

パーライトレール鋼とベイナイトレール鋼における 摩耗および転動疲労挙動

横山 泰康*・三田尾 眞司*・酒井 潤一*²・山本 定弘*

Wear and Shelling Behavior in Pearlitic and Bainitic Rail Steels with Various Tensile Strengths

Hiroyasu YOKOYAMA, Shinji MITAO, Junichi SAKAI and Sadahiro YAMAMOTO

Synopsis : Resistance to wear and surface damaging (shelling) in pearlitic and bainitic steel rails with various tensile strengths ranging from 850 to 1400 MPa were examined by wear and rotating contact fatigue tests. The pearlitic steels showed better wear resistance than the bainitic steels for all the test conditions tested, although the amount of wear varied according to the strength range and contact pressure used in the wear tests. The wear behavior of the pearlitic steels was roughly described by a Holm's-type equation ($W=kP/H$; where W : amount of wear, P : contact pressure, H : hardness and k : constant), while that of the bainitic steels showed complex dependencies on the strength and contact pressure. The bainitic steels, however, showed superior damage resistance to the pearlitic steels for all the test conditions tested: at a fixed tensile strength of 850 MPa, significant shelling was observed in the pearlitic steel after 200 h testing, while no damage was detected in the bainitic steel even after 500 h. The resistance to shelling of the pearlitic steels was improved by strengthening, but the opposite trend was obtained in the bainitic steels. These results were analyzed taking work hardening on the sample surface into consideration. Additionally, the formation behavior of the "white phase", which was the martensite phase formed on the rail-head surface by friction between rails and wheels, was compared in pearlitic and bainitic steels and discussed metallurgically.

Key words: wear; fatigue; shelling; pearlitic steel; bainitic steel.

1. 緒言

レール用鋼材には、従来から一般的に耐摩耗性に優れた共析組成のパーライト鋼が用いられている。国内の鉄道では、レール交換は列車の繰返し荷重による疲労、摩耗による断面減少および損傷等により行われている¹⁾。

特に、近年の列車の高速化や、ダイヤの過密化に伴う単位期間内での累積通トンの増加により、従来に比べて短期間でシェリングが発生する傾向が認められ²⁻⁵⁾、直線区間における全レール交換量のうち約半数が、シェリングの発生のために計画よりも早い段階での交換を余儀なくされているのが実情である⁵⁾。

シェリングは破断面が疲労き裂の進展に伴う貝殻状模様 (Shell Pattern) を呈することを特徴とし、レール頭部で枝分れして、頭頂面と平行に延びる場合 (水平裂) と、頭部から底部に向かう場合 (横裂) がある⁶⁻⁸⁾ (Fig. 1(a))。その起点として、1) 車輪の通過時の転動疲労により生じる表層部の微小き裂、2) 車輪のスリップに伴ってレール表面が急速加熱、冷却の熱履歴を受けることにより生成するマルテンサイト相 (白色層 (Fig. 1(b))) の関与が指摘されている^{9,10)}。また、その進展の過程においては転動疲労による表層部の微小き裂の進行と接触面の摩耗が同時に進んでいることが

報告されている¹¹⁾。

レール用鋼材の材質に関わる研究の多くは、主に耐摩耗性の向上を目的として行われている。一般的にはパーライト鋼の方がベイナイト鋼よりも耐摩耗性に優れるが¹²⁻¹⁴⁾、一方、接触荷重の著しく大きい条件では、逆にベイナイト鋼の方が優れた耐摩耗性を示すとの報告もある^{15,16)}。またパーライト鋼において、接触荷重、すべり率の増加に伴い摩耗量が増加すること、ラメラ間隔の微細化により耐摩耗性が向上すること等が明らかになっている^{17,18)}。しかしながら、これらの研究に基づいて開発された耐摩耗性に優れた微細パーライト鋼レールにおいても、依然として早い段階でのシェリング発生が認められており⁵⁾、耐摩耗性の向上は必ずしも耐シェリング性の向上に直結していない¹⁹⁾。

本研究では、シェリングの発生を支配する基本特性であると考えられる摩耗特性、転動疲労特性、および起点の一因である白色層の形成挙動について、組織形態 (ベイナイト鋼、パーライト鋼) および化学成分の影響を調査するとともに、接触応力の影響を考慮した検討を行った。

平成12年1月17日受付 平成12年3月10日受理 (Received on Jan. 17, 2000; Accepted on Mar. 10, 2000)

* NKK総合材料技術研究所 (Materials & Processing Research Center, NKK Corp., 1 Kokan-cho Fukuyama 721-8510)

* 2 鋼管計測 (株) 材料評価事業部 (Materials Evaluation Div., Kokan Keisoku K.K.)

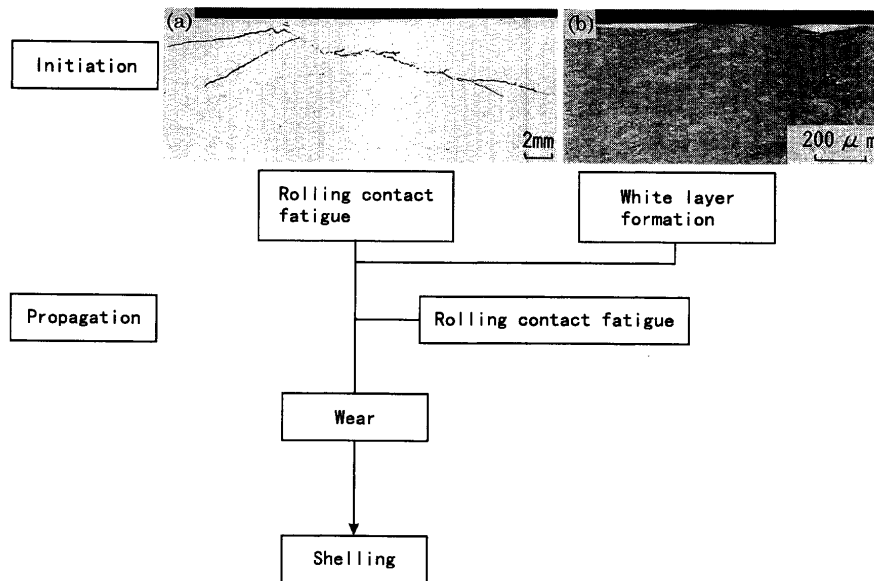


Fig. 1. Formation mechanism of shelling. (a) Shelling (b) White layer

Table 1. Chemical composition ranges of the steels used in this investigation. (mass %)

