巨大共晶炭化物を含む超高炭素鋼の疲労き裂進展抑制機構†

斎 藤 誠* 太 田 定 雄* 豊 田 裕 至**

Mechanism of Fatigue Crack Growth Retardation on an Ultra High Carbon Steel Containing Massive Eutectic Carbide

by

Makoto SAITO*, Sadao OHTA* and Hiroshi TOYODA**

Superior resistance to the stage II fatigue crack growth was obtained on an ultra high carbon steel containing massive eutectic carbide extended in the direction perpendicular to the original crack growth direction by forging. The fatigue crack growth rate obtained in this study was about 1/4 times as low as that of general mild steel without eutectic carbides. Microscopic observations revealed that the fatigue crack path was bent or branched when it encountered the massive carbide. Taking the actual crack configurations affected by the carbide into consideration, the "Effective stress intensity factor (SIF_{eff})" for fatigue crack growth was estimated, in which significant reduction of the SIF_{eff} was obtained.

An analytical study showed that the SIF_{eff} of the bent crack would decrease significantly with increasing the angle θ between the carbide extension direction and the loading direction. The relation between the growth rate and SIF_{eff} was examined on various specimens that have different carbide orientation on the basis of the above analysis. It was found that the growth rate drastically changed in accordance with θ and also found that the dependence of the growth rate on θ was in good agreement with the $SIF_{eff}-\theta$ relation. It was made clear that crack growth retardation was due to the reduction of SIF_{eff} resulting from the complicated crack morphology affected by massive carbide.

キー・ワード：疲労き裂，応力拡大係数，共晶炭化物，屈折き裂，分岐き裂

1 緒 言

鋼の疲労き裂伝ば特性 da/dn と応力拡大係数範囲 ΔK の中間速度領域における関係では Paris 則が成立し¹⁾，高強度材を除くと進展速度は材料の組織や機械的性質にあまり依存せず，応力拡大係数範囲で表すと一定の狭いバンドのなかに入ることが知られている²⁾。この領域ではき裂先端の塑性域の寸法が析出物や結晶粒界などの組織寸法に対して十分大きく，塑性域内が均一な連続体として変形し，ストライエーション形成によるき裂の進展が支配的となる。ストライエーション形成機構では，き裂進展速度は材料によらず ΔK に対し，ほぼ一定になり，この機構とは別の破壊機構が混在すると，これより速くなることが知られている³⁾。これに対し，筆者らは共晶組成の超高炭素鋼において，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，その方向性を制御することにより， ΔK が 15 MPam^{1/2}～45 MPam^{1/2} (K_{Ic}) の範囲でストライエーション形成が支配的な通常の鋼よりもき裂進展速度が著しく減少することを見出した。

2 実験方法

2・1 供試材

試験材はアダマイト鋼といわれる共晶組成の超高炭素鋼であり，共析組成のマトリックスに共晶炭化物を含む組織を有している。試験材 A, B, C は同一の化学成分であり，D は炭素含有量を増したものである。 casting 時の冷却速度によって共晶炭化物のサイズを変化させ，鍛造によってその方向性を制御した。化学成分，鍛造時の冷却速度および鍛造比を Table I に示す。Fig. 1 には各試験材の共晶炭化物形状を示す。共晶炭化物は鍛造直後ではネットワーク状を呈しているが，鍛造を施すとネットワークが壊れ，その断片が鍛造方向に配向するようになる。本論文では便宜的にこれらの断片を共晶炭化物の単位と見なした。B, C 材では大きいものの代表的な長さは 200～400 μ m，D 材では 400～800 μ m 程度と見なせる。一方，A 材では共晶炭化物は微細な粒状炭化物の集合体の形で晶出しており，個々の炭化物の寸法は 20 μ m 程度である。熱処理は同一の調質熱処理 (930c $\times$ 1h, A. C. $\rightarrow$ 690c $\times$ 4h, F. C.) でマトリックス組織は焼もどしマルテンサイトである。

† 原稿受理 昭和61年11月4日 Received Nov. 4, 1986

* 正 会 員 (株)神戸製鋼所材料研究所 神戸市中央区脇浜町, Material Research Laboratory, Kobe Steel, Wakihamacho, Chuo-ku, Kobe

** 正 会 員 Kobe Steel Europe Ltd., London

Table I. Manufacturing conditions of the tested materials.

