

# パーライト鋼のころがり接触摩耗に及ぼす硬さと炭素量の影響

上田 正治\*・内野 耕一\*・瀬沼 武秀\*

Influence of Hardness and Carbon Content on Rolling Contact Wear in Pearlitic Steels

Masaharu UEDA, Koichi UCHINO and Takehide SENUMA

**Synopsis :** It has been reported that the characteristic of rolling contact wear of rail steels varies depending on the microstructure and carbon content of steels. However, the reasons for such variations have not been fully elucidated yet. Accordingly, the authors conducted two-cylinder rolling contact wear test by using pearlitic steels with carbon content in the range from 0.8 to 1.0 mass% and studied the effects of carbon content of pearlitic steels on the rolling contact wear. In addition, the authors examined the dominating factor of the rolling contact wear in pearlitic steels and the effects of carbon content on this factor. The main findings obtained are as follows: (1) The wear resistance of pearlitic steels improves with increasing carbon content. (2) The rolling contact wear of pearlitic steels is dominated by the rolling contact surface hardness (RCSH). (3) The improving wear resistance of pearlitic steels is attributable to an increase in RCSH due to raising work-hardening rate of the rolling contact surface with increasing carbon content. (4) The reason why the work-hardening rate of the rolling contact surface of pearlitic steel rises with increasing carbon content is considered as follows: An increase in the cementite density (carbon content) increases the amount of dislocation in the matrix ferrite and promotes the grain refinement of the matrix ferrite. Moreover, the solid solution of carbon in the matrix ferrite takes place due to the decomposition of cementite. As a result, the matrix ferrite is strengthened through the promotion of dislocation hardening, grain refinement and solid solution of carbon.

**Key words:** wear; rail steel; pearlitic steel; high carbon steel; cementite; ferrite; plastic deformation; work-hardening; dislocation hardening; grain refinement; subgrain; nanocrystalline grain; cementite decomposition; solid solution.

## 1. 緒言

近年、鉄道輸送の効率化を図るため、鉄道会社では列車の高速化、貨車の高積載化が進められ、レールの使用環境はますます苛酷化している。特に、北米等の貨物鉄道では、積載重量の増加によりレールに作用する面圧が著しく増加し、摩耗量の増加によるレール使用寿命の低下が大きな問題となっている。

レールの摩耗は車輪とのすべりを伴うころがり接触により発生し、その機構はころがり面の微小なせん断破壊や塑性変形を基本とした凝着摩耗であると考えられている<sup>1,2)</sup>。したがって、レールの耐摩耗性の向上を図るには、鋼の高硬度化が最も有効な手段である。パーライト組織を有する現用のレール鋼においても、高硬度化による耐摩耗性の向上が実験室等の摩耗試験で確認<sup>3,4)</sup>されており、これらの結果に基づき、熱処理や合金の添加によりパーライトラメラ間隔を微細化した高強度（硬度）レールが開発<sup>5-7)</sup>され、レールの高寿命化に寄与している。

一方、レール鋼のころがり接触摩耗特性は、パーライト鋼で確認されている硬さとの相関に加えて、金属組織や鋼

の炭素量の違いにより、摩耗特性が大きく変化することも知られている。例えば、ベイナイト鋼は、同一硬さのパーライト鋼と比べて摩耗量が多い<sup>8-10)</sup>。また、パーライト鋼やベイナイト鋼等の摩耗量は、鋼の炭素量の増加に伴い減少する<sup>11,12)</sup>等、鋼の硬さのみでは摩耗特性を一義的に評価できないことが報告されている。

しかしながら、このような鋼の組織や炭素量の違いによりころがり接触摩耗特性が変化することが確認されているにも関わらず、これらの変化の理由については十分な検討がなされていない。

そこで、本研究では、レール鋼の耐摩耗性の向上を目的に、炭素量を0.8~1.0mass%に変化させたパーライト鋼を用いて、円筒試験片によるころがり接触摩耗試験を行い、まず、パーライト鋼の炭素量と摩耗の関係を求めた。さらに、ころがり面の硬さ測定、微視組織観察により、パーライト鋼のころがり接触摩耗の支配因子、その支配因子におよぼす炭素の影響を検討し、炭素量増加に伴うころがり面直下の組織変化のメカニズムについて考察した。

## 2. 供試材料および実験方法

### 2.1 供試材

供試材の化学成分および硬さ（ピッカース硬さ：Hv）の範囲を Table 1 に示す。供試材は、主に、炭素量を 0.8 mass%, 0.9 mass% および 1.0 mass% の3水準とし、熱処理により硬さを Hv 294~395 の範囲に変化させた炭素量 0.8 mass% 鋼（以下、0.8 mass% C 鋼）、炭素量 0.9 mass% 鋼（以下、0.9 mass% C 鋼）および炭素量 1.0 mass% 鋼（以下、1.0 mass% C 鋼）である。また、供試材はいずれも電解鉄および合金鋼を用いた真空溶解材であり、50 kg 鋼塊 ( $t=110\sim 150\text{ mm}$ ) を 1250°C に再加熱し、最終板厚 40 mm に熱間圧延した材料である。なお、試験片を採取する際には、パーライト組織の硬さを変化させ、同時に、初析セメンタイト組織の生成を抑制する目的で、再加熱 (1000°C×30 min) 後、加速冷却またはソルトバス浸漬による熱処理を行った。

### 2.2 摩耗試験

Fig. 1 に試験片形状および摩耗試験機の概要を示す。供試材は、熱処理した圧延素材より、直径 30 mm、厚さ 8 mm の円筒を切り出し、ころがり面の表面粗さを整え、試験に供した。また、車輪材は、炭素量 0.8 mass%、硬さ Hv 380 のパーライト組織の材料より、供試材と同一寸法の円筒を切り出し、試験に供した。ころがり接触摩耗特性は、これらの二円筒を一对とする試験片を用い、レール/車輪のころがり接触による摩耗の再現が可能な西原式摩耗

