

破壊力学に基づいた高負荷熱間作動ロールの折損寿命の改善

斎藤 誠*・太田 定雄*²・豊田 裕至*³

Improvement of Resistance to Breakage of Hot Work Roll with High Rolling Load on the Basis of Fracture Mechanics

Makoto SAITO, Sadao OTA and Hiroshi TOYODA

Synopsis :

Mechanism of breakage of hot work roll with high rolling load was analyzed on the basis of fracture mechanics. It was revealed that the process to the breakage of hot work roll could be represented as a circumferential fatigue crack growth from the fire crack to the critical depth, where stress intensity factor was equal to the fracture toughness of the roll material. Simulation of the circumferential fatigue crack growth was carried out on a continuous billet mill roll using fatigue crack propagation properties (f.c.p.p.) of the roll material. The simulation results could explain the breakage pattern of the roll on actual rolling service, and made it clear that the life of hot work roll before breakage highly depended on the f.c.p.p. Test rolls (ultra high carbon steel roll) with superior f.c.p.p. were manufactured on the basis of the previous study made by the authors. From the performance results, it was found that resistance to breakage of the test rolls was remarkably improved and that the total rolling tonnage of the test rolls could be increased by 50% with the help of the improvement of wear due to the massive carbide which was intentionally introduced for the improvement of f.c.p.p.

Key words : breakage of hot work roll ; circumferential crack growth ; ultra high carbon steel roll ; fatigue crack propagation properties.

1. 緒 言

圧延ロールは摩耗や肌荒れの補修のため旋削されて徐々に細くなり、規定の径になつた時点で廃却となる。しかしながら、分塊ロールや鋼片ロールのような高負荷熱間作動ロールでは規定の廃却径になる前に折損により寿命を終えることが極めて多い。現在のシステム化された圧延工程ではロールの不慮の折損はロール原単位だけでなく、生産コストに極めて大きな影響を及ぼす。このような折損の原因としては、過大な圧延負荷や熱応力などの操業上の理由、それにロール自身に鑄造欠陥のような大きな材料欠陥がある場合もあるが¹⁾、このような条件が特になく、ほぼ一定荷重の定常的な圧延中に折損するケースが多く、大きな問題であつた。この種の折損し

たロールの破断面には一般的に深い円周状の疲労き裂が存在し、その先端から脆性的に破壊していることから、ロール材質の中でも疲労強度や靱性が重要な特性と考えられてきた^{1)~4)}。実際に靱性が改善された結果、寿命がかなり向上したという報告もある³⁾⁴⁾。しかしながら、近年高負荷圧延が増えたこととあいまつて、このような対策を実行してもロールの折損事故自体はそれほど顕著には減少していないように思われる。

筆者らは高負荷熱間作動ロールの折損過程を改めて解析した結果、折損寿命に対して最も支配的な因子は疲労強度や靱性ではなく、疲労き裂進展特性であること、また、この特性を用いて折損までの寿命が定量的に予測できることを見出した。この結果に基づいて、先に筆者らが開発した疲労き裂進展特性の優れた超高炭素鋼⁵⁾で

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 6 月 23 日受付 (Received June 23, 1987)

* (株)神戸製鋼所材料研究所 (現:動力炉・核燃料開発事業団 大洗工学センター) (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., Now O-Arai Engineering Center, Power Reactor and Nuclear Fuel Development Corporation, 4002 Narita-cho Ooarai-machi Higashiibaraki Ibaraki pref. 311-13)

*² (株)神戸製鋼所材料研究所 工博 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd.)

*³ (株)神戸製鋼所材料研究所 (現: KOBE STEEL EUROPE LTD.) (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., Now KOBE STEEL EUROPE LTD.)

ロールを試作し、実機試験を行つた結果、上記の予測結果から期待されるように耐折損性が飛躍的に向上することが確認された。加えて、試作したロールは粗大な共晶炭化物を積極的に晶出させたため、耐摩耗性も同時に改善され、これらの相乗効果によりロールの総圧延トン数が著しく向上した。ここに、その原理と実績を紹介する。

2. 高負荷熱間作動ロールの折損機構

2.1 定常圧延における折損過程について

分塊ロールや鋼片ロールのような高負荷熱間作動ロールで定常的な圧延中に折損したと考えられる事例を多く観察すると、その折損面に特徴的な破壊様式があることに気が付く。それは外周部に細長い三日月状または円周状で滑らかな表面状態の疲労き裂が深く存在し、その先端から脆性的な破壊が発生している点である。この疲労き裂の深さはロール材質や圧延荷重にもよるが、靱性の高い鋳鋼や鍛鋼ロールでは100mmをこえることも珍しくない。Photo. 1は分塊ロール（鍛鋼ロール）および連続鋼片ロール（アダマイト鋼ロール）の折損面の例を示す。いずれも明瞭な疲労き裂が外周部に見られる。一方、Photo. 2は分塊ロールの表面部分を拡大したものであるが、良く発達したき裂の合間に細かい無数の亀甲状のき裂が全面を覆っているのが観察される。このき裂は熱間ロールの特徴で、ファイヤクラック（以下FC）と呼ばれており、圧延開始後の間もない時期に発生することが良く知られている⁶⁾。これらの点から、一定荷重下での定常圧延でロールが折損に至る過程は以下のような三つの段階に分けて考えることができる。