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	V
Bainitic rail steels	0.20 ~ 0.55	0.15 ~ 0.45	0.40 ~ 2.10	0 ~ 2.0	0 ~ 2.0	0 ~ 0.15	0 ~ 0.1
Pearlitic rail steels	0.65 ~ 0.80	0.25 ~ 0.95	0.75 ~ 1.45	0 ~ 0.50	0	0	0 ~ 0.10

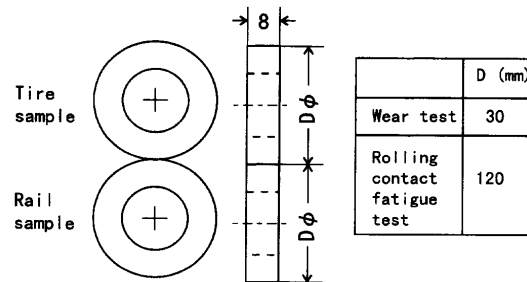


Fig. 2. Sample dimensions and configuration in wear and rolling contact fatigue tests.

2. 実験方法

2.1 供試材

Table 1に供試鋼の化学成分範囲を示す。ベイナイト鋼はいずれも実験室50kg真空溶解材である。各鋼片を1250°Cに加熱後、980°C仕上で板厚12mmに圧延し、放冷した。引張強さは合金元素の添加量を変えることにより800~1450MPaの範囲で変化させた。一方、パーライト鋼としては、レール頭部の引張強さが850~1350MPaの実機圧延材を用いた。なお各試験片は、ベイナイト鋼では板厚中央部、パーライト鋼ではレール頭部10mm深さの位置から採取した。

2.2 摩耗試験

Fig. 2に示す8mm×30mmφの円筒型試験片を用い、西原式摩耗試験を行った。車輪側試験片には熱処理によりピッカース硬さを370HVとした微細パーライト鋼を用いた。

乾燥条件下において、回転速度：800rpm、すべり率：-10%[†]とし、接触圧力を新幹線と同等の0.54GPa、在来線並の0.91GPa、海外の高軸重鉄道並の1.4GPaの3水準とした。耐摩耗性は、10万回回転後の重量変化により評価し

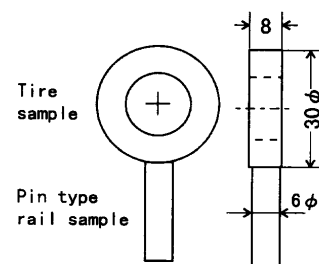


Fig. 3. Sample dimensions and configuration in the white layer test.

た。また摩耗時の接触面の加工硬化挙動を調べるために、試験前後での接触面の硬さの変化を調べた。

2.3 白色層生成試験

Fig. 3に示すように乾燥条件下において、8mm×30mmφの車輪試験片（370HVの微細パーライト鋼）を800rpmで回転させ、6mmφ×15mmのピン型レール試験片を、ピン端面に変形が生じないように490Nの荷重で3秒間接触させた。試験後にピン型試験片を長手方向に沿って半切し、切断面を研磨後、3%ナイトールで腐食して、接触面に生

[†] すべり率：車輪試験片とレール試験片の回転速度比。具体的には車輪試験片の回転速度800rpmを基準として、レール試験片の回転速度を720rpmとした場合、-10%のすべり率とする。

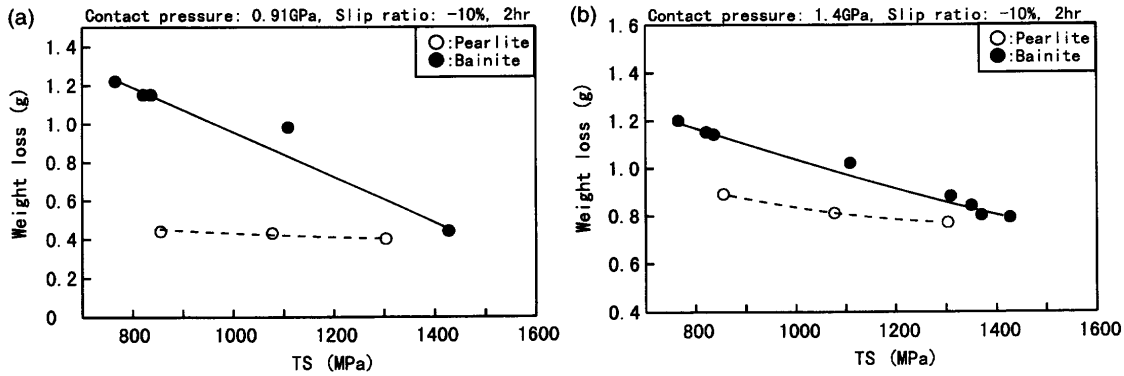


Fig. 4. Relationships between tensile strength and weight loss in the pearlitic and bainitic rail steels. (a) Contact pressure: 0.91 GPa. (b) Contact pressure: 1.4 GPa.

