耗性も良好なことが推定される。

従来ロールおよび改良ロールの、常温における各種機械的性質の例を Table 4 に示す。なお、試験片採取位置はいずれもロール表面から30mmである。

5. 使用結果

千葉製鉄所、第1ホット・ストリップ・ミルならびに第2ホット・ストリップ・ミルにおいて、昭和44年7月からやく1年間にわたって追跡調査を行ない、従来ロールおよび各種改良ロールの使用状況、表面性状の検討を行なった。

5-1 表面欠陥の発生

比較的圧延条件の厳しい第1ホット・ストリップ・ミルで、ほぼ同一条件で使用した各種ロール

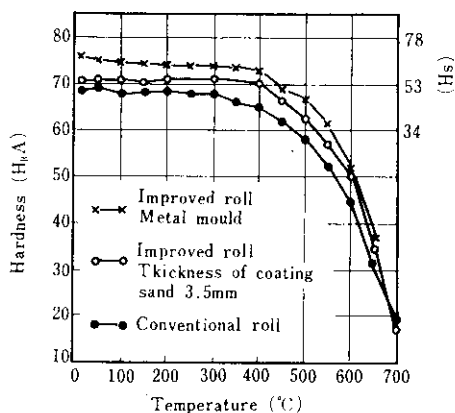


Fig. 11 Hardness of the rolls at various temperature

Table 4 Mechanical properties of the rolls

Roll type	Y. P. * (kg/mm ²)	T. S. * (kg/mm ²)	Elong. * (%)	Impact value, at room temp. 2u notch	Young's modulus × 10 ⁴ (kg/mm ²)	Poisson's ratio	Hardness (Hs)
Conventional	58.2	80.4	1.1	0.28	2.19	0.29	46
Improved	77.7	83.2	1.0	0.30	2.22	0.30	54

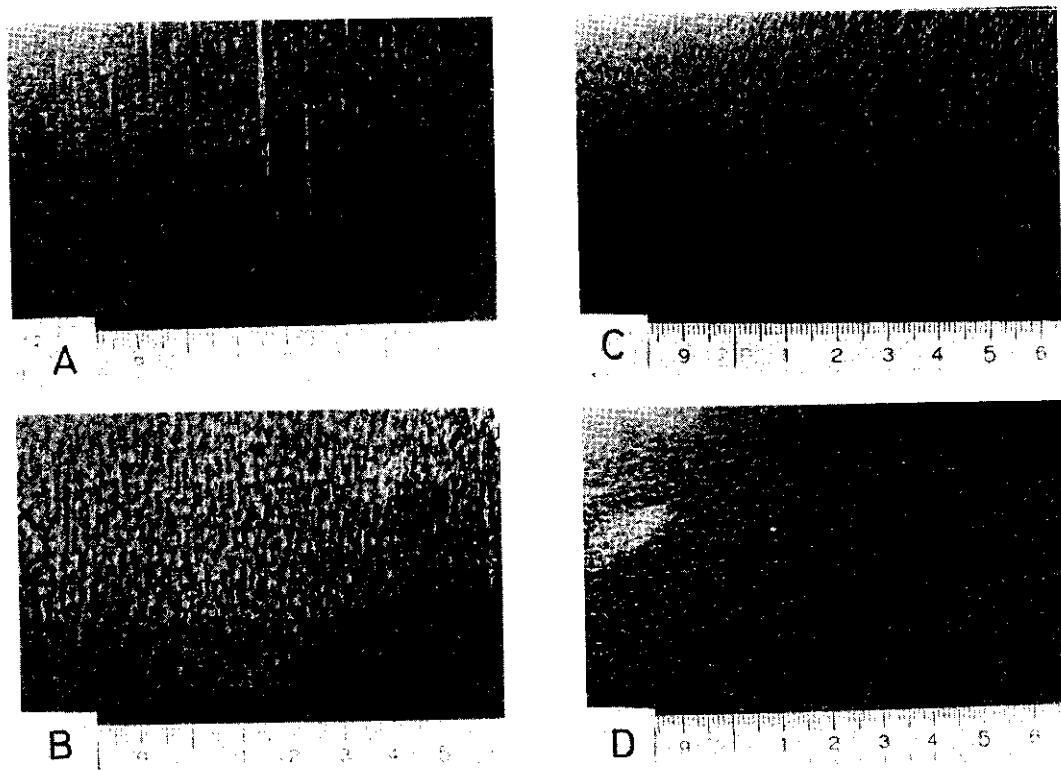
* Size of test piece : JIS Z-2201 type 4

