

高硬度パーライト鋼の摩耗，ころがり接触疲労損傷特性

Property of Wear and Rolling Contact Fatigue Damage in High-hardness Pearlitic Steels

上田 正治*
Masaharu UEDA

山本 剛士
Takeshi YAMAMOTO

園山 恭平
Kyohei SONOYAMA

抄 録

海外の貨物鉄道では、貨物の高積載化にともなう輪重の増加により、レールの使用環境が過酷化している。車輪と接触するレール頭部では、摩耗やころがり接触疲労損傷の発生が顕在化している。これらの課題に対して、レール鋼の耐摩耗性や耐ころがり接触疲労損傷性に関する研究が盛んに行われているが、レール鋼の硬さ、炭素量の影響を包括的に評価した結果は少ない。そこで、貨物鉄道を再現した二円筒式の試験機を用いて、高硬度パーライト鋼の摩耗ところがり接触疲労損傷性を評価した。さらに、ころがり面の硬さや塑性流動を調査し、摩耗の支配因子や疲労損傷の発生機構について、トライボロジーや破壊力学的なアプローチに基づき考察した。

Abstract

On overseas heavy haul railways, the environment in which the rails are used has become severe due to the increased wheel load associated with higher cargo loads. At the rail heads that come into contact with the wheels, wear and rolling contact fatigue damage has become evident. In response to these issues, many studies are being conducted on the wear resistance and rolling contact fatigue damage resistance of rail steel, but there are few results that comprehensively evaluate the effects of the hardness and carbon content of rail steel. Therefore, we evaluated the wear and rolling contact fatigue damage properties of high-hardness pearlite steel using a two-cylinder testing machine that simulates a heavy haul railway. Furthermore, the hardness and plastic flow of the rolling surface were investigated, and the governing factors of wear and the mechanism of fatigue damage generation were discussed based on tribology and fracture mechanics approaches.

1. 緒 言

鉄鉱石などの天然資源や穀物を輸送する海外の貨物鉄道では、輸送の効率化を図るため、貨物の積載重量の増加が積極的に推進されている。これにともない、貨車の輪重は大幅に増加しており、使用環境はより一層厳しいものとなっている。特に、車輪と接触するレール頭部では、接触面圧および接線力（摩擦力）の増加により、摩耗やころがり接触疲労（RCF: Rolling Contact Fatigue）損傷が増加している¹⁾。

貨物鉄道で発生した摩耗やころがり接触疲労損傷の事例を図1に示す。レールと車輪の接触面には、車輪のころがりによる接触圧力ところがり方向と逆方向の接線力が作用する。特に、レールのゲージコーナー（G.C.: Gauge Corner）部では、車輪のフランジ部との接触によりすべりが発生し、

大きな接線力が作用する。その結果、ころがり接触面では摩耗が促進し、ころがり接触面直下では大きな塑性流動が発生する。さらに、繰り返しの接触にともない塑性流動部にはき裂が発生し、き裂の伝播によってスポーリング（Spalling）と呼ばれる剥離をともなうころがり接触疲労損傷が発生する²⁻⁵⁾。

これらの課題に対して、レールの摩耗やころがり接触疲労損傷について様々な研究が行われてきた。摩耗については、高炭素含有のパーライト鋼の硬さや炭素量の影響が議論され、パーライト鋼の高硬度化が耐摩耗性の向上に有効であること⁶⁻⁸⁾、さらに、炭素量の増加がころがり接触面の加工硬化を促進させることが確認され、パーライト鋼の高炭素化も耐摩耗性の向上に有効であることが報告されている⁹⁾。また、ころがり接触疲労損傷については、予めからパーライト鋼の硬さとの相関が議論されており、ころがり接触

* 九州製鉄所 形鋼部 部長代理 博士(工学) 福岡県北九州市戸畑区飛幡町 1-1 〒804-8501

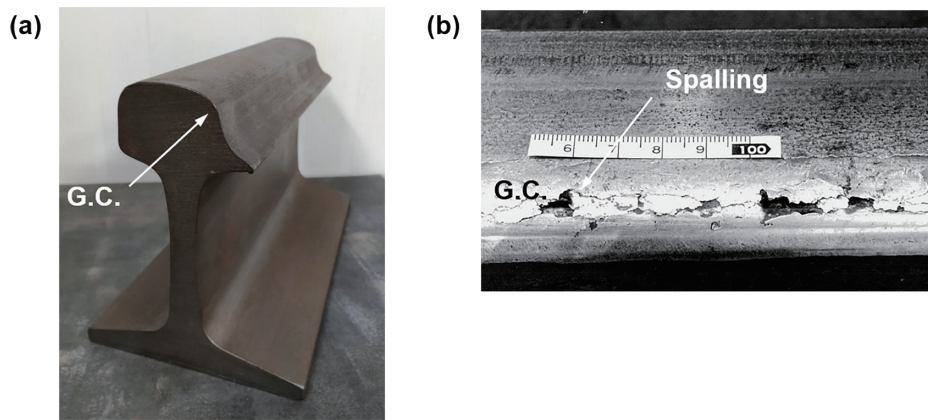


図1 海外の貨物鉄道レールの摩耗ところがり接触疲労損傷の事例
(a) 摩耗レール, (b) ころがり接触疲労損傷レール

Examples of wear and rolling contact fatigue damage on overseas heavy haul railways: (a) Worn rail, (b) Rolling contact fatigue damaged rail

面の塑性流動を抑制する高硬度化が有効であることが報告されている¹⁰⁻¹²⁾。さらに, 炭素量との相関も議論されており, 炭素量の増加により, 塑性流動やき裂の伝播が抑制され, 耐ころがり接触疲労損傷性が向上することが報告されている¹³⁾。しかしながら, 高炭素含有の高硬度パーライト鋼の摩耗およびころがり接触疲労損傷特性において, 硬さ, 炭素量の影響を包括的に評価し, その機構を考察した結果は少ない。

本稿では, ころがり接触条件下における高硬度パーライト鋼の耐摩耗性, 耐ころがり接触疲労損傷性に及ぼす硬さ, 炭素量の影響を明らかにするため, 海外の貨物鉄道のレールと車輪の接触部を再現する二円筒式の試験機を用いて, 初期硬さ, 炭素量を変化させた高硬度パーライト鋼の耐摩耗性と耐ころがり接触疲労損傷性を評価した。さらに, ころがり面の硬さ, 塑性流動を調査し, 摩耗の支配因子や疲労損傷の発生機構について, トライボロジーや破壊力学的なアプローチに基づき考察した。

2. 摩耗, ころがり接触疲労損傷再現実験

2.1 試験機

図2に二円筒式の試験機の外観と概要を示す。車輪円盤とレール円盤はそれぞれベルトを介して直接モーターにより駆動する機構である。さらに, 荷重は垂直および水平方向から油圧システムによってそれぞれ負荷することができる。車輪軸はレール軸に対して一定の傾き, すなわち, アタック角をつけることが可能である。

2.2 試験片

表1に試験片の化学成分, 初期硬さおよびマイクロ組織を示す。レール試験片は炭素量を0.8mass%, 0.9mass%, 1.0mass%とし, Si, Mn, Cr, Vの合金を添加した鋼である(以下, 炭素量0.8mass%の鋼を0.8mass%C鋼, 炭素量0.9mass%の鋼を0.9mass%C鋼, 炭素量1.0mass%の鋼を1.0mass%C

鋼と略す)。また, 車輪試験片は炭素量を0.7mass%とし, Si, Mn, Cr, Vの合金を添加した鋼である。

レールおよび車輪試験片の素材は電解鉄および合金鉄を真空溶解して製造した。真空溶解において成分調整された後, 鋼塊を製造し, その後, この鋼塊を1250°Cで再加熱し, 直径220~240mmに鍛造した。

