

耐肌荒れ性と耐外殻剝離性にすぐれたホット ストリップミル用高クロムロールの開発

© 1988 ISIJ

技術報告

中川義弘*・橋本 隆*・片山博彰*・森川 長*

Development of High-Cr Roll for Hot Strip Mill with Superior Resistance to Surface Deterioration and to Spalling of Outer Shell

Yoshihiro NAKAGAWA, Takashi HASIMOTO, Hiroaki KATAYAMA and Hajime MORIKAWA

Synopsis:

In recent years, High-Cr cast iron work rolls have been used at front finishing stands in many hot strip mills instead of Adamite rolls.

We researched and investigated heat treatment to improve the resistance to surface deterioration and centrifugal casting to improve the resistance to spalling of outer shell.

According to the above, our findings are as follows:

In case of 2.8%C-18%Cr roll,

(1) Precipitation of secondary carbide with high wear resistance and martensitization of matrix with high hardness are obtained by destabilizing heat treatment at more than 1 000°C.

(2) Regarding to melting bond structure of roll with High-Cr outer shell and spheroidal graphite cast iron core, the roll cast with intermediate layer between outer shell and inner core is sounder than the conventional roll.

This intermediate layer improve the mechanical property and minimize the residual stress.

(3) This type of High-Cr rolls have been used in the actual rolling and we found the clear effects of improved resistance to surface deterioration and to spalling of outer shell.

Key words: hot strip mill; rolling; work roll; high chromium; heat treatment; centrifugal casting; adamite roll; austenite; chromium carbide.

1. 緒 言

日本のホットストリップミルの仕上前段ワークロール(以下FWロールと略す)は、従来アダマイトロールが使用されていたが、1969年頃から高クロムロールが試験的に使用されはじめ、1982年頃になつて全面的に切り替えられてきた。これは熱間圧延鋼板のニーズが、高品質化、薄ゲージ化およびステンレス鋼板、高炭素鋼等の特殊鋼比率の増加により、従来のアダマイトロールでは十分に対応しきれなくなつたためである。一方高クロムロールは、欧米を中心に1970年頃から使用され、すぐれた耐摩耗性により、ロール寿命の大幅な向上が示されていた。しかし日本のホットストリップミルにおいては、鋼板の表面性状の品質要求が高く、FWロールの耐肌荒れ性が特に要求され、高クロムロールの耐肌荒れ性向上のための化学組成や熱処理法の改善が大きな技術課

題であつた^{1)~3)}。また熱間圧延鋼板製造プロセスにおける生産性向上および省エネルギー化のため、前工程の連続鑄造機との直結化などの技術革新⁴⁾⁵⁾により、FWロールの耐事故性向上による安定操業が要望されるようになった。

ところで、高クロム鑄鉄の熱処理に関しては、これまでにマルテンサイト変態におよぼすオーステナイトの高温領域での影響や、二次炭化物の析出挙動に関する報告があり^{6)~8)}、また高クロムロールの高温摩耗特性と使用成績⁹⁾、黒皮生成剝離と肌荒れ進行過程¹⁰⁾、FWロールへの適用結果と肌荒れの挙動などに関する報告¹¹⁾は多いが、高クロムロールの熱処理方法とロールの肌荒れの関係に関する報告は少ない。また前述のような厳しい使用条件下での高クロムロールの耐事故性向上のためのロールの製造方法については、今まであまり報告がない。

そこで、本研究ではFWロール用の高クロムロール

昭和59年10月本会講演大会にて発表 昭和62年10月7日受付 (Received Oct. 7, 1987)

* 久保田鉄工(株)素材材研究第三部 (Materials Research & Development Dept. III, Kubota Ltd., 64 Nishimukojima-cho Amagasaki 660)

の耐肌荒れ性を向上させるための熱処理法、および耐事故性、特にロール胴部外殻の耐剥離性や胴部の耐折損性を向上させるための方策とその効果、および実際のミルでの使用結果について報告する。

2. 耐肌荒れ性向上のための熱処理法

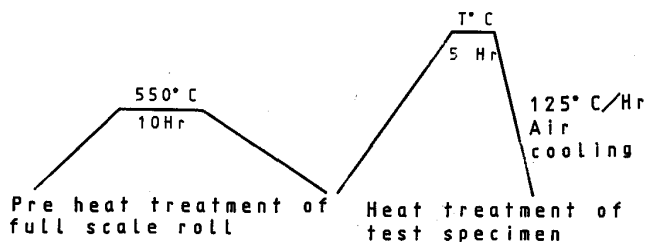
2.1 試料および実験方法

高クロムロールは一般に鑄造のままの状態では、初晶のオーステナイトが常温まで安定である。したがって、このオーステナイトを熱処理によつて変態させ、安定な基地組織にする必要がある。高クロムロールの熱処理法としては、鑄放しロールを 500°C~600°C の低温で繰り返し熱処理をする方法と、A₃ 点以上の高温に加熱保持してオーステナイト中に固溶している Cr, C を、二次炭化物として析出させオーステナイト中の Cr, C 濃度を下げ、後の冷却過程で変態しやすいオーステナイトに変えるいわゆるオーステナイトの不安定化熱処理を行う方法がある。