第一はロール表面にFCが発生する過程である。これはロール表面が加熱と冷却を繰り返し受けることに伴う熱応力により発生すると考えられ、等方的でかつ極めて浅いのが特徴である。一方、ロール表面には同時に圧延荷重による曲げ応力が繰り返し負荷されるので、等方的なFCのうち、曲げ応力に垂直な円周方向のき裂は疲労き裂としてさらに深く進展することになる。これが第二の段階である。一方、き裂は深くなるほど先端の応力拡大係数が増大するので、ある深さに達すると圧延荷重が一定でも不安定破壊が発生、折損することになる。これが第三の段階である。

分塊ロールや鋼片ロールではFCは圧延操業開始後、極めて初期に発生する。これはこれらのロールでは表面に発生する熱応力が極めて大きいためと考えられる⁶⁾。

一方、第三の破断は円周き裂の応力拡大係数がロール材の破壊靱性値を超えたことによる不安定破壊で瞬間的と考えられる。これに対し、第二の疲労き裂進展は安定



(a) Slab mill roll (ϕ 1050)
(b) Continuous billet mill roll (ϕ 600)

Photo. 1. Typical appearance of fracture surface of hot work rolls with high rolling load. Arrows indicate circumferential fatigue crack.



Axial direction

Photo. 2. Typical surface crack appearance of hot work roll (color checked).

的でロールの回転数に伴つて徐々に深くなると考えられる。従つて、折損過程は主としてFCの先端から疲労き裂が安定的に進展する過程で占められることになる。

そこで、次節で疲労き裂の進展過程をシミュレートし、上記の折損過程が現実的なものかどうかを検討する。

2.2 疲労き裂進展過程のシミュレーション

2.2.1 シミュレーション方法

疲労き裂の進展速度 da/dn は材料に固有の特性として実験により得られ、一般的に応力拡大係数の変動範囲 ΔK を用いて次式で表せる。

$$da/dn = C \cdot (\Delta K)^m \dots\dots\dots (1)$$

$$\Delta K = F \cdot S \cdot \sqrt{\pi a} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 S は曲げ応力、 a は円周き裂の深さ、 F はき裂の形状で決まる定数であり、 C および m が材料に固有の値である。 da/dn は試験片に与える一回の負荷過程でのき裂の進展距離を示す。一方、実際のロールの円周方向き裂の先端にはロールの一回転ごとに曲げ応力が作用するので da/dn はちようどロールの一回転に伴う円周き裂の進展長さに対応する。従つて、円周き裂の ΔK が分かればロールの回転に伴うき裂の進展距離が求められる。実際には一定の圧延量に達するとロールは摩耗の修復やき裂除去のため表面を旋削する。この結果、圧延中に進展したき裂は旋削のたびに浅くなり、次の圧延期間中に再び進展するというサイクルを繰り返す（以下、旋削から次の旋削までの圧延を1サイクルの圧延と呼ぶ）。一方、旋削のたびにロール径が減少し、曲げ応力が增大するため、同じ圧延量でも1サイクル中のき裂の進展量は大きくなる。これらの条件を考慮した計算のフローチャートを Fig. 1 に示す。なお、き裂の進展深さ a の計算は次に示す逐次積算法によつた。

$$\Delta K_i = S \cdot F_i \cdot \sqrt{\pi a_i}$$

$$da_i = C \cdot (\Delta K_i)^m \cdot dN$$

$$a_{i+1} = a_i + da_i$$

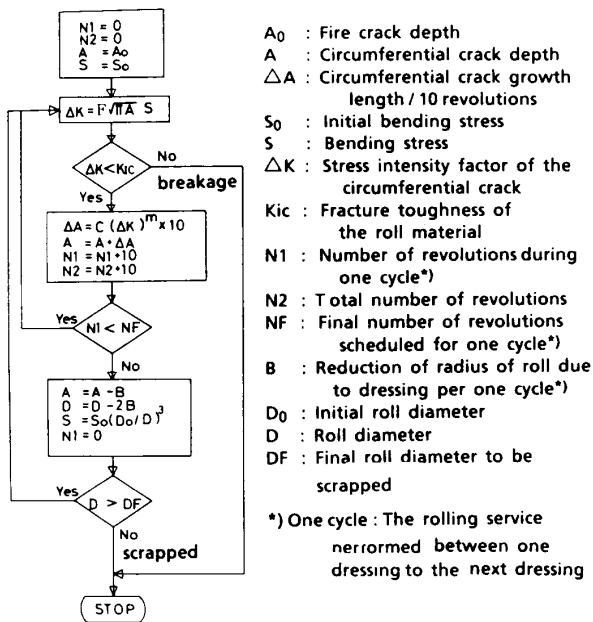


Fig. 1. Flow chart of simulation for circumferential fatigue crack growth on actual rolling service.

