



Table 1. Heat treatment and mechanical properties.

	Heat treatment	Direction of specimen	$\delta_B$ (Kgf/mm <sup>2</sup> )	$\delta_y$ (Kgf/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)
AP	720°C, 2 h A.C	L-T (APL)	100	95	27
		45° (AP45)	100	96	34
		T-L (APT)	105	100	33
S	933°C, 50 min W.Q 545°C, 6 h A.C	L-T (SL)	124	117	7
		45° (S45)	123	115	8
		T-L (ST)	125	118	7
A	950°C, 1 h A.C 720°C, 2 h A.C	L-T (AL)	102	96	14
		T-L (AT)	104	99	11

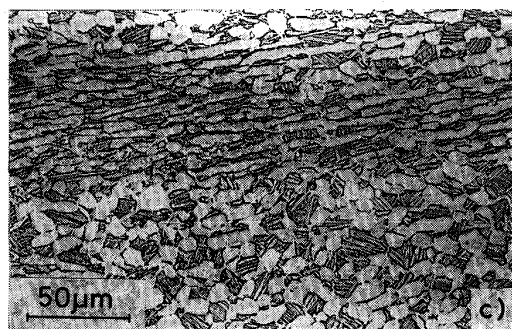
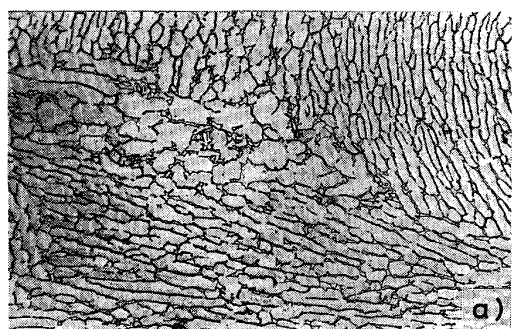


Photo. 1. Microstructure of a) Specimen AP, b) Specimen S and c) Specimen A.

引張試験結果を Table 1 に併記する。

## 2.2 疲れ試験

(1) 疲れ試験片形状: 40 mm 幅, 5 mm 厚の片側切欠付き板試験片を使用した。

(2) 試験機: ±10 t 電気油圧型疲れ試験機を用いた。

(3) 応力比:  $R=0.1, 0.5$ , および  $0.7$  の  $R$  一定  $\Delta K$  減少試験および  $P_{max}$  一定  $\Delta K$  減少 ( $R$  増加) 試験を軸荷重下で行った。

(4) 繰返し速度: 23 Hz

(5) 波型: 正弦波

(6) き裂長さ測定: 倍率約  $\times 50$  で読み取り顕微鏡により直接測定した。

(7) 応力拡大係数範囲の計算:  $\Delta K = f(a_i) \Delta \sigma \sqrt{\pi a_i}$   
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 STP 410<sup>5)</sup> より求めた。

(8) 環境: 室温大気

(9) 破面観察: SEM および EDAX を用いた。

## 3. 結 果

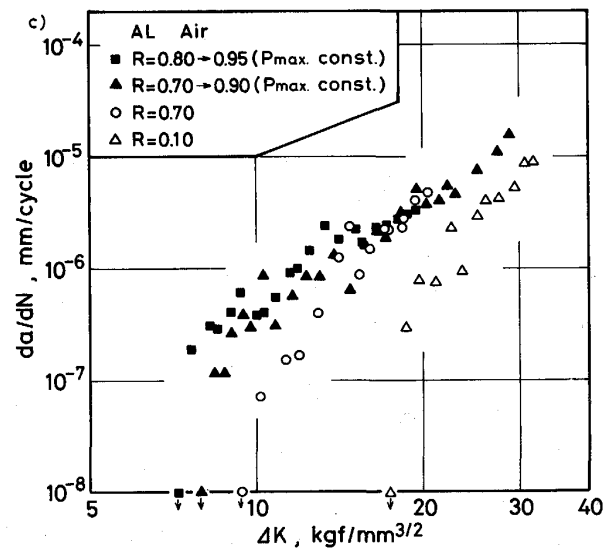
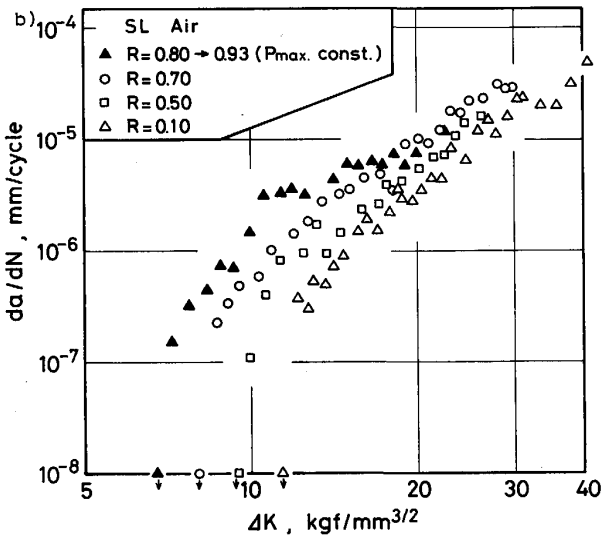
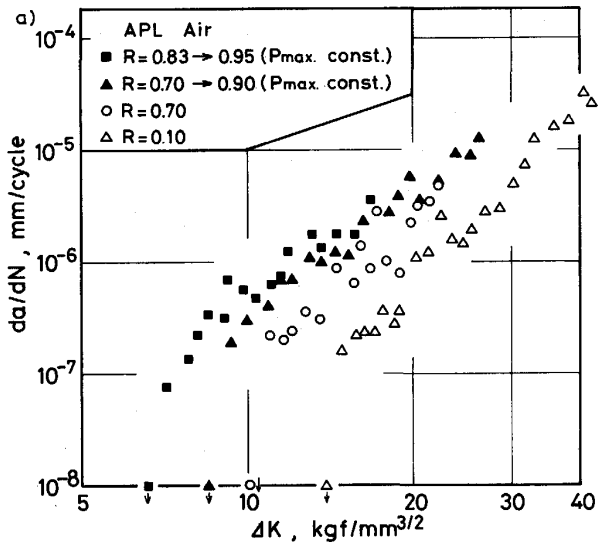
### 3.1 $da/dN-\Delta K$ 曲線

