

技術論文

棒鋼・線材の粗圧延用新CPC特殊鋼ロールの特性について

Characteristics of New CPC Special Steel Work Roll for Roughing mill of Steel Bar and Wire Rod Rolling.



技術開発センター室長

姜 孝京

Hyo-Gyoung Kang

技術開発センター係長

園田 晃大

Akio Sonoda

技術開発センター主任

木村 健治

Kenji Kimura

技術開発センター長

永谷 英昭

Hideaki Nagatani

要 旨

棒鋼・線材工場の粗圧延用ハイスロールにおける問題点を解決するため、最適合金成分の設計、CPCロール製造時の冷却制御、及び特殊熱処理を組み合わせた新しい製造法を適用することにより、強靱で耐肌荒れ性や耐摩耗性に優れた粗圧延用の特殊鋼ロールを開発した。本研究では、新開発ロールの材質特性について紹介する。新しく開発したロールを前段の粗圧延へ適用した結果、既存のアダマイトロールに比べ、3.2倍以上の耐用の改善が得られた。この新しい特殊鋼ロールは、お客様各位でのご使用に際して圧延製品の品質が向上できること、圧延作業を高効率化して製造コストを削減できること、あるいは高圧下率で高速の連続圧延が可能であることなど多くのメリットを提供することが期待される。

Synopsis:

To solve the problem in applying the conventional high-speed steel roll for roughing mill of steel bar and wire rod rolling, the new manufacturing method that combines the optimum alloy design, controls cooling technology in CPC process, and special heat treatment technology was applied. The special steel roll, which has high toughness, high wears resistance, and good surface roughening resistance, was developed by the new manufacturing method. In this paper, material characteristics of the new developed roll were introduced. As a result of performance evaluation in front stand of roughing mill, the typical roll performance of new developed rolls was 3.2 times higher than that of the conventional adamite rolls. The new developed rolls can offer many merits such as the quality improvement of rolling product, cost saving through efficiency enhancement of the rolling operation, and the high-speed continuous rolling under high-reduction.

1. 緒言

棒鋼、線材の熱間圧延において、特に粗圧延用ロールは、圧延速度が非常に遅くかつ高温で高面圧の高負荷条件下で使用されるため、肌荒れ性や熱き裂の伝ばによる剥離などが問題になっている。粗圧延用ロールには、遠心鑄造法で製造されたダクタイル鑄鉄やアダマイトロールが多く使われているが、これらは損耗が早い、ロールの交換頻度が多く、芯材(母材)の強度が低い、圧下率が大きい場合には適用が困難になる。最近、地球レベルの環境問題や省エネルギーの面からも、圧延の高効率化による製造コストの削減、あるいは大圧下で高速の連続圧延が指向されるなど、客先からの要求がますます高まっている。

延性に富むクロムモリブデン鋼材を内層材として耐摩耗性が優れたハイスを外層材にした当社のCPC(Continuous Pouring process for Cladding)ハイスロールは、国内外の棒鋼・線材工場における中間及び仕上げ圧延に広く適用されている。しかし、ハイス材を粗圧延のロールとして適用する場合、高温の圧延鋼材と比較的長い時間接触するため熱伝導によりロールの内部まで温度が上昇し、また水による冷却がロールの回転ごとに繰り返されることによりロール表面に深いき裂が生じ、これを起点としてロール表面が損傷し、場合によっては損傷部分の一部が剥離し、寿命に達する場合もある。特に、既存のハイス材は耐摩耗性や耐肌荒れ性が優れる反面、破壊靱性値(K_{1c})が低い、繰

り返し使用によりロール改削時残存した円周方向状に発生したまき裂が深さ方向に進展し、せん断破壊が発生することがある。そこで、本研究では、既存のハイス材の問題点を解決するため、最適合金成分の設計、CPC時の制御冷却、特殊熱処理法を組み合わせた新しい製造法を適用し、高い強靭性をもち耐肌荒れ性や耐摩耗性を両立可能な粗圧延用特殊鋼ロールを開発した。また、実ロールの使用条件に合わせた破壊力学の面からの検討も行い、ミクロ組織と実機評価結果の相関性を調査した。本稿では、それらの試験結果と考察について述べ、合わせて当社が今回開発した新しい特殊鋼ロールを実機に適用した結果についても紹介する。

2. 実験方法

2.1 供試材及び試験方法

供試材は、ハイス材について一般の4元状態図¹⁾を基本にC、V、Cr、Mo、W、Coの添加元素の調整を行い、MC及びM₂C炭化物量を変化させた2種類(以下、合金A、合金Bと記す)について合金の成分設計を行った。銑鉄、軟鋼、各種合金鉄などの原材料を用い、Arガス雰囲気の高周波誘導炉で溶解した。 castingサンプル用モールドの選定のため、予め実際のCPCによるロール製造時の冷却速度制御により金属組織と冷却速度との関係を調査した。冷却速度をCPCの場合と同様にするため、特殊金型モールドを利用して castingした。また、比較のため遠心 casting法による製造の凝固速度に近いサンプルを得るため、砂型モールドを用いて castingサンプルを作製した。Table 1には開発材の合金成分を使用モールド別に区別した表を示す。試験片は850℃で12hrs焼きなましを行い、当社の特殊熱処理法を用いてγ化処理後に焼入れ処理を行った。2次硬化熱処理や焼戻し処理の温度・時間及び冷却パターンを制御することで所定の目標硬さの試験片を作成した。光学顕微鏡による組織観察及びX線回折法によって、供試材の金属組織を識別し、画像解析法によりγ 2次デンドライトアーム間隔(以下DASと記す)、各炭化物の大きさ及び分布の違いを調査した。常温での硬さは試験片(25×25×20mmt)を用い、マイクロビッカース硬さ計を用いて荷重20kgで負荷時間15秒の条件で測定を行った。また、高温マイクロビッカース硬さ試験機を用いて、室温から700℃までの範囲にわたって測定を行った。引

