浸炭材の疲労き裂の伝ば特性・停留特性に及ぼす γ 粒径の効果

越智 達朗*・久保田 学*・田中 洋一*2

Effect of Austenite Grain Size on the Fatigue Crack Growth and Arrest Behavior of Carburized Steel

Tatsuro OCHI, Manabu KUBOTA and Yoichi TANAKA

Synopsis : The effect of austenite grain size on the fatigue crack growth and arrest behavior of carburized steel was studied. On the fatigue test of same stress amplitude, the fatigue crack initiation of fine austenite grain steels is delayed in comparison with coarse austenite grain steels, but the difference of crack initiation life between fine grain steels and coarse grain steels is very slight against 10^7 cycles. The improvement of crack arrest property is dominant for increasing fatigue limit by refinement of austenite grain size. The critical stress intensity factor for crack arrest under fatigue tests at the stress amplitude of the each fatigue limit of carburized steels is calculated by considering the effect of compressive residual stress. As a result, it becomes clear that the finer the austenite grain size, the larger becomes the critical stress intensity factor for crack arrest, and crack arrest property is improved remarkably by the refinement of austenite grain size.

Key words: carburized steel; bending fatigue; crack initiation; crack arrest; austenite grain size; compressive residual stress; stress intensity factor.

1. 緒言

浸炭材は主として、自動車、建設機械などの歯車あるいは各種シャフトとして用いられている。近年、二酸化炭素排出量削減の強い要請から、自動車の燃費改善を狙いとして、自動車部品の軽量・コンパクト化が強く求められており、浸炭材についても高強度化が重要な課題となっている¹⁻⁵⁾。本研究では、浸炭材の必要な強度特性として、曲げ疲労強度を取り上げた。

筆者らは、既報⁶⁾において、浸炭材における疲労き裂の伝ば挙動を解析し、浸炭材の疲労強度が疲労破壊のどのような素過程で律速されているのかについて検討を行い、き裂の発生寿命は非常に早く、浸炭材の時間強度は主として表層から約0.3 mmの領域までのき裂の伝ば挙動によって、疲労限は表層から約0.2 mmの領域までのき裂の停留挙動によって律速されることを明らかにしている。また、浸炭材の γ 粒径の細粒化により疲労強度が大幅に増加し、き裂の発生特性も向上することを明らかにしている⁷⁾。細粒 γ による疲労強度の向上には、き裂の発生特性に加えて、き裂の伝ば特性、停留特性が改善されている可能性がある。

そこで、本研究では浸炭材の疲労き裂の伝ば挙動、停留挙動に及ぼす γ 粒径の効果について調査した。

2. 実験方法

供試鋼として、SCM420相当材で、浸炭後の γ 粒径を変化させるために、Al: 0~0.065%, Nb: 0~0.050%, N: 0.006~0.013%の範囲で変化させた4種類の材料を用いた。供試鋼の化学成分をTable 1に示す。

各供試材とも、100 kg真空溶解材であり、熱間鍛造により直径20 mmの丸棒に成形した後、1200°C×1時間加熱-放冷の条件で熱間鍛造のシミュレートをし、さらに900°C×1時間の条件で焼準処理を行った。丸棒から疲労試験片を削り出し、Fig. 1に示す条件で浸炭熱処理を行った。有効硬

Table 1. Chemical composition of steels (mass%).

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Nb	N
G1	0.20	0.31	0.76	0.002	0.021	0.97	0.18	0.002	-	0.006
G2	0.19	0.28	0.76	0.002	0.021	0.98	0.19	0.011	0.032	0.006
G3	0.19	0.28	0.75	0.002	0.020	0.96	0.18	0.021	-	0.006
G4	0.19	0.30	0.75	0.002	0.020	0.95	0.18	0.065	0.050	0.013

Fig. 1. Condition of carburizing.

