

技術論文

熱間圧延ロール表面欠け落ち発生メカニズムの解析

Analysis of Small Spalling Mechanism on Hot Rolling Mill Roll Surface



技術開発センター
商品・生産技術開発班班長
博士(工学) 園田 晃大
Akio Sonoda

技術開発センター
商品・生産技術開発班班長
博士(工学) 姜 孝京
Hyo-Gyoung Kang

技術開発センター
商品・生産技術開発班班長
博士(工学) 牟 用煥
Yong-Hwan Mo

技術開発センター長
博士(工学) 永吉 英昭
Hideaki Nagayoshi

要 旨

熱間圧延用ハイスロール表面の欠け落ち発生メカニズムを解析するため、実機使用後のロール調査を行い、欠け落ちは熱サイクルによるき裂発生とモードIIによる疲労き裂伝ばにより発生していることが判明した。その調査結果を反映させた熱サイクル試験およびモードII疲労き裂伝ば試験を行った。熱サイクル試験結果より、き裂は酸化箇所を起点としていることがわかった。また、モードIIき裂伝ば速度 da/dN と ΔK_{II} の関係から、実機における欠け落ち発生までの期間が推定でき、熱サイクルによるき裂の発生期間よりもモードIIによる疲労き裂伝ばの影響が大きいことを明らかにした。

Synopsis:

In order to analyze the small spalling mechanism on the surface of the high-speed steel roll for hot rolling mill, an actual hot rolling mill roll was investigated, and the thermal cycle and Mode II fatigue crack growth tests, which reflect the results of the investigation, were carried out. From the investigation result of the actual hot rolling mill roll, it was proven that the small spalling was generated by heat crack initiation by thermal cycling and Mode II fatigue crack growth. The crack due to the thermal cycling was initiated in the oxide area. An estimation of the small spalling life on the surface in hot rolling mill roll became possible based on the relationship between the crack growth rate (da/dN) and threshold Mode II stress intensity factor range (ΔK_{IIth}), and it was clarified that the life of the Mode II fatigue crack growth was longer than that of the crack initiation life by thermal cycling.

1. 緒言

熱間圧延用ロールにおいては、耐摩耗性に優れたハイス材を用いたロールが多く使用されてきており、ロール原単位は、ロール性能の向上に伴って減少しつつある^{1,2)}。だが圧延ロールでは、ロール表面に熱サイクルによって発生する熱き裂と、そのき裂を起点とした機械的負荷によるき裂の進展が起きる場合がある^{3,4)}。き裂が進展し、ロール表面の微小欠け落ちが発生すると、ロールの肌荒れとなり、製品品質へ悪影響を及ぼすため、ロール改削量の増加と圧延量の制限が必要になってしまう。

本論文では、圧延ロールで重要な役割を果たすようになってきたハイス材について、ロール表面の欠け落ち発生の要因となる熱サイクルによるき裂の発生と、機械的負荷によるき裂の進展をそれぞれの要素に分けて試験し、実機適用結果との比較検証を行った。

2. 実機での検証

2.1 欠け落ち箇所の断面観察

圧延開始からロール回転数が約 1.75×10^5 cycle 経過したのち、実機ロールに発生したロール表面の欠け落ちを Fig.1 に示す。欠け落ちは、ロール表層から 1 mm

から 2 mm の深さで、回転方向へ数 mm～10 mm 程度の範囲で発生している。それぞれの欠け落ち箇所が回転方向へ繋がって観察された。圧延条件から弾性計算によって求めたヘルツ圧 H_0 は 1747 MPa、接触半幅 c は 6.2 mm であった。

Fig.2 は欠け落ち箇所の断面を実機ロールから採取し、観察したものである。ロール表面から垂直方向に入ったき裂がいくつか観察され、その中の一つからロール円周方向に（回転方向とは逆へ）進展したき裂が観察された。

