

論 文

UDC 669.14.018.292 : 620.192.46 : 539.431/.433 : 620.186.6 : 620.196.2

低応力拡大係数領域における種々の高張力鋼の
疲れ破面の解析*

角田 方衛**・丸山 典夫***・内山 郁**

Analysis of Fatigue Fractured Surface of Various High Tensile
Strength Steels at the Range of Low Stress Intensity Factor

Masae SUMITA, Norio MARUYAMA, and Iku UCHIYAMA

Synopsis :

The fatigue tests were performed to obtain thresholds of stress intensity factor range, ΔK_{th} , by the incremental step method in air at $R=0.1$ using HY140, HY240, HP9-4-20, 18Ni (200) maraging, 18Ni (250) maraging, MAS-MA-164, and PHI3-7 steels. The informations obtained from fracture surfaces were analyzed in the low stress intensity factor range. The results are as follows;

- 1) The fracture surface consists of unit region, which is a bundle of lath-like-pattern, and flat area just like a grain boundary.
- 2) The size of the fracture unit increases with ΔK .
- 3) The size of units is about one half of the pre-austenitic grain size at the threshold region.
- 4) The width of lath-like-patterns is 0.2 to 1.0 μm at the threshold region. This width is almost same as the lath width. This width increases with ΔK .
- 5) The direction of the bundle of the lath-like-pattern is quite random to the direction of the macroscopic growth. With ΔK increasing, however, the direction of the bundle approaches to the macroscopic direction of crack growth.
- 6) The maximum intergranular fracture rate generally arises at about 30 $\text{kg}/\text{mm}^{3/2}$ of ΔK . The maximum values of steels containing no carbon is two or three times as large as those of steels containing carbon.
- 7) The ΔK_{th} of steels containing carbon is generally lower than that of steels containing no carbon.

1. 緒 言

応力拡大係数範囲下限界値, ΔK_{th} , および低き裂伝播速度領域 ($<10^{-5}\text{mm}/\text{cycle}$) でのき裂伝播速度-応力拡大係数範囲曲線 ($da/dN-\Delta K$ 曲線) は中間き裂伝播速度領域での $da/dN-\Delta K$ 曲線に比べて微視組織, 応力比, 試験環境などの影響を受けやすいと考えられており, これらと破面特性とを関連づけた報告が近年見うけられる^{1)~3), 14)}.

COOKE¹⁾らは, En 24(0.48C) 鋼を用いて, 真空中の破面は大気中の破面に比べてより平らであり, 粒界割れ破面率は低く, 大気中において粒界割れ破面率の最大値は 60% でその際 $\Delta K=13\text{Mpa}$ であり, そして ΔK_{th} 近くでは粒界割れは少なくなると報告している。

村上ら²⁾は, 焼もどし温度をかえることにより強度レベルを変えた 0.36C-0.0014B 鋼を用いて大気中で試験を行ない, ΔK_{th} は σ_y とともに増大すると報告している。その際, 最大粒界割れ破面率は 40% をこえるが, 破面様相は各焼もどし温度間で差がなく, ΔK_{th} 近くの破面は全く平坦であると述べている。

一方, RITCHIE³⁾は, 焼もどし温度をかえることにより強度レベルを変えた 300 M 鋼を用いて 23°C, 45%湿度に制御された雰囲気で行い, ΔK_{th} は σ_y とともに減少すると報告している。最大粒界割れ破面率は約 15% であり, ΔK_{th} 近くでの破面は延性粒内破壊を示していると述べている。さらに, 破面に粒界割れが現われることを根拠にして, Weiss らの ΔK_{th} に関するモデル⁴⁾に水素の影響を導入した修正モデルにより ΔK_{th} の

* 昭和 53 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 8 月 7 日受付 (Received, Aug. 7, 1978)

** 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 7-3-12, Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

*** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical composition (wt%).

Steels	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Cr	Mo	Ti	V	Cu
HY 140	0.13	0.25	0.98	0.004	0.006	5.49	—	0.52	0.79	—	0.1	0.9
HY 240	0.17	0.06	0.18	0.005	0.006	9.66	13.8	1.92	1.19	—	—	—
HP 9-4-20	0.23	0.21	0.34	0.005	0.006	9.29	4.6	0.78	1.25	—	0.1	—
200 Maraging	0.00	0.01	0.00	0.002	0.004	17.1	6.9	—	4.48	0.24	—	—
250 Maraging	0.00	0.01	0.00	0.007	0.004	17.8	7.9	—	5.49	0.44	—	—
MA-164	0.01	0.01	0.00	0.003	0.007	4.5	10.8	12.2	4.93	0.22	—	—
PH13-8	0.00	0.01	0.00	0.003	0.007	7.79	—	11.9	3.39	—	—	—

σ_B 依存性を説明している。

上記の3報告より次のことがいえる。

(a) 熱処理により ΔK_{th} をかえても、同一環境下では鋼の成分系がきまれば、 ΔK_{th} 近くでの破面模様は ΔK_{th} の高低の影響をうけない。

(b) ΔK_{th} の高低と粒界割れ破面率とは関連性がない。

(c) 粒界割れ破面率の大小と ΔK_{th} 近くでの破面模様との関係は不明確である。

(d) ΔK_{th} と σ_y との関係に関しては矛盾する結果が存在する。

以上のように低 ΔK 領域での破面特性に関する情報には不明な点が多い。本報告は、上記のことを考慮して、種々の成分の異なる鋼を用いて、大気中で疲れ試験を行い、低 ΔK 領域での破面特性を明らかにすることを目的とする。

2. 実験方法

2.1 対象材料

Cを含有している HY140, HY240 および HP 9-4-20 鋼, それにCを含有していない 18Ni(200) マルエージング, 18Ni(250) マルエージング, MAS-MA164 および PH13-8 鋼を用いた。各鋼は 20 kg 高周波真空溶解炉で溶製し、鍛造、圧延により 25mm の棒材とした。各鋼の化学組成を Table 1 に示す。各鋼材に対して下記のような熱処理を施した。

HY140	: 900°C x 2h	→ A. C.	→ 850°C x 1h	→ W. Q.	→ 615°C x 1h	→ W. Q.
HY240	: 900°C x 2h	→ A. C.	→ 815°C x 1h	→ W. Q.	→ 510°C x 1h	→ W. Q.
HP9-4-20	: 900°C x 2h	→ A. C.	→ 830°C x 1h	→ W. Q.	→ 555°C x 4h	→ W. Q.
200マルエージング	: 815°C x 1h	→ A. C.	→ 482°C x 3h	→ A. C.		
250マルエージング	: 815°C x 1h	→ A. C.	→ 482°C x 3h	→ A. C.		
MA-164(SZ)	: 1000°C x 1h	→ O. Q.	→ sub zero	→ 525°C x 4h	→ W. Q.	
PH13-8	: 1000°C x 30min	→ O. Q.				

