

遠心鑄造による熱延仕上ミル用高耐摩耗ロールの開発*

川崎製鉄技報
28 (1996) 2, 89-94

Development of Centrifugal Cast Roll with High Wear Resistance for Finishing Stands of Hot Strip Mills



市野 健司
Kenji Ichino
技術研究所 鋼管・鑄物研究部門



片岡 義弘
Yoshihiro Kataoka
技術研究所 厚板・条鋼研究部門(部長補)



湯田 浩二
Kouji Yuda
知多製造所 溶接管・鑄造部 主査(課長補)

要旨

高速度工具鋼に準じた高合金組成のロール材を遠心鑄造した場合に生じる炭化物の偏析防止法を検討するとともに、摩擦・摩耗特性を支配する冶金的因子を明らかにし、遠心鑄造製高耐摩耗ハイスロールを開発した。得られた結果は以下のとおりである。(1)炭化物の偏析は、溶湯との比重差に基づく初晶炭化物 VC の遠心分離によって発生する。(2)Nb 添加により、初晶炭化物が複合炭化物となり、その比重が増大して偏析が抑制される。(3)2 mass% C - 6 mass% V 組成のハイス材の耐摩耗性は、初晶として晶出した粒状の MC 型炭化物に支配される。(4)共晶炭化物の組成と量を最適化することにより耐摩耗性の向上と圧延荷重の低減効果が得られる。(5)以上の知見により開発した高 C - 高 V - Nb 組成のハイスロールにおいて、2.2 mass% C - 5 mass% V - 1.5 mass% Nb 組成のハイスロールを後段スタンドで使用した場合は従来の Ni グレン鑄鉄ロールの 4 ~ 5 倍の耐摩耗性を有すること、C, Cr および Mo を前記ロールより増量したハイスロールを前段スタンドに使用した場合は従来の高 Cr 鑄鉄ロールと同等の圧延荷重で、かつ、約 5 倍の耐摩耗性を有することが確認された。

Synopsis:

For the purpose of the development of a higher wear resistance roll produced by a centrifugal casting process, metallurgical studies were systematically carried out on relationships among alloying elements, casting conditions, microstructures and wear properties, using high-alloyed steels, such as a high speed tool steel. Results obtained are summarized, as follows: (1) The difference of the specific gravity between primary crystals and residual molten steel generates the segregation of VC to inner layer of a roll during centrifugal casting. (2) The addition of an appropriate amount of Nb makes the compound carbides of (V,Nb) C, which have the similar specific gravity to the residual molten steel. (3) The uniform distribution of MC type granular carbides has been achieved in the roll of the 2 mass% C - 6 mass% V - Nb type alloyed steel. (4) The increment of tough carbides enriched with C, Cr and Mo is effective to suppress an increase in rolling load and to improve a wear resistance. (5) The developed rolls have the wear resistance more than 4 times as high as conventional roll and have been satisfactorily used at the finishing stands of hot strip mills.

1 緒 言

近年、圧延製品の品質向上および効率的生産の追求から熱間圧延技術はめざましく進歩しており、より苛酷な使用に耐える優れた耐摩耗性、耐肌荒れ性および耐事故性を兼ね備えた長寿命ロールの開発が要望されるようになった。そこで、この要求に応える新しいロールとして、高速度工具鋼に準じた高合金組成の外層材を持つロール(いわゆるハイスロール)が開発され、その優れた耐摩耗性が確認されるとともに、熱間圧延用ロールとして広く使用されつつある。ハイスロールは、硬質な MC 型炭化物(主として V 炭化物)を基地

中に分散させて耐摩耗性を向上したロールであるが、遠心鑄造法では初晶として晶出する V 炭化物が溶湯との比重差によって遠心分離して偏析するため、製造が困難とされていた。このため、ハイスロールは主として連続鑄掛け肉盛法(CPC法)と呼ばれる特殊な方法により製造されてきたが^{1,2)}、遠心鑄造法に比べ生産性が劣り、製造コストが高くなるという欠点があった。

