



新開発の低硬度高炭素ピアサーロール材の 耐肌荒れ性と耐摩耗性

瀬尾 省逸*・松岡 聡*・金山 太郎*²・依藤 章*³

Wear Resistance and Resistance to Surface Roughening of Newly Developed Material for Piercing Roll with High Carbon and Low Hardness

Shoitsu SEO, Satoshi MATSUOKA, Taro KANAYAMA and Akira YORIFUJI

Synopsis : Piercer roll in the pipe manufacturing mills requests the wear resistance and bite efficiency. Usually, low carbon alloyed cast steels are applied to the piercer roll, but have low wear resistance. In order to improve the wear resistance of piercer roll, three tests samples with high carbon content and low hardness are investigated. The most suitable carbon level was determined by using the high temperature wear simulator. The main results obtained are as follows; (1) Microstructure of new piercer roll material consists of ferrite and spheroidal carbide. (2) The carbides except spheroidal carbide cause to heat cracks by thermal shocks to decrease wear resistance and resistance to surface roughness. (3) In case of high temperature wear testing, the micro-structure of matrix consisting much of ferrite structure shows the good wear resistance than the matrix of pearlite structure contained. (4) Ferrite structure is worn by abrasion mechanism and pearlite causes to fatigue cracking and peeling off. (5) The excellent wear resistance of low hardness roll consists of the spheroidal carbide and ferrite, which is gripping carbide and is worn keeping the effective surface roughness.

Key words: piercer roll; low hardness; wear resistance; bite efficiency; crack propagation rate; fatigue crack.

1. 緒言

一般に、シームレスパイプは2本のロールによる回転運動で発生するマンネスマン効果を利用して製造されるが、この穿孔ロール（ピアサーロール）にはバレル型とコーン型がある¹⁾。バレル型の場合2本のロールは平面図では素材の進行方向に平行であるが、立面図では進行方向に対して互いに6°~15°傾いて、しかも製品であるパイプのサイズに合わせて隙間を設けて設置されている。この隙間の中心でしかもロールのほぼ中央に当たるゴージと呼ばれる位置にはマンドレルに支えられたパイプの内径を成形するための穿孔プラグが設置されている。圧延素材の中心部にマンネスマン効果を有効に働かせるため、2本のロールが圧延材を把持することが最も重要である²⁾。いずれのピアサーロールにおいても把持力を重視する観点から、噛み込み性が優先され耐摩耗性は犠牲にされる傾向にあった³⁾。すなわち、圧延材を噛み込むロールの入口部分には僅かなテーパーがあり噛み込み易い構造になっているにもかかわらず、耐摩耗性のある高炭素系アダマイトロール材を使用した場合には噛み込み性が悪く、クラック発生により耐摩耗性においても問題がある。しかしながら圧延ロールにおける大きな目標の一つは長寿命化につながる耐摩耗性の改

善であり、パイプの製造コストの低減という観点からも、耐摩耗性に優れたピアサーロール材を開発することは技術的な課題の一つである。

このロールのゴージ部主圧延部で最も高い面圧を受けるため、熱応力と機械的応力の複合作用で肌荒れが起きる⁴⁾。噛み込み性は特に入口部と出口側で必要であり、良好な耐摩耗性および耐肌荒れ性が求められる主圧延部とこの部分ではロール材に要求される特性が異なることになる。これら噛み込み性、耐摩耗性と耐肌荒れ性を材質的に同時に合わせ持つことは非常に困難であり、通常はロール表面にナーリング加工を施して機械的に噛み込み易くする工夫が実施されている²⁾が、抜本的な解決には至っていない。これまで、ピアサーロール材としては噛み込み性に重きが置かれCr-Mo 鋳鋼（0.8 mass% C前後）が多く用いられ、摩耗が進行するとともに穿孔効率が低下することが現実的な問題であった²⁾。

一般の熱間圧延におけるロールの摩耗過程はアブレーション摩耗であり、硬度の高い炭化物を利用したロールが使用され耐摩耗性が追及されている^{5,6)}。しかしながら、ピアサーロールにアダマイト（1.4 mass% C）系の材料が使用されているとの報告はない。耐摩耗性のためには炭化物が必要であるが、噛み込み性への影響を考慮してこれまでほとん

平成13年1月5日受付 平成14年11月27日受理 (Received on Jan. 5, 2001; Accepted on Nov. 27, 2002)

* 大平洋製鋼（株）富山製造所 (Toyama Works, Pacific Steel MFG. Co., Ltd., 1-93 Shimoshin Nissomachi Toyama 930-0808)

* 2 川崎製鉄（株）知多製造所 (Chita Works, Kawasaki Steel Corp.)

* 3 川崎製鉄（株）技術研究所 (Technical Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of conventional roll and test samples (mass%).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Hardness(Hs)
Conventional roll	0.8	0.6	0.7	0.7	1.0	0.3	36
Test sample,1),4)	1.13	0.47	0.67	0.65	1.24	0.23	1)=32.5 4)=29.0
Test sample,2),5)	1.34	0.48	0.61	0.62	1.31	0.33	2)=33.5 5)=32.5
Test sample,3),6)	1.56	0.42	0.60	0.50	1.45	0.27	3)=33.5 6)=31.5
Test sample,7)	1.34	0.48	0.61	0.62	1.31	0.33	41

