

高炭素鋼のころがり接触摩耗に及ぼす金属組織の影響

上田 正治*・内野 耕一*・瀬沼 武秀*²

Influence of Microstructure on Rolling Contact Wear in High Carbon 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 of steels. However, the reasons for such variations have not been fully elucidated yet. Accordingly, a two cylinder rolling contact wear test was conducted by using pearlitic steels, tempered martensite steels, spheroidal carbide steels and pro eutectoid cementite steels which contain pro-eutectoid cementite structures in pearlite structure. The relation between micro-structures and wear in high carbon steels was investigated, and the dominating factor of the rolling contact wear and the wear mechanism in high carbon steels was discussed. The main findings are as follows: (1) The wear property of high carbon steels is greatly influenced by the micro-structural morphology, and the wear resistance of pearlitic steels and pro eutectoid cementite steels with the lamella structure as pearlite are higher than the tempered martensite steels and spheroidal carbide steels with the carbide dispersion structure (the carbide are distributed in the matrix ferrite). (2) The reason why the wear resistance of steels with the lamella structure as pearlite improves compared with steels with the carbide dispersion structure is attributable to the prevention of adhesive wear due to increasing hardness (strength) of the rolling contact surface and to the prevention of the occurrence of fatigue wear due to flaking in the rolling contact surface.

Key words: wear; rail steel; high carbon steels; plastic deformation; work-hardening; adhesive wear; fatigue wear; texture.

1. 緒言

レール鋼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塑性変形による微小なせん断破壊を基本とした凝着摩耗であると考えられている^{1,2)}。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とされている。パーライト組織を呈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^{3,4)}されている。これらの実験結果に基づき、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⁵⁻⁷⁾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、金属組織の違いにより、摩耗量が大きく変化することも知られている。例えば、パーライト鋼(0.67 mass% C)は同一硬さの焼戻しマルテンサイト鋼(0.66 mass% C)と比較して摩耗量が少ない^{3,6)}、また、パーライト鋼(0.7~0.8 mass% C)は同一硬さの中炭素(0.3~0.4 mass% C)のベイナイト鋼と比較して摩耗量が少ない⁸⁻¹⁰⁾等が報告されている。しかしながら、このような金属組織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検討が十分ではない。

そこで、本研究では、高炭素鋼の金属組織と摩耗の関係を明らかにするため、共析炭素成分(0.8 mass% C)のパーライト鋼、焼戻しマルテンサイト鋼、また、過共析炭素成分(1.2 mass% C)の球状化炭化物鋼（ラメラセメンタイト相を一部に含む）、初析セメンタイト鋼（初析セメンタイト組織を含むパーライト鋼）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、高炭素鋼の組織と摩耗の関係を明らかにした。さらに、ころがり面やころがり面下断面の硬度測定や組織観察により、高炭素鋼のころがり接触摩耗の支配因子を検討し、高炭素鋼の摩耗機構について考察した。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材

供試材の化学成分を Table 1 に示す。供試材は主に炭素量を 0.8 mass%、1.2 mass% の 2 水準に変化させた鋼であり、いずれも電解鉄および合金鋼を用いた真空溶解材である。 casting した 50 kg 鋼塊 ($t=110\sim 150$ mm) を 1250°C に再加熱し、最終板厚 40 mm に熱間圧延し、その後、所定の組織を得るため、各種条件において熱処理を施した。Table 2 に供試材の炭素量、組織形態、熱処理条件および熱処理後の硬さを示す。供試材は、共析炭素成分(0.8 mass% C)のパーライ

平成 16 年 5 月 10 日受付 平成 16 年 8 月 11 日受理 (Received on Mar. 10, 2004; Accepted on Aug. 11, 2004)

* 新日本製鐵(株)八幡技術研究部 (Yawata R&D Lab., Nippon Steel Corp., 1-1 Tobihata-cho Tobata-ku Kitakyushu 804-8501)

* 2 新日本製鐵(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Lab., Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi-cho Futtsu 293-8511)

Table 1. Chemical compositions of test steels.

C	Si	Mn	P	S	Cr
0.79	0.51	0.61	0.015	0.016	0.25
1.21	0.49	0.60	0.015	0.014	0.24

50kg ingot (1250°Cx2h) → Hot rolling (40t, 1000°C)

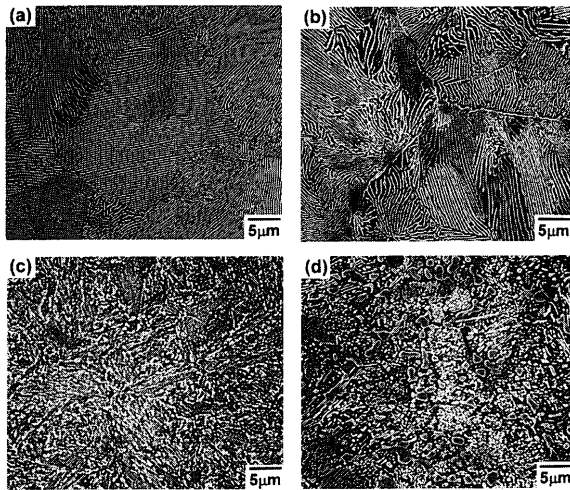


Fig. 1. Micro structure of test steels; (a) pearlite steel (0.8 mass% C, Hv 296), (b) cementite steel (1.2 mass% C, Hv 306), (c) tempered martensite steel (0.8 mass% C, Hv 286), (d) spheroidal carbide steel (1.2 mass% C, Hv 284).

