

# 耐摩耗性，耐損傷性に優れた 高強度パーライトレール(SP レール)

Development of High Strength Pearlitic Steel Rail (SP rail)  
with Excellent Wear and Damage Resistance

横山 泰康 総合材料技術研究所 鋼材研究部 主任研究員  
三田尾眞司 総合材料技術研究所 鋼材研究部 主査  
竹正 峰康 福山製鉄所 糸鋼商品技術室 主査

Hiroyasu Yokoyama  
Shinji Mitao  
Mineyasu Takemasa

重軸重鉄道向けに耐摩耗性・耐損傷性に優れた高強度パーライトレール(SP レール)を開発した。本稿では，さまざまにミクロ組織を変化させたパーライト鋼について，転動疲労損傷性，摩耗特性を検討した。従来あまり着目されていなかったパーライトコロニーサイズの微細化が，耐転動疲労損傷性，耐摩耗性の向上に有効であるという知見を得た。SP レールでは，合金設計と TMCP により，パーライトコロニーサイズの微細化を図っている。SP レールの摩耗，転動疲労特性を含む基本特性について紹介する。

*NKK has developed a high strength pearlitic steel rail (SP (Super Pearlite) rail) with superior wear and damage resistance for heavy haul railways. Comprehensive research on relationships between microstructural factors and wear or RCF (Rolling Contact Fatigue) behavior, revealed that refinement of pearlite colonies was very effective to improve wear and damage resistance. In SP rail, refinement of pearlite colony size has been achieved through alloy design and TMCP (Thermo-Mechanical Controlled Processing). In this report, basic properties of SP rail including wear and RCF behavior, together with concept of microstructural control have been introduced.*

## 1. はじめに

北米における鉄道輸送対象は，主に鉱物や穀物などの貨物であり，輸送効率の向上は主として貨車積載量の増大による大量輸送化により図られている。貨物を満載した百両以上の長大編成列車（いわゆるマイル・トレイン）が大陸を縦横に走り，満載時の貨車重量は，日本の旅客鉄道の約2.5倍の160トン近くに達している。このような重荷重鉄道において，レールに要求される特性は極めて厳しく，レールの性能が貨物輸送の効率化を左右する重要な因子となっている。

1970年代以降，我が国における高纯净鋼の製造技術の確立，およびレールのオンライン熱処理技術の開発は，レールの耐久性（耐摩耗性，耐転動疲労損傷特性）を飛躍的に向上させた<sup>1-4)</sup>。Fig.1に，北米における近年の貨車重量の変化を示すが，レールの耐久性向上に伴って貨車重量の増大による輸送の効率化が急激に進んでいる。レールの耐久性向上は，貨車重量の増大による輸送効率化を促し，レールの使用環境は，以前にも増して苛酷化した。レールには更なる耐摩耗性，耐転動疲労損傷性の向上が求められている。

当社は，合金設計および TMCP (Thermo-Mechanical

Controlled Process) による本格的な組織制御を行うことにより，従来の熱処理レールよりも，耐摩耗性，耐転動疲労損傷性を更に向上させた高強度パーライトレール（SP (Super-Pearlite) レール)を開発した。本稿では，SP レールの組織制御の考え方と，基本特性を中心に概説する。

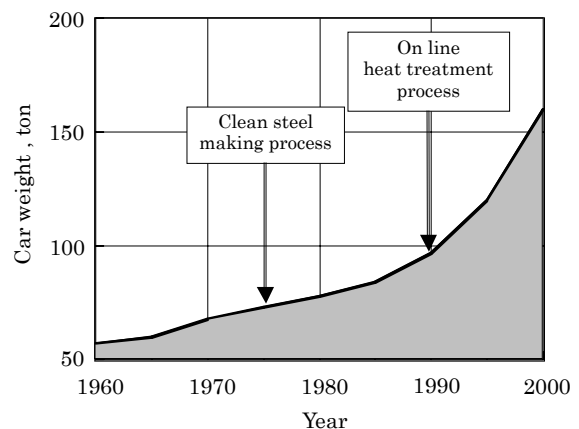


Fig.1 Change of car weight in North America

## 2. 組織制御の考え方

パーライト鋼の組織形態因子として，Fig.2に模式的に示すように，コロニーサイズ(D<sub>PC</sub>)，層(ラメラ)間

隔（ $\lambda$ ）およびセメンタイト分率（ $V_c$ ）が挙げられる。熱処理レールにおいては、熱間圧延終了後、オーステナイト（ $\gamma$ ）域から適度の冷却速度で加速冷却（Slack Quenching）することにより、ラメラ間隔（ $\lambda$ ）を微細化して、硬さおよび耐摩耗性の向上を達成している。現在、熱処理レールで得られている  $\lambda$  は、約  $0.1\ \mu\text{m}$  と極めて微細であり、工業的に得られる限界値に近い<sup>5)</sup>。