ど利用されていなかった。

著者らは従来型ピアサーロール材の問題点を解決するために、低硬度でありながら噛み込み性と耐摩耗性を同時に満足するピアサーロール材とその使用実績を紹介した⁷⁾。

本報告では、新しく開発したピアサーロール用低硬度高炭素ロール材の特徴を詳述するとともに、このロール材の耐摩耗性に対する組織要素の役割について検討した。

2. 供試材および実験方法

本研究で用いた供試材の化学成分と熱処理後の硬度を Table 1 に示す。従来から良好な噛み込み性は低硬度とした場合でのみ得られているため、低硬度でありながら炭化物を含むように組織を調整した。同時に、最適の炭化物の分布状態あるいは平均硬度を検討するため、炭素含有量が 1.13, 1.34 および 1.56 mass% C と異なる 3 種類の 12 kg 鋳塊 (ϕ 105 mm \times 長さ 150 mm + 押湯) を溶製し ϕ 60 mm の棒状になるよう、鍛造アダマイト系ロール材として最適な熱間鍛造を施した試料素材を作成した⁸⁾。

試料は鍛造後 900°C で焼鈍後、炭化物球状化のため 830~650°C の温度範囲を徐冷し、硬度調整のため 650~700°C の温度で焼戻しを行った。得られたそれぞれの試料を炭素含有量と硬さで整理し、1.13 mass% C で Hs32.5 の試料を試料番号 1、同じ mass% C で硬さが Hs29 のものを試料番号 4 とした。以下、1.34 と 1.56 mass% C の試料においても、同一 mass% C で硬さの異なる 2 種類の試料を作成し、2, 5 および 3, 6 の試料番号とした。Cr-Mo 鋳鋼試料は従来材である実機使用ロール材から採取した。なお、試料 7 は良好な耐摩耗性を持つが噛み込み性が悪く実機ピアサーロールとしては使用できない比較的高炭素アダマイト系の焼準材³⁾で本開発による低硬度材の材料特性と比較検討するために用いた。顕微鏡組織の観察面はバフ研磨後に 3% ナイタル液で腐食した。塊状炭化物あるいはパーライト量の面積率、球状炭化物の平均径および面積率は画像処理ソフトを使用して測定し、その顕微鏡組織観察は光学顕微鏡を、微小部分の観察には走査電子顕微鏡 (SEM) を使用した。ロール材の硬度はショアー D 型硬度計により、高温硬度は 1.96 N 荷重の微小硬度計により測定した。

実験に使用した高温摩耗試験機⁹⁾は Fig. 1 に示す構造で、圧延材に対応する材料としては高周波加熱により 800°C に

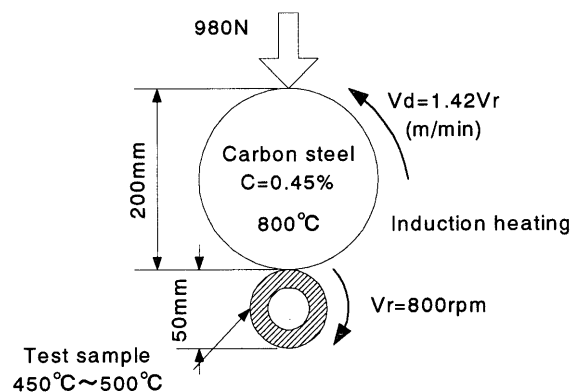


Fig. 1. Schematic diagram of high temperature wear tester used for hot rolling simulation.

表面加熱された直径 200 mm \times 厚さ 15 mm の炭素鋼のディスクを用い、試料は加熱ディスクと離れた直後の位置で強制空冷され、試料の摩耗減量の計量は一定回転ごとに重量計測することで行った。試験応力は加速試験として有効な応力を採用しており、試験片の温度範囲でのヤング率を使用し¹⁰⁾、ヘルツの応力¹¹⁾でおよそ 383.3 MPa であった。

熱間摩耗試験用の試料寸法は外径 50 mm \times 内径 30 mm \times 厚さ 10 mm のリングであり、試験片の接触面の表面粗さ Ra は約 0.4 μ m であった。試験中の試料温度はほぼ 450~500°C となるよう、無潤滑の条件で表面温度を空冷により制御した。試料のすべり率は後方すべり率約 30% で実施された。摩耗試験終了後に表面および断面方向から表層部の特徴を SEM により観察し、表面の平均面粗さは粗さ計により測定した。

3. 実験結果

3.1 顕微鏡組織

Fig. 2 は試験材の光学顕微鏡組織を示す。試料 1 はパーライト相とフェライト相の混合の基地中に球状炭化物の分散した組織であるが、試料 5 ではパーライト組織は観察されず、フェライト基地中に球状炭化物が分散している。これらの組織成分量を Table 2 に示す。試料 1 ではフェライト基地中に球状炭化物、パーライトと僅かな一次共晶炭化物の存在する混合組織である。試料 4 は 1 と同じ炭素含有量でフェライト基地とした最も硬度の低い試料でパーライト相は存在せず、多くの球状炭化物を含む。試料 1 と 4 では