試験機により評価した。試験機は2個の試験片取り付け軸から構成されており、供試材側の軸 (800 rpm) はVベルトを介して直接モーターにより駆動し、一方、車輪材側の軸は供試材側の軸から歯車を介して駆動する機構を有している。

Table 2 に摩耗試験条件を示す。試験条件は摩耗環境が最も厳しいと考えられるレール頭側部（車輪のフランジとレールが主に接触する位置）を再現するため、接触面の最大ヘルツ圧 640 MPa、すべり率 20% に設定した。接触面圧は、コイルばねを介して車輪材側の軸を供試材側の軸へ抑えつけることにより制御した。また、すべりについては、試験片取り付け軸に組み込まれた歯車の歯車比を変えて、車輪材側の回転速度を低く設定することにより、強制的に付与した。さらに、これらの条件に加えて、ころがり面での発熱による材質的な変化の防止、摩耗粉の除去を目的として、圧搾空気によるころがり面の連続強制冷却を行った。摩耗量は試験前と試験後の試験片の重量差により評価した。繰返し回転数は供試材の回転数 70 万回を基本とし、これに加えて、繰返し回転数：10 万回、30 万回、50 万回の試験も行い、繰返し途中の摩耗挙動を確認した。

ころがり接触摩耗の過程における材料の組織変化を把握するため、試験後の供試材を用いて、ピッカース微小硬度計 (1.96 N) によるころがり面の硬さ測定、走査型電子顕微鏡 (SEM) および透過型電子顕微鏡 (TEM, 加速電圧 200 kV) によるころがり面直下の断面およびころがり面の組織観察、電子線回折を行った。なお、TEM 観察および電子線回折に用いた試料は、ころがり面より厚さ 0.20 mm の素材を切出し、化学研磨により厚さ 30  $\mu\text{m}$  まで減厚した後、過塩素酸 10%、酢酸 90% の電解液によるツイングレット法により仕上げた薄膜を使用した。さらに、ころがり面でのセメンタイトの分解、フェライトでの炭素の固溶の有無を確認するため、示差走査型熱量計 (DSC) を用い、Ar ガス雰囲気中にて、400~800K の温度範囲で摩耗粉（長径 15~50  $\mu\text{m}$ ）の熱分析を行った。なお、この摩耗粉の DSC 分析においては、摩耗試験片と同一の素材から作製した鉄粉（製法：N<sub>2</sub> ガスアトマイズ法、組織：パーライト、直径：10~50  $\mu\text{m}$ ）を比較材として用い、10~20 mmg の試料をアルミナ製の試料ホルダーに挿入して分析した。

Table 1. Chemical composition ranges and hardness range of test steels.

| Chemical composition (mass%) |                   |                   |         |         |                   | Hardness (Hv, 98N) |
|------------------------------|-------------------|-------------------|---------|---------|-------------------|--------------------|
| C                            | Si                | Mn                | P       | S       | Cr                |                    |
| 0.78<br>~<br>1.01            | 0.18<br>~<br>0.52 | 0.48<br>~<br>1.01 | ≤ 0.023 | ≤ 0.020 | 0.15<br>~<br>0.25 | 294<br>~<br>395    |

50kg ingot (1250 °C X2h) → Hot rolling (40t) → Slack quench or Salt bath

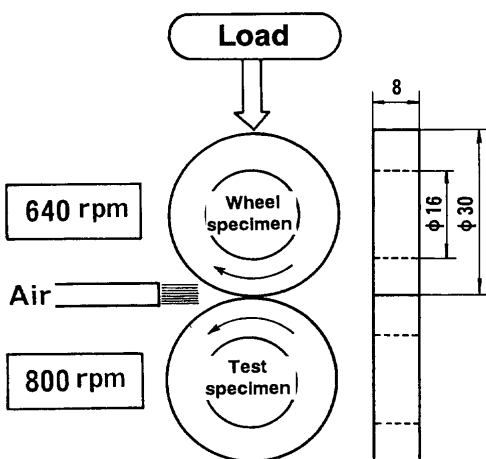


Fig. 1. Dimensions and shapes of wear test specimens and schematic illustration of rolling contact wear test machine.

Table 2. Conditions of rolling contact wear test.

|  |                 |
|--|-----------------|
| Load                                   | 686 (N)         |
| Hertzian maximum contact pressure      | 640 (MPa)       |
| Rotating speed (Tested steel specimen) | 800 (rpm)       |
| Slip ratio                             | 20 (%)          |
| Lubrication                            | Air (100NL/min) |
| Number of cycles                       | 100,000-700,000 |

### 3. 実験結果

#### 3.1 摩耗特性に及ぼす試験前硬さおよび炭素量の影響

Fig. 2 に供試材の試験前硬さと70万回繰返し後の摩耗量の関係を示す。いずれの炭素量の供試材においても、摩耗量は試験前硬さの上昇に伴い減少する傾向が認められる。

次に、試験前硬さがHv 385~395の範囲の供試材の炭素量と摩耗量の関係を整理してFig. 3 に示す。パーライト鋼の摩耗特性は、供試材の炭素量ともよい相関があり、同一試験前硬さで比較すると、炭素量の増加にしたがって摩耗量は減少し、耐摩耗性が向上する。

#### 3.2 摩耗特性に及ぼす繰返し回転数の影響

レール鋼の摩耗は繰返し接触の回数に影響されることが報告されている<sup>13)</sup>。また、レール鋼の摩耗はころがり面の硬さと良い相関があることも確認されている<sup>14)</sup>。そこで、

繰返し途中の摩耗量およびころがり面の硬さの変化について調査した。試験前硬さがHv 385~395の範囲の供試材における、繰返し回転数と摩耗量の関係をFig. 4 に示す。さらに、Fig. 5 に繰返し回転数ところがり面硬さの関係を示す。なお、各繰返し回転数における摩耗量は供試材2個の平均値である。また、ころがり面硬さの値は、各供試材ごとに任意のころがり面を20点測定し、供試材2個分の値を平均した。