PH13-8 鋼は未時効状態で使用した。なお、前述の熱処理とは別に下記の試料も準備した。HY140 鋼は前オーステナイト粒大きさの影響をみるために一部の試験片に対してオーステナイト化温度を 1250°C とし、平均オーステナイト粒大きさ、 $\gamma_m \approx 250\mu\text{m}$ の粗大粒試料とした。HY240 鋼は一部焼入れのままですべて試験に供した(記

号: HY240A.Q.)。MAS-MA-164 鋼は一部サブゼロを施すことなく時効した(記号: MA164)。

2.2 疲れ試験

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なった。

2.2.1 ΔK_{th} 測定法

応力範囲, $\Delta\sigma$, をき裂伝播が停止するまで段階的に減少させる方法, すなわち incremental step method を用いた。その際 ΔK_{th} 近くでの応力範囲の減少割合は最大 8% とした。き裂長さは読取顕微鏡を用いて、倍率 $\times 50$ で試料を試験機からとりはずすことなく直接測定した。最低 1×10^6 回の繰返数後でも伝播しないき裂を伝播停止き裂と定義した。繰返速度は約 20Hz, 応力比 $R=0.1$ とした。 ΔK の計算には次式を用いた。

$$\Delta K = f(a_i) \Delta\sigma \sqrt{\pi(a_N + a_i)}$$

ここで a_N は切欠長さ, $f(a_i)$ は切欠底からの割れ長さ a_i に依存する補正項, $\Delta\sigma$ は応力範囲である。 $f(a_i)$ は ASTM-STP410 より⁶⁾ 求めた。

2.2.2 繰返し S-S 曲線を求める方法

incremental step method⁵⁾ により求めた。その際最大ひずみはばは $\pm 2\%$ とした。同曲線より繰返し降伏強さ, $\sigma_{y,c}$, および繰返加工硬化指数, n' , を求めた。

2.2.3 疲れ試験片形状

ΔK_{th} 測定用試験片形状は切欠深さ 0.7 mm, 切欠半径 0.1mm の片側切欠付板で、板幅 15mm, 板厚 5 mm である。繰り返し S-S 曲線測定用試験片形状は直径 8 mm, 平行部 15mm の丸棒である。

2.3 引張試験

直径 4mm, 標点間距離 20mm の丸棒試験片を用いて、クロスヘッド速度 0.10cm/mm で試験した。

2.4 破面観察

走査型電子顕微鏡を用いた。

3. 結 果

3.1 引張および疲れ特性

単調 S-S 曲線より求めた最大引張強さ, σ_B , 降伏強

Table 2. Mechanical properties.

Steels	σ_B kg/mm ²	$\sigma_{y.m}$ kg/mm ²	l_t %	l_u %	ϕ %	n	$\sigma_{y.c}$ kg/mm ²	n'	$\tau_{y.c}$ / $\sigma_{y.m}$	$\sigma_{y.m}$ / σ_B
HY 140 (M)	119.4	113.9	14.6	7.5	69.5	0.036	93.4	0.17	0.820	0.94
HY 140 (L)	114.7	105.6	13.8	7.1	65.9	0.040				0.92
HY 240	169.4	153.3	9.3	3.6	62.2	0.041	149.3	0.10	0.974	0.91
HP 9-4-20	158.5	148.2	9.8	4.6	60.2	0.029				0.94
200 Maraging	138.6	131.4	12.0	2.3	65.5	0.039	111.5	0.10	0.849	0.95
250 Maraging	172.7	164.2	8.3	—	63.4	0.031	136.3	0.12	0.831	0.95
MA-164 (S.Z.)	144.8	136.3	12.8	8.9	62.3	0.029	119.4	0.10	0.876	0.94
PH 13-8	88.3	82.6	18.0	10.4	66.9	0.051	74.6	0.08	0.903	0.94

σ_B : Ultimate tensile strength, $\sigma_{y.m}$: 0.2% yield strength (mono.), l_t : Total elongation, l_u : Uniform elongation, ϕ : Reduction in area, n : Work hardening coefficient (mono.), $\sigma_{y.c}$: 0.2% yield strength (cyclic), n' : Work hardening coefficient (cyclic).