レール試験片は, パーライト組織の初期硬さを変化させ, 初析セメンタイト組織の生成を防止するため, 鍛造した素材を試験片相当の大きさに粗加工し, 高周波加熱により950~1050°Cの温度範囲で再加熱し, その後, 所定の加速冷却を行った。硬さはそれぞれの炭素量の鋼において400~440HVの範囲に制御した。一方, 車輪試験片は, 鍛造した素材を試験片相当の大きさに粗加工し, 高周波加熱により950°Cで再加熱し, その後加速冷却を行った。硬さは390HVに調整した。

熱処理したレール試験片, 車輪試験片は, 貨物鉄道で用いられているレール断面形状(AREMA規格136RE), 車輪断面形状(AAR規格)を1/4に縮尺した形状にそれぞれ最終加工した。レール試験片, 車輪試験片の試験片幅中央部の直径は200mmとした。

2.3 実験条件

表2に試験条件を示す。車輪試験片はモーターにより駆動した。一方, レール試験片は自由に回転するように設定され, 車輪試験片により駆動した。輪重20tonレベルの貨物鉄道の曲線区間(曲率半径200~300m)の接触状態を再現するため, 荷重条件は垂直荷重17.7kN, 水平荷重11.8kNとした。さらに, 車輪試験片のアタック角を0.5°とした。図3にレール試験片と車輪試験片の初期接触におけるFEM(Finite Element Method)の接触計算結果を示す。レール試験片は車輪試験片と主に頭頂部とG.C.部の2点で接触し, G.C.部の初期接触時の最大接触圧力(p_n)は2000MPa程度であった。なお, G.C.部は車輪フランジ付け根部

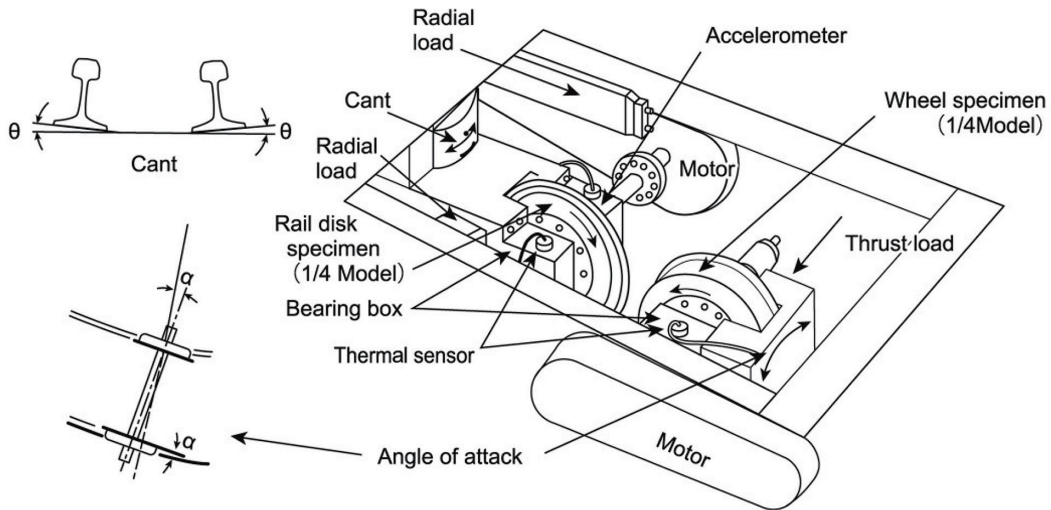
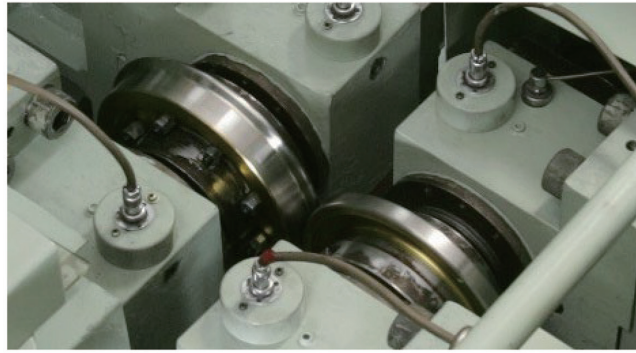


図2 二円筒式の試験機の概要
Appearance and schematic outline of a two-disk-type testing machine

表1 試験片の化学成分、初期硬さおよびマイクロ組織
Chemical composition, initial hardness and microstructure of test specimens

Specimen	Carbon content (mass%)	Alloy	Hardness (HV10)	Microstructure
Rail	0.8 mass%C	Si, Mn, Cr, V add.	400	Pearlite
			440	
	0.9 mass%C		415	
			440	
1.0 mass%C	1.00	420		
Wheel	0.70		390	

表2 試験条件
Testing conditions

Loading (kN)	Radial: 17.7 Thrust: 11.8
Angle of attack (°)	0.5
Initial contact pressure (MPa)	2000 (G.C. portion)
The total number of rolling contact cycles	550×10 ³
Lubrication and its duration of cycles	Dry (Non-lubrication) / 0×10 ³ to 20×10 ³ Water (5 cc/min) / 20×10 ³ to 320×10 ³ Repeated dry (0.5 min) and water (1.0 min) / 320×10 ³ to 550×10 ³

と接触する。車輪フランジ付け根部の回転半径は G.C. 部と比較して大きい。したがって、G.C. 部では回転方向と同一方向（荷重移動方向とは反対）の接線力（摩擦力）が作用する¹⁴⁾。

繰り返し接触回数は 550×10³ 回とした。潤滑条件は次の通りである。初期の 20×10³ 回は乾燥とした。次の 20×10³ ~ 320×10³ 回は水潤滑とし、さらに最終の 320×10³ ~ 550×10³ 回は、乾燥 0.5 min、水潤滑 1.0 min の交互の繰り返しとした（以下、乾燥と水の繰り返し潤滑と略す）。また、水潤滑においては、両試験片の接触面に 5cc/min の量で水を滴下した。これらの潤滑条件の狙いは次の通りである。初期

の乾燥運転は馴染み運転である。しかしながら、初期の乾燥運転後においてはころがり面の粗さが増加する。そこで、これに続く水潤滑運転では、実レールのころがり面のように接触面を平滑にし、同時に、ころがり接触面に微細なき裂を発生させる。これに加えて、乾燥と水の繰り返し潤滑では、塑性流動起因のころがり接触疲労損傷を再現するため、乾燥運転時に塑性流動を発達させる強い接線力をころがり接触面に作用させ、水潤滑運転時にき裂内部に水を浸入させ、き裂の伝播を促進させる^{15, 16)}。

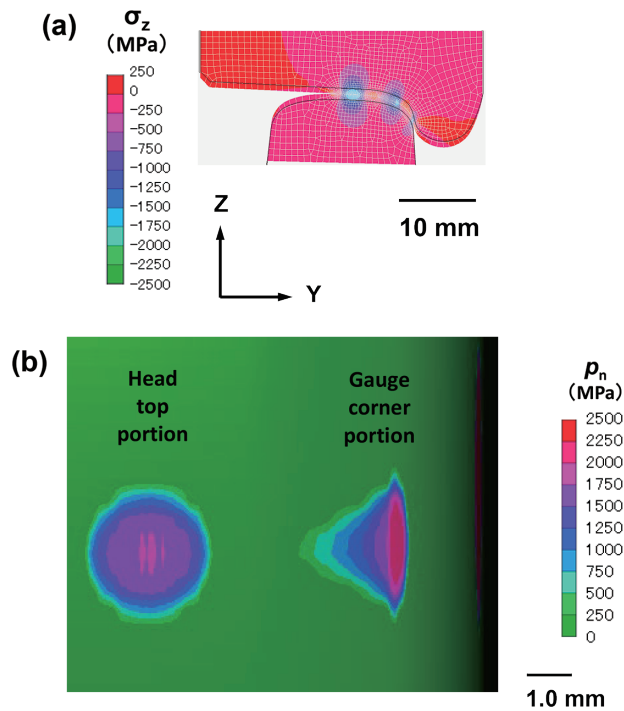


図3 初期接触状態における車輪試験片との接触によるレール試験片の応力および圧力分布
(a) 断面垂直応力分布 (σ_z), (b) レール試験片の接触面の圧力分布 (p_n)