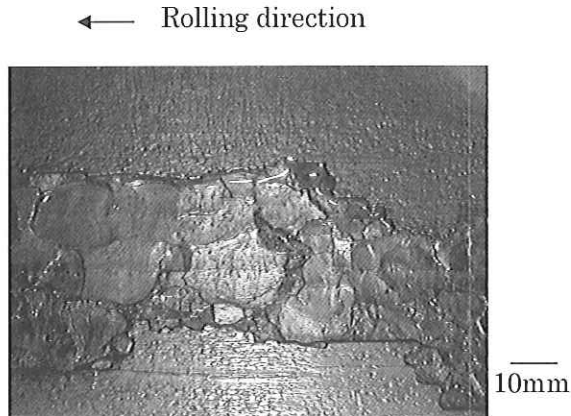


Fig.1 Surface small spalling of roll used in hot rolling mill roll

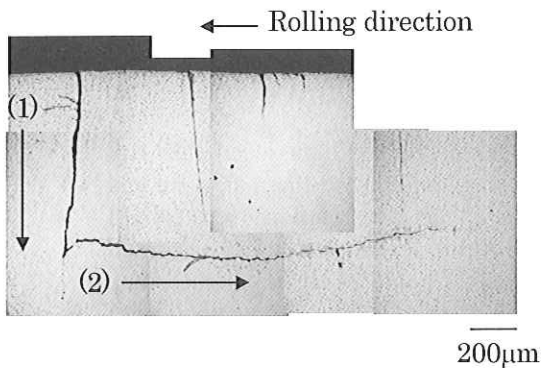


Fig.2 Cross section of hot rolling mill roll

2.2 欠け落ち発生の考察

(1) ロール表面に垂直な方向のき裂

仕上げ圧延機よりも圧延材の温度が高くロール内部への熱浸透が大きな粗圧延機において、圧延時に温度上昇したロール表面が急激に冷却されると、ロール表面には引張応力が発生してき裂が発生する^{3,4)}。ロール表面の引張応力によって、き裂はロール表面に対して垂直方向へ発生すると考えられる。Fig.2 で観察されたき裂も同様の形態を示している。

(2) ロール表面下層の円周方向のき裂

圧延時の機械的負荷によって、(1) の垂直方向のき裂は円周方向へと進展していると考えられる。ヘルツ接触領域の応力状態は圧縮でありヘルツ圧に対し垂

直方向のき裂を閉じる方向へ作用する⁵⁾。(1)の垂直方向のような初期き裂面に外部からの液体が侵入しないとき、モード I によるき裂の進展は起こらず、安定したモード II 型の進展へ移行する³⁾。Fig.2 で観察された円周方向のき裂位置では、高い接触圧力のため液体の侵入は困難であり、モード II によって(1)の垂直方向のき裂は円周方向へ進展したものと考えられる。

3. 欠け落ち発生の要素試験

本論文では、垂直方向のき裂を熱サイクルによって発生するき裂とし、円周方向のき裂はせん断応力によって進展するモード II のき裂伝ばとみなした。それぞれの現象について要素に分け、ロール材質と同じ試験片を用いて試験を行った。試験片は $\phi 90\text{mm} \times 400\text{mm}$ の円筒金型に鋳造した。熱サイクル試験(3.1 で記述)では試験片を長手方向に垂直な面が試験面となるように採取し、またモード II 疲労き裂伝ば試験 (3.2 で記述) では試験片を長手方向に採取した。採取した試験片に 1000°C の焼入れと 560°C の焼戻し熱処理を行ったのち、試験片形状に加工した。試験片の機械的性質を Table 1 に示す。

Table 1 Mechanical properties of specimen

HV	σ_B
540	836

HV : Vickers Hardness(kgf/mm²)

σ_B : Ultimate Tensile Strength(MPa)

3.1 熱サイクル試験

3.1.1 試験方法

Fig.3 に試験片形状と試験方法について示す。 $\phi 50\text{mm} \times 25\text{mm}$ の試験片中央付近を高周波加熱装置によって試験片表面温度が 600°C になるまで約 3 分間加熱した。高周波の出力は 3 kW とし、高周波リングは $\phi 20$ のものを用いた。放射温度計によって加熱温度を制御して、加熱領域が 600°C に達した後、約 0.5 秒で試験片を移動し水冷できるような構造とした。加熱から冷却までを 1 サイクルとして、繰返し熱サイクル試験を行った。試験片に浸透探傷試験を実施して目視によってき裂発生状況を確認した。