ト鋼，焼戻しマルテンサイト鋼，また，過共析炭素成分 (1.2 mass% C) のラメラセメンタイト相を一部に含む球状化炭化物鋼 (以下，球状化炭化物鋼と略す)，初析セメンタイト組織を含むパーライト鋼 (以下，セメンタイト鋼と略す) であり，熱処理条件の制御により，それぞれの鋼の硬さを Hv 284~306 の範囲に調整した。Fig. 1 に各供試材のマイクロ組織を示す。パーライト鋼はフェライト相とセメンタイト相からなるラメラ構造，セメンタイト鋼は旧オーステナイト粒界から生成した粗大な初析セメンタイト組織がパーライト組織中に分散した構造，焼戻しマルテンサイト鋼は微細な炭化物が基地フェライト組織中に分散した構造，球状化炭化物鋼は比較的粗大な炭化物や微量のラメラセメンタイト相が基地フェライト組織中に分散した構造である。

2.2 摩耗試験

Fig. 2 に試験片形状および摩耗試験方法の概要を示す。供試材は，熱処理した各素材より直径 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素材より，供試材と同一寸法で切り出し，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 本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

Table 2. Carbon content, micro-structural morphology, heat-treatment and hardness of test steels.

Steel	Carbon content	Micro-structural morphology	Heat-treatment	Hardness (Hv, 98N)
Pearlite	0.8 mass%	Lamella (Ferrite phase+Cementite phase)	As received	296
Tempered martensite	0.8 mass%	Spheroid (Carbide in matrix ferrite)	Reheat (1000°Cx5min)→Quench→Temper (675°Cx15min)→A.C.	285
Spheroidal carbide	1.2 mass%	Spheroid (Carbide in matrix ferrite)	Reheat (1100°Cx5min)→Accelerated cooling (5°C/s)→Reheat (850°Cx30min)→Hold (700°Cx30min)→Accelerated cooling (5°C/s)	284
Proeutectoid cementite	1.2 mass%	Lamella (Ferrite phase+Cementite phase+Proeutectoid-cementite)	As received	306

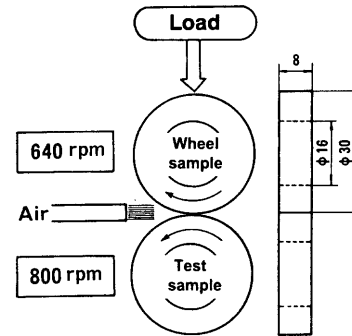


Fig. 2. Dimensions and shapes of wear test specimens and schematic illustration of rolling contact wear testing method.

Table 3. Conditions of rolling contact wear test.

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

軸から歯車を介して駆動する機構である。

Table 3 に摩耗試験条件を示す。試験条件は実軌道のレール頭側部 (車輪のフランジとレールが接触する位置) の接触条件を再現¹¹⁾するため，接触面の最大ヘルツ圧 640 MPa (接触荷重：686 N)，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押し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。回転数は 10~70 万回の範囲で変化させ，回転途中の摩耗挙動を調査した。なお，摩耗試験は同一試験条件において 3 回行い，摩耗量は試験 3 回分の平均値を代表値とした。ころがり面性状を確認するため，試験後の試験片のころがり面をバフ研磨し，光学顕微鏡による観察を行った。また，ころがり接触による硬さの変化を把握するため，ピッカース微小硬度計によるころがり面およびころがり面下の断面の硬度測定を行った。さらに，ころがり接触による微

視組織変化を確認するため、走査型電子顕微鏡(SEM)、透過型電子顕微鏡(TEM, 加速電圧200kV)によるころがり面およびころがり面直下の組織観察を行った。なお、ころがり面の硬さはき裂や剥離が発生していない任意のころがり面の20ヶ所、断面硬さはき裂や発生していない任意のころがり面下の3ヶ所について測定を行い、その平均値を代表値とした。また、TEM観察に用いた試料は、ころがり面より厚さ0.20mmの素材を切出し、化学研磨により厚さ30 μ mまで減厚された後、過塩素酸10%、酢酸90%の電解液によるツイング法により仕上げた薄膜を使用した。

3. 実験結果

3.1 摩耗量に及ぼす金属組織の影響

Fig. 3に供試材の回転数と摩耗量の関係を示す。いずれの供試材においても回転数の増加にともない摩耗量が増加している。回転数10万回(以下、10万回と略す)では、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比較して、パーライト鋼やセメントイト鋼の摩耗量は著しく少ない。さらに回転数が増加すると、いずれの鋼においても摩耗量は増加し、回転数70万回(以下、70万回と略す)では、摩耗量の少ないパーライト鋼やセメントイト鋼、摩耗量の多い球状化炭化物鋼、これらの鋼に対して中間的な摩耗量を示す焼戻しマルテンサイト鋼の主に三つの傾向を持つ摩耗挙動を示し、摩耗量と金属組織には良い相関が認められる。さらに、組織形態の観点から摩耗量を比較すると、基地フェライト組織中に主に炭化物が分散した構造(以下、炭化物分散構造と略す)の焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比べて、パーライトラメラ構造(以下、ラメラ構造と略す)のパーライト鋼やセメントイト鋼は摩耗量が少ない。また、摩耗量の少ないセメントイト鋼とパーライト鋼の摩耗量を詳細に比較すると、セメントイト鋼はパーライト鋼と比べて僅かに摩耗量が多い。

3.2 ころがり面の硬さに及ぼす金属組織の影響

Fig. 4に供試材の回転数ところがり面の硬さの関係を示す。10万回では、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比較して、パーライト鋼やセメントイト鋼のころがり面の硬さは高い。さらに回転数が増加すると、いずれの鋼においてもころがり面の硬さは増加し、70万回では、ころがり面の硬さの高いパーライト鋼やセメントイト鋼、ころがり面の硬さの低い球状化炭化物鋼、これらの鋼に対して中間的なころがり面の硬さを示す焼戻しマルテンサイト鋼の主に三つの傾向を持つ硬度変化を示し、ころがり面の硬さと金属組織には良い相関が認められる。さらに、組織形態の観点からころがり面の硬さを詳細に比較すると、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼の硬さは約Hv 530~570の範囲、パーライト鋼やセメントイト鋼の硬

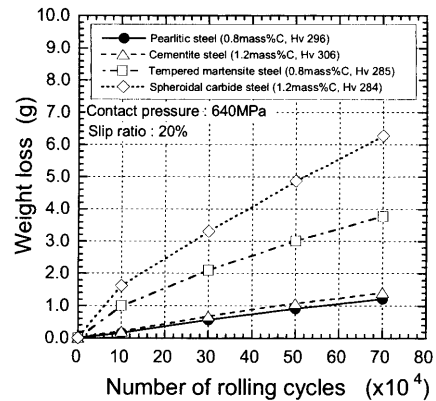


Fig. 3. Relation between number of rolling contact cycle and weight loss of test specimens.

