

## AZ92A マグネシウム合金の疲労き裂発生挙動と切欠き感度\*

楠 川 量 啓<sup>\*1</sup>, 高 尾 健 一<sup>\*2</sup>Fatigue Crack Initiation Behavior and Notch Sensitivity  
of AZ92A Magnesium AlloyKazuhiro KUSUKAWA<sup>\*3</sup> and Ken-ichi TAKAO<sup>\*3</sup> Department of Intelligent Mechanical System Engineering, Kochi University of Technology,  
Tosayamada, Kami-gun, Kochi, 782-8502 Japan

Plane bending fatigue tests were carried out for sand cast magnesium alloy AZ 92 A-T 6 in air at room temperature, in order to investigate fatigue crack initiation behavior and notch sensitivity. Successive observations on the surface have shown that the fatigue crack initiates along the slip bands in an  $\alpha$  grain and starts to grow into the neighboring grain or lamellar precipitate phase. The notch sensitivity was higher than that in pure titanium that has hcp crystal structure. However, no non-propagating crack exists for a sharp notch ( $\rho=0.1$  mm). Fractography using SEM has shown that the crack in which the micro pores in the vicinity of the surface became an origin, propagated and often led to final failure in the region of life  $N_f \geq 5 \times 10^5$ . In this case, the initial stress intensity factor;  $\Delta K_{I\text{ini}}$  was from 0.52 to 0.73 MPa $\cdot\sqrt{m}$ , when the micro pore was considered to be a crack.

**Key Words:** Fatigue, Notch, Fractography, Nonferrous Metal, Magnesium Alloy

## 1. 緒 言

工業用軽金属材料として、マグネシウムが使用され始めたのはそう最近のことではない。しかしながら近年の省資源、省エネルギーに伴い機械の軽量化あるいはリサイクル問題などが注目されるようになり、マグネシウム合金の需要も90年代半ばより急激に増加する傾向にある<sup>(1)</sup>。マグネシウムは比強度が高く、鍛造性、切削性、吸振性、寸法安定性などに優れており、その合金は構造用材料としても多く使用されるようになってきた。民需用の大量生産品や複雑な形状の製品に対してダイカスト法や、特に最近ではチクソモールド法などの鍛造品が多く、マグネシウム全体の需要としては合金の添加材に次いで多い。一方、航空機、自動車あるいは一般の産業部品などでは砂型鍛造法も依然として使用されている<sup>(2)</sup>。

マグネシウム合金が量産の自動車部品に実用化されたのは50年代であるが、疲労強度に関して精力的に研究されたのは60年代後半から80年代にかけてで総説論文<sup>(3)</sup>にもそれらの詳細がまとめられている。しかしながら本材料の多くが鍛造品として使用されるにもかかわらず、疲労強度に及ぼす切欠きの影響や鍛造欠陥の影響に関する詳細な研究は少ないようである。近年の材料生産技術の向上に伴い、性能の高い各種合金が開発、生産される中、今後ますます需要増加が見込まれているマグネシウム合金の疲労強度特性を詳細に調査しておくことは重要であると考えられる。本研究では鍛造用マグネシウム合金で最も一般的に使用されているMg-Al-Zn合金の一種であるAZ92Aについて疲労試験を行い、疲労き裂の発生挙動、切欠き感度およびこれらに及ぼす微小欠陥の影響について検討を行った。

## 2. 材料および実験方法

実験に使用した材料 Mg-Al-Zn 系合金 AZ92A-T6 (JIS, MC3) で、その化学成分を表1に示す。

\* 原稿受付 2001年12月3日。

<sup>\*1</sup> 正員、高知工科大学工学部(〒782-8502 高知県香美郡土佐山田町)。<sup>\*2</sup> 正員、弓削商船高等専門学校電子機械工学科(〒794-2506 愛媛県越智郡弓削町)。