試験前硬さをほぼ同一とした場合、繰返し回転数10万回（以下、10万回）では、いずれの供試材においても、摩耗量はほぼ一定であり、供試材の炭素量の影響は顕著に認められない。しかし、10万回を超えると、摩耗量は供試材の炭素量に依存して変化し、炭素量の高い供試材ほど摩耗量の増加が抑制されている。また、繰返し回転数の増

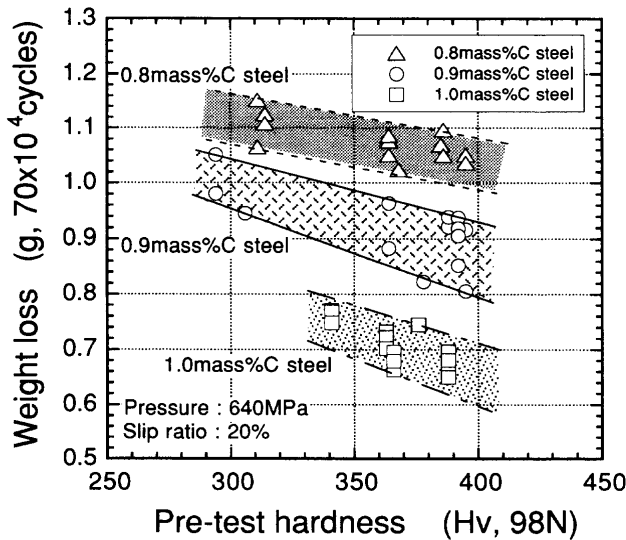


Fig. 2. Relationship between pre-test hardness and weight loss of test specimens.

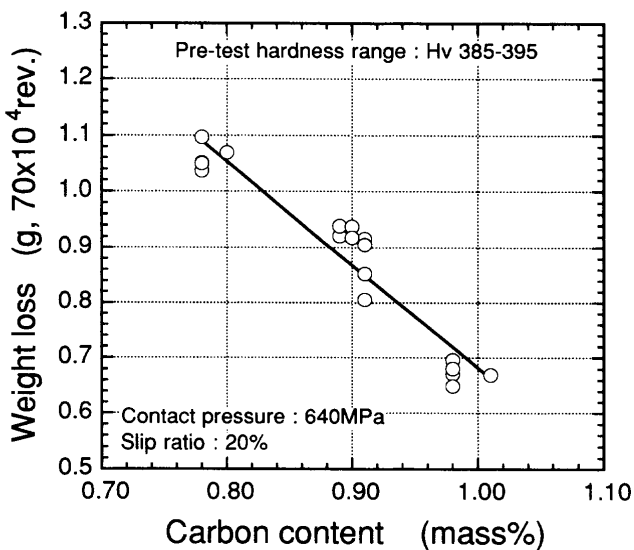


Fig. 3. Relationship between carbon content and weight loss of test specimens with pre-test hardness range of Hv 385 to 395.

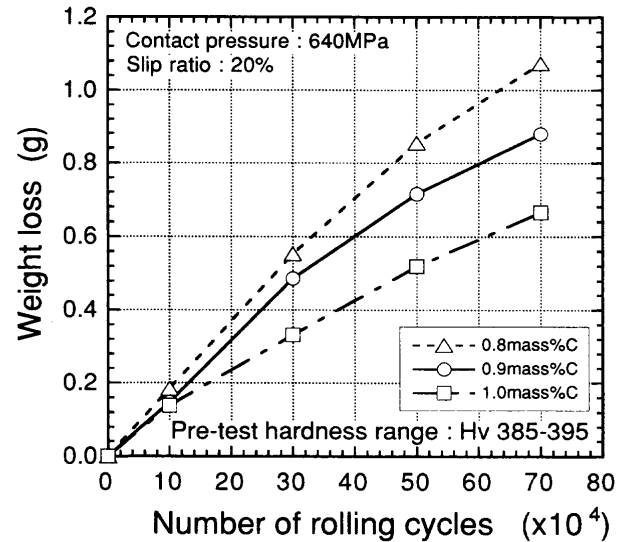


Fig. 4. Relationship between number of rolling contact cycle and weight loss of test specimens with pre-test hardness range of Hv 385 to 395.

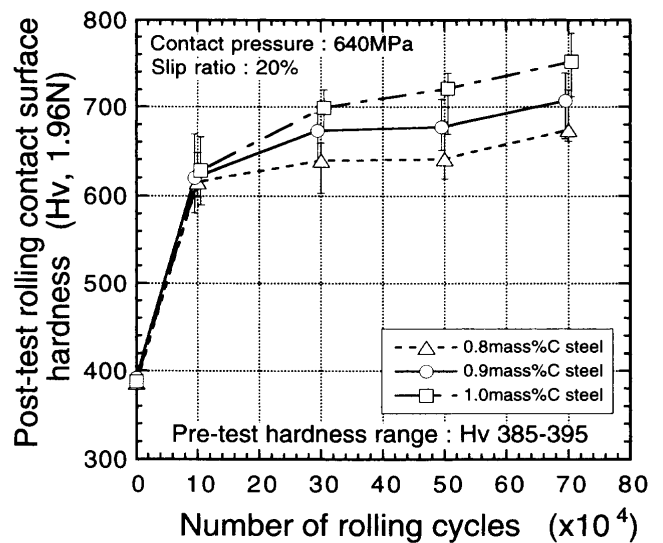


Fig. 5. Relationship between number of rolling contact cycle and post-test hardness of test specimens with pre-test hardness range of Hv 385 to 395.

