

18Ni マルエージ鋼の疲れ破面解析図

論文

角田 方衛*・丸山 典夫*²・内山 郁*

A Fatigue Fracture Surface-analysis Map of the 18Ni Maraging Steel

Masae SUMITA, Norio MARUYAMA, and Iku UCHIYAMA

Synopsis:

A fatigue fracture surface-analysis map of 18Ni maraging steel (see Fig. 1) is proposed using the condition of the aging temperature of 482°C and the stress ratio of 0.1, which consists of the quantitative information obtained from the analysis of fatigue fracture surface and the curve of macroscopic crack growth rate versus stress intensity factor. The map intends to estimate the mode of fatigue fracture, the rate and the direction of crack growth, etc. from a fracture surface of which the cause is unknown. The effectivity of the map for the above aim is confirmed using the other four kinds of testing conditions, namely the prior austenitic grain sizes are 11 μm and 25 μm , the aging temperatures are 482°C and 432°C, and the stress ratios are 0.1 and 0.7.

1. はじめに

疲れき裂伝播速度, da/dN , は普通応力拡大係数範囲, ΔK , の関数として表される. da/dN はき裂伝播下限値, ΔK_{th} , 近くでの $10^{-7} \sim 10^{-8}$ mm/cycle から高 ΔK において不安定破壊を生ずる $da/dN > 10^{-3} \sim 10^{-2}$ mm/cycle に至るまでの広範囲に変化する. その間, 破壊機構は一定ではなく, ΔK の大きさ, 環境などにより種々の機構をとり, それに対応して破面には粒界割れ, へき開割れ, ストライエーション, ディンプルなどが現れる.

実際の破壊事故において, 破面は事故原因究明に有力な手掛りを与えるものであり, その際, 破面から (a) 破壊様式 (b) き裂発生点 (c) き裂伝播方向, (d) き裂伝播速度などが解明されることが望ましい. そこでこのような目的に合致した破壊機構図 (このような目的に対しては破面解析図と呼ぶほうが適切である.) を破面から得られる情報をもとに作成できるかどうかを検討する必要がある. なお, 本報告ではき裂伝播を扱うので上記 (b) は議論の対象から除外する.

破壊機構図の概念は, クリープ破壊に関して 1977 年 M. F. ASHBY¹⁾ により始めて提起された. 疲れ破壊機構図には, 増田らの鋼の冶金学的組織のき裂伝播特性に及ぼす影響を調べた機構図²⁾, あるいは小林の 10B35 鋼および SNCM8 鋼を用いた焼もどし温度の疲れき裂伝播特性に及ぼす影響を調べた機構図³⁾ がある. しかしながら, これらの機構図は, ストライエーションの現わ

れる領域は別として, 特に低 ΔK 領域における図は上記の事故原因究明という目的のためには不十分である. なぜなら, これらの両図から低 ΔK 領域での破壊様式, き裂伝播方向, き裂伝播速度を推定することが不可能であるからである.

著者は先に 18Ni(200) マルエージ鋼を用いて低 ΔK 領域の破面写真を詳細に検討し, 破面はラス状模様の束, 結晶粒界のような平らな領域などを単位とする破面から構成されており, ΔK_{th} 近くではその破面単位はラスパケットあるいはブロックに対応し, その単位破面の微視的模様は ΔK の増大とともにある規則性をもつて変化することを示した⁴⁾. すなわち, 破面単位の大きさは ΔK とともに大きくなり, そしてラス状模様の束から成る単位破面の方位の巨視的き裂伝播方向に対する傾きは ΔK とともに小さくなることを示した. これら破面解析により得られた情報に $da/dN-\Delta K$ 曲線を加えて総括すると Fig. 1 のような図ができる. なお, ラス状模様の束から成る単位破面の方位の巨視的き裂伝播方向に対する傾き, Δd_m , により普遍的意味を与えるために, 倍率 1000 倍の電子顕微鏡写真中のほとんど単位破面の Δd_m の標準偏差, S , を求め, それを Fig. 1 に用いた. $S=50$ であれば, ラス状模様の方位はほぼランダムであると見なしうる. Fig. 1 のような図が準備されていると破壊履歴の不明な破面が示された場合, その破面を調べることにより, その破面の破壊様式, き裂伝播速度, 伝播方向などを推定することが可能である.

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 56 年 1 月 12 日受付 (Received Jan. 12, 1981)

* 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakuramura Niihari-gun 305)

*² 金属材料技術研究所筑波支所 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals)

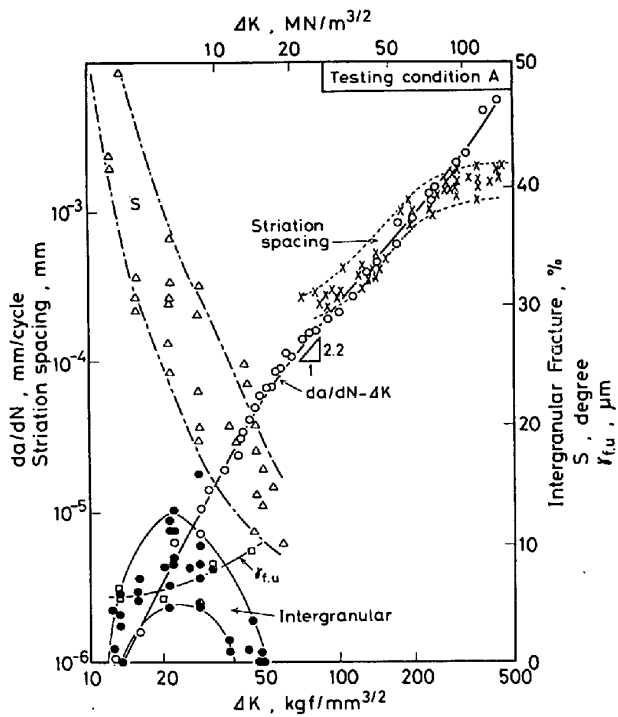


Fig. 1. A fatigue fracture surface-analysis map of the testing condition A

r_{f-u} : Size of fracture surface unit S : Standard deviation of Δd_m (Δd_m : deviation of the direction of bundles of lath-like-pattern from the direction or macroscopic crack growth)

本報は、前報と同じ化学組成の 18Ni マルエージ鋼を用いて、前報とは異なる熱処理を施した試験片による疲れ試験、あるいは前報とは異なる試験条件の疲れ試験を行い、それぞれの $da/dN-\Delta K$ 曲線を求めた。そして比較的低い ΔK 領域に関して破面を詳細に調べ、各試験条件間の $da/dN-\Delta K$ 曲線の差異が著者の提起した破面解析図 (Fig. 1) とどのように関係づけられるかを検討した。