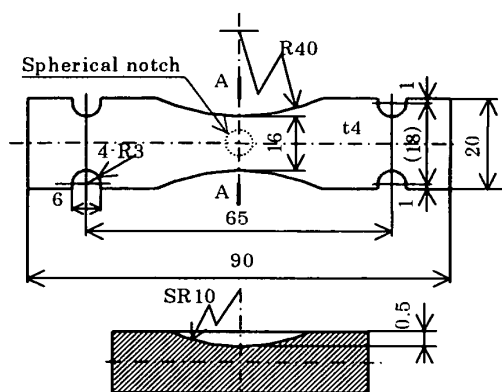
E-mail: kusakawa.kazuhiro@kochi-tech.ac.jp

Table 1 Chemical composition of material  
(wt. %)

Al	Zn	Mn	Si	Cu	Ni	Mg
8.96	1.94	0.14	0.023	0.002	0.002	bal.

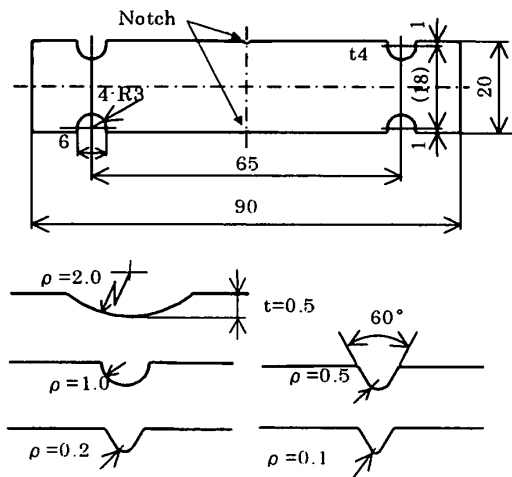
Table 2 Mechanical properties of material

Proof stress $\sigma_{0.2}$ MPa	Tensile strength $\sigma_B$ MPa	Elongation %	Young's modulus E GPa
148	282	7.0	43



A-A (Spherical notched specimen)

(a) Smooth specimen.



Detail of notches.

(b) Notched specimen.

Fig. 1 Specimen configurations in mm

T6 処理として、680K、24 時間空冷の溶体化処理の後 473K、8 時間の人工時効処理が施されている。材料の機械的性質を表 2 に示す。納入材は 270×100×20 mm の鋳塊で、これから図 1 に示す形状・寸法の疲労試験片を加工した。平滑材の一部には、き裂発生挙動の連続観察を容易にするため、曲率半径

10mm、深さ 0.5mm の球面くぼみを中央部に付けた。切欠き材は深さを 0.5mm 一定とし、切欠き半径  $\rho$  を図に示すような 5 種類に変えた両側切欠き試験片とした。機械加工後、試験片表面をエメリー仕上げし、切欠き材についてはさらに切欠き底を 2000 番のカーボラダムにより仕上げた。最後に電界研磨にて表面層を除去した後実験に供した。疲労試験を平面曲げ負荷下で行ったので、この負荷形態における各切欠き材の応力集中係数を有限要素解析により求めた。結果を表 3 に示す。

疲労試験には容量 30N・m の平面曲げ疲労試験機を用いて、繰返し速度 20Hz、完全両振りの条件下で行った。球面くぼみつき試験片についてはき裂発生過程をレプリカ法により連続的に観察した。また破面の観察には走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた。

Table 3 Stress concentration factors of notched specimens

$\rho$ (mm)	2.0	1.0	0.5	0.2	0.1
$K_t$	1.36	1.53	1.75	2.28	2.88

### 3. 実験結果および考察

#### 3・1. 平滑材の S-N 曲線と疲労き裂発生挙動

図 2 に平滑材の S-N 曲線を示す。図中、白丸の記号は球面くぼみを付けた試験片における結果であるが、くぼみのない平滑材 (黒丸) と比べ疲労強度にあまり差は見られなかった。本材料の S-N 曲線には明瞭な疲労限度はなく、 $10^7$  回時間強度  $\sigma_{w0}$  は 80 MPa で引張り強さ  $\sigma_B$  に対する比  $\sigma_{w0}/\sigma_B$  は 0.28 であった。

