

## AZ31 押し出しマグネシウム合金の大気中における疲労特性\*

南 震 宇<sup>\*1</sup>, 石原 外 美<sup>\*2</sup>  
五 嶋 孝 仁<sup>\*2</sup>, 中西 礼 子<sup>\*3</sup>

## Fatigue Behavior of AZ31 Extruded Magnesium Alloy in Laboratory Air

Zhenyu NAN, Sotomi ISHIHARA<sup>\*4</sup>,  
Takahito GOSHIMA and Reiko NAKANISHI<sup>\*4</sup> Department of Mechanical and Intellectual System Engineering, Toyama University,  
3190 Gofuku, Toyama-shi, Toyama, 930-8555 Japan

Rotating bending fatigue test was carried out using AZ31 extruded magnesium alloy in order to clarify the  $S-N$  curve, crack initiation and propagation behavior of the alloy. The mechanisms of both crack initiation and crack arrest at the grain boundary during the fatigue process were investigated in detail with a special attention to the microstructure of the material. The material is divided roughly into 2 kinds of banded texture, the phase A (white zone) and B (black zone). The phase B consists of the crystal grains (phase C). Near the endurance limit of the material, fatigue life is greatly affected by a slight difference in the stress amplitude. This feature in fatigue lives is responsible to the sharply curved  $S-N$  curve at the endurance limit, a general characteristic of the extruded magnesium alloy. The fatigue crack initiates at the upper and lower edges of the grain boundary of the phase C in the early stage of the fatigue life. At stress amplitude of 122.5 MPa which is slightly larger than the fatigue limit, the crack propagates to the next B-phase without being blocked by the grain boundary of the phase C, however at 120 MPa which is slightly less than the fatigue limit, the crack advance was blocked by the grain boundary. The sharp curved  $S-N$  curve is attributable to the crack arrest which is caused by the grain boundary of the phase C. By integrating the relationship between stress intensity factor and crack growth rate, the calculated  $S-N$  curve agrees well with the experimental result.

**Key Words:** Fatigue, Magnesium Alloy,  $S-N$  Curve, Fatigue Crack, Crack Initiation, Crack Propagation, Crack Arrest

## 1. 結 論

近年、地球環境の保全などの観点から、構造用材料の軽量化ならびにリサイクル性の向上が求められている。マグネシウムは、実用金属の中で最も軽い材料で、鉄やアルミニウム合金よりも優れた比強度、比剛度や振動吸収性能を有するため<sup>(1)</sup>、環境を考慮した構造材としての使用が有望である。省エネルギーや構造物の軽量化の観点からマグネシウム合金を使用している例として、例えば、輸送用機器の部品、携帯用パソコンや電話の部品があげられる。これらの需要は近年急激に伸びている。

構造部材としてマグネシウム合金を使用する場合、同材の疲労特性の把握が必要であり、重要である。こ

れまでに行われたマグネシウム合金の疲労特性に関する研究として、以下の研究があげられる。

Goodenberger ら<sup>(2)</sup>は、鋳造合金 AZ91E-T6 を用いて室温での疲労特性について検討している。小林ら<sup>(3)</sup>は展伸材 AZ31 合金を用いて、材料の異方性と引張強度および疲労特性の関係、また、疲労特性におよぼす環境雰囲気の影響について調査している。引張特性では異方性が認められても、疲労特性では異方性がみとめられないこと、また、大気中ではき裂先端の酸化膜によってき裂閉口が生じ、アルゴン中よりもき裂伝播速度が遅くなることを報告している。Hilpert ら<sup>(4)</sup>は、電解研磨、機械研磨、ショットピーニング、ローラーバニシングなどの種々の表面加工処理を受けた展伸材 AZ80 合金を用いて大気中と腐食環境下で回転曲げ疲労実験を行い、いずれの場合にも腐食環境下では大気中と比べ疲労寿命が短くなることを報告している。

Eisenmeier ら<sup>(5)</sup>はマグネシウム真空ダイキャスト AZ91

\* 原稿受付 2003年7月24日。

<sup>\*1</sup> 准員, 富山大学大学院理工学研究科(☎930-8555 富山市五福3190)。<sup>\*2</sup> 正員, 富山大学工学部<sup>\*3</sup> 富山大学工学部[現:(株)八雲インズ]。