Pressure and stress distributions of the rail specimen in contact with the wheel specimen under the initial condition: (a) Distribution of vertical stress σ_z , (b) Distribution of normal contact pressure p_n on a rail specimen surface

2.4 評価

試験は試験片の各硬さにおいてそれぞれ4回実施した。試験を終えたレール試験片は、摩耗特性を評価するため、接触式の三次元測定機を用いて断面形状の測定を行った。次に、摩耗が生成していないG.C.部と反対側の側面を基準として、試験後形状と初期形状の重ね合わせを行い、試験前後の断面形状の差の領域を摩耗量とした。これに加えて、ころがり接触面の外観観察を行った。さらに、ころがり接触面直下のき裂の生成状況、組織や硬さの変化を調査するため、き裂が局部的に生成しているG.C.部をころがり方向に切断し、研磨後、ナイタールで腐食した。その後、光学顕微鏡を用いてマイクロ組織観察を行った。また、マイクロビッカース硬度計(25gf)を用いて、ころがり接触面直下の深さ方向の断面硬さを測定した。なお、断面形状の測定およびころがり接触面の外観観察は、それぞれの試験片において1/4円周の1断面または1/4円周で実施した。マイクロ組織観察、硬さ測定は、それぞれの試験片において、1/4円周のころがり接触面の中で8mm弧長の部位を選び、その中で2視野について実施した。

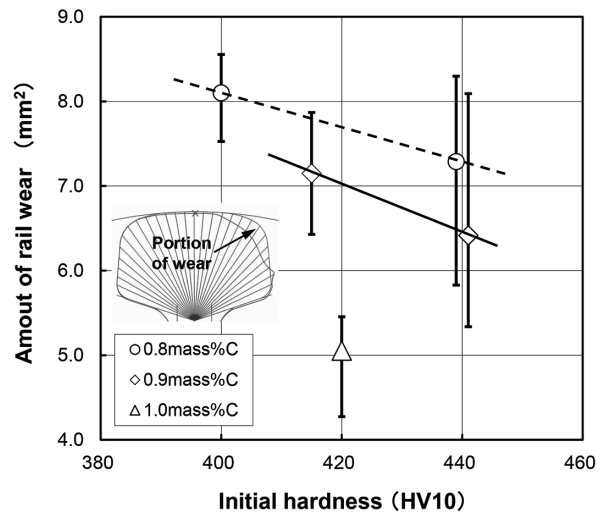


図4 レール試験片の初期硬さと摩耗量の関係
Relationship between the initial hardness and wear amount of the rail specimens

3. 実験結果

3.1 耐摩耗性に及ぼす初期硬さおよび炭素量の影響

3.1.1 摩耗量の比較

図4にレール試験片の初期硬さと摩耗量の関係を示す。試験片の炭素量に関係なく、試験片の初期硬さが増加すると摩耗量は減少する。さらに、摩耗量は試験片の炭素量との強い相関が認められ、炭素量の増加にともない摩耗量は大きく減少する。各試験片の摩耗量を比較すると、炭素量の高い1.0mass%C鋼(420HV)は摩耗量が少なく、耐摩耗性が最も優れている。

3.2 耐ころがり接触疲労損傷性に及ぼす初期硬さおよび炭素量の影響

3.2.1 ころがり接触面の性状

図5に典型的なレール試験片の試験後のころがり接触面を示す。ころがり方向に沿ってG.C.部には細かなピットや様々な大きさの剥離(Spalling)が分散して生成している。最も大きな剥離の長さはころがり方向で約10mmに達している。剥離の数や大きさは試験片の初期硬さや炭素量の違いにより大きく変化している。試験片の初期硬さが増加すると剥離の数や大きさは減少する傾向が認められる。さらに、試験片の炭素量の増加にともない剥離の数や大きさは減少する傾向を示す。

3.2.2 ころがり接触面直下の断面マイクロ組織

図6に典型的なレール試験片のG.C.部におけるころがり接触面直下の断面マイクロ組織を示す。いずれの試験片においても、ころがり接触面直下の組織はころがり方向に流れている。すなわち、ころがり面近傍では塑性流動が認められる。この塑性流動に沿って多くのき裂が発生し、伝播

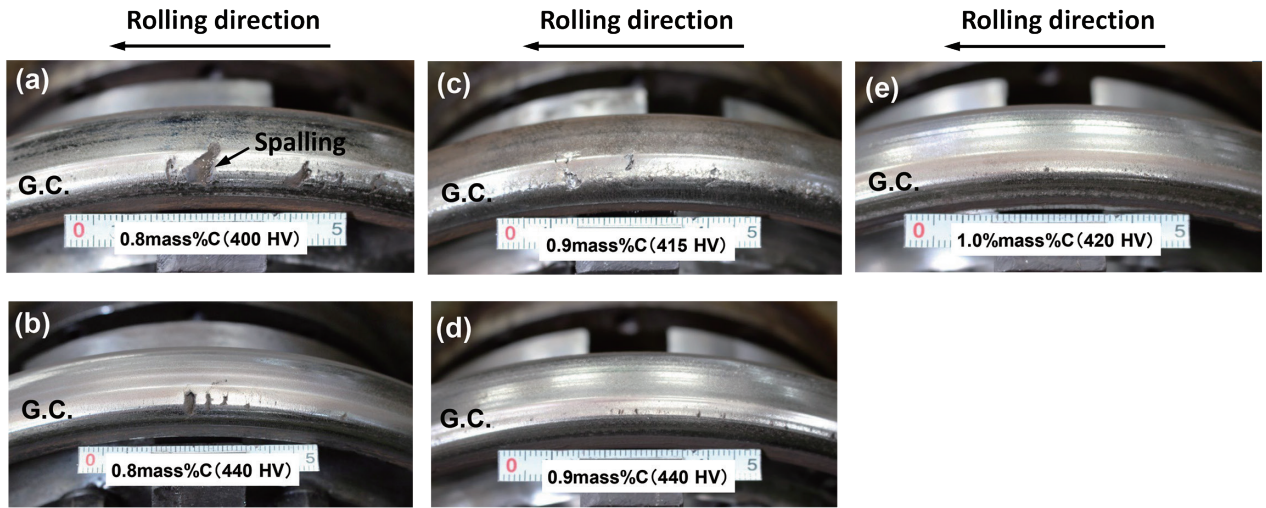


図5 試験後のレール試験片の典型的なころがり接触面

(a) 0.8mass%C 400 HV10, (b) 0.8mass%C 440 HV10, (c) 0.9mass%C 415 HV10, (d) 0.9mass%C 440 HV10, (e) 1.0mass%C 420 HV10

Typical rolling contact surfaces of the rail specimens after the test:

(a) 0.8mass%C 400 HV10, (b) 0.8mass%C 440 HV10, (c) 0.9mass%C 415 HV10, (d) 0.9mass%C 440 HV10, (e) 1.0mass%C 420 HV10