Table 1 Chemical composition and denoted method for title of test specimens

Developed alloy	Composition	Casting mold	Name of Specimens
A	C-7.5V- others	Sand	AS
		Metal	AM
B	C-6V- others	Sand	BS
		Metal	BM

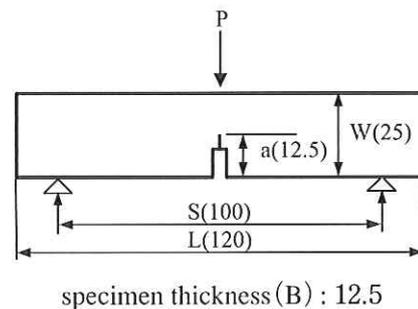
張試験はJIS-4号試験片を用いて万能試験機で常温と500℃の温度条件で行った。破壊靭性値の測定はFig.1の試験片をFig.2の試験装置を用いて、ASTM-E813-81に基づいて行った。破壊靭性値(K_{1c})は、下記の式(1)により計算した。

$$K_{1c} = \sigma_0 \sqrt{\pi a} F(a/W) \text{ ----- (1)}$$

ここで、 $\sigma_0 = 3SP/2BW^2$ 、 $a/W = x$ とおくと

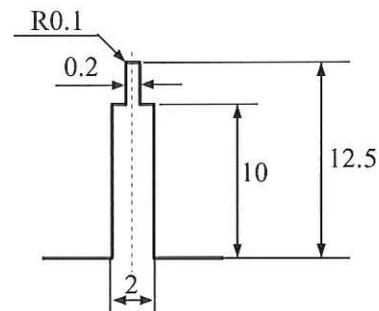
$$F(x) = A_0 + A_1x + A_2x^2 + A_3x^3 + A_4x^4$$

(S/W=4の場合、 $A_0 = 1.090$, $A_1 = -1.735$, $A_2 = 8.20$, $A_3 = -14.18$, $A_4 = 14.57$)



specimen thickness (B) : 12.5

(a) 3-point bending test piece



(b) details of notched department

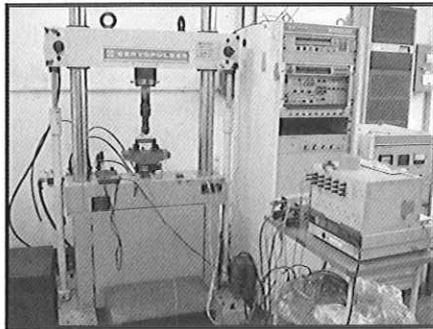
Fig. 1 Dimensions of specimen for measurement of the fracture toughness value and fatigue crack propagation

2.2 物性比較テスト

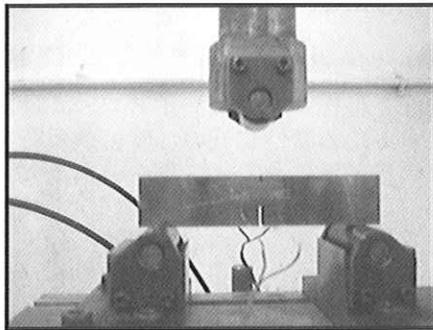
AM材及びBM材について、実機レベルでの使用環境に応じた高温酸化性、熱衝撃特性、熱間摩耗特性、き裂伝ば特性の比較テストを行った。

高温酸化試験は、試験片(25×12.5×12.5mmt)をアセトンで超音波洗浄・乾燥した後、その質量を測定し酸化試験に供した。酸化試験は大気中の電気炉に、900℃で12hrs、900℃で24hrsそれぞれ維持した後アルミナ坩堝を用いて冷却を行った。酸化試験後の試験片と捕集したスケールの質量を測定し、酸化増量(g/m²・hr)を算出した。

熱衝撃特性は試験材(25×12.5×12.5mmt)を試験前に浸透探傷試験法(PT検査)により熱き裂の有無を事前確認し、所定テスト温度(500~800℃)に保



(a)



(b)

Fig. 2 Facility(a) for fatigue crack propagation test and the test spectacle(b)

持した大気中の電気炉に投入し5分間保持した後、予め準備した水槽(500mlの容器中、水温 $25^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$)の中へ投入する水中焼入れ方式により行った。

熱間摩耗試験は当社が開発した熱間焼き付き・摩耗試験機²⁾を用いてFig.3の試験条件でそれぞれ行った。

疲労き裂伝ば実験はFig.1の3点曲げ試験片を用いた。なお、切欠き先端部はワイヤーカット法を用いて半径0.1 mmに加工した。き裂の伝ば特性は、試験片の両側の切欠き前方にクラック・ゲージを貼りき裂長さの変化を測定した。応力比R (P_{\min}/P_{\max}) = 0.3の片振り条件のもとで8.33Hz

(500cpm)の交番曲げモーメントを負荷した。き裂の成長速度であるき裂伝ば速度 da/dN を応力拡大係数幅 ΔK_I との関係で整理した。さらに、疲労き裂から不安定破壊へ移行するときの疲労き裂破壊靱性 K_{Icf} を直線近似することにより伝ば速度の目安になるm値を求めた。