加にともない、炭素量の高い供試材の摩耗量と炭素量の低い供試材の摩耗量の差が大きくなる。

一方、試験後ころがり面硬さは、10万回では、供試材の炭素量に依存せずほぼ一定である。しかし、10万回を超えると、試験後ころがり面硬さは、摩耗量の変化と同様に、供試材の炭素量に依存して変化し、炭素量の高い供試材のころがり面硬さの増加が促進されている。繰返し回転数70万回（以下、70万回）では、ころがり面硬さは、0.8 mass% C鋼でHv 670、0.9 mass% C鋼でHv 710、1.0 mass% C鋼でHv 750まで上昇し、炭素量の高い供試材ほど高い。

### 3.3 ころがり面の微視組織観察

Fig. 6に試験前硬さがHv 385~395の範囲の0.8 mass% C鋼、1.0 mass% C鋼における、10万回転および70万回転繰返し後の供試材ころがり面直下の断面SEM組織を示す。いずれの供試材においても、ころがり方向に作用する接線力により、ころがり面ではメタルフローが生成しており、パーライト組織中のラメラ構造もこのメタルフローに沿って層状化する傾向を示す。繰返し回転数と組織の関係に着目すると、10万回では、セメンタイトとフェライトが一方方向に伸延しているのに対して、70万回では、10万回と比べて、伸延されたセメンタイトとフェライトの間隔が緻密になっている。また、ころがり面直下では、セメンタイトの破碎が認められ、その一部が粒状化している。炭素量と組織の関係を見ると、本観察の範囲では、ころがり面直下の組織変化に対する炭素量の影響は顕著には認められない。

炭素量の増加によりころがり面の硬さに顕著な差が認められた70万回繰返し後の供試材について、ころがり面の組織をさらに詳細に調査した。Fig. 7にFig. 6に示した0.8 mass% C鋼、1.0 mass% C鋼の供試材のころがり面薄膜組織と直径1  $\mu\text{m}$ の領域から得られた制限視野電子線回折(SADP)像を示す。いずれの供試材においても、パーライト組織のラメラ構造はほとんど消滅しており、セメンタイトのミクロな破碎、基地組織中には、部分的に転位セルやサブグレインの存在が認められる。また、撮影領域でのSADP像は、セメンタイト、フェライト共に、回折斑点の分散が確認され、特に、フェライトの回折斑点は明瞭なリング状となっている。さらに、フェライトの回折スポットを用いて結像させた暗視野像を比較すると、0.8 mass% C鋼のフェライト粒径は50~300 nmの範囲で形成されており、図中の矢印Aに示すように、粒径300 nm近傍の比較的粗大なフェライト粒の内部には、転位セルやサブグレインの存在が認められる。一方、1.0 mass% C鋼のフェライト粒径は20~200 nmの範囲で形成されており、図中の矢印Bに示すように、粒径20 nm近傍の微細なフェライト粒の内部では、転位が全く観察されず、強加工によって生じると考えられるナノ結晶粒<sup>15)</sup>の特徴を示している。また、炭素量とフェライト粒の関係に着目すると、1.0 mass% C

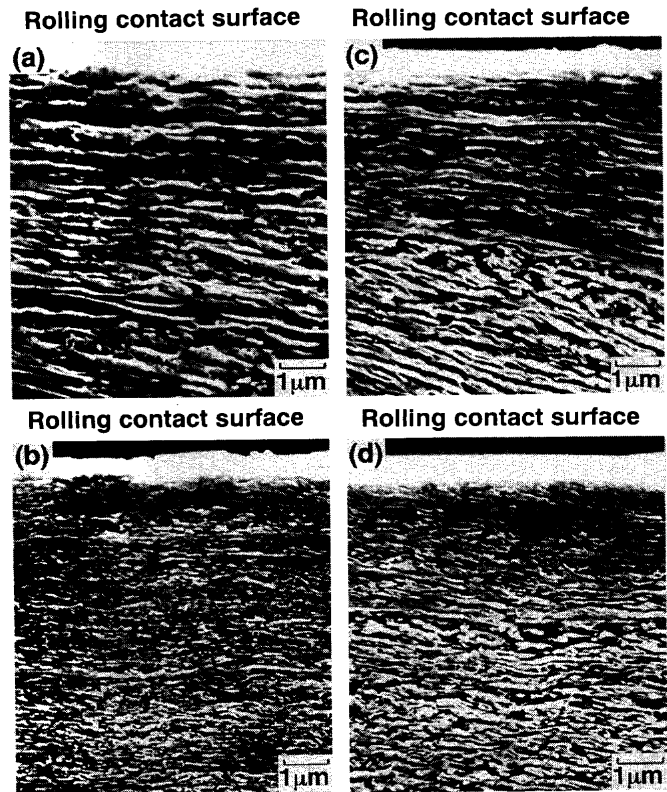


Fig. 6. Cross-sectional SEM microstructures of test specimens beneath rolling contact surface after test; (a) 0.8 mass% C steel after 100,000 cycles, (b) 0.8 mass% C steel after 700,000 cycles, (c) 1.0 mass% C steel after 100,000 cycles, (d) 1.0 mass% C steel after 700,000 cycles.

鋼の平均的なフェライト粒径は約50 nm、0.8 mass% C鋼の平均的なフェライト粒径は約120 nmであり、炭素量の増加によるフェライト粒の微細化の傾向が認められる。

### 3.4 摩耗粉の示差走査熱量測定

Fig. 8に0.8 mass% C鋼、1.0 mass% C鋼の摩耗粉および鉄粉の示差走査熱量の測定結果を示す。摩耗粉は供試材と相手材(0.8 mass% C鋼)の混合物であり、X線回折の結果、 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Fe}_3\text{O}_4$ の酸化物を含む。いずれの炭素量の鉄粉においても、本加熱領域では明確な発熱および吸熱のピークは認められない。一方、摩耗粉については、いずれの炭素量においても、500~700Kの範囲になだらかな発熱のピークが生じており、摩耗粉のみに発生する特有の発熱現象が認められる。

## 4. 考察

パーライト鋼のころがり接触摩耗特性の変化は、ころがり面の硬さと密接な相関があり、このころがり面の硬さは、パーライト鋼の炭素量が大きく影響していることが確認された。さらに、繰返し接触後のころがり面では、基地組織であるフェライト粒の微細化が確認された。ここでは、ころがり面の硬さと摩耗量の関係、ころがり面の硬さと炭素量の関係について定量化を行い、パーライト鋼の摩耗支配