2. 実験方法

2.1 対象鋼種

18Ni マルエージ鋼 (17.8% Ni-7.7% Co-4% Mo0.2-Ti-0.01% C-0.003% P-0.005% S) を使用した。本鋼は 20 kg 高周波真空溶解炉で溶製し、鍛造、圧延により 7 mm 厚の板材にした。熱処理は下記の 3 種類を施した。

- (i) $815^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ → A.C. → $482^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ → A.C. (標準熱処理)
- (ii) $960^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ → A.C. → $482^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ → A.C. (結晶粒粗大化処理)
- (iii) $815^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ → A.C. → $432^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ → A.C. (不完全時効処理)

(i) は 18Ni(200) マルエージ鋼の標準的な熱処理であり、前報⁴⁾における 18Ni(200) マルエージ鋼の熱処理と同じである。この鋼の前 γ (オーステナイト) 粒大きさは 11μ である。その機械的性質を Table 1 に示す。(ii) は溶体化温度を高くして前 γ 粒大きさを 25μ にした試料である。(i) と (ii) の前 γ 粒大きさを Photo. 1 に示す。(iii) は時効温度を通常のそれより 50°C 下げて 432°C とし、脆化させた試料である。それぞれの硬さは (i) $Hv=437$, (ii) $Hv=447$, そして (iii) $Hv=414$ である。

2.2 疲れ試験

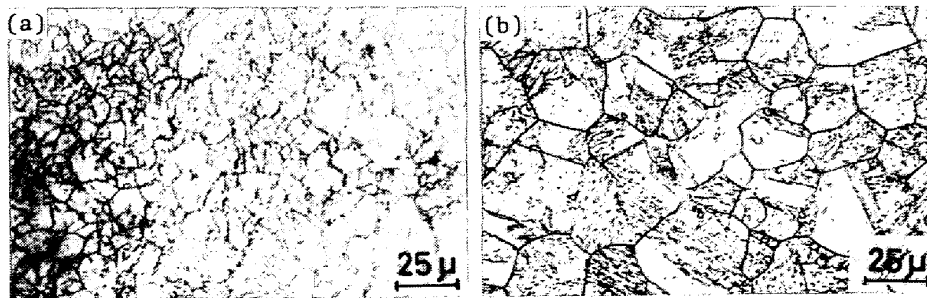
(1) 試験機：疲れ試験は $\pm 10 \text{ t}$ 電気油圧サーボ型疲れ試験機 (インストロン社製) を用いて大気中で行った。

(2) 疲れ試験片形状：前報におけると同様に 5.0 mm 厚、40.0 mm 幅の片側切り欠き付板試験片を使用した。

疲れき裂伝播速度測定試験に先立ち、incremental step method で ΔK_{th} を求めた。 ΔK_{th} から $30 \sim 40 \text{ kgf/mm}^{3/2}$

Table 1. Mechanical properties.

Steel	σ_B (kg/mm ²)	σ_{ym} (kg/mm ²)	l_c (%)	l_u (%)	ϕ (%)	n	σ_{yc} (kg/mm ²)	n'	σ_{yc}/σ_{ym}	σ_{ym}/σ_B
200 Maraging	138.6	131.4	12.0	2.3	65.5	0.039	111.5	0.10	0.849	0.95



(a) Testing condition A (b) Testing condition B
Photo. 1. Optical micrographs of prior austenitic grains.

までは応力範囲を段階的に増加させ、その後は一定応力範囲でき裂伝播速度を求めた。

また切り欠きから直接発生したき裂の挙動を調べるために切り欠き長さ 9.9 mm, 切り欠き半径 0.50 mm の片側切り欠き付試験片を用いた。その際の見掛けのき裂発生応力拡大係数, ΔK_a , は 49.2 kgf/mm^{3/2} であった。

(3) 応力比 R (最小応力と最大応力の比) : 0.10 および 0.70 (引張-引張)

(4) 繰り返し速度と波型 : 16.7 Hz, サイン波

(5) き裂長さ測定 : 倍率×50 で読取顕微鏡により直接測定した。

(6) ΔK の計算 : $\Delta K = f(a_i) \Delta \delta \sqrt{\pi a_i}$. ここで a_i はき裂長さ, $\Delta \delta$ は応力範囲, $f(a_i)$ は a_i に依存する補正項で ASTM-STP410⁵⁾ より求めた。

(7) 破面観察 : 走査型電子顕微鏡を用いた。

3. 結果および考察

3-1 da/dN - ΔK 曲線

疲れき裂伝播速度測定試験は Table 2 の B~E の 4 条件で行った。なお、条件 A は前報⁴⁾ の試験条件であり、また条件 E は切り欠き材に対して用いた条件である。

上記 5 条件の da/dN - ΔK 曲線を Fig. 2 に示す。条件 A の da/dN - ΔK 曲線を基準にして他の条件の da/dN - ΔK 曲線を比較することにより下記のことがわかる。

(i) R の da/dN - ΔK 曲線への影響。 ΔK_{th} に近い低 ΔK 領域では R が高い場合に da/dN は高いが, $\Delta K = 20$ kgf/mm^{3/2} では R による da/dN の相違はほとんどなくなる。しかし, ΔK がさらに高くなると, R が高い場合, R が低い場合に比べて, da/dN は急激に立ち上がり, 高くなる。 $\Delta K > 80 \sim 100$ kgf/mm^{3/2} になると再び R による da/dN の相違は小さくなる。 $80 > \Delta K > 25$ kgf/mm^{3/2} において R が高いほど da/dN が高くなる傾向は脆化処理した条件 D において顕著である。

(ii) ΔK_{th} の R 依存性。 R 以外の条件が同じである条件 A と条件 C を比較すると, 前者 ($R=0.1$) の場合 $\Delta K_{th} = 9.5$ kgf/mm^{3/2}, 後者 ($R=0.7$) の場合 $\Delta K_{th} =$

Table 2. Testing conditions.

	Stress ratio	Grain Size (μm)	Aging temp. (°C)
A*1	0.1	11	482
B	0.1	25	482
C	0.7	11	482
D	0.7	11	432
E*2	0.1	11	432

*1 : used at the fatigue test in the previous paper⁴⁾

*2 : was for the specimen with the notch length of 9.9mm and the notch radius of 0.50mm. The apparent stress intensity factor at the crack initiation was 49.2 kgf/mm^{3/2}.