3. 実験結果及び考察

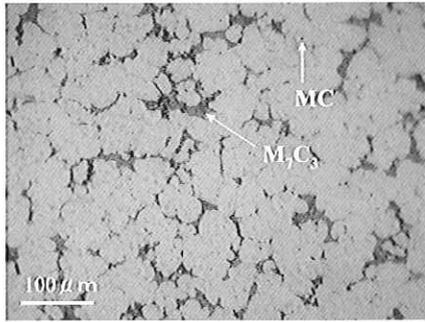
3.1 開発材の基礎的性質

3.1.1 ミクロ組織の制御

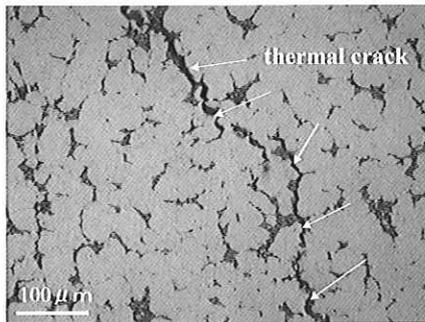
従来のハイスロールに対して圧延後のロール表面を観察した結果から、まず、 M_2C 及び M_7C_3 の共晶炭化物が多量に晶出される成分系の場合、Fig.4に示すように熱衝撃による熱き裂はネット状に晶出した炭化物を優先的に伝ばする。この結果は、山本ら³⁾の曲げテストによるき裂伝ば過程の調査結果ともよく一致する。例えば、共晶炭化物を欠陥として見なした場合、疲労限度は基地の硬さが同一の場合は欠陥の面積が小さいほど高いと知られており、炭化物や欠陥を微細にすることはき裂伝ば特性や疲労限度を向上させるのに効果的である。そこで本研究では、Table 1に示したように合金組成の調整及び凝固時の冷却速度を制御させ初晶・共晶炭化物の分布やDASの大きさが異なる4種の試験材を作製した。合金組成は、まずMC炭化物が粒状でかつ微細に分布されるように、C%、V%の調整及びTi添加によりさらに微細化や球状化を図った。Cr%、Mo%、W%を調整し、 M_2C の炭化物の量も調整を行った。Fig.5に光学顕微鏡による代表的な組織観察結果を、Table 2には画像解析による各ミクロ組織の定量化した結果を示す。比較のために、藤田ら⁴⁾の2.2%C-6%V-5%Cr-5%Mo-5%W-5%Coハイス材の結果を合わせて示す。A合金、B合金共に微細な粒状のMC炭化物が主であり、板状(もしくは層状)の M_2C 炭化物が部分的に晶出されている。DAS、MC及び M_2C 炭化物共に大きさは初晶・共晶区間の冷却速度が早いほど小さい傾向を示した。一般に casting 材の機械的性質は凝固時に晶出するデンドライトが小さいほど良好であり、圧

Counterpart material	S45C	
Size of counterpart piece	$\Phi 100 \times \Phi 35 \times 15\text{mmt}$	
Rolling velocity	500rpm (600°C)、100rpm (800°C)	
Temperature of counterpart material	600°C、800°C	
Size of test piece	$\Phi 80 \times \Phi 35 \times 10\text{mmt}$	
Load	10kg	
Sliding ratio	5%	
Test time	2hrs (600°C)、15min (800°C)	
Cooling rate	Water cooling (700~800cc)	

Fig. 3 Experimental conditions of wet rolling-sliding hot wear tests and experiment apparatus



(a) before thermal shock test



(b) after thermal shock test

Fig. 4 Typical microstructures of conventional HSS alloy and result of thermal shock test

延ロール表面の粗さとも直接に関係すると報告されている⁵⁾。開発材のA合金とB合金は共に M_2C 炭化物の量及びサイズが成分調整や冷却速度により制御可能であることを確認した。特に、MC及び M_2C 炭化物の大きさは化学組成よりも冷却速度に大きく依存すると確認された。実際、CPC法によりロールを製造する場合は、今回のレベルのマイクロ組織を確保するため、冷却速度の制御、母材の予熱方式の改善、母材酸化防止コーティング方法の適正化、特殊金型モールドの形状・冷却水量・水圧の制御、母材の引抜き速度の制御、溶湯攪拌処理法の適正化、Tiの添加方法、特殊熱処理法の適用など一連の複合工程の組み合わせが必要になる。

3.1.2 脆性破壊特性

耐摩耗性を重視した従来ハイスロールは、耐摩耗性を重視するため靱性が低い、特に熱負荷や圧延負荷が厳しい粗圧延に適用する場合、あるき裂深さ以上の範囲（応力拡大係数 K_I ）を超えて使用すると、破断に至る傾向がある。特に使用後、繰返し改削を行い再使用する場合、残存き裂の深さに対する情報が得られない状況で使用する場合、剥離や破断事故が発生する恐れがある。破壊靱性値は直接設計に用いることができる材料の耐脆性破壊性の評価値である。実際ロールにかかる合成応力（熱応力、圧延荷重による曲げ応力、残留応力）から求めた応力拡大係数(K_I)と破壊靱性値(K_{Ic})を比較することによ

