真空環境下の疲労き裂進展速度とき裂開閉口挙動*

城野政弘**, 宋智浩**, 大垣雅由***

Fatigue Crack Growth and Crack Closure in Vacuum

by Masahiro JONO, Jiho SONG, and Masayoshi OHGAKI

For S35C medium carbon steel and A5083-O aluminum alloy, fatigue crack growth tests were carried out in vacuum and in air under ΔK -increasing-decreasing condition, and crack growth rates and crack closure behavior were investigated in detail. In addition, ΔK constant tests were performed in air-to-vacuum-to-air environment. Fractographical study indicates that the material ahead of the crack tip deforms more easily in vacuum than in air. The crack opening point K_{op} under ΔK -increasing condition was lower in vacuum than in air within the limit of present experiments, and K_{op} under ΔK -decreasing condition was found to increase with the decrease of ΔK . Fatigue crack growth resistance of material was increased in vacuum and the degree of increase was found dependent on material and crack growth rate regime. The variable environment test results show that fatigue crack growth resistance is hardly affected by environment history.

Key Words: Fatigue, Crack Growth, Crack Closure, Environmental Effect, ΔK -Increasing-Decreasing Test, Fractography

1. 緒 言

通常の大気中における材料の疲労挙動がふん囲気の影響因子に強く影響されるということは古くから知られており、実用上の重要性からも環境因子の影響に関する研究が今までにも広く行われてきている^{(1)~(3)}が、特に最近においては疲労き裂の開閉口挙動に及ぼす環境因子の影響について盛んに検討がなされている⁽⁴⁾⁽⁵⁾。き裂開閉口挙動は疲労き裂進展を主に支配すると考えられき裂閉口の原因としては塑性誘起裂閉口⁽⁶⁾、酸化物誘起き裂閉口⁽²⁾⁽³⁾並びに破面あらさ誘起き裂閉口⁽⁷⁾などが挙げられているが、特に酸化物誘起き裂閉口は環境に強く依存するとともに破面あらさ誘起き裂閉口とともに実用上有用なき裂進展下限応力拡大係数幅 ΔK_{th} の存在に重要な役割を果たしているといわれている。しかしこれらのき裂閉口原因の詳細な内容や環境との関連、あるいはマクロに測定される開閉口挙動との関係についてはいまだ明らかになっていないのが現状かと思われる。

筆者らは今まで通常の大気中で多くの疲労き裂進展試験を行いき裂開閉口挙動を詳細に調べ、特にき裂進展下限界値 ΔK_{th} の試験法とも関連した K 漸減試験においてき裂開閉口挙動に強い荷重履歴の影響が存在することや、ある種の材料においては ΔK_{th} 付近でき裂閉口点 K_{op} が強い繰返し時間依存性を示すことなどを報告してきた⁽⁸⁾が、実際に ΔK_{th} などを有効に利用するためにはこれらの現象を明らかにする必要がある。しかしその詳細な理由などについては不明なことが多い。

そこで、これらの現象の解明とともに特に低進展速度領域でのき裂閉口の詳細な内容についての知見を得るため、上述のき裂閉口の原因をできるだけ分離して、系統的に調べてみることにした。本研究においてはその第一段階として、大気中の環境因子に起因するき裂閉口をできるだけ排除してき裂進展挙動を調べることとし、2種の材料について真空中で K 漸増、漸減試験を行い、き裂開閉口挙動を詳細に調べるとともに破面観察や大気中の試験さらには環境変動試験をもあわせて行い、真空環境下と大気中でなき裂進展速度並びに開閉口挙動の差異を明らかにした。