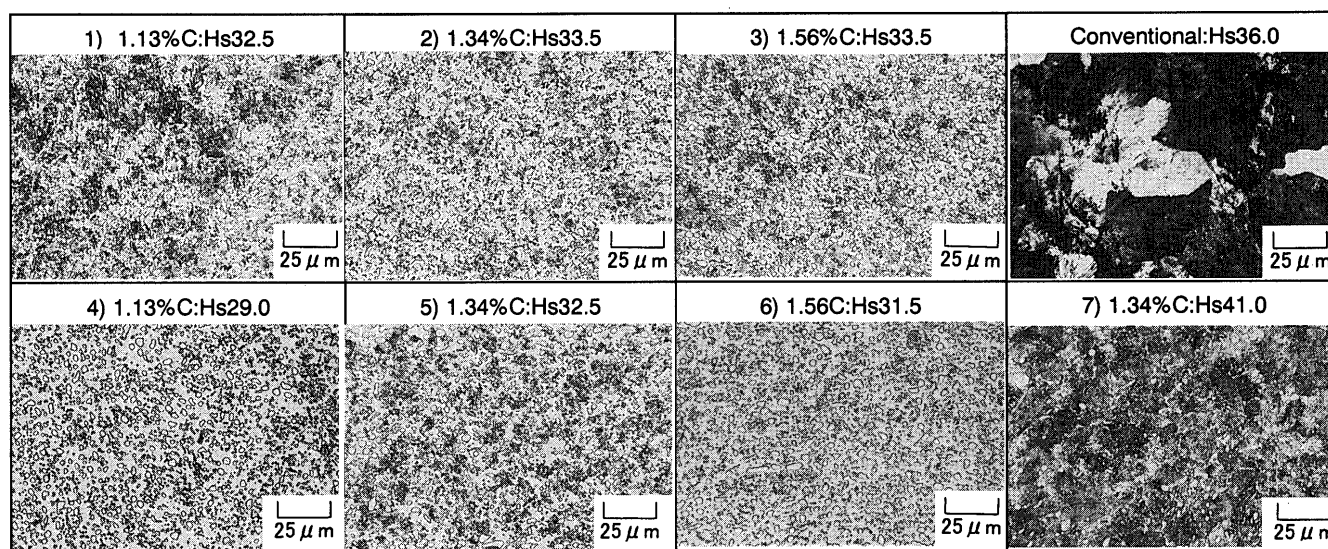


Fig. 2. Microstructure of test samples.

Table 2. Average size and area fraction of carbide for samples.

Sample No.	Spherical carbide (%)	Pearlite (%)	Average particle size(μm)	Eutectic Carbide (%)	Hardness (Hs)
1. (1.13%C)	14.3	39.8	1.35	0.2	32.5
2. (1.34%C)	26.5	12.5	1.10	0.8	33.5
3. (1.56%C)	28.0	19.2	1.40	3.8	33.5
4. (1.13%C)	27.0	0	1.38	0.2	29.0
5. (1.34%C)	33.7	0	1.13	1.0	32.5
6. (1.56%C)	34.8	0	1.37	4.0	31.5
7. (1.34%C)	8.4	91.1	2.32	0.5	41.0
Conventional	0	90.3	0	0	36.0

球状炭化物平均粒子径が1.35と1.38 μmで極めて細かい。したがって、Hs32.5とHs29.0の硬度差はパーライト相が存在するため、耐摩耗性に対するパーライト相の効果が分かる。この炭素含有量と硬度の関係は他の試料に対しても類似で、パーライト相の存在する試料2および3の方が試料5および6よりも高硬度を示す。また、パーライト相が存在する顕微鏡組織は若干緻密になるが、炭化物の平均粒径は炭素含有量が一定ならば、炭化物粒径もほとんど変わらない。一次共晶炭化物は試料5と6で多く、耐摩耗性に対する粗大炭化物とパーライト組織の効果の違いを確認する。なお、試料7は試料5の素材を焼鈍した組織でパーライト基地に僅かな炭化物が分布する。

3.2 摩耗特性

Fig. 3と4は各試料の熱間摩耗試験の結果を示し、Fig. 3には炭素含有量が異なる各試料の高硬度グループ、Fig. 4には低硬度グループの結果を示す。Fig. 3では、いずれの試料においても回転数の増加とともに摩耗減量はほぼ直線的に増す。摩耗減量が最も少ないのは試料2で、1は比較的摩耗速度が速い。また、従来ロール材は最も高硬度にもかかわらず摩耗減量が計量の都度最も多く、回転数に比例して直線的に増加する。したがって、本研究で用いたすべ

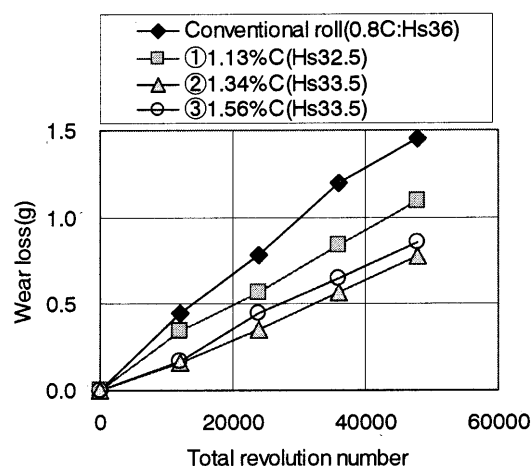


Fig. 3. Comparison of wear loss to conventional roll material and higher hardness test samples.

ての試料は従来材よりも低硬度であるにもかかわらず優れた耐摩耗性を示す。

Fig. 4は低硬度の試料4, 5および6のグループで、炭素含有量が異なるがほとんど同じ摩耗速度を示す。僅かな差ながら、球状炭化物量の最も少ない、硬度の低い試料4が比較的高い摩耗速度を示す。最も摩耗速度の低い試料6は

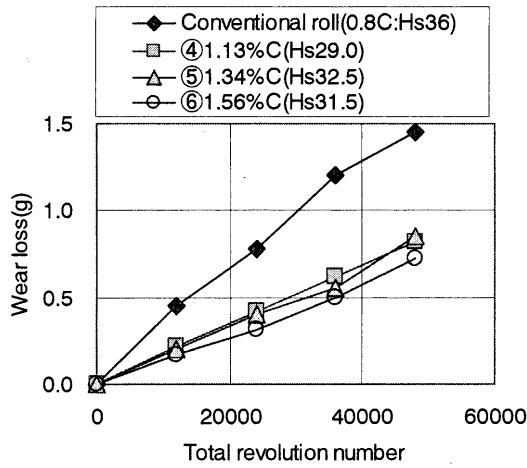


Fig. 4. Comparison of wear loss to conventional roll material and lower hardness test samples.