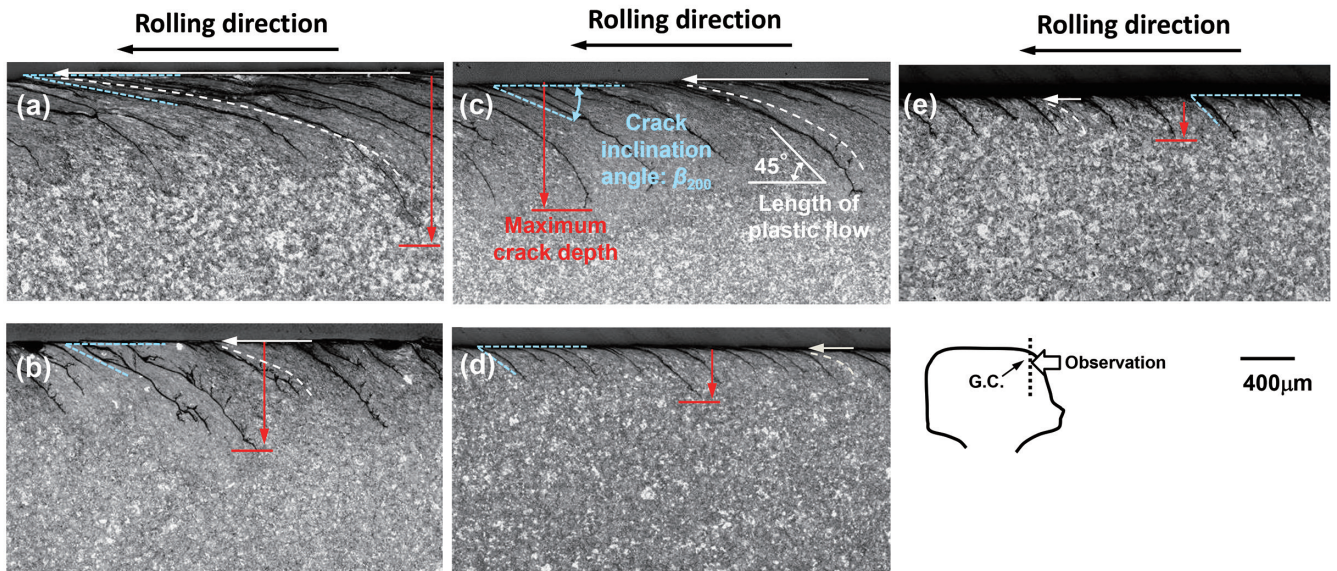


図6 試験後のレール試験片のG.C.部直下の断面ミクロ組織

(a) 0.8mass%C 400 HV10, (b) 0.8mass%C 440 HV10, (c) 0.9mass%C 415 HV10, (d) 0.9mass%C 440 HV10, (e) 1.0mass%C 420 HV10

Typical cross-sectional microstructure beneath the G.C. portion of the rail specimens after the test:

(a) 0.8mass%C 400 HV10, (b) 0.8mass%C 440 HV10, (c) 0.9mass%C 415 HV10, (d) 0.9mass%C 440 HV10, (e) 1.0mass%C 420 HV10

している。さらに、幾つかのき裂は分岐し、ころがり接触面方向にも伝播している。

塑性流動、き裂の初期硬さや炭素量との相関を詳細に比較すると、試験片の炭素量に関係なく、試験片の初期硬さが増加すると塑性流動は大きく減少する。さらに、試験片の炭素量の増加にともない塑性流動は減少する傾向を示す。また、き裂の伝播は塑性流動の変化と相応しており、試験片の初期硬さ、炭素量の増加にともないき裂深さが減少する傾向を示す。

3.2.3 ころがり接触面直下の塑性流動の挙動

図7にレール試験片の初期硬さとG.C.部におけるころがり接触面直下の塑性流動長さの関係を示す。なお、塑性流動長さはEadieら¹⁷⁾の評価方法に従い、図6に示したように、塑性流れの勾配が45°に達する点を塑性流動の始点とし、塑性流動がころがり接触面に達する点を終点と定義し、ころがり方向に沿ってこれらの点の距離を評価した。試験片の炭素量に関係なく、塑性流動長さは試験片の初期硬さとの強い相関が認められ、初期硬さが増加すると塑性

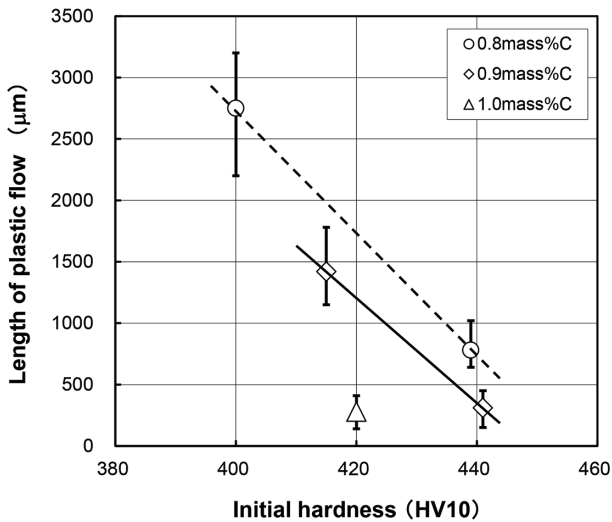


図7 レール試験片の初期硬さと G.C. 部直下の塑性流動長さの関係

Relationship between the initial hardness and length of plastic flow formed beneath the G.C. portion of the rail specimens

流動長さは大きく減少する。さらに，試験片の炭素量の増加にともない塑性流動長さは減少する傾向を示す。各試験片の塑性流動長さを比較すると，硬さの高い 0.9mass% C 鋼 (440HV)，炭素量の高い 1.0mass% C 鋼 (420HV) の塑性流動長さが小さい。

3.2.4 ころがり接触面直下のき裂角度の挙動

図8にレール試験片の初期硬さとき裂の傾斜角度の関係を示す。き裂の生成状況を定量化するため，G.C. 部におけるころがり接触面直下の断面に生成したき裂の傾斜角度を評価した。なお，き裂の傾斜角度は，図6に示したように，き裂口とき裂深さ 200 μm の点を結ぶ線ところがり接触面のなす角度 (β_{200}) と定義した。試験片の炭素量に関係なく，き裂の傾斜角度は試験片の初期硬さとの強い相関が認められ，初期硬さが増加するとき裂の傾斜角度は大きく増加する。さらに，試験片の炭素量の増加にともないき裂の傾斜角度は増加する傾向を示す。各試験片のき裂の傾斜角度を比較すると，硬さの高い 0.9mass% C 鋼 (440HV)，炭素量の高い 1.0mass% C 鋼 (420HV) のき裂の傾斜角度が大きい。

3.2.5 ころがり接触面直下のき裂伝播の挙動

図9にレール試験片の初期硬さと最大き裂深さの関係を示す。なお，最大き裂深さは，円弧長 8.0mm の視野内において，図6に示したように，深さが最も深いき裂を測定した。試験片の炭素量に関係なく，最大き裂深さは試験片の初期硬さとの強い相関が認められ，初期硬さが増加すると最大き裂深さは大きく減少する。さらに，試験片の炭素量の増加にともない最大き裂深さは減少する傾向を示す。各試験片の最大き裂深さを比較すると，硬さの高い 0.9 mass% C 鋼 (440HV)，炭素量の高い 1.0mass% C 鋼 (420HV)

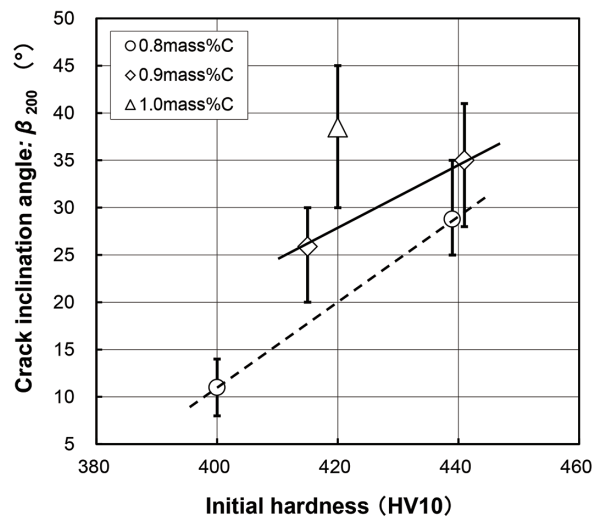


図8 レール試験片の初期硬さと G.C. 部直下のき裂の傾斜角度の関係

Relationship between the initial hardness and crack inclination angle beneath the G.C. portion of the rail specimens