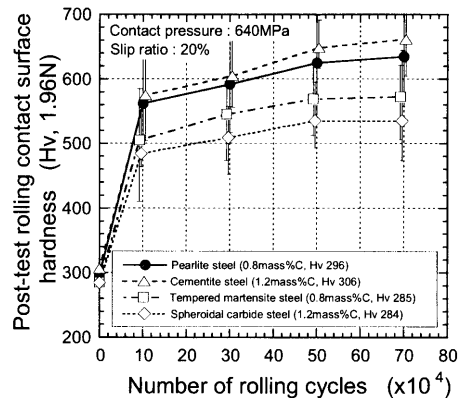


Fig. 4. Relation between number of rolling contact cycle and post-test hardness of test specimens.

さは約Hv 630~660の範囲であり、炭化物分散構造の鋼と比べてラメラ構造の鋼は硬さが高く、両者の硬さの差は約Hv 60~130の範囲に達する。

3.3 ころがり面下の断面硬さに及ぼす金属組織の影響

Fig. 5に10万回の、また、Fig. 6に70万回の供試材ころがり面下の断面硬度分布を示す。なお、本硬度分布ではころがり面上で測定した硬さ(Fig. 4)をころがり面深さ0mmの硬度値として表示した。10万回では、ころがり面直下から20 μ mの範囲においては、炭化物分散構造の焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比較して、ラメラ構造のパーライト鋼やセメントイト鋼は断面硬さが高い。しかし、ころがり面下20 μ mを超えた範囲においては、金属組織と断面硬さには明確な相関は認められない。70万回では、ころがり面直下から40 μ mの範囲においては、10万回と同様に、炭化物分散構造の鋼と比較して、ラメラ構造の鋼は断面硬さが高い。ころがり面下20 μ mでは、両者の硬さの差は約Hv 75~140の範囲に達する。一方、ころがり面下80~260 μ mの範囲においては、ころがり面直下から40 μ mの範囲とは逆に、炭化物分散構造の鋼はラメラ構造の鋼と比較して断面硬さが若干高い。さらに、ころがり面下260 μ mを超えた範囲では、金属組織と断面硬さには相関

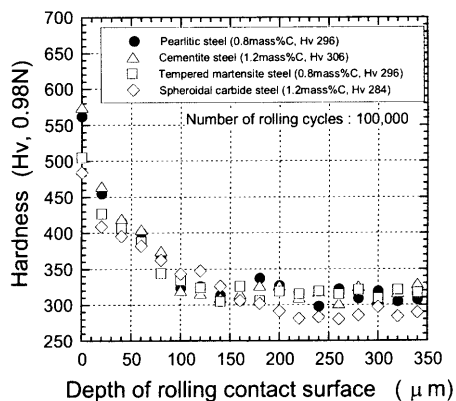


Fig. 5. Hardness distribution of cross section beneath rolling contact surface of test specimens after 100,000 cycles.

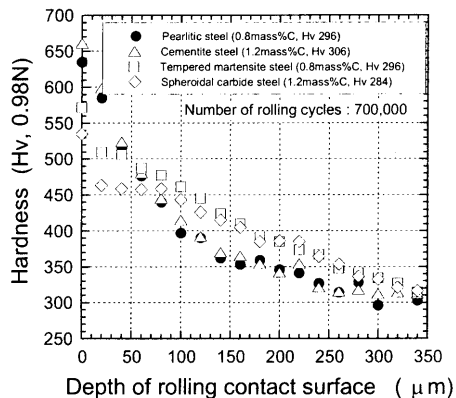


Fig. 6. Hardness distribution of cross section beneath rolling contact surface of test specimens after 700,000 cycles.

は認められず、いずれの鋼においても試験前の硬さ (Hv 300) に収束する傾向を示す。

3.4 ころがり面性状に及ぼす金属組織の影響

Fig. 7 に 10 万回の供試材ころがり面の代表的な性状を示す。Fig. 8 に 70 万回の供試材ころがり面の代表的な性状を示す。10 万回では、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼において、幅 20~50 μm 程度のき裂や部分的に微小な剥離 (Flaking) の発生が認められる。一方、パーライト鋼やセメンタイト鋼においては、マクロなき裂や剥離の発生は認められない。70 万回では、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼において、幅 100 μm 程度のき裂に加えて、幅 50 μm 程度の剥離の発生が認められる。一方、パーライト鋼やセメンタイト鋼では、10 万回と同様にマクロなき裂や剥離の発生は認められない。

3.5 ころがり面直下の断面組織観察

Fig. 9 に 10 万回の供試材のころがり面直下の断面 SEM 組織を示す。Fig. 10 に 70 万回のパーライト鋼とセメンタイト鋼、Fig. 11 に 70 万回の焼戻しマルテンサイト鋼と球状化炭化物鋼のころがり面直下の断面 SEM 組織をそれぞれ示す。10 万回では、いずれの供試材においても、ころがり面に作用する接線力により、ころがり面下ではメタルフロー