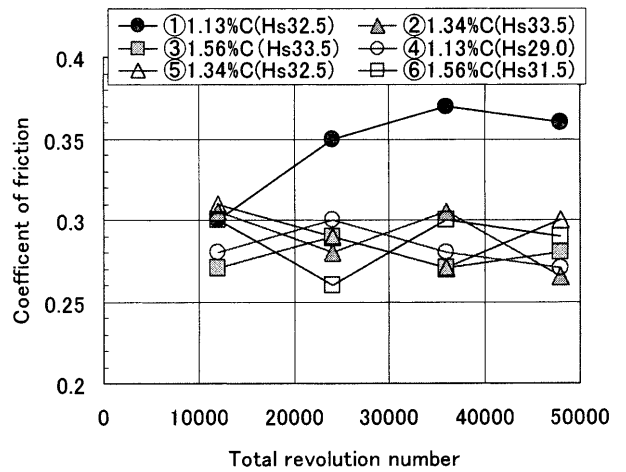


Fig. 6. Relationship between coefficient of friction and revolution number.

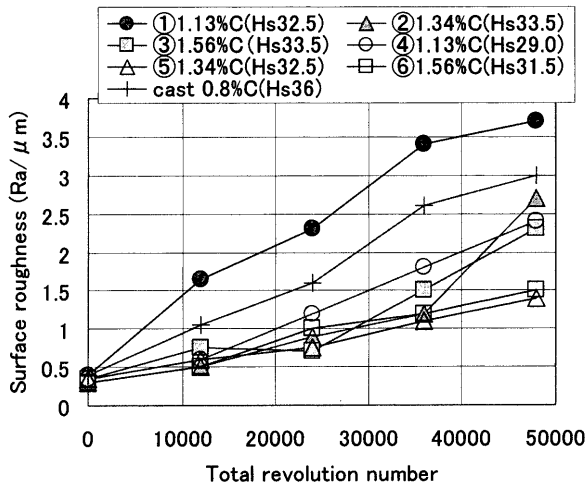


Fig. 5. Relationship between surface roughness and revolution number.

フェライト基地に34.8%の球状炭化物を含み19.2%のパーライト相を含む試料3より約10%耐摩耗性が優れている。

Fig. 5は7種類の試料の試験中断時に観察された平均表面粗さRaの変化を示したもので、1.13mass% Cを含む試料1の肌荒れが大きいことが特徴である。Fig. 6は試料の計量のため試験を中断する直前の摩擦係数値の変化をそれぞれの試料について示したもので試験開始直後を除き平均的には0.3前後の摩擦係数が観測された。Fig. 7は高温摩耗試験後の表面粗さと炭素含有量の関係をまとめたもので、同一の炭素含有量で比較すると試料1は硬度の低い試料4よりも肌荒れしている。表面粗さが大きいグループはすべて基地中にパーライト相が存在する高硬度グループの試料である。Fig. 8は高温摩耗試験後に得られた各試料の摩擦係数と平均表面粗さの関係を示す。摩擦係数はピアサーロールの噛み込み性を示す指標と考えることができるが、この段階で比較すると摩擦係数が組織と硬度で区分される。図中従来ロール材は○印で示すがパーライト相を含むグループに属する。炭素含有量が高い場合あるいはパー

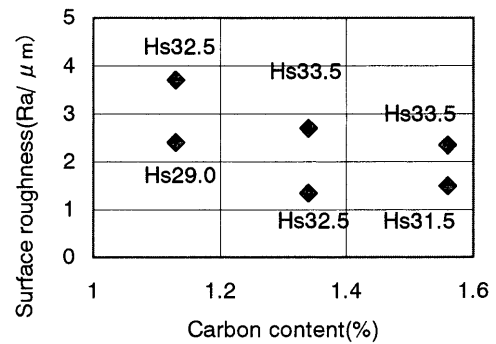


Fig. 7. Influence of carbon content and hardness on surface roughness of roll material.

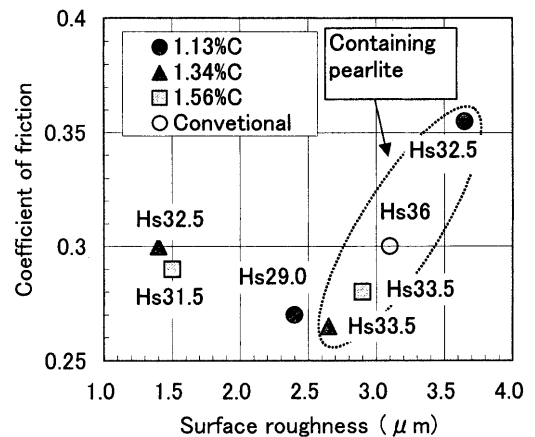


Fig. 8. Influence of surface roughness and hardness on coefficient of friction for roll material.

ライト組織を含むと摩擦係数が低くなる傾向にある。

3.3 摩耗表面の観察

高温摩耗試験後の各試料の表面状況を観察するために、試料を切断して断面を観察した結果をFig. 9に示す。炭素含有量の最も低い高硬度グループの試料1では、表面に起伏があり部分的に凝着摩耗が起き、肌荒れしていると考えられ、硬度の低い試料4では僅かに写真中央部に深い摩耗