平成23年4月11日受付 平成23年7月25日受理 (Received on Apr. 11, 2011; Accepted on July 25, 2011)

* 新日本製鐵 (株) 室蘭技術研究部 (Muroran R&D Lab., Nippon Steel Corporation, 12 Nakamachi Muroran 050-8550)

*2 新日本製鐵 (株) 大分製鐵所 (Ooita Works, Nippon Steel Corporation)

化層深さ(HV=550)は、約0.95 mmである。

疲労強度は、平行部直径8 mm、平行部長さ50 mmの平滑試験片を用いて、小野式回転曲げ疲労試験により評価した。試験片平行部の表面は浸炭ままである。

また、疲労き裂の伝ば挙動の解析、停留き裂長さの調査は、次の方法によって行った。所定の応力振幅で所定の繰返し数まで疲労試験を行った後、いったん疲労試験を中断し、応力振幅を1400 MPaまで増加させて再び応力を負荷することにより短時間で疲労破断させた。この破断試験片の破面を走査型電子顕微鏡により詳細に観察すると、破壊形態の違いによって、最初の応力振幅で導入された疲労き裂と応力振幅1400 MPaで導入された疲労き裂の識別が可能である。そこで、この最初の応力振幅で導入された疲労き裂のなかで、最長のき裂の長さを測定し、その応力振幅-繰返し数におけるき裂長さとして代表させた。種々の破断繰返し数について、この方法を繰り返すことにより、その応力振幅における疲労き裂の伝ば曲線を求めた。また、疲労限以下の応力振幅で 10^7 回疲労試験後、未破断の試験片で存在する停留き裂長さの調査も同様の方法で行った。

硬さは、疲労試験片の直径8 mmの平行部の断面において、ピッカース硬さ計により測定した。

浸炭後の γ 粒径は、試験片表層の浸炭層について、JIS G 0551「鋼のオーステナイト結晶粒度試験方法」の切断法に基づき、「1結晶粒当たりの平均線分長」として求めた。

また、残留応力は、Cr-K α 線（浸透深さ：約12 μ m）を使用し、30 kV、10 Aの条件で、疲労試験片の直径8 mmの平行部で軸方向について測定した。表面から深さ方向への残留応力分布は、直径8 mmの平行部において、電解研磨-残留応力の測定を逐次繰り返すことにより測定した。

残留オーステナイト量は、Mo-K α 線（浸透深さ：約15 μ m）を使用し、50 kV、150 mAの条件で、疲労試験片の直径8 mmの平行部の、表面から深さ方向へ約80 μ m電解研磨した面で測定した。

3. 曲げ疲労試験における応力拡大係数の計算方法

本研究における K 値の計算は以下の手法によった⁸⁾。き裂がある有限試験片に対して、き裂から十分に離れた箇所では分布応力が負荷された場合の K 値は、重ね合わせの原理から、き裂が進展することにより開放された応力がき裂内面に内圧として作用した場合の K 値に等しくなり、後者の K 値を計算することにより、前者の K 値を求めることができる⁹⁾。本研究では K 値の算出に際して、近似的に半無限板の外側クラックとして取扱い、内面に集中荷重 σ を受ける場合の K 値の計算式である(1)式¹⁰⁾を用い、分布応力に対して、き裂が進展することにより開放された応力がき裂内面に内圧として作用すると考えて、(1)式を表面からき裂先端まで数値積分することにより求めた。

$$K = 2\sigma/(\pi a(1 - b^2/a^2))^{1/2} \times F(b/a) \dots\dots\dots (1)$$

$F(b/a)$ ：形状係数であり、文献10)の図より求めた。

a ：き裂長さ b ：集中荷重 σ が付与される位置（表面からの距離）

すなわち、外力による K 値振幅： $\Delta K_{\text{applied}}/2$ ($=K_{\text{max}}$)については、曲げ応力の分布応力に対して、また残留応力による K 値： K_{res} については残留応力の分布応力に対して、き裂が進展することにより開放された分布応力がき裂内面に内圧として作用すると考えて、(1)式を表面からき裂先端まで数値積分することにより、それぞれ算出した。