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

2・2 試験条件

試験片には CT 試験片 ($W=40$, $B=16$) を用いた。疲労き裂進展試験は繰返し速度 $5\sim 30$ Hz, 応力比 0.05 とし, 荷重一定で室温にて行った。き裂長さ測定は読み取り顕微鏡により行った。なお, 後述のように, き裂は局所的に蛇行する場合があるが, き裂長さとしては応力軸に垂直な面への投影長を採用した。

3 試験結果および考察

3・1 き裂進展特性に及ぼす共晶炭化物形状の影響

Fig. 2 に共晶炭化物形状の異なる 4 種類の試験材の疲労き裂進展試験結果を示す。ノッチ方向はいずれも鍛造延伸方向に垂直にとった。共晶炭化物が微細で鍛造比の大きな A 材と, 共晶炭化物が約 $200\sim 400\mu\text{m}$ の大きさで鍛造比が小さく, ネットワーク状の形態を残している C 材の間では, き裂進展特性の差は小さい。これに対し, 共晶炭化物は C 材と同程度に粗大であるが, 一方向によく延伸された B 材では, 低応力拡大係数範囲では進展速度はそれと大差はないが, 傾きを示す指数 m が約 2.4 と小さく, 高応力拡大係数範囲では進展速度はかなり低くなっている (A, C 材の m は約 4)。これを破線で示した延性的な鋼の進展特性と比

較すると, 指数 m はおおむね等しく, き裂進展速度はそれの約 $1/2$ になっている。一方, B 材よりもさらに共晶炭化物の体積率を高めた D 材では指数 m の値は B 材とほぼ等しいが, き裂進展速度は B 材よりもさらに小さくなっており, 鋼の進展速度の約 $1/4$ になっている。ここで比較に用いた鋼のき裂進展特性は筆者らが求めた調質処理後の延性的な Ni-Cr-Mo 鋼のものである。各試験材の疲労破面を走査電顕により観察した結果, マトリックス部分はいずれもストライエーション状破面であり, 試験材間に差は見られなかった。

試験材のマトリックス組成はいずれも共析組成で同一と考えられるのでその疲労き裂進展特性の差は小さく, したがって, 試験材間に見られる進展特性の違いは主として共晶炭化物の影響に依るものと考えられる。Fig. 3 は試験片 A および B 材のき裂の進展経路を試験片の断面で低倍率で観察した結果を示す。A 材ではき裂は共晶炭化物の集合体に遭遇してもほとんど進行方向を変えることなく進んでいるが, B 材ではき裂は共晶炭化物に遭遇する度に進行方向を変えて共晶炭化物の長手方向に進んでおり, その端部から再びマトリックス中を本来の方向に進むというサイクルを繰返している。Fig. 4 はき裂が共晶炭化物を通過する部分を拡大したものである。A 材ではき裂は炭化物をう回しながら進展しているが, 個々の炭化物が微細なため, 巨視的にはき裂経路の受ける影響が小さいことがわかる。一方, B 材では, き裂の進展経路となった粗大な共晶炭化物内には多数のクラックが見られ, 炭化物全体が破壊されたことが分る。共晶炭化物からマトリックス中に再度進展を開始する位置はおおむね共晶炭化物の長手方向の端部付近からであり, 共晶炭化物に複雑な

Fig. 1. Microstructure of the materials tested (Forging directions are horizontal. Carbides are seen in light contrast).

Fig. 2. Effect of carbide morphology on fatigue crack propagation properties.