応力振幅  $\sigma_a$  が 110 MPa における表面連続観察結果を図 3 に示す。また、図 3 の枠内を SEM により

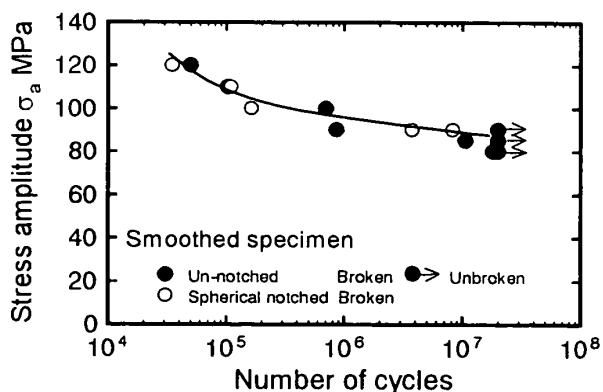


Fig. 2 S-N curve of smooth specimens

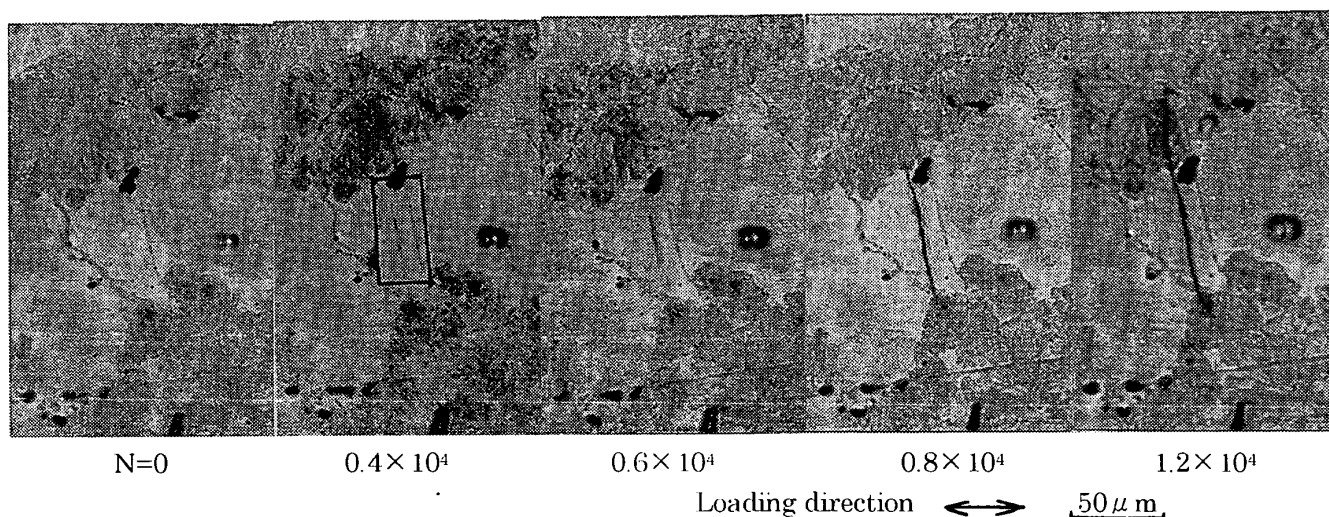
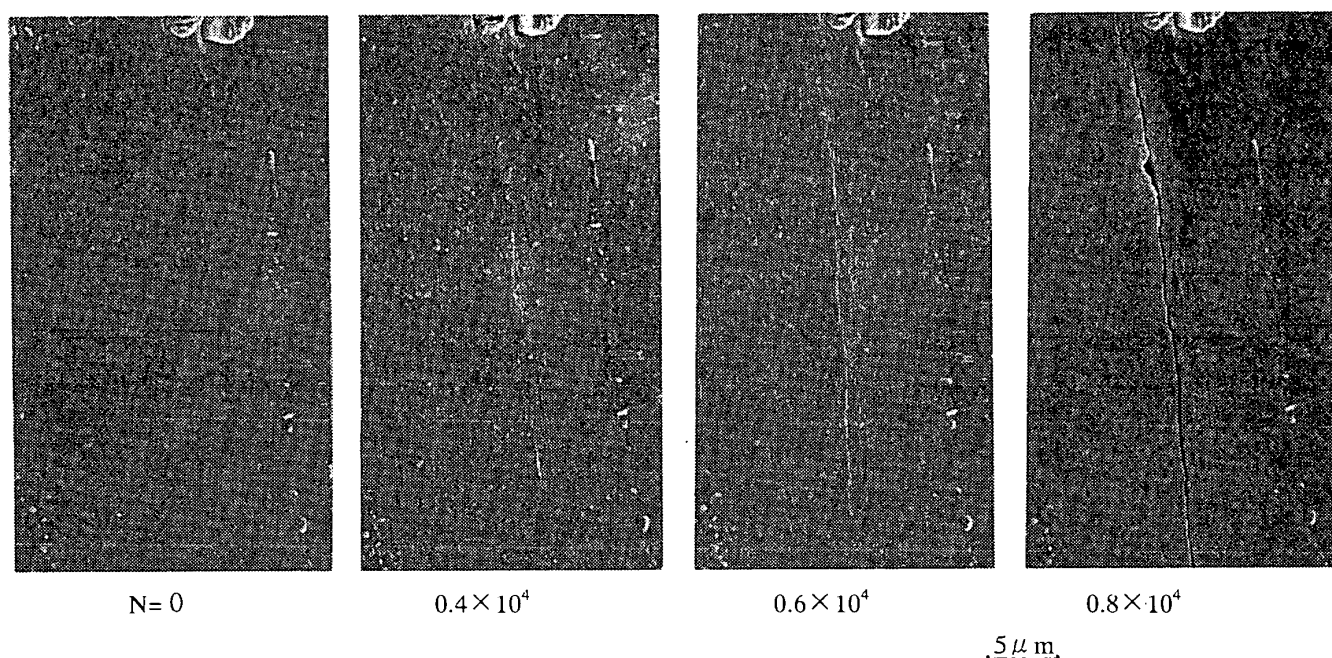
Fig.3 Successive observation on a specimen surface under  $\sigma_a = 110$  MPa