4. 実験結果および考察

各浸炭材の回転曲げ疲労試験結果をFig. 2に示す。図中の鋼種番号の後の括弧内に γ 粒径を示したが、G1鋼で140 μ m、G2鋼で35 μ m、G3鋼で27 μ m、G4鋼で18 μ mとAl、Nb、N量を変化させることにより、 γ 粒径を18~140 μ mの範囲で4水準に変化させることができた。Fig. 2から、 γ 粒の細粒化によって、疲労限、時間強度ともに著しく向上することがわかる。各供試材の表層には、浸炭時に生成する粒界酸化層が存在し、この粒界酸化層がいずれも疲労破壊の起点となっている。各供試材の粒界酸化層深さ D_{10} を、硬化層硬さ（深さ50 μ mで測定）、残留オーステナイト量（深さ80 μ mで測定）と併せてTable 2に示す。

Fig. 2. Effect of austenite grain size on S-N curves of rotating bending fatigue test.

Table 2. Austenite grain size, case hardness, amount of retained austenite and intergranular oxidation depth of carburized steels.

No.	G1	G2	G3	G4
d_v (μ m)	140	35	27	18
Case hardness (HV 0.98N)	729	729	715	739
Retained austenite (%)	27.3	30.0	34.7	35.0
D_{10} (μ m)	9	15	14	12

ここで、疲労限度以下の方々の応力振幅で 10^7 回疲労試験した試験片において、停留き裂が観察される。Fig. 3に、疲労限材および疲労限以下の方々の応力で 10^7 回繰り返しを与えた材料について、応力振幅と停留き裂長さの関係を示す。例えば、G1鋼では、疲労限における停留き裂長さは約0.4 mmであるが、応力振幅を下げると、400 MPaでは約0.3 mm、300 MPaでは約0.1 mmと停留き裂長さは短くなる。ここで、Fig. 3のプロットにおける傾きはき裂の停留特性を表す指標に相当し、傾きが小さいほど、き裂の停留特性は大きいと考えられる。Fig. 3から、細粒 γ 鋼ほどプロットの傾きは小さくなっており、細粒 γ 化によりき裂の停留特性が増大している可能性が示唆される。

まず、 γ 粒径の異なる材料について、同じ応力振幅で疲労試験を行った場合のき裂の伝ば挙動、停留挙動を調査した。Fig. 4はG3鋼(γ 粒径 $27\mu\text{m}$)の疲労限度 770 MPa において、G3鋼とG1鋼(γ 粒径 $140\mu\text{m}$)の疲労き裂の伝ば挙動を調べた結果である。き裂の発生寿命は、G1鋼で約 10^2 回に対して、G3鋼では 10^4 回と γ 粒径を $140\mu\text{m}$ から $27\mu\text{m}$ に細粒化することによって約2オーダー伸びることがわかる。つまり、既報⁷⁾で示した γ 粒の細粒化によるき裂の発生特性の向上効果は、き裂が発生する応力振幅でみると発生寿命の遅延という形で現れることがわかる。ところが、Fig. 4は横軸を対数プロットしているが、これを

Fig. 3. Relationship between stress amplitude and non-propagating crack length after fatigue test of 10^7 cycles.

Fig. 4. Effect of austenite grain size on fatigue crack growth curves of rotating bending fatigue tests.

リニアでプロットし直すとFig. 5のようになり、 10^7 回というオーダーでみると粗粒 γ 鋼と細粒 γ 鋼の発生寿命の差は極めて小さいことがわかる。つまり、 γ 粒の細粒化によって発生寿命は遅延するものの、その絶対値自体の差は極めて小さく、応力振幅 770 MPa において、 γ 粒径を $140\mu\text{m}$ から $27\mu\text{m}$ に細粒化することによって疲労破壊を起こさなくなるのは、き裂の停留特性の向上が主たる原因であるといえることができる。