Fig. 3. Micrographs showing fatigue crack paths.

Fig. 4. Micrographs showing a typical interaction between fatigue crack and carbide.

形状の部分がある場合はそこからサブクラックが再発生、進展しているケースも見られる。これらのことから、き裂が粗大な共晶炭化物を優先経路とするのは、き裂が炭化物に達した段階で炭化物全体がぜい性的に破壊され、その後、初めに到達した位置から離れた炭

化物上の一点から再び疲労き裂としてマトリックス中に進展した結果であり、炭化物がき裂の本来の進行方向に対して大きく傾いているため、結果としてき裂が大きく屈折するものと考えられる。C材では炭化物がネットワーク状に近く、き裂が炭化物のうちの本来の進行方向に平行な部分を選択的に進展するので、優先経路にはなるが、屈折の程度が小さいことが分る。

さて、き裂がB材のように巨視的に凹凸に富んだ経路をたどると、き裂の先端の位置によっては、応力拡大係数の低下が予想される。Fig. 3 に示したB材のき裂進展経路において共晶炭化物の影響によって応力拡大係数が特に大きく変化したと推定される部分は基本的には次の3種類に分類される。1) き裂が単純に炭化物方向に進んでその端部に達した場合で、先端が応力軸に対して斜めになるケース（以下、屈折き裂、bent crack）、2) 炭化物形状が複雑なためき裂が分岐を起すケース（分岐き裂、branched crack）、3) 分岐後、複数の平行き裂として進むケース（複数平行き裂、parallel crack）である。各々のケースについて応力拡大係数が解析されているき裂のモデルを当てはめた。モデルを Fig. 5 に示す。この分類法で実際のき裂経路を分類した例を Fig. 3 上に示す。記号①～③は相当するき裂モデルを示す。つぎに応力拡大係数の計算過程を以下に示す。なお、近似的に共晶炭化物の分布が二次元的、すなわち、試験片の厚み方向で共晶炭化物の形状および分布が変わらないと仮定した。

Fig. 5. Crack models applied for the analysis of effective stress intensity factor.

1) 屈折き裂 Fig. 6 (a)に代表例を示す。き裂の先端がA点またはB点ある場合で、応力拡大係数は北川らの結果を用いた。折れ曲りの長さ a の値として 0.2 mm, $\theta = 70^\circ$ 程度と読み取れる。 a は炭化物の寸法および塑性域の寸法で大きく異なるが（後述）、この値はおおむねき裂経路全体の平均的な値と見てよい。き裂長さ b は試験片の荷重点からき裂先端までの距離とした。 b もき裂の進展と共に変化するので a/b の値は一定ではないが、 $16 \leq b \leq 26$ であるので、 a/b の平均的値は 0.01 程度と見なすことができる。き裂の先端がA点またはB点のときのモードⅠおよびⅡの応力拡大係数 K_I , K_{II} は無次元化して各々

$$F_I = K_I/K = 0.44, \quad F_{II} = K_{II}/K = 0.43$$

となる。 K はき裂の応力軸に垂直な方向への投影長と

Fig. 6. Typical crack morphology corresponding to three crack models.

同じ長さの平坦なき裂の応力拡大係数である。

2) 分岐き裂 Fig. 6 (b)に例を示す。き裂の先端がA'点およびA''点ある場合がこれに相当する。この場合の応力拡大係数も同様に北川らの結果を用いた。2θは約100°である。a/bを同様に0.01とすると

$$F_I = K_I/K = 0.52, F_{II} = K_{II}/K = 0.38$$

となる。F_I, F_{II}, K_I, K_{II} およびKは1)と同様である。なお、北川らの結果は無限板中のき裂に一軸引張応力が作用する場合の結果であり、CT試験片の場合にはK_{II}の値に若干の違いが生じると考えられるが、その差は小さいものとしてここでは無視した。