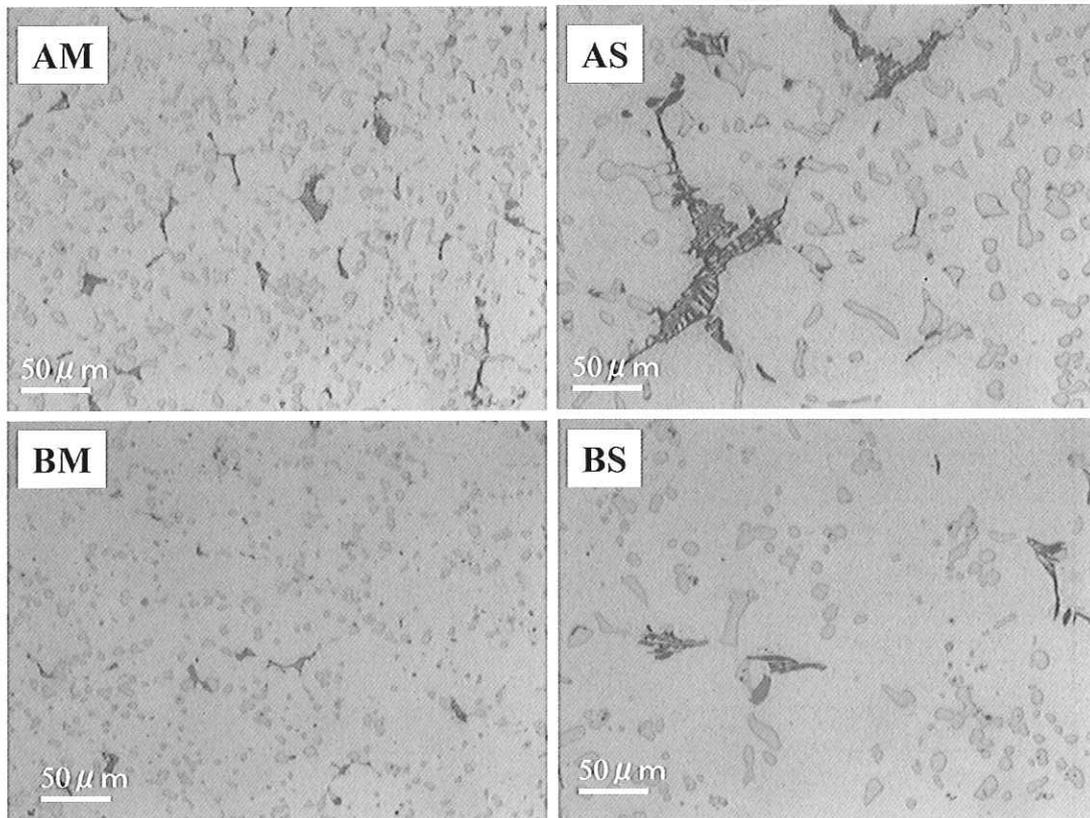


Fig. 5 Typical optical microstructures of developed alloy

Table 2 Image analysis results of the microstructures

Specimens	Carbide vol. (%)			Carbide density (1/mm ²)			Size of grain and carbide (μm)		
	MC	M ₂ C	Total	MC	M ₂ C	Total	2-DAS*	MC	M ₂ C
Fujita et al.	5.0	17.0	22.0	—	—	—	—	—	—
AM	18.5	1.8	20.3	6268.0	147.0	6415.0	28.2	6.0	12.4
AS	13.3	3.8	17.1	1580.0	13.0	1593.0	97.3	11.8	65.0
BM	10.4	1.1	11.5	3737.0	143.0	3880.0	35.5	6.3	11.6
BS	9.9	1.8	11.7	1163.0	27.0	1190.0	83.9	9.8	31.7

* 2-DAS means secondary dendrite arm spacing

り、脆性破壊に対する検討が可能になる。Fig.6に脆性破壊に対する解析の一例を示す。合成応力は実際のロール負荷条件から曲げ応力を計算し、その曲げ応力の3倍とした。応力拡大係数(K_I)は、式(2)で表現できる

$$K = \alpha \sigma \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2)$$

但しαは形状係数：1.12、σ：負荷応力、a：き裂深さである。

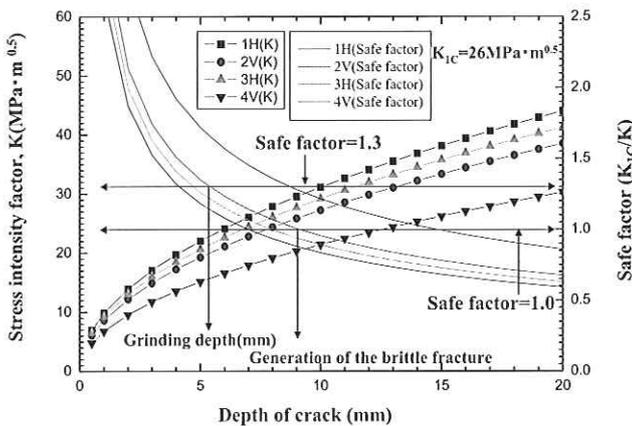


Fig. 6 Relationship between stress intensity factor and crack depth showing generation property of brittle fracture in conventional HSS

図から分かるように各スタンド(1H~4V)ロールにき裂が深く進展することにより応力拡大係数(K_I)は、線状に増しており、従来2Vのハイスロールにおける破壊靱性値(K_{Ic})レベルの26MPa·m^{1/2}を超える範囲(安全係数1.0)であるき裂深さ9mmでは瞬時に破壊することになる。この結果は、実際圧延工場で行っている安全係数1.3でのき裂深さの管理や改削量5mmという情報から、この解析結果はよく一致している。一方、ロール材質の破壊靱性値(K_{Ic})をダクタイル鋳鉄やアダマイト鋳鉄のレベル、すなわちK_{Ic} = 35MPa·m^{1/2}へ改善させた場合の脆性破壊に対する解析の一例をFig.7に示す。Fig.6と同様に2Vロールの結果を見ると、改削管理基準である安全係数

1.3の場合、10mm程度のき裂深さまで安全に使用できることになる。また、脆性破壊に達するき裂の深さは17mm程度になりFig.6の結果と比較すると約2倍改善効果がある。従って、この解析結果からも明らかに、ロールを安全側で使用し、さらに寿命の延長や交換頻度を減らすためにも基本的にはまず破壊靱性値を改善させることが非常に重要な材料開発の必須条件の一つになると考えられる。