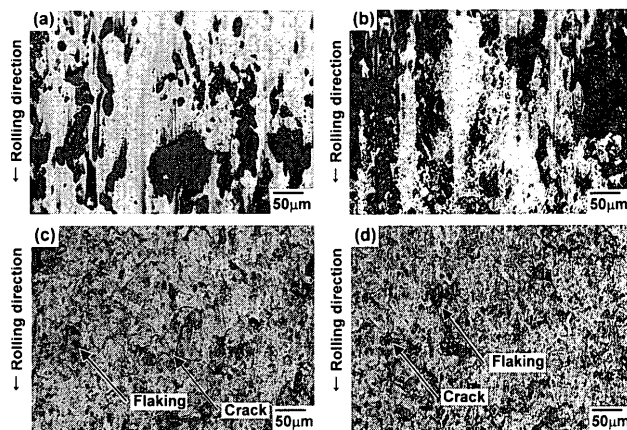


Fig. 7. Optical micrographs of rolling contact surface of test specimens after 100,000 cycles; (a) pearlite steel (0.8 mass% C), (b) cementite steel (1.2 mass% C), (c) tempered martensite steel (0.8 mass% C), (d) spheroidal carbide steel (1.2 mass% C).

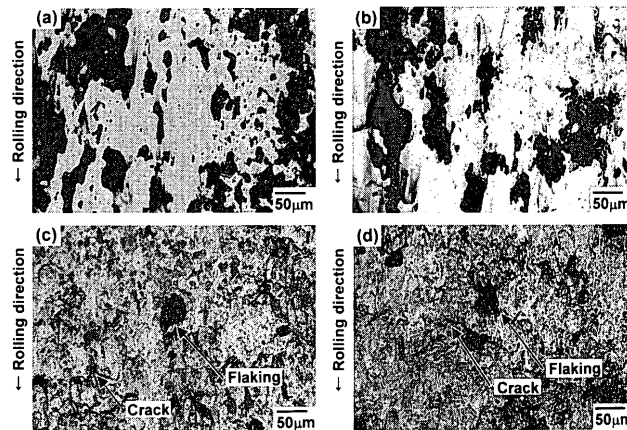


Fig. 8. Optical micrographs of rolling contact surface of test specimens after 700,000 cycles; (a) pearlite steel (0.8 mass% C), (b) cementite steel (1.2 mass% C), (c) tempered martensite steel (0.8 mass% C), (d) spheroidal carbide steel (1.2 mass% C).

(塑性流動) が生成している。パーライト鋼やセメンタイト鋼では、メタルフローによりラメラの方向がころがり面に平行になる傾向を示す。また、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼においても、メタルフローに沿って炭化物の長径方向がころがり面に平行に揃う傾向を示す。ころがり面直下の組織を詳細に観察すると、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼では、ころがり面直下の深さ 1~4 μm の範囲において、基底フェライト組織と炭化物の界面に微小なボイドの生成が認められる。70 万回では、パーライト鋼やセメンタイト鋼においては、10 万回と同様に、メタルフローによりラメラの方向がころがり面に平行になっている。10 万回と比較すると、伸延されたセメンタイト相とフェライト相の間隔が小さくなっており、さらに、ころがり面直下では一部にセメンタイト相の分断が認められる。また、セメンタイト鋼では、比較的粗大な初析セメンタイト組織とパーライト組織の界面において、10 万回では確認されなかった微小なボイドの生成が認められ

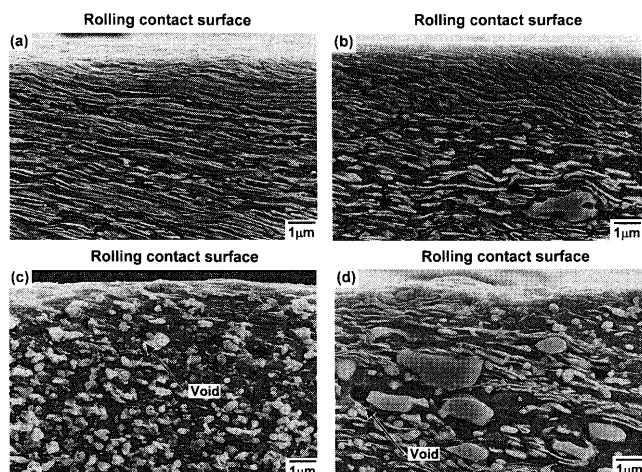


Fig. 9. Cross-sectional SEM microstructures of test specimens beneath rolling contact surface after 100,000 cycles; (a) pearlite steel (0.8 mass% C), (b) cementite steel (1.2 mass% C), (c) tempered martensite steel (0.8 mas% C), (d) spheroidal carbide steel (1.2 mass% C).

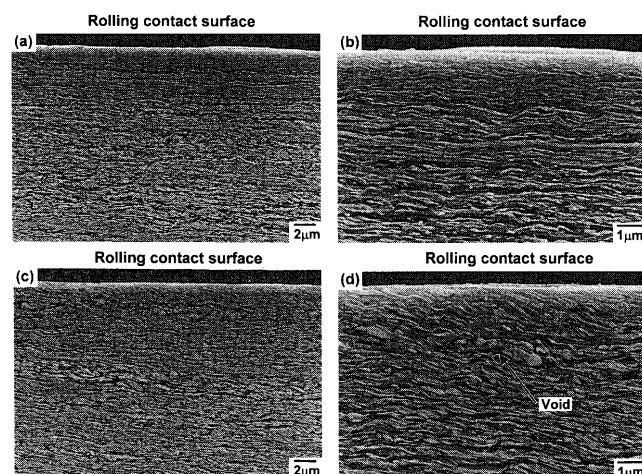


Fig. 10. Cross-sectional SEM microstructures of test specimens beneath rolling contact surface after 700,000 cycles; (a) pearlite steel (0.8 mass% C), (b) pearlite steel (0.8 mass% C) at high magnification, (c) cementite steel (1.2 mass% C), (d) cementite steel (1.2 mass% C) at high magnification.