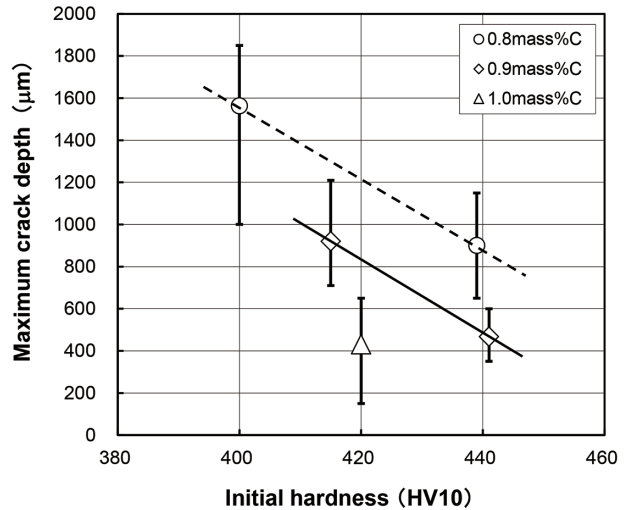


図9 レール試験片の初期硬さと G.C. 部直下の最大き裂深さの関係

Relationship between the initial hardness and maximum crack depth beneath the G.C. portion of the rail specimens

の最大き裂深さが小さい。図6に示したころがり接触面の表面状態も併せて評価すると，両鋼は耐ころがり接触疲労損傷性が優れていると考えられる。

3.2.6 ころがり接触面直下の断面硬さの変化

図10にレール試験片の G.C. 部におけるころがり接触面直下の断面硬さの測定結果を示す。なお，硬さは円弧長 8.0mm の視野内において測定した平均値を示した。試験片の初期硬さや炭素量に関係なく，ころがり接触面近傍の硬さは著しく増加し，さらに，硬さの増加が認められる領域が深さ方向に広がっている。試験片の初期硬さおよび炭素量ところがり接触面近傍の硬さの相関を詳細に比較すると，炭素量が高い，さらには，初期硬さが高い試験片はこ

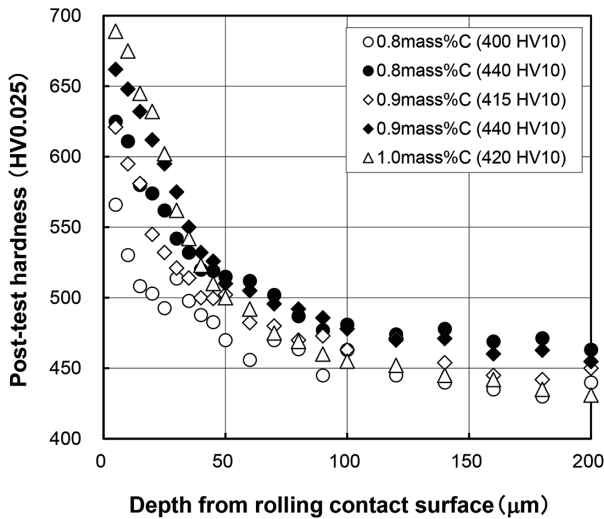


図 10 レール試験片の G.C. 部直下の断面硬さ分布
Hardness distribution beneath the G.C. portion of the rail specimens

ろがり接触面近傍の硬さが高い傾向が認められる。各試験片のころがり接触面近傍（表面下 5~10 μm ）の硬さを比較すると、炭素量の高い 1.0 mass% C 鋼（420 HV）の硬さが最も高い。

4. 高硬度パーライト鋼の耐摩耗性、耐ころがり接触疲労損傷性の向上機構

図 4 に示したように、摩耗量はレール試験片の初期硬さ、炭素量と相関が認められ、試験片の初期硬さ、さらには炭素量が増加すると摩耗量は減少し、耐摩耗性が向上することが確認された。また、図 5、図 6、図 9 に示したように、ころがり接触疲労損傷はレール試験片の初期硬さ、炭素量と相関があり、試験片の初期硬さや炭素量が増加すると、ころがり面の剥離やころがり接触面直下のき裂深さは減少し、耐ころがり接触疲労損傷性が向上することが確認された。

本章では、パーライト鋼の高硬度化や高炭素化により耐摩耗性や耐ころがり接触疲労損傷性が大きく向上した要因について、ころがり接触面の硬さ、ころがり接触面直下の塑性流動の発達、き裂の角度や深さの変化に着目して考察する。

4.1 耐摩耗性の向上機構

レールの摩耗は車輪とのすべりをとまなうころがり接触により発生し、その機構はころがり接触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^{18,19)}。したがって、パーライト鋼の摩耗はころがり接触面の硬さとよい相関があることが確認されている^{6,20)}。そこで、試験後のころがり接触面の硬さと摩耗量の関係について整理した。図 11 にレール試験片のころがり接触面の硬さと摩耗量の関係を示す。なお、摩耗量は図 4 に示した測定結果、試験後のころがり接触面の硬さは図 10 に示

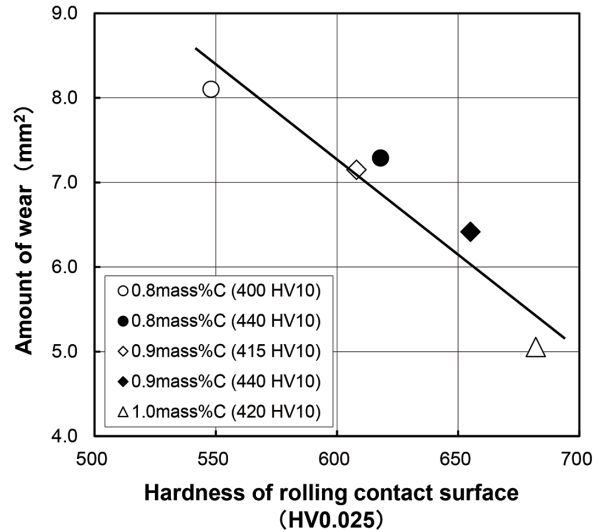


図 11 レール試験片の試験後ころがり接触面の硬さと摩耗量の関係

Relationship between hardness of the rolling contact surface after the test and wear amount of the rail specimens

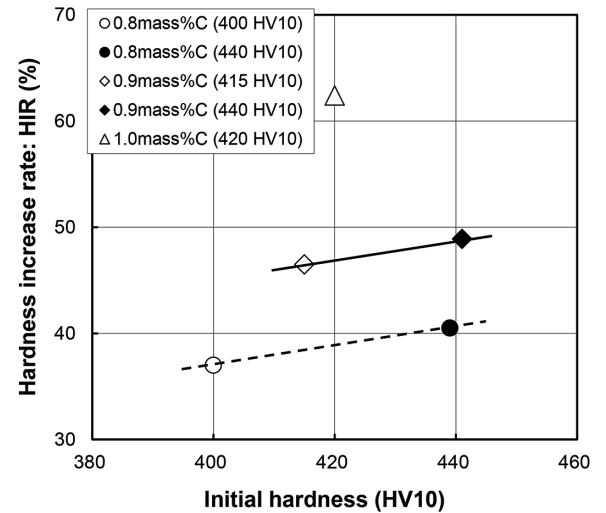


図 12 レール試験片の初期硬さところがり接触面直下の硬さ増加率の関係

Relationship between initial hardness and hardness increase rate of beneath the rolling contact surface of the rail specimens

したころがり接触面の断面硬さの測定結果を用いた。また、ころがり接触面の硬さはころがり接触面に最も近いと考えられる表面下 5~10 μm の硬さの平均値とした。試験片の初期硬さや炭素量に関係なく、ころがり接触面の硬さと摩耗量には相関があり、ころがり接触面の硬さが増加するにしたがって摩耗量は減少する傾向が確認される。また、試験片の初期硬さおよび炭素量ところがり接触面の硬さの相関に着目すると、初期硬さが高い、さらには、炭素量が高い試験片はころがり接触面の硬さが高い傾向を示す。