の胴部肌の接写写真の例を **Photo. 12** に示す。従来ロールには、前述のいちじくしい流星斑が見られるが、改良ロールは、いずれも従来ロールより欠陥は少ない。化学成分、鑄造方案変更の効果は顕著であり、鑄型の砂付き厚さが小さく、凝固速度の大きいロールほど、表面疵は小さく、数も減少している。

ロールの肌荒れ状況を量的に評価するために、ロール組替え時に、ミル・スタンドからおりた時点で、表面の肌荒れ程度に応じて9段階の評点をつけて、各種ロールの使用成績の比較を行なった。この場合、評点は、点数の少ないものほど表

面性状が良好なことを意味し、また評点6以上は使用上好ましくないとされている。

第1ホット・ストリップ・ミルでの使用結果を **Fig. 12, Table 5** に示す。改良ロールは従来ロールにくらべて、いずれも平均評点が1ずつ向上するとともに、評点6以上の占める割合が少なくなっており、改善の効果がはっきり認められる。図および表中にロール専門メーカーのA社のロール使用成績を示したが、金型鑄込み改良ロールはA社ロールとともに、もっともすぐれた成績を示している。



	Roll type	Thickness of coating sand (mm)	Roll diameter (mm)	Tonnage rolled (t)
A	Conventional	10	647.05	788.3
B	Improved	10	648.36	1070.1
C	Improved	3.5	649.03	687.4
D	Improved	0	649.02	687.4

Photo. 12 Appearance of the roll surfaces

第2ホット・ストリップ・ミルでの評点分布をFig. 13, Table 6に示す。第1ホット・ストリップ・ミルとの場合と同様に、改善の効果は明

白である。改良ロールは、評点のピークが3になり、平均評点は3.6~3.8と、従来ロールの平均評点4.5よりやく1向上している。また、他社ロー

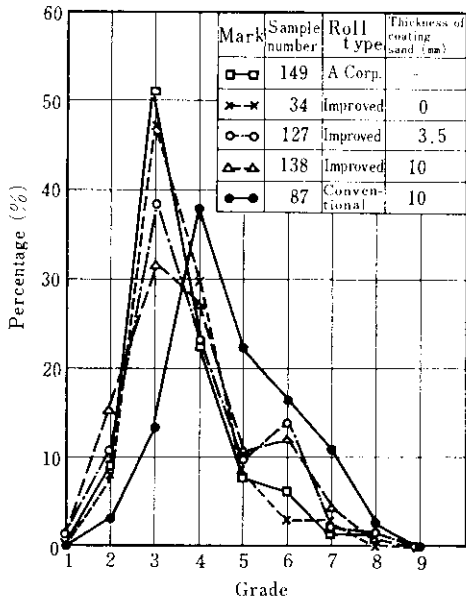


Fig. 12 Distribution of grade of roll surface defect (at No. 1 hot strip mill)

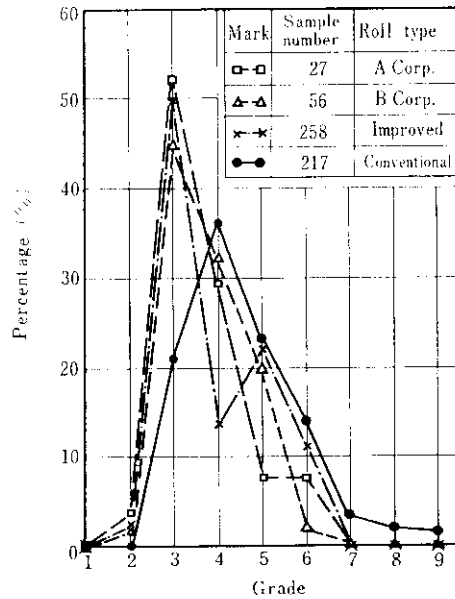


Fig. 13 Distribution of grade of roll surface defect (at No. 2 hot strip mill)

Table 5 Grade of roll surface defect (at No. 1 hot strip mill)

Roll type	Thickness of coating sand (mm)	Numbers of samples	Average grade	Percentage of grade over 6(%)
Conventional	10	81	4.7	36
Improved	10	131	3.9	17
Improved	3.5	130	3.8	13
Improved	0	33	3.6	6
A Corp.	—	249	3.6	9