* 昭和59年11月30日 第929回講演会において講演、原稿受付 昭和59年4月27日。

** 正員、大阪大学工学部 (〒565 吹田市山田丘2-1)。

*** 准員、松下電器産業(株) (〒571 門真市大字門真1006)。

2. 供試材料および試験方法

供試材料は中炭素鋼 S35C 圧延材とアルミニウム合金 A5083-O 材で、それらの化学成分および機械的性質をそれぞれ表 1, 2 に示す。用いた試験片は、図 1 に示すような小形標準 CT-試験片で、材料により図中の表に示すような形状のサイドグループを付し、表面の変形を拘束することによりき裂先端応力状態を板厚のほぼ全体にわたって平面ひずみ状態に近づけてき裂進展挙動に表面の影響が現れないようにするとともにできるだけき裂前縁が直線になる⁽⁹⁾ようにした。試験は小形電気油圧サーボ試験機（容量 5.9 kN）にて、繰返し速度 20 Hz で大気中（温度 20°C、相対湿度約 55%）および 4 mPa (3×10^{-5} Torr) の真空中で行った。応力比 $R=0.1$ で、主に一定環境下で K 漸増-漸減試験を行ったが、 K 漸増率はいずれの材料に対しても $(1/K)(dK/da)=0.25 \text{ mm}^{-1}$ で、 K 漸減率は S35C 材の場合 $(1/K)(dK/da)=-0.12 \text{ mm}^{-1}$ 、A5083-O 材の場合 -0.15 mm^{-1} で、ASTM 推奨⁽¹⁰⁾の -0.08 mm^{-1} よりは若干大きい。 K の設定はおおむねき裂が 0.1 mm 以上進展するごとに行った。ほかに S35C 材については一定 ΔK の下で大気-真空-大気と環境を変動させる試験をも行った。き裂長さおよびき裂開口点は背面ゲージによる除荷弾性コンプライアンス法⁽¹¹⁾により、ミニコンピュータを用い自動計測した⁽¹²⁾。なお、測定精度は、き裂長さにより異なるが、通常のか裂長さの範囲では、き裂長さの測定精度は 50 μm 以内、き裂開口点の測定誤差は 1~2% 程度以下である。 K の計算には、ASTM-E 647⁽¹³⁾の式を用い

表 1 供試材料の化学成分 (%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	V	Ti
S35C	0.34	0.26	0.74	0.015	0.004	0.03	0.04	0.009	0.02	0.003	0.011
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Al			
A5083-O	0.09	0.21	0.01	0.46	4.2	0.17	0.03	Rest			

表 2 供試材料の機械的性質

Material	Yield point 0.2% proof stress σ_y (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Reduction of area ψ (%)
S35C	339	586	33.3	59.9
A5083-O	140	301	24.0	42.1

図 1 試験片形状

たが、その際板厚としては便宜上サイドグループ底の板厚 B_h を採用している。

3. 試験結果

3.1 一定環境下のき裂進展試験

3.1.1 中炭素鋼 S35C 圧延材の結果 図 2 に S35C 材の大気中並びに真空中でのき裂進展速度 da/dn を応力拡大係数幅 ΔK で整理し示す。図中の丸印が大気中での、三角印が真空中での K 漸増漸減試験結果で、白印は K 漸増時の、黒印は K 漸減時の結果を表す。なお白い丸印は疲労き裂をある程度進展させたのち真空焼なましし、比較的低いレベルから K 漸増試験を行った結果である。大気中での試験結果においては、 K 漸減開始時の K 値が比較的低いこともあって、 K 漸増時と K 漸減時とで進展速度にほとんど差が現れていないが、真空中の場合には、 K 漸減試験結果が K 漸増時の結果より明らかに低進展速度側にずれ、荷重履歴の影響が顕著に現れている。なお K 漸増、漸減いずれの場合にも真空中での進展速度が大気中での進展速度より低く、その差は K 漸増時

図 2 S35C 材の da/dn と ΔK の関係

(a)

(b)

図 3 S35C 材の K_{op} の挙動

の場合約3倍程度であるが、 K 漸減時の場合には ΔK の低下とともにその差は大きくなっていく。本研究での K 漸減時の下限界値 ΔK_{th} は大気中で約 $6.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 、真空中で約 $7.4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ で、真空中での ΔK_{th} が相当高くなっていることがわかる。

図3はき裂開口点 K_{op} の K_{max} に伴う変化を示したもので、(a)は大気中での、(b)は真空中での結果である。 K 漸増時の K_{op} は、大気中の場合にはほぼ $U = 0.8$ の線に沿い K_{max} とともにゆるやかに上昇し、真空中の場合にも試験した範囲がやや狭いことはあるが、 K_{max} とともに上昇する傾向を示し、真空中での K_{op} の値が大気中の場合より若干低いことを除けば、よく似た挙動を示すのに対して K 漸減時の K_{op} は環境により明らかに異なった挙動を示す。大気中の場合の K_{op} は、筆者の一人がすでに報告している他の鉄鋼材の場合⁽⁸⁾と同様、 K 減少直後しばらくは K 減少開始時の値を保ち、のちゆるやかに減少していき、き裂進展速度が 10^{-9} m/cycle 近傍になる K 値の所から、やや急激に上昇し、ついにはき裂は開口部分がほとんどなくなるような形で ΔK_{th} に至る。それに対し、真空中での K 漸減時の K_{op} は、 K 減少とともに単調にゆるやかに増加していき、き裂進展速度が相当低い 10^{-10} m/cycle 程度になっても大気中のように急に上昇することなく、き裂はかなりの開口部分を有したまま ΔK_{th} に至る格好になる。