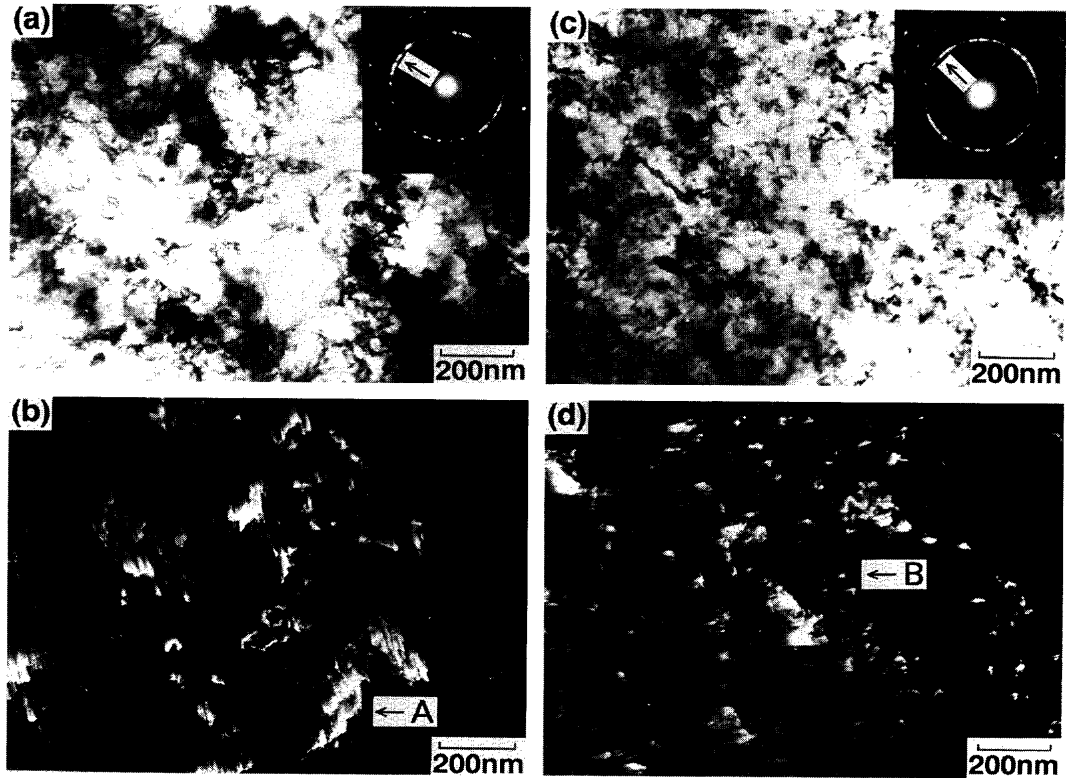


Fig. 7. TEM images beneath rolling contact surface of test specimens and selected area diffraction patterns (SADP) after 700,000 cycles; (a) bright-field image of 0.8 mass% C steel, (b) dark-field image of 0.8 mass% C steel, (c) bright-field image of 1.0 mass% C steel, (d) dark-field image of 1.0 mass% C steel.

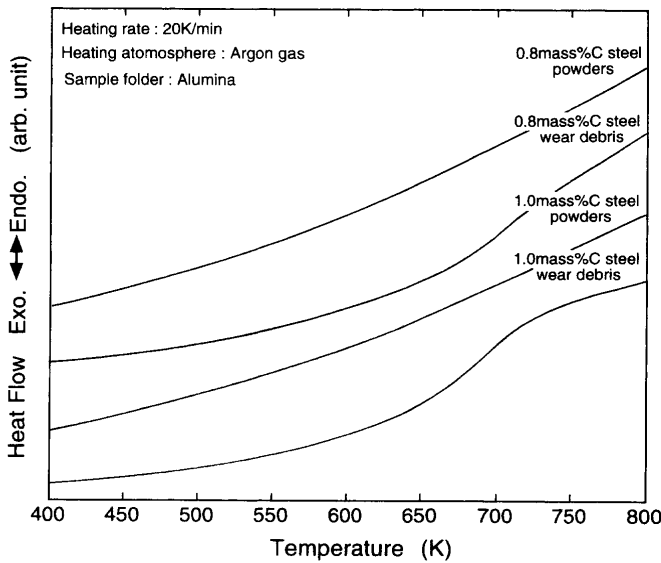


Fig. 8. DSC curves of wear debris and metal powder of 0.8 mass% C steel and 1.0 mass% C steel.

因子とその支配因子に及ぼす炭素の影響を検討する。さらに、ころがり面の微視組織の観察結果から、炭素量増加に伴うころがり面直下の組織変化のメカニズムについて考察する。

4.1 パーライト鋼の摩耗支配因子とその支配因子に及ぼす炭素の影響

Fig. 4, Fig. 5 に示した繰返し回転数と摩耗量およびころがり面の硬さの結果を用いて、ころがり面の硬さと摩耗の

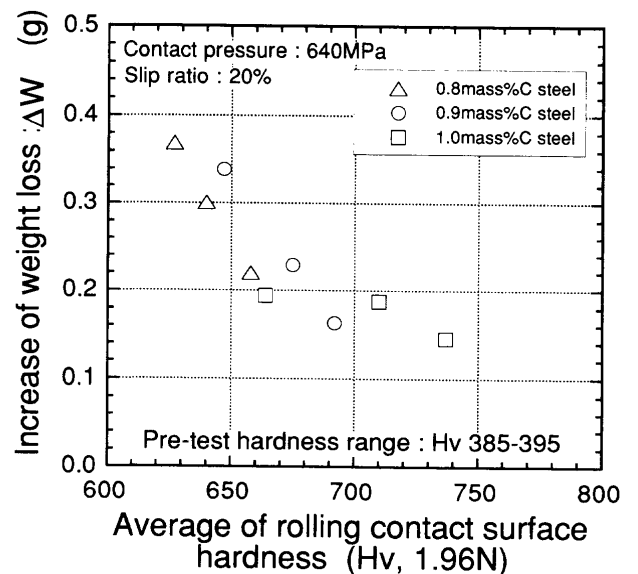


Fig. 9. Relationship between average rolling contact surface hardness and increase of weight loss of test specimens at 200,000 cycle intervals in rolling contact cycle range of 100,000 to 700,000.