本研究では、経済的に有利な遠心鑄造法によるハイスロールの製造を可能とするため、炭化物の偏析機構を究明するとともに、摩擦・摩耗特性を支配する合金元素の影響と冶金的因子を明らかにした。この結果に基づき、炭化物の偏析が無く、かつ、圧延使用特性に極めて優れた高 C - 高 V - Nb 組成の遠心鑄造製ハイスロールを開発した。

* 平成 8 年 4 月 18 日原稿受付

Table 1 Chemical compositions (mass%)

C	Si	Mn	Ni	Co	Cr	Mo	V	Nb	W
1.0 ~3.7	0.2 ~1.0	0.2 ~1.0	0 ~3.0	0 ~6.0	3.6 ~20.0	2.0 ~15.0	3.1 ~8.6	0 ~2.5	0 ~11.1

2 実験方法

Table 1 に示す合金組成範囲で試験材を溶製し、所定の熱処理後、熱間すべり摩耗試験、SEM による摩耗表面の観察および炭化物の EDX 分析を行った。熱間すべり摩耗試験は、2 円盤の熱間すべり摩耗試験機³⁾を用い、被圧延材に相当する加熱片 (S 45 C) の温度を 1 073 K、すべり率を 3.9% または 14.2% とし、接触面圧 441 MPa の条件で行った。また、炭化物の偏析状況を確認するため、一部の成分系にて遠心鋳造リングを製造し、肉厚方向のミクロ組織の変化を観察した。

3 MC 型炭化物の偏析防止および耐摩耗性の向上

3.1 V 炭化物の偏析機構

2.5 mass% C - 6 mass% Cr - 5 mass% Mo - 5 mass% W - 6 mass% V 組成の高合金鋼を遠心鋳造した時に生じた炭化物の偏析の一例を Photo 1 に示す。内面側には初晶炭化物として晶出した粒状の V 炭化物が多量に偏析している。R. Kesri らの研究⁹⁾から示唆されるように、高 C - 高 V 組成の合金では、凝固初期に V 炭化物が初晶 (VC)、または共晶 ($\gamma + VC$) として晶出する。Table 2^{8,9)} に示すように、VC の比重は溶湯の比重より小さいため、比重の小さな初晶 VC が、Fig. 1 に示すように遠心分離されてリング材の内面側に偏析したと推察される。

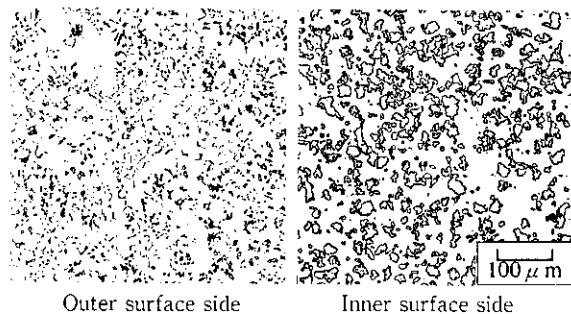


Photo 1 Typical example of segregation of carbide in a conventional centrifugal cast ring of 2.5 mass% C - 6 mass% Cr - 5 mass% Mo - 5 mass% W - 6 mass% V type alloyed steel