Fig.4 SEM observation on flamed area in Fig.3

拡大観察した結果を図4に示す。本材料は白地に見える $\alpha$ 固溶体の粒界より $Mg_{17}Al_{12}$ が不連続析出した(縞状)微視組織を有する。図3および図4観察結果から、本材料の疲労き裂発生は以下の過程を経ることがわかる。すなわち、応力の繰返しに伴い $\alpha$ 相内に多数のすべり帯が出現する。その後これらすべり帯に沿ってき裂が発生し、結晶内で一本のき裂となって隣の析出相へと伝ばを開始する。 $\sigma_a = 100$  MPaおよび120 MPaにおいてもほぼ同様なき裂発生過程となり、常に $\alpha$ 相内のすべり帯がき裂発生の起点であった。このような $\alpha$ 相内のすべり帯からの疲労き裂発生は鍛造用マグネシウム合金などでも観察されている<sup>(3)</sup>。

発生直後の微小き裂の伝ば挙動に対して、微視組織の影響は顕著に現れた。図5に $\sigma_a = 100$  MPaにおける微小き裂の伝ば速度とき裂長さの関係を示した。図中Aで示したき裂伝ば速度の低下は不連続析出相を伝ばするとき生じたものである。また、 $\alpha$ 相内を伝ばする場合でも、き裂長さが非常に短い場合はすべり面に沿って伝ばする傾向があるが、結晶間の方位関係によっては図中BおよびCで示したように隣接結晶内に伝ばする際伝ば速度は低下する。

一方 $\sigma_a = 90$  MPaで表面での連続観察を行った2本の試験片については、図3および4に示したような連続的なき裂発生過程が観察されず、材料内部で発生したき裂が突然表面にあらわれる挙動が見られ