3) 複数平行き裂 例はFig. 6 (b)に見られる分岐き裂から進展した場合である。この応力拡大係数は石田の平行複数き裂の結果に基づいた。き裂の間隔dを0.2mmとすると、d/b=0.01、き裂数を2として、各き裂(同じ長さとして)の応力拡大係数は

$$F_I = K_I/K = 0.80, F_{II} = K_{II}/K = 0$$

となる。Kはき裂が1本のときの応力拡大係数である。ところで、1)および2)の結果のようにK_{II}が存在する混合モードの場合の疲労き裂進展条件については、いくつかの考え方があるが、き裂が進展すると判断されるK_IおよびK_{II}の組み合わせ自体には大差はない^{6)~10)}。ここでは田中が提案した次の3種類の有効な応力拡大係数(K_{eff})を用いた。

$$K_{eff} = (K_I^2 + 2K_{II}^2)^{1/2} \text{ または } (K_I^4 + 4K_{II}^4)^{1/4}$$

$$\text{または } (K_I^4 + 8K_{II}^4)^{1/4}$$

これらのK_{eff}を用いるとき裂進展則は

$$da/dn = C(K_{eff})^m$$

ここで、K_{eff}は上記F_I, F_{II} およびKを用いて次のように表すことができる。

$$K_{eff} = (F_I^2 + 2F_{II}^2)^{1/2} \cdot K$$

したがって、無次元化した有効応力拡大係数F_{eff}は

$$F_{eff} = K_{eff}/K = (F_I^2 + 2F_{II}^2)^{1/2}$$

それぞれの取扱いによる各モデルのF_{eff}をTable II

Table II. Calculated effective stress intensity factors (F_{eff}).

(a/b=0.01)					
Crack model	F _I	F _{II}	(F _I ² +2F _{II} ²) ^{1/2}	(F _I ⁴ +4F _{II} ⁴) ^{1/4}	(F _I ⁴ +8F _{II} ⁴) ^{1/4}
1) Bent (θ=70°)	0.44	0.43	0.75	0.65	0.75
2) Forked (2θ=100°)	0.52	0.38	0.75	0.63	0.70
3) Parallel (N=2)	0.80	0.0	0.80	0.80	0.80

に示す。ところで、屈折や分岐したB材のき裂進展速度が上式のK_{eff}で決定されるのならば、屈折や分岐が生じないA材とB材の同一進展速度に対する名目の応力拡大係数ΔK_AおよびΔK_Bと有効応力拡大係数(ΔK_{eff})_Aおよび(ΔK_{eff})_Bの関係は、

$$(\Delta K_{eff})_A = \Delta K_A, (\Delta K_{eff})_B = F_{eff} \cdot \Delta K_B$$

$$(\Delta K_{eff})_A = (\Delta K_{eff})_B \text{ であるから}$$

$$\Delta K_A / \Delta K_B = F_{eff}$$

となるはずである。これはF_{eff}が実験的にも求まることを示している。Fig. 2のΔK-da/dnの関係を直線で近似し、種々のda/dnについてΔK_A/ΔK_Bより求めたF_{eff}の実験値F_{eff}*値をTable IIIに示す。

Table III. Experimental values for effective stress intensity factor (F_{eff}*).

da/dn(mm/cycle)	F _{eff} *
5.0×10 ⁻⁵	0.88
1.0×10 ⁻⁴	0.66
3.0×10 ⁻⁴	0.53

F_{eff}*の値がda/dnの値によって異なっているため一義的な比較はできないが、屈折き裂および分岐き裂の場合では計算により求めたF_{eff}はどの取扱いによってもF_{eff}*に近い値と見なすことができる(分岐き裂や複数平行き裂に比べると、屈折き裂が大多数であるので、平均的なF_{eff}は屈折き裂の値0.65~0.75に近いであろう)。ここで、F_{eff}はき裂の先端が特定の進展抵抗の大きな位置にある場合の値であるのに対し、実際の進展特性より求められるF_{eff}*は進展経路全体の平均化された値である。したがって、二次元モデルでは実験値F_{eff}*はF_{eff}ほど小さくならないはずで