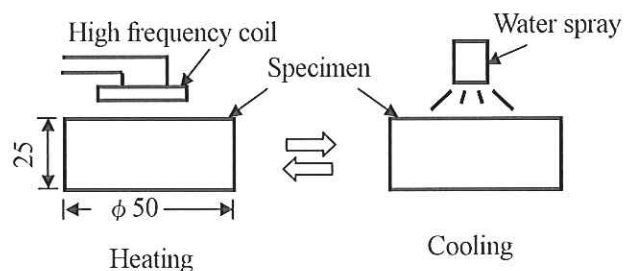


Fig.3 Thermal cycle test configuration and method

3.1.2 試験結果

熱サイクル試験後における試験片の表面状態を Fig.4 に示す。400 サイクルの熱サイクル試験後に試験片に割れが発生していることを確認できた。

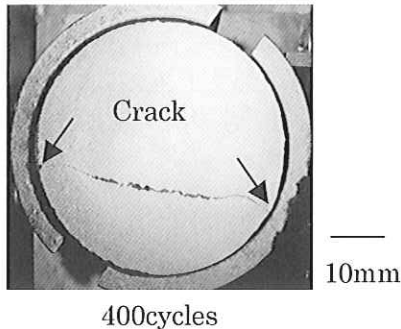


Fig.4 Specimen surface after thermal cycle test

3.2 モード II 疲労き裂伝ば試験

3.2.1 試験方法

Fig.5 に試験片の形状を示す。本試験法は村上ら⁶⁾が開発したものであり、一般的な引張圧縮疲労試験機を用いてモード II の疲労き裂の進展が測定できるように試験片形状に工夫を凝らしている。試験方法の詳細は文献⁶⁾に記述されている。試験は常温で、試験片 2 個を 1 組として両振りの条件($R=0.1, \Delta P=12000\text{ N}$)で行った。き裂の長さは交流電位差法^{7~9)}で測定した。

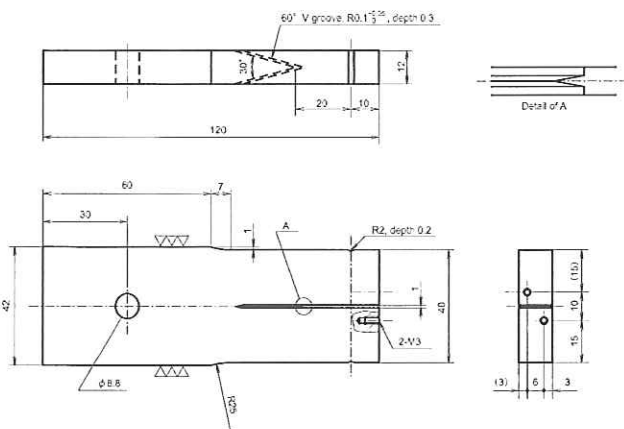


Fig.5 Shapes and dimensions of Mode II fatigue crack growth specimen⁶⁾

3.2.2 試験結果

せん断疲労き裂は上下の破面が互いにこすられフレッチングが起きる。Fig.6 にき裂からフレッチングによってココアが発生している様子を示す。Fig.7 にはモード II 疲労き裂伝ばの破面写真を示す。Fig.8 に示すような、片振りの条件($R=0.3, \Delta P=2500\text{ N}$)で行ったモード I 疲労き裂伝ばの破面(Fig.9)と比較しても明らかに破面の形態が異なっているのがわかる。

モード II 応力拡大係数幅 (ΔK_{II}) の計算には濱田らの解析結果⁶⁾を利用した。き裂面の摩擦係数 μ は 1.0 として ΔK_{II} を計算した。き裂伝播速度 (da/dN) と解析から得られた ΔK_{II} との関係を図.10 に示す。