Table 2 Density of carbides and elements

Carbide	W ₂ C	WC	Mo ₂ C	NbC	VC	Fe ₃ C
Density	17.2	15.8	9.1	7.9	5.7	7.2

Element	W	Mo	Nb	Fe	Cr	V
Density	19.3	10.2	8.6	7.9	7.2	6.1

3.2 偏析防止方法

粒状の初晶 V 炭化物の遠心分離を抑制するには、V 炭化物の比重を大きくするとともに溶湯の比重をできるだけ小さくし、両者の比重差を低減することが有効と考え、Table 2 に示す各種炭化物⁸⁾および合金元素⁹⁾の比重を参考にして、(1) 比重の大きな MC 型炭化物形成元素 (Nb) の添加、(2) 溶湯の比重を高め VC の偏析を助長すると考えられる比重の大きな元素 (W, Mo) の制限を骨子とした溶解実験を行い、V 炭化物の形態および組成に及ぼす合金元素の影響を調べた^{7,8)}。一例として、2 mass% C - 6 mass% V - Cr - Mo 系の基本組成に W を添加した試料、および Nb を添加した試料の粒状の V 炭化物の組成分析結果を、Fig. 2 に示す。W 添加材の場合、W は V 炭化物中には少量しか検出されないが、Nb 添加材では、V と Nb および Mo が共存した複合炭化物 (MC 型炭化物) が晶出していることが判明した。すなわち、W 添加は、V 炭化物の組成をほとんど変えず、W の大半は V 炭化物が晶出した残りの溶湯に濃化して溶湯比重を増大させ、V 炭化物の遠心分離をより助長する方向に働く。一方、Nb 添加は、粒状の初晶炭化物を比重の大きな MC 型複合炭化物 ((V, Nb, Mo) 系炭化物) とするため、溶湯との比重差を減少させて V 炭化物の遠心分離の抑制に有効であることが判明した。

3.3 耐摩耗性におよぼす合金組成の影響

2 mass% C - 6 mass% V 系のハイス材を基本組成とし、合金成分を変化させた材料の熱間すべり摩耗試験の結果^{7,9)}を、Fig. 3 および

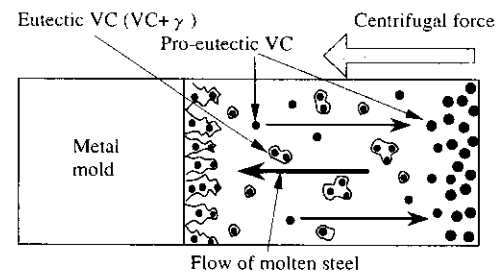


Fig. 1 Segregation mechanism of V carbide in inner layer of a high C-high V steel roll during centrifugal casting

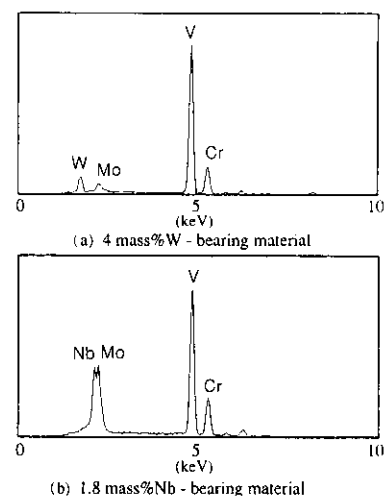


Fig. 2 EDX spectra of pro-eutectic MC type carbide (Basic composition : 2 mass% C - 7 mass% Cr - 2.5 mass% Mo - 6 mass% V)

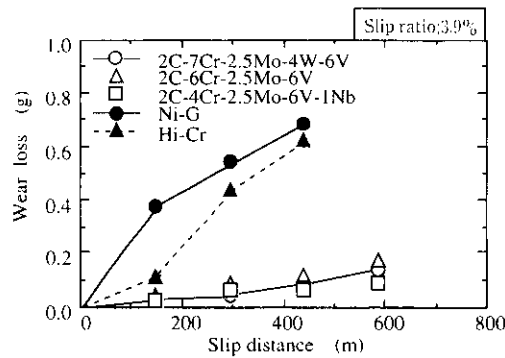


Fig. 3 Wear resistance of high C-high V type alloyed steels

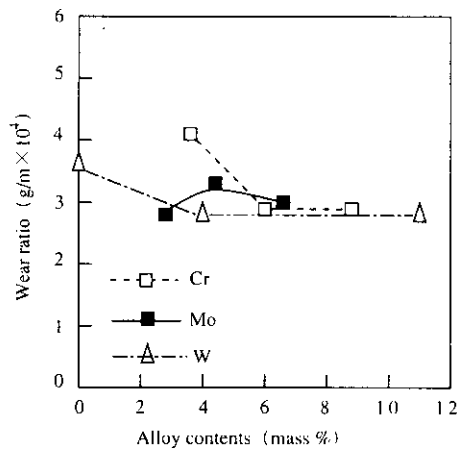


Fig. 4 Effects of alloying elements on wear resistance of 2 mass% C - 6 mass% V steel