じた白色層厚さを測定した。また、マイクロビッカース硬度計を用い（試験荷重：0.98 N），白色層の硬さを測定した。

2.4 転動疲労試験

Fig. 2に示す8 mm×120 mmφの円筒型試験片を用い，転動疲労試験を行った。車輪側試験片には摩耗試験の場合と同様に370HVの微細パーライト鋼を使用した。

試験条件は，在来線のレールと車輪の接触をシミュレートする一つの方法として提案されている，水潤滑条件下，回転速度：480 rpm，すべり率：-1%，接触圧力：0.91 GPaとした¹⁵⁾。0.5 hごとに試験片表面を観察し，接触面にき裂，もしくは剥離が発生する時間を以て耐損傷性を評価した。さらにき裂の進展挙動を調べるために，損傷発生部の断面マイクロ組織観察を行った。

また一部の試験材については1秒間のTIGスポット溶接により，あらかじめ接触面に直径約6 mm，深さ約2 mmの点状の白色層を生成させ，白色層の存在下における損傷の発生挙動について調査した。

3. 実験結果

3.1 摩耗特性

Fig. 4 (a), (b)にそれぞれ0.91 GPa, 1.4 GPaの接触圧力下における摩耗量に及ぼす組織と引張強さの影響を示す。いずれの場合も，摩耗量は引張強さの増加に伴い減少するが，ベイナイト鋼に比べパーライト鋼では，その変化量は小さい。また同一引張強さで比較した場合，ベイナイト鋼の方がパーライト鋼に比べて摩耗量が多く，従来の0.54 GPa程度の低接触圧力における結果と同じ傾向を示す^{12,13)}。Fig. 5に摩耗量と接触圧力の関係を示す。接触圧力：0.91 GPaの場合，同一引張強さ(850 MPa)におけるベイナイト鋼の摩耗量は，従来の普通レール向けのパーライト鋼の2.3倍に達する。一方，接触圧力が1.4 GPaの場合は摩耗量の比は1.3倍に減少する。

ベイナイト鋼とパーライト鋼の摩耗特性については，接触圧力が高くなるに従いその差が小さくなるだけでなく，

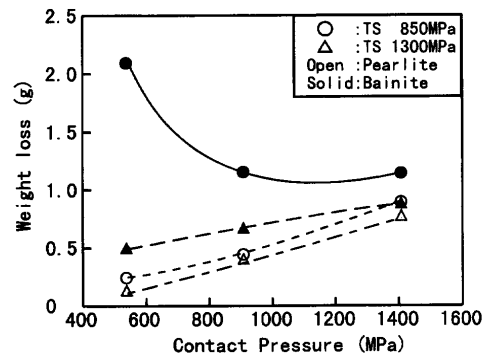


Fig. 5. Relationship between contact pressure and weight loss.

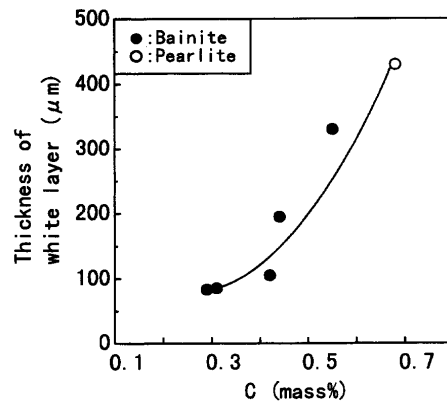


Fig. 6. Relationship between C content and thickness of the white layer.

2 GPaを超えるとベイナイト鋼の方がパーライト鋼よりも優れた耐摩耗性を示すという例も報告されている^{15,16)}。今回の結果においてはベイナイト鋼の方がパーライト鋼よりも耐摩耗性に優れるという逆転現象は認められないものの，接触圧力が高くなるにつれて両者の摩耗量の差が小さくなるという点で同様の傾向を呈している。

3.2 白色層生成挙動

白色層生成試験により形成された白色層厚さを，C量で整理し，Fig. 6に示す。白色層厚さは，C量の低下に伴い単調に減少する。0.7% Cのパーライト鋼において白色層厚さは450 μmであるのに対し，C量を0.3%まで低減させ

たベイナイト鋼では80 μm まで薄くなる。本供試材においては、引張強さの調整のためにSi, Mn, Cr, Mo等の合金元素量を変えているが、これらの添加量と白色層厚さの間には明確な相関は認められなかった。

マルテンサイトの硬さは一般にC量で整理される²⁰⁾。白色層の硬さをC量について整理したのがFig. 7である。0.75%から0.3%にC量を低減させることにより、ピッカース硬さは840HVから510HVに低下する。マルテンサイトの硬さの報告値²⁰⁾と比較すると、本試験における白色層の硬さはおおよそ95%マルテンサイト分率の硬さに相当する。

このように、パーライト鋼に比べてC量の低いベイナイト鋼は、白色層が生成し難く、かつ生成した白色層の硬さが低いことがわかる。

3.3 転動疲労特性

Fig. 8にベイナイト鋼とパーライト鋼、それぞれ2強度水準(引張強さ: 850 MPa, 1300~1400 MPa)における転動疲労損傷発生時間を示す。Fig. 9は引張強さ850 MPaのベイナイト鋼とパーライト鋼に対し、200hの転動疲労試験を行った後の試験片外観写真である。パーライト鋼の試験片表面には転動疲労損傷が明瞭に観察されるのに対し、ベイナイト鋼試験片は滑らかな接触表面を呈し、著しく優れた耐損傷性を示す。

引張強さ850 MPaのベイナイト鋼とパーライト鋼の転動疲労試験後の断面ミクロ組織観察結果をFig. 10に示す。矢印で示すようにパーライト鋼においてはき裂が内部に向

け、深さ約150 μm まで進展しているのに対し、ベイナイト鋼においてはき裂はわずかに深さ10 μm 足らずまでしか進展していない。

またパーライト鋼では引張強さを850 MPaから1300 MPaに高強度化することにより、損傷発生時間が200hから300hに増加したのに対し、ベイナイト鋼の場合はパーライト鋼の場合と異なり、1400 MPaに高強度化することにより損傷発生時間は逆に大幅に短くなった。(Fig. 8)