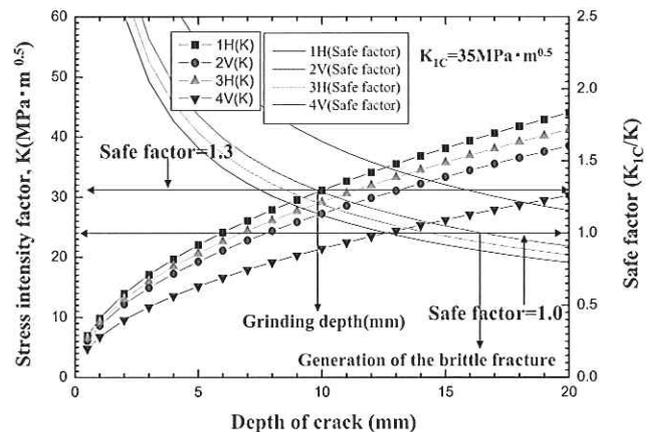


Fig. 7 Relationship between stress intensity factor and crack depth showing generation property of brittle fracture in developed alloy

3.1.3 基礎物性

CPCによるロール製造方法で製造した実ロールのDASの大きさや凝固速度の測定結果から、今回金型鋳造材の結果はCPC鋳造材の冷却速度範囲内であることが確認できた。ここでは、成分調整によりMC及びM₂C炭化物の分布が違うAM材とBM材の物性比較を行った。Table 3に評価結果を示す。特に、BM材の破壊靱性値はダクタイルレベルの非常に高い値を示し、粗ロールへの適用が可能であると判断される。AM材は既存のハイスに比べて破壊靱性値が高く、粒状のMC炭化物が多く分布していることから耐摩耗性が要求される仕上げロールに適していると思われる。圧延用ワークロールにおいては圧延荷重による曲げ応力が負荷され、また熱間圧延では高温

Table 3 Tensile properties and fracture toughness of specimens

Alloy	Temp. (°C)	E (GPa)	P.R.	T.S. (MPa)	Y.S. (MPa)	El. (%)	F.T. (K _{IC})
Conv. HSS	R.T.	238	0.249	865	-	-	26
	500	-	-	834	-	-	-
AM	R.T.	225	0.291	760	-	-	28
	500	-	-	730	-	-	-
BM	R.T.	222	0.269	969	-	-	41
	500	-	-	866	731	0.2	-

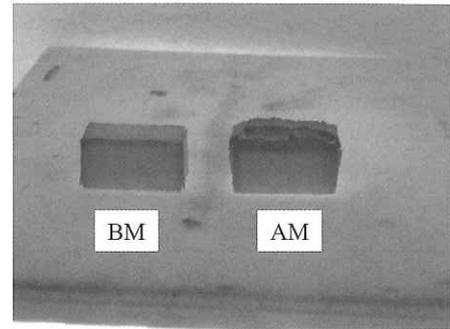
Notes E.: Young's Modulus, P.R.: Poisson Ratio, T.S.: Tensile Strength, Y.S.: Yield Strength, El.: Elongation, F.T.: Fracture Toughness

の圧延鋼材との接触による加熱及びロール冷却による温度変化に伴う熱応力が加わるため、高い引張強さを有する材料が望まれる。BM材の引張強さはAM材や既存のハイス材より高く、500°Cの高温引張強さの結果もBM材の方がAM材や従来のハイス材より優れた結果を示している。橋本ら⁶⁾の研究結果によるとCとVの添加成分による基地組織の差異や晶出炭化物の種類によって引張強さが変化すると報告しているが、本研究の結果でも、M₂CやM₇C₃炭化物が少ないBM材で高い引張強さを示したものと考えられる。一方、ヤング率は、晶出炭化物量が多い場合、もしくは晶出炭化物量が少ないが基地が高硬度の場合に高い傾向があるといわれており、今回の調査結果も同様の傾向を示した。ヤング率は低いほど耐熱衝撃特性が良いことから、BM材の方が全体的に従来のハイス材より耐熱衝撃特性の改善が期待されるものと考えられる。

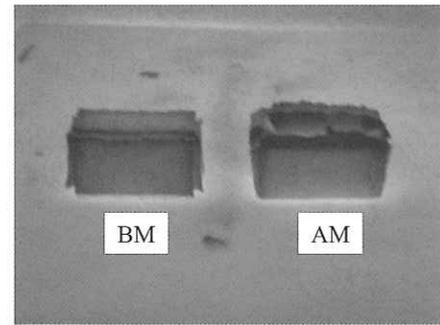
3.2 開発材の性能比較

3.2.1 高温酸化特性

高温酸化特性はロール材質の高温での使用中ロールの熱間摩耗性、肌荒れ性及び焼付き性現象と直接的な関係が深く通板鋼材の表面品質にも影響を与える。AM材とBM材の高温酸化性の試験結果をFig.8とTable 4に示す。900°Cで12hrs及び24hrsの試験結果ではいずれもBM材の方が優れた結果を示している。ハイス材の高温酸化特性に関する調査結果は少ないものの、Co添加量の変化に対する酸化層の特性を調べた笹栗ら⁷⁾の結果から考察すると、BM材はAM材に比べてCo添加量がやや多く添加されるため、初期酸化層にCoOもしくはCaOCr₂O₃の層が形成されることにより表層内部の酸化物の成長抑制させる傾向が高いと推定される。また、Co添加の増量に加えてCr添加量を下げる代わりに添加した炭化物を形成しない特殊添加元素の影響によって基地固溶量の増加により安定酸化物が初期段階で多く形成したのもAM材よりBM材の高温酸化特性が向上された一つの要因である考えられる。