る。しかし、パーライト鋼、セメント鋼共に、き裂の生成は認められない。一方、焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼では、ころがり面において、最大深さ $10\mu\text{m}$ 程度の剥離痕が認められる。さらに、ころがり面直下の深さ $1\sim 3\mu\text{m}$ の範囲において、ころがり面に対してほぼ平行に伝播したき裂の生成が認められ、焼戻しマルテンサイト鋼ではき裂がころがり面直下まで伝播している。

3.6 ころがり面の微視組織観察

組織形態の違いによりころがり面の硬さに明瞭な差が認められた70万回の試験片について、ころがり面の微視組織観察を行った。Fig.12にラメラ構造のパーライト鋼と炭化物分散構造の球状化炭化物鋼のころがり面から採取した薄膜のTEM組織と直径 $1\mu\text{m}$ の領域から得られた制限視野

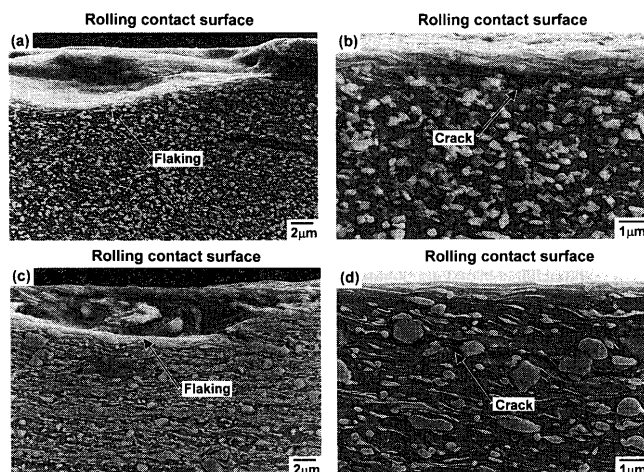


Fig. 11. Cross sectional SEM microstructures of test specimens beneath rolling contact surface after 700,000 cycles; (a) tempered martensite steel (0.8 mas% C), (b) tempered martensite steel (0.8 mas% C) at high magnification, (c) spheroidal carbide steel (1.2 mass% C), (d) spheroidal carbide steel (1.2 mass% C) at high magnification.

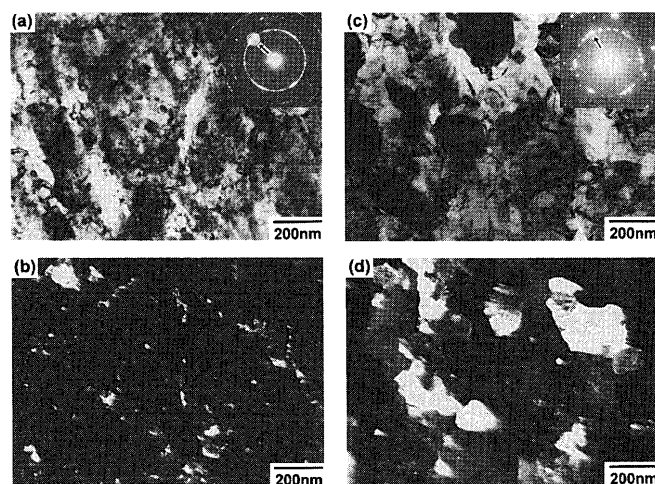


Fig. 12. TEM images beneath rolling contact surface of test specimens after 700,000 cycles; (a) bright-field image of pearlite steel (0.8 mass% C), (b) dark-field image of pearlite steel (0.8 mass% C), (c) bright-field image of spheroidal carbide steel (1.2 mass% C), (d) dark-field image of spheroidal carbide steel (1.2 mass% C).

電子線回折(SADP)像を示す。パーライト鋼では、ラメラ構造は殆ど消滅しており、分断されたセメント相、基地フェライト組織中に転位セルや微細なサブグレインの存在が認められる。一方、球状化炭化物鋼では、粗大な炭化物、基地フェライト組織中に部分的な転位セルの存在が認められる。しかし、パーライト鋼と比較して、球状化炭化物鋼の転位セルの発達は小さい。また、撮影領域でのSADP像は、パーライト鋼では、フェライトの回折斑点(110)がリング状に分散している。一方、球状化炭化物鋼では、パーライト鋼と比較してフェライトの回折斑点の分散は少ない。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解析すると、パーライト鋼の基地フェライト

粒径は20~100 nmの範囲である。一方、球状化炭化物鋼の基地フェライト粒径は100~400 nmの範囲である。これらの観察結果から、パーライト鋼と球状化炭化物鋼のころがり面での基地フェライト組織の加工状態を比較すると、パーライト鋼は球状化炭化物鋼と比べて基地組織の微細化が進んでいる。

4. 考察

高炭素鋼のころがり接触摩耗特性は、金属組織に大きく影響されることが明らかとなった。さらに、試験後のころがり面およびころがり面下では、硬さ、き裂や剥離の生成、転位セルやサブグレインの発達が金属組織によって大きく変化することが確認された。ここでは、ころがり面の硬さと摩耗量の関係、ころがり面の硬さの増加挙動について定量化を行い、組織形態の観点から、高炭素鋼の摩耗支配因子を検討する。さらに、ころがり面およびころがり面下断面の硬さや組織の変化から高炭素鋼の摩耗機構について考察する。