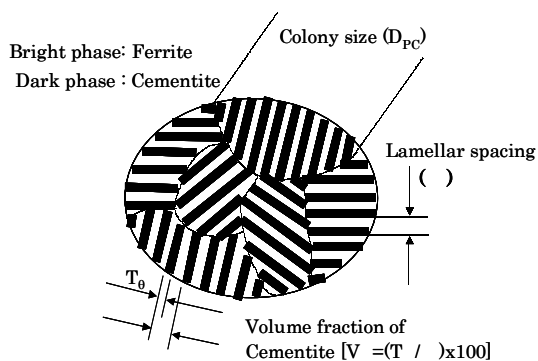


Fig.2 Schematic drawing of pearlitic structure

他方、最近、C量を共析組成の0.8%から、過共析レベルの0.9%まで上昇させた高耐摩耗性レールが開発された<sup>6)</sup>。C量の増大によるセメンタイト分率（ $V_c$ ）を増大が、車輪との転動接触による塑性変形において、ミクロ・ナノレベルでの組織変化に違いを生じさせ、使用に伴い表面硬さが上昇することが耐摩耗性向上の一因であると考えられている<sup>7)</sup>。

このようにラメラ間隔（ $\lambda$ ）やセメンタイト分率（ $V_c$ ）を制御することにより耐摩耗性が向上することが知られているが、従来、パーライト組織の各組織形態を制御することにより、耐摩耗性、耐転動疲労損傷特性がどの程度変化するかに関しては、系統的な知見に乏しい。

そこで、耐摩耗性、耐転動疲労損傷特性を向上させるための組織制御の方向性を明らかにするために、広範囲の組織形態を有するパーライト鋼を準備した。各サンプルの組織形態を定量化するとともに、新しく開発した転動疲労・摩耗試験装置（Photo 1）<sup>8)</sup>による特性評価を行い、耐摩耗性、耐転動疲労特性と各組織形態との相関を整理した。

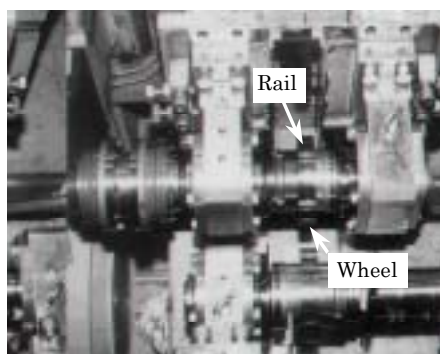


Photo 1 Appearance of the RCF test machine

なお、新しく開発した転動疲労・摩耗試験装置では、車輪サンプル（ピッカース硬さ（HV）：約370のパーライト鋼）とレールサンプル（いずれも直径：130mm，厚さ：30mmのディスク状試験片）の接触角度（アタック角）を変化させることが可能であり、曲線区間の曲率に応じた摩耗，転動疲労挙動をより忠実にシミュレートすることができる。アタック角による摩耗，転動疲労挙動の変化については別報を参照のこと<sup>8),9)</sup>。

Photo 2は準備したサンプルのミクロ組織写真の一例である。それぞれの組織に対する組織定量結果および硬さの測定結果をTable 1に示す。 $D_{pc}$ ， $\lambda$ ， $V_c$ とともに、硬さもHV270～395の範囲で変化している。