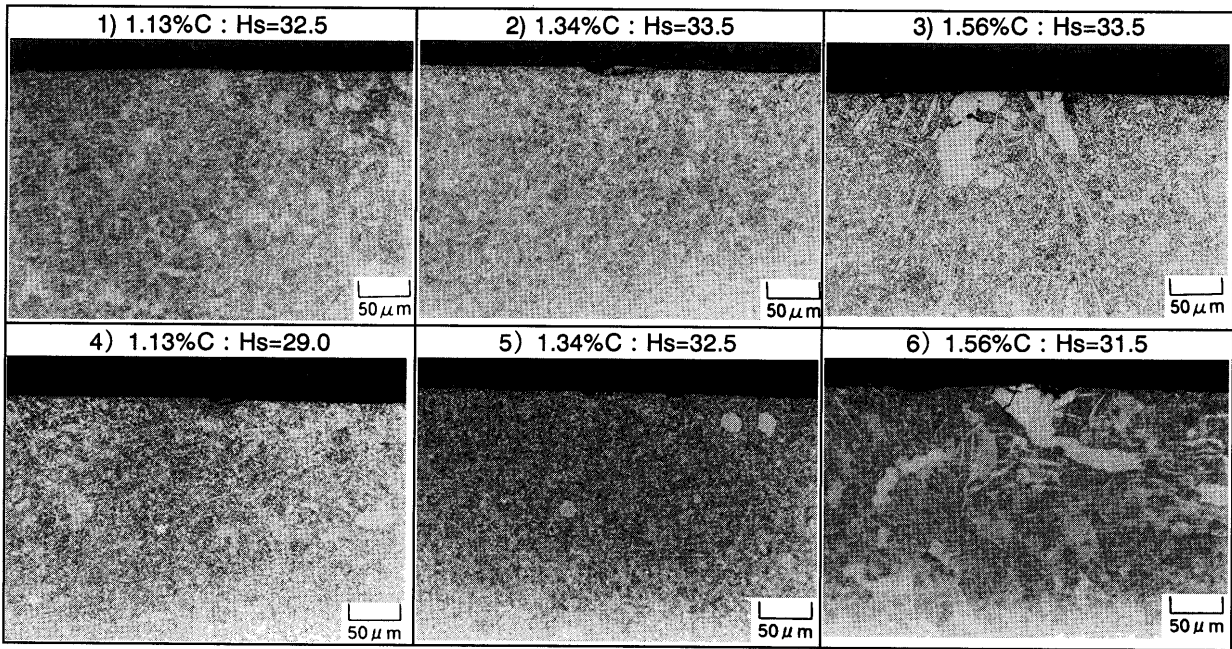


Fig. 9. Microstructure of test samples of high temperature wear tested.

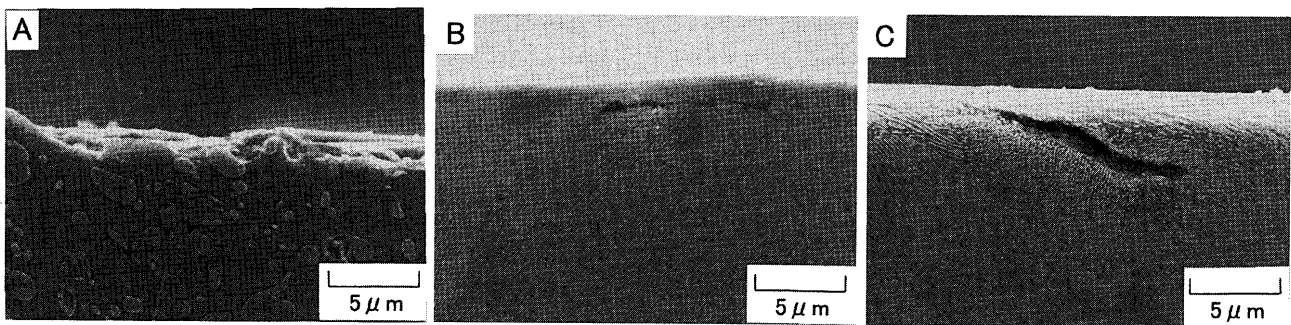


Fig. 10. Typical SEM structure of surface damage of samples tested at high temperature. A) Sample 4, Carbide dropped from ferrite matrix making dimples and metal flowed ferrite structure. B) Sample 1, A fatigue crack starts at carbide surface in pearlite matrix. C) Cast sample, A fatigue crack is initiated at rolled surface and causes to peeling.

を示す部分は存在するものの表面に炭化物の突起と脱落痕がありアブレイブ摩耗と考えられる。試料2はパーライト組織を含み硬度が高く、表面で凝着摩耗が観察される。これに対して試料5では炭化物が脱落した穴が観察され、平坦な平面を示しアブレイブ摩耗が起きていると言える。一方、炭素含有量が1.56mass% Cと最も高い試料3の場合には、フェライト基地の面積率が少なくなるために耐摩耗性は試料1よりも良好であるが、中央部の一次共晶炭化物が表面で破壊して脱落している様子が見られる。これは、炭化物の熱衝撃に対する弱点が原因となって発生したもので、これが引き金となって全体的な摩耗が促進されることを示唆している。低硬度の試料6においても、球状炭化物量が多くしかも、基地が韌性に富んだフェライト相であるため、粗大な一次炭化物が熱衝撃で破壊、脱落する機会が減少したことで優れた耐摩耗性を示すと思われる。

熱間摩耗試験の結果得られた特徴的な肌荒れ状況をFig.10に示す。写真A)は試料4のフェライト基地と球状炭

化物の摩耗状況で球状炭化物が突起状になった部分と炭化物が抜け落ち穴が形成された部分の例を示す。基地のフェライトは僅かに塑性流動しているが、凝着摩耗の部分は全く観察されない。写真B)は試料1の疲労クラックを示し、パーライト基地中に存在する炭化物は疲労クラックの起点として作用し、写真C)はパーライト相を最も多く含む従来材の表面状況を示す。パーライト相は塑性流動し、クラックを発生し、薄片状に疲労摩耗していることを示す。

3.4 高温強度

試料中のパーライト相は摩耗に対してフェライト相とは異なる挙動をすることが考えられるので、パーライト相とフェライト相の特性の違いを理解するため、同一合金成分で基地組織の異なる試料5と7について高温強度の比較を行った。Fig.11は高温強度の温度依存性を示したもので、摩耗試験温度近傍のフェライト基地材の特徴が分かる。室温の機械的性質は500°C付近までほぼ平行に低くなり、特殊元素をほとんど含まないアダマイト系材料であるため