2.2.2 各種定数の取扱い

(1) ロール形状

形状を Fig. 2 に示す。深いV字型の溝（カリバー）を有しているため、カリバー底で円周き裂が発達する。両側のカリバーが交互にはほぼ均等に使用され、中央のカリバーの使用頻度は極めて少ない。そこで両側のカリバーの一方についてシミュレーションを行つた。対象としたスタンドは神戸製鉄所第三分塊工場の連続鋼片ミルの中で最も折損頻度の高いスタンドである。1978年以降、低温度圧延が増加するに伴い、約50%のロールが6~8サイクルで折損し（9サイクルで廃却）、中には2~3サイクルで折損する場合もある。

(2) 曲げ応力

前記スタンドにおける圧延荷重の代表的な値を Table 1 に示す。圧延荷重は鋼種および圧延温度によつて最大50%ほど異なつており、曲げ応力は最も軽い場合で約15 MPa、最も大きい場合は23 MPa程度と見積もられる（第1サイクル時）。このように、圧延荷重は鋼種により異なるが、シミュレーションでは全サイクルを通じて荷重は一定とした。初期応力としては誤差や圧延荷重の変動を考慮して上記の応力範囲より若干広く14 MPa、19 MPa および 24 MPa の三水準をとつた。ただし、平均すると炭素鋼を高温で圧延する場合（初期応力で15 MPa）が70%程度を占めている。なお、応力拡大係数を求める際の事情から上記の応力はカリバーの影響は考慮していない。ちなみに、カリバー底の曲げ応力は応力

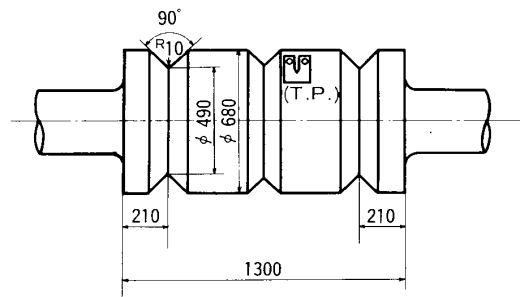


Fig. 2. Dimensions of test roll.

Table 1. Typical rolling force and initial bending stress of the billet mill roll used for simulation for fatigue crack extension.

Billet	Temperature (°C)	Force (MN)	Initial bending stress (MPa)
0.5 C steel	1 030	2.20	15(120)
	980	2.80	19(152)
Cr-Mo steel	1 030	3.00	21(168)
	980	3.40	23(184)

() : Bending stress at the bottom of the kaliber

Table 2. Constants used in the simulation of circumferential fatigue crack growth.

Initial bending stress	14 MPa, 19 MPa, 24 MPa
Scheduled rolling tonnage per one cycle*	25 000 t
Number of revolution per tonnage	2.2 revolutions (1st cycle*) 2.7 revolutions (final cycle*)
Reduction of radius of roll due to dressing	6 mm per one cycle*
Fire crack depth	2 mm
C for $da/dn = C(\Delta K)^m$	1.33×10^{-11}
m for $da/dn = C(\Delta K)^m$	3.74
Fracture toughness	57 MPam ^{1/2}

* One cycle : The rolling service from one dressing to the next dressing

集中を含めて上記の値の約8倍になる。

(3) ロール回転数

対象とした連続鋼片スタンドでは圧延ビレットの入り側と出側の断面形状は一定であるので、圧延重量と圧延に要するロール回転数の関係は鋼種によらずほぼ一定と考えて良い。この換算定数は実測により得て、Table 2に示した。旋削によりロール径が徐々に減少する点については、換算定数はロール径に反比例するとして補正した。なお、両カリバーが遠く離れているため、一方のカリバーで圧延中に他方のカリバー底に発生する応力は極めて小さく、それによるき裂進展量は無視した。

(4) ファイヤクラックの深さ

先に述べたようにファイヤクラックは熱応力の作用する範囲外には進展しない。従つて、曲げ応力を受けない軸方向のクラックは圧延終了後でもおおむね初期の深さに留まっていると考えられる。そこで、対象スタンドで廃却となつたロールを切断し、カリバー底付近の軸方向き裂の深さを実測した。その結果、深さは深いものでおよそ2 mmであつた。

(5) 応力拡大係数

応力拡大係数は主として圧延荷重とき裂長さで決まるが、き裂の形状にも依存する。すなわち、(2)式における定数Fがき裂の形状によつて決まる。折損面に見られるように、進展したき裂の形状は環状かその一部である。一方、起点となるファイヤクラックはネットワーク状であり、長さはその深さに比べて極めて長く、Fは事実上環状き裂のそれにほぼ等しい⁷⁾。そこでき裂形状は全進展過程を通じて環状き裂とした。