次に、ころがり接触面の硬さの増加に及ぼす初期硬さ、炭素量の影響を明らかにするため、ころがり接触面の硬さの増加率の変化を整理した。図 12 にレール試験片の初期

硬さところがり接触面の硬さの増加率の関係を示す。硬さの増加率 (*HIR*: Hardness Increase Rate) は式 (1) で定義した。

$$HIR(\%) = (PH - IH) / IH \times 100 \quad (1)$$

ここで, *PH* (Post-test Hardness) と *IH* (Initial Hardness) はそれぞれ試験後のころがり接触面の硬さとレール試験片の初期硬さである。

ころがり接触面の硬さの増加率と試験片の初期硬さや炭素量との相関を詳細に比較すると, ころがり接触面の硬さの増加率に及ぼす初期硬さの影響は小さく, 炭素量の影響が極めて大きい。同一初期硬さにおいては, 炭素量の増加にともないころがり接触面の硬さの増加率は大きく向上する傾向を示し, 炭素量の高い 1.0mass% C 鋼 (420HV) はころがり接触面の硬さの増加率が最も大きい。

これらの結果から, パーライト鋼の初期硬さが高いこと, さらには, 炭素量の増加にともない硬さの増加率が向上したことにより, ころがり接触面の硬さが増加し, その結果, 摩耗量が減少し, パーライト鋼の耐摩耗性が向上すると推定される。

なお, ころがり接触面の硬さの増加率 (加工硬化率) が試験片の炭素量の増加によって向上する機構については, パーライト組織のセメンタイト相の体積分率が影響していると考えられている。パーライト鋼の摩耗試験では, 鋼の炭素量, すなわち, パーライト組織のセメンタイト相の体積分率が增加すると, 基地組織であるフェライト相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, セメンタイト相の分解により, 基地フェライト相への炭素の固溶が促進され, 硬さの増加率が向上すること²⁰⁾が確認されている。本試験においても同様な強化機構により, ころがり接触面の硬さの増加率 (加工硬化率) が向上し, その結果, ころがり接触面の硬さが増加したと推定される。

4.2 耐ころがり接触疲労損傷性の向上機構

パーライト鋼のころがり接触面に生成するき裂は塑性流動部から発生し, 塑性流動に沿って伝播する²¹⁾。したがって, 塑性流動の発達とき裂の発生や伝播には相関があると考えられている。本節では, ころがり接触疲労損傷特性に及ぼす初期硬さ, 炭素量の影響を明らかにするため, 接触力学の観点から, レール試験片の初期硬さおよび炭素量ところがり接触面直下の塑性流動の発達の関係, 破壊力学の観点から, 塑性流動の発達とき裂の伝播の関係を考察する。

4.2.1 ころがり接触面直下の塑性流動に及ぼす初期硬さ, 炭素量の影響

ころがり接触面の塑性流動はころがり接触面に作用する接線力が大きく影響すると考えられ, 接線力係数, ヘルツの最大接触圧力, 鋼のせん断降伏強度 (*k*) の関係から算定, 分類されるシェークダウンマップとして整理されている²²⁾。シェークダウン限界を超えるころがりすべり接触条件では,

ころがり接触面直下の塑性流動が発達し, 剥離等の損傷が発生すると考えられている。したがって, 接線力係数, 最大接触圧力が一定の条件では, 鋼のせん断降伏強度 (*k*) が塑性流動の挙動に大きな影響を与える。一般的にせん断降伏強度 (*k*) が増加すると, シェークダウン限界が増加し, 塑性流動を抑制する効果があると考えられている²³⁾。本項では, レール試験片のころがり接触面直下の硬さ, すなわち, せん断降伏強度の観点からころがり接触面直下の塑性流動の発達について考察する。

試験後のころがり接触面直下のせん断降伏強度 (*k*) は, 下記に示すころがり接触面直下の硬さ (HV), 引張強度 (σ_{TS}), 降伏強度 (σ_{YP}) を用いて推定した。まず, 試験後のころがり接触面直下の硬さ (HV) を用いて, 引張強度 (σ_{TS}) を下記の式 (2) から推定した。なお, 試験後のころがり接触面直下の硬さについては, 図 10 に示したころがり接触面の断面硬さの測定結果を用いて, ころがり接触面直下の金属組織が接触の影響を最も受けやすいと考えられる表面下 5~50 μ m の硬さの平均値とした。

$$\sigma_{TS} = 9.8 \times HV/3 \quad (2)$$

ここで, σ_{TS} の単位は MPa である。降伏強度 (σ_{YP}) は下記の式 (3) から推定した。A は降伏比である。降伏比 (A) は冷間加工パーライト鋼の引張試験の結果²⁴⁾ から 0.90 に設定した。

$$\sigma_{YP} = A \times \sigma_{TS} \quad (3)$$

さらに, 降伏強度 (σ_{YP}) からころがり接触面直下のせん断降伏強度 (*k*) を下記の式 (4) に示す最大せん断ひずみエネルギー条件 (ミーゼス) から推定した。

$$k = \sigma_{YP} / \sqrt{3} \quad (4)$$

表 3 にせん断降伏強度 (*k*) の推定結果を示す。図 10 に示したころがり接触面の硬さと同様に, 初期硬さが高い, さらには, 炭素量が高い試験片はせん断降伏強度 (*k*) が高い傾向を示す。図 13 に試験後のころがり接触面直下のせん断降伏強度 (*k*) と平均塑性流動長さの関係を示す。平均塑性流動長さは図 7 に示した塑性流動長さの平均値を用いた。試験片の初期硬さや炭素量に関係なく, 試験後のころがり面直下のせん断降伏強度と平均塑性流動長さには相関があり, 試験後のせん断降伏強度が増加すると, 平均塑性流動長さは減少する傾向が認められる。

表 3 試験後ころがり面直下の硬さに基づくせん断降伏強度の推定結果

Estimated results of shear yield strength based on the hardness beneath the rolling contact surface after the test

Specimen	Hardness (HV0.025)	<i>TS</i> (MPa)	<i>YP</i> (MPa)	<i>k</i> (MPa)
0.8mass% C (400 HV10)	505	1650	1485	857
0.8mass% C (440 HV10)	558	1823	1641	947
0.9mass% C (415 HV10)	541	1767	1591	918
0.9mass% C (440 HV10)	584	1908	1717	991
1.0mass% C (420 HV10)	588	1921	1729	998

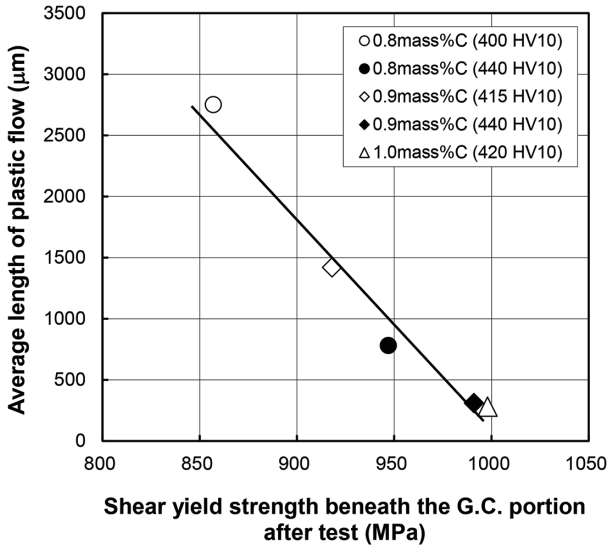


図 13 試験後のころがり面直下のせん断降伏強度と平均塑性流動長さの関係

Relationship between shear yield strength beneath the rolling contact surface after the test and average length of plastic flow

これらの結果から、レール試験片の初期硬さの増加、さらには、炭素量の増加により、ころがり接触面直下の硬さ、すなわち、せん断降伏強度が増加し、シェークダウン限界の増加によりころがり接触面の塑性流動の発達が抑制されたと推定される。