た。これは次節で詳細に述べるが、表面近傍にある鑄造欠陥からき裂が発生したもので、特に低応力振幅下において特徴的なものであった。

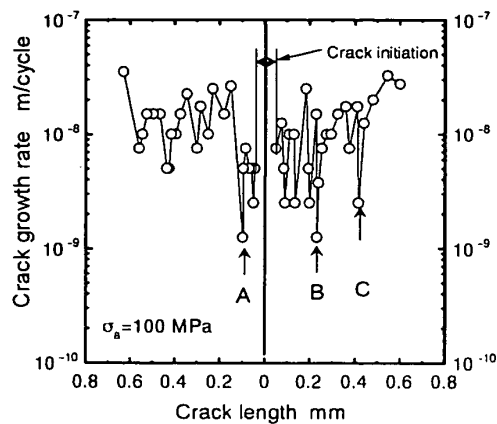


Fig. 5 Crack growth rate of small fatigue crack

**3・2 切欠き感度** 各切欠き材における S-N 曲線を図 6 に示す。本研究で利用した切欠き材での最小切欠き半径は  $\rho = 0.1 \text{ mm}$  であったが、このような鋭い切欠きにおいても停留き裂は認められなかった。

各切欠き材の  $10^7$  回時間強度  $\sigma_w$  と表 3 に示した応力集中係数  $K_t$  から求めた  $\sigma_w$  における切欠き底での弾性最大応力  $K_t \cdot \sigma_w$  を平滑材の時間強度  $\sigma_{w0}$  で無次元化した値と、切欠き半径の逆数  $1/\rho$  の関係を線形切欠き力学の概念<sup>(4)</sup>に従って図 7 に示す。この  $K_t \cdot \sigma_w / \sigma_{w0}$  vs.  $1/\rho$  関係を示す曲線は上に位置するほどその材料の切欠き感度が低いことを表している。比較のため稠密六方金属 (hcp) の純チタンと、非常に切欠き感度が高い時効硬化アルミニウム合金<sup>(5)</sup>のデータを示したが、本材料の切欠き感度は両者の中間にある。

これら金属材料の切欠き感度はその材料の切欠き

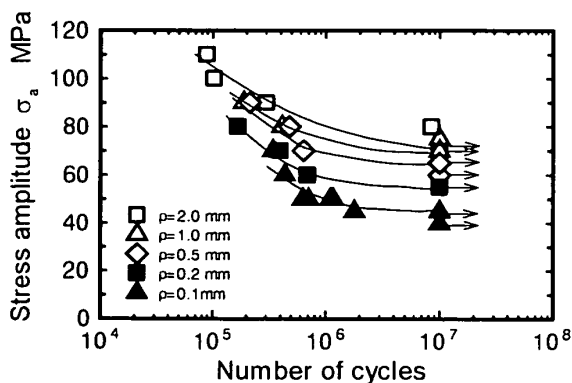


Fig. 6 S-N curves of notched specimens

材における疲労き裂発生挙動と密接に関連している。hcp 構造を有する純チタンの場合、その限られたすべり系に関して結晶間でのすべりに対する拘束が大きいので、疲労き裂が発生・伝播するには隣接する複数の結晶内でき裂が発生しそれらが連結することが条件となる<sup>(6)</sup>。このため切欠き部においても切欠き底からかなり厚い層内での平均的応力によりそのき裂発生限界が支配されるため切欠き感度はかなり低いものとなる。一方、時効硬化アルミニウム合金のき裂発生挙動は点発生的<sup>(7)</sup>であるため切欠き底のき裂発生に関係する表面層が薄く、切欠き感度が極めて高い。本材料において、き裂が全て hcp の  $\alpha$  相内でのすべり帯から発生するものであれば、hcp 特有の限定されたすべり系のため、切欠き感度は純チタンのそれに比較的近くなると予想できる。しかしながら切欠き感度は特に低い値とはならず、鋭い切欠きではむしろ高い傾向にある。