あるが、実際には両者の絶対値には大きな違いは見られない。これは、実際には共晶炭化物が三次元的に分布しているので、き裂面が試験片の厚み方向にも周期的に屈折分岐しているためと考えられる。

つぎに、共晶炭化物は粗大であるが方向性の乏しいC材の場合について検討する。屈折き裂および分岐き裂の場合、き裂の折れ曲り角 θ または分岐角 2θ が大きいほど K_I は減少、逆に K_{II} は増大する^{4,5)}。これらの K_I 、 K_{II} から F_{eff} を求め、 θ に対して表した結果をFig. 7に示す。屈折き裂の場合は θ が大きくなるにつれ F_{eff} は単調にかつ大きく減少することが分る。一方、分岐き裂の場合は θ が比較的小さくても F_{eff} は小さな値を示し、 θ に対する依存性は小さい。しかしながら分岐き裂よりも屈折き裂の発生が多いので、平均的な F_{eff} は θ に強く依存することが理解される。C材の場合、共晶炭化物はネットワーク状に近いので、疲労き裂は本来の進行方向に平行な共晶炭化物または共晶炭化物の平行な部分を選択的に進展し、その結果、上記の θ が大きくならないのでき裂進展抵抗が増大しないものと考えられる。

Fig. 7. Effect of bent or branched angle θ on effective stress intensity factor (F_{eff}).

3・2 き裂進展特性に及ぼす応力軸方向の影響

疲労き裂は共晶炭化物を優先経路とする傾向が極めて強いので、粗大な共晶炭化物が一方向的に配列した試験片についてき裂の本来の進行方向を共晶炭化物の延伸方向に対して種々にとると、発生する屈折き裂の角度 θ もそれに伴って変化すると考えられる。一方、計算により求められる屈折き裂の F_{eff} は θ に依って大きく変化するので、進展特性も大きく変化することが予想される。したがって、実際の da/dn の θ に対する依存性を求めることにより、進展特性と F_{eff} の相関関係がより明確になることが期待される。そこで、D材について、試験片のノッチの方向を共晶炭化物の延伸方向に対して種々にとり、疲労き裂進展試験を行った。試験結果をFig. 8に示す。低 ΔK では共晶炭化物の延伸方向とノッチの角度 α による da/dn の差

は大きくないが、傾きを示す指数 m の値が極めて大きく異なっており、 ΔK が増大するにつれて、 da/dn に大きな差が現れる。すなわち、 α が 90° から平行に近づくにつれて、傾きを示す指数 m が2.4から7.3まで

Fig. 8. Effect of carbide orientation on fatigue crack propagation properties.

Direction of crack propagation

Fig. 9. Micrographs showing the effect of carbide orientation on fatigue crack path.

Table IV. Experimental values for effective stress intensity factors (F_{eff}^*).

da/dn (mm/cycle)	ΔK_A (MPam ^{-1/2})	$\theta=0^\circ$		$\theta=30^\circ$		$\theta=55^\circ$		$\theta=70^\circ$		$\theta=90^\circ$	
		ΔK_D	F_{eff}^*	ΔK_D	F_{eff}^*	ΔK_D	F_{eff}^*	ΔK_D	F_{eff}^*	ΔK_D	F_{eff}^*
1.0×10^{-5}	12.6	15.4	0.81	14.5	0.87	15.9	0.79	14.8	0.85	15.2	0.83
2.0×10^{-5}	14.5	16.9	0.86	16.3	0.89	18.5	0.78	18.5	0.78	20.3	0.71
5.0×10^{-5}	17.4	19.2	0.91	19.0	0.92	22.6	0.78	24.8	0.70	29.8	0.58
1.0×10^{-4}	20.0	21.1	0.95	21.3	0.94	26.3	0.76	31.0	0.65	39.8	0.50
5.0×10^{-4}	27.6	26.3	1.05	27.8	0.99	37.5	0.74	(52.0)	(0.61)	(77.8)	(0.41)
1.0×10^{-3}	31.7	28.9	1.10	31.2	1.02	(43.7)	(0.73)	(64.9)	(0.49)	(103.8)	(0.31)
$F_{eff} = (F_I^4 + 4F_{II}^4)^{1/4}$		1.00		0.89		0.75		0.64		0.50	