4に示す。Fig. 3から、本検討材での耐摩耗性は、W添加の有無にかかわらず、従来のNiグレン鑄鉄材 (NiG) や高Cr鑄鉄材 (Hi-Cr) より著しく優れており、高速度工具鋼で重要な役割を担っているWは本検討ロール材の耐摩耗性向上にはほとんど寄与していないことがわかった。また、Fig. 4に示されるように、本検討材においてはCr, MoおよびCoを増量しても摩耗量はほとんど変化せず、耐摩耗性は粒状のMC型炭化物の存在によって一義的に支配されることが明らかになった。

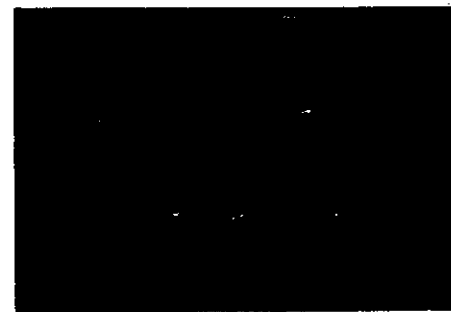
以上の結果から、MC型炭化物の偏析のない耐摩耗性に優れたハイスロールを遠心鑄造法で製造するには、高C-高V-Nb組成とすることが有効である¹⁰⁾ことが判明した。

4 前段ミル用高性能ハイスロールの開発

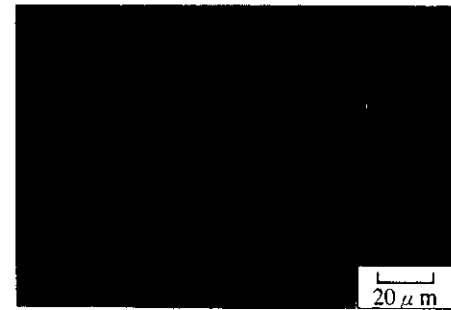
開発当初のハイスロールでは、熱延仕上げ前段ミルで使用した場合、従来の高Cr鑄鉄ロールに比べて圧延荷重が2～3割増大し、(1)ミルの圧下限界に近づき製品寸法が制限される、(2)製品寸法の設定条件が変化する、(3)製品表面のスケール疵を誘発する、などの不適合が生じた。このため、前段ミル用として、特に圧延荷重の増大を抑制する高性能ハイスロールの開発を行った。

4.1 ハイスロールでの圧延荷重増加機構と増加抑制

2 mass% C - 5 mass% V系ハイス材と高Cr鑄鉄の熱間すべり摩耗試験後の試験片表面の凹凸像をPhoto 2に示す。高Cr鑄鉄が共晶炭化物によるなだらかな隆起を持つ摩耗表面であるのに対し、ハイ



(a) 2mass%C-5mass%V type steel



(b) Hi-Cr iron

Photo 2 SEM images of wear surface of hot wear test disk

ス材では粒状のMC型炭化物が突起状に存在した凹凸のある摩耗表面を呈している。本観察結果から、ハイスロール使用時に生ずる圧延荷重の増大現象は、ロール表面の凹凸によって圧延材との摩擦力が増加するためと推察される。圧延荷重の増加が上述のロール表面の凹凸に起因すると考えた場合、圧延荷重の低減はロール摩耗表面の平滑化をはかることで可能になる。ロール摩耗表面の平滑化を実現する方法として、強靱な共晶炭化物の増量および基地の強化でMC型炭化物の間隙の摩耗を抑制することに着目し、前段ミル用高性能ハイスロールの開発を行った。

4.2 炭化物の量および組成の制御

5 mass% V - 1.5 mass% Nb系の組成でC, CrおよびMo量を変化させた試料の、炭化物量に及ぼす合金元素添加量の影響を整理して、Fig. 5に示す。C, CrおよびMoを増量することにより共晶炭化物量が増加し、これらの合金元素含有量を調整することによって炭化物量を制御することが可能である。また、耐摩耗性と炭化物量