このうち、低温で繰り返し熱処理する方法は、残留オーステナイトが安定でこれを分解させるため温度を上げると、硬さが低下し、熱間圧延用ロールの必要特性から HS 70-75 の硬さを維持しかつ残留オーステナイトの少ない安定な組織を得るためには、低温熱処理では限界がある。したがって、硬さおよび組織におよぼす高温度域での不安定化熱処理温度の影響を調べるため、Table 1 に示す外殻化学組成の実体ロールを鑄造した。ロール胴部寸法は、胴径 695 mmφ、胴長 2184 mm であり、水平型遠心鑄造法により、80 mm 厚さの高クロム材を外殻

Table 1. Chemical composition of outer shell part of High-Cr roll used in experiment of heat treatment.

Sample No.	Chemical composition (wt %)							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
Y8003	2.69	0.72	0.89	0.040	0.028	1.13	16.65	0.95



T°C: 800, 900, 1000, 1050, 1100

Fig. 1. Curve of heat treatment.

として鑄造し、完全に凝固した後、金型を垂直に立てて、上部から内殻用のダクタイル鑄鉄を鑄造したものである。このロールに 550°C×10 h の予備熱処理を行った後、胴端部から 20×40×50 mm の熱処理実験用試料を採取した。採取した各試料について、Fig. 1 に示すように 800°C~1100°C で 5 h 保持後 125°C/h の冷却速度で冷却した後、ロール胴表面から 10 mm および 40 mm に相当する位置で、硬さおよび顕微鏡組織を調べた。

本実験の硬さ測定は、ロックウェル C 硬さ試験機を使用し、組織調査は基地腐食用に塩酸ピクリン酸アルコール溶液を用い、50 倍と 400 倍の組織は光学顕微鏡により観察した。

2.2 実験結果

高クロムロールの外殻材を高温度域でオーステナイトを不安定化熱処理した後、125°C/h で冷却したときの硬さ測定結果を Fig. 2 に示す。800°C 熱処理では HRC 50 程度であるが、温度が高くなるにしたがって硬さが上がり、1000°C でほぼ飽和状態となり、HRC 57~58 の高い硬さが得られる。つぎに胴表面から 10 mm の位置における顕微鏡組織調査結果の代表的組織を Photo. 1 に示す。不安定化熱処理温度が 1100°C の組織は、Photo. 1(a) に示したように初晶部、共晶部共に基地は変態しており、マルテンサイト組織である。そして初晶部の基地中央部には、約 1 μm の大きさの二次炭化物が多く認められるが、初晶炭化物周辺および共晶部の基地中には、二次炭化物の析出は認められない。1050°C および 1000°C の組織は、1100°C の組織とほぼ同様の傾向であるが、共晶炭化物近傍および小さい初晶部では、微細な析出物が認められた。900°C の組織は、Photo. 1 (b) に示すように、粗大な析出炭化物はなく、1000°C

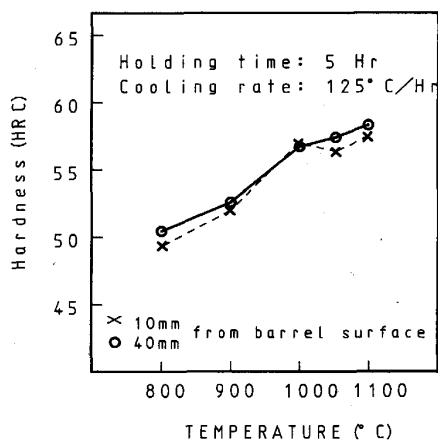


Fig. 2. Relation between hardness and temperature of heat treatment in the roll material with 2.96%C and 16.65%Cr.