フェライト基地の材料強度はパーライト基地材よりも強度が低い。ただし、フェライト基地の材料の靱性は400°Cから急速に改善される。この温度以上では急速に強度低下し、パーライト相とフェライト相の強度差が小さくなる。熱間摩耗に対して、より柔らかな基地は摩耗し易く、フェライト基地の試料が耐摩耗性において優位を示す原因としては球状炭化物の存在である。一般のアダマイト系ロール材は500°C以上では高温硬度のある酸化膜が形成され耐摩耗性を示すことが知られており^{12,13)}、500°C以下で実施された今回の場合の耐摩耗性はフェライト基地の特性が重要であ

り、優れた耐摩耗性はフェライト基地と球状炭化物の組合わせによると判断される。

4. 考察

新たに開発した低硬度のピアサーロール材は優れた耐摩耗性を示した。その特徴はフェライト基地中に球状炭化物が分散することで、パーライト組織成分が含まれると耐摩耗性が低下することが確認された。

まず、耐摩耗性に対する一次炭化物の効果について考察する。

鑄鉄系熱間圧延ロールの摩耗に対して、大きさ125 μm程度の一次炭化物の分布状態が耐摩耗性を決定するとの報告がある¹⁴⁾が、本研究の場合、一次炭化物は熱衝撃によりクラックの発生場所になることが確認された。そこで、一次炭化物を含む基地がフェライト相の場合とパーライト相の場合、熱衝撃に対する基地組織の影響を調査した。Fig.12は700~150°Cの温度範囲で加熱冷却を繰り返す熱衝撃試験の結果を示す。100回の繰り返し熱衝撃でパーライト相の場合にはクラックが発生しているが、フェライト基地では全くクラックが発生しない。クラック部分を顕微鏡観察するとすべて一次炭化物を起点としており、同様な一次炭化物が存在しているにもかかわらず、フェライト基地の場合にはクラックが観察されないが、300回以上の繰り返してクラックが発生する。フェライト基地に含まれる一次炭化物はクラックを発生するまでにかなりの回数の熱応力を必要とすることが理解される。

次に、従来ロールでは炭化物を全く含まないが、平均硬度は高温摩耗試験を実施した試料中最も高硬度であるが、耐摩耗性は極めて悪いため、その原因について考察する。

熱間圧延ロールの耐摩耗性はアブレイシブ摩耗が支配的

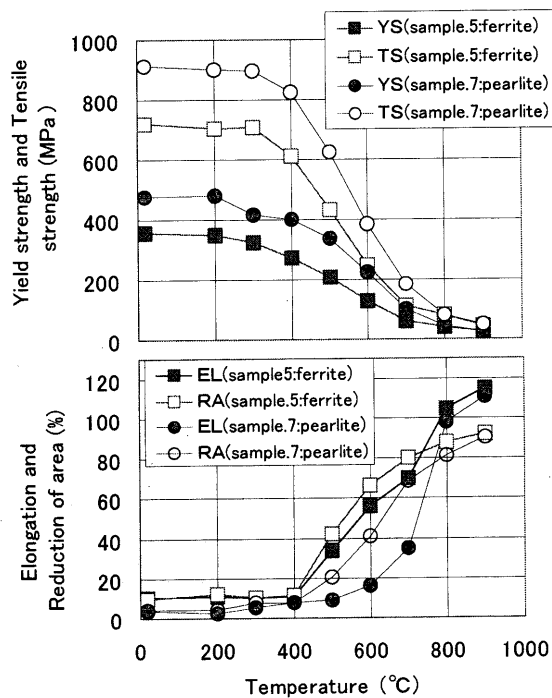


Fig. 11. High temperature mechanical properties of roll materials.

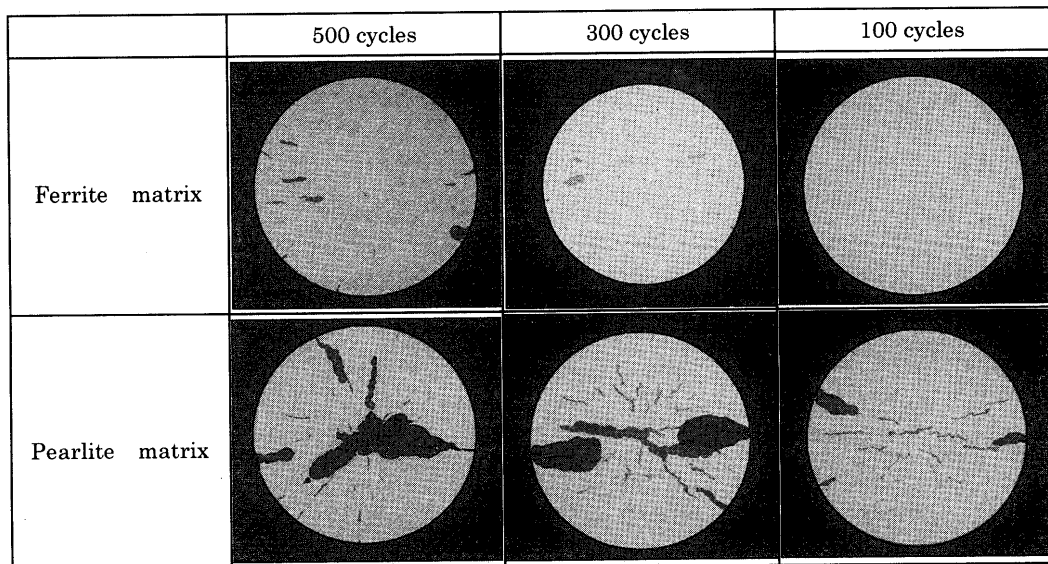


Fig. 12. Effects of matrix microstructure on the thermal shock resistance.