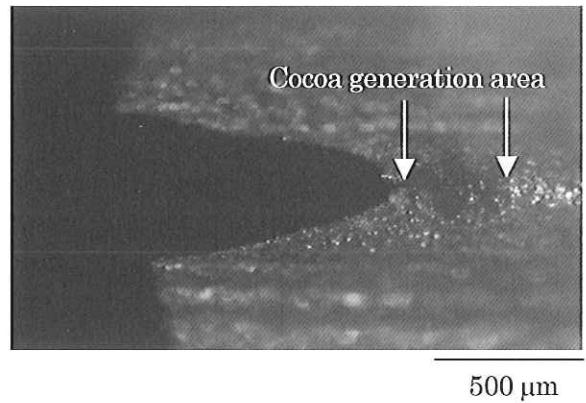


Fig.6 Cocoa made by fretting between two fracture surface

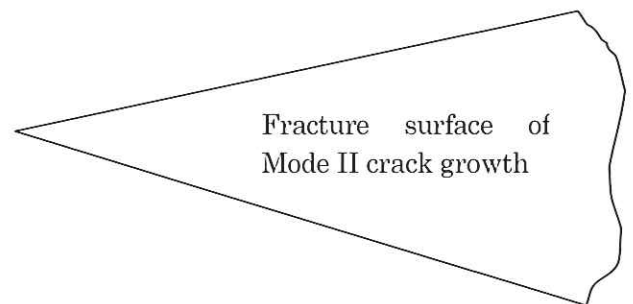
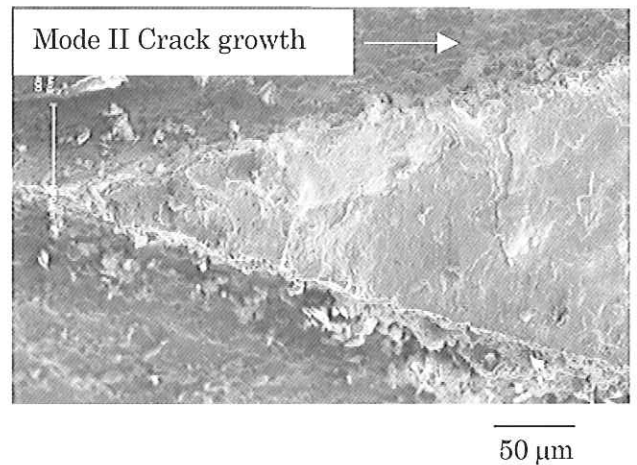
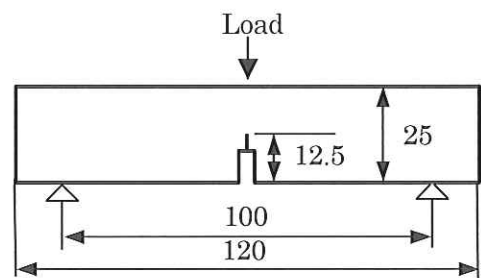


Fig.7 Fracture surface of Mode II fatigue crack



Specimen thickness: 12.5

Fig.8 Shapes and dimensions of Mode I fatigue crack growth specimen

Mode I Crack growth →

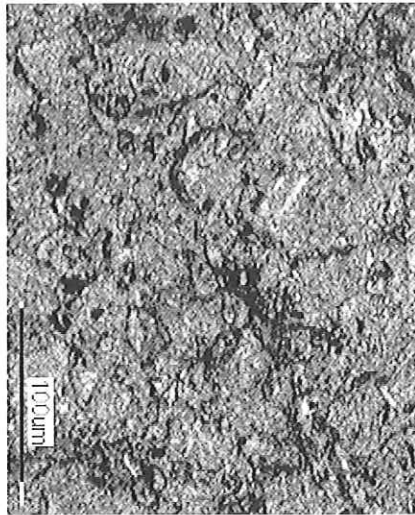


Fig.9 Fracture surface of Mode I fatigue crack growth

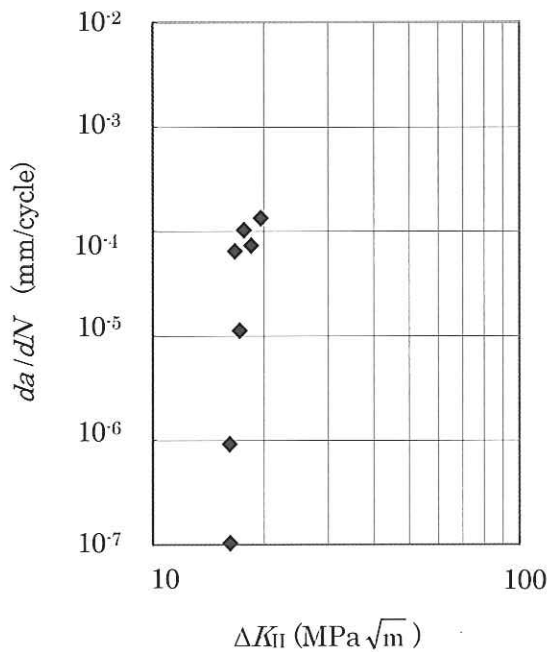


Fig.10 Relationship between crack growth rate, da/dN and Mode II stress intensity factor range, ΔK_{II}

4. 考察

4.1 熱サイクルによるき裂発生を検証

Fig.11は熱サイクル試験において、400サイクル後に確認された試験片表面のき裂周辺の写真である。き裂の進展は、黒く網目状に発生した模様に沿って発生していることがわかる。この網目模様についてEDX分析すると、結果は省略するが、網目の箇所は dendrite の境界となる箇所でもマトリクスよりも腐食されやすく、酸化物が生成されたものと考えられる。また