負荷方向が圧延方向に等しい試料 (L-T 試料) の  $da/dN-\Delta K$  曲線を Fig. 1 a), b) および c) に示す。 $da/dN-\Delta K$  曲線には  $R$  依存性があり,  $R$  が高いほど  $da/dN$  は速く,  $\Delta K_{th}$  は低い。各  $R$  値において試料 SL の  $da/dN$  は他の試料の  $da/dN$  より速い。

Fig. 1 において  $P_{max}$  一定の  $da/dN$  曲線は“き裂閉口”が  $da/dN$  に影響しない場合の  $da/dN-\Delta K$  曲線である。また,  $R=0.7$  で  $\Delta K > 15 \sim 20 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  の  $da/dN$  も“き裂閉口”の影響を受けていない。なぜならば,  $P_{max}$  一定の  $da/dN$  と  $R=0.7$  の  $da/dN$  は  $\Delta K > 15 \sim 20 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  ではほぼ同じ水準にあり, さらに有効応力拡大係数範囲 ( $\Delta K_{eff}$ ) と  $\Delta K$  との比で定義される  $U$  値は  $\Delta K$  とともに増大するからである<sup>6)</sup>。したがって  $P_{max}$  一定の  $da/dN$  と  $R=0.7$  の  $\Delta K > 15 \sim 20 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  の  $da/dN$  を組み合わせることにより, “き裂閉口”が  $da/dN$  に影響していない  $da/dN-\Delta K$  曲線, すなわち  $da/dN-\Delta K_{eff}$  曲線を得ることができる。

Fig. 1 より得られる  $da/dN-\Delta K_{eff}$  曲線を Fig. 2 に示す。“き裂閉口”の影響しない  $\Delta K_{th}(\Delta K_{th,eff})$  は 3 試料間でほぼ等しく, その値は約  $7.5 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  であるが,  $\Delta K_{eff}$  が  $\Delta K_{th,eff}$  より大きい領域では試料間で  $da/dN$  に差が存在する。試料 APL と AL は同じ  $da/dN-\Delta K_{eff}$  曲線を示すのに対して, 試料 SL の  $da/dN$  は他の試料の  $da/dN$  よりも約 2 倍速い。

負荷方向が圧延方向に直角の試料 (T-L) の  $da/dN-\Delta K$  曲線を Fig. 3 a) および b) に示す。同図に



a) Specimen APL b) Specimen SL and c) Specimen AL  
Fig. 1.  $da/dN$ - $\Delta K$  curves.