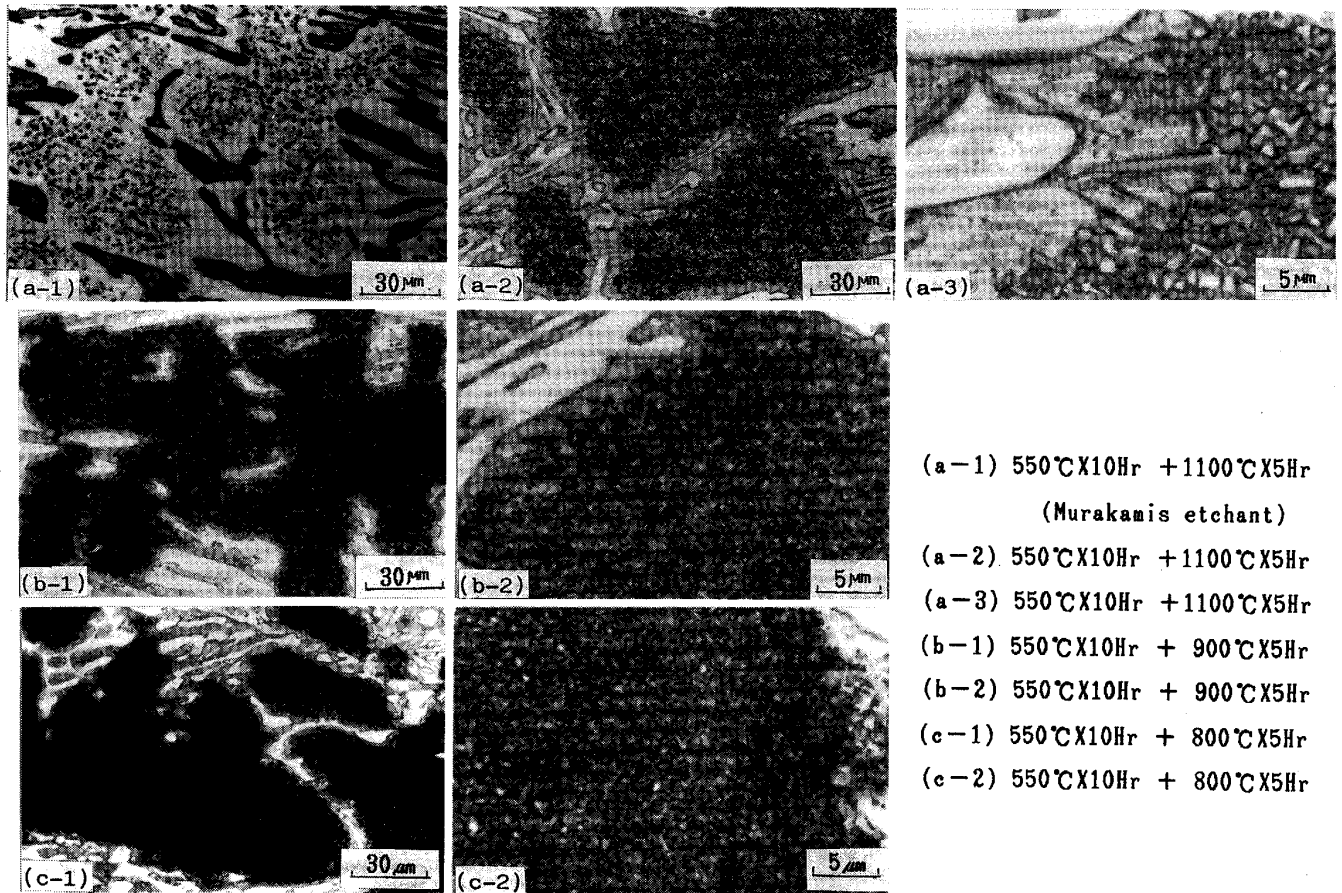


Photo. 1. Micro structure of 2.69%C-16.65%Cr type High-Cr roll after heat treatment.

で観察された微細な析出物が大部分であり、共晶部基地中にも析出物が認められる。800°C (Photo. 1(c)) では、共晶部基地中の微細析出物がいつそう多く観察される。

2.3 考察

ホットストリップミルのFWロール用高クロムロールは、 M_7C_3 型の共晶炭化物と基地組織からなっており、炭化物の量については、組織中のミクロ的な硬さの不均一さを少なくするために、CおよびCr量を調整し共晶炭化物量を多くする方が耐摩耗性や耐肌荒れ性を向上させるために良いことを著者らが報告している¹²⁾。また佐野¹³⁾も高クロムロールの改良として、C%およびCr%を高くして、炭化物量を16~22%から20~28%まで増やすことにより、硬さをHS 65~75からHS 70~78まで高くすることが望ましいと示している。同じようにW. PATT¹⁴⁾も高C、高Crとして硬さをHS 70~80にする方が耐摩耗性が良いと述べている。一方、高クロム鑄鉄の高温熱処理時の変態特性として、HUGHESとMONGHAN¹⁵⁾は、900°C~1100°Cに加熱後空冷することにより、オーステナイトのマルテンサイト化で硬さが増えることを示しており、また桑野⁶⁾らは、高クロム鑄

鉄において、鑄造のまま存在するオーステナイトをマルテンサイト化するためには、不安定化熱処理が必要であると述べている。

そこで本研究では、Table 1の高クロム成分の実体ロールから採取した試料で、800°C~1100°Cまでの温度における不安定化熱処理効果を調べた。その結果、Fig. 2に示したように、1000°C以上の温度で5h保持した後125°C/hの冷却速度で冷却することにより、HRC 57(およそHS 76)の硬さが得られることがわかった。そして顕微鏡組織的には、二次炭化物の析出とオーステナイトのマルテンサイト化が起こっている。900°C以下では、微細な析出炭化物が多くなり、硬さも急激に低下する。

したがって、FWロール用の望ましい組織としては、1000°C以上の温度で熱処理することにより、基地中に二次炭化物を析出させ、基地をマルテンサイト化させるとともに、熱的に安定した組織とし、かつ、変態時に発生する残留応力を低減するため、530°C~570°Cの温度で焼もどし熱処理を行うことが必要である。