一方、引張強さ850 MPaのベイナイト鋼とパーライト鋼に白色層を付与した試験片を用いて転動疲労試験を行った結果、Fig. 11に示すように、パーライト鋼の場合は40h後に白色層内部、白色層と母材の界面にき裂が発生したのに

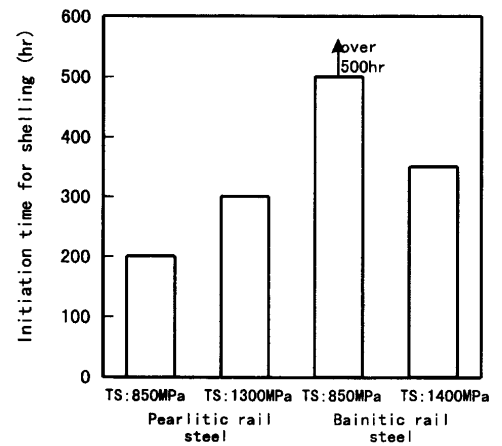


Fig. 8. Initiation time for shelling in pearlitic and bainitic steels with various strength levels.

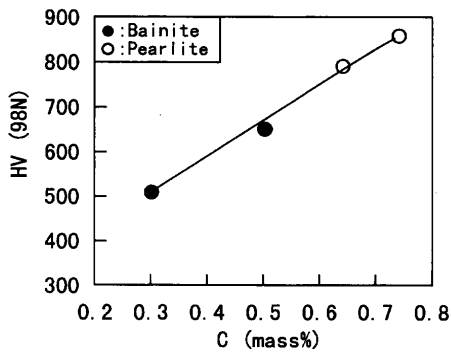


Fig. 7. Relationship between C content and hardness of the white layer.

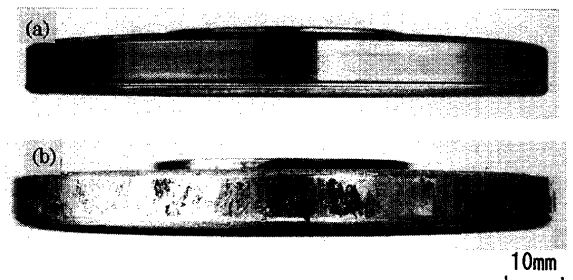


Fig. 9. Appearance of specimens after contact rolling fatigue test. (a) Bainitic rail steel (850 MPa TS level) (b) Pearlitic rail steel (850 MPa TS level)

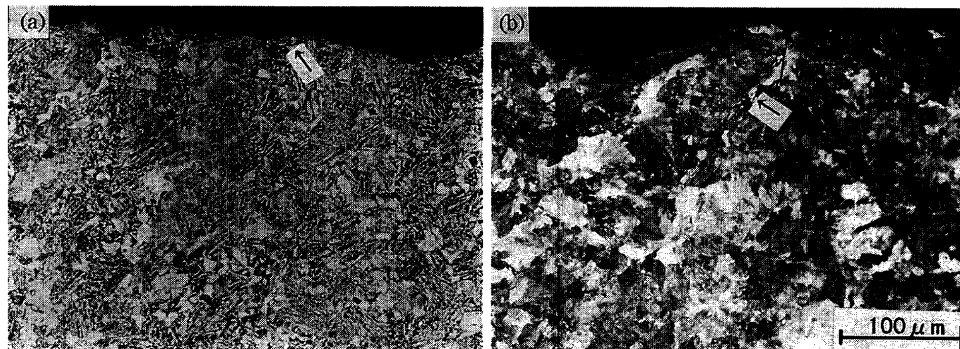


Fig. 10. Optical micrographs near surface after the contact rolling fatigue test. (a) Bainitic rail steel (850 MPa TS level) (b) Pearlitic rail steel (850 MPa TS level)

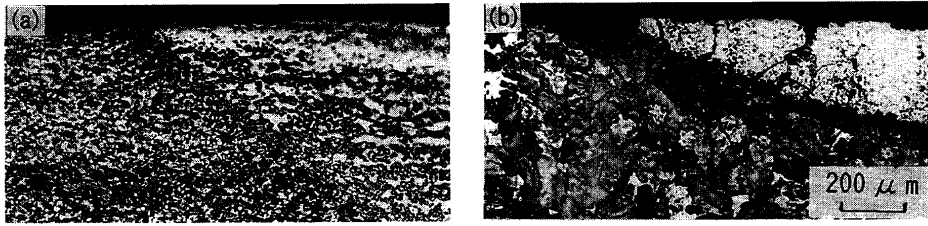


Fig. 11. Optical micrographs near surface after the contact rolling fatigue test with the white layer. (a) Bainitic rail steel (850 MPa TS level) (b) Pearlitic rail steel (850 MPa TS level)

対し、ベイナイト鋼の場合は80h後においても白色層内部、母材との界面のいずれにもき裂は認められなかった。

4. 考察

4.1 ミクロ組織、接触条件に伴う摩耗量の変化の解析

Fig. 5に示されているように、パーライト鋼および引張強さ1300MPa級ベイナイト鋼の場合は、接触圧力の上昇に伴い摩耗量が増加したのに対し、850MPa級ベイナイト鋼では、接触圧力の上昇に伴い摩耗量が減少した。このように組織、強度レベル、および接触圧力に伴う摩耗挙動の変化について、Holmの理論式²¹⁾を基に考察する。