である場合には、相対硬さで整理され、熱間摩耗量(W)は次式で整理されることが知られている¹⁵⁾。

$$W=K \cdot (P \cdot N \cdot \mu) \cdot 1/H \dots \dots \dots (1)$$

ここで P ：圧延荷重， N ：回転数， μ ：摩擦係数， H ：硬度， K ：材質による定数。

ロール材の高温硬さが高ければ良好な耐摩耗性を示すことを示す。これまで、ハイス系のロール材において炭化物が耐摩耗性を支える重要な要素として評価されているが¹⁶⁾、低硬度の基地組織の効果を詳述したものは少ない。

アブレイシブ摩耗の観点で本ロール材の摩耗が整理できるとすれば、500°Cという熱間摩耗の環境下でパーライト基地の試料とフェライト基地の試料の硬度を明らかにする必要がある。Fig.13は高温硬度の温度依存性を示し、すべての試料で常温硬度の高い試料は500°Cにおいても比較的高い値を維持し、試料7は常温でHv340、500°CにおいてHv180であり、試料5は室温でHv270、500°CにおいてHv165で、硬度の差は少なくなるものの依然としてフェライト基地材の硬度は低い。従来ロール材は常温でHv310であるが500°Cでは約Hv200の硬度を維持している。したがって、硬度の低いフェライト基地ロール材の高温摩耗特性は素材の平均硬度では特徴付けることができないことが確認された。僅かに存在する一次炭化物の耐摩耗性に対する効果を無視することはできないが、(1)式は基地組織の異なる場合には直接硬度比較が行えないことを示す。

Fig.10はパーライト組織成分中に発生するマイクロクラックを示したもので疲労摩耗が摩耗の形態の一つであることを示し、パーライト組織の部分ではチップ状の剥離によることが考えられる。基地組織がフェライト相の場合微細クラックはほとんど観察されず、炭化物が剥離することにより表面肌荒れが進むと考えられる。炭化物の抜け落ちた部分は試験温度では低硬度の基地組織であるため、アブレイシブ摩耗の対象となり容易に摩耗されると考えられる。つまり、フェライト基地においてもすべり変形が起き

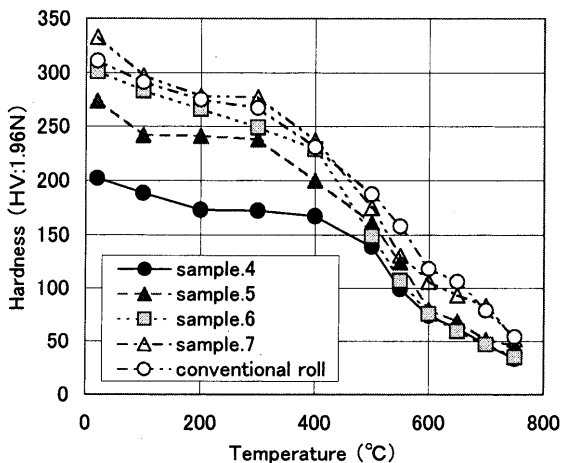


Fig. 13. High temperature hardness of test samples.

疲労摩耗の対象になることが考えられるが、アブレイシブ摩耗の速度が速く、分布する炭化物が表面に浮き出ることになるため、フェライト基地への応力の影響は球状炭化物を介して行われると考えられ、フェライト基地中には塑性流動が少ないと言える。

剥離摩耗はクラックの発生と伝播に依存するため、フェライト組織あるいはパーライト組織を基地とした試料についてき裂伝播速度を調査した。比較材として、炭化物を全く含まない従来材と、ほぼ同一の組織と硬度の0.7mass% C鍛造材を使用した。試験片は50mm×25mm×220mmに深さ20mmの片側切欠きを設けたCOD試験片であり¹⁷⁾、試験はクラックゲージを試験材の両側に貼り、疲労クラックであるき裂長さの変化を測定し、き裂の成長速度 da/dn と応力拡大係数範囲 ΔK_I の関係を整理した。Fig.14は炭化物を含まないパーライト材が最もき裂伝播速度が遅く、炭化物を含むパーライト組織材が最もき裂伝播速度が速いことを示す。ただし、Fig. 3, 4と10が示すようにパーライト組織を含む試料の摩耗速度は速く、微細なクラックが形成され易いことが特徴である。従来ロール材の場合には、き裂伝播速度は球状炭化物を含む場合よりも遅く、球状炭化物の分布はクラック伝播速度を上げることが示す。したがって、パーライト組織を含む場合には、クラックの発生が耐摩耗性を決定していると考えられる。

次に球状炭化物量と耐摩耗性の関連性について考察する。

今回開発したロール材の硬さはいずれも平均硬度ではHs33.5以下であるが、Hv1000程度のセメントタイト¹⁸⁾が分散した混合組織となっており、耐摩耗性はFig. 3が示すように炭化物量に依存している。

Popovらによるとアブレイシブ摩耗に対して炭化物の硬度と量が重要であり、硬度の高い炭化物では面積率で30%程度含まれることで耐摩耗性が改善されることを報告している¹⁹⁾。新開発のロール材は球状炭化物を38%含有し、試

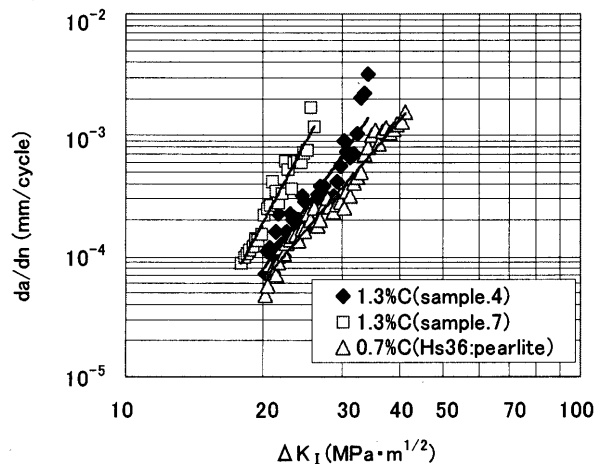


Fig. 14. Effects of carbon content and matrix microstructure on fatigue crack propagation rate.