3. 耐事故性向上のための遠心鋳造法

3.1 試料および実験方法

高クロムロールの胴部外殻は、Table 1 に示したように、17~18%のCrを含有した高合金材料であるため、内殻材をダクタイル鋳鉄としたとき、その境界の溶着部で急激な組織変化を示し、機械的性質の低下が予想される。また外殻のCrが内殻へ拡散して、内殻ダクタイル鋳鉄の強靱性を低下させることも予想される¹⁶⁾。そこで胴部寸法 588 mmφ×1670 mm の実体ロールにおいて、外殻高クロム材に直接ダクタイル鋳鉄の内殻を鋳造したものと、外殻鋳造後引続き中間層としてアダマイト材を鋳造した後、内殻のダクタイル鋳鉄を鋳込んだ2本のロールについて、種々の調査を行った。外殻と中間層は水平式遠心力鋳造法で鋳造し、内殻は前章と同じ上注法で鋳造した。鋳造条件を Table 2 に、また化学組成

Table 2. Casting condition of centrifugally cast High-Cr roll.

Sample No.	Outer shell casting		Intermediate	Core
	Thickness (mm)	Temperature (°C)	Thickness (mm)	Weight (kg)
K7050	82.5	1400	—	3750
K7056	70.0	1400	20	3600

を Table 3 に示す。両ロールは、550°C×10 h の低温で熱処理を行った後 Fig. 3 に示す位置で胴部を破断し、断面での硬さおよび組織調査を行った。また破断時歪みゲージ法により、胴表面の軸方向の残留応力を測定した。次に胴破断部近傍において、Fig. 4 に示すように外殻、中間層および内殻の各境界部で、半径方向に対して45°の角度になるように、10 mmφ×20 mm の圧縮試験片を採取して、境界の圧縮強度を調べた。

また外殻材から内殻へのCrの拡散状況を把握するために Fig. 3 に示した位置で分析試料を採取し、実体での化学組成を調べ、さらに胴内殻部での強度を調べるた

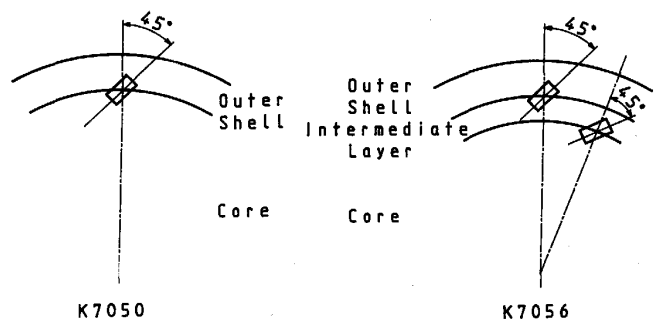


Fig. 4. Sampling method of specimen for compression test at melted bond parts.

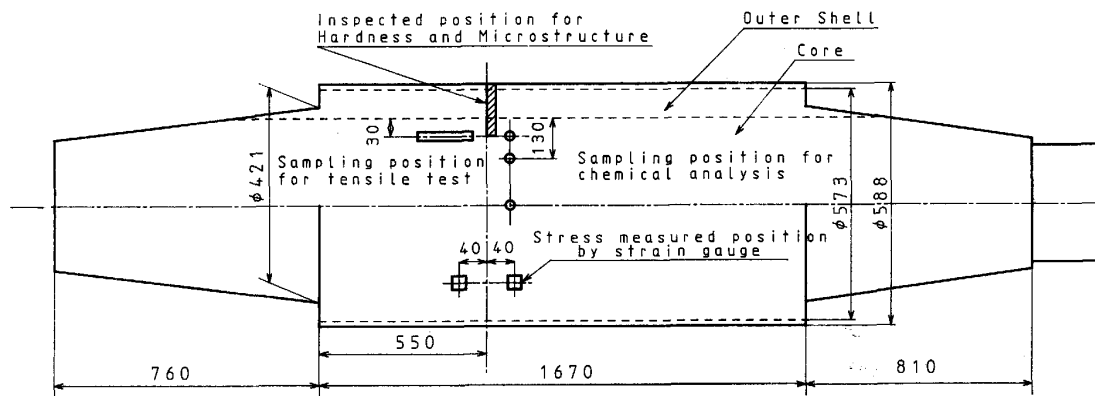


Fig. 3. Size of material and researched position of centrifugally cast High-Cr roll.

Table 3. Chemical composition of centrifugally cast High-Cr roll used in the research.

Sample No.	Sampling position	Chemical composition (wt %)								
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Mg
K7050	Outer shell	2.79	0.69	0.84	0.032	0.025	1.76	18.00	1.14	—
	Core	3.46	(3.00)	0.43	0.052	0.018	0.72	0.17	0.09	0.069
K7056	Outer shell	2.64	0.80	0.76	0.029	0.019	0.94	17.90	2.32	—
	Intermediate	1.62	0.70	0.78	0.035	0.017	0.19	0.03	0.01	—
	Core	3.55	(3.00)	0.38	0.059	0.013	0.77	0.18	0.06	0.070