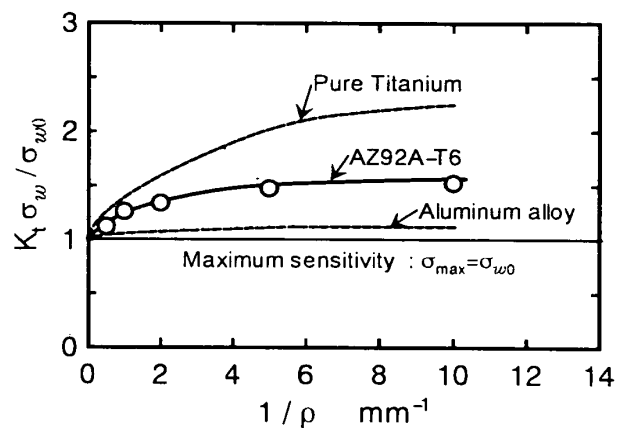


Fig. 7  $K_t \sigma_w / \sigma_{w0}$  vs.  $1/\rho$

**3・3 破面観察と欠陥の影響** 図 3 および図 4 に連続観察結果を示した平滑材の破面 SEM 写真を図 8 に示す。き裂の発生部となったすべり面は非常に平坦で、各すべり面に関連した段差も確認できる。また、このすべり帯が発生した  $\alpha$  相の粒境界も明瞭である。

一方、表面での観察では連続的なき裂発生過程を捕らえることのできなかった  $\sigma_a = 90 \text{ MPa}$  で破断した球面くぼみ付き試験片の SEM 写真を図 9 に示す。この観察から、試験片表面より  $10 \mu\text{m}$  程度内部にある、微小な欠陥を起点としてき裂が発生したことがわかった。同じ  $\sigma_a = 90 \text{ MPa}$  で破断した他の平滑材試験片においても、同様な欠陥を起点とするき裂発生の様相が観察された。さらに切欠き材でも欠陥を

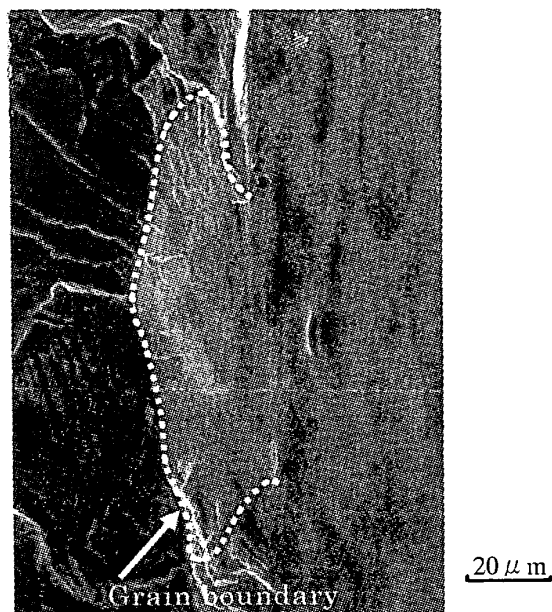


Fig.8 Fracture surface of slip bands crack

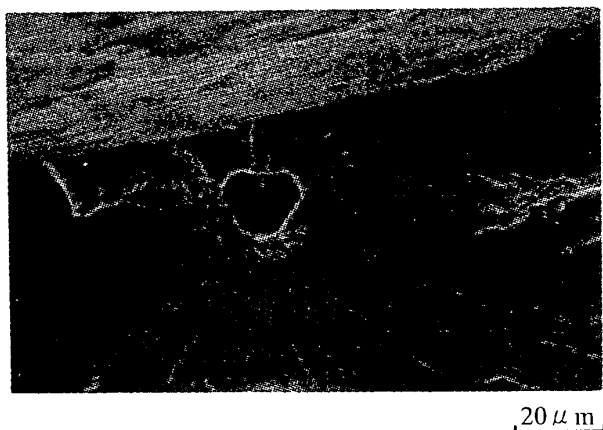
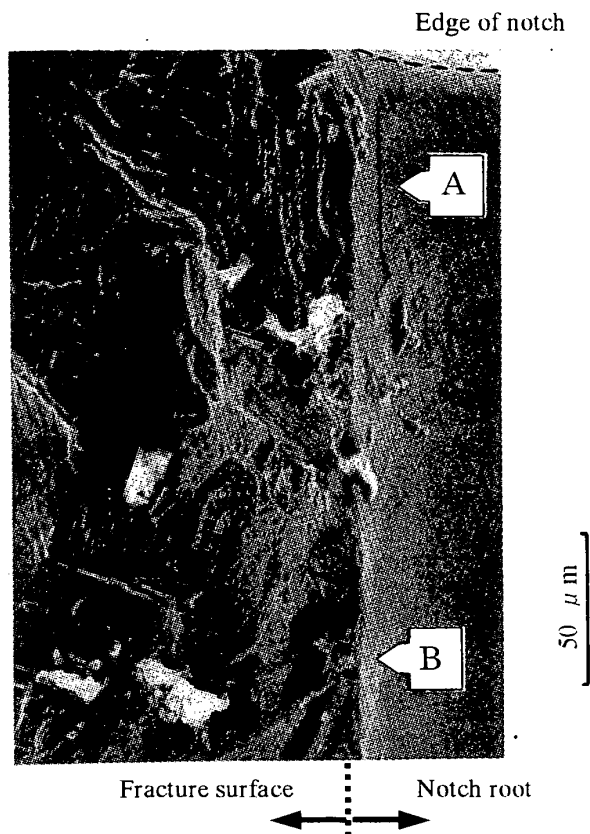