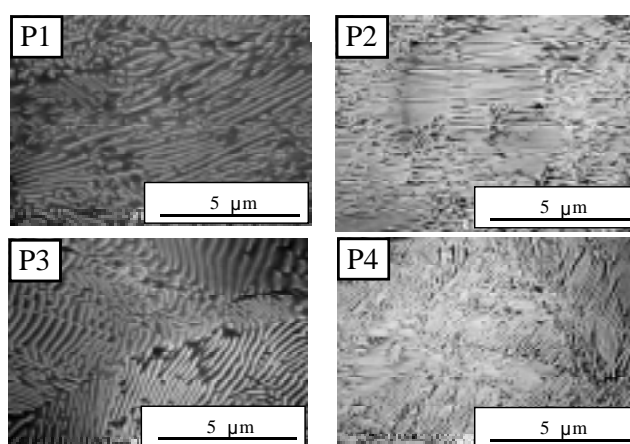


Photo 2 Microstructure of the steels

Table 1 Quantitative microstructural analysis results

Code	Colony size, $D_{pc}$ ( $\mu\text{m}$ )	Lamellar spacing, ( $\mu\text{m}$ )	Volume fraction of cementite, $V_c$ (%)	HV
P1	150	0.35	41	270
P2	80	0.15	47	390
P3	80	0.33	47	295
P4	55	0.11	49	395

これらのサンプルを含め、種々の組織形態を有するパーライト鋼について、耐摩耗性および耐転動疲労損傷性を評価した。耐摩耗性については、車輪サンプルとの接触圧：2.2GPa，回転速度：1200rpm，アタック角： $3^\circ$ ，乾燥条件下で連続5時間の回転接触試験を行い、単位時間あたりの試験片の重量減により評価した。また、耐転動疲労損傷性は、油潤滑条件下で回転接触試験を行い、転動疲労損傷の発生（Photo 3に典型例を示す）を肉眼で確認することにより、損傷発生寿命を測定し、評価した。

組織形態に伴う硬さの変化を考慮に入れ、組織形態と耐転動疲労損傷性，耐摩耗性との相関について分析した<sup>9)</sup>。損傷発生寿命と摩耗量に関する、組織形態からの計算予測結果と実験結果を比較してそれぞれFig.3(a),(b)に示すが、いずれも良好な一致が認められる。

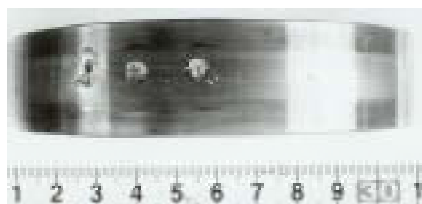


Photo 3 Appearance of the sample after RCF test

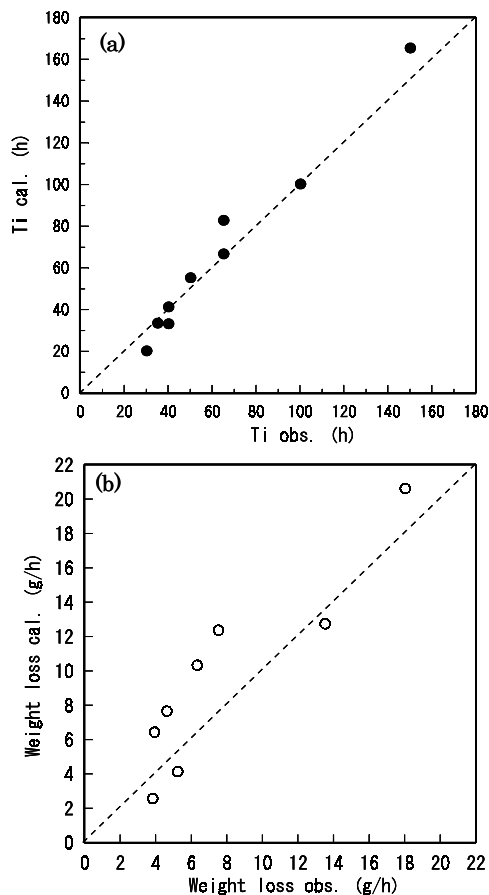


Fig.3 Observed and calculated values on RCF and wear test (a) RCF test, (b) Wear test

組織制御による耐転動疲労損傷性，耐摩耗性の変化について，Fig.4 に整理して示す。耐摩耗性に関して，基本組織を普通レールの典型的な組織形態（ $D_{PC} = 150 \mu m$ ， $\lambda = 0.35 \mu m$ ， $V = 41\%$ ）とすると，セメントイト分率を50%にすることにより，耐摩耗性は4.3%改善され，ラメラ間隔を $0.10 \mu m$ にすることにより30%改善される。ただし，先に述べたとおり，熱処理レールにおいて得られているラメラ間隔： $0.10 \mu m$ は理論上の限界値に近く，これ以上の微細化は困難である。さらに，コロニーサイズを $50 \mu m$ にすることにより16%改善される。コロニーサイズの微細化は，従来あまり着目されていなかったが，耐摩耗性を効果的に改善することが明らかになった。同様に，耐転動疲労損傷性の向上についてもコロニーサイズの微細化は有効であり，組織制御の方向性とし