4.1 高炭素鋼の摩耗支配因子

著者らは、パーライト鋼の摩耗特性はころがり面の硬さと相関があることを報告した¹²⁾。そこで、Fig. 3, Fig. 4に示した回転数と摩耗量およびころがり面の硬さの関係をを用いて、ころがり面の硬さと摩耗の関係を直接的に求めた。試験片同士のなじみの影響がある初期摩耗状態から定常摩耗状態へ移行したと推定され、かつ、金属組織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た回転数10~70万回の範囲において、回転数20万回毎、すなわち、10~30万回、30~50万回、50~70万回の間におけるころがり面の始めと終りの硬さの平均（以下、平均硬さと略す）とその間の摩耗量(ΔW)の関係を整理した。Fig. 13にころがり面の平均硬さと摩耗量の関係を示す。いずれの供試材においても、ころがり面の平均硬さと摩耗量には相関があり、ころがり面の平均硬さが増加するにしたがって摩耗量は減少する傾向を示す。また、組織形態の観点から比較すると、炭化物分散構造の焼戻しマルテンサイト鋼や球状化炭化物鋼と比べて、ラメラ構造のパーライト鋼やセメンタイト鋼はころがり面の平均硬さが高く、摩耗量が少ない。

さらに、ころがり面の硬さの増加に及ぼす組織形態の影響を明らかにするため、Fig. 4に示した結果を用いて、試験前硬さに対する70万回回転後のころがり面の硬さ増分の比率を算定した。ころがり面の硬さ増分は、ラメラ構造の鋼では約115%、炭化物分散構造の鋼では約90~100%の範囲となり、ラメラ構造の鋼は、試験後のころがり面の硬さの増加が大きい。さらに詳細に炭化物分散構造の鋼のころがり面の硬さ増分を比較すると、焼戻しマルテンサイト鋼では約100%、球状化炭化物鋼では約90%であり、微細

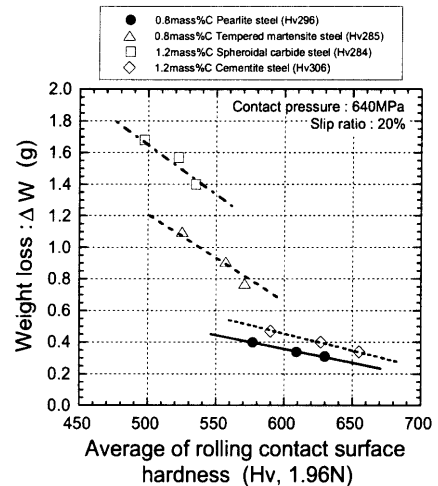


Fig. 13. Relation between average rolling contact surface hardness and increase of weight loss of test specimens at 200,000 cycle intervals in rolling contact cycle range of 100,000 to 700,000.

な炭化物からなる焼戻しマルテンサイト鋼は、比較的粗大な炭化物からなる球状化炭化物鋼と比べて、ころがり面の硬さの増加が大きい。

以上の検討より、高炭素鋼のころがり接触摩耗特性は、パーライト鋼で確認¹²⁾されているように、主に、ころがり面の硬さに支配されていることが明らかとなった。また、ラメラ構造の鋼はころがり面の硬さの増加が大きく、ころがり接触による硬さの増加が凝着摩耗を抑制し、高い耐摩耗性を示す一因であることも確認された。

また、ころがり面の平均硬さと摩耗量の関係は、組織形態毎に異なった相関を示している。ころがり面の平均硬さが同じ範囲で比較した場合、ラメラ構造の鋼は、炭化物分散構造の鋼と比べて、摩耗量が少ない。さらに、Fig. 7, 8に示したように、ころがり面においては、ラメラ構造の鋼では、炭化物分散構造の鋼で確認されたき裂や剥離の生成が認められなかった。したがって、ラメラ構造の鋼が高い耐摩耗性を示すのは、ころがり面での部分的な剥離の抑制、すなわち、疲労摩耗の発生が抑制されることも一つの要因であると推察される。

4.2 ころがり面の硬さの増加に及ぼす組織形態の影響

ころがり面において、炭化物分散構造の鋼と比較して、ラメラ構造の鋼の硬さの増加が大きくなる機構について、ころがり面直下の組織変化から考察する。Fig. 9, 10に示したように、10万回までのころがり接触の初期過程においては、ラメラ構造の鋼では、ころがり接触によりせん断帯が導入され、パーライト鋼の冷延実験や伸線加工実験で確認¹³⁻¹⁵⁾されているように、ランダムな結晶方位を持ったフェライト相（ブロック）とその中にラメラ状に存在するセメンタイト相が協調して層状に塑性変形した状態であると推察される。このような塑性変形過程においては、はじめに、パーライト組織中のフェライト相に転位が主に導入される。さらに、層状のセメンタイト相がフェライト相を

挟んでいる組織形態であるため、高炭素線材の伸線加工実験で確認¹⁶⁾されているように、転位はころがり面直下のフェライト相中に多く蓄積する。一方、炭化物分散構造の鋼では、ラメラ構造の鋼と同様に、基地フェライト組織に転位が導入される。しかし、炭化物が基地フェライト組織中に分散している組織形態であるため、転位は基地フェライト組織中を移動し、ころがり面において転位が蓄積し難い状態にあると推察される。このような組織変化の違いにより、高炭素鋼の冷延実験¹⁷⁾で確認されているように、ころがり接触の初期過程から、ころがり面の硬さの増加に差が発生すると考えられる。また、さらにはころがり接触が繰返された状態においては、ラメラ構造の鋼では、強加工によるフェライト相とセメンタイト相の間隔の微細化に加えて、転位密度の増加により、Fig.12に示したころがり面の薄膜組織で観察されたように、転位のセル化や基地フェライト組織のサブグレイン化が進み、鉄粉を用いたメカニカルミリング実験¹⁸⁾や過共析パーライト鋼の摩耗試験¹²⁾で確認されているように、ころがり面の硬さの増加がさらに進む。一方、炭化物分散構造の鋼では、ころがり面での摩耗促進の影響も受けて、転位密度の増加によるセル化等の加工組織が十分に発達せず、さらに、基地フェライト組織中の転位の移動により、Fig. 6の断面硬度分布に示したように、硬度上昇の領域がころがり面下の深い範囲まで及び、ころがり面での硬さの増加が減じると推察される。