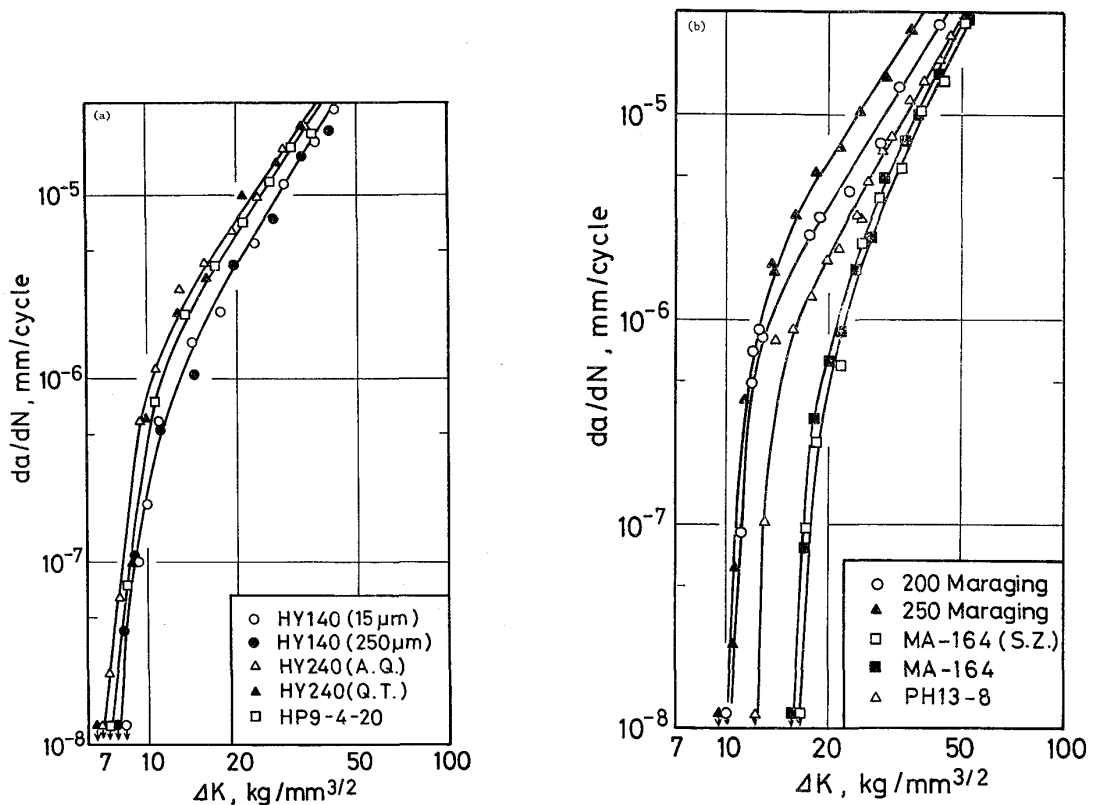


Fig. 1. Crack growth rate, da/dN , versus stress intensity factor range ΔK .

(a) Steels containing carbon, (b) Steels containing no carbon

さ, $\sigma_{y.m}$, 全伸び, ϵ_t , 一様伸び, ϵ_u , 絞り, ϕ , それに単調加工硬化指数, n , を Table 2 に示す. $\sigma_{y.c}$ および n' も同表に併記する. 同表から次のことがわかる.

(1) HY240 鋼以外の 2 次硬化あるいはピーク時効した鋼の $\sigma_{y.m}/\sigma_B$ は 0.94 前後であり, この値は十分に 2 次硬化あるいはピーク時効された試料であることを示している⁷⁾. HY240 鋼以外の各鋼の $\sigma_{y.c}/\sigma_{y.m}$ は 0.9 以下で, これらは繰返軟化の大きい試料である.

(2) HY240 鋼の $\sigma_{y.m}/\sigma_B$ は 0.90 であり, これは他の試料に比べてやや低い. しかし, 同鋼の焼入れのままの試料の $\sigma_{y.m}/\sigma_B$ は 0.80 であり, 510°C で 1h 焼もどした場合でも相当 2 次硬化しているといえる. 同

鋼の $\sigma_{y.c}/\sigma_{y.m}$ は 0.97 であり, これよりほとんど繰返軟化していないことがわかる.

3.2 da/dN - ΔK 曲線

da/dN と ΔK との関係を Fig. 1 (a) および (b) に示す. 同図より下記のことわかる.

(1) da/dN は ΔK の減少とともに急激に減少し, すべての鋼において ΔK_{th} が存在する. 本報では ΔK_{th} は $da/dN = 5 \times 10^{-8} \text{mm/C}$ に対する ΔK と定義する.

(2) ΔK_{th} は各鋼種間で異なるが, $\sigma_{y.m}$ あるいは $\sigma_{y.c}$ との間には相関性はみられない (Table 2 参照).

(3) $\gamma_m = 15 \mu\text{m}$ の HY140 鋼の ΔK_{th} と $\gamma_m = 250 \mu\text{m}$ の HY140 鋼の ΔK_{th} とはほとんど同じ値である.

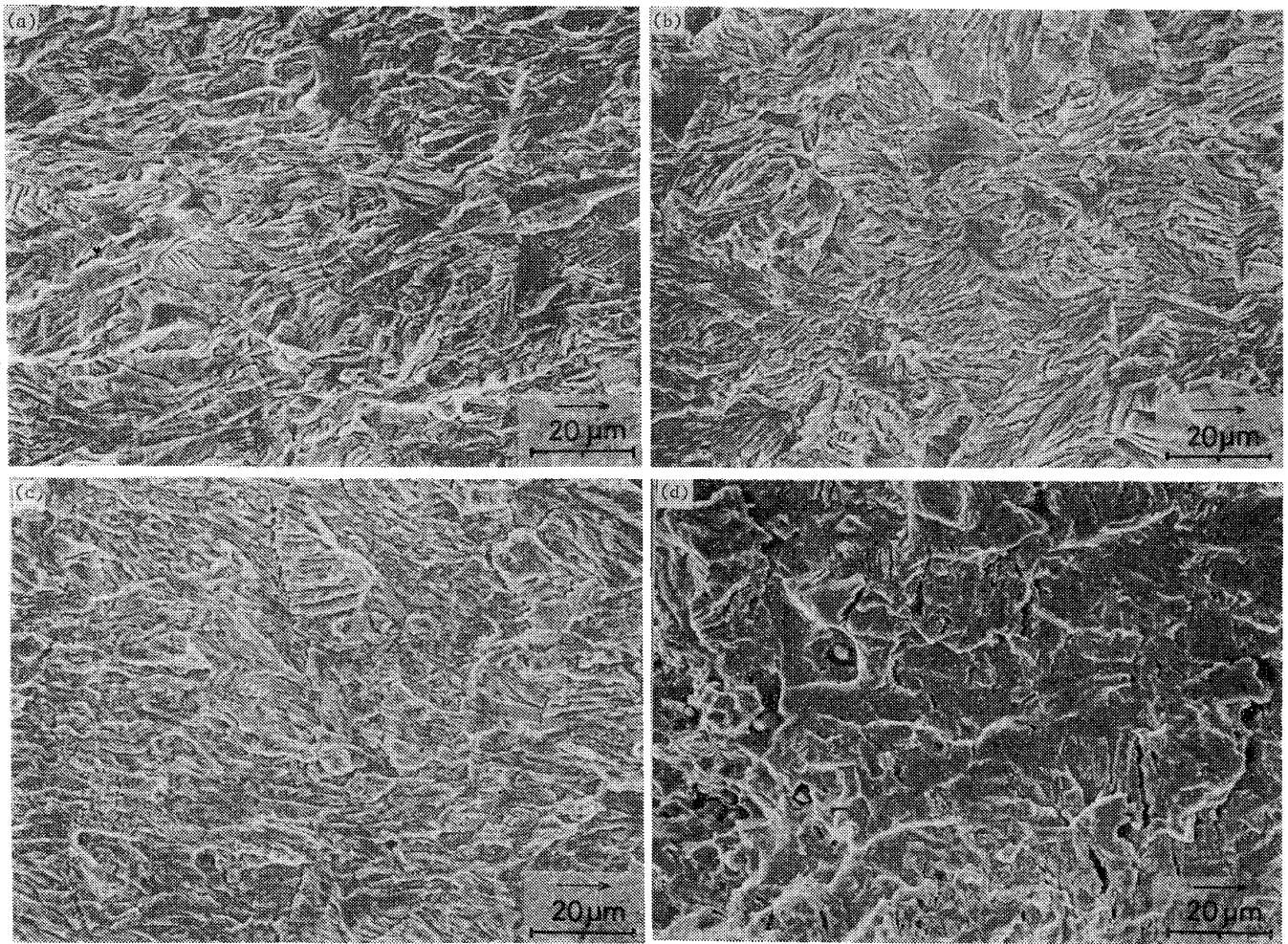


Photo. 1. Fractographs of 18Ni (200) maraging steel for various ΔK values.