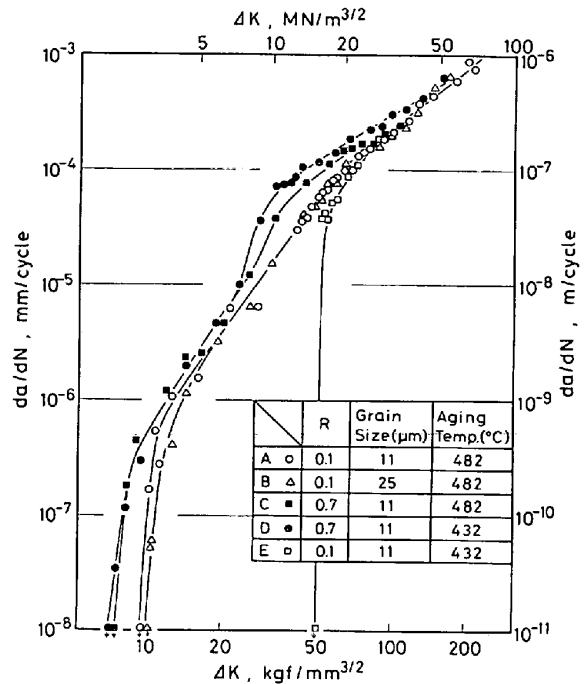


Fig. 2. Crack growth rate, da/dN , versus stress intensity factor range, ΔK .

7.5 kgf/mm^{3/2} であり, このような R の増大に伴って ΔK_{th} が低下する傾向は大気中での疲れ試験では普通よく見られる現象である⁶⁾. これを K_{max} で整理しなおすと, 前者の場合 $K_{max,th} = 10.6$ kgf/mm^{3/2}, 後者の場合 $K_{max,th} = 25$ kgf/mm^{3/2} となる。 da/dN を ΔK で整理した方が ΔK_{th} の R 依存性が小さく, このことはき裂伝播の下限界値近くでも K_{max} より ΔK が効いていると思われる。なお, ΔK_{th} が R に依存する理由として環境説⁶⁾, き裂閉口説⁷⁾, あるいはその両者⁸⁾ が考えられている。

(iii) 時効温度の ΔK_{th} への影響。時効温度以外の条件が同じである条件 C と D の ΔK_{th} を比較すると両者間でほとんど差がない。条件 C の時効温度 482°C は最大硬さを示す温度であり, 標準的な時効温度である。一方, 条件 D の時効温度 432°C は不完全時効温度であり, このような温度で時効した試料は低い靱性を示す。しかし, 本試料程度の脆化処理は ΔK_{th} に対しては影響を及ぼさない。なお 300M 鋼をステップクーリングにより脆化した場合, 非脆化試料に比べて ΔK_{th} は 30% 近く低下する⁸⁾。

(iv) 前 γ 粒大きさの da/dN - ΔK 曲線への影響。 ΔK_{th} に近い低 ΔK 領域では粒径が小さい場合に da/dN は多少高いようであるが, 全般には粒径は da/dN - ΔK 曲線には影響しない。

(v) $\Delta K_a = 49.2$ kgf/mm^{3/2} で切り欠きから発生した

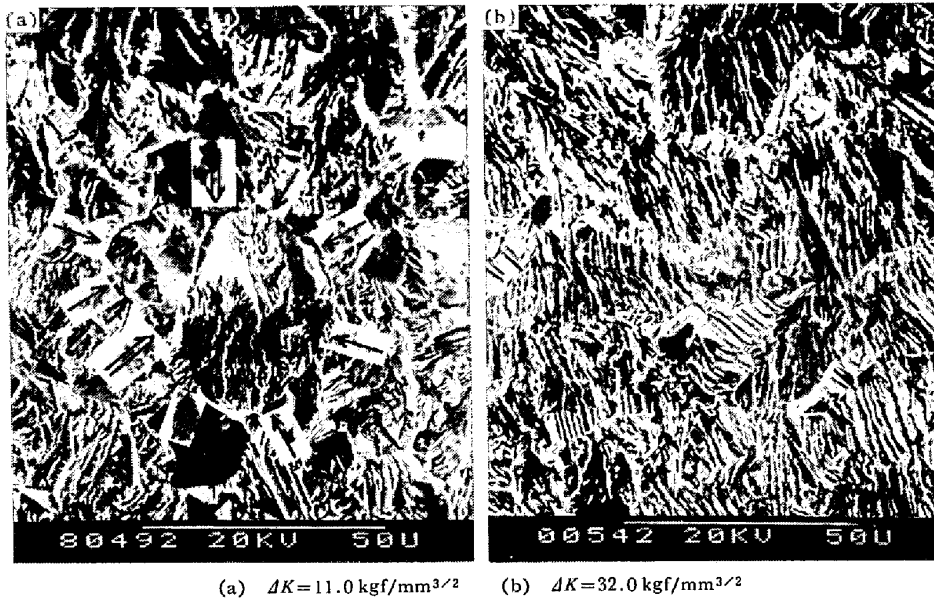


Photo. 2. Fractographs of the testing condition B. Thin arrows show prior austenitic grain boundaries. Thick arrow shows the direction of macroscopic crack growth.

直後のき裂の da/dN は極めて低いが, da/dN はその後急激に高くなり, $\Delta K=60 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ で条件 A あるいは B の da/dN と等しくなる. これは切り欠きから発生したき裂が切り欠き影響部を伝播する際, 後述するよう見掛けの応力拡大係数と有効応力拡大係数との間に差があるためである⁹⁾.

3.2 破面単位の大きさの ΔK 依存性

前報において破面の走査型電子顕微鏡写真を解析し, ΔK_{th} 近くの破面はラスパケットあるいはブロックを単位として構成されていることを示した⁴⁾. 前 γ 粒大きさ 25μ の試料 (条件 B) の ΔK_{th} 近くの破面写真を Photo. 2(a) に示す. 同写真において黒い短い矢印で示した線は前 γ 粒界であり, 白ぬきの矢印で示した線を境にして 2 個の前 γ 粒に分けることができる. そしてそれぞれの前 γ 粒は 4~5 個の破面単位に分割でき⁴⁾, ΔK_{th} 近くでの単位破面がラスパケットあるいはブロックから構成されている可能性を再確認できる. このような破面は ΔK_{th} 近くの破面に見られる特徴的破面であり, 極めてゼロに近い da/dN と関連があるが, ΔK_{th} 値の大きさとは関係づけることはできない.