関係を直接的に求めた。鋼の炭素量の違いにより摩耗量およびころがり面の硬さに明確な差が認められる繰返し回転数 10~70 万回の範囲における、20 万回毎のころがり面の平均硬さと摩耗増加量 ( $\Delta W$ ) の関係を Fig. 9 に示す。パーライト鋼の炭素量に関係なく、ころがり面の平均硬さと摩耗増加量には相関があり、ころがり面の平均硬さが増加す

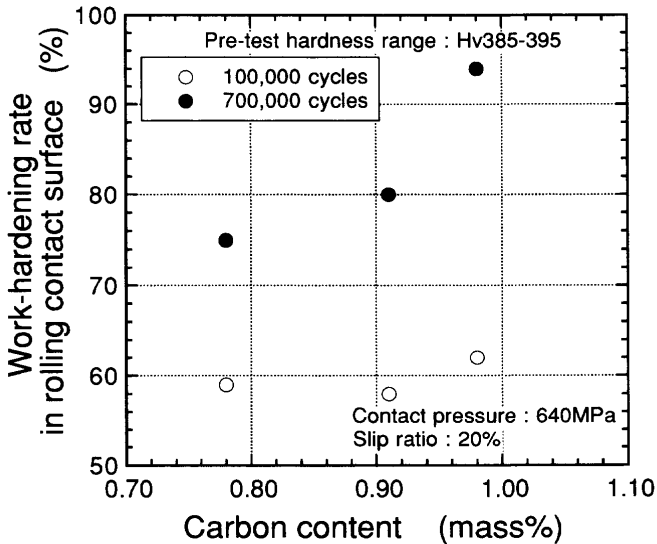


Fig. 10. Relationship between carbon content and rolling contact surface work-hardening rate of test specimens with pre-test hardness range of Hv 385 to 395.

るにしたがって、摩耗増加量は減少する傾向が認められる。

次に、ころがり面の硬さの増加に及ぼす炭素量の影響を明らかにするため、供試材の試験前後のころがり面の硬さの差に着目した。試験前硬さに対する試験後ころがり面硬さの増加量の比を、(1)式に示すころがり面の加工硬化率(%)として定義し、供試材の炭素量ところがり面の加工硬化率の関係を整理した。

ころがり面の加工硬化率(%)

$$= (\text{試験後ころがり面硬さ} - \text{試験前硬さ}) / \text{試験前硬さ} \times 100 \dots \dots \dots (1)$$

ここで、硬さはすべてビッカース硬さ(Hv)。

Fig. 5の結果から、Fig.10に供試材の炭素量と10万回転および70万回転繰返し後のころがり面の加工硬化率の関係を示す。10万回では、ころがり面加工硬化率の炭素量依存性は小さい。一方、70万回では、ころがり面の加工硬化率は供試材の炭素量の増加に伴い上昇する傾向が認められる。

以上の結果より、パーライト鋼のころがり接触摩耗はころがり面の硬さに支配されており、一定回転数以上の繰返し接触を受けたパーライト鋼のころがり面の加工硬化率は、炭素量の増加に伴い上昇する傾向が認められた。したがって、炭素量の増加にともなうパーライト鋼の耐摩耗性の向上は、一定回転数以上の繰返し接触により、炭素量の増加に伴いころがり面の加工硬化率が上昇し、結果として、ころがり面の硬さが上昇したことに起因すると考えられる。

なお、ころがり接触摩耗特性は、ころがり面の硬さに加えて、ころがり方向に作用する接線力の大きさに影響され

る。しかし、本実験においては、試験中の接線力と供試材の炭素量との相関は認められず、接線力はほぼ一定値を示したことから、パーライト鋼の炭素量の増加に伴う摩耗量の変化は、ころがり面の硬さのみで整理が可能であると考えられる。

#### 4.2 パーライト鋼の炭素量増加に伴うころがり面直下の組織変化のメカニズム

10万回ころがり面では、メタルフローに沿ってパーライト組織中のラメラ構造が層状化していた。一方、70万回のころがり面では、セメントタイトの破碎、粒状化が認められ、さらに、基地組織であるフェライトの微細化が確認された。これらの組織変化の過程から、一定回転数以上の繰返し接触により、ころがり面の加工硬化率が炭素量の増加に伴い上昇する機構について考察する。加工硬化率の変化が認められなかった10万回でのころがり面の組織形態は、パーライト鋼の冷延実験で報告<sup>16)</sup>されている様に、ころがり接触による接線力によりせん断帯が導入され、ランダムな方向を持ったパーライト組織のラメラ構造が均一な方向に変化した状態であると考えられる。したがって、10万回までの範囲においては、ころがり面では、パーライト組織中の転位密度の増加やラメラ間隔の微細化による加工硬化が主に発生し、ころがり面の加工硬化率は供試材の炭素量の影響を大きく受けなかったと考えられる。

一方、加工硬化率が炭素量の増加にともない上昇した70万回のころがり面の組織形態は、その特徴から、10万回よりもさらに加工が進んだ状態であると考えられ、鉄粉のメカニカルミリング実験等で確認されている強い加工状態にあると推察される。強加工状態における材料の強化機構については、十分な解明がなされていないが、これまでの研究結果では、鉄粉を用いたメカニカルミリング実験において、フェライトが平均粒径100nm以下まで微細化され、その一部がナノ結晶化すること<sup>15)</sup>、また、鋼中の炭素量が増加すると、ひずみの蓄積効率の向上によりフェライト粒の微細化が促進され、基地組織の硬さが上昇すること<sup>17)</sup>が報告されている。本摩耗試験では、ころがり面において、基地組織であるフェライト粒のナノオーダー(平均粒径:50~120nm)に到る微細化やナノ結晶化、さらには、炭素量の増加に伴うフェライト粒の更なる微細化の傾向が確認され、これらのころがり面での基地組織の変化および炭素量の増加に伴う基地組織の微細化の傾向は、上記メカニカルミリング実験の結果と酷似している。