(a) $\Delta K=12 \text{ kg/mm}^{3/2}$, (b) $\Delta K=22 \text{ kg/mm}^{3/2}$, (c) $\Delta K=55 \text{ kg/mm}^{3/2}$,

(d) $\Delta K=170 \text{ kg/mm}^{3/2}$

Arrows show the macroscopic direction of crack growth.

(4) HY240 鋼において、焼入れのまま(記号A.Q)と焼入、焼戻しを施した試料(Q,T)の間で ΔK_{th} にはほとんど差がない。

(5) ΔK_{th} の最も高いのは MAS-MA-164(S.Z) 鋼で、それは $17.8 \text{ kg/mm}^{3/2}$ であり、一方 ΔK_{th} の最も低いのは HY240 鋼で、それは $7.8 \text{ kg/mm}^{3/2}$ である。

(6) 全般に、含C鋼の ΔK_{th} はCを含有しない鋼の ΔK_{th} に比べて低い。

3.3 き裂伝播速度と破面特性

18Ni(200) マルエージング鋼における種々の ΔK に対する破面写真を Photo. 1 に示す。

(a) ΔK_{th} 近辺 ($d_a/d_N \approx 5 \times 10^{-7} \text{ mm/C}$) : ΔK_{th} 近くの破面上には、photo 1 (a) に示すように、ラス状模様の束、平面的な領域などがみられる。このラス状模様の束の方位と巨視的き裂伝播方向との間には相関性は全くみられない。

(b) $\Delta K=22 \text{ kg/mm}^{3/2}$ ($d_a/d_N \approx 5 \times 10^{-6} \text{ mm/C}$) : photo 1 (b) に示すように破面上には粒界割れ破面が混在し、ラス状模様の束の方位が巨視的き裂伝播方向に多少近づいてくる。

(c) $\Delta K=55 \text{ kg/mm}^{3/2}$ ($d_a/d_N \approx 7 \times 10^{-5} \text{ mm/C}$) : 破面上には、photo 1 (c) に示すように、粒界割れ破面はほとんど存在しなくなり、ラス状模様の束の方位は巨視的き裂伝播方向とだいたい一致する。

(d) $\Delta K=170 \text{ kg/mm}^{3/2}$ ($d_a/d_N \approx 8 \times 10^{-4} \text{ mm/C}$) : photo 1 (d) に示すように中間き裂伝播速度領域では破面上にストライエーション(striation)が観察される。

一方、MAS-MA-164 鋼においては、Photo 2 に示すように、 d_a/d_N の低い場合は前述の 18Ni(200) マルエージング鋼の破面特性と類似した破面特性を示しているが、Photo 2 (d) に示すように $\Delta K=90 \text{ kg/mm}^{3/2}$ ぐらいになると破面に凝裂開模様が局所的にみられるように

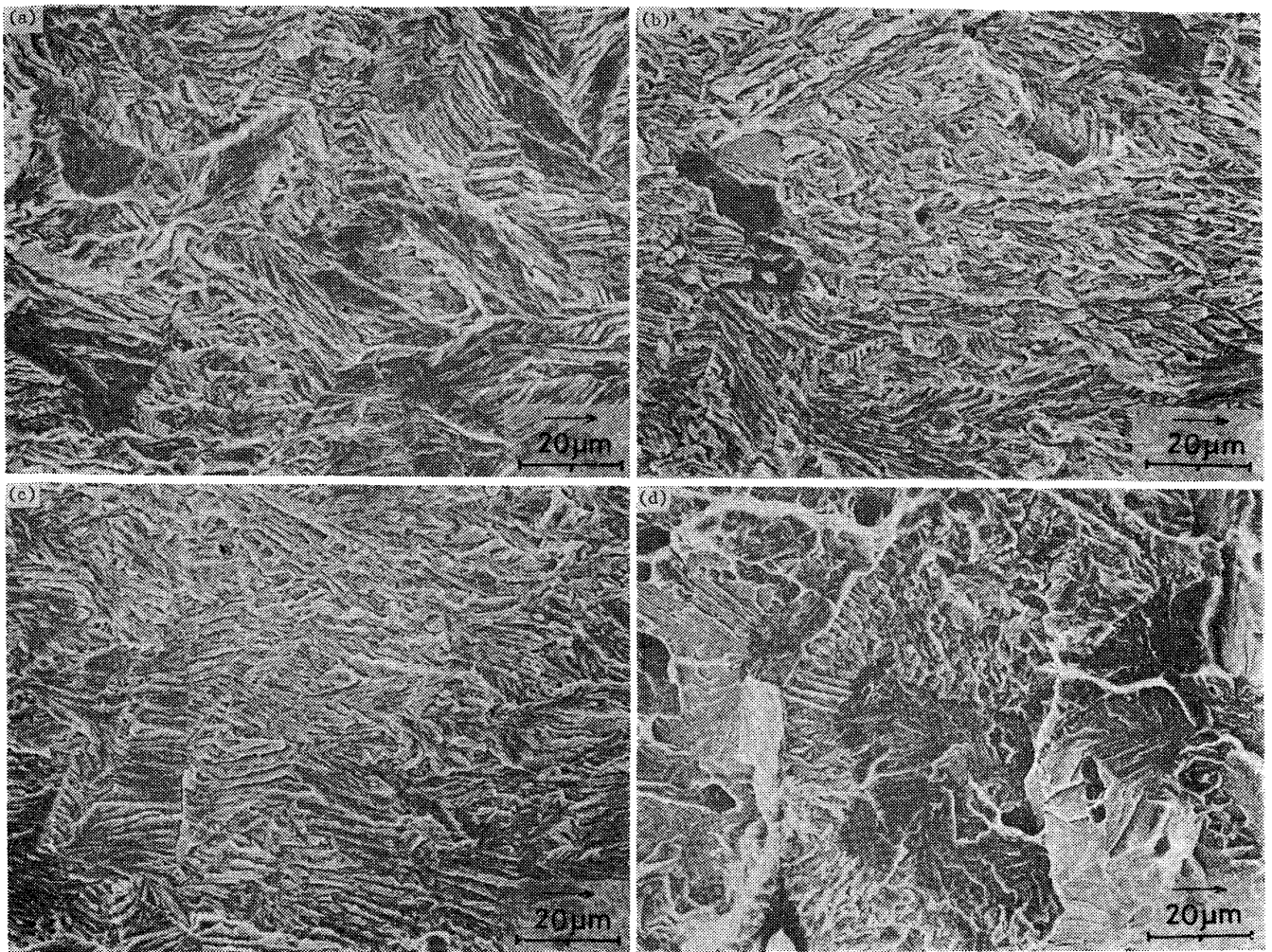


Photo. 2. Fractographs of MAS-MA 164 steel for various ΔK values.