Table 6 Grade of roll surface defect (at No. 2 hot strip mill)

Roll type	Thickness of coating sand (mm)	Numbers of samples	Average grade	Percentage of grade over 6(%)
Conventional	10	217	4.5	25
Improved	10	160	3.8	8
Improved	3.5	258	3.6	5
A Corp.	—	27	3.6	9
B Corp.	—	56	3.8	2

ルとくらべて、使用成績はそんな色のないことが判明した。

5.2 耐摩耗性

ロールの摩耗量は、使用スタンド、圧延材材質、圧延t数、板厚構成比、ロール水冷条件などによって影響されることが知られており、摩耗量から一概に各種ロールの耐摩耗性の良否を比較することはむづかしい。

従来ロールおよび改良ロールについて、第1ホ

ット・ストリップ・ミル F₂ スタンドにおいて、摩耗量に影響を及ぼす上記各条件をできるだけそろえて使用した場合の、ロール・プロフィールの測定例を Fig. 14 に示す。各種改良ロール間にはほとんど差が認められない。従来ロールは、幾分摩耗量が多いが、ロール使用サイクルに影響をおよぼすほどの摩耗はない。

アダマイト・ロール1回使用後の摩耗量は、使用条件の厳しい第1ホット・ストリップ・ミルの場合に0.1~0.2mm、第2ホット・ストリップ・

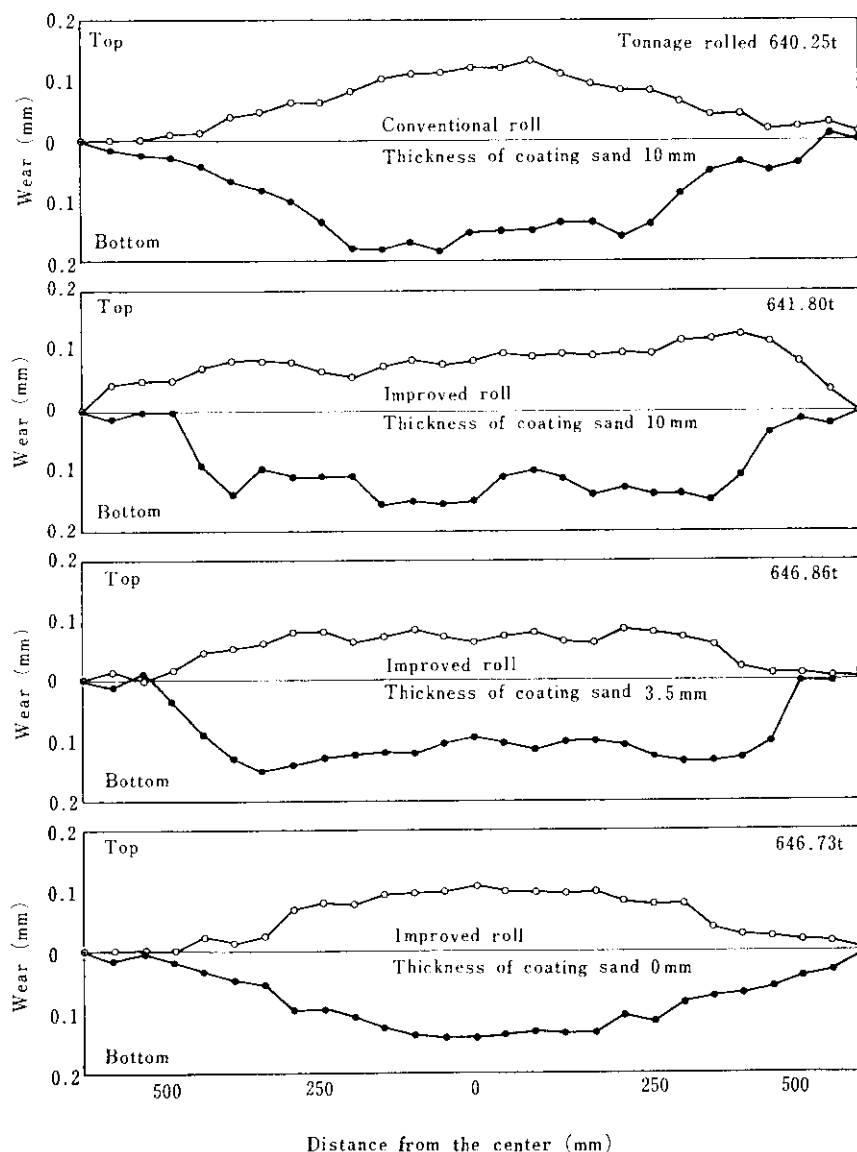


Fig. 14 Wear patterns of the roll surface

ミルの場合にはほとんど摩耗が認められず、ロール組替え時の研磨量以下のため問題がない。

稼働中のロール表面にスケールが密着した場合、耐摩耗性が良くなり、スケールが密着しない場合、あるいは剥離した場合は、摩耗量が大きくなり表面欠陥の発生しやすいことが観察されている。ロール表面に形成されるスケールについては、ロール自体の酸化スケール¹³⁾とも、板のスケールが付着したものとも^{14), 15)}言われているが、今後は、圧延条件および成分と、スケールの組成、ロール面への密着性および耐摩耗性の関係についての検討が必要である。

6. 総 括

ホット・ストリップ・ミルの圧延能率向上にともない、ワーク・ロールの表面性状の良否が重要な問題となった。当社、千葉製鉄所、第1ホット・ストリップ・ミルにおいても、仕上スタンドF₁、F₂のモータの馬力アップ以来、アダマイト・ロールに流星疵が頻発するようになった。このため、表面欠陥減少を目的として、材質改善を行なうことになり、化学成分、鑄造方案、熱処理の面から検討した。これらの改良ロールについては、第1および第2ホット・ストリップ・ミルにおいて、昭和44年7月よりやく1年にわたり使用状況を調査し、表面欠陥減少については一応所期の目

的を達した。

改良点を要約するとつぎの通りである。