Fig.9 Fracture surface of crack in which the micro pore becomes an origin of failure

起点として破断した試験片はあったが、傾向として破断寿命  $N_f$  が  $5 \times 10^5 \sim 10^6$  回となる低応力振幅下で観察された。例として  $\rho = 0.1 \text{ mm}$ ,  $\sigma_a = 50 \text{ MPa}$  において破断した試験片破面と切欠き底部の SEM 写真を図 10 に示す。図中切欠き底の A 部ではき裂が  $\alpha$  相内でのすべり帯に沿って発生し、隣接する不連続析出相へ伝ばを開始した跡が見られるが、最終的に破断に至ったき裂は B で示した欠陥を起点として発生・伝ばしたき裂である。このことは  $\sigma_a$  が大きい場合には、表面のすべり帯からき裂が発生するが、 $\sigma_a$  が小さくなると、内部の微小欠陥からのき裂発生が支配的となることを示唆している。すなわち図 10 では、すべり帯き裂から微小欠陥き裂へ移行する限界近傍の応力振幅であったといえる。

このときの限界を定量的に明らかにするため、破

Fig.10 Fracture surface of notched specimen ( $\rho = 0.1 \text{ mm}$ ,  $\sigma_a = 50 \text{ MPa}$ )

断した試験片すべての破面を SEM により観察し、明らかに欠陥を起点としてき裂が伝ばしたと思われるものについてその欠陥寸法と位置を測定し、欠陥位置での局所的応力幅  $\Delta \sigma_{local}$  を有限要素解析の結果より算出した。さらにこの欠陥をき裂とみなし、その寸法を  $\sqrt{area}$  で表した時の初期応力拡大係数範囲  $\Delta K_{Iini}$  を(1)式<sup>(8)</sup>により計算した結果を表 4 にまとめて示した。

Table 4 Initial stress intensity factor range of micro pore cracks

$\rho$ (mm)	$\sigma_a$ (MPa)	$\Delta \sigma_{local}$ (MPa)	$\sqrt{area}$ ( $\mu\text{m}$ )	$\Delta K_{Iini}$ ( $\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$ )
10	90	178	10.9	0.52
2.0	80	202	9.1	0.54
1.0	90	236	12.2	0.73
0.2	60	220	10.9	0.64
0.1	50	124	11.2	0.64
0.1	50	258	8.2	0.66

$$\Delta K_{I_{ini}} = 0.5 \Delta \sigma_{local} \sqrt{\pi \sqrt{area}} \quad (1)$$

平滑材を含め  $\Delta K_{I_{ini}}$  は  $0.52 \sim 0.73 \text{ MPa} \cdot \sqrt{m}$  の範囲にある。応力振幅が小さくなるに従い、すべり帯からのき裂発生抵抗が増大し相対的に欠陥からのき裂発生抵抗が低下するため、き裂発生機構がすべり帯型から微小欠陥型へと変化すると考えられるが、 $\Delta K_{I_{ini}}$  の値はこの時の条件を与えるものである。