(a) $\Delta K=18 \text{ kg/mm}^{3/2}$, (b) $\Delta K=33 \text{ kg/mm}^{3/2}$, (c) $\Delta K=42 \text{ kg/mm}^{3/2}$,
(d) $\Delta K=90 \text{ kg/mm}^{3/2}$

なる。これは、同鋼が中間き裂伝播速度領域で $d_a/d_N \propto \Delta K^m$ で定義される m が他の鋼の m に比べて大きいことに対応している。

含C鋼においても、Photo 3 に示すように、上記と類似した傾向の破面を呈するが、低 ΔK に対応する破面上には腐食生成物のようなものが多数観察される。その例を Photo 4 に示す。このような低 ΔK 領域での破面の汚染は含C鋼においては全般的にみられたが、Cを含まない鋼においてはほとんど観察されなかつた。

3.4 低 ΔK 領域における破面特性の定量化

中間き裂伝播速度領域に対応する破面から得られる情報の定量化はすでに試みられている。例えば、striationの間隔より求めたき裂伝播速度と d_a/d_N^8 、あるいはdimpleの大きさと d_a/d_N^9 との間には関連性があることはすでに報告されている。ここでは低き裂伝播速度領域で現われる破面から得られる情報の定量化を試みる。Photo 1 および Photo 2 で示したように、この領域では

破面模様は ΔK とともに変化する。これらの写真から得られる情報を基に下記の条件を満す領域を疲れ破壊の際の破面単位と定義する。

条件 1: 1000~2000 倍の写真上で観察される同一方向のラス状模様の束からなる領域。なお、束の方位が同じでも破面に喰違い(段)がある場合は、その領域は喰違つている個所で分割する。

条件 2: 特定の方向性を有していなくても、塑性変形を伴つた破面で、周辺部とは界なつた状況を呈する領域。

条件 3: 一つの粒界表面

上記の破面単位の例を Fig. 2(a) および (b) に示す。ラス状模様の束の方位を微視的破面方位と定義する。なお、PH9-4-20, HY240 鋼などの含C鋼において、 ΔK が ΔK_{th} より高い場合破面単位の判定の困難な例が多かつた。このことは、含C鋼はCを含まない鋼に比べて低 ΔK 領域で腐食生成物が多く観察されたこと、

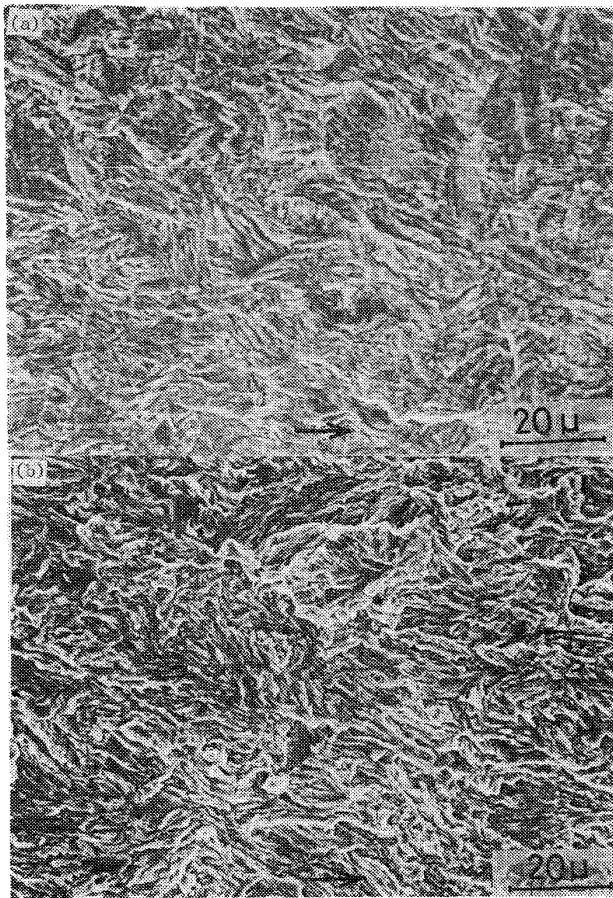


Photo. 3. Fractographs of HY 140 steel.
 (a) $\Delta K=11 \text{ kg/mm}^{3/2}$
 (b) $\Delta K=22 \text{ kg/mm}^{3/2}$



Photo. 4. Example of the fracture surface adhered with corrosion products of HP9-4-20 steel.

ΔK_{th} が低いことなどに関連があるのかもしれないが、現時点ではこの関連性の詳細は不明である。

破面単位の大きさの平均値 $\bar{\gamma}_{f.u.}$ と ΔK との関係、および微視的破面方位の巨視的き裂伝播方向との差の平均値 $\bar{\Delta d}_m$ と ΔK との関係を Fig. 3 に示す。ここで $\bar{\gamma}_{f.u.}$ および $\bar{\Delta d}_m$ はそれぞれ 1000~2000 倍で撮影された写真中のすべての破面単位大きさの平均値、およびすべ