網目箇所とマトリクス箇所のビッカース硬さを測定した。荷重は200gfとし、圧こんの大きさはそれぞれ23 μ mと28 μ mであり、網目箇所とマトリクス箇所のビッカース硬さはHV680とHV460であった。この結果より、酸化物の形成によって酸素リッチな網目箇所はマトリクスと比べて高い硬度を示し脆い組織であると考えられる。熱サイクルによって発生した熱応力によって、網目箇所は大きなき裂が発生しやすい箇所になったものと考えられる。

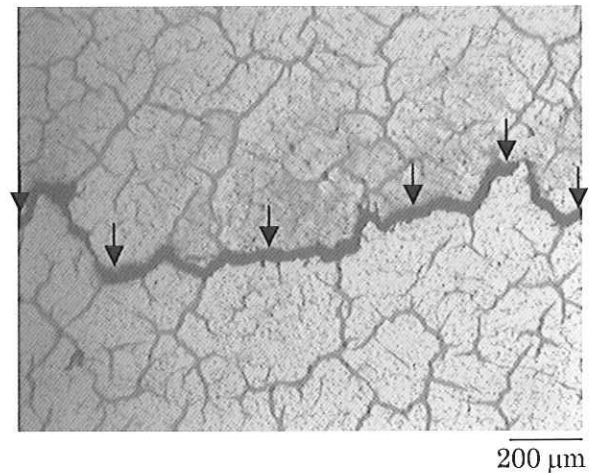


Fig.11 Crack on the thermal cycle specimen surface (Arrow shows crack)

4.2 モードII疲労き裂伝ばの検証

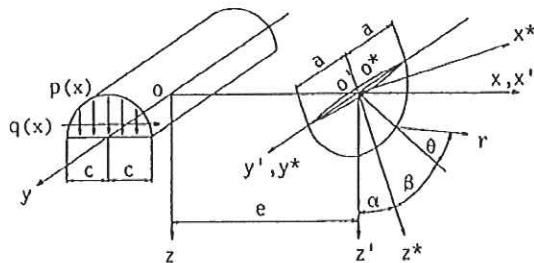
4.2.1 実機における K_{II} の計算

Fig.12に示すような村上ら⁹⁾の解析モデルを用いて、実機における垂直き裂($\alpha=0^\circ$)の応力拡大係数を計算した。村上らの計算は、き裂面に侵入する液体の粘度・圧縮率・粘度の圧力指数の影響や、すべりによる影響、接触の増加による材質の変化などを無視して単純化したものである。本論文での円周き裂の応力拡大係数の計算でも、これらの影響については無視できるものと考えた。また、山本ら⁹⁾の計算でも村上らの計算の妥当性が確認されているため、本論文での表面き裂における応力拡大係数の計算に村上らの計算方法が応用できると考えた。

また、圧延材の塑性変形量の正確な計算は困難であり、圧延応力の正確な計算ができないため、本論文ではヘルツ圧によって圧延応力を計算した。しかし、圧延材の変形によって発生する応力を考えると、弾性変形によって発生する応力と、弾性変形に加えて塑性変形によって発生する応力を比較すると、差はないとみなせると考えた。そのため、反力としてロールに負荷される圧延応力を本文中では簡易的に求められる弾性計算のヘルツ圧の算出によって求めた。

その結果、実機におけるヘルツ圧 R_0 は1747 MPa、接触半幅 c は6.2 mmとなった。き裂長さはFig.2で観察されたき裂長さ0.8 mmとした。また、摩擦係数 f は0.1の条件とした。摩擦係数に関しては、実際に測定した例が殆んどないため、米山ら¹⁰⁾の熱間圧延口

ールにおける圧延材との摩擦係数の実測結果を用いた。村上らの解析結果⁵⁾より、このときのせん断応力による応力拡大係数幅 $\Delta K_{II} = 17.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ となった。求めた $\Delta K_{II} = 17.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ は、Fig.9での試験片の $\Delta K_{II} = 16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ を超えており、き裂がモードIIで円周方向に進展する条件を満たすといえる。



- 2a: Length of semicircle crack in surface
 2c: Contact area
 a: Crack angle
 β: Angle from deepest crack tip
 (r; θ): Polar coordinates of crack tip