Holmによると、摩耗量 W (=摩耗体積×密度)は、次式で示される。

$$W \propto Ar \times L = P/p_m \times L \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 Ar は、真実接触面積であり、垂直荷重(P)と材料の降伏応力(p_m)の比で表される。 L は摩擦距離であるが、本実験においてはすべり率を一定としているので定数として扱う。降伏応力(p_m)が母材硬さ(H_v)と対応するとして、(1)式は(2)式のように置き換えられる。

$$W = k \times P/H_v \dots \dots \dots (2)$$

(2)式によれば母材硬さが一定の場合、接触荷重の増加に伴い摩耗量は増加する。Fig. 5に示されているように、パーライト鋼および引張強さ1300MPa級ベイナイト鋼の挙動は(2)式の傾向を示すのに対し、引張強さ850MPa級ベイナイト鋼の挙動は、逆の傾向を示している。

なお、硬さの値として、試験前の母材硬さよりも、試験後の表面硬さを用いた方が良い相関が得られるという報告がある¹⁴⁾。そこで(2)式に基づき、摩耗量に及ぼす接触圧力および試験後表面硬さ(H)の影響をまとめたのがFig.12である。パーライト鋼においては、接触圧力に依存せず(2)式が成立するのに対し、ベイナイト鋼の場合、接触圧力に依存して異なる直線関係が得られた。なお、各接触圧力に対して、ベイナイト鋼の高硬度側の値は、同じ接触圧力に対するパーライト鋼の値とほぼ一致するため、高硬度材においては見掛け上、接触圧力および組織に関わらず直線関係が成立している。

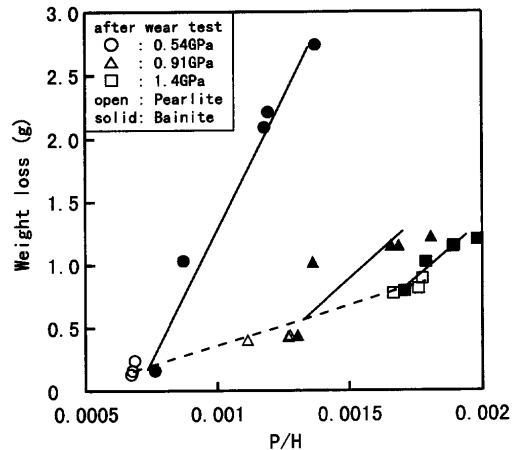


Fig. 12. Relationship between P/H and weight loss. (after wear test)

このように、ベイナイト鋼における摩耗挙動は、接触圧力に依存して複雑に変化する。これはベイナイト鋼の加工硬化が接触圧力、さらには母材硬さ(母材強度レベル)に依存して変化することが大きく関与するものと考えられる。

Fig.12に示されているように、パーライト鋼の摩耗量は、おおよそ(2)式に従い、 P/H の一次関数として次式で与えられる。

$$W = 413 \times P/H = 413 \times P/(H_0 + \Delta H) \dots \dots \dots (3)$$

ここで H_0 : 母材硬さ、 ΔH : 表面の加工硬化による硬さ上昇分である。

これに対し、ベイナイト鋼の摩耗量は、(3)式および、接触圧力の関数である(4)式から算出される値のうち大きい方の値として与えられる。

$$W = (P/((H_0 + \Delta H) \times Q_1(P))) - 1/Q_2(P) \dots \dots \dots (4)$$

ここで、

$$Q_1(P) = 6.24 \times 10^{-4} \times P - 3.29 \times 10^{-6}$$

$$Q_2(P) = 0.515 \times P + 0.175$$

さらに、 ΔH の大きさは、母材硬さ(H_0)自身にも依存する。Fig.13に、 H_0 と ΔH の関係を示す。パーライト鋼の場合、加工硬化量(ΔH)は、母材硬さ(H_0)に対し、おおよそ傾き -0.75 をもって減少する。この場合の ΔH は、おおよそ次

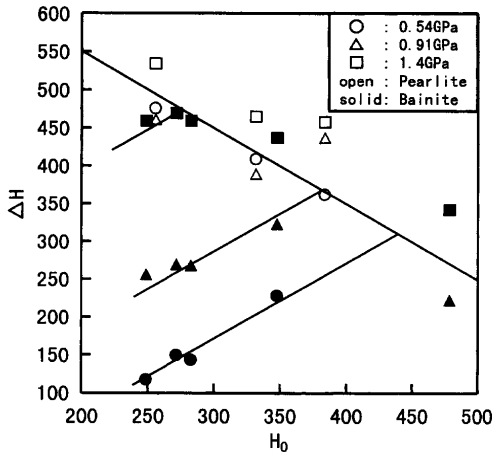


Fig. 13. Relationship between the initiation hardness (H_0) and the hardness increase (ΔH).

式で与えられる。

$$\Delta H = 688 - 0.75 \times H_0 \dots\dots\dots (5)$$

これに対し、ベイナイト鋼の場合、特に、接触圧力が低く、母材硬さが低い条件において、 ΔH は H_0 に対し、おおよそ傾き0.75を以て増加する。これは、接触圧力が低い場合には、母材硬さが低いベイナイト鋼ほど、十分な加工硬化を生じないまま、摩耗によって表面が順次除去されていくことに対応するものと考えられる。この時の ΔH は、 H_0 および P の関数として、次式で与えられる。

$$\Delta H = 0.75 \times H_0 + 366 \times P - 256 \dots\dots\dots (6)$$

したがって、ベイナイト鋼の加工硬化量は、各条件に対して、(5)式、(6)式から得られる値のうち、小さい方の値として与えられる。

以上の検討結果をまとめると、まず、パーライト鋼の摩耗量は、(3)式と(5)式から得られる、Holmタイプの(7)式で与えられる。また、ベイナイト鋼の摩耗量は、(3)、(4)式と(5)、(6)式の組み合わせから得られる(8-1)~(8-4)式のうち、最も大きい値として与えられる。このうち、(8-4)式はベイナイト鋼特有の加工硬化挙動と摩耗挙動を示す場合であり、具体的には低接触圧力-低母材硬さの場合である。(8-1)式は(7)式と同一のHolmタイプであり、パーライト鋼と同じ摩耗挙動を示す、高接触圧力-高母材硬さの場合に相当する。

$$\begin{aligned} \text{(パーライト鋼): } W &= 413 \times P / (H_0 + 688 - 0.75 \times H_0) \\ &= 413 \times P / (0.25 \times H_0 + 688) \dots\dots\dots (7) \end{aligned}$$