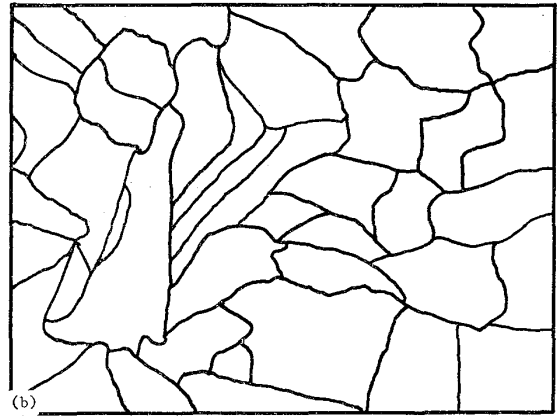
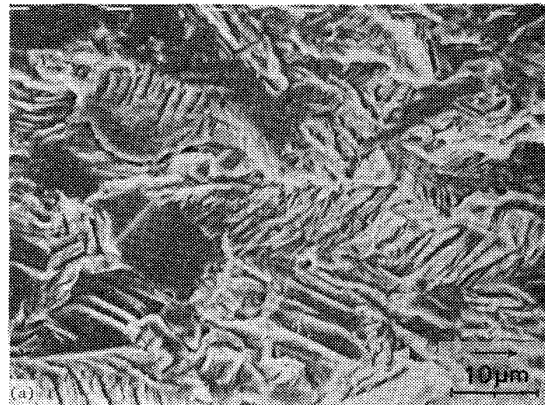
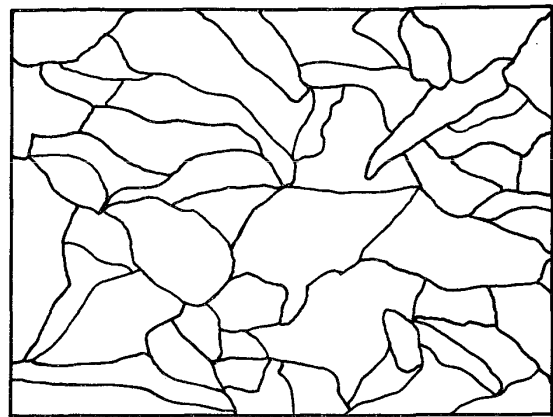


Fig. 2. Examples of the fracture units.
 (a) 18Ni (200) maraging steel. $\Delta K=13 \text{ kg/mm}^{3/2}$, (b) MAS-MA 164 steel.
 This figure corresponds to photo 2 (c)

てのラス状模様の東の方位の巨視的き裂伝播方向との差の平均値である。同図より下記のことがわかる。

(a) $\bar{\gamma}_{f.u.}$ は ΔK の減少とともに小さくなる。

(b) $\bar{\gamma}_{f.u.}$ は全般に前オーステナイト粒大きさ γ_m が小さいほど小さい。各鋼の γ_m を Table 3 に示す。 ΔK_{th} 近くでの $\bar{\gamma}_{f.u.}$ は γ_m の 1/5~3/5 ぐらいである。

(c) $\bar{\Delta d}_m$ は $\Delta K=40\sim 50 \text{ kg/mm}^{3/2}$ では 10° 近くであり、微視的破面方位は巨視的き裂伝播方向とだいた

Table 3. Various values obtained by the analysis of fractographs.

Steel	ΔK_{th} kg/mm ^{3/2}	$\Delta K_{p.i.f}$ kg/mm ^{3/2}	$\frac{\Delta K_{p.i.f}}{\Delta K_{th}}$	I.F _p (%)	γ_m μm	$\gamma_{f.u}$ μm	$\gamma_{i.f}$ μm
HY 140(M)	9.2	29	3.2	6	15	5	12
HY 140(L)	9.2	—	—	—	250	—	200
HY 240	7.8	24	2.7	5	20	—	11
HP 9-4-20	9.8	28	2.9	3	17	—	5
200 Maraging	11.0	29	2.6	10	11	5	11
250 Maraging	10.7	22	2.1	13	12	7	11
MA-164(S.Z.)	17.8	30	1.7	16	22	8	21
PH 13-8	13.0	28	2.2	7	28	10	26

ΔK_{th} : ΔK threshold, $\Delta K_{p.i.f} = \Delta K$ for max. intergranular fracture
 γ_m : mean prior austenitic grain size, I.F_p: intergranular fracture percent for $\Delta K_{p.i.f}$
 $\gamma_{f.u}$: mean size of fracture surface unit in the vicinity of ΔK_{th}
 $\gamma_{i.f}$: mean size of intergranular fracture

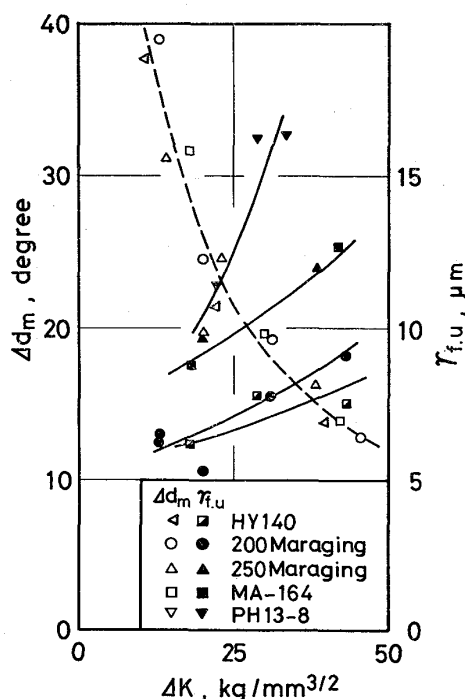


Fig. 3. Relationships between mean value of the deviation of the direction of bundles from the direction of macroscopic crack growth, $\overline{\Delta d}_m$, and ΔK , and between mean size of units of fracture surface, $\overline{\gamma}_{f.u.}$, and ΔK .

一致している。しかし、 $\overline{\Delta d}_m$ は ΔK_{th} 近くでは 40° 近くになり、微視的破面方位は巨視的き裂伝播方向に対して全くランダムになっている。

次に粒界割れ破面率と ΔK との関係を Fig. 4(a)および (b) に示す。同図および Table 3 より次のことがわかる。

(1) 粒界割れ破面率は $\Delta K = 20 \sim 30 \text{ kg/mm}^{3/2}$ で最大値を示し、その値は Table 3 に $\Delta K_{p.i.f}$ として示されている。

(2) $\Delta K_{p.i.f}$ における粒界割れ破面率 I.F_p は含 C

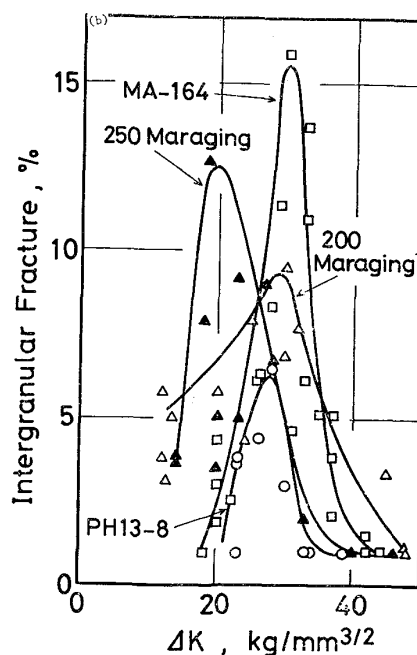
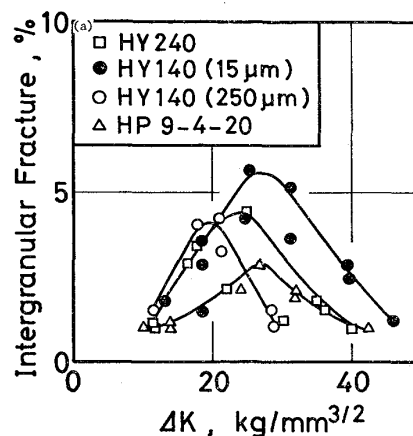


Fig. 4. Intergranular fracture rate and ΔK .
 (a) Steels containing carbon, (b) Steels containing no carbon.