次に、カリバーのような切り欠き底から環状き裂が進展する場合の応力拡大係数の定数Fの取扱いについては村上らの計算結果⁸⁾⁹⁾に詳しいが、き裂深さaが切欠半径ρの20%程度以上になると切欠きの影響は小さくなり、Fは切欠き深さをtとしてt+aの深さの環状き裂のそれとはほぼ等しくなる。本カリバーの場合、ファイヤクラックの発生直後の段階でa/ρはおおむね0.2

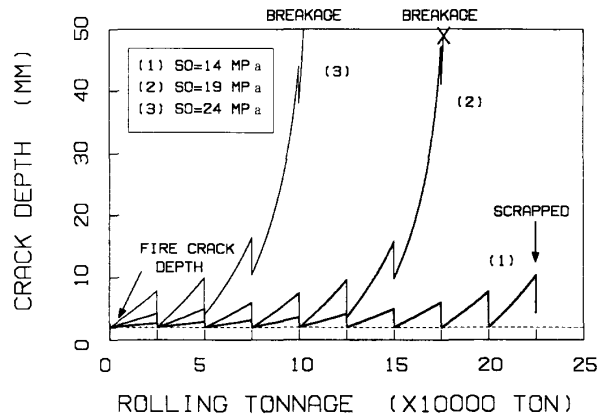


Fig. 3. Results of simulation showing circumferential crack growth of conventional billet mill roll in actual rolling service condition.

程度であるので、Fとしては深さt+aの環状き裂を有する丸棒に曲げ応力が作用する場合の値¹⁰⁾を採用した(曲率半径ρは約10 mm, FCの深さは約2 mm)。

(6) ロール材の特性

ロール材はアダマイト鋼と呼ばれる超炭素鋼(1.6% C)である。疲労き裂進展特性および破壊靱性値は廃却後のロールより試験材を採取し、実際に試験を行つて求めた。いずれも円周き裂に対する特性が得られるようにノッチ方向を選んだ。試験材の採取位置および方向をFig. 2に、値をTable 2に示す。

(7) その他の定数

1サイクルの圧延トン数および旋削量は実際の圧延操業における値を用いた。これらの値は操業上の事情によりある程度変動するが、ここでは代表的な値を選び、廃却まで一定とした。それらの定数をTable 2に示す。

2.2.3 シミュレーション結果

シミュレーション結果をFig. 3に示す。初めに初期曲げ応力S₀が最も小さい14 MPaの場合の結果を曲線(1)に示す。初めの数サイクルの間は1サイクル中のき裂進展深さは2 mm程度であるが、圧延サイクル数が増えるにつれてき裂の進展深さが増大し、廃却時には約10 mmに達するという結果になる。しかしながら、折損はしない。一方、S₀が19 MPaの場合、き裂の進展深さは大きくなり、6サイクル目からは旋削後でもき裂が残存するようになり、以後は急速にき裂は進展して8サイクル目で折損に至るという結果になる(曲線(2))。S₀が24 MPaの場合、さらにき裂進展量は大きくなり、5サイクル目で折損するという結果になる(曲線(3))。実際には、S₀の約70%は15 MPa程度であるので、平均的なき裂進展は曲線(1)と(2)の間になるも

のと考えられる。この結果は現実の平均的な操業条件でも廃却の1, 2サイクル前では円周き裂はかなり深くまで進展することを示すと共に、寿命が定常圧延応力に強く依存していることを教えている。従つて、高負荷圧延が平均より若干増えると折損の確率が極めて高くなり、逆に負荷が平均より少し軽いと折損しないことが理解でき、本スタンドでの折損状況が良く説明される。このように高負荷熱間ロールでは過大応力がなくとも、定常的な圧延応力による疲労き裂の進展により折損に至ることが理解できる。

2.3 寿命を支配する材料特性について

上記シミュレーション結果に基づくと、寿命を支配する材料因子としては疲労き裂進展特性と破壊靱性値 (K_{IC}) が考えられる。ファイヤクラックの発生時期や深さの材料による差異は小さいとした。そこで、両特性の寿命に及ぼす影響を検討する。理解を容易にするため、カリバーなどの無い単純な形状のロールを対象とし、かつ旋削を行わない場合のき裂進展を考える。Fig. 4には現状の疲労き裂進展速度で K_{IC} が二倍になった場合、(曲線(1)) と、 K_{IC} が現状の値でき裂進展速度が1/2 (定数 C が1/2) になった場合 (曲線(2)) のシミュレーション結果を示す (初期曲げ応力=100 MPa)。F1 および F2 はそれぞれの折損点、F0 は現状の進展速度および K_{IC} での折損点であるので、DN1 および DN2 がそれぞれの寿命の伸びを示す。き裂進展速度が1/2になると当然のことながら、寿命は二倍になる。一方、 K_{IC} が二倍になるとき裂がかなり深くなるまで折損はしないが、寿命の伸びは10%程度にすぎないという結果になる。仮に K_{IC} をさらに高くしても寿命の伸びはほとんど期待できないことが分かる。ただし、改善前の