(ベイナイト鋼): (8-1)~(8-4)式から得られる値のうち、最大の値;

$$W = 413 \times P / (0.25 \times H_0 + 688) \dots\dots\dots (8-1)$$

$$W = 413 \times P / (1.75 \times H_0 + 366 \times P - 256) \dots\dots\dots (8-2)$$

$$W = (P / (0.25 \times H_0 + 688)) \times Q_1(P) - 1 / Q_2(P) \dots\dots\dots (8-3)$$

$$W = (P / (1.75 \times H_0 + 366 \times P - 256)) \times Q_1(P) - 1 / Q_2(P) \dots\dots\dots (8-4)$$

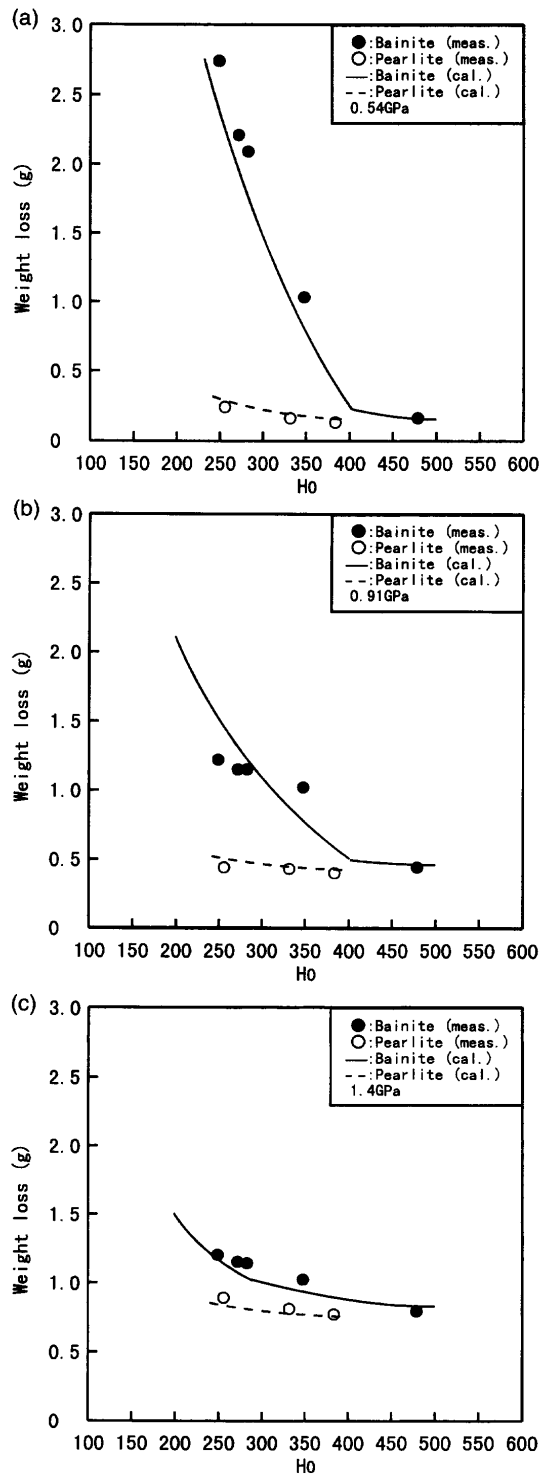


Fig. 14. Relationship between the initiation hardness (H_0) and weight loss. (a) Contact pressure: 0.54 GPa (b) Contact pressure: 0.91 GPa (c) Contact pressure: 1.4 GPa.

ここで、

$$Q_1(P) = 6.24 \times 10^{-4} \times P - 3.29 \times 10^{-6}$$

$$Q_2(P) = 0.515 \times P + 0.175$$

Fig.14(a)~(c)に、各接触圧力におけるパーライト鋼および、ベイナイト鋼の母材硬さ(H_0)と摩耗量との関係について計算値と実測値を比較して示す。両者は良い一致を示

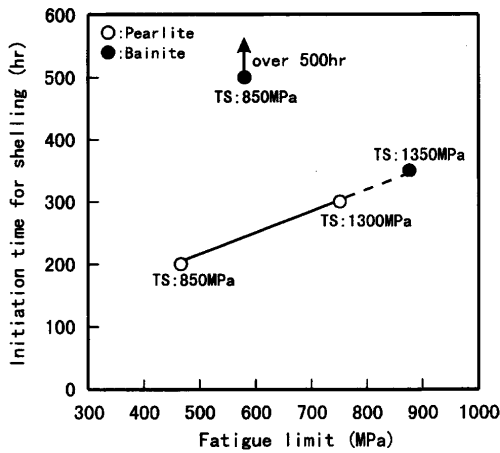


Fig. 15. Relationship between fatigue limit and initiation time for shelling.

Table 2. Wear rates of the steels in the rolling contact fatigue test.