図4は以上のような K_{op} の挙動を考慮し da/dn を有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} で整理した結果であるが、この場合 ΔK の整理において現れていた真空中での漸増時と漸減時の進展速度の大きな差はほとんどなくなり、 ΔK_{eff} の整理により荷重履歴の影響がほぼ消失することがわかる。 ΔK_{eff} の整理においても真空中でのき裂進展速度は大気中に比べ相当低く、その差は約5倍ほどになり、またき裂進展有効下限界値 $(\Delta K_{eff})_{th}$ も、真空中で $4.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 、大気中で $2.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ となり1.7倍ほどの差がある。この差は ΔK_{th} における $1.23 (=7.4/6.0)$ 倍よりかなり大きく、S35C 圧延材の場合、真空中での実質的なき裂進展抵抗が大気中に比べ相当高いことがわかる。

3・1・2 アルミニウム合金 A 5083-O 材の結果

図5にアルミニウム合金 A 5083-O 材の da/dn を ΔK で整理して示す。図中のひし形($\diamond$)印は真空中でやや広いき裂進展速度範囲にわたって行った K 漸増試験結果である。図からわかるように、この材料の場合にも S35C 炭素鋼の場合と同様、大気中での試験結果は K 漸増と K 漸減とでほとんど差がないが、真空中では荷重履歴の影響が現れ、 K 漸減時の進展速

図4 S35C 材の da/dn と ΔK_{eff} の関係

図5 A5083-O 材の da/dn と ΔK の関係

図6 A5083-O 材の K_{op} の挙動

図7 A5083-O 材の da/dn と ΔK_{eff} の関係

度が K 漸増時に比べ相当低くなっている。 K 漸減時の下限限界値 ΔK_{th} は大気中で約 $2.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、真空中で約 $5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ で、環境によりかなり差があるが、 K 漸増時の環境の違いによるき裂進展抵抗の差は全体的に S 35 C 鋼材ほど大きくないようである。

図 6 (a), (b) にそれぞれ大気中および真空中での K_{op} の挙動を K_{max} に対して示すが、 K 漸増時の K_{op} は大気中の場合のほうが真空中に比べ高い値になっている。 K 漸減時の K_{op} は、大気中の場合はほぼ K 漸増時と一致して低下していくが、真空中の場合は S 35 C 鋼の場合と同様、 K 減少とともに単調に上昇していく。特に真空中の場合、S 35 C 鋼材では ΔK_{th} においてもき裂はかなり開口しているのに対し、A 5083-O 材の場合は試験した範囲内ではき裂はすべて進展しており、 K_{op} はなお上昇し、開口部分がほとんどなくなるような形でき裂進展が停止するものと考えられる。

図 7 は以上の K_{op} の挙動を考慮し da/dn を ΔK_{eff} で整理した結果で、この場合には真空中においても K 漸増と K 漸減の試験結果はほぼ一致し荷重履歴の影響がほとんど消失している。ただ本試験範囲内では進展速度の低い所で真空中での K 漸減試験結果が K 漸増試験結果より若干高進展速度側に寄る傾向を示している。 ΔK_{eff} 整理における大気中と真空中での進展速度を比較すると進展速度が 10^{-9} m/cycle 以上の領域では大気中でのほうが 5 倍ほど速いが、 10^{-9} m/cycle 以下の領域になると、両環境下の K 漸減試験結果は接近し、さらに進展速度が 10^{-10} m/cycle 以下になると本研究での大気中での試験結果が $(\Delta K_{eff})_{th}$ の存在を示唆するのにに対し、真空中での試験結果は試験した範囲内ではそのような傾向を示さず、大気中の試験結果と交差しながらもほぼ直線的に下方にのびる。このようにアルミニウム合金 A 5083-O 材の場合は S 35 C 炭素鋼とは異なり、真空中での進展抵抗が必ずしも大気中より大きいということはなく、き裂の進展速度に依存することがわかる。