$\Delta K=32 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ では破面は Photo. 2(b) に示すようになる. 同写真を破面単位に分割して Fig. 3 に示す. 同図中 A, B, および C はその大きさと形状からそれぞれ前 γ 粒に対応し, a, b および c は粒界の存在する個所に対応している. 粒界に対応する個所がある幅を持つて現れるのはき裂伝播の際, き裂伝播方向が前 γ 粒界付近で何らかの拘束を受けたことを示唆している. また, ラス状模様の東の方位は巨視的き裂伝播方向にかなり近

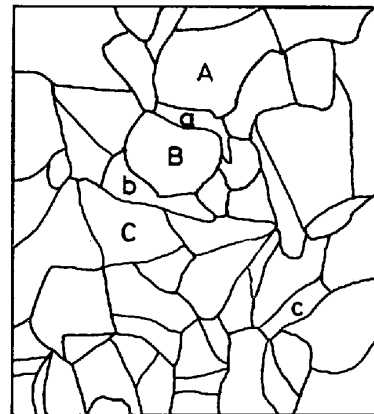


Fig. 3. Fracture surface units obtained from Photo 2(b).

づいている.

平均破面単位の大きさ, $r_{f.u.}$ と ΔK との関係, およびラス状模様の東から成る破面単位のラス模様の方位の巨視的き裂伝播方向に対する傾きの標準偏差, S , と ΔK との関係を Fig. 4 および 5 に示す. $r_{f.u.}$ は, ΔK 一定の場合, 前 γ 粒大きさが大きい程大きく, また ΔK とともに増大する.

S は, $R=0.1$ の場合, ΔK_{th} 近くでは約 50° であり, ラス状模様の方位は全くランダムである. S は ΔK 増加とともに小さくなる. そして $\Delta K=50 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ になると $S=10^\circ$ となり, ラス模様の方位は巨視的き裂伝播方向とだいたい一致してくる. $R=0.7$ の場合のラス状模様の東の方位は, $20 \text{ kgf/mm}^{3/2} > \Delta K > K_{th}$ では, $R=0.1$ の場合と同じ傾向を示す. しかし, ΔK がこれより高く

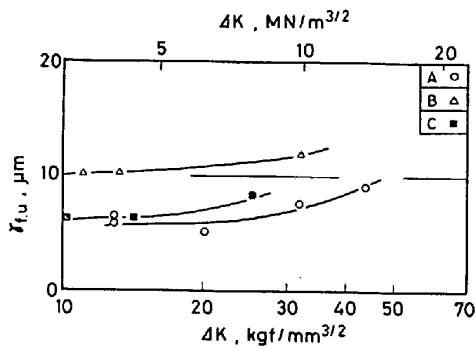


Fig. 4. Relationship between mean size of fracture surface units, $\gamma_{f.u.}$ and stress intensity factor range, ΔK .

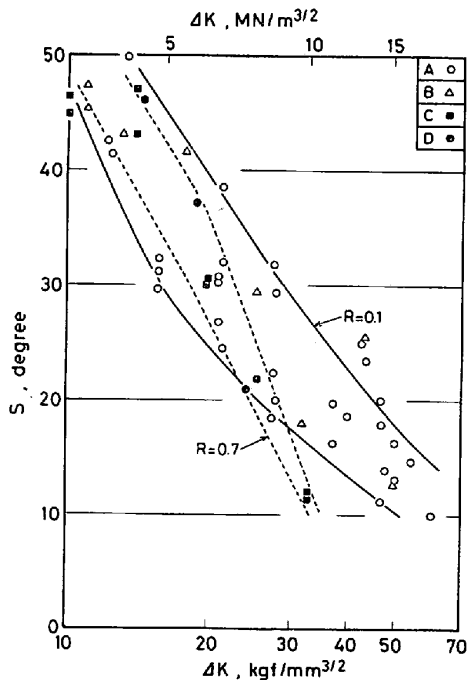


Fig. 5. Relationship between standard deviation of Δd_m , S , and stress intensity factor range, ΔK . (Δd_m : deviation of the direction of bundles of lath-like-pattern from the direction of macroscopic crack growth)

なると、 S は $R=0.1$ の場合に比べてより急激に小さくなる。この $\Delta K (=20 \text{ kgf/mm}^{3/2})$ は、 $R=0.7$ の da/dN が $R=0.1$ のそれに比べて高くなり始める ΔK に相当する。そして、 $S=10^\circ$ 、すなわち、ラス状模様の束の方位が巨視的き裂伝播方向にそろってくるのは $R=0.1$ の場合も、 $R=0.7$ の場合もともに $da/dN=8 \times 10^{-5} \text{ mm/cycle}$ である。

ラス状模様の束の方位が ΔK の増加にともなつて巨視的き裂伝播方向にそろってくる理由は明らかでない。

破面から得られる情報を表にして Table 3 に示す。ラス状模様が現れるのは、 $R=0.1$ の場合、前 γ 粒大きさに関係なく $\Delta K = \Delta K_{th}$ から $\Delta K = 60 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ ($da/dN = 10^{-4} \text{ mm/cycle}$) までであり、それより ΔK が高い所ではラス状模様は現れなくなる。そして $50 > \Delta K > 30 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ では破面はほぼ 100% ラス状模様である。

$R=0.7$ の場合、ラス状模様は $\Delta K > 25 \sim 35 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ になると現れなくなる。そしてへき開、さらに ΔK が高くなるとディンプル破面が現れるようになる。

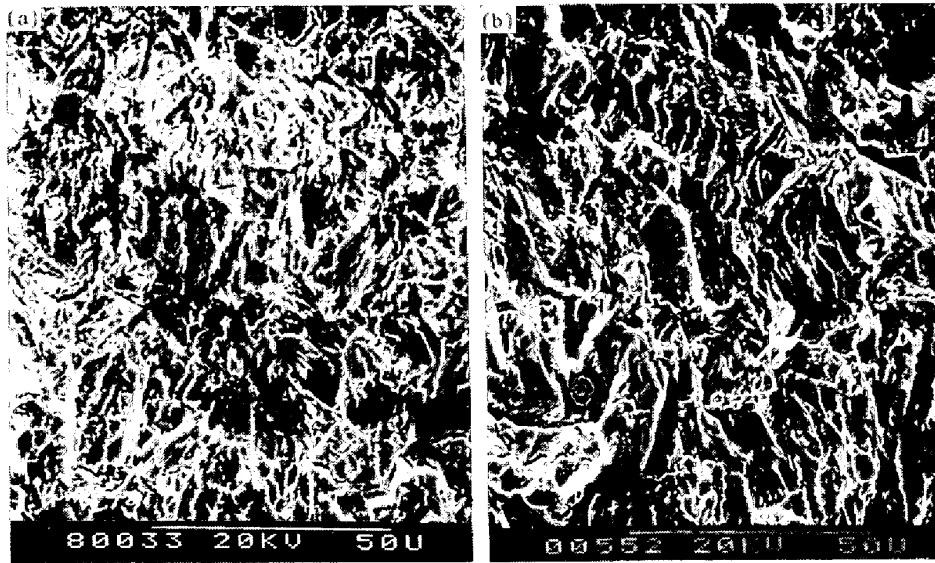
前 γ 粒大きさの異なる条件 A および B の $\Delta K = 80.0 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ における破面写真を Photo. 3(a) および (b) に示す。同写真において破面を著者の定義した単位⁴⁾で分割することは、ラス状模様を示す破面の場合とは異なり、困難であるが、一見して前 γ 粒大きさが 25μ の条件 B において、粒大きさが 11μ の条件 A に比べて、破面が粗いことは明白である。そして破面大きさは前 γ 粒大きさと同じオーダーである。すなわち、局部的にストライエーションが現れ始める $\Delta K = 80 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ ぐらいまでは、破面模様は金属学的組織と関連を有している。