なお、今回の実験結果では、炭化物分散構造の球状化炭化物鋼と焼戻しマルテンサイト鋼において、ころがり面の硬さの増加に差が生じた。この差の要因としては、基地フェライト組織中の炭化物の体積比率、炭化物のサイズ、炭化物間の平均距離等の影響が考えられる。これらの要因から硬さ増加の差の原因を明らかにするには、さらに詳細な組織観察による解析が必要であり、今後の研究課題と考えられる。

4.3 ころがり面のき裂や剥離の生成に及ぼす組織形態の影響

本試験ではころがり面に強制的なすべりが付与されている。このため、ころがり面ではころがり方向に大きな接線力が作用する。これに伴い、Fig.10, 11に示したメタルフローの挙動からも明らかなように、ころがり面直下ではせん断力が作用する^{12),19)}。ここでは、これらの力学的要因や上述したころがり面やその直下の硬さの増加や塑性変形の挙動から、炭化物分散構造の鋼のころがり面において、ラメラ構造の鋼で確認されなかったき裂や部分的な剥離が発生した要因について考察する。

Fig. 4やFig. 5, 6に示したように、炭化物分散構造の鋼は、ラメラ構造の鋼と比較して、ころがり面やその直下において硬さの増加が小さい。このため、せん断力の作用により、せん断破壊限界に達したころがり面やその直下に初期き裂が発生し、部分的な剥離に至ることが考えられる。

また、ころがり面直下ではころがり方向に平行なメタルフローが生成している。ラメラ構造の鋼では、パーライト組織のフェライト相とセメンタイト相が協調して層状に塑性変形する¹³⁻¹⁵⁾。これに対して、炭化物分散構造の鋼では、硬さが高く、延性に乏しい炭化物が、基地フェライト組織のメタルフローに追従できず、不均一な塑性変形により、基地フェライト組織と炭化物の界面において微小なボイドが生成する。さらに、せん断力が繰返して作用し、応力集中の影響も受け、ボイド近傍からき裂が発生し、部分的な剥離が発生すると考えられる。

さらに、炭化物分散構造の鋼の中で、球状化炭化物鋼は、焼戻しマルテンサイト鋼と比較して、炭化物のサイズが大きく、ころがり面直下において生成するボイドが粗大化し、その周囲の応力集中が大きくなる。また、ころがり面直下の硬さの増加も小さいことから、き裂の発生が容易となり、球状化炭化物鋼の剥離がさらに促進されると考えられる。

ここで、これらの炭化物分散構造の鋼で見られるころがり面のき裂や剥離の生成に関して、ラメラ構造の鋼についてもその生成の可能性を検討する。セメンタイト鋼では、Fig.10に示したように、粗大な初析セメンタイト組織とパーライト組織の界面において、パーライト鋼では確認されなかった微小なボイドが生成している。したがって、セメンタイト鋼においても、これらのボイドからき裂が発生し、微小な剥離が生成する可能性がある。

以上の検討から、炭化物分散構造の鋼のころがり面においてき裂や部分的な剥離が発生する現象は、ころがり面やその直下の硬さの増加が小さく、せん断破壊に対する強度が低いこと、さらに、ころがり面直下において、メタルフローが生成した際に、基地フェライト組織と炭化物の界面に微小なボイドが生成したこと起因すると考える。

4.4 高炭素鋼のころがり接触摩耗機構

これらの知見に基づき、高炭素鋼のころがり接触摩耗機構について考察する。Fig.14に高炭素鋼の摩耗機構を模式的に示す。ころがり接触の初期段階においては、炭化物分散構造の鋼では、ころがり接触による転位が、ころがり面からその面下の深い範囲まで分散して導入される。一方、ラメラ構造の鋼では、ころがり接触による転位がころがり面に集積する。さらに回転数が増すと、炭化物分散構造の鋼では、ころがり面での摩耗促進の影響も受けて、セル化等の加工組織の発達が抑制され、ころがり面の硬さの増加が十分に得られない。これに対してラメラ構造の鋼では、フェライト相とセメンタイト相の間隔の微細化や基地フェライト組織のセル化やサブグレイン化の進行により、基地組織が微細化し、ころがり面の硬さの増加が大きくなる。このため、ころがり面での凝着による摩耗の発生が減少する。

また、ころがり接触の初期段階においては、炭化物分散構造の鋼では、硬さの増加が小さいころがり面にき裂が生成する。さらに、ころがり面直下においては、基地フェラ

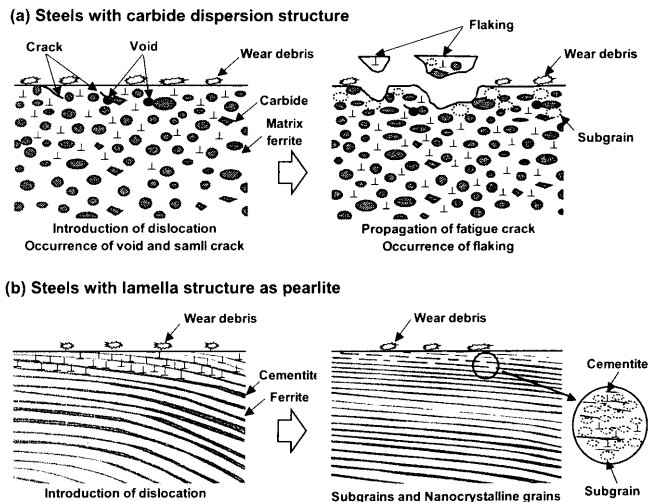


Fig. 14. Estimated mechanism of rolling contact wear of high carbon steels.