てコロニーサイズの微細化に焦点を当て，合金設計および製造プロセスの検討を進めた。

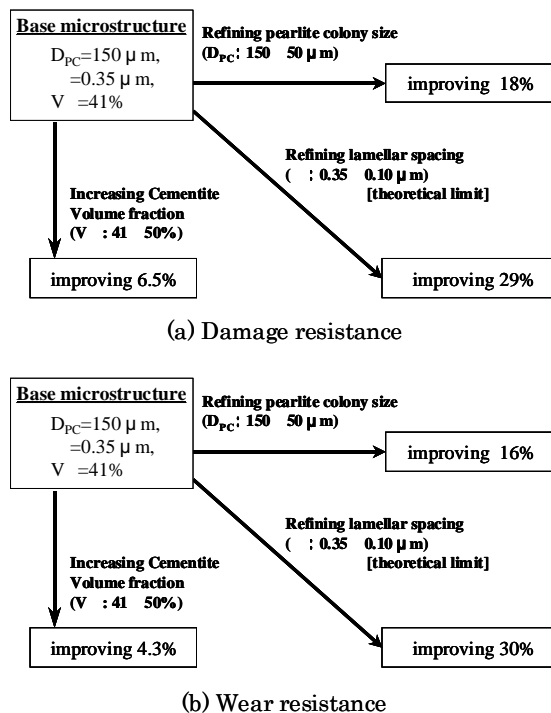


Fig.4 Improvement of RCF and wear resistance through microstructural control

### 3. SPレールの基本性能

#### 3.1 ミクロ組織，機械的性質

SPレールは，マイクロアロイ添加およびTMCPの適用によりコロニーの微細化を達成した0.82%の炭素を含む鋼レールである。SPレールの頭頂下5mmにおける典型的なミクロ組織をPhoto 4に示す。組織定量の結果， $D_{PC} = 50 \mu m$ ， $\lambda = 0.11 \mu m$ ， $V = 48\%$ であり，Photo 2のP4に近い組織形態である。

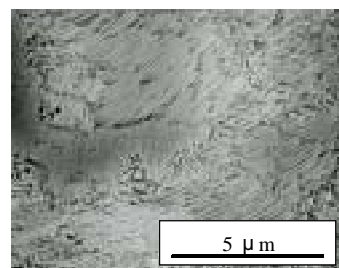


Photo 4 Microstructure of SP rail

代表的な引張特性（AREMA<sup>1</sup>規格準拠）を，従来の熱処理レールと比較してTable 2に示す。強度に関しては従来の熱処理レールとほぼ同等であるが，延性が大きい。

<sup>1</sup> AREMA：米国の鉄道関連の協会。American Railway Engineering and Maintenance Associationの略。

Table 2 SP レールの引張特性

	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	R.A. (%)
SP	876	1312	16.0	38.4
THH370N	900	1303	13.5	26.1

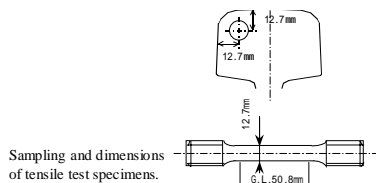


Fig.5 に SP レールの製造実績(引張強さ，伸び)を示す。強度，延性ともに安定して良好な特性が得られている。

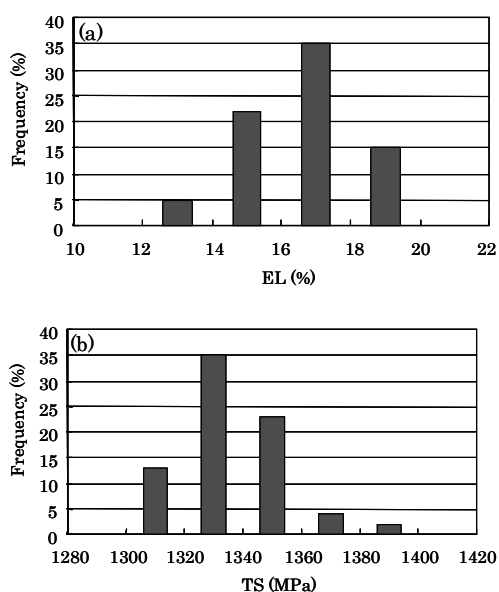


Fig.5 Production results of sp rail (a) El, (b) TS

Fig.6 は，頭頂下の硬さ分布を従来の熱処理レールと比較した例である。従来の熱処理レールに比べ，表面硬度は同等あるいは若干高い程度であるが，より深くまで高硬度が維持されているのが特徴的である。