1) 化学成分については、流星疵発生の起点となる20~30 μ 以上の大型セメントタイトの晶出を防止するために、C量を1.7%から1.4%に低下させた。C量減少にともなう硬度低下、熱間耐摩耗性の低下を防止するために、Ni, Cr, Moを添加し基地組織の強化をはかった。

2) 鑄造方案については、砂付き厚さの、鑄造組織に及ぼす影響を検討し、砂付き厚さを調節し、凝固速度を大きくして鑄造組織の微細化、セメントタイトの分散を行なった。また、冷し金およびアーク加熱ホット・トップの利用により、方向性凝固の促進、鑄造欠陥発生の防止につとめた。

3) 適当な熱処理を行なうことによって、セメントタイトの分散および粒状化、基地組織の強化をはかった。

以上の結果、改良ロールについては、流星疵の減少とともに、肌荒れも少なくなり、耐摩耗性も良好なことが判明した。

終りに、アダマイト・ロール使用状況調査にあたり、千葉製鉄所、保全部岩崎副部長、内藤課長福永掛長、熱間圧延部機械運転掛坂上掛長、管掛員ならびに技術管理掛山本掛員および旧熱延整備掛石網掛員(現水島製鉄所第1圧延部整備課)に、ご協力ならびに有益な示唆をいただきましたことを感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) J. Williams : Iron & Steel Eng., (1962)8, 372
- 2) G. Sachs, J. V. Latorre : Iron & Steel Eng., (1961)12, 71
- 3) R. V. Williams, G. M. Boxall : J. I. S. I., 203(1965)4, 369
- 4) N. M. H. Lightfoot : J. I. S. I., 119(1929)4, 364
- 5) C. Schwartz : Arch Eisenhüttenw., 5(1931)4, 177
- 6) J. Chipman, C. R. Fondermuth : Trans, AIME., 129(1937), 370
- 7) 下川, 田上 : 鉄と鋼, 37(1951)503
- 8) 小池, 武田, 他 : 鉄と鋼, 47(1961)10, 1433
- 9) B. Matuschka : J. I. S. I., 137(1938), 109
- 10) E. Marburg : J. Metals, 5(1953)2, 157
- 11) L. H. Nelson : Trans, ASM, 22(1934), 193
- 12) 茂木, 岡本, 岸武 : 日本金属学会誌, 30(1966)11, 1068
- 13) 添野, 玉村, 他 : 日立評論, 50(1968)6, 63
- 14) C. E. Peterson : Iron & Steel Eng., (1956)12, 98
- 15) 田部, 鈴木 : 日本製鋼所技報, (1969)26, 3024