3.1.3 破面観察 図 8 (a), (b) にそれぞれ S 35 C 炭素鋼と A 5083-O 材アルミニウム合金の大気中および真空中での疲労破面のマクロな様相を示す。S 35 C 材の場合いずれの環境下での破面も本研究の範囲では進展速度に関係なくほぼ一般的な色合を示し、大気中での破面がやや黒ずみ、破面上に非常に微細な凹凸が観察されるのに対し、真空中での破面は大気中の破面に比べ明るくかつ非常になめらかである。なおき裂前縁は真空中においてもサイドグループの効果により板厚全体を通じてほぼ直線的になっている。それに対して A 5083-O 材の大気中の破面は K 漸増中や

や黒ずんだ破面から明るい破面に変わり、さらに K 漸減時の黒ずんだ破面へと変化しており、き裂前縁は板厚を通じてほぼ直線的になっている。 K 漸増時の破面の巨視的様相の変化は筆者らがすでに報告している⁽¹⁴⁾ように、き裂進展機構の遷移によるもので、特に明るい破面部分は粒界破面の現れる領域である。なお大気中の黒ずんだ破面は S 35 C 材の場合より相当凹凸が激しいことが認められる。A 5083-O 材の真空中での破面は S 35 C 材の場合と同様明るい破面で、き裂前縁はこの場合には大きくわん曲している。これは、大気中で試験片板厚方向すべてにわたり平面ひずみ状

図 8 疲労破面の巨視的様相

図 9 疲労破面の微視的様相

図 10 真空中の低進展速度域における疲労破面

態がほぼ実現できたのと同じ厳しさのサイドグループでも、真空中では大気中に比べ塑性変形がしやすくなるため、試験片表面まで十分に平面ひずみ状態とはなり難く、サイドグループがない場合と同様に、試験片表面でき裂進展が遅れ、内部でき裂進展が先行したものと考えられる。

図9にA 5083-O材の K 漸増時の真空中での比較的低進展速度における微視的疲労破面を、ほぼ同じき裂進展速度あるいは同じ ΔK_{eff} における大気中の破面と対比して示した。同じき裂進展速度において比較すると大気中の破面は真空中の破面に比べずっと凹凸が激しい。真空中での破面上の変形様相は同じ ΔK_{eff} における大気中の破面様相にやや類似してはいるが、ずっと平坦でむしろこの材料の大気中におけるより高進展速度側のストライエーション形成領域での破面様相⁽¹⁴⁾に近い。

図10には K 漸減時の da/dn が約 6×10^{-11} m/cycleとなる極低進展速度における真空中での破面を示すが、依然として平坦で変形が強いことがわかる。

以上の破面観察結果から真空中においては大気中に比べ、き裂先端での塑性変形が非常に容易で、 ΔK_{eff} が非常に小さく進展速度が極低い領域においてもき裂先端近傍にはかなりの大きな塑性変形域が形成され、き裂進展は非常に延性的に起こっていることが推測される。

3.2 環境変動下のき裂進展試験 図11にS 35 C炭素鋼について一定 ΔK の下で、環境を大気-真空-大気と変化させた場合のき裂進展速度並びにき裂開閉口挙動を示す。図中の白印は大気中の、黒印は真空中の結果であるが、特にここでのき裂進展速度は $30 \mu\text{m}$ 程度のき裂進展量に対する平均速度である。大気中の状態から真空排気を開始すると、真空度の上昇とともに進展速度は低下し、所定の真空状態に達すると進展

速度もほぼ定常になり、再びふん囲気を大気に戻すと進展速度はただちに以前の大気中の進展速度に戻るようである。一方き裂開閉口 K_{op} は大気の状態から真空状態へ変化させてもほとんど変化しないが、ただ所定の真空状態で、き裂がかなり進展するようになると若干上昇する傾向がみられる。真空状態から大気へと変化させた場合にも K_{op} はほとんど変化しないようである。図12に環境を変動させた場合の各環境下でのき裂進展速度の定常値を ΔK_{eff} に対し示したが、図中の二つの実線はそれぞれ大気および真空中で得られた、前出図4の K 漸増時の試験結果である。図からわかるように環境を変動させた場合の各環境下でのき裂進展速度は環境一定の場合の結果によく一致している。