Microstructure	Bainite		Pearlite	
	Tensile strength 850MPa	Tensile strength 1400MPa	Tensile strength 850MPa	Tensile strength 1300MPa
Wear rate	0.32mm/100hr	0.12mm/100hr	0.17mm/100hr	0.11mm/100hr

す。

このように、ベイナイト鋼における摩耗挙動を記述する際には、摩耗挙動が加工硬化の影響を強く受け、その加工硬化挙動が接触圧力、母材硬さに依存して変化することを考慮することが重要であり、単純なHolmタイプの式のみでは表されないことがわかる。

4.2 転動疲労損傷発生寿命に及ぼす疲労強度、摩耗の影響

シェリングは、転動疲労によるき裂の発生・進展と摩耗が同時に進行している現象である。ここでは、転動疲労損傷の発生に及ぼす疲労特性、摩耗の影響について検討する。

Fig.15に、本研究における転動疲労損傷発生寿命と一軸引張型の疲労強度との相関を示す。パーライト鋼の場合には、疲労強度の上昇に伴い、損傷発生寿命が長くなる。また、引張強さ1400MPaのベイナイト鋼の損傷発生寿命は、パーライト鋼の疲労強度と損傷発生寿命の関係の延長上に位置している。これに対し、引張強さ850MPaのベイナイト鋼は他の鋼と比較して、著しく損傷発生寿命が長い。

Table 2に、転動疲労試験100hあたりの試験片の摩耗量を半径変化量で評価した結果を示す。引張強さ850MPaのベイナイト鋼は、他の鋼に比べて約2倍の摩耗速度を示している。また、ベイナイト鋼は、引張強さを1400MPaに上昇させると摩耗速度が約1/3に低減するのにに対し、パーライト鋼の場合は、強度レベルに伴う摩耗速度の変化はそれほど大きくない。この傾向は、Fig. 4の傾向と一致する。

引張強さ850MPaのパーライト鋼の転動疲労試験後（試験時間；200h）、サンプル表面近傍には、深さ約150 μ mに達するき裂が観察されたが(Fig.10)、同時にこのサン

ルの表層は340 μ m程度、摩耗していた(Table 2)。き裂の成長に対し、同時に摩耗が生じる場合と生じない場合を比較すると、摩耗が生じる場合の方が見かけのき裂進展速度が低くなる。したがって、そのき裂長さに対応するき裂進展速度の方が、摩耗速度よりも大きければ、摩耗をしながらき裂は成長するが、逆に摩耗速度の方がき裂進展速度よりも大きければ、き裂は摩耗により徐々に短くなるものと考えられる。引張強さ850MPaのベイナイト鋼のき裂進展特性が、同等の強度水準のパーライト鋼とほぼ同じであると仮定すると¹⁴⁾、例えばベイナイト鋼中にパーライト鋼と同等の微小き裂が存在したとしても、摩耗速度が2~3倍大きいために、見かけのき裂進展速度は小さくなる。引張強さが850MPaのパーライト鋼サンプルにおける200h試験後の摩耗深さ(340 μ m)と観察されたき裂深さ(150 μ m)の和(490 μ m)よりも、引張強さ850MPaのベイナイト鋼における200h後の摩耗深さ(640 μ m)(Table 2)の方が大きいことから推測されるように、引張強さ850MPaのベイナイト鋼の摩耗速度は、微小き裂の進展速度と同等以上であって、き裂が発生したとしても摩耗によって除去された結果、著しく優れた転動疲労損傷発生寿命に繋がったものと考えられる。

転動疲労におけるき裂の発生、進展挙動は、必ずしも一軸引張における疲労試験におけるき裂の発生、進展挙動とは一致しない。しかしながら、Fig.15に示したように、転動疲労試験における摩耗量がほぼ同じレベルであれば、損傷発生寿命と一軸引張型の疲労強度との間には正の相関が認められた。両者の相関に関しては、さらなるデータの蓄積、検証が必要である。

4.3 白色層生成に及ぼす冶金的因子

レール鋼において車輪との接触部がマルテンサイトに変態するためには、接触部がオーステナイト(γ)域まで加熱され、その後急速冷却されることが必要である。したがって白色層生成に関わる主要な冶金的因子としては、加熱時の γ 変態点(Ac3)、および冷却における焼入れ性(焼入れ性指数(DI))が挙げられる。ここでは、本試験で用いた供試鋼の成分範囲内で比熱はほぼ一定であり、摩擦によって表面から試験片内部に向けて形成される温度分布はいずれの鋼においてもほぼ等しいと仮定して、Ac3に代わる定性的な評価基準としてThermo-Calc.²²⁾を用いて計算により求めた平衡の変態点(Ae3)を用いる。またDIについては従来式²³⁾を用いた。

白色層厚さをAe3点により整理した結果をFig.16に示す。白色層厚さは母材のマイクロ組織の違いによらずAe3点と良い相関を有しており、Ae3点の低下に伴い白色層厚さは増加する。車輪のスリップにより一定の熱量がレールに与えられ、レール内部に温度勾配が生じた場合に、Ae3点の低い鋼ほどより内部まで $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が生じ、 γ 領域が厚くなるものと解釈される。本供試鋼の成分範囲で、Mn、

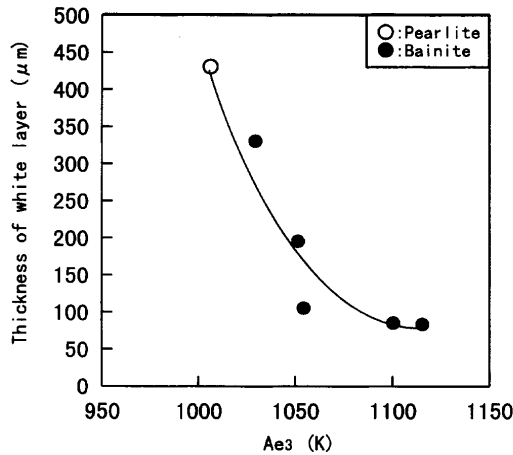


Fig. 16. Relationship between Ae3 and thickness of the white layer.