欠陥の寸法は  $\alpha$  相の粒径に比べかなり小さく、かつき裂伝播の起点となった欠陥は切欠き底にある  $\alpha$  相内の表面近傍に存在する。切欠き材に  $\sigma_w$  が負荷された時のこの状態を模式的に示したのが図 11 である。すべり帯き裂が形成されるには、少なくとも平均結晶粒径程度の表面層内の平均的な応力がある値以上必要であるが、 $\sigma_w$  が小さく欠陥を起点としてき裂が発生・伝播する状況下ではさらに薄い表面層内での応力によりき裂発生が支配される。すなわち微小欠陥型き裂では、き裂発生に関する表面層が薄くなるのと同じ効果があるため、図 7 に示したように応力勾配の大きい鋭い切欠きでは切欠き感度が高くなったと考えられる。

以上のことより、本材料を用いた鋳造品を製作する際にこのような微小欠陥を何らかの方法で排除さ

せることができたならば時間強度の上昇や切欠き感度の低下が期待できると思われる。

#### 4. 結 言

鋳造用マグネシウム合金 AZ92A-T6 平滑材および切欠き材の平面曲げ疲労試験を行い、表面における連続観察によりき裂発生挙動を調査した結果以下の結論を得た。

- (1) 疲労き裂は  $\alpha$  相内に生じるすべり帯に沿ってほぼ 1 結晶粒を単位として発生し伝播を開始する。また、長さ 1.5 mm 以下の微小き裂ではその伝播速度は微視組織の影響、特に結晶間の方位差、不連続析出相の影響を顕著に受ける。
- (2)  $\rho = 0.1 \text{ mm}$  の鋭い切欠きにおいても、hcp 単相の純チタンと同様に停留き裂は存在しなかった。
- (3) 切欠き感度は純チタンに比べかなり高い。これは hcp である  $\alpha$  相内に存在する微小な欠陥からき裂が伝播するためである。
- (4) 応力振幅が低く、すべり帯き裂が発生しない場合、材料内部の微小鋳造欠陥を起点としてき裂が伝播し破断に至ることが多い。この時の限界となる条件は、切欠き半径によらず欠陥をき裂と見なした時の応力拡大係数範囲で評価可能である。

最後に本研究に対し、材料をご提供いただいた株式会社神戸製鋼所の小池進氏に謝意を表す。

#### 文 献

- (1) 諸住正太郎, 金属, 69-9 (1999), 788-797.
- (2) 小池進, マグネシウムマニュアル (1999), 19, 日本マグネシウム協会.
- (3) Ogarevic, V. V. and R. I. Stephens, Annual Review of Materials Science, 20 (1990), 141-177.
- (4) H. Nisitani, Proc. of the Int. Conf. On the Roll of Fracture Mechanics in Modern Technology (1987), 25-37.
- (5) 高尾健一, 西谷弘信, 材料, 36-409 (1987), 1060-1064.
- (6) 高尾健一, 楠川量啓, 材料, 41-458 (1991), 1422-1427.
- (7) 高尾健一, 西谷弘信, 機論, 46-402 (1980), 123-133.
- (8) 村上敬宜, 児玉昭太郎, 小沼静代, 機論, 45-500, A (1988), 688-696.

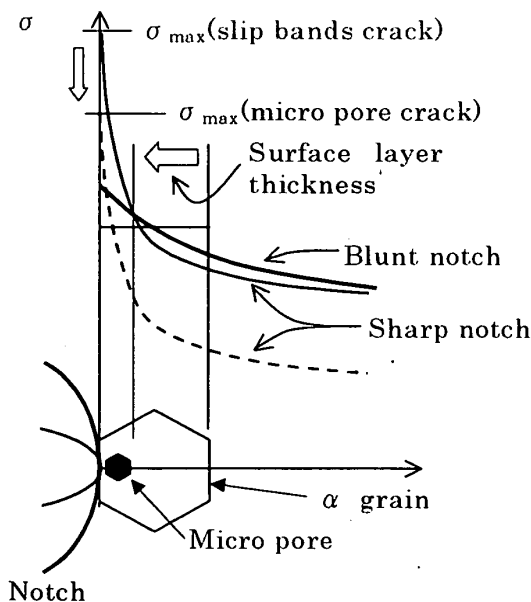


Fig.11 Schematic illustration on notch sensitivity of micro pore crack