G0310702

高強度鋼の疲労亀裂進展特性に及ぼす高真空環境の影響

小林 祐介^{*1}, 中村 孝^{*2}, 大岡武史^{*1}

Effects of High Vacuum Environment on Fatigue Crack Growth Properties of High Strength Steel

Yusuke KOBAYASHI^{*1}, Takashi NAKAMURA^{*2} and Takeshi OOKA^{*1}^{*1} Div. of Mechanical and Space Engineering, Graduate School of Engineering,
Hokkaido Univ., Kita 13, Nishi 8, Kita-ku, Sapporo, Hokkaido, 060-8628 Japan

Sub-surface fractures are known as a characteristic fatigue mode of high strength steel in very high cycle region. To reveal the mechanism of sub-surface fractures, ΔK -decreasing tests were conducted in high vacuum and air environments based on the idea that sub-surface cracks are exposed to vacuum-like environment. As a result, fatigue crack growth rates in high vacuum were slower than those in air. In high vacuum, fatigue crack growth still took place at a considerably low rate around 10^{-13} m/cycle, and the threshold stress intensity factor range (ΔK_{th}) in high vacuum was smaller than that in air. Unlike in air environment, negligible effects of oxide-induced crack closure in vacuum was considered as the reason for the results. The behavior of fatigue crack growth properties in high vacuum well explained the characteristics of sub-surface crack growths in very high cycle regime.

Key Words : Fatigue, Crack Growth, Crack Closure, High Vacuum, High Strength Steel

1. 結 言

高強度鋼では負荷繰返し数が 10^7 回を超えるような超高サイクル域において、材料内部を起点として疲労破壊を生じることが知られている⁽¹⁾。この現象は超高サイクル疲労と呼ばれ、その特徴である内部破壊は通常の疲労破壊（表面破壊）に比べ低応力・長寿命域で生じることが明らかとなっている⁽²⁾。

一方、内部亀裂は大気から遮断された状態で進展するため、その周囲環境は真空環境に類似していると考えられる。著者らはこの考えに基づき、高真空中で疲労試験を実施し、表面破壊の疲労破面を内部破壊のそれと比較・検討してきた。その結果、内部破壊と高真空中の表面破壊の疲労破面に著しい類似性があることを指摘し、真空環境により内部亀裂の周囲環境が模擬できる可能性を示した⁽²⁾。同様な結果は黒島らの高強度鋼を用いた真空疲労試験でも報告されている⁽³⁾。これらのことから、真空環境における疲労亀裂進展特性を調べることににより、内部破壊の要因を説明できることが示唆される。一般に内部破壊は表面破壊よりも低応力・長寿命域で生じるため、内部亀裂の進展速度は表面亀裂のそれより低く、またその ΔK_{th} も小さいと予想される。真空中でこれらの特徴が生じるかどうかを明らかにするためには、低い ΔK の領域や極低速の亀裂進展領域に注目する必要がある。

そこで本研究では高真空環境が高強度鋼の疲労亀裂進展特性に与える影響を明らかにすることを目的とし、SNCM439 を用いて高真空中ならびに大気中で、 10^{-13} m/cycle 程度の極低速域を含む疲労亀裂進展試験を実施した。同時に疲労亀裂の開口荷重を測定し、亀裂閉口に及ぼす高真空および大気の影響を明らかにした。

2. 試験方法

2・1 供試材および試験片

供試材として Ni-Cr-Mo 鋼 SNCM439 を用いた。化学成分は C:0.40, Si:0.22, Mn:0.77, P:0.020, S:0.013, Cu:0.11,

^{*1} 学生員, 北海道大学大学院工学院 (〒060-8626 北海道札幌市北区北十三条西 8 丁目)