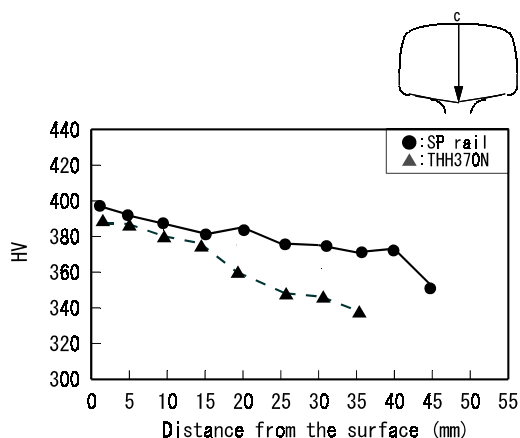


Fig.6 Hardness distribution from the rail surface

### 3.2 耐摩耗性

レール頭頂下 3mm の位置から直径：30mm，厚さ：8mm のディスク試験片を採取し，西原式摩耗試験機を用いて接触圧力：1.5GPa，回転速度：800rpm，すべり率：-10%，乾燥条件下で車輪サンプル(HV370 のパーライト鋼)と回転接触させた。回転数と摩耗減量との関係を Fig.7 に示す。従来の熱処理レール (THH370N) を 100 とすると，SP レールの摩耗減量はいずれの回転数においても 75~80 のバンド内にあり，耐摩耗性が 20~25%向上している。また，たとえば，摩耗減量 1.25g に達するまでの回転数(摩耗寿命と関連)について両者を比較すると，SP レールは従来熱処理レールの約 2 倍であり，大幅な摩耗寿命の改善が期待される。

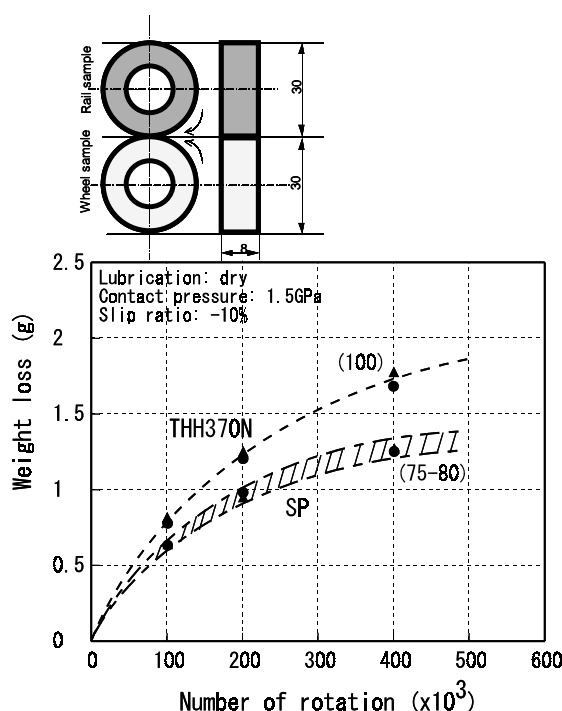


Fig.7 Relationship between weight loss and number of rotation

Photo 5 は，回転数：10 万回における，従来熱処理レールと SP レールの接触面直下の断面マイクロ組織写真である。従来熱処理レールから採取したサンプルには表面近傍に多数の微小クラックが観察されるのに対し，SP レールから採取したサンプルにはクラックはほとんど観察されない。

Photo 6 は，さらに高倍率で観察した例である。回転接触により強い塑性変形を受けているが，依然，ラメラ組織の痕跡が認められる。従来熱処理レールでは，矢印で示すように，クラックはコロニー境界に沿って発生，伝播する傾向が認められる。SP レールから採取したサンプルにおいても極めて微小なクラックが観察されるが，それらは伝播，連結するには至っていない。