ΔK_{th} 近くではラスパケットあるいはブロックに対応すると推定された破面単位の大きさが、 ΔK の増加とともに大きくなり、 $\Delta K = 50 \sim 80 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ では前 γ 粒大きさと同じオーダーになるのは、き裂先端の塑性変形域大

Table 3. Information obtained by the analysis of fatigue fracture surfaces.

		A	B	C	D	E
R		0.1	0.1	0.7	0.7	0.1
Grain size (μ)		11	25	11	11	11
Aging temp. ($^\circ\text{C}$)		482	482	482	432	432
ΔK_{th} ($\text{kgf/mm}^{3/2}$)		9.5	10.0	7.5	7.5	49.2*
Intergranular fracture (ΔK , $\text{kgfmm}^{3/2}$)	Beginning	9.5	1.0	7.5	7.5	49.2
	Peak	20~25	20~25	15	20	49.5
	Ending	40	35	25	25	50.3
Ductile fracture (Lath-like pattern) (ΔK , $\text{kgf/mm}^{3/2}$)	Beginning	9.5	10.0	7.5	7.5	49.2
	Area proportion of 100%	30~55	30~55	—	—	52~55
	Ending	60	60	35	25	60~65
Cleavage fracture (ΔK , $\text{kgf/mm}^{3/2}$)	Beginning	observed at	observed at	20	15	60
	Peak	the ΔK of	the ΔK of	40~45	45~50	65
	Ending	60	60	70	70	70
	dynamic ΔK_{1sc}	—	—	24	22	—
Dimple fracture (ΔK , $\text{kgf/mm}^{3/2}$)		>350~400	>350~400	>40~50	>40~50	>350~400

* Apparent ΔK_{th}



(a) Testing condition A (b) Testing condition B

Photo. 3. Fractographs at the ΔK value of $80 \text{ kgf/mm}^{3/2}$. Arrow shows the direction of macroscopic crack growth.

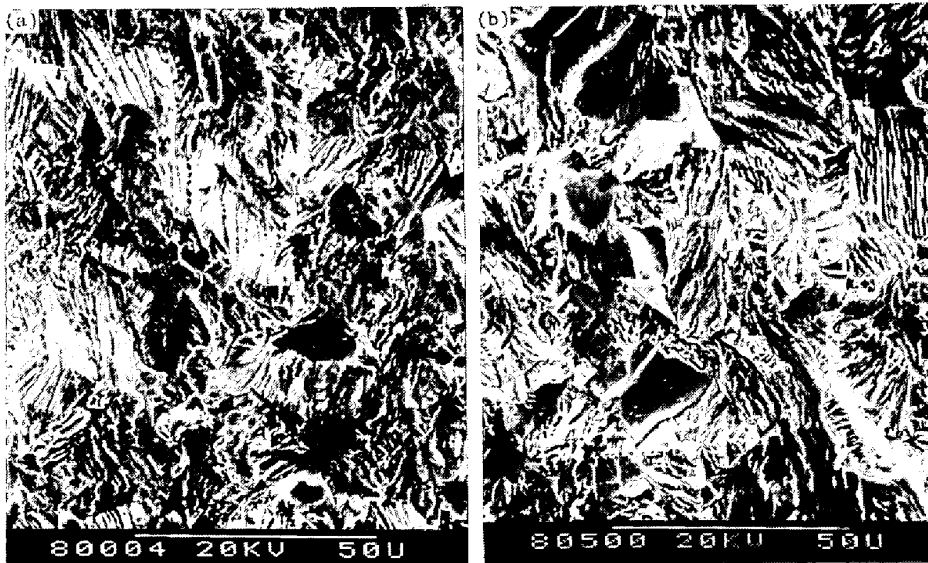
(a) Testing condition A $\Delta K=15.6 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ (b) Testing condition B $\Delta K=18.0 \text{ kgf/mm}^{3/2}$

Photo. 4. Fractographs showing local intergranular fracture. Arrow shows the direction of macroscopic crack growth.

きさに関連があると考えられる。繰り返し塑性域大きさが前 γ 粒大きさと同じ大きさになる ΔK 値は前 γ 粒大きさが 11μ の場合 $\Delta K=70 \text{ kgf/mm}^{3/2}$, そして 25μ の場合 $\Delta K=100 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ である。

3.3 粒界割れ

粒界割れ破面率[†]と ΔK との関係を Fig. 6 に示す。同図より次のことがわかる。

(1) $R=0.1$ の場合, 粒界割れ破面率のピーク値は $\Delta K=20\sim 30 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ で現れ, その値は条件Aの場合

9%, 条件Bの場合 18% であり, 後者は前者の約2倍に達する。このような傾向は粒界割れが現れる ΔK 領域 $35\sim 40 \text{ kgf/mm}^{3/2} > \Delta K > \Delta K_{th}$ 全般においてみられる。

Photo. 4(a) および (b) に示すように, 粒界割れの数は前 γ 粒大きさが 11μ の場合もあるいは 25μ の場合もだいたい同じであるが, 上記のような傾向は個々の粒界の面積率が後者において高いために現れたものと思われる。

(ii) $R=0.7$ の場合, 粒界割れは $R=0.1$ の場合に比べて低 ΔK 領域, すなわち $25 \text{ kgf/mm}^{3/2} > \Delta K > \Delta K_{th}$ で現れ, その破面率は $R=0.1$ の場合に比べて低い。

[†] $\times 1000$ の破面写真を用いて線分比法により求めた。測定点の数は写真の枚数に対応する。

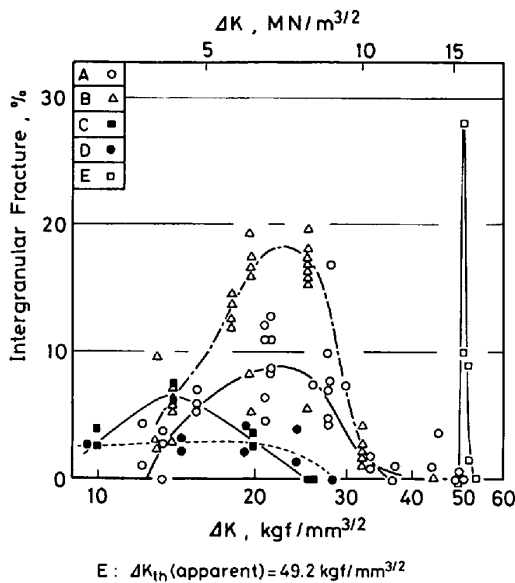


Fig. 6. Area proportion of intergranular fracture versus stress intensity factor range, ΔK .