ここで、浸炭材において、き裂の伝ば抵抗向上に対して最も影響が大きいと考えられる圧縮残留応力は、疲労過程で増加する⁹⁾。き裂の伝ば抵抗の向上に寄与する圧縮残留応力分布は、き裂が伝ばする時点での残留応力分布のため、き裂の発生特性が向上すれば、つまり、発生寿命が遅延すれば圧縮残留応力の増加を介してき裂の伝ば抵抗向上に寄与する可能性があると考えられる。そこで、Fig. 4におけるき裂発生寿命、つまりG1鋼では 10^2 回応力繰返し負荷した材料の、G3鋼では 10^4 回応力繰返し負荷した材料の圧縮残留応力分布を調べた結果をFig. 6に示す。疲労試験前材の圧縮残留応力は、粗粒 γ 鋼のほうが圧縮側（マイナス側）に若干大きい、き裂の発生寿命での圧縮残留応力は、発生寿命の遅延する細粒 γ 鋼のほうが逆に大きくなっている。ここで、この残留応力分布を用いて、疲労き裂が 0.21 mm （G3鋼の停留き裂長さ）まで伝ばしたときの残留応力による K 値： K_{res} は、3章に示した方法で計算すると、G1鋼で $K_{\text{res}} = -9.5\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、G3鋼で $K_{\text{res}} = -11.4\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ となる。つまり、 0.21 mm のき裂がさらに伝ばするか否かの状況で、き裂の伝ば抵抗増大に有効に寄与する圧縮残留応力による K 値は、粗粒 γ 鋼G1鋼に比較して細粒 γ 鋼G3鋼のほうが圧縮側に約20%大きい。以上から、 10^7 回というオーダーでみると、細粒 γ 鋼と粗粒 γ 鋼の発生寿命の差の絶対値は小さいが、細粒 γ 化によるき裂発生寿命の遅延は、疲労限の向上に対して全く効果を有していないわけではなく、疲労過程での圧縮残留応力の増加を通じて、き裂の伝ば抵抗の向上に寄与している可能性が考えられる。

次に、各供試材の疲労限度以下のき裂の停留特性に及ぼす γ 粒径の影響について調査した。 γ 粒径の異なる各供試

Fig. 5. Effect of austenite grain size on fatigue crack growth curves of rotating bending fatigue tests.

Fig. 6. Residual stress distribution at the cycles of crack initiation life on the process of fatigue tests of the stress amplitude of 770 MPa: (a) G1 and (b) G3.

材の疲労限材の停留き裂長さを疲労限と併せて Table 3 に示す。 γ 粒の細粒化によって、疲労限は著しく向上するが、疲労限応力での停留き裂長さは G1 鋼で 0.44 mm, G2 鋼で 0.25 mm, G3 鋼で 0.21 mm, G4 鋼で 0.14 mm と細粒 γ 鋼ほど短い。逆にいうと、疲労限材の停留き裂長さは、疲労限の低い粗粒 γ 鋼ほど長くなる。これらの疲労限応力と停留き裂長さのデータを用いて、各供試材の疲労限応力において、き裂が停留する条件について考察した。残留応力が存在する材料の中を疲労き裂が伝ばする場合、残留応力はき裂に対する平均応力として作用し、平均応力効果によりき裂開口応力拡大係数 K_{op} を変化させる^{9,11)}。 K_{op} に対する影響因子として、圧縮残留応力、塑性変形など複数考えられるが、浸炭材では、残留応力の影響が他の要因に比較して大きいことが予想される。 K_{op} に対する影響因子として残留応力の影響のみを考慮した応力拡大係数範囲を $\Delta K_{eff, res}$ と定義すると、次式で与えられる⁸⁾。