4. 考 察

3章において述べた試験結果や観察結果から真空環境が疲労き裂進展挙動に及ぼす影響には次のようなものが考えられる。一つは今までも多く報告され⁽¹⁾⁽⁵⁾⁽¹⁵⁾、本研究の破面観察結果からも明らかなように、き裂先端において材料が大気中に比べ著しく塑性変形しやすくなることで、特に図8の疲労破面のマクロな様相はこの真空環境による塑性変形抵抗の低下の程度が材料により異なり、S 35 C炭素鋼よりはA 5083-Oアルミニウム合金の場合に著しいことを示す。この塑性変形抵抗の低下はき裂開閉口挙動に影響を及ぼすことが予想され、それにはき裂先端塑性域の増大により一つには塑性誘起き裂閉口が強くなる効果ともう一つには図9の微視的破面観察からわかるように疲労破面が大気中に比べより平坦になることにより破面あらき誘起き裂閉口が弱くなる効果とが考えられる。真空中と大気中でのき裂開閉口 K_{op} の相対関係はおそらくこの二つの効果の優劣により支配されるものと思われる。図3、6においてもみられるように本研究の K 漸増時

図11 環境が変動する場合の da/dn と K_{op} の変化

図12 環境が変動する場合の da/dn と ΔK_{eff} の関係

の真空中における K_{op} が大気中に比べ低くなっているのは、おそらく本試験結果の範囲がき裂進展速度の低い領域で、この領域においてはき裂開閉口は主に破面あらさに影響されるため、真空環境による上記二つの効果のうち後者の効果が前者の效果に比べより強く現れるとともに酸化物誘起き裂閉口の寄与もなくなることに起因しているものと思われる。しかし進展速度がより高くなり、き裂開閉口が塑性誘起により主に支配されるようになると真空中での K_{op} が大気中よりむしろ高くなる可能性があり、例えば真空中の K_{op} が低進展速度領域では大気中の K_{op} よりやや低く、進展速度が高くなるにつれて大気中の場合より高くなる駒井らの高張力鋼 HT 55 についての最近の報告⁽⁵⁾は上述の議論をある程度支持し興味深い。

真空環境の進展挙動に及ぼすもう一つの影響は、図 4, 7 からわかるように真空中ではき裂進展に対する抵抗が一般的に増大する傾向があることで、これはおそらくき裂先端材料の延性の増加と再溶着に起因しているものと考えられる。しかしこの進展抵抗の増大は材料により、さらには進展速度領域によっても異なるようで、図 7 の結果が示すように、A 5083-O アルミニウム合金の場合には、極低進展速度領域においては真空中での進展速度が大気中の場合とほぼ同じかむしろ低下する可能性さえみられる。これは上で述べたように真空中ではき裂先端材料の塑性流動応力が低くなるため、かなり低い ΔK_{eff} レベルでもき裂先端においてすべりが容易に起こり、低レベル荷重の繰返しによるなんらかの強化機構がない限り、き裂は進展し得るためだと推測し得るが、き裂先端における真の破壊条件とも関連し今後の研究課題である。いずれにしても真空環境下の極低進展速度領域においては、この進展抵抗の低下と上で指摘した K_{op} の低下とにより、 ΔK 整理におけるき裂進展抵抗が大気中に比べ著しく低下する可能性を示し、実用上はなほ重要である。なお環境によるき裂進展抵抗は、図 11, 12 の環境変動試験結果が示すように、その時々のかき裂先端での環境によって主に支配され、特別な場合を除き、本研究での真空度近傍では以前の環境履歴にはほとんど影響されないようで、他の報告⁽⁵⁾とも一致する。

さらに指摘すべき真空環境下におけるき裂進展挙動の重要な特徴は、今のところその理由は定かではないが、図 3 (b), 6 (b) にみられるように材料に関係なく K_{op} が K 漸減時単調に上昇することである。上で述べたように真空環境下の低進展速度領域においては、材料により実際には進展抵抗も K_{op} も低下することを考えると、例えば図 5 にみられるような K 漸減

時の真空中の進展抵抗が大気中に比べ著しく高くなっているのは、ほとんど荷重履歴によるこの K_{op} の上昇に起因しており、図 5 の K 漸減時の結果をそのまま設計に用いることは非常に危険で、特に真空中のかき裂進展に関して設計を行う場合には荷重履歴の少ない K 漸増時の結果のみを採用すべきである。