4.2.2 ころがり接触面直下のき裂伝播に及ぼす初期硬さ、炭素量の影響

潤滑下でのころがりすべり接触におけるき裂の伝播機構については、破壊力学のアプローチに基づいて多くの研究者によって議論されてきた(例えば、Keerら²⁵⁾、兼田ら^{26,27)}、Bowerら²⁸⁾、赤間ら²⁹⁾)。彼らは、き裂への流体の浸透による水圧がき裂先端近傍の応力集中を規定する応力拡大係数の変化に重要な役割を果たすことを示している。さらに、Tyfourら¹⁵⁾および兼田ら¹⁶⁾は、二円筒式の試験機を使用した実験の結果から、乾燥状態後の水潤滑状態または頻繁な乾燥および水潤滑の繰り返しがき裂の伝播挙動に強く影響することを示している。本項では、ころがり接触疲労損傷特性に及ぼす初期硬さや炭素量の影響を明らかにするため、上記の破壊力学の観点から、ころがり接触面直下のき裂の伝播挙動に及ぼすレール試験片の初期硬さや炭素量の影響について考察する。

図 14 に潤滑下でのころがりすべり接触における表面き裂のモデルを模式的に示す。このモデルでは、表面接線力 $q(x)$ をともなったヘルツ接触圧力 $p(x)$ が、表面に対する傾斜角度 β のき裂を含む弾性半無限体上を x 方向に移動すると仮定している。この図の a と c はそれぞれ接触半幅とき裂長さである。レール試験片の G.C. 部では表面接線力 $q(x)$ は荷重の動きと反対方向に作用する。

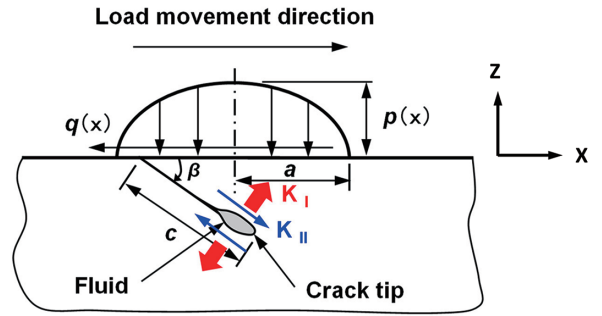


図 14 潤滑下でのころがりすべり接触における表面き裂のモデル

Schematic model of a surface crack in lubricated rolling/sliding contact

表 4 推定したき裂の c/a と β の値および数値解析された K_I , K_{II} に対する影響度
Estimated c/a and β in this study and their effects on K_I and K_{II} obtained by Bower and Akama

Results	c/a	β (°)	SIF		
			$K_I/(p_0\sqrt{a})$	$K_{II}/(p_0\sqrt{a})$	
Experimentation	0.8 mass%C (400 HV10)	0.62	10	–	–
	0.8 mass%C (440 HV10)	0.30	28	–	–
	0.9 mass%C (415 HV10)	0.36	27	–	–
	0.9 mass%C (440 HV10)	0.21	36	–	–
	1.0 mass%C (420 HV10)	0.18	41	–	–
Bower ²⁸⁾	0.50	25	0.16	0.14	
Akama ²⁹⁾	0.50	50	0.11	0.18	
		25	0.18	0.12	
		12.5	0.30	0.07	

上記のモデルに基づいて、各パラメータを本実験の結果を用いて設定する。図 3 の FEM 解析結果に示したように G.C. 部のころがり方向の車輪の接触弧長 ($2a$) は約 3.60 mm であった。本実験で観察されたき裂は、図 6 に示したように様々な形態を示しているが、ころがり面から深さ 200 μ m までの範囲で代表的なき裂長さ (c) を測定すると、0.32 ~ 1.12 mm (320 ~ 1120 μ m) の範囲であった。この結果を基に、き裂の先端の応力集中に影響する c/a の値を算定すると、0.18 ~ 0.62 の範囲であった。また、き裂の傾斜角度 β は 10 ~ 41° の範囲であった。

本実験のモデル化されたき裂の伝播挙動に対するき裂内部に侵入した水の影響は、流体閉じ込め機構に基づいた参照文献の応力拡大係数 (SIF: Stress Intensity Factor) の解析結果を用いて推定する。表 4 に上記のモデル化された実験のき裂の伝播状況とこれまでの SIF の解析結果を整理して示す。表中の SIF の値はヘルツ接触圧力の分布が表面上を移動する際の最大値である。Bowerら²⁸⁾のモデルでは、き裂開口部の頂上近傍にヘルツ接触圧力が作用すると、き裂

先端では開口型の K_I 値，せん断型の K_{II} 値共に増加し，特に K_I 値が大きく増加することが報告されている。また，赤間ら²⁹⁾のモデルでは，き裂の傾斜角度 (β) が小さくなると， K_I 値が大きく増加することが報告されており，き裂の傾斜角度 (β) が 25° 以下まで小さくなると， K_I 値が大幅に増加することが示されている。さらに，き裂が発生する場合の SIF の閾値 (K threshold) は，Makino らのパーライト組織を呈した車輪材の解析によると， $K_{I,th}$ 値は $K_{II,th}$ 値よりも小さいことが報告されており³⁰⁾，き裂先端の開口型の K_I 値の増加はき裂の伝播を促進させると推定される。

これらの結果から，初期硬さや炭素量が異なるレール試験片のき裂の伝播を推定する。図 8 や表 4 に示したように，初期硬さや炭素量が低い試験片では，き裂の傾斜角度が小さい。その結果，き裂内部への水の浸入により，き裂先端での K_I 値の増加が顕著となり，き裂の伝播が促進され易い状態であると推定される。一方，初期硬さや炭素量が高い試験片では，き裂の傾斜角度が大きく，初期硬さや炭素量が低い試験片と比較して K_I 値の増加が抑制され，き裂の伝播が促進され難い状態であると推定される。

4.2.3 パーライト鋼のスポーリングの発生機構

本項ではこれまでの検討結果に基づき，パーライト鋼のスポーリングの発生機構を考察する。レール試験片の G.C. 部のころがり接触面直下の組織変化，き裂の伝播挙動およびスポーリング発生について模式的に図 15 に示す。図 6 に示したように，初期き裂は塑性流動部から発生し，塑性流動に沿って伝播する。初期硬さや炭素量が低いパーライト鋼ではころがり接触面直下のせん断降伏強度 (k) が低い。一方，初期硬さや炭素量が高いパーライト鋼ではころがり接触面直下のせん断降伏強度 (k) が高い。このため，せん断降伏強度 (k) の低いパーライト鋼では塑性流動が発達し易く，塑性流動に沿って発生，伝播したき裂の傾斜角度 (β) は減少し易い。一方，せん断降伏強度 (k) の高いパーライト鋼では塑性流動の発達が小さく，塑性流動に沿って

伝播したき裂の傾斜角度 (β) は減少し難いと考えられる。その結果，水潤滑においてき裂内部に水が浸入した場合，初期硬さや炭素量が高いパーライト鋼と比較して，初期硬さや炭素量が低いパーライト鋼は，き裂の傾斜角度が小さいため，き裂先端部の開口に寄与する K_I 値が増加し，き裂の伝播が促進され，き裂深さが増加すると考えられる。

さらに，Makino ら³⁰⁾の解析結果によると，き裂長さが長く ($c/a=4.0$)，き裂内部の水圧が小さい状態においても，ころがり接触面に向かう方向で $K\sigma(\theta)$ 値 (き裂先端周りの周方向の応力拡大係数) が最大値を取ることが示されており，き裂はころがり接触面に向かって分岐する可能性がある。したがって，初期硬さや炭素量が低いパーライト鋼では，き裂が深く伝播し，ころがり接触面方向にき裂が分岐し易く，周囲のき裂と連結することによりころがり接触面の剥離，すなわち，スポーリングの発生を促進させた可能性がある。