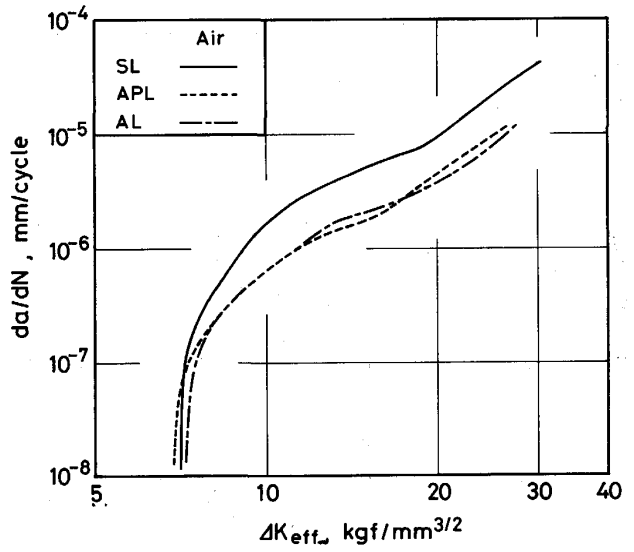
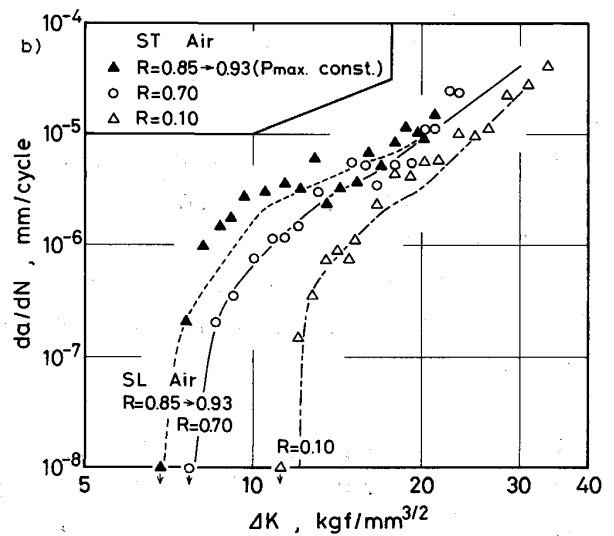
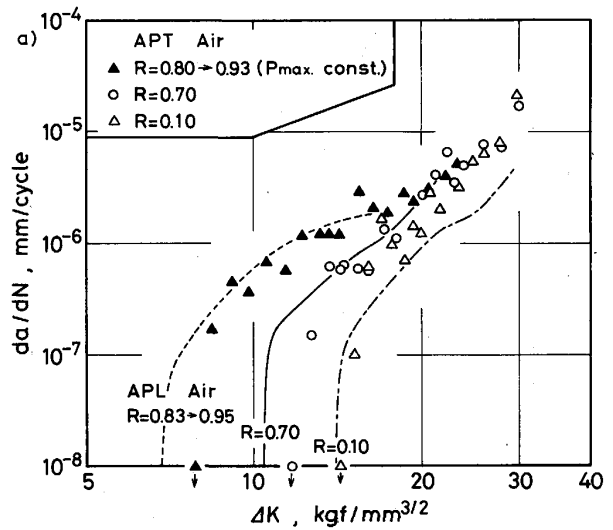
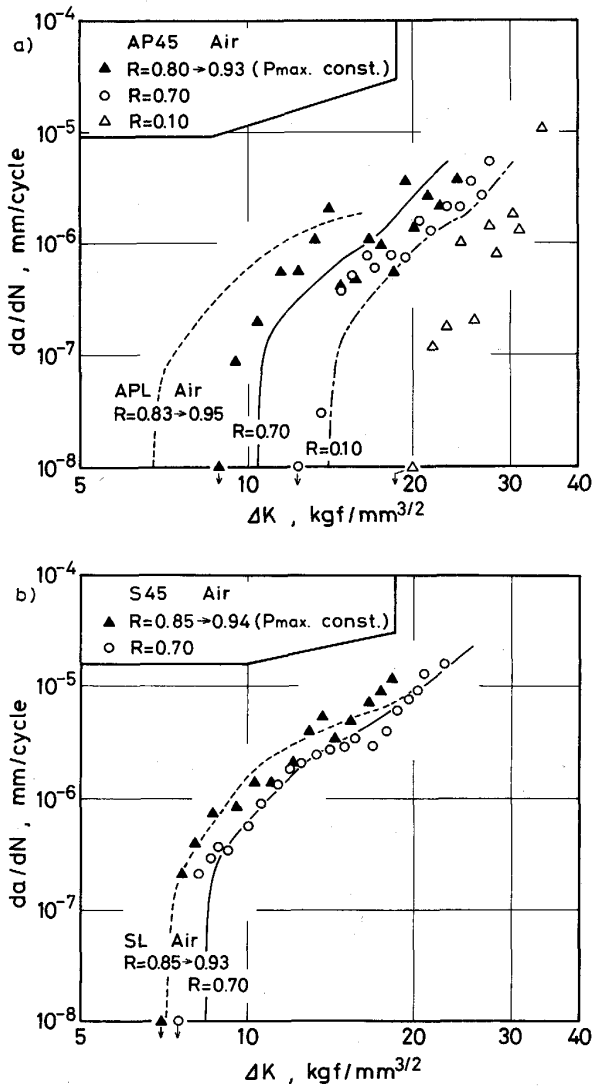


Fig. 2.  $da/dN$ - $\Delta K_{eff}$  curve.



a) Specimen APT and b) Specimen ST  
Fig. 3.  $da/dN$ - $\Delta K$  curves.



a) Specimen AP45 and b) Specimen S45  
Fig. 4.  $da/dN-\Delta K$  curves.

は L-T 試料の  $da/dN-\Delta K$  曲線が併記されている。 $da/dN-\Delta K$  曲線は熱処理条件に関係なく L-T と T-L の間で大きな相違はみられない。

負荷方向が圧延方向に対して  $45^\circ$  の試料 ( $45^\circ$  方向) の  $da/dN-\Delta K$  曲線を Fig. 4 a) および b) に示す。L-T の  $da/dN-\Delta K$  曲線を併記する。試料 S の  $da/dN$  は L-T と  $45^\circ$  方向の間ではほぼ同じである。これに対して試料 AP 45 は試料 APL に比べて  $da/dN$  は遅く、そして  $\Delta K_{th}$  は高い値を示す。

3.2  $\Delta K_{th}-R$  曲線

$\Delta K_{th}$  と  $R$  との関係を Fig. 5 に示す。同図に鋼のデータを併記する。同図より次のことがわかる。

(a)  $\Delta K_{th}$  と  $R$  との関係は試料 AP と試料 A との間ではほぼ等しい。 $\Delta K_{th}$  は  $R=0.1$  から  $0.9$  以上まで  $R$  の増大とともに連続して減少する。