$$\Delta K_{eff, res} = \Delta K_{applied} / 2 + K_{res} \cdots \cdots (2)$$

$\Delta K_{applied}$: 外力による K 値範囲

K_{res} : 残留応力による K 値

疲労限においてき裂が停留するための限界 K 値を ΔK_{arrest} とすると、(2) 式を用いて疲労限応力でき裂が停留き裂長さまで伝ばしたときの $\Delta K_{eff, res}$ を計算することにより ΔK_{arrest} を求めることができる。各鋼種について、外力による K 値範囲: $\Delta K_{applied} / 2$ 、残留応力による K 値: K_{res} を 3 章に示した方法で計算し、(2) 式により疲労限においてき裂が停留するための限界 K 値: ΔK_{arrest} を求めた。その結果を Table 4 に示す。き裂が停留する外力による K 値範囲: $\Delta K_{applied} / 2$ は、 γ 粒径によらず 19.1~20.1 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の値となっている。細粒 γ 鋼に比較して粗粒 γ 鋼ほど疲労限は低い、疲労限材の停留き裂長さは、粗粒 γ 鋼ほど長くなるために、疲労限応力と停留き裂長さから計算される外力による K 値範囲: $\Delta K_{applied} / 2$ は、結果的に γ 粒径の違いで大きな差がなくなっているものと考えられる。一方、残留応力

Table 3. Effect of austenite grain size on fatigue limit and non-propagating crack length of rotating bending fatigue test of carburized steels.

No.	G1	G2	G3	G4
d_v (μm)	140	35	27	18
σ_w (MPa)	530	730	790	910
Non-propagating crack length (mm)	0.44	0.25	0.21	0.14

Table 4. Effect of austenite grain size on $\Delta K_{applied} / 2$, K_{res} and ΔK_{arrest} under fatigue tests at the stress amplitude of the each fatigue limit of carburized steels.

No.	G1	G2	G3	G4
d_v (μm)	140	35	27	18
$\Delta K_{applied} / 2$ ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	19.7	20.5	20.4	19.1
K_{res} ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	-13.7	-12.0	-11.4	-9.6
ΔK_{arrest} ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	6.0	8.5	9.0	9.5

による K 値: K_{res} は、細粒 γ 鋼に比較して、粗粒 γ 鋼ほど圧縮側（マイナス側）に大きな値となる。上記において、 γ 粒径の異なる材料について同一応力振幅でき裂が同じ長さまで伝ばしたときの残留応力による K 値: K_{res} は、細粒 γ 鋼のほうが粗粒 γ 鋼に比較して圧縮側（マイナス側）に大きくなることを明らかにしたが、おのおのの疲労限応力でき裂が停留するのに寄与する残留応力による K 値: K_{res} に及ぼす γ 粒径の影響は、逆に粗粒 γ 鋼のほうが細粒 γ 鋼に比較して圧縮側（マイナス側）に大きくなる結果になっている。これは、残留応力による K 値: K_{res} は、き裂進展に伴い開放される圧縮残留応力がき裂内面に内圧として作用するとして計算されるために、停留き裂長さの長い粗粒 γ 鋼ほど、き裂内面に内圧として作用する圧縮応力が広範囲になるためである。以上の結果、外力による K 値範囲と残留応力による K 値の和として求められる疲労限においてき裂が停留するための限界 K 値: ΔK_{arrest} は、細粒 γ 化するほど大きな値となる。例えば、 γ 粒径を 140 μm から 18 μm

Fig. 7. SEM fractographs showing crack initiation sites of fatigue fractured specimens: (a) G2 and (b) G4.

へ細粒 γ 化することにより、 ΔK_{arrest} は $6.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ から $9.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ へと約1.6倍にも向上する。疲労限においてき裂が停留するための限界 K 値： ΔK_{arrest} が細粒 γ 鋼ほど大きくなることは、 γ 粒径の微細化それ自体が、疲労き裂の停留特性向上に顕著な効果を有していることを意味している。