イト組織と炭化物の界面に微小なボイドやこれにともなうき裂が生成する。一方、ラメラ構造の鋼では、パーライト組織中のフェライト相とセメンタイト相が協調して層状に塑性変形し、硬さの増加も大きいので、ころがり面やその直下において、ボイドやき裂の発生が抑制される。さらに回転数が増加すると、炭化物分散構造の鋼では、ころがり面やその直下のき裂が伝播し、ころがり面で剥離が発生する。一方、ラメラ構造の鋼は、ころがり面やその直下の硬さが増加し、ころがり面でのき裂や剥離の発生がさらに抑制される。これらのころがり面やその直下の硬さの増加や塑性変形の挙動の違いにより、炭化物分散構造の鋼と比較して、ラメラ構造の鋼はボイドやき裂の発生にともなうころがり面での剥離、すなわち、疲労摩耗の発生が抑制される。

以上の推定した機構から、ラメラ構造の鋼は、炭化物分散構造の鋼と比較して、凝着摩耗の発生が減少し、さらに、疲労摩耗の発生が抑制されると考える。

この中で、炭化物分散構造の鋼において、球状化炭化物鋼は、焼戻しマルテンサイト鋼と比較して、ころがり面の硬さの増加が小さく、凝着による摩耗が促進されると考えられる。また、球状化炭化物鋼は、焼戻しマルテンサイト鋼と比較して炭化物のサイズが大きいため、ころがり面直下において、生成するボイドが粗大化し、剥離の増加により疲労摩耗が促進されると考える。

同様に、ラメラ構造の鋼においても、セメンタイト鋼では、粗大な初析セメンタイト組織の界面に存在する微小なボイドに起因した剥離が発生し、微量な疲労摩耗が発生する可能性がある。

5. 結言

共析炭素成分(0.8 mass% C)のパーライト鋼、焼戻しマル

テンサイト鋼、また、過共析炭素成分(1.2 mass% C)の球状化炭化物鋼、初析セメンタイト鋼(初析セメンタイト組織を含むパーライト鋼)を用いて、ころがり接触摩耗試験を行い、高炭素鋼の組織と摩耗の関係を調査し、高炭素鋼のころがり接触摩耗の支配因子を検討した。さらに、高炭素鋼の摩耗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) 高炭素鋼のころがり接触摩耗特性は、組織形態に大きく影響され、ラメラ構造のパーライト鋼や初析セメンタイト鋼は、炭化物分散構造(基地フェライト組織中に炭化物が分散した構造)の焼戻しマルテンサイト鋼、球状化炭化物鋼と比較して、摩耗量が少なく、耐摩耗性が高い。

(2) 炭化物分散構造の鋼と比較してラメラ構造の鋼の耐摩耗性が向上するのは、ラメラ構造の鋼では、ころがり面の硬さの増加が大きく、凝着摩耗が抑制されることに加えて、ころがり面の部分的な剥離にともなう疲労摩耗の発生が抑制されることが主な要因であると考えられる。

(3) 炭化物分散構造の鋼と比較してラメラ構造の鋼のころがり面で疲労摩耗(剥離)の発生が抑制される現象は、ラメラ構造の鋼では、ころがり面やその直下において、強度(硬さ)が増加し、き裂の発生が抑制されること、さらに、ころがり面直下において、パーライト組織中のフェライト相とセメンタイト相が協調して層状に塑性変形するため、炭化物分散構造の鋼で確認された基地フェライト組織と炭化物の界面に形成されるボイドやき裂の発生が抑制されることが主な要因と考えられる。

文 献

- 1) M.Ishida: *Shinsenro*, **49-5** (1995), 38.
- 2) G.A.Tomlinson: *Philos. Mag.*, **7** (1927), 905.
- 3) H.Kageyama, K.Sugino and H.Masumoto: *Tetsu-to-Hagané*, **64** (1978), S905.
- 4) R.K.Steel and R.P.Reiff: 2nd International Heavy Haul Railway Conf. Proc., (1982), 85-HH-24.
- 5) H.Masumoto, K.Sugino and H.Hayashida: 1st International Heavy Haul Railway Conf. Proc., (1978), session 212.
- 6) K.Sugino, H.Kageyama and H.Masumoto: 2nd International Heavy Haul Railway Conf. Proc., (1982), 85-HH-20.
- 7) K.Sugino, H.Kageyama and C.Urushima: 32nd Mechanical Working and Steel Proc., (1990), 171.
- 8) M.Ueda, J.Takehara, N.Iwasaki and H.Ichinose: *Tetsu-to-Hagané*, **64** (1978), S906.
- 9) H.Yokoyama, S.Yamamoto, M.Fujikake and Y.Yoshida: 4th International Symposium on Rail Steels Proc., (1997), 1023.
- 10) M.Ueda, K.Uchino, H.Kageyama, A.Kobayashi and T.Kaneta: IHHA'99 STS-Conf. Proc., Vol. 1, (1999), 259.
- 11) T.Kigawa: *J. Jpn. Soc. Lubr. Eng.*, **28** (1983), 721.
- 12) M.Ueda, K.Uchino and H.Senuma: *Tetsu-to-Hagané*, **87** (2001), 32.
- 13) T.Furuhara and M.Maki: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 415.
- 14) W.F.Hosford, Jr.: *Trans. AIME*, **230** (1964), 12.
- 15) G.Langford: *Metall. Trans.*, **8A** (1977), 861.
- 16) Y.Daitoh and T.Hamada: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 105.
- 17) M.Umemoto: *Mater. J.*, **39** (2000), 225.
- 18) Y.Kimura, H.Hidaka and S.Takaki: *Mater. Trans., JIM*, **40** (1999), 1149.
- 19) W.R.Tyfour, J.H.Beynon and A.Kupoor: *Wear*, **180** (1995), 79.