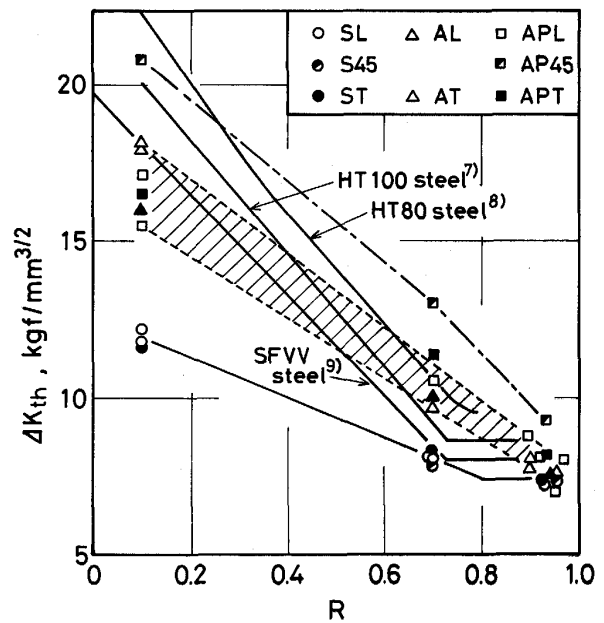


Fig. 5.  $\Delta K_{th}$  as a function of  $R$ .

(b) 試料 S の  $\Delta K_{th}$  は他の試料に比べて  $0.8 > R > 0.1$  で低い値を示す。試料 S の  $\Delta K_{th}$  は  $R=0.1$  から  $R=0.8$  まで連続して減少し、それより高い  $R$  では一定となる。

(c)  $\Delta K_{th,eff}$  は微視組織にほとんど依存しない。その値は約  $7.5 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  である。

(d) 負荷方向の  $\Delta K_{th}$  への影響は全般には存在しない。しかし、 $45^\circ$  方向の AP の  $\Delta K_{th}$  は他の  $\Delta K_{th}$  に比べて高い値を示す。

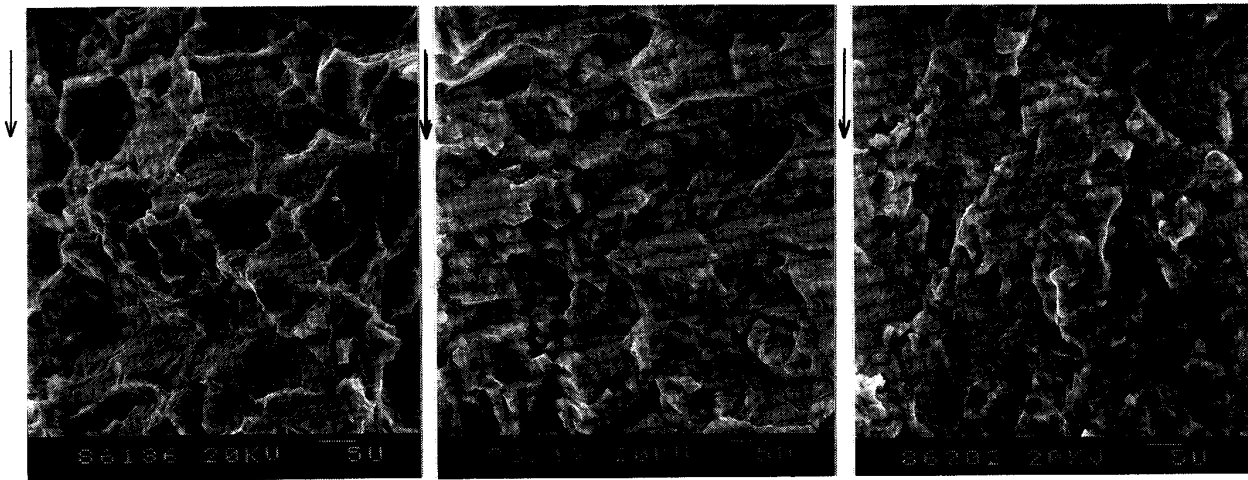
(e) Ti-6 Al-4 V の  $\Delta K_{th}$  が  $R$  の増加とともに減少する傾向は鋼のそれとほぼ等しい。しかし、Ti-6 Al-4 V の  $\Delta K_{th,eff}$  は鋼の  $\Delta K_{th,eff}$  に比べて高い  $R$  で現れる。すなわち、鋼の  $\Delta K_{th,eff}$  は  $R > 0.7$  で得られるが、Ti-6 Al-4 V の  $\Delta K_{th,eff}$  は  $R$  値が  $0.9$  近くあるいはそれ以上になって始めて得られる。