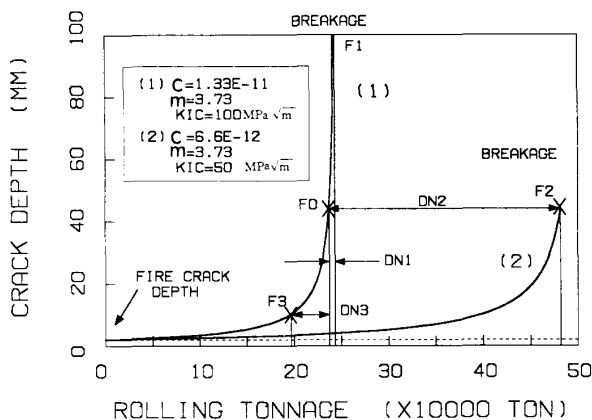


Fig. 4. Results of simulation showing the effect of fracture toughness (K_{IC}) and fatigue crack propagation properties (C, m , for $da/dn = C \cdot (\Delta K)^m$) on the life of hot work roll to breakage.

K_{IC} が低い場合は、 K_{IC} の改善によりある程度の寿命改善ができる。F3 点は K_{IC} が現状の1/2の場合の折損点であるが、 K_{IC} が二倍の現状値になった場合の寿命の伸びは DN3 となる。しかしながら、高負荷熱間ロールではある程度靱性の高い材料が用いられているので、折損寿命を大きく改善するためには疲労き裂進展特性の改善が不可欠であることが分かる。

上述の関係は基本的には応力拡大係数がき裂の深さに強く依存し、その結果、き裂が深くなると進展速度が指数関数的に大きくなる事情によるものであり、ロールの種類にはあまり関係なく成り立つ点が重要である。

さて、上記シミュレーション法の有効性を実証するには疲労き裂進展特性の優れたロールを用いて実際に圧延を行い、その結果を比較する必要がある。筆者らは先に熱間作動ロールとして用いられている超高炭素鋼について、炭化物形状を特定のものに制御することにより疲労き裂進展特性が顕著に改善されることを見出した⁵⁾。そこで、この結果を実際のロールに適用し、本節で展開した折損機構およびシミュレーション法の検証を行った。

3. 実機試験における耐折損性の検証

3.1 試験ロールの材質

分塊ロールや鋼片ロールなどでは一般的にファイヤクラックの深さは2~5 mm、初期の曲げ応力が100~150

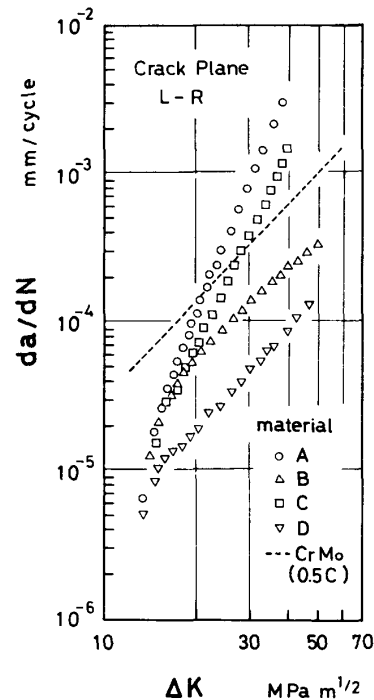


Fig. 5. Effect of carbide morphology on fatigue crack propagation properties.