上記に示した機構により，初期硬さや炭素量が高いパーライト鋼は，初期硬さや炭素量が低いパーライト鋼と比較して，ころがり面直下のせん断降伏強度 (k) が高く，塑性流動が発達し難い。これにともない，き裂の傾斜角度 (β) の減少が抑制され，き裂先端部の K_I 値の増加が抑制される。この効果により，き裂の伝播が抑制され，耐ころがり接触疲労損傷性が大きく向上すると推定される。

5. 結 言

初期硬さや炭素量を変化させたパーライト鋼 (0.8~1.0mass%C, 400~440HV) を用いて，レールと車輪のころがり接触を模擬した二円筒式の試験機により，耐摩耗性および耐ころがり接触疲労損傷性を評価した。次の結論が得られた。

- (1) パーライト鋼の初期硬さや炭素量が増加すると摩耗量が減少する。
- (2) パーライト鋼の摩耗量は炭素量との相関が強く，高炭素化により耐摩耗性は大きく向上する。

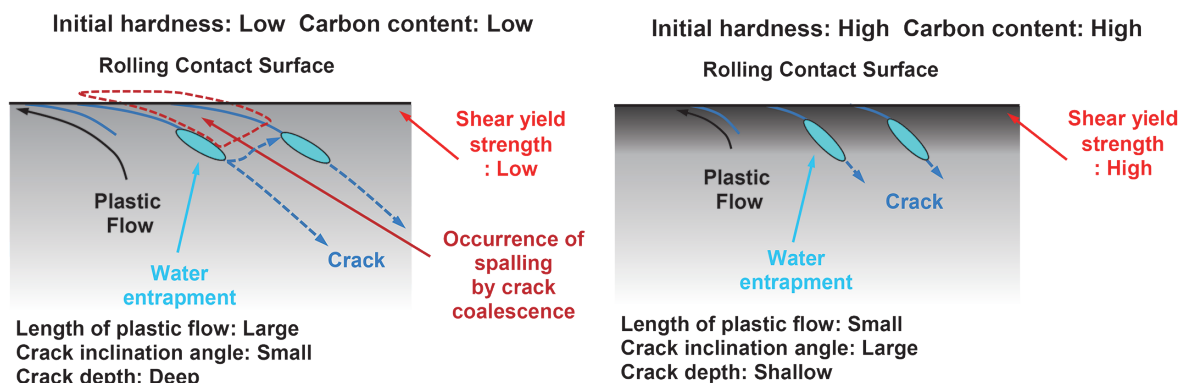
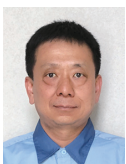


図 15 レール試験片の G.C. 部直下での組織変化，き裂伝播挙動およびスポーリング発生の模式図
Schematic illustration of structural variation, behaviour of crack propagation, and occurrence of spalling beneath the G.C. portion of the rail specimens

- (3) 炭素量の増加によるパーライト鋼の耐摩耗性の向上は、ころがり接触面の硬さの増加率(加工硬化率)の向上、すなわち、ころがり接触面の硬さの増加によるものと考えられる。
- (4) パーライト鋼の初期硬さや炭素量が増加すると、ころがり接触面の剥離が減少し、さらに、ころがり接触面直下に伝播するき裂の深さが低減し、耐ころがり接触疲労損傷性が大きく向上する。
- (5) パーライト鋼の初期硬さや炭素量が増加すると、ころがり接触面直下のせん断降伏強度が増加し、塑性流動の発達抑制され、ころがり接触面直下のき裂の傾斜角度の減少が抑制される。
- (6) 大きな傾斜角度のき裂はき裂内部への水の浸入によるき裂先端の応力集中を抑制する。したがって、初期硬さや炭素量が高く、き裂の傾斜角度の大きいパーライト鋼は、初期硬さや炭素量が低く、き裂の傾斜角度の小さいパーライト鋼と比較して、き裂の伝播が抑制される。その結果、耐ころがり接触疲労損傷性が向上すると考えられる。

参考文献

- 1) Wessels, L., Oswald, S., Welsby, D., Mutton, P.: In Proceedings of the International Heavy Haul Conference, Perth, 1045 (2015)
- 2) Ghonem, H., Kalousek, J., Stone, D.H., Laufer, E.E.: In Proceedings of the 2nd International Heavy Haul Conference, Colorado Springs, 339 (1982)
- 3) Muster, H., Schmedders, H., Wick, K., Pradier, H.: Wear. 191, 54 (1996)
- 4) Clayton, P.: Wear. 191, 170 (1996)
- 5) Magel, E., Mutton, P., Ekberg, A., Kapoor, A.: Wear. 366-367, 249 (2016)
- 6) 影山英明, 杉野和男, 榎本弘毅: 鉄と鋼. 64 (11), S905 (1978)
- 7) 上田正博, 竹原準一郎, 岩崎宣博, 市之瀬弘之: 鉄と鋼. 64, (11), S906 (1978)
- 8) Brave, G., Hannafious, J., Steele, R.: AAR Report. R-796, (1991)
- 9) Ueda, M., Uchino, K., Kobayashi, A.: Wear. 253, 107 (2002)
- 10) Beynon, J.H., Garnham, J.E., Sawley, K.J.: Wear. 192, 94 (1996)
- 11) Stock, R., Phipps, R.: Wear. 314, 125 (2011)
- 12) Stock, R., Phipps, R.: Wear. 314, 44 (2014)
- 13) Ueda, M., Matsuda, K.: Wear. 444-445, 203120 (2020)
- 14) Heathcote, H.L.: The Ball Bearing. Proceedings of the Institution of Automobile Engineers. 15, 569 (1920)
- 15) Tyfour, W.R., Beynon, J.H., Kapoor, A.: Wear. 197, 255 (1996)
- 16) Kaneta, M., Matsuda, K., Murakami, K., Nishikawa, H.: J. Tribol. 120, 304 (1998)
- 17) Eadie, D.T., Elvidge, D., Oldknow, K., Stock, R., Pointner, P., Kalousek, J., Klausner, P.: Wear. 265, 1222 (2008)
- 18) 笹田直: 潤滑. 24 (11), 700 (1979)
- 19) 山本雄二, 兼田禎宏: トライボロジー. 初版. 東京, 理工学社, 1998, 190p
- 20) 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀: 鉄と鋼. 87 (4), 190 (2001)
- 21) Sato, M., Anderson, P.M., Rigney, D.A.: Wear. 162-164, 159 (1993)
- 22) Johnson, K.L., Contact mechanics. Cambridge University Press, 1985
- 23) Jones, C.P., Tyfour, W.R., Beynon, J.H., Kapoor, A.: In Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, 211, 131 (1997)
- 24) Liu, Y., Yang, C.D., Liu, M., Wang, C.H., Dai, Y.C., Li, X., Russell, A.M., Zhang, C.X., Zhang, H., Cao, G.H.: Materials Science & Engineering. A709, 115 (2018)
- 25) Keer, L.M., Bryant, M.D.: ASME Journal of Lubrication Technology. 105, 198 (1983)
- 26) Kaneta, M., Murakami, Y.: Tribology International. 20 (4), 210 (1987)
- 27) Kaneta, M., Murakami, Y.: ASME Journal of Tribology. 113, 270 (1991)
- 28) Bower, A. F.: ASME Journal of Tribology. 110, 704 (1988)
- 29) 赤間誠, 森忠夫: Transactions of JSCES. No.20070012 (2007)
- 30) Makino, T., Kato, T., Hirakawa, K.: International Journal of Fatigue. 36, 68 (2012)



上田正治 Masaharu UEDA
九州製鉄所 形鋼部 部長代理 博士(工学)
福岡県北九州市戸畑区飛幡町1-1 〒804-8501



園山恭平 Kyohi SONOYAMA
九州製鉄所 品質管理部 軌条・形鋼管理室
首席主幹



山本剛士 Takeshi YAMAMOTO
九州製鉄所 品質管理部 首席主幹