Ti-6 Al-4 V の  $\Delta K_{th,eff}$  は鋼のそれと同じ水準である。

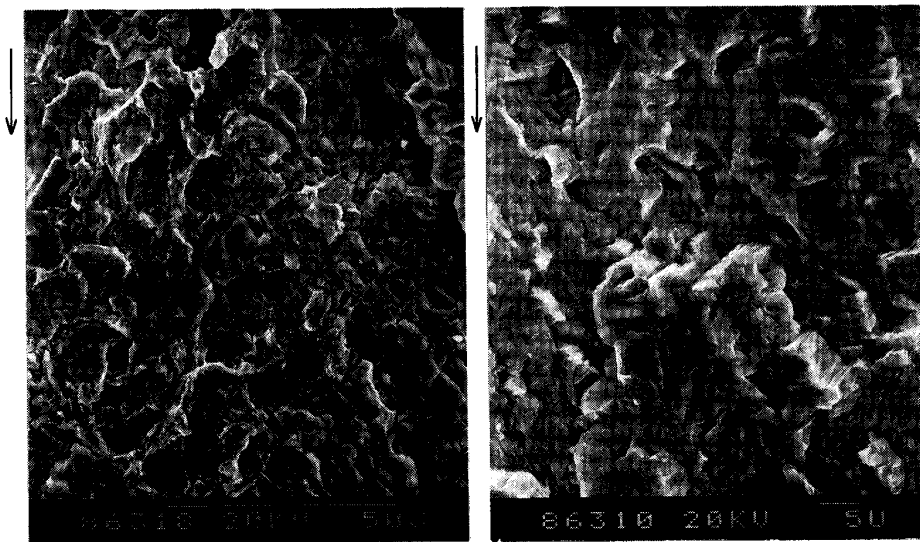
3.3 破面観察

試料 APL の破面写真を Photo 2 (a), (b), および (c) に示す。Photo. 2 (a) は  $\Delta K_{th}$  近くの破面で、 $\alpha$  粒界破壊と  $\alpha$  粒内破壊が混ざっている。破面は約  $10 \mu\text{m}$  の大きさの単位破面(ファセット)から構成されており、その大きさは Photo. 1 (a) に示した  $\alpha$  粒大きさと同じオーダーである。これはマルエージ鋼などにおいて  $\Delta K_{th}$  近くでは一つの前オーステナイト粒を構成している数個のパケットがそれぞれ破面単位となっている<sup>10)</sup> のとは大きく異なる。

$\Delta K$  が高くなると Photo. 2 (b) に示したように全面的



(a)  $\Delta K=9 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  ( $R=0.95$ )      (b)  $\Delta K=16 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  ( $R=0.7$ )      (c)  $\Delta K=36 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  ( $R=0.7$ )  
 Photo. 2. Fractographs of specimen APL. Arrows show the direction of crack growths.



(a)  $\Delta K=9 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  ( $R=0.77$ )      (b)  $\Delta K=15 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  ( $R=0.7$ )  
 Photo. 3. Fractograph of specimen SL. The arrow shows the direction of crack growth.

にへき開状破面となる。しかし、さらに  $\Delta K$  が高くなると破面は微視組織に敏感でなくなり、Photo. 2(c)に示したようなプレート状の破面になる。へき開状破面が観察されるのは  $30 > \Delta K > 10 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  においてである。

試料 SL および AL の破面も試料 APL の破面と類似した傾向を示す。試料 SL の例を Photo. 3 (a) および (b) に示す。試料 APL においては、Photo. 2 (b) に示したように  $\Delta K=15 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  の場合破面全体がへき開状であったのに対して、試料 SL においては 3 (b) に示すように同じ  $\Delta K$  の場合へき開状破面は半分程度で

あり、残りの部分はへき開状ではなく、比較的平坦である。

#### 4. 考 察

##### 4.1 $da/dN$ - $\Delta K_{eff}$ 曲線に影響を及ぼす因子について

$da/dN$  は低  $\Delta K$  域では、一般に、微視組織に敏感である。微視組織はき裂閉口、環境、2次き裂、微視き裂伝播方向を通して  $da/dN$  に影響を与える。

大気中におけるき裂閉口の原因は次の3種類に分けられる。(i)塑性誘起き裂閉口<sup>11)</sup>、(ii)酸化物誘起き裂閉口<sup>12)</sup>、(iii)破面荒さ誘起き裂閉口<sup>13)</sup>。 $da/dN$  が  $\Delta K_{eff}$  の

関数として表されているならば、上記の  $da/dN$  への影響因子のうち、き裂閉口は除外され、影響因子は環境、2次き裂、微視き裂伝播方向になる。 $da/dN$  を  $\Delta K_{eff}$  の関数で表した Fig. 2 において、試料 SL の  $da/dN$  は試料 APL および AL の  $da/dN$  に比べて高い。

チタンにおいては低  $\Delta K$  域の疲れ破面は Photo. 2 あるいは 3 に示したようにへき開状である。チタンの  $K_{1SCC}$  以下の低  $\Delta K$  域の疲れ破壊には高  $\Delta K$  域の場合と同様に水素が関与しているとする説<sup>14)</sup>がある。この説と試料 SL の引張強さが  $125 \text{ kgf/mm}^2$ 、試料 AL および APL の引張強さが約  $100 \text{ kgf/mm}^2$  であることを考え合わせると、試料 SL の強度が他の試料の強度に比べて高い分だけ疲れき裂伝播速度が水素によつて高められたものと考えられる。これに関しては今後詳細な検討が必要である。なお、チタンの  $K_{1SCC}$  値は降伏強さ ( $\delta_y$ ) が約  $100 \text{ kgf/mm}^2$  をこえると  $\delta_y$  とともに低下する<sup>15)</sup>。

低  $\Delta K$  域の破面は Photo. 2 (b) および Photo. 3 (b) に示したように、へき開状の破面が現れるのが特徴である。このような破面が現れるのは  $30 > \Delta K > 10 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  においてである。しかし破面の詳細は試料によつて異なる。試料 APL および AL の破面はほぼ全面がへき開状である。エダックスを用いて  $\beta$  安定化元素である V 濃度を分析したところ、これらの部分の V 濃度は 1.5~2.5% であり、平均 V 含有量約 4% に比べて低く、したがつて  $\alpha$  粒内へき開状割れと思われる。