Cr, Mo添加量によるAe3点の変化は高々10°C以内であり、Ae3点はおおよそC量のみで支配されて変化する。このことが、白色層厚さとC量との一義的な関係(Fig. 6)の主因であると考えられる。

一方、加熱時の γ 粒径を一定としてDIと白色層厚さの関係を調べた結果、両者には明らかな相関は認められなかった。これは、 γ 域に加熱された数百 μm の領域が、加熱を受けなかった大部分の領域との熱容量差により急冷されるため、DIに関わらず γ の部分がすべてマルテンサイトになったためであると推測される。

このように、白色層厚さは主に γ に逆変態した領域の深さに依存し、DIにはほとんど依存しない。ベイナイト鋼の白色層厚さがパーライト鋼と比較して小さいのは、C含有量が低いために、加熱時の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態温度が高く、限られた領域のみが γ 相に変態することが主要因であると考えられる。

5. 結言

強度レベルの異なるパーライト鋼およびベイナイト鋼を用い、シェリングの発生を支配する基本特性であると考えられる摩耗特性、転動疲労特性、および白色層の形成挙動について、接触圧力の影響を考慮した検討を行った。以下のような結論が得られた。

(1) ベイナイト鋼は、同じ引張強さのパーライト鋼に比べて全般的に摩耗量が多い。ただし、両者の差は、強度レベルの上昇あるいは接触圧力の増大に伴って小さくなる。

(2) パーライト鋼、引張強さ1400 MPaのベイナイト鋼では、接触圧力の増大に伴い摩耗量が増加したのに対し、引張強さ850 MPaのベイナイト鋼は接触荷重の増加に伴い減少した。

(3) パーライト鋼の摩耗量は、おおよそHolmの理論式に従うのに対し、ベイナイト鋼の場合は、摩耗挙動が加

工硬化の影響を強く受け、その加工硬化挙動が接触圧力、母材硬さに依存して変化するため、単純なHolmタイプのみでは表されない。

(4) 転動疲労試験の結果、引張強さレベル850 MPaにおいて、パーライト鋼の場合は200 hで明瞭なシェリングが発生したのに対し、ベイナイト鋼の場合は500 h後でも滑らかな表面を呈し、著しく優れた耐損傷性を示した。またパーライト鋼では引張強さを850 MPaから1300 MPaに上昇させることにより、シェリング発生時間が長時間側にシフトしたのに対し、ベイナイト鋼の場合は高強度化により逆に短くなった。

(5) シェリング発生寿命には転動疲労特性と同時に摩耗特性も大きく関与する。850 MPaのベイナイト鋼が著しく優れたシェリング発生寿命を示したのは、摩耗により接触面の損傷層が徐々に除去されていったためであると考えられる。

(6) 白色層の厚さおよびその硬さはマイクロ組織の違いによらず、C量の低減により著しく低下した。白色層厚さは、Ae3点でよく整理できることから、車輪とレールのスリップ時の昇熱により γ 相に逆変態する領域の深さによって支配されるものと考えられる。したがって白色層を起点とする損傷に対してはC含有量の低いベイナイト鋼が有利である。

文 献

- 1) 高原清介：新軌道材料，鉄道現業社，東京，(1985)。
- 2) R.Sugiyama and S.Matsuyama: *J. Jpn. Soc. Lubr. Eng.*, **30** (1985), 393.
- 3) 加藤八洲夫：レール，鉄道敷設協会，東京，(1978)。
- 4) Y.Sato, Y.Inoue and K.Kashiwaya: *J. Jpn. Soc. Tribol.*, **36** (1991), 53.
- 5) Y.Inoue, Y.Sato and K.Kashiwaya: *Tetsudosoken Hokoku*, **6** (1992), 31.
- 6) S.Matsuyama: *Tetsudogijutsu*, **42** (1985), 137.
- 7) 井上靖雄：関東学院大学工学研究科博士論文，(1993)。
- 8) Y.Inoue, Y.Sato and K.Kashiwaya: *Tetsudosoken Hokoku*, **6** (1992), 59.
- 9) V.Dikshit, P.Clayton and D.Christensen: *Wear*, **144** (1991), 89.
- 10) Y.Sato: *J. Jpn. Soc. Tribol.*, **38** (1993), 60.
- 11) K.Kashiwaya, Y.Inoue and Y.Sato: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **37** (1988), 417.
- 12) H.Ichinose, J.Takehara and M.Ueda: Proc. of 2nd Int. Heavy Haul Conf., The International Heavy Haul Association (IHHA), Colorado, (1982), 178.
- 13) Y.Kataoka, J.Furukawa, M.Ueda, T.Horita and H.Yamanaka: 1992 Rail Steels Symp. Proc., IHHA, Isando, (1992), 11.
- 14) K.Sugino, H.Masumoto, S.Nishida, S.Urashima, H.Kageyama and M.Hattori: *Seitetsu Kenkyu*, **303** (1980), 23.
- 15) R.Devanathan and P.Clayton: *Wear*, **151** (1991), 255.
- 16) P.Clayton and X.Su: *Wear*, **200** (1996), 63.
- 17) 山本定弘：第161・162回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会編，東京，(1996)，215.
- 18) M.Ueda, K.Uchino, H.Kageyama and K.Kutaragi: 6th Int. Heavy Haul Conf., IHHA, St. Louis, (1997), 355.
- 19) M.Ishida, K.Kashiwaya, Y.Sato and N.Abe: *Tetsudouseiro*, **38** (1990), 12.
- 20) 鉄鋼材料便覧，日本金属学会，日本鉄鋼協会編，丸善，東京，(1967)。
- 21) R.Holm: *Electric Contacts*, H. Gebers Forlag, Stockholm, (1946), 2.
- 22) B.Sundman, B.Jansson and J.O.Andersson: *Calphad*, **9** (1985), 153.
- 23) G.D.Rahrer and C.D.Armstrong: *Trans. Am. Soc. Met.*, **40** (1940), 1099.