また、摩耗粉のDSC分析では、500~700Kの範囲に発熱のピークが認められる。メカニカルミリングされた鉄粉(炭素量0.85mass%)および冷間強伸線加工されたパーライト線材(炭素量0.9mass%)のDSC分析の結果<sup>18,19)</sup>では、フェライトに固溶した炭素がセメントタイトとして再析出する場合、550~700Kの範囲に発熱のピークが生じることが確認されている。摩耗粉の発熱領域はこれらの実験にお

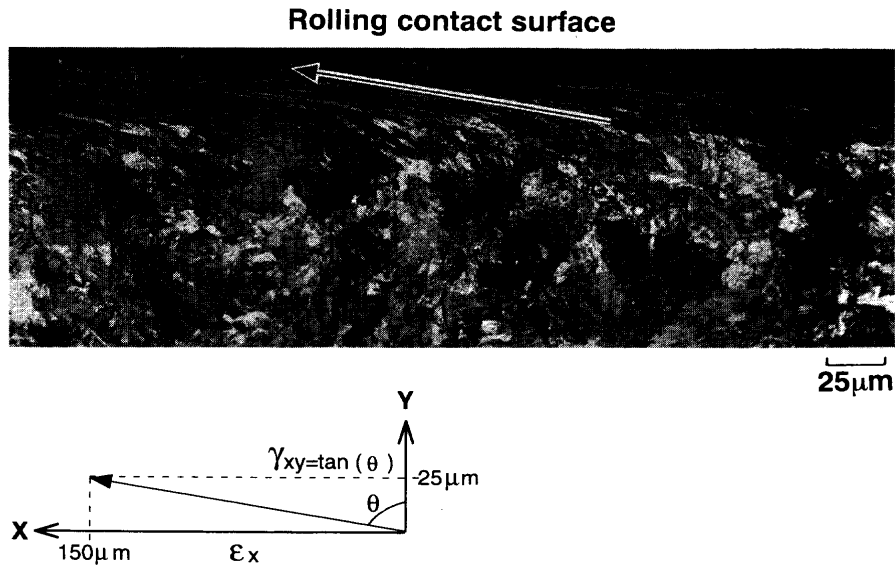


Fig. 11. Cross-sectional microstructure beneath rolling contact surface of test specimen of 0.8 mass% C steel after 700,000 cycles.

けるセメンタイト生成による発熱領域とほぼ一致することから、ころがり面ではセメンタイトの分解、基地組織であるフェライトへの炭素の固溶が発生していると推察される。

さらに、このセメンタイトの分解は、伸線加工時のひずみ量と相関があることが確認されており、高炭素線材の冷間伸線加工実験では、伸線加工ひずみ ( $\epsilon$ ) が 1.5 を超えると、セメンタイト相の炭素の一部が分解することが報告<sup>20)</sup> されている。そこで、ころがり面に作用している塑性ひずみ量の観点から、セメンタイトの分解の可能性を考察した。Fig.11 に、その一例として、70 万回繰返し後の 0.8 mass% C 鋼の供試材ころがり面直下の断面ミクロ組織を示す。供試材のころがり面直下では、主に、ころがり方向に作用する接線力によりメタルフローが生成しており、そのフローはころがり方向に著しく長い。ここで、ころがり面の塑性ひずみ量を推定するため、任意の場所のころがり面直下のメタルフロー長さから、Fig.11 中に示すせん断角 ( $\theta$ ) を用いて、Tyfourらが提唱する (2) 式に示すせん断ひずみ ( $\gamma_{xy}$ )<sup>13)</sup> を算定した。

$$\begin{aligned} \gamma_{xy} &= \tan \theta \\ &= X \text{方向のフロー長さ} / Y \text{方向のフロー長さ} \dots \dots (2) \end{aligned}$$

ここで、X 方向：ころがり面に平行方向  
Y 方向：ころがり面に垂直方向

Fig.11 よりマクロ的なメタルフロー長さを測定し、X 方向フロー長さを 150  $\mu\text{m}$ 、Y 方向フロー長さを 25  $\mu\text{m}$  と見積もり、ころがり面のせん断ひずみ ( $\gamma_{xy}$ ) を算定すると、(2) 式より  $\gamma_{xy} = 6$  となる。線材の伸線加工ひずみところがり面のせん断ひずみは直接比較することはできないが、線材の伸線加工ひずみを線材の長手方向のひずみ、すなわち、

Fig.11 に示す X 方向のひずみ ( $\epsilon_x$ ) であると仮定する。次に、相当塑性ひずみ増分理論を適用<sup>21)</sup> し、相当応力に対する寄与度から線材伸線加工ひずみ ( $\epsilon_x$ ) ところがり面のせん断ひずみ ( $\gamma_{xy}$ ) の関係を導くと、(3) 式が成り立つ。

$$\epsilon_x = 1/\sqrt{2} \gamma_{xy} \dots \dots \dots (3)$$

(3) 式よりころがり面のせん断ひずみを線材長手方向のひずみに換算すると、 $\epsilon_x = 4.2$  となり、セメンタイトの分解が発生する線材の伸線加工ひずみ ( $\epsilon = 1.5$ ) より大きい。したがって、ころがり面ではセメンタイトの分解が発生するのに十分な塑性ひずみが与えられていると考えられる。

上述の DSC 分析の結果および上記のころがり面の塑性歪み量から考察すると、ころがり面ではセメンタイトの分解、基地組織であるフェライトへの炭素の固溶が発生している可能性が非常に高いと考えられる。なお、固溶した炭素の存在状態については、今回の実験では明らかにすることができなかったが、これまでの研究結果<sup>18,19)</sup> から推察すると、固溶した炭素はフェライトの粒界や粒内の転位近傍に存在している可能性が高いと考えられる。