試料 SL においてはへき開状ファセットと比較的平坦な部分とが混在している。この平坦な部分の V 濃度は 5.5~7% であり、平均 V 濃度より高く、したがつてこれは  $\beta$  相と思われる。

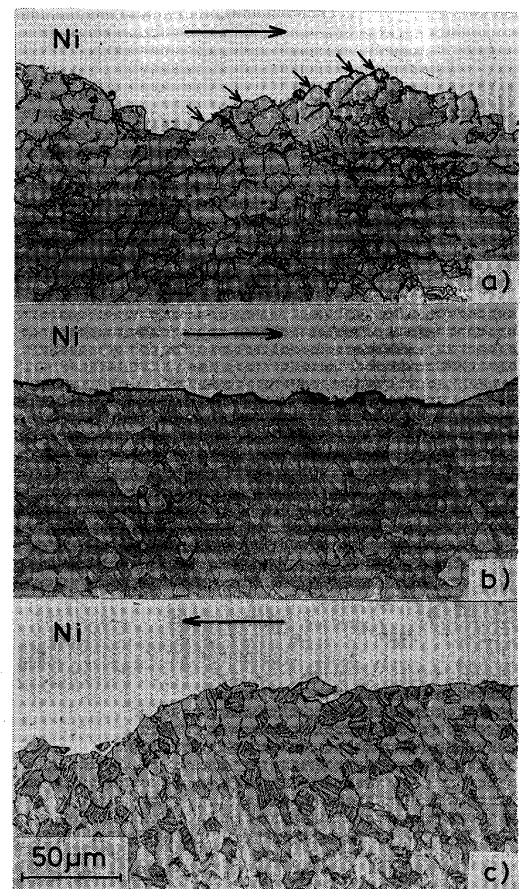
以上のような破面の試料間の相違は試料間の  $\alpha$  面積率の違いおよび  $\beta$  相中に析出している微細  $\alpha$  粒の有無あるいはその形状と関係があると思われる。 $\alpha$  面積率は試料 AP が 82%、試料 A が 58%、そして試料 S は 40% である。試料 A は  $\beta$  相が 42% であるが、この中には板状の  $\alpha$  がラス状に析出しており、 $\beta$  相は Photo. 4 に示したようにへき開状を呈している。

試料 S の破面は 60% が  $\beta$  相である。 $\beta$  相は bcc であるからへき開面を有しているが、破面は Photo. 3 (b) に示したようにへき開状ではない。これは  $\beta$  相中に分散している微細  $\alpha$  粒のためと思われる。これらの微細の粒子が応力を分散し、そのために  $\beta$  相の破壊応力がへき開破壊を起こす応力よりも高くなっている。へき開破壊を生ずる応力より高い応力で生じる破面は Photo. 2 (c) のようなストライエーション状かディンプルである。しかし、Photo. 3 (b) の  $\beta$  相はストライエーションもディ

ンプルにも見えない。また、もし  $\beta$  相の破壊応力が高くなっているならば、試料 SL の  $da/dN$  は他の試料の  $da/dN$  より速くはならないと思われるが、実際は逆になっている。この  $\beta$  相の破壊様式は不明である。

破面の縦断面写真を Photo. 4 a), b) および c) に示す。破面の凹凸の度合は試料 APL が最も顕著であり、試料 SL は比較的平坦である。Photo. 2~4 およびエダックス分析結果より低  $\Delta K$  域のき裂伝播は次のように考えられる。

(a) 試料 APL: き裂は主として  $\alpha$  粒内 (へき開状) として一部  $\alpha$  粒界を伝播する。き裂が  $\alpha$  粒内の特定の面 (Photo. 4 a) 中矢印) あるいは  $\alpha$  粒界に達すると、き裂はその特定面あるいは  $\alpha$  粒界の方向にき裂伝播方向を変える。き裂は微視的に伝播方向を変えながら伝播する結果、破面は他の試料に比べてより顕著な凹凸を示す。この試料は溶体化処理を施してないので、圧延組織が残留し、それが微視的き裂伝播方向に影響している可能性がある。なお、Photo. 4 a) に微細な 2次き裂が見られ



a) Specimen APL  $\Delta K=14 \text{ kgf/mm}^{3/2}$   
 b) Specimen SL  $\Delta K=18 \text{ kgf/mm}^{3/2}$   
 c) Specimen AL  $\Delta K=15 \text{ kgf/mm}^{3/2}$

Photo. 4. Metallographic crack-path section. Arrows show the direction of crack growth.