*1: Chemical analysis of molten metal in the ladle (): Target value

め外殻または中間層と内殻の境界から 30 mm の位置で、軸方向に JIS-4 号引張試験片を採取し、引張強さを求めた。

3.2 実験結果

胴破断面での半径方向の硬さ測定結果を Fig. 5 に示す。外殻の高クロム材部分は、両ロールとも HRC 56～59 の範囲にあり、表面から内部への硬さ変化は非常に少ない。外殻に直接内殻を鋳造したロールの内殻部分の硬さは、HRC 38～39 であるのに対して、中間層を鋳造したロールの内殻部分の硬さは低く HRC 27 である。次に、両ロールの破断面におけるマクロ腐食の状況を Photo. 2 に示す。マクロ腐食面において、K 7050 ロールの外殻と内殻の境界が明瞭に認められるのに対して、K 7056 ロールの外殻と中間層の境界は、滑らかに推移

している。しかしこのロールの中間層と内殻の境界には白く幅を持った特異な組織が観察される。顕微鏡組織観察結果では、両ロールとも外殻高クロム材部分での偏析や表面から内部への組織の粗大化は認められなかった。境界部の組織では、K 7050 の外殻と内殻の境界にマクロ腐食面でも観察されたように、炭化物が直線的に多く集合し、急激な組織変化を示している。一方中間層を鋳造した K 7056 の外殻と中間層の境界は、連続的な組織変化を示している。一方中間層と内殻の境界において、マクロ腐食面で観察された白い幅を持った組織は、粗大な炭化物の偏析であることがわかった。内殻の組織については、両ロールとも黒鉛の球状化は、良好であるが、K 7050 は粗大炭化物が多く、一方 K 7056 は炭化物も少なく、一部黒鉛の周辺にフェライトが観察され、Fig. 5 に示した硬さ測定結果に対応した組織である。

各境界部の 45° 方向の圧縮試験結果を Table 4 に示す。外殻に直接内殻を鋳造した K 7050 の外殻と内殻の境界における圧縮破断強度は、平均で 1682 MPa に対して、K 7056 の外殻と中間層の境界は、平均で 1954 MPa であり約 16% 強い。一方 K 7056 の中間層と内殻の境界部は 1548 MPa であり、他の境界部の強度に比

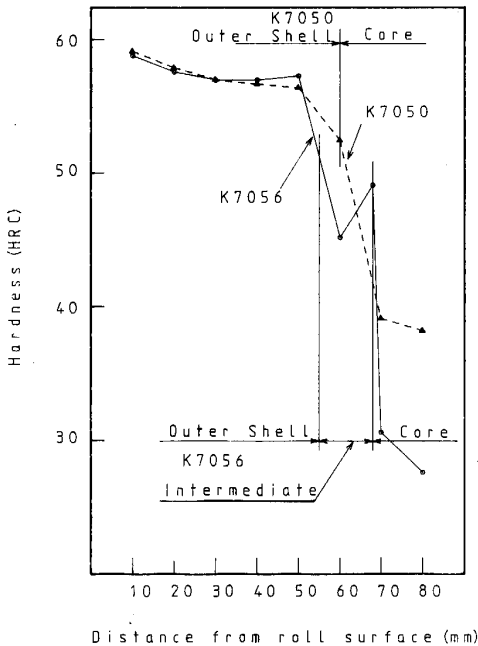


Fig. 5. Change of hardness at barrel section of centrifugally cast High-Cr roll.

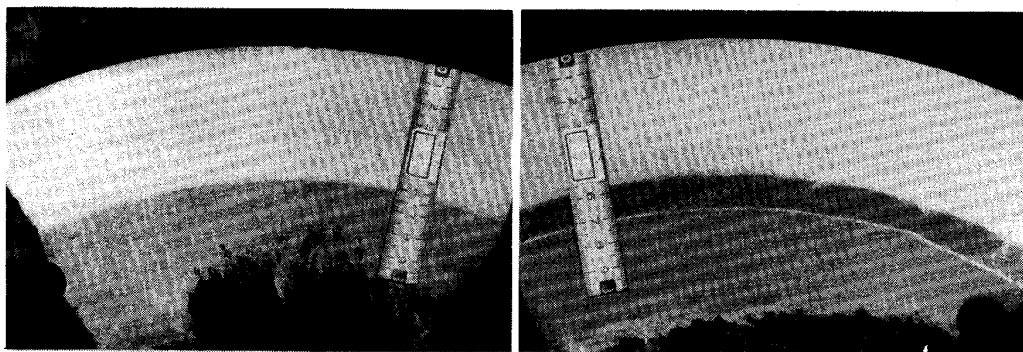
Table 4. Compressive breaking strength in the direction of 45° at melted bond zone (Outer shell-intermediate layer-inner core) of centrifugally cast High-Cr roll.

Sample No.	Position 1	Position 2	Position 3
K7050	1 660 MPa 1 704 MPa Av. 1 682 MPa		
K7056		1 947 MPa 1 929 MPa 1 985 MPa Av. 1 954 MPa	1 567 MPa 1 542 MPa 1 536 MPa Av. 1 548 MPa

Position 1 : Melted bond of outer shell and core

Position 2 : Melted bond of outer shell and intermediate layer

Position 3 : Melted bond of intermediate layer and core



K 7050 sectional view of barrel part

K 7056 sectional view of barrel part

Photo. 2. Macro-etching of barrel section of centrifugally cast High-Cr roll.