なお図 3 (b) と図 6 (b) の真空中の K 漸減時の K_{op} の挙動を比較すると、3 章においてすでに指摘したように S 35 C 炭素鋼の場合にはき裂がかなり開口部分を有したまま進展下限界値に至っており、このことは材料によっては動的時効効果も進展下限界値の存在にかなり影響を及ぼすことを示唆しているものと思われる。また図 3 (a), (b) の大気中と真空中の K 漸減時の K_{op} の挙動の比較から、大気中の K 漸減時の K_{op} が、進展速度が低くなり急激に上昇するのはおそらく低進展速度領域における進展モードとも関連し起こる破面どうしの接触と相対すべりにより生成される酸化物のたい積の効果と考えられる。

5. 結 言

中炭素鋼 S 35 C 圧延材とアルミニウム合金 A 5083-O 材について、真空環境下および大気中で、 K 漸増、漸減き裂進展試験を行うとともに、破面観察や ΔK 一定下で大気-真空-大気と環境を変化させる試験も行い、真空環境下におけるき裂進展速度やき裂開閉口挙動を明らかにした。本研究で得られた主要な結果をまとめると以下ようになる。

(1) 真空中においては大気中に比べ、き裂先端材料が著しく塑性変形しやすくなる。真空中と大気中でのき裂開口点の相違は主にこの塑性変形抵抗の低下によりほぼ説明され得る。

(2) 真空中においては、き裂先端材料の延性の増加と再溶着に起因して、き裂進展抵抗が一般的に増大する傾向があるが、この進展抵抗の増大は材料により、さらには進展速度領域によっても異なるようである。A 5083-O アルミニウム合金の場合には、極低進展速度領域において、真空中での進展抵抗が大気中の場合より低下する可能性を示している。

(3) 環境変動試験結果はき裂進展抵抗が環境履歴の影響をあまり受けないことを示している。

(4) 真空環境下における K 漸減試験では、材料に関係なく、き裂開口点 K_{op} は単調に増加する。この K_{op} の増加により場合によっては真空中での K 漸減時の進展抵抗が見かけ上大気中の場合より高くなることも考えられるので、特に真空環境下での極低進展速度領域における進展速度推定に際して K 漸減試験結

果を用いることは危険で注意を要する。

本研究の遂行においては当時大阪大学学生近藤雅俊君に協力していただいた。記して謝意を表する。

文 献

- (1) 遠藤・駒井, 材料, 26-281 (昭52), 143.
- (2) Ritchie, R. O., ほか 2 名, *Trans. ASME, Ser. H*, 102 (1980), 293.
- (3) Stewart, A. T., *Eng. Fract. Mech.*, 13 (1980), 463.
- (4) Mahulikar, D. S. and Marcus, H. L., *Fatigue of Eng. Mat. and Struct.*, 3 (1981), 257.
- (5) 駒井・ほか 2 名, 第 2 回破壊力学シンポジウム, (昭58), 31.

- (6) Elber, W., *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 486 (1971), 280.
- (7) Minakawa, K. and McEvily, A. J., *Scripta Meta*, 15 (1981), 633.
- (8) 菊川・ほか 2 名, 材料, 30-330 (昭56), 276.
- (9) 菊川・ほか 2 名, 材料, 28-313 (昭54), 946.
- (10) *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 738 (1981), 340.
- (11) 菊川・ほか 3 名, 材料, 25-276 (昭51), 899.
- (12) 菊川・ほか 5 名, 材料, 29-327 (昭55), 1240.
- (13) *ASTM Designation*, E 647-83 (1983).
- (14) 城野・ほか 5 名, 材料, 33-369 (昭59), 561.
- (15) Rangnathan, N. and Petit, J. *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 811 (1983), 464.

討 論

〔質問〕 駒井 謙治郎〔京都大学工学部〕

試験結果と考察を興味深く拝見した。破面あらし誘起裂閉口に及ぼす真空効果についてお尋ねしたい。Al 合金において大気中の破面が真空中よりも凹凸が激しいことは質問者からも観察しており(付1), これが真空中において破面あらしき裂閉口を弱めたであろうこ

とは十分想像し得るが, S 35 C においても同様の破面性状変化を観察されているのか。質問者は高張力鋼 HT 55 においては逆に真空中におけるほうが, 大気中よりも破面あらし R_{rms} が大きくなることを観察している。