E-mail: ishi@eng.toyama-u.ac.jp

合金を用いて疲労挙動について検討している。疲労き裂は鑄造欠陥から発生し、またき裂進展は微細組織に依存した形態をとることを報告している。Shih ら<sup>6)</sup>は、押し出し材の AZ61A 合金を用いて回転曲げ疲労実験を行い、試験片表面あるいは表面近傍に存在する介在物の応力集中によりき裂が発生し、また初期き裂進展は微視組織に依存した特性を示すことを報告している。小林ら<sup>7)</sup>は AZ91D 合金と AM60B 合金の疲労き裂進展特性について研究し、大気中の湿度によって水素脆性が生じ、疲労き裂進展が加速することを報告している。Sajuri ら<sup>8)</sup>は AZ61 合金を用いて、温度 20 °C と 80 °C、湿度 55~80 % における疲労特性について研究を行い、疲労寿命に及ぼす湿度の影響は高く、高湿度条件では疲労寿命の早い段階で腐食ピットが発生し、腐食ピットよりき裂が発生することにより疲労破壊が生じることを報告している。

以上述べたように、従来のマグネシウム合金の疲労特性に関する研究は環境の影響に関するものが多いが、疲労破壊機構に関するものが少なく、同合金の疲労破壊機構が必ずしも明確になっているとは言えない状況にあると思われる。

本研究では、マグネシウム合金の疲労特性に関する基礎データの蓄積を目的として、展伸材 AZ31 合金を用いて疲労実験を行い、S-N 特性、疲労き裂の発生・進展特性について検討を行った。材料の微視組織の影響に注目しながら、疲労過程におけるき裂発生と進展現象を詳細に調査・観察することにより、同材の疲労機構を明らかにした。

## 2. 供試材

用いた材料は展伸用マグネシウム合金 AZ31 である。本研究で鑄造材ではなく展伸材を用いた理由は、鑄造材では鑄造欠陥及び介在物が疲労特性を大きく左右するため、マグネシウム特有の疲労特性を見出すことが困難であると判断したためである。

供試材の化学成分と機械的性質をそれぞれ表 1、並びに表 2 に示す。φ88.9 mm のビレットから押し出し加工により、φ19 mm の丸棒を作成した。

図 1 は押し出し方向と平行な面の組織写真を示したものである。図の右側には説明のために組織を模式的に示した図が付してある。図から、表面組織は押し出し方向と平行に、白い層状組織 (White Zone, 以後 A 相) と黒い層状組織 (Dark Zone, 以後 B 相) が交互に層状組織をなしており、さらに B 相内部には別の結晶組織 (以後 C 相) が存在することがわかる。

各相の組成を調べるため、EPMA (島津製: EPMA-

Table 1 Chemical compositions of the material. (wt%)

Al	Zn	Mn	Fe	Ni	Cu	Si	Ca	Mg
2.98	0.97	0.004	0.007	0.005	0.002	0.02	0.05	Bal.

Table 2 Mechanical property of the material.

Yield Strength	Tensile Strength	Elongation	Young's modulus
200MPa	275MPa	11%	45GPa

Table 3 Composition and vickers hardness of the microstructure.

Structure	Composition	Vickers hardness	Typical size(μm)
A	Mg	61	$W_A=40$
B	$Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$	93	$W_B=24$
C	$Mg_{17}Al_{12}$	83	$d_1=20$

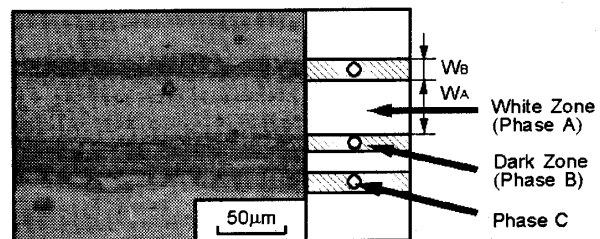


Fig.1 Microstructure of the AZ31 alloy.