(a) 900°C×12hrs



(b) 900°C×24hrs

Fig. 8 Photos showing results of high temperature oxidation test

Table 4 Results of high temperature oxidation test

Specimens	900°Cx12hrs		900°Cx24hrs	
	Weight gain (g/m ² ·hr)	Ratio	Weight gain (g/m ² ·hr)	Ratio
AM	20.7	1	17.2	1
BM	10.7	1/1.9	10.4	1/1.7

3.2.2 熱衝撃特性

ロール表面には使用環境の中で通板時の摩擦発熱や鋼板の加工発熱が加わって大きな熱負荷が掛かる。その後、外部からの冷却やロール内部への熱拡散等によりロール表面が急冷される結果、ロール表層部に熱衝撃を受ける。

本研究では、まず急激な温度変化による熱衝撃特性を簡易的に把握するためAM材とBM材との相対比較評価を行った。その結果をFig. 9に示す。AM材は600°Cの温度でき裂が発生するのに対してBM材は800°Cまでの温度においてもき裂の発生はなく優れた耐熱衝撃特性を示した。材料にかかる最大応力が引張強さ σ_b に達すると、き裂が発生して破壊に至ると仮定すれば、破壊を生じることなく急冷に耐え得る最大衝撃温度 ΔT_{max} は、下記の式(3)によることが知られている⁸⁾。

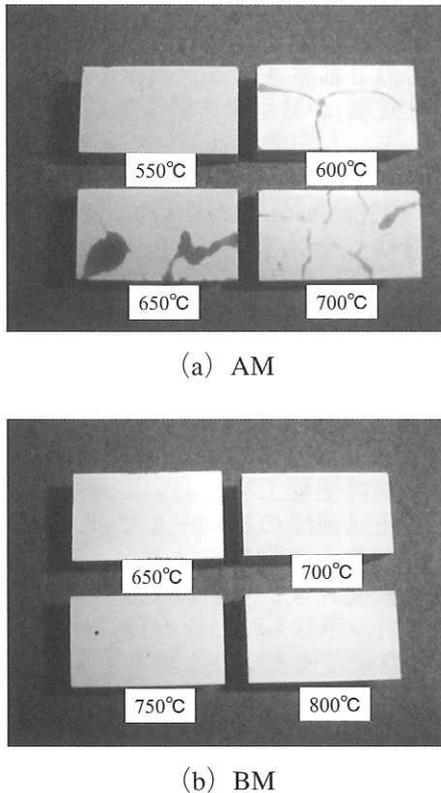


Fig. 9 Photos showing results of high temperature thermal shock test

$$\begin{aligned} \Delta T_{\max} &= (1-\nu)\sigma_B/\alpha E\sigma \\ &= ((1-\nu)\sigma_B/\alpha E) \cdot (A+B/\beta) \\ &= ((1-\nu)\sigma_B/\alpha E) \cdot (A+\lambda B/h\mu) \\ &= A(1-\nu)K' + B(1-\nu)K/h\mu \end{aligned} \quad (3)$$

ここで、 λ : 熱伝導率、 σ_B : 引張強さ、
 E : ヤング率、 α : 熱膨張係数、 ν : ポアソン比、
 h : 板の厚さ、 μ : 熱伝達係数、 γ : 密度、
 K : 熱衝撃係数($k\sigma_B/\alpha E$ 、 β (Biot数)小のとき)、
 K' : 熱衝撃係数($\sigma_B/\alpha E$ 、 β 大のとき) である。

Table 5 には解析に利用した実際の機械・物理的物性値を示す。今回は、熱伝達係数 μ (W/m^2K) を 9000 に仮定した場合、AM材とBM材の最大衝撃温度 T_{\max} は、各々 573°C、821°C であり、実際の Fig. 9 で示す熱衝撃特性の評価結果とよく一致することを確認した。この結果は、破壊靱性値や引張強さの差からも予測できるように、BM材のように金属

Table 5 Mechanical and physical properties used for analysis

Speci.	E	σ_B	μ	ν	α	c	λ	r
AM	225	760	9000	0.291	11	448	21	7620
BM	222	969	9000	0.269	11	450	27	7590

E: Young's Modulus (GPa), σ_B : Tensile strength (MPa),
 ν : Poisson's ratio, α : Coefficient of expansion ($10^{-6}/K$),
 μ : Heat transfer coefficient ($W/m^2 \cdot K$), c: Specific heat ($J/kg \cdot K$),
 λ : Thermal conductivity ($W/m \cdot K$), r: Density (kg/m^3)

組織を適切に制御することにより熱衝撃特性の改善が図れることを示唆している。

3.2.3 熱間摩耗特性

摩耗に影響する因子として、荷重(接触圧力)、回転速度、潤滑油の有無、テスト時間などが挙げられる。今回は当社が開発した熱間摩耗試験機を用いて上記の条件を同一にしてテストを行い比較した。Fig.10に600°Cでの2hrsと800°Cでの15分間テスト結果を示す。600°Cでの2hrsの結果を見ると、AM材の方が基地の硬さが高くMC炭化物の量が多いためBM材より摩耗減量が少ない結果を示した。しかし、800°Cで15分間のテストでは、高温酸化性や高温特性が優れたBM材の方が摩耗減量は少ないことが分かった。実際粗圧延前段ロールの使用環境から見ると930°C~1030°Cの鋼材が通過するのを想定すると、今回の800°Cでの結果は実機レベルの摩耗状況に極めて近いものと考えられる。