^{*2} 正員, 北海道大学大学院工学研究科

E-mail: nakamut@eng.hokudai.ac.jp

Ni:1.72, Cr:0.83, Mn:0.20 mass%である。熱処理として焼入れ (1103K, 3.6ks 保持後油冷), 焼もどし (433K, 16.2ks 保持後空冷) を施した。熱処理後のビッカース硬さは 613Hv である。試験には ASTM E647-00 に準拠した MT 試験片を用いた。MT 試験片の厚さは 4mm, 幅は 30mm とした。また試験片中央に長さ 14mm の切欠きをワイヤカット EDM で加工した。切削加工による試験片表面の加工硬化層の除去ならびに微小な傷の除去を目的として, 観察面とその裏面を #150~#1500 のエメリー紙で片面あたり 40 μ m 研磨した後, バフ研磨により鏡面状に仕上げた。

2・2 試験条件

試験装置には, 本研究室で開発した電気油圧サーボ式軸疲労試験機を用いた。負荷荷重は, 周波数 60~180Hz, 応力比 $R = -1, 0.3$ の正弦波とし, 試験環境は室温・大気中および高真空中 ($1.6 \times 10^{-5} \sim 5.4 \times 10^{-5}$ Pa) の 2 条件とした。以下ではそれぞれの試験条件の名称を「環境_応力比」として, Vac_-, Vac_0.3, Air_-, Air_0.3 と呼ぶ。例えば Vac_-1 は高真空中で応力比が -1 の試験条件を表す。疲労亀裂進展試験は ASTM E647-13 に準拠した荷重漸減試験を実施した。亀裂長さの測定にはデジタルマイクロスコプを用いた。また亀裂開口荷重をコンプライアンスオフセット法により測定した。ここで応力拡大係数 K は式(1), 応力拡大係数範囲 ΔK は式(2)から算出した。ただし応力比が -1 の条件では $K_{\min}$ を 0 とした。有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} は亀裂開口時の応力拡大係数 K_{op} を用いて式(3)から求めた。式中の P は荷重, $2a$ は亀裂長さ, W は試験片幅, B は試験片厚さを示す。

$$K = \frac{P}{B} \sqrt{\frac{\pi a}{2W} \sec \frac{\pi a}{2}} \quad \alpha = \frac{2a}{W} \quad (1)$$

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (2)$$

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{\text{op}} \quad (3)$$

3. 試験結果および考察

3・1 da/dN - ΔK 関係と ΔK_{th}

3・1・1 亀裂進展速度 da/dN

亀裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を図 1 に示す。図中において, $\triangle$ 印が Vac_-1, $\blacktriangle$ 印が Vac_0.3, $\circ$ 印が Air_-1 ならびに $\bullet$ 印が Air_0.3 の結果である。試験は Vac_0.3 を除いて亀裂が停留するまで実施した。亀裂停留時の da/dN は, マイクロスコプの分解能を負荷繰返し数で除した値とした。また, 時間の都合上 Vac_0.3 では亀裂停留前に試験を打ち切った。図中では, 亀裂停留点を $\downarrow$, 打ち切り点を $\downarrow^*$ で示す。応力比に関わらず ΔK の減少に伴い, da/dN は大気中で 10^{-9} m/cycle, 高真空中で 10^{-10} m/cycle 程度の領域まではほぼ直線状に低下した。その後, da/dN は大気中において急激に低下し亀裂が停留したのに対し, 高真空中では大気中に比べ緩やかに低下し, 10^{-13} m/cycle 程度の極低速域でも亀裂の進展が確認された。また同じ ΔK で比較すると, 高真空中における亀裂進展速度は大気中に比べて $1/3 \sim 1/100$ となった。応力比で比較すると, いずれの環境においても $R = -1$ に比べ $R = 0.3$ の方が亀裂進展速度は高くなった。