るが、他の試料に比べて特に多いということはない。

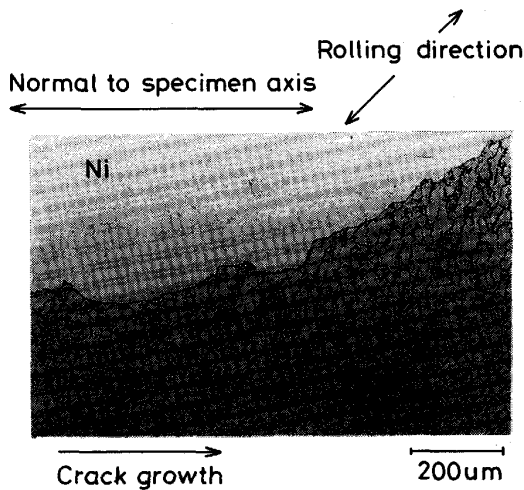
(b)試料 SL: き裂は  $\alpha$  粒内(へき開状)および  $\beta$  相内、そして一部  $\alpha$  粒界を伝播している。微視的き裂伝播方向は  $\alpha$  粒界で多少変化し、その方向は応力軸に対して直角方向から多少ずれる場合が多い。しかし、 $\beta$  相内ではき裂は応力軸にほぼ直角方向に伝播する。その結果、破面は他の試料に比べて平坦であり、これも試料 S の  $da/dN$  が他の試料の  $da/dN$  より速い理由の一つである。

(c)試料 AL: き裂は  $\alpha$  粒内と  $\beta$  粒内を伝播しているが、 $\alpha$  粒界が特に伝播経路になっている様子はない。微視的き裂伝播方向は  $\alpha$  粒界で多少変化するが、それは試料 AP ほど顕著ではない。また、板状組織をした  $\beta$  相中をき裂が伝播する際、その経路は板状組織の方位によって影響を受けていない。

Fig. 5 において負荷方向の  $\Delta K_{th}$  への影響は試料 AP 45 だけに現れており、その  $\Delta K_{th}$  は他の試料の  $\Delta K_{th}$  に比べて全 R 域にわたって高くなっている。この場合巨視的き裂伝播方向は Photo. 5 に示すように応力軸に対して直角方向ではなく平均して  $20\sim 25^\circ$  傾いており、正確な  $\Delta K$  が計算されていない。き裂が応力に直角な方向から傾いている角度を  $\beta$  とすると、 $\Delta K$  は  $\cos^2\beta$  に比例する<sup>16)</sup>。したがって、Fig. 5 の AP 45 の  $\Delta K$  は 15% 程度過大評価されていたことになり、その分を修正すると試料 AP 45 の  $\Delta K_{th}$  は試料 APL あるいは APT の  $\Delta K_{th}$  と同水準になる。Photo. 5 のようなき裂伝播は試料 AP が溶体化処理されていないことと関係している可能性がある。

#### 4.2 チタンの $\Delta K_{th}$ と鋼の $\Delta K_{th}$ の比較

Fig. 5 に示したように 3 種類の試料の  $\Delta K_{th,eff}$  はほぼ



$\Delta K = 11 \text{ kgf/mm}^{3/2}$

Photo. 5. Metallographic crack-path section of specimen AP45.

同じであり、したがって  $\Delta K_{th,eff}$  は微視組織の影響をほとんど受けていない。 $\Delta K_{th,eff}$  近くの破面はへき開状の破面が少なくなり、 $\alpha$  粒界割れが多くなる。 $\alpha$  粒の大きさは不揃いではあるが、 $5\sim 20 \mu\text{m}$  (Photo. 1 参照) と 3 種類の試料間ではほぼ同じであり、そして破壊様式は同じである。

鋼においても粒界割れは疲れ破面上に現れるが、現れ方は本報のチタンの場合と異なる。鋼の場合、粒界割れはき裂先端の塑性変形域大きさが前オーステナイト粒径とほぼ等しいときに現れやすく、 $\Delta K_{th}$  近くでは現れない<sup>17)</sup>。18 Ni(200) マルエージ鋼の場合、 $\Delta K_{th}$  近くの破面単位の大きさは前オーステナイト粒径の  $1/2\sim 1/3$  程度で  $5\sim 10 \mu\text{m}$  であり、それはパケットあるいはブロックの大きさである<sup>10)</sup>。組織は異なるがチタンおよび鋼の  $\Delta K_{th}$  近くの破面単位の大きさはほぼ同じである。チタンにおいてき裂先端の塑性変形域の大きさが  $\alpha$  粒径と等しくなる  $\Delta K = 50\sim 100 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  で粒界割れが生じない<sup>14)</sup>のはチタンの  $\alpha$  粒は鋼の前オーステナイト粒とは異なり界面の不純物が相対的に少なく界面の水素脆性抵抗が大きいためと思われる。チタンおよび鋼において  $\Delta K_{th}$  近くの破面単位大きさがともに  $10 \mu\text{m}$  前後になる理由は不明である。なお、チタンの  $\alpha$  粒には鋼における大傾角境界からなるパケットあるいはブロックに相当するものが存在するという報告はない。

$\Delta K_{th}$  に対するき裂先端開口変位 ( $CTOD^C$ ) の相対量を Fig. 6 に示す。図中の斜線部はき裂が閉口している部分である。なお、鋼は試料 APL あるいは AL と同じ強度水準のそして同じ試験方法で  $\Delta K_{th}$  を求めた HT 100 に関するものであり、Fig. 6 は HT 100 の  $R=0.95$  の  $CTOD^C$  を基準にして相対化している。 $CTOD^C$  は次式より求める。

$$CTOD^C = 0.25 \Delta K_{th}^2 / 2E\delta_y$$

ここで  $E$  は縦弾性係数である。チタンの  $E$  は  $1.1 \times$

	R=0.10	R=0.70	R=0.95
Ti (AL APL)	7.6	3.1	1.6 *
Ti SL	3.1	1.5	1.4 *
Fe HT100	5.6	1 *	1 *

\* Effective

Fig. 6. Relative crack tip opening displacement.