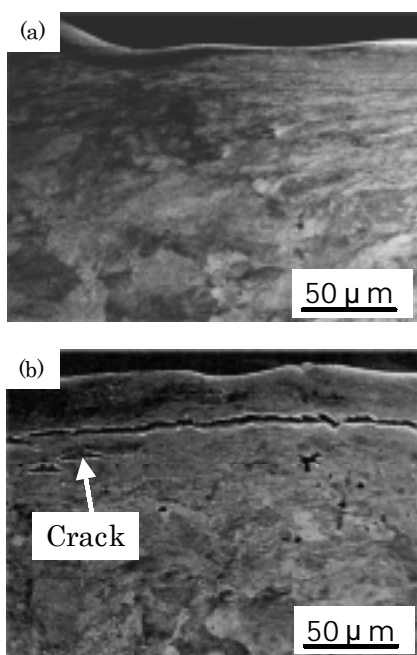


Photo 5 Microstructure near the surface after wear test (a) SP, (b) THH370N

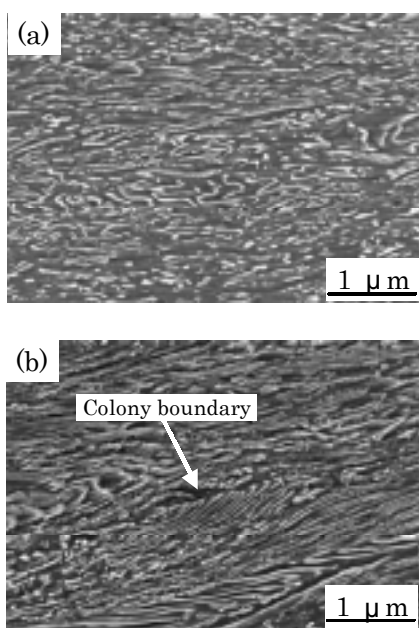


Photo 6 Microstructure near the surface after wear test (a) SP, (b) THH370N

コロニーサイズの微細化に伴う耐摩耗性向上について，模式的に Fig.8 に示す。ラメラ組織は，ラメラの方向に依存して塑性変形挙動に著しい異方性を示すため，塑性変形の際，コロニー境界には高い応力集中が生じ，クラックの発生サイトになると考えられる。コロニーサイズを微細化することにより，応力集中が分散し，クラックの発生および伝播，摩耗粉としての分離が抑えられ，耐摩耗性が改善されるものと考えられる。

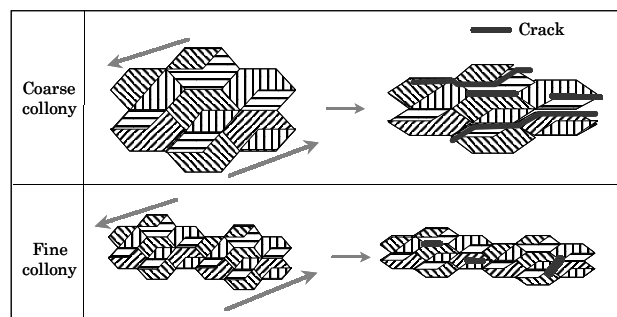


Fig.8 Improvement of wear resistance through microstructural control (schematic diagram)

### 3.3 耐転動疲労損傷性

同様に，レール頭頂下 3mm の位置から直径：30mm，厚さ：8mm で接触面に曲率を有するディスク試験片を採取し，接触圧力：2.2GPa，回転速度：800rpm，すべり率：-20%，油潤滑条件下で車輪サンプルと接触回転させた。Fig.9 は，転動疲労損傷が発生するまでの時間について従来熱処理レールと SP レールを比較したものであり，耐転動疲労損傷性についても，SP レールは従来熱処理レールより約 40%改善されている。