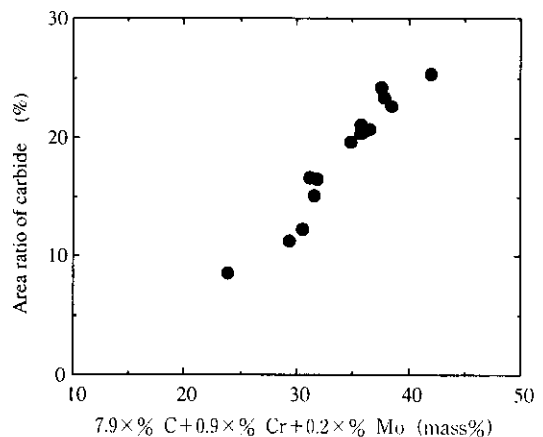


Fig. 5 Relationship between content of alloying element and area ratio of carbide

の関係を Fig. 6 に示す。炭化物量が增加するほど耐摩耗性が向上する傾向がみられる。ただし、2 mass% C - 5 mass% V - 1.5 mass% Nb - 6 mass% Cr - 2.5 mass% Mo の基本組成から、C の増量のみで炭化物を増量した場合は耐摩耗性が低下し、Cr の増量でさらに炭化物を増量しても耐摩耗性は向上しないため、炭化物量に応じて Mo を適量範囲で増量する必要がある。摩耗表面の損傷状況の一例を Photo 3 に示す。基本組成の試料、あるいは C の増量で炭化物を増加した試料では、多数の炭化物に亀裂が生成しているのに対し、C, Cr, Mo をバランス良く増量した試料では炭化物の亀裂がほとんど認められなくなっており、Cr, Mo の増量が炭化物の強化に有効であることが明らかになった。C, Cr および Mo の増量により炭化物量を増加した試料の、熱間すべり摩耗試験後の摩耗面の凹凸像を、Photo 4 に示す。強靱な共晶炭化物の増量で MC 型炭化物による凹凸が目立たなくなり、摩耗面が平滑になることが確認された。これ

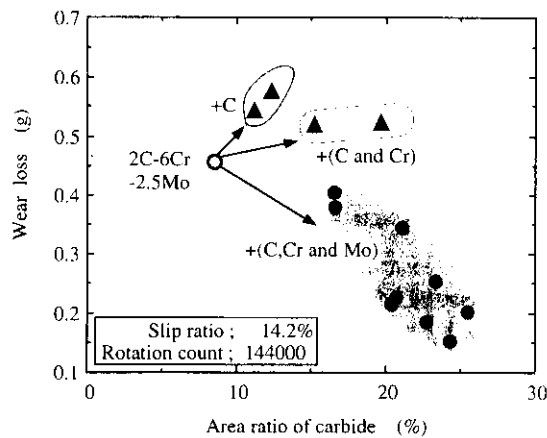
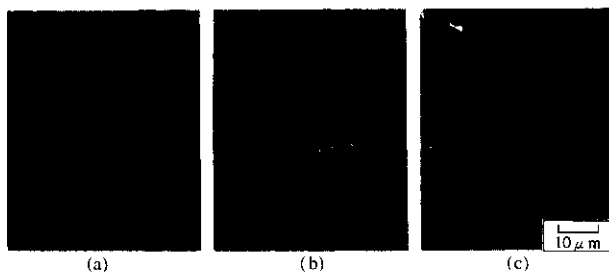


Fig. 6 Effect of area ratio of carbide on wear resistance



(a) Basic chemistry (2 mass% C - 6 mass% Cr - 2.5 mass% Mo - 5 mass% V - 1.5 mass% Nb)
(b) Increased in C content
(c) Increased in C, Cr and Mo contents

Photo 3 SEM images of wear surface of hot wear test disk

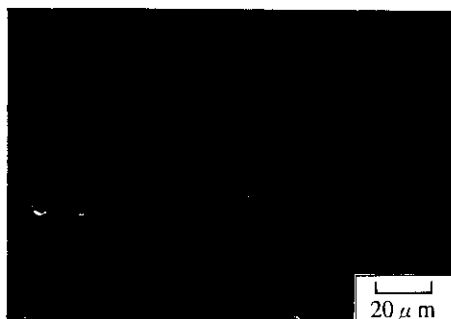


Photo 4 SEM image of disk surface of newly developed material after hot wear test

らの結果から、C, Cr, Mo をバランス良く増量すれば、Cr と Mo が濃縮した強靱な炭化物が増量し、摩耗面が平滑になるとともに耐摩耗性も向上することが判明した。