1500) と X 線回折装置 (理学製: RINT2200/PC/K) を用いて同定を行った。EPMA による面分析結果より、組織写真の A 相は Mg 単体であり、B 相は Mg-Al-Zn 系金属間化合物、C 相は Mg-Al 系金属間化合物であることがわかった。さらに、X 線回折を用いた同定により、B 相と C 相は、それぞれ  $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 、 $Mg_{17}Al_{12}$  であることが半明した。表 3 は各微視組織の X 線回折による同定結果、並びに代表寸法、微小硬さの測定結果を一括して示したものである。微小硬さは微小硬度計 (Akashi: HM-102) を用いて各相の微小硬さを測定した。また  $W_A$  並びに  $W_B$  はそれぞれ A 相並びに B 相の幅を示している。 $d_1$  は C 相の結晶粒径である。表より硬度値は B, C 相に対してそれぞれ  $H_V=93$ 、 $H_V=83$  であり、A 相の硬度  $H_V=61$  よりも明らかに高いことがわかる。また微視組織の平均寸法、 $W_A$ 、 $W_B$ 、 $d_1$  はそれぞれ 40, 24, 20 ミクロンである。

## 3. 実験方法

試験片は、φ19 mm の丸棒より図 2 に示す試験片形状 (応力集中係数は 1.04) まで機械加工により仕上げた後、エメリー紙で 2000 番まで縦方向に研磨し、さらにダイヤモンドペーストで鏡面に仕上げた後、実験に供した。

疲労実験は、湿度が 63~73 % の範囲の大気中、室温のもとで片持ち回転曲げ疲労試験機を用いて行った。応力繰返し速度は 30 Hz である。なお、実験中、温度や湿度の制御は特にしなかった。

疲労過程のき裂発生・進展挙動を調査するために、所定の繰返し数毎に実験を中断し、疲労過程の試験片表面のレプリカを採取した。この場合の応力繰返し速度は 10 Hz である。なお、一部の試験片については、き裂発生・進展挙動と供試材の微細組織の関係を調べるために、エッチング液を用いて表面組織を現出させて実験を行った。得られたレプリカを光学顕微鏡 (OLIMPUS : STM) とデジタルカメラ (OLYMPUS : DP10) を組み合わせた装置を用いて、き裂形態の観察とき裂長さを測定した。また、走査型電子顕微鏡 (HITACHI : S-530) を用いて破面観察を行った。

4. 実験結果

4.1 S-N 特性 図3に応力比  $R=-1$ 、応力繰返し速度  $f=30$  Hz におけるマグネシウム合金 AZ31 の大気中における S-N 曲線を示す。図からわかるように、応力振幅  $\sigma_a$  が 122.5 MPa における疲労寿命が  $8.5 \times 10^4$  サイクルであるのに対し、120 MPa では  $5.14 \times 10^7$  サイクルとなっている。わずかに 2.5 MPa の応力振幅の違いが疲労寿命に 600 倍もの差異を生じさせており、S-N 曲線に鋭い折れ曲がりが見られる。なお、図中の実線については後述する。

このような S-N 特性が本供試材特有の性質なのか、それともマグネシウム展伸材に一般的に観察されるものであるのかを検討するために、他の研究による実験結果と比較してみた。図4は本研究で得られた AZ31 合金の疲労実験結果を Sajuri らによる AZ61 合金の実験結果<sup>(8)</sup>、並びに Hilpert らによる AZ80 合金の実験結果<sup>(4)</sup>と比較したものである。但し、材料の引張強度の違いによる疲労強度への影響を除去するために、図の縦軸の応力振幅を引張強度  $\sigma_B$  で無次元化している。図から、いずれのマグネシウム合金(展伸材)も応力振幅の狭い範囲で疲労寿命の大きい変化が見られる。従

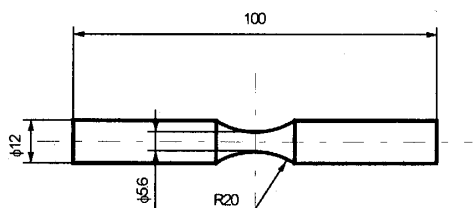


Fig. 2 Shape and dimensions of the specimen. (mm)

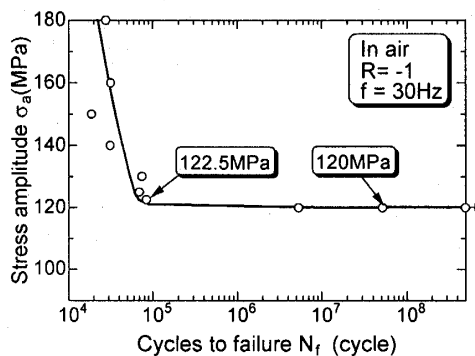


Fig. 3 S-N curve for the AZ31 alloy in laboratory air.