〔回答〕 付図 1 に S 35 C 炭素鋼の環境変動試験(本文図 11)での大気中並びに真空中での破面例を示すが, 同じ ΔK に対し真空中での破面が大気中に比べより平坦になっていることがわかる。このような傾向は本研究の範囲内, すなわち進展速度が 10^{-8} m/cycle 以下の領域ではほぼ全般的に認められるが, その程度は ΔK の増加に伴い減少していくようである。質問者の MT 55 に関する貴重な研究成果は本論文でもしばしば参考・引用〔本文参考文献(5)〕させていただいているが, その研究結果においてもごく低進展速度領域 ($K_{max} < 15 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) においては真空中における破面あらしが大気中に比べ小さい場合もみられることから, 今のところ環境による破面あらしの相対的大小は ΔK あるいは進展速度領域により変わるのではないかと考えている。

〔質問〕 小林 英 男〔東京工業大学〕

考察および結論(1)の「真空中では塑性変形抵抗の低下により塑性誘起裂閉口が強くなり (K_{op} が上昇し), 逆に破面あらし誘起裂閉口が弱くなる (K_{op} が低下する)」という記述をもう少し正確にご説明願いたい。例えば, 大気中では材料に無関係に塑性誘起裂閉口の実験結果, 解析結果のいずれもが, U あるいは K_{op}/K_{max} 一定となっており, 塑性変形抵抗の大小に依存していない(付2)。考察ではき裂先端塑性域の増大により塑性誘起裂閉口が強くなるという表現もあるが, 具体的にどのような機構をお考えか。同様に, 塑

付図 1

性変形抵抗の低下により破面が平坦になる理由は、どのようにお考えか。

大気中では U あるいは K_{op}/K_{max} が一定となるのに反して、真空中では K_{op} の絶対値がほぼ一定 (K 漸増試験の場合) となることは興味深い。Pelloux のモデルを参照して(付3), 真空中では逆すべりが容易なため、除荷時に見かけ上のき裂長さ増分の減少(あるいは再溶着)が生じる。これはき裂進展抵抗の増大を意味するばかりでなく、負荷時に形成された塑性ストレッチの減少とも解釈できるから、塑性誘起き裂閉口は生じ難くなる。一方、次のサイクルの負荷時において、このき裂長さ増分の減少が回復しない限り、実際のき裂進展は生じない。この領域において再溶着による凝集力が存在すると考えれば、 K_{op} の絶対値がほぼ一定となることが理解できるが、いかがか。

〔回答〕 ご指摘のとおり、特に同種の材料において降伏点が異なっても K_{op}/K_{max} の比が一次的にはほぼ一定になるということは著者らも認めているが、真空中の高進展速度領域での K_{op} が大気中より高くなる結果〔本文参考文献(5)〕や例えば大気中においても変動荷重下で高レベル荷重が加わり大きな塑性変形域が形成されると K_{op} が高くなることなどから考えて、塑性変形の増大、やや適格さに欠ける表現ではあるが、塑性変形抵抗の低下が K_{op} を上昇させることはある程度推測できるものと思われる。一方塑性変形の

増大により破面あらし誘起き裂閉口が弱くなり K_{op} が低下するということを証明する実験的事実は今のところないが、機構としては、現在推論の域を出ないが、塑性変形抵抗の低下によってき裂先端塑性ストレッチが増大することにより塑性誘起き裂閉口が強くなり、他方き裂先端近傍のより広い範囲において変形域が一樣になることにより破面あらし誘起き裂閉口が弱くなるものと考えている。

後半の質問の、真空中での K_{op} の絶対値がほぼ一定になることへの解釈は興味深いと思う。試験範囲が低進展速度領域の比較的狭い領域が対象になっている本研究とは異なり、広い速度範囲に対して得られた駒井らの HT 55 の研究結果⁽⁵⁾からすると、真空中でも K_{op} は K_{max} とともに明らかに増加し、必ずしも K_{op} が一定になるということはないようである。ただし、この駒井らの研究結果においてもむしろ、Pelloux のモデルが適用できないと思われる、き裂進展が毎サイクルごとに起こらず累積的に起きると推定される低進展速度領域においては K_{op} がほぼ一定になる傾向がみられるが、質問者の解釈がそのまま適用できるかどうかは例えばモデル研究などを通して検討が必要ではないかと思われる。

(付1) 遠藤・ほか2名, 材料, 29-317 (昭55), 162.

(付2) 小林, 機論, 49-443, A (昭58), 771.

(付3) Pelloux, R. M. N., *Trans. ASM*, 62 (1969), 281.