粒界割れの現れ方と R との関係に関しては、En24 鋼を用いた COOKE⁶⁾ らの報告がある。それによれば、粒界割れ破面率は R に関係なく ΔK により整理することができる。これは本実験の結果とは異なっているが、その相違は次のように説明することができる。

本鋼においては、 $R=0.7$ の場合、 $\Delta K > 20 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ になると、へき開割れが現れるようになり (Table 3 参照)、この ΔK 値ぐらいから da/dN - ΔK 曲線における da/dN の急激な立ち上がりがみられる。したがって、本鋼は水素に対する感受性が強いために、水素感受性が弱い鋼においては粒界割れでき裂が伝播するところをへき開割れがとつてかわり、 da/dN が急に増大したと考えられる。

(iii) $\Delta K_a = 49.2 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ でき裂が切り欠きから発生、伝播して破断した破面の、板厚中央で求めた粒界割れ破面率は Photo. 5 に示すようにき裂発生直後は極めて低いが、急激に増加、 $\Delta K = 49.5 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ でピーク値を示したのち急激に減少する。そして $\Delta K = 50.3 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ では粒界割れはほとんど存在なくなり、ほとんどラス状模様の束となる。そして個々のラス状模様の束の方位は巨視的き裂伝播方向にそろってくる。

切り欠きから発生したき裂は、初期の伝播過程では切り欠きが存在することの影響を免れることはできない⁹⁾。影響を与える因子として次の二つが考えられる。

(a) 切り欠きから発生したき裂の応力拡大係数。それは近似的に次式で表される。

$$K = K_t \delta \sqrt{\pi a_i}^{10)}$$

ここで K_t は切り欠きの応力集中係数、 δ は応力、そし

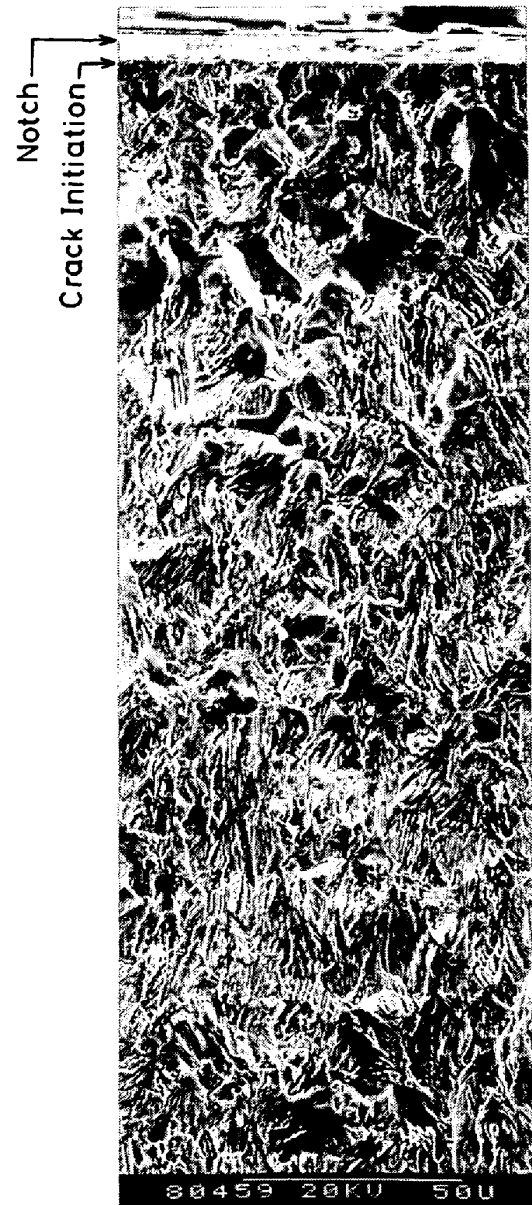


Photo. 5. Fractographs of the testing condition E. Apparent stress intensity factor at the crack initiation was $42.9 \text{ kgf/mm}^{3/2}$. Arrow shows direction of macroscopic crack growth.

て a_i は切り欠きからのき裂長さである。

(b) 切り欠きからき裂発生前にすでに存在している繰返し応力による切り欠き先端の塑性変形域中の残留応力。本実験においてはすべて $R > 0.1$ であり、このような R による試験の場合、応力が δ_{max} から減少する際、切り欠き先端に圧縮残留応力が生じ、そのためにき裂伝播を抑制する力が働く⁹⁾。

(a) および (b) の理由から、切り欠きからき裂発生直後の有効応力拡大係数は極めて小さいが、き裂長さ増大に伴って有効応力拡大係数は急激に増加する。これは Fig. 2 における条件 E の da/dN - ΔK 曲線の傾向に対応している。

条件 E の場合、粒界割れが見られるのは $50.3 > \Delta K > 49.2 (= \Delta K_a) \text{ kgf/mm}^{3/2}$ である。一方、その他の条件のき裂伝播試験で、切り欠きが存在すること以外の試験条件が類似した条件 A (Table 3 参照) の場合、粒界割れが見られるのは $40 > \Delta K > 9.5 (= \Delta K_{th}) \text{ kgf/mm}^{3/2}$ である。両者間で粒界割れが見られる ΔK の範囲が異なっているのは、上述のように両者間で有効応力拡大係数が違うからである。そして両者間で有効応力拡大係数が異なる ΔK 領域での粒界割れの現れ方、ラス状模様の束の方位の分布の仕方などに関して、前者の破面特性は後者の破面のそれが凝縮したものと見なすことができる。

3.4 へき開割れとディンプル割れ

へき開割れの現れる ΔK の範囲と同破面率の最大値を示す ΔK 、それにディンプル破面が現れる ΔK の範囲を Table 3 に併記する。また、へき開割れ破面率と ΔK との関係、およびディンプル割れ破面率と ΔK との関係を図 7 に示す。同表および図から下記のことがわかる。