Table 5. Chemical analyzed result of S.G. cast iron core of centrifugally cast High-Cr roll (At 550 mm from the end part barrel of work side).

Sample No.	Sampling position	Chemical composition (wt %)								
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Mg
K7050	1	3.60	2.52	0.51	0.061	0.014	0.73	3.09	0.25	0.040
	2	3.45	2.52	0.47	0.055	0.021	0.76	2.50	0.23	0.049
	3	3.20	2.53	0.45	0.043	0.029	0.77	2.43	0.20	0.059
K7056	1	3.24	2.81	0.43	0.067	0.016	0.77	0.87	0.16	0.044
	2	3.42	2.73	0.44	0.075	0.014	0.72	0.95	0.17	0.045
	3	3.34	2.77	0.46	0.083	0.018	0.73	1.03	0.22	0.060

Table 6. Measurement result of residual stress of barrel surface in the axial direction.

Sample No.	Position	Value (MPa)	Average (MPa)
K7050	1	-196	-231
	2	-266	
K7056	1	-154	-156
	2	-158	

較してやや低い値であるが表面から深い位置であり、耐事故性の点で問題はない。

つぎに、内殻部の実体ロールにおける分析結果を Table 5 に示す。K 7050 では胴部の内殻で 2.43~3.09% Cr であるのに対し、中間層を鑄造した K 7056 では、0.87~1.03% Cr である。

胴部の境界から 30 mm の位置における内殻の引張試験の結果 K 7050 では、引張強さ 296~357 MPa であるのに対して、K 7056 では、457~471 MPa である。

また伸びも K 7050 が 0.17~0.24% に対して K 7056 は 0.34~0.39% と高い値を示した。

胴部破断時に歪みゲージ法によつて測定した胴表面の軸方向の残留応力を Table 6 に示す。K 7050 の残留応力は、圧縮応力平均値で 231 MPa、K 7056 は同じく 156 MPa であり、中間層を鑄造し内殻部が低 Cr% で、硬さの低い K 7056 の方が、かなり低い値となつた。

3.3 考察

最近のホットストリップミルの技術動向として、省エネルギーのためバー厚を厚くした強圧下圧延となり、また鋼板の形状制御圧延のために圧延トルクやベンディング負荷が過酷となつている¹⁷⁾¹⁸⁾。したがつて FW ロール用高クロムロールの内殻材は、強靱性のあるダクタイル鑄鉄とする必要が生じた。外殻を高クロム材とし、内殻をダクタイル鑄鉄とした複合ロールにおいて、外殻の剝離事故、胴部およびネック部の折損事故を防止するために、外殻と内殻の溶着部の強度の向上と内殻部およびネック部の強靱性向上が技術課題である。その対策として試作した 2 本のロールの調査結果について考察する。

まず外殻の高クロム材部分の表面から内部への硬さ変

化は、HRC 2~3 程度であり遠心鑄造の効果から非常に少ない。これは使用時の耐摩耗性や接触面圧による塑性流動対策として望ましい値である。

FW ロールの胴表面には、補強ロールとの接触面圧として 1 470~1 764 MPa の圧縮応力が作用し¹³⁾、廃却径近くとなつて外殻厚さが薄くなつた場合、外殻と内殻の境界で剝離事故が発生する。またロールの残留応力が大きい場合、使用時の熱応力と合わさつて、同様の外殻剝離事故や胴折損事故が発生する。そのため溶着部の圧縮破断強度を代表値として求めた結果、外殻高クロム材に内殻ダクタイル鑄鉄を直接溶着させた場合よりも、中間層としてアダマイト材を鑄造した場合の方が約 16% 強いことがわかつた。一方後者の中間層と内殻ダクタイル鑄鉄の境界部の強度が最も弱い、この原因は溶着部に多量の炭化物が偏析したためである。しかしこの境界部分は外殻と中間層との境界部分より更に 20 mm~30 mm 内部にあり、圧延により発生する応力も小さく強度的に十分安全率をもつた値である。つぎに実体ロール内殻部の分析結果では、外殻高クロム材に直接内殻を鑄造した場合、Cr 量が 2.43~3.09% まで増加しており、その結果顕微鏡組織でも粗大な炭化物が多くなり、引張強さも弱くなつた。一方中間層を鑄造した場合、内殻の Cr 量が 0.87~1.03% と低く、顕微鏡組織にも効果が認められ、強靱性の劣化はなかつた。これらの差を外殻高クロム材からの Cr の拡散量の面から考えてみると、両ロールとも外殻の内面で 13~19 mm の厚さが内殻溶湯または中間層溶湯で再溶解されている。この部分の Cr が K 7050 ロールでは内殻溶湯に拡散されて、高い Cr% の内殻となる。他方 K 7056 ロールでは、それが中間層部分に拡散されて、6~8% Cr の中間層を形成し、さらにこの中間層の内面が 15~16 mm 再溶解されて内殻へ拡散する。その結果上記のように内殻の Cr% が減少することになる。以上のように外殻高クロム材の遠心鑄造においては、内殻への Cr の拡散は避けられないが、外殻内面の再溶解量を最小にしつつ完全な溶着を維持すること、内殻溶湯の C、Si などの他の成分、および接種