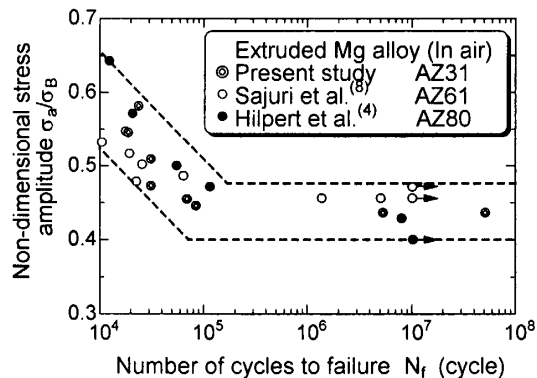


Fig. 4 Comparison of present S-N curves with others.

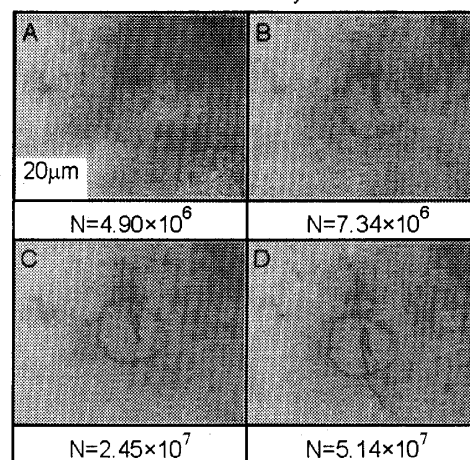
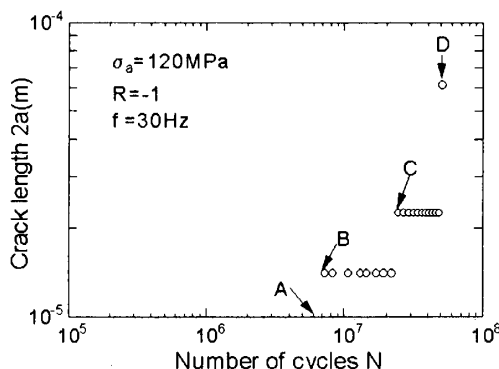


Fig. 5 Successive observations on a specimen surface during the fatigue process ( $\sigma_a=120$ MPa).

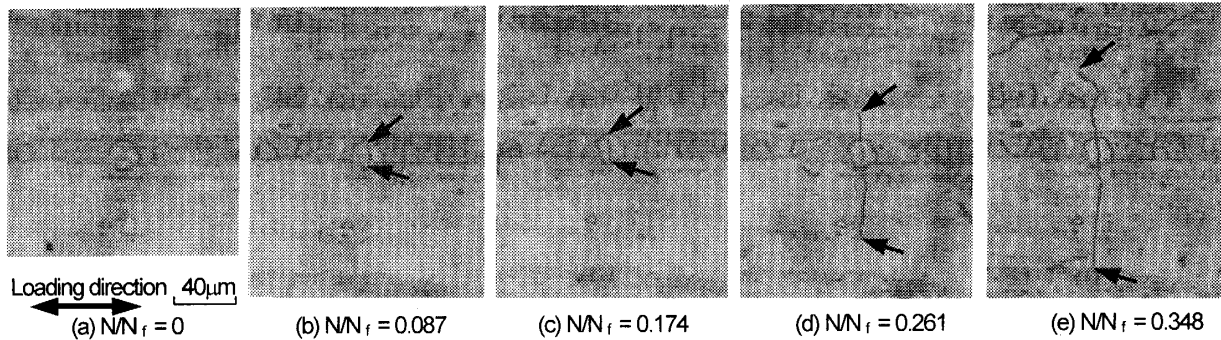


Fig.6 Successive observations on a specimen surface during the fatigue process ( $\sigma_a=122.5\text{MPa}$ ).