(): $\Delta K_D \geq K_{Ic}$

変化する。その結果、き裂進展速度には $\Delta K=40$ MPam^{1/2} で約 150 倍の差が見られる。一方、き裂の進展経路を試験片の断面で観察した結果を Fig. 9 に示す。共晶炭化物の延伸方向とノッチの角度 α が変化しても、き裂は共晶炭化物に遭遇するとその延伸方向に進展しており、 θ と α がおおむね一致することが解る。したがって、実際に屈折き裂の形状に相対角度 α の影響が直接的に現れることが分る。 K_I と K_{II} から F_{eff} を求める計算および、実際の進展特性により有効応力拡大係数 F_{eff}^* を求める方法は 3・1 節と同様の取扱いに従った。種々の da/dn に対する F_{eff}^* を F_{eff} と共に Table IV に示す。比較材は 3・1 節と同様に A 材とした。さらに、 F_{eff} および F_{eff}^* を θ または α に対して整理した結果を Fig. 10 に示す。 F_{eff}^* の α に対する依存性は da/dn の値によって異なっており、 da/dn が小さい範囲では依存性はほとんど見られないが、 da/dn が大きくなるにつれて依存性が明瞭に現れる。すなわち、 da/dn が大きくなると、 α が 90° に近づくにつれ、 F_{eff}^* は顕著に低下し、 F_{eff} の θ に対する依存性に近づくことがわかる。特に、 $da/dn=1 \times 10^{-4}$ mm/cycle に対しては F_{eff}^* と F_{eff} の $\alpha(\theta)$ に対する依存性は極めて良く一致することがわかる。

Fig. 10. Comparison between dependence of F_{eff} and that of F_{eff}^* on carbide orientation.

このことは ΔK が大きくなると da/dn が主として F_{eff} に支配されることを示しており、本試験材の進展特性は高 ΔK の場合はき裂の局所的な形状によって決まる有効応力拡大係数に支配されていると結論できる。

3・3 F_{eff}^* が ΔK に依存する理由について

B および D 材では共晶炭化物のサイズは大きいものでは長手方向の長さが $0.2 \sim 0.8$ mm 程度である。一方、き裂進展中の塑性域の寸法は初期段階 ($\Delta K=15$ MPam^{1/2}) では 0.1 mm 以下、最終破断付近 ($\Delta K=45$ MPam^{1/2}) で 1 mm 程度と見積られるので、き裂進展の初期段階では塑性域が共晶炭化物よりもかなり小さく、後期段階では逆に大きくなっているものと推定される。炭化物は塑性変形能に乏しいので塑性域内にある炭化物はおおむね破壊されるであろう。すなわち、塑性域が小さい場合は炭化物の一部が、逆に塑性域が炭化物より大きい場合は一度に複数の炭化物が破

Fig. 11. Schematic representation of the effect of plastic deformation zone size on crack path.

Fig. 12. Examples of the effect of plastic deformation zone size on crack path.