Fig. 7にG2鋼およびG4鋼の応力振幅1000 MPaにおいて疲労破断した試験片の疲労破面写真を示す。ともに旧オーステナイト粒界割れが混入した破壊形態を呈しており、粒界割れ破面率は細粒 γ 鋼ほど高い。疲労破壊における粒界破面の出現に関しては、「疲労き裂先端の繰返し塑性域内部での粒界のすべりに対する拘束がもたらす結果として、疲労き裂先端の繰返し塑性域寸法 R_p と結晶粒径 D の比 R_p/D が0.2~0.8の範囲で、粒界割れ破面率が高くなる」と言われている¹²⁾。本研究における供試材は、硬化層硬さがHV700以上と硬さが顕著に硬いため、疲労き裂先端の繰返し塑性域寸法 R_p が小さく、繰返し塑性域寸法 R_p と結晶粒径 D の比 R_p/D はいずれの鋼種も0.2未満の値となる。その結果、粗粒 γ 鋼に比較して、細粒 γ 鋼ほど相対的に R_p/D が大きく、0.2に近い値となるため、細粒 γ 鋼ほど粒界割れ破面率が高くなったものと推察される。いずれにしても、粒界割れ破面率が多いほどき裂の伝ば抵抗は小さいと考えられるので、細粒 γ によるき裂の停留特性（伝ば抵抗）の向上効果は、破壊形態では説明できない。逆にいうと、細粒 γ 化で粒界割れ破面率が高くなるマイナスの影響以上に、細粒 γ 化がき裂の停留特性の向上に対して顕著な効果

を有しているといえることができる。

5. 結言

粒界酸化層を有した浸炭材における疲労き裂の伝ば挙動、停留挙動に及ぼす γ 粒径の効果について調査した結果、次の点が明らかとなった。

(1) 疲労限は細粒 γ 鋼ほど向上する。細粒 γ 鋼で疲労限となり、粗粒 γ 鋼で破断する同一の応力振幅で比較した場合、 γ 粒の細粒化によって疲労き裂の発生寿命は遅延する。ただし、 10^7 回というオーダーでみると、発生寿命の差の絶対値は小さく、同一の応力振幅で比較した場合、細粒 γ 化により疲労破壊を起こさなくなるのは、き裂の停留特性向上による。

(2) γ 粒径の異なる各供試材の疲労限応力での停留き裂長さは、疲労限応力の高い細粒 γ 鋼ほど短く、疲労限応力の低い粗粒 γ 鋼ほど長い。各供試材の疲労限応力において、圧縮残留応力の影響を考慮してき裂が停留する限界応力拡大係数を計算した結果、この限界応力拡大係数は γ 粒径の影響を受け、 γ 粒径を $140 \mu\text{m}$ から $18 \mu\text{m}$ へ微細化することにより、約1.6倍にも増加する。以上から、 γ 粒径の微細化それ自体が、疲労き裂の停留特性向上に対して顕著な効果を有していることが明らかである。

文 献

- 1) M.Hirai, M.Uno and F.Nakasato: *Sumitomo Met.*, **41** (1989), No. 4, 27.
- 2) N.Murai, K.Aihara, S.Kanbara, T.Tsumura and K.Nisida: *Sumitomo Met.*, **45** (1993), No. 4, 11.
- 3) H.Kanisawa, T.Ochi and Y.Koyasu: *Nippon Steel Tech. Rep.*, **64** (1995), 50.
- 4) Y.Kurokawa, Y.Kamata, K.Nishida and N.Murai: *Sumitomo Met.*, **48** (1996), No. 4, 204.
- 5) M.Nakamura, H.Takeshita, K.Akiba, T.Hasegawa and Y.Matsushima: *Tetsu-to-Hagané*, **72** (1986), S527.
- 6) T.Ochi, S.Kozawa and M.Kubota: *Tetsu-to-Hagané*, **97** (2011), 486.
- 7) T.Ochi, Y.Tanaka and T.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), S1301.
- 8) T.Ochi, M.Kubota and Y.Tanaka: *Netsu Syori (J. Jpn. Soc. Heat Treat.)*, (2011), 投稿中.
- 9) 小林英男：破壊力学，共立出版，(2004)，73.
- 10) 岡村弘之：線形破壊力学入門，培風館，(1978)，216.
- 11) 小林英男：破壊力学，共立出版，(2004)，134.
- 12) 小寺沢良一：フラクトグラフィとその応用，日刊工業新聞社，(1981)，127.