- (i) へき開割れが生じるのはある ΔK 範囲に限られ、低および高 ΔK 域では生じない。例えば $R=0.7$ の場合へき開割れが観察されるのは $70 > \Delta K > 15 \sim 20 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ においてである。
- (ii) へき開割れの生じやすさは時効温度の影響を受ける。すなわち、靱性の低い、不完全時効した試料にへき開割れは生じやすい。
- (iii) へき開割れの生じやすさは R の影響を受け、 $R=0.7$ の場合 $R=0.1$ の場合に比べてへき開割れを生じやすい。また $R=0.7$ の場合 $R=0.1$ の場合に比べてへ

き開割れの生じる ΔK 領域は低 ΔK 側に移行する。

(iv) ディンプル破面の現れる ΔK の下限は R に依存し、 $R=0.1$ の場合 $\Delta K=350 \sim 400 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ 、 $R=0.7$ の場合 $\Delta K=40 \sim 50 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ である。

$R=0.7$ の場合、へき割れ破面率は $\Delta K=15 \sim 20 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ から急激に増加しはじめ、 $\Delta K=40 \sim 50 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ でピークとなり、その後 ΔK とともに減少する。そのピーク値は標準的な時効温度 (条件 C) の場合 12%、不完全時効温度 (条件力) の場合約 50% である。一方、ディンプルは $\Delta K=50 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ を過ぎると急激にその割合を増しはじめる。不完全時効した試料の $\Delta K=28.5 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ における破面を Photo. 6 に示す。全体の 1/4 ぐらいへき開割れであり、すでに 1, 2 個のディンプルが見られる。

Fig. 2 の $da/dN-\Delta K$ 曲線において $R=0.7$ の da/dN は $R=0.1$ のそれに比べて $70 > \Delta K > 25 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ で高くなっていたが、これは Fig. 7 のへき開破面の現れる ΔK 領域に対応している。さらにへき開割れ破面率がピークとなる $\Delta K=45 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ において、条件 C の場合 (ピーク値 12%) $(da/dN)_{R=0.7} / (da/dN)_{R=0.1} = 2$ 、そして条件 D の場合 (ピーク値 50%) $(da/dN)_{R=0.7} / (da/dN)_{R=0.1} = 3 \sim 4$ となり、ピーク値が高いほど、すなわちへき開割れ破面率が高いほど da/dN は高くなることは明白である。 $R=0.7$ において da/dN が急に高くなり、そしてへき開割れ破面が急に増える $\Delta K=20 \sim 25 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ は本鋼の dynamic $\Delta K_{ISCC}^{(13)(14)}$ に相当すると思われる。

ディンプル割れ破面率がへき開割れ破面率より高くな

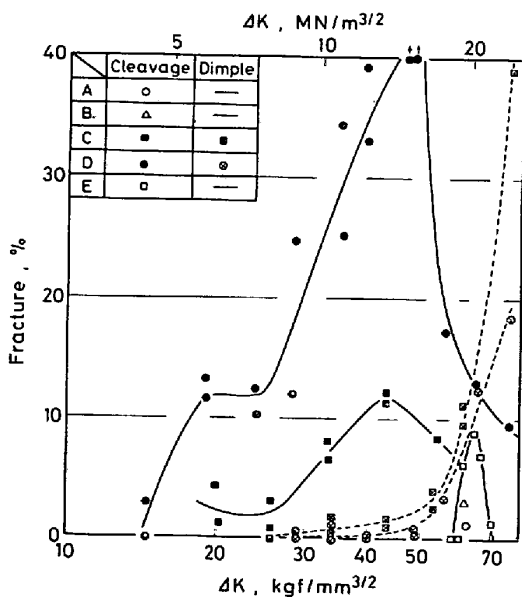


Fig. 7. Area proportion of cleavage fracture versus stress intensity factor range, ΔK , and that of dimple fracture versus stress intensity factor range, ΔK .



Photo. 6. Fractograph of the testing condition D. $\Delta K=28.5 \text{ kgf/mm}^{3/2}$. Arrow shows the direction of macroscopic crack growth.

る $\Delta K=60\sim 70 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ ぐらいから $da/dN-\Delta K$ 曲線は $R=0.1$ と 0.7 の間であまり差がなくなる。

$R=0.1$ の場合、へき開破面が現れるのは $R=0.7$ に比べて高 ΔK 側の $\Delta K=60 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ においてであり、その現れる ΔK の範囲は $R=0.7$ の場合にくらべて小さい。このようなへき開割れの現れ方は Fig. 2 に示したように da/dN に対してほとんど影響を及ぼさない。

へき開割れが現れる ΔK の下限限界値は $R=0.1$ の場合約 $60 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ 、 $R=0.7$ の場合 $15\sim 20 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ であり、これを K_{\max} に直すと $R=0.1$ の場合も $R=0.7$ の場合もともに $K_{\max}=50\sim 70 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ となり、 R 依存性はなくなる。したがってへき開割れ発生は K_{\max} に依存していると言える。

しかしながら、 $R=0.1$ の場合へき開割れが現れるのは $\Delta K=70 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ までであり、 ΔK がそれより高くなるとへき開割れは存在しない。 $\Delta K>70\sim 80 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ になるとき裂先端の繰返し塑性変形域大きさが前 γ 粒大きさより大きくなり、き裂は微視組織とは関係なく、ストライエーション機構で伝播するようになる。一方、 $R=0.7$ の場合へき開割れは $\Delta K=70 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ まで観察され、それ以上の ΔK ではディンプル割れとなる。この ΔK 値は $R=0.1$ の場合と同様にき裂先端の繰返し塑性変形域大きさが前 γ 粒大きさと等しくなる ΔK に対応する。

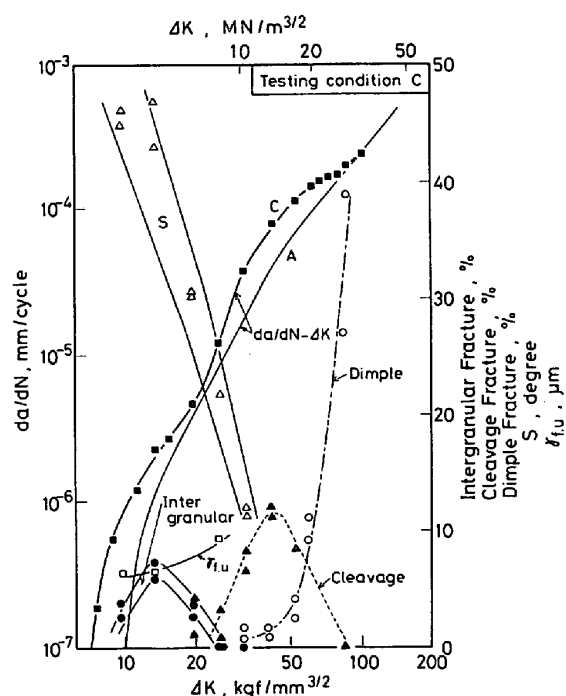


Fig. 8. A fatigue fracture surface-analysis map of the testing condition C.