条件を工夫して内殻やネック部の強靱性を向上させることが重要である。

ロール表面の残留応力も胴折損や外殻剝離事故防止に重要である。この実験の結果では、中間層を鋳造したロールにおいて、圧縮応力 156 MPa と低い値となつたのは前述の内殻部の成分、硬さおよび組織の差に原因するものと考えられる。

4. 使用結果

ホットストリップミル用 FW ロールは、圧延によつて胴表面には黒皮とよばれる酸化膜が生成し、また圧延材との接触による加熱と、ロール冷却水による冷却によつて微細なヒートクラックが発生する。そして黒皮の剝離とロール組織の一部の欠け落ちにより肌荒れを起こす場合がある。

4.1 高クロムロールの肌荒れ部の観察結果

高クロムロールの組織の使用後の表面近傍の断面の状況を Photo. 3 に示す。

黒皮は主に基地部に厚く付着しやすく (a) (c) 炭化物には表面に平行なクラックが生じ、表面からおよそ 30 μm まで塑性流動していることが観察される (b)。また粗大な初晶基地部では、表面に生成した黒皮が接触面圧により、内部に押し込められ基地で十分支持すること

ができず、黒皮下面では縦方向のき裂の発生が認められる (c)。

以上の現象と高クロムロール材の組織や硬さとの関係を考察すると次のようになる。

1) まず基地部に優先的に黒皮が付着するが、接触面圧により基地部が塑性変形 (降伏) する。

2) つぎに炭化物に微細なクラック (表面に平行) が発生するとともに黒皮下面にもクラックが発生する。

3) 引き続き基地と炭化物の大きい塑性流動が起こる。

4) その結果黒皮の剝離や表面部での組織の欠け落ちが生じる。

一方高クロムロールの組織中に残留オーステナイトがある場合は、圧延材からの熱影響によつて、変態を起こし黒皮と基地組織との界面が不安定な状態となり、黒皮剝離されやすくなるものと考えられる。したがつて高クロムロールの望ましい組織とすれば、初晶は小さく、さらに残留オーステナイトを極小にし、硬い二次炭化物および熱的に安定な焼もどしマルテンサイト組織となつたものが良い。そして材質の圧縮降伏強度を高くするため、炭化物を強固に支持するような基地組織を設定することが、上記の肌荒れ機構の推定から望ましい。以上の考察から本研究の結果による高クロムロール材の 1000°C 以上での不安定化熱処理による基地組織の改善および

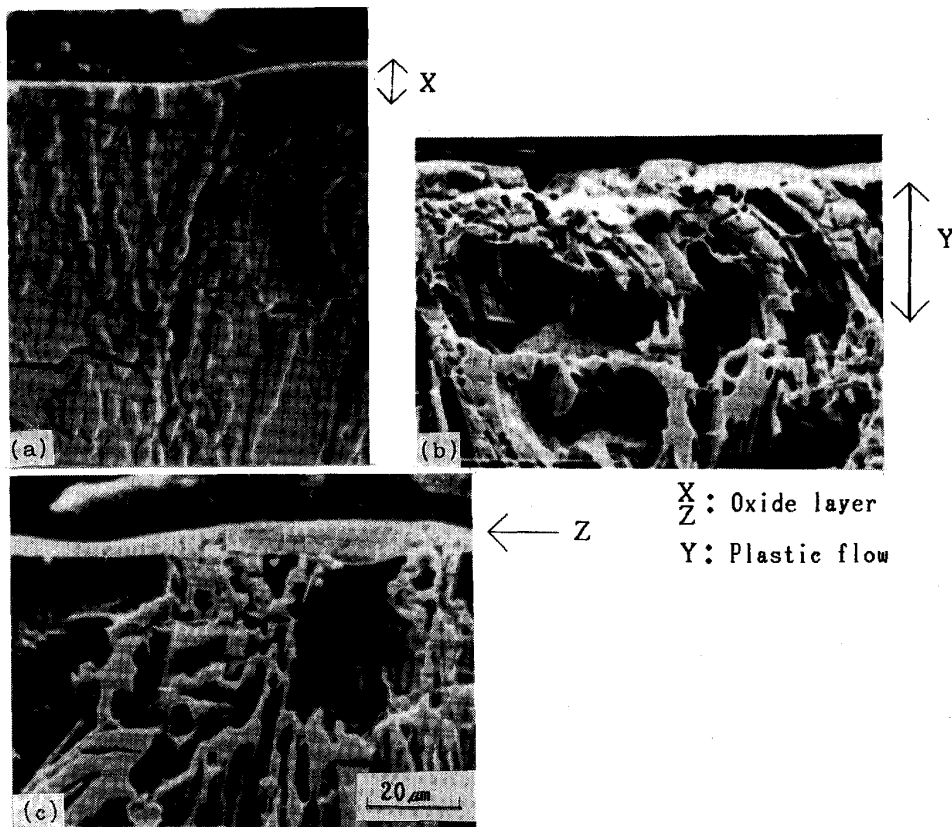


Photo. 3. Observation results by SEM at section of surface of High-Cr roll after rolling.