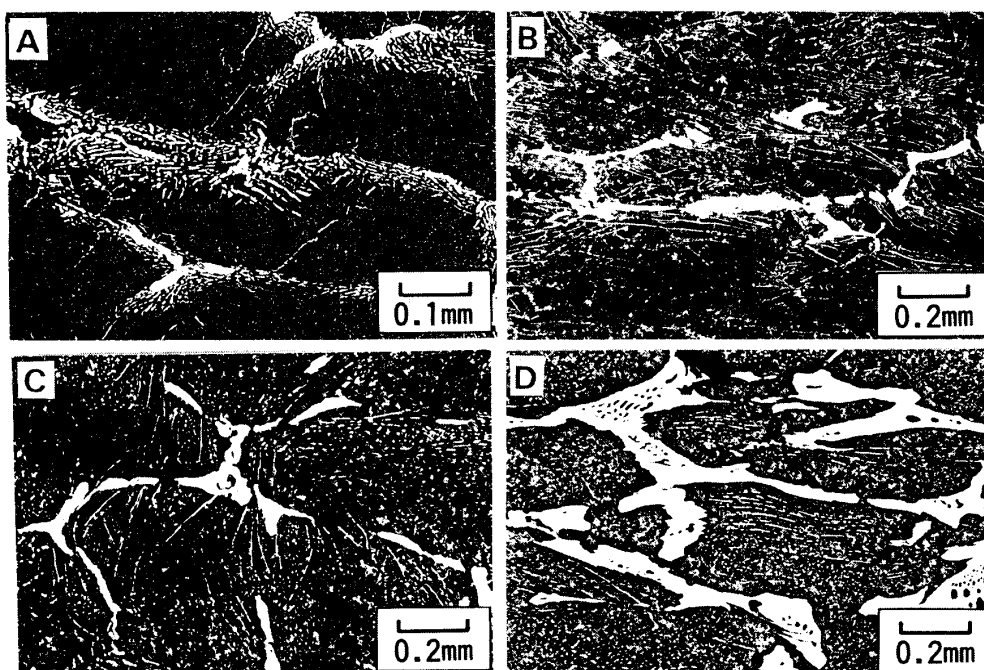


Photo. 3. Microstructure of ultra high carbon steels tested for fatigue crack propagation properties (eutectic carbides are shown in light contrast).

Table 3. Manufacturing conditions of the test materials.

Material	Nominal compositions (wt%)	Cooling rate during solidification (c/min)	Forging ratio (s)
A	1.6 C-3 Cr-0.3 Mo	20	3.5
B	1.6 C-3 Cr-0.3 Mo	3	3.5
C	1.6 C-3 Cr-0.3 Mo	3	1.5
D	1.9 C-3 Cr-0.3 Mo	2	3.5

MPa 程度の場合が多く、初期応力拡大係数は $10 \sim 15 \text{ MPa m}^{1/2}$ 程度となる。このことは疲労き裂進展特性のなかでもいわゆる中間速度領域の特性が問題となることを示している。この特性は材料の組織や機械的特性にはあまり依存せず¹¹⁾、これを大きく改善することは困難と考えられてきた。これに対し、筆者らは中間速度領域の塑性域寸法に匹敵する粗大な共晶炭化物を晶出させ、かつき裂の進展方向に垂直に延伸配向させることにより、き裂進展が著しく抑制されることを見出した⁵⁾。必要な結果を簡単に示す。Fig. 5 は疲労き裂進展特性に及ぼす共晶炭化物形状の影響を示したものである。供試材の炭化物形状を Photo. 3 に示す。共晶炭化物の形状は製造時の冷却速度と鍛造より制御したもので、それらの製造条件を Table 3 に示す。A, C 材に比べて粗大かつ一方方向に延伸された炭化物を有する B 及び D 材の進展特性が顕著に改善されていることが分かる。特に D 材

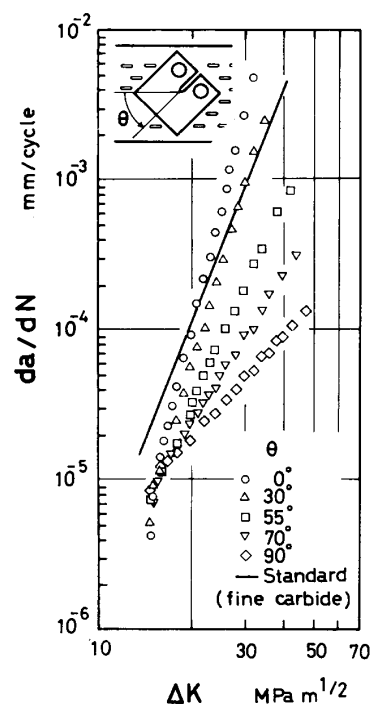


Fig. 6. Effect of carbide orientation on the fatigue crack propagation properties.

では延性的な鍛鋼の進展速度の $1/4$ 程度になっている。また、Fig. 6 は D 材について、炭化物の延伸配向方向が進展速度に著しい効果を及ぼすことを示したものであ

る。

実機試験のためのロール材にはD材を選んだ。D材の他の特性を Table 4 に示す。熱処理は焼入れ焼もどしである。比較材はA材であるが、これは炭化物の微細化により靱性を改善したとして賞用されているロール材の代表的なものである。実際にD材は伸びや靱性は低く、円周方向のき裂進展特性だけが優れているといえる。

3.2 試験ロール材の寿命予測

D材のき裂進展特性と破壊靱性値をもとに、試験ロールのき裂進展をシミュレートした。結果を Fig. 7 に示す。曲線(1)および(2)は2節の Fig. 3 と同じ条件でシミュレートした結果である。初期応力は高い方の二水準、19 MPa および 24 MPa である。横軸のスケールは別のシミュレーション結果を示す関係上、Fig. 3 の約 1.5 倍に採つてある。初期応力 24 MPa の場合でも最終サイクルでのき裂の深さは 10 mm 未満で折損せず廃却に至るという結果であり、従来ロールの結果 (Fig. 3) と比較すると耐折損性が飛躍的に向上することが分かる。