$f_{t.u.}$: Size of fracture surface unit S : Standard deviation of Δd_m . (Δd_m : deviation of the direction of bundles of lath-like-pattern from the direction of macroscopic crack growth)

以上の事実よりへき開割れ発生は低 da/dN 側では K_{\max} に依存するが、高 da/dN 側では ΔK に依存していると言える。なお、海水のような腐食性の強い環境下での海水の da/dN への影響度合は、低 da/dN 側では K_{\max} と ΔK 、高 da/dN 側では ΔK に依存していた¹¹⁾。

3.5 試験条件 C の疲れ破面解析図

試験条件 C の疲れ破面解析図を Fig. 8 に示す。なお、同図には標準試験条件 A の $da/dN-\Delta K$ 曲線が併記してある。本図と条件 A の破面解析図 (Fig. 1 参照) を比べることにより、破面から得られる情報のこのような表示法は、破面から破壊様式、疲れき裂伝播方向、あるいは速度などを推測するのに有効であることが分かる。腐食性の強い環境下では、これらとは全く異なつた疲れ破面解析図が得られるであろう。そこで、実用的な意味からは、ある鋼種について環境をも含めた数種の代表的試験条件の疲れ破面解析図を作製しておく、破壊履歴が未知の破面から疲れ破壊に関する種々の情報はかなりの精度をもつて得られるものと思われる。

4. 結 論

破壊様式、き裂伝播速度、伝播方向などの推定が可能なら、18Ni(200) マルエージ鋼の破面解析図 (Fig. 1) を提起した。そして熱処理条件や疲れ試験の際の応力比を変えることにより、この新しく提起した破面解析図がどのように影響されるかを検討した。その結果、試験条件により $da/dN-\Delta K$ 曲線および破面から得られる定量的情報がどのように変わるか、また両者間にどのような関係があるかが明らかになり、破面解析図の有効性が確認できた。結果は次のとおりである。

(1) ΔK_{th} は R の影響をうけ、 $R=0.1$ の場合約 $10 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ 、 $R=0.7$ の場合約 $7.5 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ であるが、前 γ 粒大きさはほとんど影響されない。

(2) ΔK_{th} 近くの破面単位の大きさは、 R や前 γ 粒大きさに関係なく、ラスパケットあるいはブロックの大きさと同じ大きさである。破面単位の大きさは ΔK の増大とともに大きくなり、き裂先端の塑性変形域大きさが前 γ 粒大きさに近づくと、破面の模様は前 γ 粒の影響を受けるようになる。

(3) 低 ΔK 領域で見られるラス状模様の東の方位は ΔK_{th} 近くでは巨視的き裂伝播方向に対してランダムであるが、 $R=0.1$ の場合 $\Delta K=50\sim 60 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ になると、また $R=0.7$ の場合 $\Delta K=30 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ になるとその方向にだいたいそろつてくる。

(4) しかしながら、ラス状模様が観察されるのは $R=0.1$ の場合は $\Delta K<60 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ である。 $R=0.7$ の

場合, ラス状模様は $\Delta K > 25 \sim 35 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ になると現れなくなり, それに変わってへき開割れ, さらに ΔK が高くなるとディンプル割れが現れるようになる。

(5) へき開割れは, $R=0.7$ の場合, $70 > \Delta K > 15 \sim 20 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ で現れ, その破面は $\Delta K = 40 \sim 50 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ でピークとなる。 $R=0.1$ の場合, へき開割れは $\Delta K = 60 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ で多少現れる程度である。

(6) $da/dN-\Delta K$ 曲線において $R=0.7$ の da/dN は $R=0.1$ のそれに比べて $70 > \Delta K > 25 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ で特に高くなっているが, これはへき開割れ破面の現れる ΔK 領域に対応している。

(7) へき開割れの生じやすさは時効温度の影響を受ける。不完全時効した試料はへき開割れを生じやすく, そして da/dN も高い。

(8) へき開割れ発生は低 da/dN 側では K_{\max} に依存し, 高 da/dN 側では ΔK に依存する。

(9) 粒界割れは $R=0.1$ の場合 $40 \sim 30 \text{ kgf/mm}^{3/2} > \Delta K > \Delta K_{th}$ で現れ, $\Delta K = 20 \sim 30 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ でピークとなる。 $R=0.7$ の場合同割れは $25 \text{ kgf/mm}^{3/2} > \Delta K > \Delta K_{th}$ で現れ, その破面率は $R=0.1$ の場合に比べて低い。

(10) 粒界割れ破面率は前 γ 粒大きさが大きい場合に高く, ピーク値で 20% に達するが, 同割れは da/dN には影響しない。

(11) 切り欠きから発生したき裂においても破面と

$da/dN-\Delta K$ 曲線を関係づけて説明することが可能である。

最後に, 原稿をよみ, 有益な批判をいただいた当研究所の田中紘一博士* に感謝する。

文 献

- 1) M. F. ASHBY: Fracture, 1 (1977), ICF4 Waterloo, p. 1.
- 2) 増由千利, 田中紘一, 西島 敏: 日本機械学会論文集 (A) 46 (1980), p. 247
- 3) 小林英男: 第 12 回疲労シンポジウム (日本材料学会), (1978), p. 31
- 4) 角田方衛, 丸山典夫, 内山 郁: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 637
- 5) W. F. BROWN and J. E. SRAWLEY: ASTM STP 410 (1966), p. 12
- 6) 例えば R. J. COOKE, P. E. IRVING, G. S. BOOTH, and C. J. BEEVERS: Eng. Fract. Mech., 7 (1975), p. 69
- 7) 例えば R. A. SCHMIDT and P. C. PARIS: ASTM STP 536 (1972), p. 79
- 8) 例えば R. O. RITCHIE: Met. Trans., 8A (1977), p. 1131
- 9) 角田方衛, 内山 郁: 材料, 26 (1977), p. 518
- 10) T. R. WILSHOW, C. A. RAU, and A. S. TETLMAN: Eng. Fract. Mech., 1 (1968), p. 191
- 11) 角田方衛, 丸山典夫, 内山 郁: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 1669
- 12) M. J. ROBERTS: Met. Trans., 1 (1970), p. 3287
- 13) D. B. DAWSON and R. M. PELLOUX: Met. Trans., 5 (1974), p. 723
- 14) R. N. PARKINS and B. S. GREENWELL: Metal Sci., 11 (1977), p. 105

* 現在は長岡技術科学大学に勤務。