ってS-N曲線に鋭い折れ曲がりが生じる現象は、マグネシウム合金展伸材の一般的特性と言える。

**4・2 疲労過程の連続観察結果** わずかな応力振幅の違いが疲労寿命に大きな影響を及ぼす原因を究明するために、レプリカ法を用いて、応力振幅 120 MPa と 122.5 MPa における疲労過程の試験片表面の連続観察を行った。

図 5 は、応力振幅  $\sigma_a$  が 120 MPa における、疲労過程の試験片表面連続観察結果を示したものである。図よりき裂は  $7.34 \times 10^6$  サイクル(図 5 (B))で B 相内部の C 相において発生している。その後  $2.45 \times 10^7$  サイクル(図 5 (C))の応力繰返しにより結晶粒径と同一の寸法  $22.5 \mu\text{m}$  まで進展し、その後長時間にわたり粒界によって進展が阻止されている。  $5.15 \times 10^7$  サイクル(図 5 (D))の応力繰返しでようやく粒界を突っ切り  $61 \mu\text{m}$  まで成長し、その後急速に破断に至っている。

図 6 は応力振幅  $\sigma_a$  が 122.5 MPa における疲労過程の試験片表面連続観察結果を示したものである。き裂発生および進展挙動と微視組織の相互作用を調べるために、エッチングにより試験片表面の微細組織をあらかじめ現出させて実験を行った。また図ではき裂先端を明示するために矢印を付した。図より、繰返し応力の負荷によって C 相でき裂が発生し(図 6 (b))、粒内で一本のき裂となって(図 6 (c))隣相へと進展を開始している(図 6 (d))。このような特性は図 5 の応力振幅 120 MPa における結果と共通であるが、応力振幅が 2.5 MPa だけ高い分、図 5 の応力振幅 120 MPa における結果と比較して結晶粒界におけるき裂の停留期間が短く、容易に結晶粒界を横切って進展している。また、き裂が B 相を横断しようとするとき、き裂進展速度が低下し、進展方向が横へ曲がる現象が観察できる(図 6 (e))。図は省くが、このようなき裂進展形態は、140 MPa における観察においても同様に認められた。

アルミニウム合金等で観察されたき裂進展形態<sup>9)</sup>と比較すると、マグネシウム合金の疲労き裂進展は比較

的滑らかで直線的な進展形態を有するといえる。これまで、マグネシウム合金 AZ61 の疲労において、実験室環境でも湿度が高いとき、き裂は腐食ピットから発生することが報告されているが<sup>9)</sup>、本実験ではこのような結果は観察されなかった。

**4・3 疲労き裂の進展特性** 図 7 は、連続観察より測定されたき裂長さを疲労寿命比  $N/N_f$  の関数として示したものである。図中には 3 種類の応力振幅に対するデータがプロットされているが、 $2a-N/N_f$  関係に明確な応力振幅依存性が観察されなかった。図よりわかるように、応力振幅 122.5, 140 MPa においては、寿命の初期 5~6 % で約 20 ミクロンのき裂が発生している。一方、応力振幅 130 MPa では疲労寿命の 30 % 程度で 20 ミクロン程度のき裂が発生しているが、より詳細な観察により、さらに初期にき裂が発生していることが期待できる。以上より、疲労全寿命をき裂進展寿命とみなすことが可能である。

微小き裂はき裂寸法に比較してき裂先端の塑性域が大きくなり小規模降伏条件から逸脱するため、線形破壊力学の適用が困難であることが指摘されている<sup>10)</sup>。理論的にはそうであっても実用的見地からは線形破壊力学の適用は有利であるので、以下に線形破壊力学の適用に関して検討を加える。

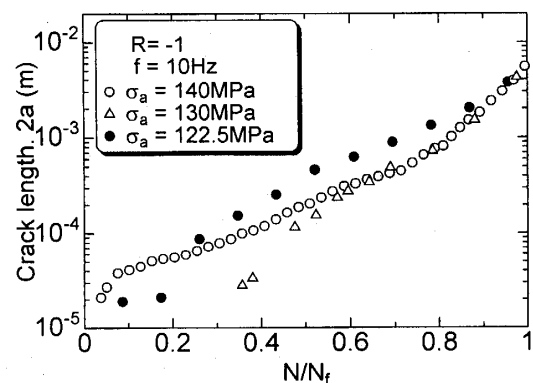


Fig. 7 Variations of crack lengths as a function of fatigue life ratio  $N/N_f$ .