Table 7. Comparison of roll performance at entry stands of finishing mill.

t/mm	Stand 2		Stand 3	
	Hi-Cr	Adamite	Hi-Cr	Adamite
	3 145	2 037	3 597	2 043
Average surface evaluation code	1.70	1.87	1.73	1.86

C% と Cr% の調整により共晶炭化物を多くすることは、FW ロールの耐肌荒れ性向上に効果があると考えられる。高クロムロールの肌荒れ現象については、著者らの報告¹⁹⁾、野口らの報告⁹⁾、W. H. BETTS²⁰⁾ および W. PATT¹⁴⁾ の報告があるが基本的には大きな差はない。

以上の本研究の熱処理を実施した高クロムロールの使用結果の例を Table 7 に示す。その結果ロール寿命は、従来のアダマイトロールの 1.5~1.7 倍に伸び、耐肌荒れ性も平均では向上したが、肌荒れ評点 2.5 以上（肌荒れ程度が悪いもの）の発生比率が、絶対値では小さいがアダマイトロールより、やや悪い場合がある。つまり高クロムロールは、圧延条件に敏感であると考えねばならず、さらにロール材質の改善が必要である。また 3 章で述べた中間層鑄造方式の遠心力鑄造法を採用することにより、外殻と内殻の境界の強度向上、内殻材質の強靱性向上および残留応力低減と管理により、外殻剝離や折損事故の発生はなく、安定した使用が可能となった。

5. 結 言

ホットストリップミル用 FW ロールにおいて 2.8% C, 18% Cr 系の高クロムロールの耐肌荒れ性向上のための熱処理法および耐事故性向上のための遠心鑄造法の研究を行った結果、次のようなことが判明した。

1) 800°C~1100°C での熱処理においては、1000°C 以上でオーステナイトの不安定化熱処理をすれば、基地中に比較的大きな二次炭化物の析出と基地のマルテンサイト化が起こり、高い硬さが得られる。

2) 外殻高クロム材に直接内殻としてダクタイル鑄鉄

を鑄造した場合に比較して、中間層としてアダマイト材を鑄造したロールの方が、境界組織が健全で、圧縮強度が高い。また内殻への Cr の拡散量も少なく、内殻の引張強度もすぐれ、残留応力も小さかった。

3) 実際の圧延に適用した場合の高クロムロールの肌荒れ現象と上記熱処理法との関係を考察し、効果のあることを示した。

文 献

- 1) 木村和夫: 塑性と加工, 21 (1980), p. 202
- 2) 大貫 輝, 蓮香 要, 中島浩衛, 川並高雄: 塑性と加工, 25 (1984), p. 936
- 3) H. E. MULLER: Iron Steel Eng., 52 (1975) 10, p. 63
- 4) 森永 久, 吉井正孝, 貞広真二, 齊藤 実, 福田武幸: 製鉄研究 (1984) 313, p. 1
- 5) 笹田 臭, 寺内良二, 渡辺英一, 若子敦弘, 坦田 修, 藤田紀久, 杉田公義: 製鉄研究 (1981) 304, p. 4
- 6) 桑野正司, 大城桂作, 松田公扶: 鑄物, 55 (1983), p. 12
- 7) 沢木 章, 柿本久喜, 大城桂作, 平木道幸: 鑄物, 59 (1987), p. 402
- 8) F. MARATRAY and R. VSSEGLIO-NANOT: Climax Molybdenum S. A. (1970), p. 15
- 9) 野口 紘, 田中智夫, 川元孝一, 梅本純生: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 138
- 10) 大堀 學, 上田修三, 渡辺靖夫, 土屋 剛, 玉井敏行, 西村恵次: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 158
- 11) J. J. de BARBADILLO and C. J. TROZZI: Iron Steel Eng., 58 (1981) 1, p. 63
- 12) 中川義弘, 橋本 隆, 西田辰男, 片山博彰, 森川 長: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 162
- 13) 佐野義一, 杉村幸彦, 枝 徹也, 平田一雄: 日立評論, 67 (1985) 4, p. 35
- 14) W. PATT: AISE Annual Convention at Chicago (1978 年 9 月)
- 15) HUGHES and MONAGHAN: Fonderie Belge (1955) 10, p. 177
- 16) 本田順太郎, 中村史朗, 福田昌弘, 中川義弘, 加藤正幸, 橋本 隆: 鑄物, 54 (1982), p. 44
- 17) 福井嘉吉, 中西恒夫, 杉山徳治, 西村貞夫: 日立評論, 65 (1983) 2, p. 7
- 18) 中島浩衛, 川本利治, 波多江誠亮, 大森舜二, 塚本顕彦, 日野裕之, 荒谷博史: 三菱重工技報, 21 (1984), p. 61
- 19) 橋本 隆, 片山博彰, 船越 淳, 瀬戸良登, 中川義弘, 中村史朗: クボタ技報, 7 (1982), p. 21
- 20) W. H. BETTS: Iron Steel Eng., 54 (1977) 1, p. 44