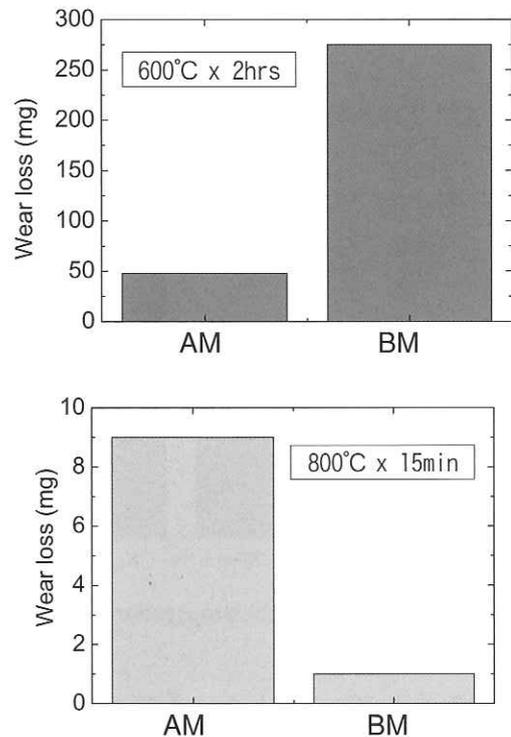


Fig.10 Experimental results of wet rolling-sliding hot wear tests

3.2.4 疲労き裂伝ば特性

高負荷の使用条件で発生する熱き裂は、繰り返し熱疲労や曲げ荷重により、ロールの円周方向に進展する。特に、圧延の操業トラブルに遭遇した際のき裂発生や進展によるロール損耗が大きく、その解決が望まれている。き裂伝ばの試験はき裂伝ば機構を究明すると同時にロール管理基準を設定するためにも非常に重要である。疲労き裂伝ば試験からき裂長さ a と繰り返し数 N からき裂伝ば速度 da/dN を求め、応力拡大係数幅 (以下 ΔK_I と記す) との関係で整理を

行った。まず、開発材であるBM材と既存ハイス材の調査結果を、Fig.11とFig.12に示す。

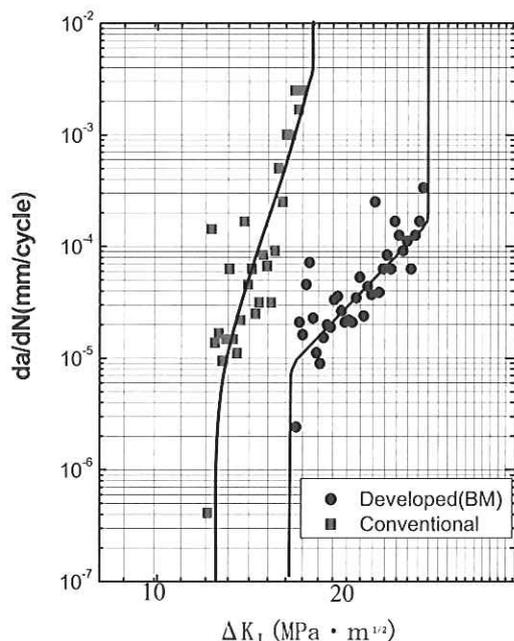


Fig.11 Fatigue crack propagation for ΔK_I

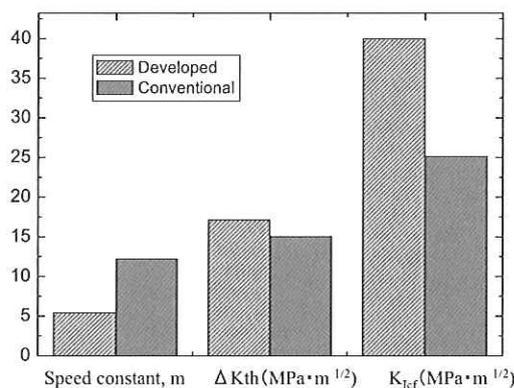


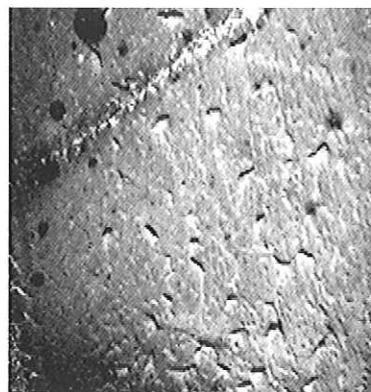
Fig.12 Comparison of the crack propagation characteristics

ΔK_I がある値以上になるとき、き裂が伝ばし始め、その速度は、 ΔK_I との相関関係を示し、 ΔK_I が増加すると共に伝ば速度は大きくなる。疲労き裂伝ば特性の曲線($da/dN-\Delta K_I$)から下限界応力拡大係数(ΔK_{th})を求めた結果、開発材(BM)と従来材では、それぞれ $17.1\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ 、 $12.2\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ であった。 ΔK_{th} は初期き裂の発生抵抗値を示し、大きいほど疲労寿命は長いといわれている。開発材(BM)の ΔK_{th} は一般ハイス材である2%Cr-5%V-5%Mo-1%Coに対する内野ら⁹⁾のテスト結果の $10.5\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ より高い値を示した。 ΔK_I は ΔK_{th} より大きい範囲でParis-Erdoganの関係式 $da/dN = C(\Delta K_I)^m$ 、が成り立つことが知られており¹⁰⁾、直線近似式から定数Cは開発材(BM)の場合では 2.4×10^{-12} 、既存のハイス材は 2.3×10^{-22} の値を示し、直線の傾きを表すm値は、開発材の場合 5.41であり、既存材の15.04や一般ハイ