壊されることになる。逆に言えば、炭化物の破壊される領域の寸法はおおむね塑性域の寸法で決まると言える。一方、き裂の屈折する長さは炭化物の破壊される寸法に対応するので、おおむね塑性域の寸法で決まり、したがって、 ΔK の増大に従って大きくなることが理解できる。この状況をモデル化して Fig. 11 に、また、相当する実例を Fig. 12 に示す。ここで、屈折き裂の⁴⁾¹¹⁾応力拡大係数の解析結果によれば、屈折部の長さ a が大きくなると K_I は減少、 K_{II} は増大するが、 K_I の減少する割合が K_{II} の増大より大きいので、 F_{eff} は減少する（ただし、 θ が 90° に近い場合）。したがって、 a の増大に伴って、すなわち、 ΔK の増加に従って F_{eff} は低下し、進展抵抗が増大することが理解できる。逆に ΔK が充分に小さい場合は共晶炭化物の効果はあまり表れないものと考えられる。高 ΔK ほど F_{eff} の影響が顕著に表れるので、前節で、高い da/dn で比較した結果は F_{eff} の効果を十分に反映したものと考えられる。

このような抑制機構によると、き裂進展抑制に有効な炭化物の寸法は最終破断時の塑性域の寸法が上限となる。また、マトリックスの降伏点が低いほど低 ΔK からき裂進展抑制効果は大きくなると考えられる。

本試験材のように、極めてもろい粗大な共晶炭化物を多量に含む場合でも、その形状を制御することにより、逆にこのもろい性質を利用して均質な延性材料よりも著しくき裂の進展を抑制できることは材料の設計に際し、一つの重要な方向を与えるものと思われる。

4 結 論

(1) 共晶組成の超高炭素鋼において粗大な共晶炭化物の形状および配向を制御することによって中間速度領域での疲労き裂進展速度を共晶炭化物を含まない延性的な鋼よりも著しく低下させることができた。

(2) 粗大な共晶炭化物はき裂の優先経路となる傾向が極めて強い。このため、共晶炭化物の形状と配向方向によっては疲労き裂の進展経路が局所的に本来の進

行方向から大きく屈折分岐を起す。き裂進展抵抗の大きなものはこの屈折分岐が著しいことが分った。

(3) 実際のき裂形状を考慮して屈折分岐に伴う有効応力拡大係数 (F_{eff}) の低下を求めたところ、 da/dn が大きくなると、実験で得られた進展抵抗を説明するのに充分な低下が得られた。一方、屈折角を系統的に変えたところ、 F_{eff} と実際の進展速度の屈折角に対する依存性は良く一致した。

(4) F_{eff} は塑性域の寸法に依存する。これは F_{eff} がき裂の屈折部の長さに依存し、屈折部の長さが塑性域の寸法に依存するためである。本試験材でき裂進展抵抗が中間速度領域で顕著に現れたのは F_{eff} の顕著な低下に必要な塑性域の寸法が通常の鋼の中間速度領域の塑性域の寸法に対応していたためと考えられる。

(昭和56年10月1日 破壊力学シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 例えば、村上理一、小林英男、中沢 一、日本機械学会論文集、**42**, 2269 (1976)。
- 2) 例えば、増田千利、田中勉一、西村 敏、日本機械学会論文集、**46**, 247 (1980)。
- 3) 小林英男、日本機械学会講演論文集、No.760-9, 415 (1976)。
- 4) 北川英夫、結城良治、日本機械学会論文集、**41**, 1641 (1975); H. Kitagawa *et al.*, Eng. Fract. Mech., **7**, 515 (1976)。
- 5) 石田 誠、日本機械学会論文集、A-45, 306 (1979)。
- 6) F. Erdogan and G. C. Sih, Trans. ASME, Ser. D, **85**-4, 519 (1963)。
- 7) G. C. Sih 編, Mech. of Fract. **1**, XXI (1973)。
- 8) M. A. Fussaïd, *et al.*, ASTM Spec. Tech. Publi., 560, 2 (1977)。
- 9) 影山和郎、岡村弘之、日本機械学会講演論文集、A-48, 783 (1982)。
- 10) K. Tanaka, Eng. Fract. Mech., **6**, 493 (1974)。
- 11) 石田 誠、日本機械学会論文集、**44**, 1122 (1978)。