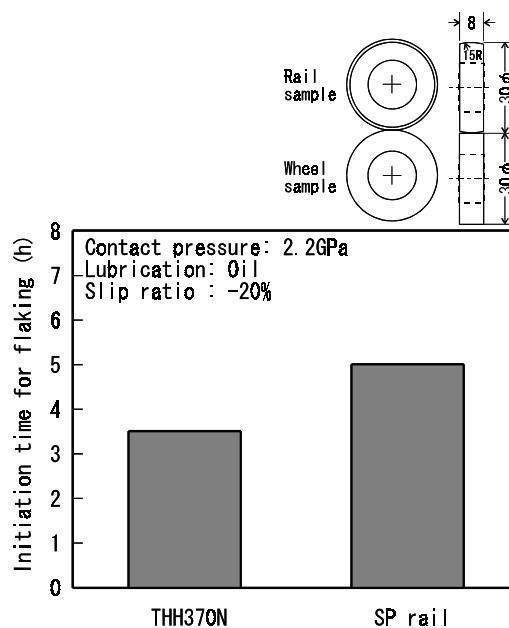


Fig.9 Initiation time for flaking

### 3.4 溶接継手特性

Fig.10 に，従来熱処理レールと同一条件にてフラッシュバット溶接を行った継手における頭頂下 5mm の長手方向硬さ分布を示す。良好な硬さ分布が得られている。また，AREMA 規格に基づき，4 点曲げにより継手の静的曲げ特性を評価した (Fig.11)。Table 4 に示すように，破壊応力，たわみともに規格を十分にクリアする特性が得られている。

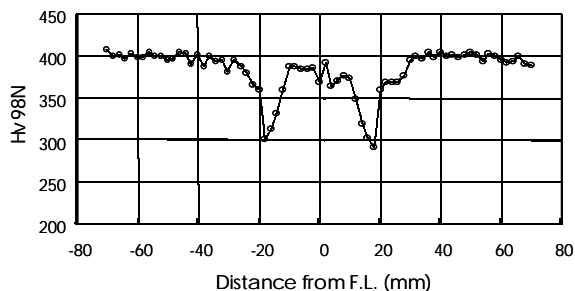


Fig.10 Hardness distribution near the weld joint

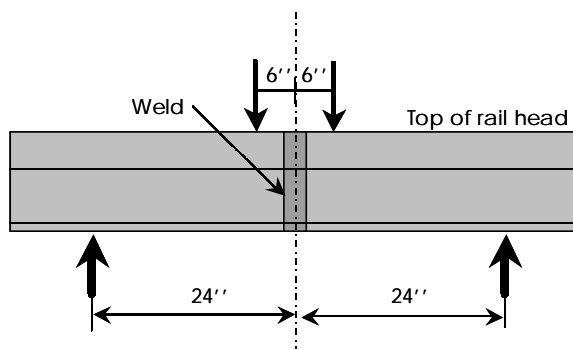


Fig.11 Test method (4 point bend test)

Table 4 Results of bend test

Weld joint	Modulus of rupture (ksi)	Deflection (inch)
SP-SP	176.2	1.032
	188.2	1.459
AREMA spec.	Min. 125	Min. 0.75

#### 4. おわりに

北米の鉄道に代表される重荷重鉄道における耐久性（耐摩耗性，耐転動疲労損傷性）に優れたレールの開発を目的として，パーライト組織形態の制御に関し，系統的な調査を行った。その結果，従来あまり着目されていなかったコロニーサイズの微細化が耐摩耗性，耐転動疲労損傷性の向上に非常に有効であるという知見を得た。マイクロアロイ添加などの合金設計およびTMCPの適用により，微細なコロニーサイズを有するSPレールを開発した。SPレールの特性評価試験結果は，実験室材の検討結果を十分に裏付けるものであった。また，従来の熱処理レールと同様の溶接条件で作製した継手は，良好な硬さ分布と静的曲げ特性を有することが確認された。

SPレールの優れた特性は，北米における実敷設試験においても実証されつつある。SPレールの優れた耐久性が，ユーザーにおけるレールメンテナンスコストの大幅な低減に寄与することを確信する。

#### 参考文献

- 1) Y. Kataoka et al. 1992 RAIL STEEL SYMPOSIUM PROCEEDINGS, (1992), 11.
- 2) H. Schmedders et al. ibid. 35.
- 3) K. Fukuda et al. The Fourth International Heavy Haul Railway Conference, Brisbane, (1989), 51.
- 4) K. Sugino et al. ibid., 41.
- 5) 山本定弘. 第161, 162回西山記念技術講座. (社)日本鉄鋼協会. (1996), 215.
- 6) M. Ueda et al. 6th International Heavy Haul Conference, Cape Town, (1997), 355.
- 7) 上田正治ほか. 鉄と鋼. 87, (2001), 190.
- 8) H. Yokoyama et al. Proc. of CM2000 (Tokyo), (2000), 154.
- 9) H. Yokoyama et al. 7th International Heavy Haul Conference, Brisbane, (2001), 551.

<問い合わせ先>

総合材料技術研究所 鋼材研究部

Tel. 084 (945) 3629 横山 泰康

E-mail address : hiroyoko@lab.fukuyama.nkk.co.jp