図 8 (a) は、図 7 の実験結果をき裂進展速度  $da/dN$  と応力拡大係数幅  $\Delta K$  の関係としてプロットしたものである。なお、 $\Delta K$  は次式を採用した。

$$\Delta K = 1.04 Y \sigma_a \sqrt{\pi a} \quad (1)$$

ここで、1.04 は R20 の切欠きによる応力集中係数、 $Y$  はき裂を半円の表面き裂と仮定したことによる補正係数 (=0.73)、 $a$  はき裂半長である。図より  $da/dN$ - $\Delta K$  関係には 122.5~160 MPa の応力振幅の範囲で明確な応力振幅依存性が認められない。この理由は、表 4 に示すように、本実験で観察した最も応力振幅の高い 160 MPa においてさえも微小き裂先端の塑性域寸法( $r_p$ )とき裂全長( $2a$ )の比が 10%以下で、また低応力振幅域ではその比が 4~5%と低く、大きな弾塑性の特徴が  $da/dN$ - $\Delta K$  関係に表れなかったものと考えられる。なお、塑性域寸法の計算には次式<sup>(11)</sup>を用いた。

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{\Delta K}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2)$$

ここで、 $\sigma_y$  は材料の降伏応力、また  $\Delta K$  は引張り側の値のみをき裂進展に関与するものとして採用した。

また、微小表面き裂に対する  $\Delta K_{th}$  値として、0.4~0.5 値が読み取れるが、ここでは、応力振幅 120 MPa、 $4 \times 10^8$  サイクルにおいても破断しなかった試験片において観察された停留き裂長さ、15  $\mu\text{m}$  を式 (1) に用いることにより、 $\Delta K_{th}$  値として  $0.44 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  の値を得た。

図 8 (a) 中には、戸梶らが AZ31 圧延板を用いて  $R=0.7$  において調査した長い貫通き裂に対する  $da/dN$ - $\Delta K$  関係<sup>(12)</sup>を破線で示している。図より明らかなように、き裂停留条件より決定された微小表面き裂のき裂進展下限界値  $\Delta K_{th}$  ( $0.44 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ) が長いき裂のそれ ( $1.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ) よりも低いことと、短いき裂の領域で表面き裂が加速していることを除けば、微小表面き裂と長い貫通き裂の  $da/dN$ - $\Delta K$  関係はほぼ一致している。

以上の検討より、微小き裂に対する線形破壊力学の適用には若干検討の余地があるが、実際的には本実験結果に対して線形破壊力学の方法を適用しても良さそうである。

図 8 (b) は  $da/dN$  と  $\Delta K - \Delta K_{th}$  関係を両対数グラフ上に示したものである。図より  $da/dN$  と  $\Delta K - \Delta K_{th}$  関係は両対数グラフ上で傾き 2 の直線で近似でき、次式のパリズ則が成立する。

$$da/dN = A(1.04 Y \sigma_a \sqrt{\pi a} - \Delta K_{th})^2 \quad (3)$$

ここで、 $A(7 \times 10^{-9} \text{ MPa}^2 \cdot \text{s}^{-1})$  並びに  $\Delta K_{th}$  ( $0.44 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ) は材料定数である。

Table 4 Ratio between plastic zone size and crack length.

$\sigma_a$	$r_p/2a$
160MPa	0.092
140MPa	0.071
130MPa	0.061
122.5MPa	0.054

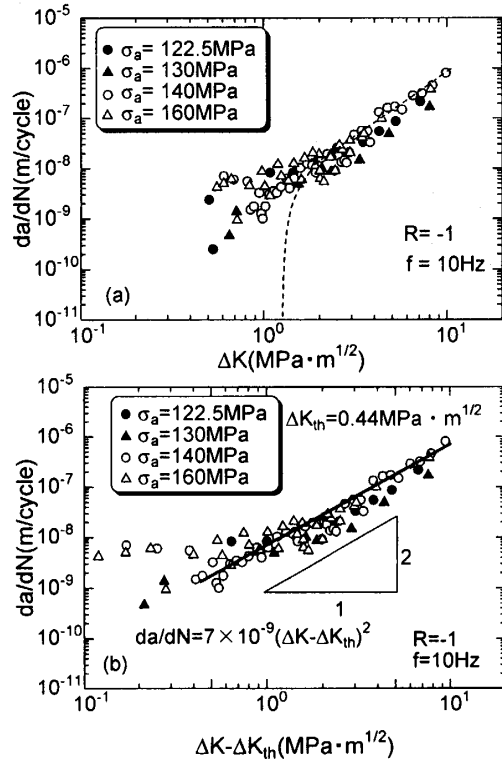


Fig. 8 Fatigue crack growth rate as a function of  $\Delta K$ .