Fig.12 Analytical model and polar coordinates of crack tip⁵⁾

4.2.2 欠け落ち発生までの期間の推定

モードIIき裂が $\Delta K_{II} = 17.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ でFig.2の円周方向のき裂が進展したとすると、Fig.9で $\Delta K_{II} = 17.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ のとき $da/dN \approx 5.00 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ である。つまり、Fig.2における実機ロールでの円周き裂の約1.8mmの進展に要した期間は、およそ $3.60 \times 10^4 \text{ cycle}$ と推定される。Fig.2の実機ロールは約 $1.75 \times 10^5 \text{ cycle}$ 経過したものであり、推定値と違いがある。ただし、実際は 10^4 cycle オーダーでも小さな欠け落ちは発生する(進展開始時期は不明である)。そこで、大部分はFig.1のように10mm程度の範囲で欠け落ちが発生することを考慮すると、おおよその欠け落ち発生までの期間は $2.00 \times 10^5 \text{ cycle}$ となり、実際の結果と近くなる。

本論文では、Fig.2で観察された1.8mmの円周方向へのき裂進展の開始を垂直き裂発生直後としてき裂進展期間を推定した。Fig.1の小スポーリングのサイズ10mmからき裂進展期間を推定した。この違いにより、推定値に一桁のひらきが出たが、実際はき裂の進展開始時が不明である。そのため、垂直き裂が円周方向き裂に移行するタイミングを確認して、より精度の高いき裂進展期間を推定することが今後の課題といえる。いずれにしても、熱サイクルによるき裂発生までの期間(400cycle程度)は、モードIIき裂進展期間よりも十分小さいといえる。熱サイクルによるき裂発生までの期間は、材質や圧延条件によっても厳密には異なるが、同系列のハイス材であれば大差は無いものとする、「熱サイクルによるき裂の発生までの期間」 \ll 「円周方向のき裂進展期間」と考えられる。すなわ

ち、欠け落ち発生までの期間はモードIIき裂の進展として予測できる。

欠け落ちがロール表面に生じると、圧延時のロール表面肌荒れ問題となるが、熱サイクルによるき裂のみ発生した場合には、ロール表面肌荒れなどの圧延に対する影響は小さいと考えられる。これは、表面から1~2mm内部において、熱応力はほとんど作用しなくなる。そのため深さ1~2mm程度の位置にあるき裂先端での熱応力の影響は小さいと思われ、熱サイクルによるき裂進展・開口の効果も小さいと考えられるためである。

5. 結言

本論文では、熱間圧延ロールとして重要な役割を果たすハイス材において、実機でのロール使用結果に基づく欠け落ち発生メカニズムの解明に向けた検証を行った。この実機でのロール使用結果を考慮して、熱サイクル試験とモードII疲労き裂伝ば試験を行った。得られた主な結果は以下の通りである。

- 1) 熱サイクルによるき裂の発生は、酸素リッチな網目状組織形成の影響を受けていた。
- 2) $da/dN \sim \Delta K_{II}$ 曲線からロール表面欠け落ちに要した期間を推定することが可能である。耐摩耗性を重視したハイス材についての材質開発の指標となる。
- 3) 熱サイクル試験とモードII疲労き裂伝ば試験の試験結果を考慮して実機との検証を行った。欠け落ち発生までの期間には、熱サイクルによるき裂の発生期間よりもモードIIによる疲労き裂伝ばの影響の方が、熱サイクルによるき裂の発生期間が無視できるほど大きいことを明らかにした。

参考文献

- 1) 圧延ロール研究会編:圧延ロールの技術はどこまで進歩したか、日本鉄鋼協会、(1995)
- 2) 橋本光生, 川上保, 小田高士, 倉橋隆朗, 保木本勝利:新日鉄技報 356, (1995)76-83
- 3) 佐野義一, 陳玳珩, 松永栄八郎:機論 C 58, (1992)248-253
- 4) 山本普康, 内田秀, 橋本光生:鉄と鋼 83, (1997)13-18
- 5) 村上敬宜, 兼田楨宏, 八塚裕彦:機論 C 51, (1985)1603-1611
- 6) 村上敬宜, 濱田繁, 杉野和男, 高尾健一:材料 43, (1994)1264-1270
- 7) 三好俊郎, 中野伸一:機論 A52, (1986)1097-1104
- 8) 田中啓介, 秋庭義明, 藤田成雄:材料 36, (1987)177-183
- 9) 中井善一, 赤木秀成, 北村靖彦, 大路清嗣:機論 A 55, (1989)543-549
- 10) 米山猛, 畑村洋太郎:機論 C 56, (1990) 1935-1939