鋼におけるより C を含まない鋼において全般に高い。

(3) ΔK_{th} 近辺および $\Delta K > 40 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の破面上

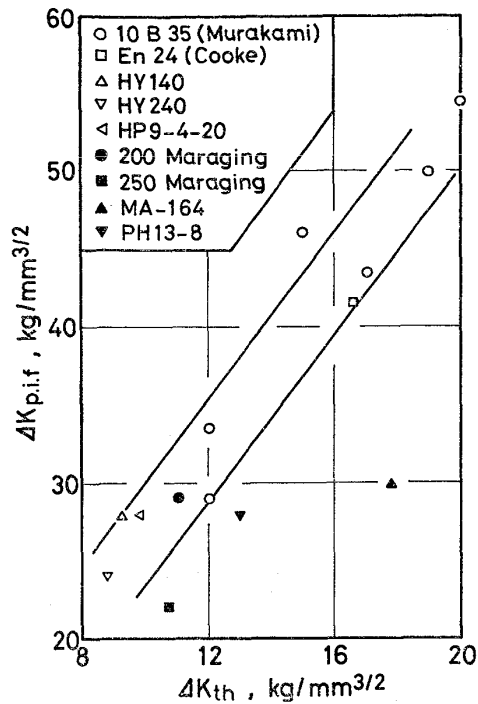


Fig. 5. Relationship between ΔK for maximum intergranular fracture rate, $\Delta K_{p.i.f}$, and ΔK_{th} .

には粒界割れはほとんど存在しない。

(4) 含C鋼の $\Delta K_{p.i.f}/\Delta K_{th}$ は一般にCを含まない鋼のそれに比べて大きい。すなわち、Fig. 5に示すように、 $\Delta K_{p.i.f}$ 一定の場合、Cを含まない鋼の ΔK_{th} は含C鋼の ΔK_{th} より低くなる。

4. 考 察

d_a/d_N が ΔK の減少とともに小さくなり、 ΔK_{th} に近づいたときの破面の一般的特徴は、前述のように(1)微視的破面方位が巨視的き裂伝播方向に対して全くランダムになること、および(2)破面単位が ΔK の減少とともに小さくなり ΔK_{th} 近くで最小になることであつた。 ΔK_{th} 近くでの破面単位の大きさは前オーステナイト粒大きさ r_m の $2/5 \sim 3/5$ ぐらいであり、したがつて平面的には一つの前オーステナイト粒の中に3~6個の単位破面が含まれることになる。

ラス組織を有する前オーステナイト粒は、ラスパケットと一部ブロックとからなり、HY140 鋼の場合パケットあるいはブロックの大きさは r_m の増大とともに大きくなる⁹⁾。本実験で用いた各鋼種の r_m とラスパケット大きさとの関係は明らかでないが、例えば、9%Mn 鋼において r_m が $10 \sim 20 \mu m$ の場合ラスパケット大きさは r_m の $1/2$ 程度¹⁰⁾であり、本実験における ΔK_{th} 近くでの破面単位の大きさが r_m の $2/5 \sim 3/5$ であることと

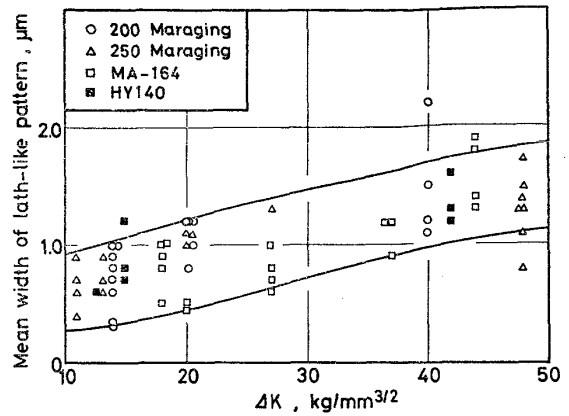


Fig. 6. Relationship between mean width of lath-like-pattern and ΔK .

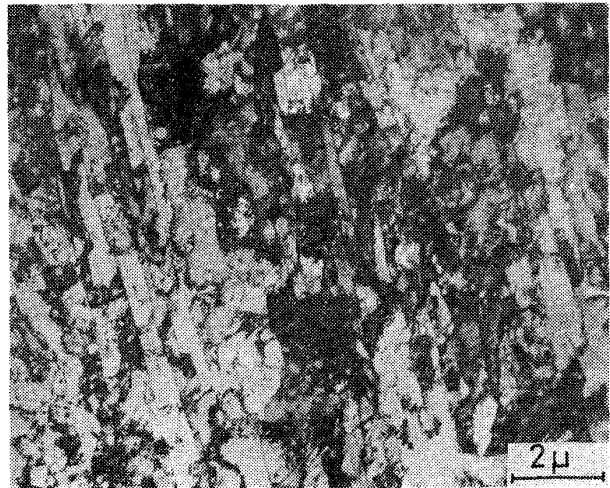


Photo. 5. Transmission electron micrographs of PH 13-8 steel.