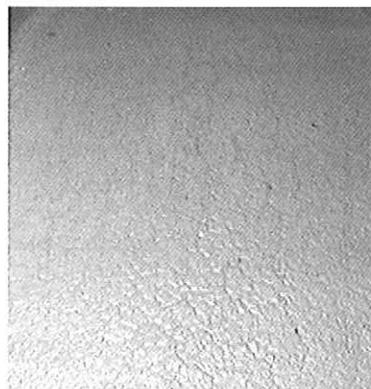
ス材⁹⁾の11.66に比べ2倍以上低いことから開発材のき裂伝ば速度は非常に遅く、実機でも優れた特性を示すものと推察される。次に、不安定破壊(突発的な脆性破壊)が発生する疲労破壊靱性値については、 $K_{Icf}=K_{max}$ と定義すれば、 K_{Icf} 値は、開発材のBM材が $40\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ で、既存材の $25\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ や一般ハイス材⁸⁾の $20\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ に比べ高い値を示した。従って開発材は、疲労き裂特性因子の全てが既存のハイス材や一般ハイス材(2%Cr-5%V-5%Mo-1%Co)に比べ優れることが確認でき、粗圧延ロールとしての使用が期待される。

3.2.5 棒鋼・線材の粗圧延用ロールへの適用結果

全ての特性評価で優れた結果を示したBM材を実際の棒鋼・線材圧延工場において粗圧延ロールに適用した。圧延前段の粗ロールでは、既存のアダマイト鑄鉄が多く使われているが、開発材は従来材に比べて耐摩耗性が4倍以上優れると共に、円周状のまき裂の深さも浅いため1回当たりの研削量が少なく、連続で使えることができる。Fig.13にアダマイト材との同一圧延トン数でのロール表面肌を比較した写真を示す。開発材は剥離現象がなくきれいな肌を維持していることが分かる。Fig.14には粗スタンドの後段部での実機での適用結果を示す。遠心鑄造セミハイスロールに比べ熱き裂の伝ばによる剥離現象もなく、非常にきれいな表面肌を示している。開発材の耐摩耗性は既存の遠心セミハイス材より2倍以上優れている。

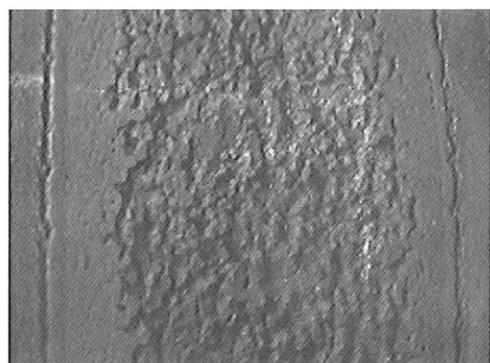


(a) conventional

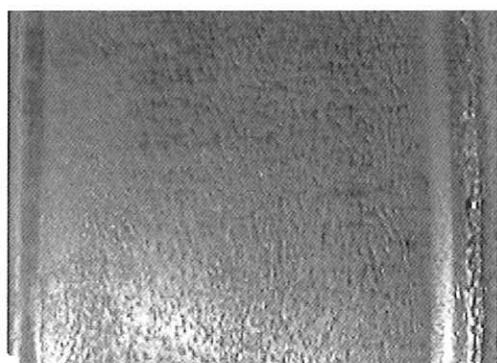


(b) developed

Fig.13 Comparison of surface roughening in front stand



(a) conventional



(b) developed

Fig.14 Comparison of surface roughing in rear stand

Fig.15には摩耗量・改削量を含めた一回使用時ロールの耐用(t/mm)の比較結果を示す。粗前段ロールへの適用時には既存の遠心アダマイト材に比較して3.2倍以上、粗後段ロールの場合は遠心セミハイス材と比較して1.5倍以上の耐用改善効果を示した。

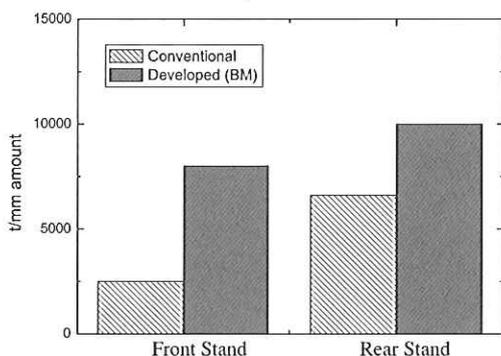


Fig.15 Typical roll performance in roughing mill

4. 結論

これまでに得られた結果を要約すると、次の通りである。

- 1) 最適の合金成分設計やCPC製造時の冷却制御技術、特殊熱処理法を組み合わせた新製造法の適用によりミクロ組織を適正に制御することにより高靱性をもつ特殊鋼ロールの新材質開発が可能になった。
- 2) 新開発材は高靱性を持ちながら高温酸化特性、耐熱衝撃特性、熱間摩耗特性、疲労き裂伝ぱ特性が既存のハイス材に比べて優れていることが確認できた。
- 3) 新開発材を棒鋼・線材の粗ロールへ適用した結果、耐肌荒れ性や耐摩耗性を兼備することが確認でき、粗の前段ロールへの適用時には既存の遠心アダマイト材に比較して3.2倍以上の耐用改善が得られた。

参考文献

- 1) 大城、小野、周、宮原：鉄と鋼 81(1995)9
- 2) 沼、坂本、植田、斉藤：フジコー技報 No.6 (1998) 25
- 3) 山本、久保田、村井、大城：鑄造工学 70 (1998)786
- 4) 藤田、藤田、沢本、大城：鑄造工学 72 (2000)662
- 5) 橋本、川上、小田、倉橋、保木：新日鉄技報355 (1995)79
- 6) 橋本、西山、笹栗、松原：鑄造工学 78 (2006)238
- 7) N.Sasaguri, Y.Matsubara : Abrasion 2002, 119
- 8) 機械設計便覧編集委員会編：機械設計便覧：1973、702
- 9) 内野、小田、鈴木、橋本：日本機械学会論文集A 70(2004-6) 858
- 10) P.C.Paris, F.Erdogan : Trans. ASME, Ser.D 85-4 (1963) 528