料1では20%であり、炭化物の硬度はPopovらの場合とは異なるが耐摩耗性に対する炭化物の効果は類似であると言える。ただし、この成分系では1.34 mass% Cの場合すでに炭化物の完全球状化は達成されずこれ以上の面積率は期待できない。

以上のような考察の結果、新開発の低硬度ピアサーロール材はフェライト基地に炭化物が分散した組織が特徴で、柔らかい基地は容易にアブレーション摩耗し球状炭化物が表面に露出することで耐摩耗性が得られ、この表面状態で良好な噛み込み性が同時に持続されると考えられる。パーライト組織の従来ロール材においてはクラック発生が原因となり硬度が高いにもかかわらず耐摩耗性において劣ることが再確認された⁴⁾。

また、部分的にフェライト基地にパーライト相が含まれる場合平均硬度の上昇が期待できるが、パーライト組織成分が多くなると耐摩耗性が悪くなることも確認された。

今回の高温摩耗試験の条件では最高到達温度が450~500°Cの範囲で制御されたため、新開発のロール材は一次炭化物の存在にもかかわらずヒートクラックは全く発生していない。フェライト基地の場合にはヒートクラックの発生が極めて少ないことが確認されたため、700°Cまでのロール表面温度に対しても優れた耐肌荒れ性と耐摩耗性が期待される。

5. 結論

バレル型ピアサーロールを使用してシームレスパイプ材の中心部に穿孔する場合、ロール材には噛み込み性と耐摩耗性という相反する性質が同時に要求される。通常、耐摩耗性ロールとして高く評価されているアダマイト系ロール材では噛み込み性の問題があったが、優れた噛み込み性が得られる可能性のある低硬度とすることで高炭素系鍛造ロールが開発された。そのロール材の特徴をまとめると次のようなことが言える。

- (1) 新開発のピアサーロール材はフェライト基地と球状炭化物で構成された組織である。
- (2) 炭化物が球状以外の形状で分散した場合、熱衝撃

のためにクラックを発生する起点となり、耐摩耗性、耐肌荒れ性を劣化させる。

(3) 到達温度500°Cで制御された高温耐摩耗試験では、基地の組織はパーライト相を含む場合より、フェライト基地の場合において優れた耐摩耗性を示す。

(4) 基地のフェライト相はアブレーション摩耗により摩耗されるが、パーライト組織は凝着摩耗あるいは疲労摩耗により摩耗する。

(5) 低硬度ロールの耐摩耗性は噛み込み性に有効な肌荒れを伴って、球状炭化物が柔軟性のあるフェライト組織に把持されていることで支えられている。

(6) 推奨されるロール材の成分は1.34 mass% Cの素材でフェライト基地中に高硬度の面積率33.7%の球状炭化物を含み、一次炭化物量の存在を抑えた組織である。

文 献

- 1) H.Uesugi: *J. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **810** (1986), 556.
- 2) 第3版鉄鋼便覧 III(2), 日本鉄鋼協会編, 丸善, 東京, (1980), 921.
- 3) T.Yanaka, H.Toyama, M.Ayagaki, T.Matsuda, H.Saitou, K.Kimura and I.Okano: *Seitetsu Kenkyu*, **308** (1982), 104.
- 4) A.Yorifuji, T.Shimizu, N.Morioka and T.Kasuya: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 1357.
- 5) R.Nawata, Y.Sugimura and Y.Sano: *Trans. J. JSTM*, **36** (1995), 1128.
- 6) K.Ogi: *Fujiko Giho*, **4** (1996), 9.
- 7) S.Seo, S.Matsuoka, T.Kanayama and A.Yorifuji: Proc. 14th Int. Forgemaster Meeting, VDEh, Düsseldorf, (2000), 389.
- 8) S.Seo and Y.Sato: *J. Jpn. Inst. Met.*, **20** (1981), 702.
- 9) A.Yorifuji, H.Hiraoka, K.Isobe and M.Kamata: *CAMP-ISIJ*, **2** (1989), 492.
- 10) A.Kawaguchi, T.Okamoto and H.Matsumoto: *Acta Metall.*, **35** (1987), 797.
- 11) 疲労設計便覧, 日本材料学会編, 養賢堂, 東京, (1995), 109.
- 12) T.Muta, A.Ohnuki, I.Masuda and H.Jinbo: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), S281.
- 13) H.Noguchi and Y.Watanabe: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), S1201.
- 14) T.Kouga, R.Kurahashi, Y.Nishiyama, M.Hashimoto, H.Nakamura and T.Kudou: Proc. *Jpn. Spr. Conf.*, TP (1990), 272.
- 15) A.Ohnuki: *Junkatsu*, **30** (1984), 31.
- 16) H.Hiraoka, Y.Kataoka, K.Yuda, K.Taniguchi, M.Sasada and I.Hishinuma: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1177.
- 17) H.Takigawa, O.Kubo, M.Hashimoto and S.Nishida: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **67** (2001), 1030.
- 18) R.Kurahashi, Y.Nishiyama, T.Waseda, T.Kouga and M.Hashimoto: *J. JSTM*, **32** (1991), 1238.
- 19) V.S.Popov and P.L.Nagornyi: *Russ. Cast Production*, **8** (1969), 377.