5 熱間圧延用ロールの製造と圧延使用特性

5.1 熱延仕上げミル用ワークロールの製造

前述した研究結果に基づき、熱延仕上げミル用ワークロールとして、2.2 mass% C - 5 mass% V - 1.5 mass% Nb 系のハイスロール^{2,11)} (HSS 1) と C, Cr および Mo を増量した圧延荷重低減型の高性能ハイスロール (HSS 2) を、遠心鑄造法で製造した。遠心鑄造による複合ロールの製造に当たっては、内層となる球状黒鉛鑄鉄を鑄込んだ際に、再溶解した外層材の Cr や Mo が混入して内層が脆化することを防止するため、外層と内層の間に中間層として黒鉛鋼を鑄込んで、3層構造とした。また、中間層の成分調整により凝固温度を適正化するとともに、凝固シミュレーション計算により各層の鑄込み条件を最適化した結果、各層が完全に金属結合し、境界部の引張強さも熱延用ロールとして十分な特性が確保された。

各ロールでの径方向の炭化物分布の一例を Photo 5 に示す。MC 型炭化物はいずれも粒状でありロール外表面側から内面側まで均一に分布している。また、共晶炭化物の分布も均一である。

次に、ロール径方向のショアー硬さの分布を Fig. 7 に示す。各ロールとも設定した使用層（外表面から 50 mm の間）の硬さは約 80 Hs とほぼ均一である。また、ロール外層材の疲労亀裂伝播速度を Fig. 8 に示すが、本開発の 2 タイプの遠心鑄造製ハイスロールは NiG 鑄鉄ロールよりも疲労亀裂伝播速度が小さく、亀裂伝播抵抗に優れている。

5.2 圧延使用特性

本開発ロールの圧延使用特性の一例として、当社熱延仕上げ後段ミルの F5 スタンドでの HSS 1 の使用結果を Fig. 9 に、熱延仕上げ前段ミルの F2 スタンドでの HSS 2 の使用結果を Fig. 10 に示す。HSS 1 の t/mm (ロール直径で 1 mm 消耗当りに圧延された鋼板の重量) は、NiG 鑄鉄ロールの 4 ~ 5 倍となり¹²⁾。また、HSS 2 で

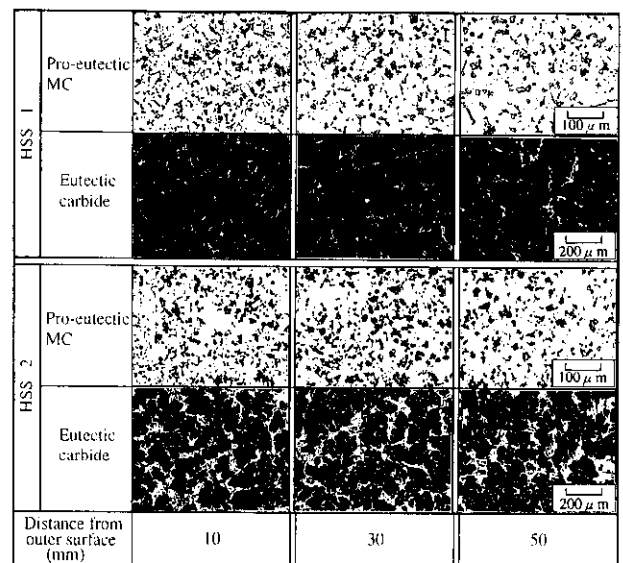


Photo 5 Micrographs of crystallized carbides in the diameter-direction of centrifugal cast HSS roll