以上の検討から、パーライト鋼のころがり面硬さが上昇する機構を考えると、次のようになる。まず、①ころがり接触によりパーライト組織中のフェライトに転位が導入され、ころがり面直下に存在するセメンタイトに微視的な破砕が発生する。さらに、ころがり接触が繰返されると、②破砕されたセメンタイトと比べて硬さの低いフェライトへひずみが集中し、基地組織であるフェライトに多量の転位が導入され、転位強化やフェライト粒の微細化 (サブグレイン化、ナノ結晶化) が進行する。同時に、③破砕されたセメンタイトが分解し、フェライトに炭素が固溶することにより、基地フェライトの転位強化、結晶粒微細化強化、さらには、固溶強化により、ころがり面の硬さが上昇する

ものと考えられる。次に、一定回転数以上の繰返し接触後に、鋼の炭素量の増加に伴いころがり面の加工硬化率が上昇する機構を考える。パーライト鋼の炭素量が増加すると、パーライト組織中の硬いセメンタイトの密度が増加し、硬さの低いフェライトへひずみがさらに集中し、基地フェライトの転位強化や微細化が促進すると考えられる。これに加えて、破碎したセメンタイトから分解する炭素量が増加することにより、固溶強化が促進され、さらに、固溶した炭素が粒界へ偏析することによりフェライトの粒界エネルギーが低下<sup>18,22)</sup>し、フェライト粒の微細化が促進する可能性も考えられる。以上に述べた炭素の効果により、転位強化、結晶粒微細化強化および固溶強化が促進し、基地フェライトが強化されたことが主要因であると推定される。

## 5. 結言

炭素量を変化させたパーライト鋼を用いて、ころがり接触摩耗試験を行い、パーライト鋼のころがり接触摩耗特性に及ぼす炭素量の影響を調査し、パーライト鋼のころがり接触摩耗の支配因子、その支配因子におよぼす炭素の影響を検討した。さらに、摩耗支配因子の形成機構について考察した。その結果、以下の結論が得られた。

(1) パーライト鋼のころがり接触摩耗特性は鋼の炭素量と相関があり、同一試験前硬さで比較すると、鋼の炭素量の増加に伴ない70万回転繰返し後の摩耗量は減少し、耐摩耗性が向上する。

(2) パーライト鋼のころがり接触摩耗は、主にころがり面の硬さに支配され、パーライト鋼の耐摩耗性はころがり面の硬さの上昇に伴い向上する。

(3) 高炭素化によりパーライト鋼の耐摩耗性が向上する現象は、炭素量の増加によりころがり面の加工硬化率が上昇し、ころがり面の硬さが増加することに起因すると考えられる。

(4) 炭素量の増加に伴ないパーライト鋼のころがり面

の加工硬化率が上昇する機構として次のような機構が考えられる。パーライト組織中のセメンタイト密度(炭素量)の増加により、基地組織であるフェライトへ導入される転位が増加し、基地組織の微細化が促進する。同時に、基地フェライトへの炭素の固溶が促進される。その結果、主に転位強化、結晶粒微細化強化および固溶強化の促進により基地フェライトが強化されたためであると推察される。

## 文 献

- 1) G.A.Tomlinson: *Philos. Mag.*, **7** (1927), 905.
- 2) M.Ishida: *Shinsenro*, **49** (1995) May, 38.
- 3) H.Kageyama, K.Sugino and H.Masumoto: *Tetsu-to-Hagané*, **64** (1978), S905.
- 4) R.K.Steel and R.P.Reiff: 2nd Int. Heavy Haul Railway Conf. Proc., IHHA, Perth, (1982), 85-HH-24.
- 5) H.Masumoto, K.Sugino and H.Hayashida: 1st Int. Heavy Haul Railway Conf. Proc., IHHA, Colorado Springs, (1978), session 212.
- 6) K.Sugino, H.Kageyama and H.Masumoto: 2nd Int. Heavy Haul Railway Conf. Proc., IHHA, Perth, (1982), 85-HH-20.
- 7) K.Sugino, H.Kageyama and C.Urashima: 32nd Mechanical Working and Steel Proc., ISS, Warrendale, (1990), 171.
- 8) P.Clayton and N.Jin: *Wear*, **200** (1996), 74.
- 9) M.Ueda, H.Kageyama and Y.Sato: *CAMP-ISIJ*, **7** (1994), 1814.
- 10) H.Yokoyama, S.Yamamoto, M.Fujikake and Y.Yoshida: 4th Int. Symp. on Rail Steels Proc., ISS, Warrendale, (1997), 1023.
- 11) M.Ueda and K.Uchino: Thermomechanical Processing and Mechanical Properties of Hypereutectoid Steels and Cast Irons., TMS, Warrendale, (1997), 161.
- 12) M.Ueda, K.Uchino, H.Kageyama, A.Kobayashi and T.Kaneta: IHHA'99 STS-Conf. Proc., vol. 1, IHHA, Moscow, (1999), 259.
- 13) W.R.Tyfour, J.H.Beynon and A.Kupoor: *Wear*, **180** (1995), 79.
- 14) K.Sugino, H.Masumoto, S.Nishida, C.Urashima, H.Kageyama and M.Hattori: *Seitetsu Kenkyu*, **303** (1980), 23.
- 15) Y.Kimura, H.Hidaka and S.Takaki: *Mater. Trans., JIM*, **40** (1999), 1149.
- 16) T.Furuhara and M.Maki: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 415.
- 17) H.Hidaka, T.Suzaki, Y.Kimura and S.Takaki: *Mater. Sci. Forum*, **304-306** (1999), 115.
- 18) H.Hidaka, Y.Kimura and S.Takaki: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 52.
- 19) Y.Daitoh and T.Hamada: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 105.
- 20) K.Tarui, N.Maruyama and H.Tashiro: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 460.
- 21) 益田森治, 室田忠雄: 改訂工業塑性力学, 養賢堂, 東京, (1980), 123.
- 22) 材料強度の原子論, 日本金属学会, 仙台, (1985), 214.