$10^4 \text{ kgf/mm}^2$ , HT 100 の  $E$  は  $2 \times 10^4 \text{ kgf/mm}^2$  とする. Fig. 6 において  $R=0.90 \sim 0.95$  のすべての開口量および HT 100 の  $R=0.7$  の開口量は有効開口量である. 同図から次のことがわかる.

(a) チタンの  $\Delta K_{th,eff}$  の  $CTOD^C$  は HT 100 の  $\Delta K_{th,eff}$  の  $CTOD^C$  の約 1.5 倍である. このことはチタンは HT 100 に比べて 1.5 倍大きいき裂開口に耐えることができることを意味しており, チタンの方がき裂伝播抵抗はより大きいと言える.

(b)  $R=0.1$  と  $R=0.7$  の相対  $CTOD^C$  の差は試料 AL および APL では 4.5 そして HT 100 では 4.6 でありほぼ等しい. このことは  $R=0.1$  から  $R=0.7$  にかけての  $\Delta K_{th}$  に対するき裂閉口挙動は試料 AL あるいは APL と HT 100 の間で見掛け上等しいことを意味している. しかし試料 SL の  $R=0.1$  と  $0.7$  の相対  $CTOD^C$  の差は 1.6 であり, 試料 SL の  $\Delta K_{th}$  に及ぼすき裂閉口の影響は試料 AL あるいは APL に比較して小さいことがわかる. これは前に述べたように試料 SL の破面が試料 AL あるいは APL に比べて平坦であること, き裂先端の塑性変形に関係する圧縮残留応力がより小さいことなどが考えられる.

## 5. 結 論

微視組織の異なる 3 種類の  $(\alpha + \beta)$ Ti-6 Al-4 V を用いて大気中低  $\Delta K$  域の疲れき裂伝播挙動を調べ, 以下の結論を得た.

1) 低  $\Delta K$  域では  $\alpha$  はすべてへき開状割れである.  $\beta$  の破壊様式はその中に析出している  $\alpha$  の形状により異なる. 微細  $\alpha$  粒が多数析出している  $\beta$  はへき開状ではなく, 平坦な破面を呈する. 板状の  $\alpha$  が析出している  $\beta$  はへき開状破面を呈する.

2) 微視組織は低  $\Delta K$  域の  $da/dN$  に影響を及ぼす. それは  $\alpha$  量,  $\beta$  中への  $\alpha$  の析出状態, 残留圧延組織などに関係する疲れき裂伝播方向の変化, 水素脆性感受性の高低を介してである.

3)  $\Delta K_{th}$  は応力比 0.9 以上まで応力比の増加とともに減少する.

4) 有効  $\Delta K_{th}$  は微視組織に関係なく一定であり, その値は約  $7.5 \text{ kgf/mm}^{3/2}$  である.  $\Delta K_{th}$  のごく近くでは微視組織に関係なく  $\alpha$  粒界割れが支配的であり, 支配している破壊機構は試料間で同じである.

5) Ti-6 Al-4 V の有効  $\Delta K_{th}$  は同じ強度水準の高張力鋼の値とほぼ同じである. しかし, Ti-6 Al-4 V の有効  $\Delta K_{th}$  におけるき裂開口量は鋼のそれに比べて約 1.5 倍である.

6)  $da/dN$  は試験片の切出方向の影響をほとんど受けない.

最後に, Ti-6 Al-4 V の熱処理組織について有益な論議を賜った金属材料技術研究所筑波支所河部義邦強力材料研究部長, 藤田充苗博士, 萩原益夫博士, 宗木政一氏に感謝する.

## 文 献

- 1) 池島俊雄: チタニウム・ジルコニウム, **32** (1984), p. 139
- 2) J. C. CHESNUTT: Titanium Sci and Tec., Proc of Fifth Conf. on Titanium (1984), p. 2227
- 3) 浅見克敏: 日本機械学会論文集, (1986) 860-3, p. 201
- 4) 松岡三郎, 西島 敏, 下平益夫, 升田博之, 竹内悦男: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 55
- 5) W. F. BROWN and J. E. SRAWLEY: ASTM STP 410 (1966), p. 12
- 6) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎, 松田喜彦: 日本機械学会論文集 (A編), (1980) 46, p. 1337
- 7) 角田方衛, 丸山典夫: 未発表データ
- 8) 太田昭彦, 佐々木悦男: 金材技研データ資料, **3** (1984), p. 26
- 9) 小林英男, 小川武史, 中村春夫, 中沢 一: 日本機械学会論文集, (1984) A 50, p. 309
- 10) M. SUMITA, N. MARUYAMA, and I. UCHIYAMA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **25** (1985), p. 1078
- 11) W. ELBER: ASTM STP, **486** (1971), p. 230
- 12) S. SURESH, G. F. ZAMISKI, and R. O. RITCHIE: Metall. Trans. A, **12** (1981), p. 1435
- 13) K. MINAKAWA and A. J. McEVILY: Scr. Metall., **15** (1981), p. 633
- 14) D. A. MEYN: Metall. Trans., **2** (1971), p. 853
- 15) L. R. HETTICHE and B. B. RATH: Surf Treat Improved Perform Prop (1982), p. 143
- 16) 石田 誠: き裂の弾性解析と応力拡大係数 (1977), p. 140 [培風館]
- 17) 角田方衛, 丸山典夫, 内山 郁: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 428