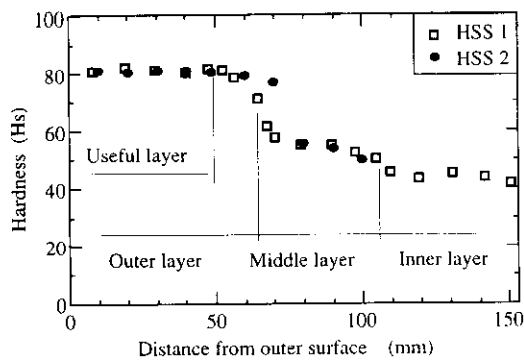


Fig. 7 Distribution of hardness of centrifugal cast HSS roll

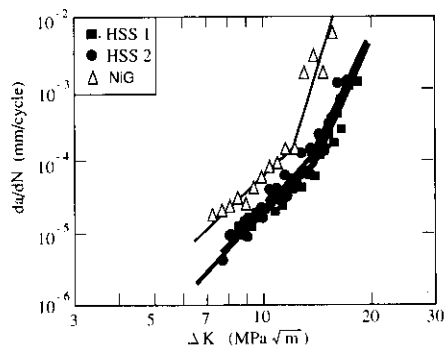


Fig. 8 Fatigue crack growth curves of roll materials

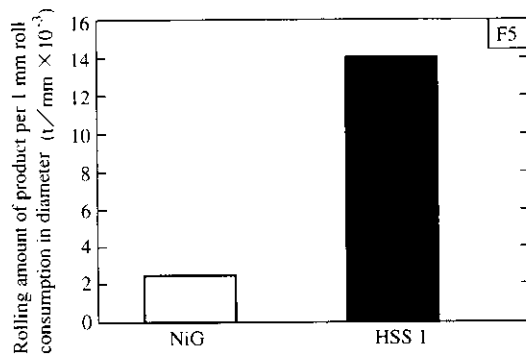


Fig. 9 Result of actual use at F5 stand in the works (Comparison of wear resistance)

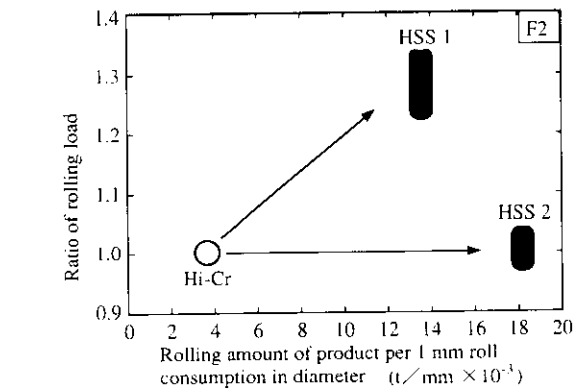
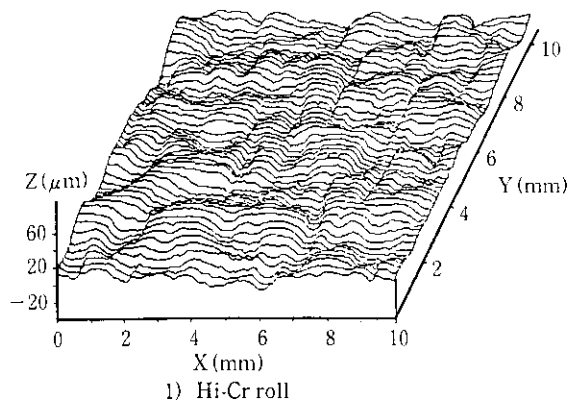


Fig. 10 Result of actual use at F2 stand in the works (Comparison of wear resistance and rolling load)

は、圧延荷重が高Cr鋳鉄ロールと同等にまで低減し、しかも、 t/mm は高Cr鋳鉄ロールの約5倍と優れたロール特性を有することが確認された。F2スタンドで低炭素鋼を約1300t圧延した後の、ロール表面の3次元粗度測定結果をFig. 11に示す。高Cr鋳鉄ロールでは、肌荒れによってロール表面に著しい凹凸が形成され、これ以上の連続使用は困難であったが、HSS 2では、ロール表面の損傷がほとんど無く、さらに数千tレベルの連続再使用が可能である。

上記のように、本開発ロールは、優れた耐摩耗性と耐肌荒れ性を有することから、熱延ミルでのロール原単位を低減するとともに、ロールの長寿命化に伴うロールショップの合理化、およびロール替え頻度の減少によるミル稼働率の向上に大きく寄与している。

6 結 言

耐摩耗性に著しく優れた高C-高V組成の遠心鋳造製ハイスロールの開発を目的に、遠心分離による炭化物の偏析防止法および摩擦・摩耗特性を支配する冶金的因子を検討し、以下のことを明らかにした。