一方、試験ロール材は炭素量が高く、炭化物を積極的に粗大に晶出させてあるので耐摩耗性の向上が同時に期待できる。このことは1サイクルの圧延トン数が増やせることを意味する。そこで、1サイクルの圧延トン数を

約 1.5 倍 (42 000 t) に伸ばした場合についてシミュレートした。結果を Fig. 7 の曲線(3)に示す。初期曲げ応力は最も高い 24 MPa とした。この場合でもき裂の進展は特に顕著ではなく、最終サイクルの終了近くになつて折損するという結果であり、まだ耐折損性にかなり余裕があることが分かる。総圧延トン数は当然のことながら、従来の 1.5 倍になる。

3.3 試験ロールの実機圧延試験結果

初めに試験ロール一本と従来ロール一本を組み合わせでシミュレーションの対象とした神戸製鉄所第三分塊工場の連続鋼片ミルのスタンドに組み込み、通常の圧延操業を行つた。1サイクル目の圧延終了後のカリバー底の状況を Photo. 4 に示す。従来ロールのカリバー底には

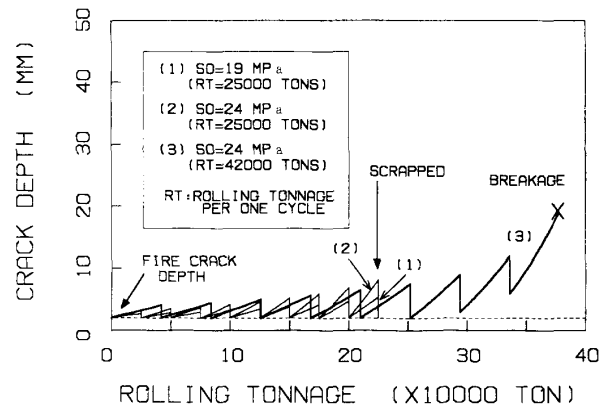
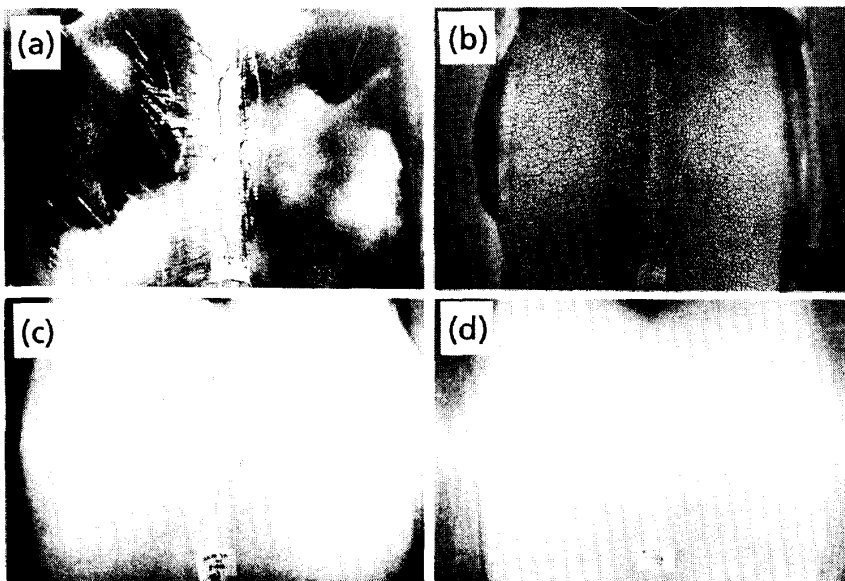


Fig. 7. Results of simulation showing circumferential crack growth of the test roll on actual rolling service condition ((1) and (2)), and the result on the new condition where scheduled rolling tonnage per rolling service cycle was increased by 50% ((3)).

Table 4. Comparison of material properties between conventional roll and the test roll.

Roll	T. S. (MPa)	Y. P. (MPa)	Elongation (%)	Fracture toughness (MPa m ^{1/2})
Conventional roll	850	580	4.5	57
Test roll	780	520	1.5	48



(a), (b) As removed from the roll stand
(c), (d) After dressed 5 mm in radius
(a), (c) Conventional roll
(b), (d) Improved roll

Photo. 4. Appearance of circumferential fatigue crack at the bottom of the caliber of tested rolls after the first rolling service cycle (25 000 t).