対応している。したがつて、 ΔK_{th} 近くの破面単位はラスパケットあるいはブロック、すなわち大傾角境界を有する最小粒径粒に相当すると考えられる。 ΔK_{th} はき裂伝播の下限界値であり、物理的には停留き裂と同質のものと考えられているが¹¹⁾、フラクトグラフィ的には、 ΔK_{th} 近辺の破面は平滑材あるいは切欠材におけるき裂発生時の破面と類似していると考えられる。せん断応力が最大になる面に一致するようなすべり面をもつ最小大傾角粒内あるいは粒界がき裂伝播停止直前の破面となつていと思われ⁷⁾。

なお、Al 合金の疲れ破面では、き裂伝播速度の高低にかかわらず、 $\{100\} \langle 110 \rangle$ が支配的であるという報告がある¹⁵⁾¹⁶⁾。

破面単位中にみられるラス状模様の間隔は、Fig. 6に示すように、 ΔK の減少とともに小さくなり、 ΔK_{th} 近くでは $0.2 \sim 1.0 \mu m$ になる。この間隔の大きさは Photo. 5に示すようにラス間隔とだいたい対応しており、さらに9%Mn 鋼のラス間隔とだいたい同じである¹⁰⁾。な

お、前オーステナイト粒大きさが異なつてもラス状模様の間隔はあまり変化しないようである。

ΔK の増大とともにラス状模様の間隔は増大し、その方位は巨視的き裂伝播方向に揃ってくる。

$\Delta K=30\sim 60\text{kg/mm}^{3/2}$ で多くみられる、巨視的き裂伝播方向に平行でラス間隔より大きい間隔を有するラス状模様の束 (Photo 1(c)あるいは Photo 2(c) 参照) は ΔK_{th} 近くのラス状模様とは異なつたものである。 ΔK が約 $60\text{kg/mm}^{3/2}$ より大きくなると、破面にはストライエーションが現われはじめる。したがつて、 $\Delta K=30\sim 60\text{kg/mm}^{3/2}$ で主として観察されるラス状模様の破面は ΔK 近くの剪断型破面から上記のストライエーション型破面への遷移域に存在する破面である。

Fig. 3 に示したように、ラス状模様の束の方位は統計的な値としては ΔK とともに連続的に変化しているが、個々の束はラス組織に対応するかあるいはしないかのいずれである。すなわち ΔK_{th} 近くでは破面は主としてラス組織に対応するラス状模様で占められ、 ΔK の増大に伴つてラス組織に対応しないラス状模様で破面の占められる割合が増加してゆき、 $\Delta K > 50\text{kg/mm}^{3/2}$ では破面はほとんど後者で占められるようになる。したがつて ΔK の低い領域では、微視的にはき裂伝播は不連続であると考えられる。

粒界割れ破面率は $\Delta K=30\text{kg/mm}^{3/2}$ で最大になるが、Fig. 1(a)および(b)で示した d_a/d_N -曲線は $\Delta K=30\text{kg/mm}^{3/2}$ で特別な変化はなく、また C を含まない鋼において粒界割れ破面率は高いが d_a/d_N は逆に含 C 鋼の場合に高い。したがつて粒界割れ量の多少はき裂伝播速度にほとんど影響を及ぼさないといえる。

最後に ΔK_{th} 近くの破面上にみられた結晶学的優先方位を示す破面は酸素ガス中での疲れ破面¹³⁾と類似しており、本実験結果においては RITCHIE の ΔK_{th} は水素の影響をうけるとする考え方³⁾は否定的である。いずれにせよ、 ΔK_{th} 近くの破面について論じる場合、環境の影響は無視できないことは確かである。

5. 結 論

1) 低 ΔK 領域での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の破面単位から構成されている。

2) 破面単位大きさは ΔK の増加とともに増大する。 ΔK_{th} 近くでの破面単位大きさは前オーステナイト粒大ききの約 $1/2$ であり、破面単位はラスパケットあるいはブロックに対応すると考えられる。

3) 破面単位の大きさは ΔK_{th} とは関連性がない。

4) ΔK_{th} 近くでのラス状模様の間隔は $0.2\sim 1.0\mu\text{m}$ であり、ラス間隔と同じ大きさである。この間隔は ΔK の増大とともに大きくなり、 $\Delta K=40\text{kg/mm}^{3/2}$ では $1\sim 2\mu\text{m}$ となる。

5) ラス状模様の束の方位の巨視的き裂伝播方向に対する平均傾きは ΔK_{th} 近くでは約 40° で、個々の束は全くランダムの方角をしているが、この傾きは ΔK の増大とともに小さくなり、 $\Delta K=50\text{kg/mm}^{3/2}$ で両者はほとんど同じ方位を示す。

6) 含 C 鋼の低 ΔK の破面上には C を含まない鋼に比べて腐食生成物が多くみられる。

7) C を含まない鋼においては、 ΔK が大きくなるとともに破面単位の識別の困難な場合が多くなる。

8) $\Delta K=30\text{kg/mm}^{3/2}$ で粒界割れ破面率は最大になるが、この最大値は一般に C を含まない鋼において高く、含 C 鋼の 2~3 倍に達する。

9) 全般に含 C 鋼の ΔK_{th} は C を含まない鋼の ΔK_{th} より低い。

10) HY140 鋼において ΔK_{th} は前オーステナイト粒大きさの影響をうけない。

11) HY240 鋼において、 ΔK_{th} は焼入のままの試料と焼入れ焼戻した試料間でほとんど差がない。

文 献

- 1) R. J. COOKE, P. E. IRVING, G. S. BOOTH, and C. J. BEEVERS: Eng., Fracture Mech., 7(1975), p. 69
- 2) 村上理一, 小林英男, 小峰厚友, 中沢 一: 日本機械学会論文集, 43 (1977), p. 799
- 3) R. O. RITCHIE: Metal Sci. J. 11(1977), p. 368
- 4) V. WEISS and D. N. LAL: Met. Trans., 5 (1974), p. 1946
- 5) R. W. LANDGRAF, J. MORROW, and T. ENDO: J. Metals, 21 (1969), p. 176
- 6) W. F. BROWN and J. E. SRAWLEY: ASTM STP 410 (1966), p. 12
- 7) 角田方衛, 内山 郁: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1700
- 8) 例えば, 角田方衛, 内山 郁: 材料, 26(1977), 285, p. 518
- 9) 鎌田晃郎, 腰塚典明, 船越督己: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 372
- 10) M. J. ROBERTS: Met. Trans., 1 (1970), p. 3287
- 11) 西谷弘信: 材料, 26 (1977) 282, p. 296
- 12) 岡田秀弥, 細井祐三, 阿部征三郎, 山本州一: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 464
- 13) J. D. FRANSEN, N. E. PATON, and H. L. MARCUS: Met. Trans., 5 (1974), p. 1655
- 14) J. P. BENSON and D. V. EDMONDS: Metal Sci. J. 12 (1978) 5, p. 223
- 15) R. M. N. PELLOUX: Trans. ASM 62(1969), 281
- 16) 小寺沢良一, 志茂大治郎: 材料, 25 (1976), 535