Fig. 1 Relationship between da/dN and ΔK

3・1・2 下限応力拡大係数範囲 ΔK_{th}

ASTM E647 では 10^{-10} m/cycle の亀裂進展速度に対応する ΔK を ΔK_{th} とみなすことが定められている。しかし本研究では 10^{-10} m/cycle より低い領域の亀裂進展速度にも注目するため、同規格とは異なる手法で ΔK_{th} を決定した。Vac_-1, Air_-1, Air_0.3 では亀裂が停留した点とその直前の亀裂進展が確認された点の間に、亀裂が停留する閾値となる ΔK が存在すると考え、これら 2 点の ΔK の平均値を ΔK_{th} とした。また Vac_0.3 では亀裂停留まで試験を実施していないので、試験打ち切り時の ΔK を ΔK_{th} とした。それぞれの条件下における ΔK_{th} を表 1 に示す。いずれの応力比においても高真空中では大気中に比べ ΔK_{th} は小さくなった。

真空中の疲労亀裂進展試験に関するこれまでの報告^{(4), (5)} では、真空中の ΔK_{th} は大気中のそれより大きくなることが示されている。これらの試験では、亀裂進展速度が $10^{-10} \sim 10^{-11}$ m/cycle 以下となった時点を亀裂の停留とみなしている。本研究においても 10^{-10} m/cycle 程度で亀裂が停留したと判断すると応力比に関わらず、高真空中の ΔK_{th} は大気中のそれに比べて大きくなる。しかし、 $10^{-11} \sim 10^{-14}$ m/cycle という極低速域まで亀裂進展速度を取得した結果、高真空中の真の ΔK_{th} は大気中のそれより小さくなることが示された。このことは、真空中での亀裂進展を対象とする場合、亀裂が停留したとみなす da/dN は従来の定義では不十分であり、より低い進展速度まで計測を行う必要があることを示している。

Table 1 ΔK_{th} of each test conditions (unit: MPa $\sqrt{m}$)

		Environment	
		Air	Vac.
Stress ratio	R = -1	7.4	6.8
	R = 0.3	4.7	4.5

3・2 da/dN - ΔK_{eff} 関係と亀裂閉口挙動

亀裂進展速度 da/dN と有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の関係を図 2 に示す。 ΔK_{eff} で整理すると、図 1 に示すような応力比の違いによる亀裂進展速度の差は消失し、ほぼ同一曲線上に示された。すなわち、応力比による差は亀裂閉口の効果で説明することができる。しかし試験環境で比較すると、高真空中の亀裂進展速度は大気中と比べて $1/2 \sim 1/10000$ となった。また、亀裂停留時における高真空中の ΔK_{eff} は、応力比 R = -1, 0.3 いずれにおいても、大気中のそれに比べて大きくなった。つまり高真空中と大気中の亀裂進展速度や亀裂停留時の ΔK の差は亀裂閉口のみでは説明できない。 ΔK_{eff} で整理しても大気中の亀裂進展速度が高真空中に比べて高いことや、大気中の停留限界に対応する ΔK_{eff} が高真空中に比べて低いことは、大気中の水分や腐食環境⁽⁶⁾ に起因する可能性がある。しかしながら、この理由については、データの拡充とともに今後更なる検討が必要である。

da/dN - ΔK に及ぼす亀裂閉口の効果を応力比や環境ごとに検討するため、亀裂開口時における応力拡大係数 K_{op} と最大応力拡大係数 K_{max} の関係を調べた。この結果を図 3 に示す。 K_{max} が 13 MPa $\sqrt{m}$ 以下では、高真空中の K_{op} (Vac_-1, Vac_0.3) は大気中のそれら (Air_-1, Air_0.3) に比べ低い値を示した。特に、亀裂停留点近傍における K_{op} は環境による差が顕著である。また、大気中の場合、応力比 R = -1 の K_{op} は R = 0.3 のそれに比べて大きい傾向が見られた。一般に、大気中では疲労破面の繰返し接触で生じる磨耗粉から生成される酸化物（フレッティング酸化物）や疲労破面を覆う酸化膜が要因となり酸化物誘起亀裂閉口を引き起こす。亀裂進展速度が小さく繰返し接触回数が多い亀裂停留点付近では、この酸化物誘起亀裂閉口の影響が顕著^{(5), (7)} となる。一方高真空中では、酸素がほとんど存在しないため、酸化物誘起亀裂閉口の影響は無視できると考えられる。したがって、高真空中と大気中とで K_{op} に顕著な差が生じた理由は、低い亀裂進展速度の領域における酸化物誘起亀裂閉口の度合いの差に起因すると考えられる。また大気中で Air_-1 の K_{op} が Air_0.3 に比べ高い値を示したことも、破面の接触圧力が大きい Air_-1 の方がフレッティング酸化物を形成する磨耗粉の生成量が多いと考えることで説明できる。