- (1) 炭化物の偏析は、溶湯より比重の小さな初晶V炭化物が遠心分離することによって発生する。
- (2) Nb添加により、初晶炭化物は比重の比較的大きな(V, Nb,

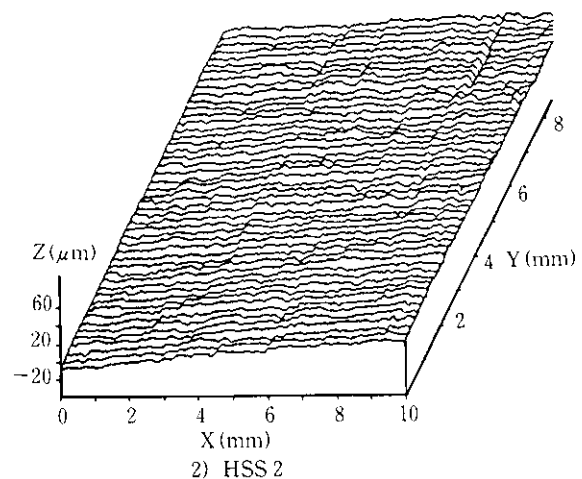


Fig. 11 Surface roughness of roll after hot rolling

Mo)C系の複合炭化物(MC型炭化物)となる。

- (3) 2 mass%C - 6 mass%V 組成のハイス材の耐摩耗性は、初品として晶出した粒状のMC型炭化物に支配され、他の合金元素の含有量にはほとんど依存しない。
- (4) V, Nb量を一定とし、C, CrおよびMoを増量することにより、共晶炭化物が増量するとともに強化され、耐摩耗性の向上およびロール表面の平滑化による圧延荷重の増大抑制効果がもたらされる。

- (5) 以上の知見に基づき、V炭化物の偏析を防止した高C - 高V - Nb組成の遠心鋳造製ハイスロールを製造した。実圧延において、2.2 mass%C - 5 mass%V - 1.5 mass%Nb系のハイスロールは従来のNiグレン铸铁ロールの4～5倍の耐摩耗性を有すること、C, CrおよびMoの増量で強靱な共晶炭化物量を増加した圧延荷重低減型ハイスロールは、従来の高Cr铸铁ロールと同等の圧延荷重で、かつ、約5倍の耐摩耗性を有することが確認された。

参 考 文 献

- 1) 佐野義一, 村上文男, 大島昌彦, 服部敏幸, 大畑拓巳: 日立金属技報, 4(1988), 91
- 2) 橋本光生, 大友清司, 吉田幸一郎, 倉橋隆郎: 製鉄研究, 358(1990), 62
- 3) 野口 紘, 渡辺靖夫: 川崎製鉄技報, 19(1987)3, 195
- 4) R. Kesri and M. Durand-Charre: *Mater. Sci. Tech.*, 4(1988), 692
- 5) 日本鉄鋼協会: 「鉄鋼便覧第1巻基礎」, (1981), 438, [丸善]
- 6) 日本金属学会: 「金属データブック」, (1984), 9, [丸善]
- 7) 片岡義弘, 天野虔一, 上田修三, 宮井直道, 新中博昌: 金属学会会報, 32(1993)4, 510
- 8) 小関智也, 片岡義弘, 澤 義孝, 市野健司, 天野虔一, 宮井直道: 「圧延ロール研究部会報告書」, (1995), 69 [日本鉄鋼協会]
- 9) 片岡義弘, 上田修三: *CAMP-ISIJ*, 6(1993)2, 509
- 10) 片岡義弘, 天野虔一, 金成昌平, 湯田浩二, 宮井直道, 新中博昌: *CAMP-ISIJ*, 6(1993)2, 510
- 11) 湯田浩二, 宮井直道, 新中博昌, 片岡義弘, 金成昌平, 佐藤隆三: *CAMP-ISIJ*, 6(1993)2, 511
- 12) 後藤 太, 足立明夫, 上村正樹, 片岡義弘, 湯田浩二: *CAMP-ISIJ*, 6(1993)2, 1372