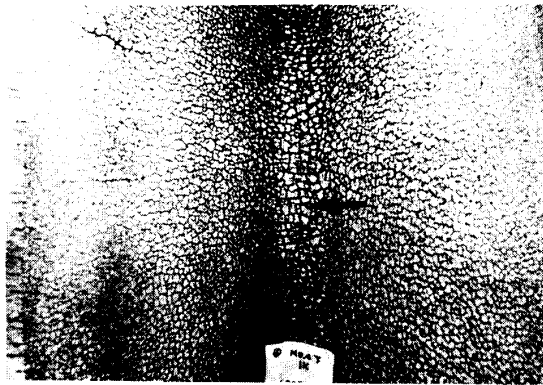


Photo. 5. Appearance of the crack at the bottom of the kaliber of the improved roll after 42 000 t rolled. Arrow indicates slightly extended circumferential crack.

明瞭な円周き裂が観察されるが、試験ロールではき裂はおおむね亀甲状であり、明確な円周き裂は見られない。また、直径で 12 mm 旋削した後でも従来ロールでは依然として円周き裂が明瞭に見られるが、試験ロールでは完全に除去されている。以後も同じロールの組み合わせで圧延を行つた結果、従来ロールは 3 サイクル目の圧延中に折損し、試験ロールの耐折損性が顕著に改善されたことが確認された。なお、従来ロールが極めて短寿命であつた点については、操業記録から 1 サイクル目に高強度材や低温圧延が集中したことが判明しており、この間に深く進展したのではないかと推定される。

一方、試験ロールの摩耗量は従来ロールの約 2/3 であり、耐摩耗性が同時に改善されたことが確認された。

以上の実機試験結果とシミュレーション結果を基に、試験ロール同士を組み合わせ、1 サイクルの圧延トン数を約 1.5 倍に増やす試験を行つた。Photo. 5 は 42 000 t 圧延後のカリバー底のき裂状況を示す。注意深く観察すると、部分的に円周方向につながったき裂（矢印）が認められるがその深さは極めて浅いと推定される。同試験ロールのペアはその後 1 サイクル当たり 35 000 ~ 45 000 t で圧延されたが、折損することなく廃却に至つた。これは試験ロールの疲労き裂進展特性を用いてあらかじめ行つたシミュレーション結果と良く一致している。

以上のように、円周方向のき裂進展特性だけが優れたロールで実際に折損寿命が著しく向上したことは、高負荷熱間作動ロールの折損寿命に対する疲労き裂進展特性の決定的役割を実証している。同時に、円周き裂の進展をシミュレートすることにより、熱間ロールの折損寿命が定量的に推定できることも確認された。

4. 結 論

1) 高負荷熱間ロールの折損過程は以下の三つの過程に分けられる。

①熱応力により、ロール表面に等方的なネットワーク状のファイヤクラックが発生する。

②圧延荷重により、ファイヤクラックのうち、円周方向のき裂が疲労き裂として徐々に深く進展する。

③疲労き裂が深くなり、その応力拡大係数がロール材の破壊靱性値を超えた時点で脆性的に折損する。

2) 寿命の大半を占めるのは②の円周疲労き裂の進展過程であり、これに最も大きな影響を及ぼす材料特性は中間速度領域の疲労き裂進展速度である。

3) 疲労き裂進展特性を用いて円周疲労き裂の進展をシミュレートすると、現実の折損状況が良く説明できる。

4) 先に筆者らが開発したき裂進展特性の優れた超高炭素鋼で熱間ロールを試作し、実際に圧延を行つた結果、折損寿命が顕著に改善された。この結果は試験ロールのき裂進展特性に基づくシミュレーション結果と一致した。

5) 試験ロールは巨大な共晶炭化物を多量に晶出させた結果、耐摩耗性も同時に改善され、耐折損性の向上との相乗効果によりロールの総圧延トン数が大幅に伸びた。

文 献

- 1) 小平 博, 堀 正夫, 牟田 徹, 西 正, 鈴木克巳: 鉄と鋼, **62** (1976), p. 254
- 2) 鈴木克巳, 西 正, 斎藤恒夫, 小平 博: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 266
- 3) 佐藤裕一郎, 小平 博: 鉄と鋼, **57** (1971), p. 738
- 4) 例えば, 鈴木克巳, 守末利称, 神保昌平, 小平 博, 堀 正夫: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 2214
- 5) 斎藤 誠, 太田定雄, 豊田裕至: 材料, **36** (1987), p. 587
- 6) 関本靖裕, 田中守通, 沢田良三, 古賀政義: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 2337
- 7) Y. MURAKAMI and H. TURU: Stress Intensity Factors Handbook (1986)
- 8) Y. MURAKAMI and Y. OKAZAKI: Trans. Jpn. Soc. Mech. Engrs., **42** (1976) 364, p. 3679
- 9) P. LUKAS and M. KLESNIL: Int. J. Mech Sci., **20** (1978), p. 201
- 10) J. P. BENTEM and W. T. KOITER: Mechnichs of Fracture, ed. by G. C. SIH (1973) [Noordhoff Pub.]
- 11) 増田千利, 田中紘一, 西村 敏: 日本機械学会論文集, **46** (1980), p. 247