本研究では、大気中では亀裂が停留するような低 ΔK 領域においても、高真空中ならば 10^{-13} m/cycle 程度という極低速で亀裂が進展すること、この主な理由として、高真空中では酸化物誘起亀裂閉口の影響が無視できること、を示した。一般に、超高サイクル疲労の特徴である内部破壊は、表面破壊より低応力・長寿命域でも生じる。このことは、内部亀裂の進展速度が表面亀裂のそれより低いことや、内部亀裂の ΔK_{th} が表面亀裂のそれに比べて小

さいことを意味する。本研究で得た高真空中における疲労亀裂進展特性はこのような内部破壊の特徴をよく説明できることが明らかとなった。

Fig. 2 Relationship between da/dN and ΔK_{eff}

Fig. 3 Relationship between K_{op} and K_{max}

4. 結 語

高真空環境が高強度鋼の疲労亀裂進展特性に及ぼす影響を明らかにするために、高真空中ならびに大気中で亀裂進展試験を実施した。

- (1) 高真空中の da/dN は大気中のそれに比べて低い値を示した。
- (2) 高真空中では、 da/dN が 10^{-13} m/cycle 程度の極低速域においても疲労亀裂の進展が認められた。
- (3) 高真空中においては、大気中の ΔK_{th} より小さい ΔK でも疲労亀裂進展が確認された。これは大気中では酸化物誘起亀裂閉口の影響が大きいのに対し、高真空中ではその影響が無視できるためであると推察された。
- (4) 高真空中における疲労亀裂進展特性は、表面亀裂と比較して「亀裂進展速度が低く ΔK_{th} が小さい」という内部亀裂の特徴をよく説明することができる。

文 献

- (1) Sakai, T., "Review and Prospects for Current Studies on Very High Cycle Fatigue of Metallic Materials for Machine Structural Use", *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol. 3, No. 3 (2009), pp.425-439.
- (2) 椎名貴弘, 中村孝, 野口徹, 細川冬樹, "高強度鋼の疲労破面に及ぼす大気/高真空/材料内部環境の影響", 材料, Vol. 51, No. 6(2002), pp.673-680.
- (3) 勝谷悟志, 黒島義人, 原田昭治, "高強度鋼の疲労寿命特性に及ぼす大気の影響", 材料, Vol. 48, No. 10 (1999), pp.1107-1111.
- (4) 中村孝, 小熊博幸, "超高サイクル疲労における内部起点型初期き裂進展破面の特徴と形成要因", 材料, Vol. 60, No. 12 (2011), pp.1066-1071.
- (5) 城野政弘, 宋智浩, 大垣雅由, "真空環境下の疲労き裂進展速度とき裂開閉口挙動", 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 51, No. 463 (1985), pp.806-813.
- (6) 遠藤吉郎, 駒井兼治郎, 藤本知司, 松田良信, "高強度鋼の応力腐食割れ環境下における疲労き裂進展", 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 45, No. 398 (1979), pp.1152-1159.
- (7) 小林英男, "疲労き裂進展特性とき裂閉口", 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 49, No. 443 (1983), pp.771-778.