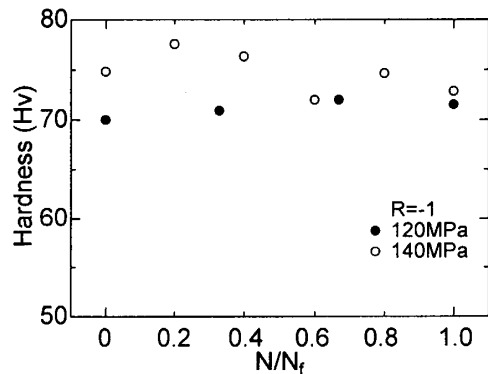


Fig. 9 Variations of hardness as a function of fatigue life ratio  $N/N_f$ .

4.4 表面硬さの変化 き裂の停留現象に加工硬化及びひずみ時効が関与したか否かを究明するために、疲労過程の硬度変化を調査した。応力振幅 120 MPa と 140 MPa において中断疲労実験を行い、疲労過程における表面硬さの変化を調査した。Fig. 9 は表面硬さと疲労寿命比  $N/N_f$  の関係を示したものである。図中のプロット点は、硬さを 10 回測定した結果を平均した

ものである。図よりわかるように、全寿命域において、試験片表面の硬さには明確な変化が認められない。

**4・5 破面観察** 応力振幅 122.5 MPa, 疲労寿命  $8.5 \times 10^4$  サイクルで破断した試験片の破面観察結果を図 10 に示す。図中の矢印で示されたき裂発起点には、結晶のすべりに起因するき裂発生を特徴付けるファセット状模様が認められる。き裂はそのファセットを中心として放射状に伝播する破面様相を呈している (図 10 (a))。図 10 (a) の枠内の部分を更に  $30^\circ$  傾け、拡大・撮影した結果を図 10 (b) に示す。図から、C 相の結晶粒の上下頂点に相当する矢印の部分からき裂が生じ、このような結果は図 5, 6 の連続観察結果と一致している。また C 相の試験片表面にはすべりを特徴付けるラインが生じていることがわかる。

## 5. 考 察

**5・1 疲労き裂発生箇所について** 疲労き裂は B 相内部の C 相で発生し、これは実験した全ての応力振幅において観察された。

図 1 の本供試材の微視組織写真と表 3 の組織寸法に基づいて、微視組織は図 11 のように模式的に示すことができる。図からわかるように、微視組織は硬質 B 相と軟質 A 相が交互に層状組織を形成している。そして B 相内部に入れ子に C 相が入っている組織となっている。き裂発生現象を考えるには、組織に荷重される応力と組織が持っているき裂発生強さの両者を考える必要がある。すなわち荷重応力がき裂発生強さよりも大きい場合にはき裂が発生するが、逆の場合にはき裂は発生しない。本供試材の A, B, C 各相のき裂発生強さがわからないので、以下では、各相のき裂発生強さが全て等しいものと仮定し、荷重応力の大小のみに限定して議論する。

実験では、層状組織に平行に荷重応力が作用している。微視組織をスプリングで近似する。図 12 (a) のように、簡略に軟質 A 相のスプリングと硬質 B 相のスプリングが並列に接続されているモデルとして近似する。変位一定条件で微視組織モデルに荷重が作用するので、この場合、軟質 A 相に比較して硬質 B 相により大きな荷重応力が作用する。また、図 12 (b) に示すように硬質 B 相に囲まれるように、軟質 C 相が存在するので、外部から応力が荷重されることによって、C 相と B 相の境界に局部応力集中による大きな応力が発生する<sup>9)</sup>。その結果、軟質 C 相の上端並びに下端にすべりが生じ、繰返し応力の荷重によりすべりの凹凸が増すことによって、き裂が発生するものと推察される。以上の推察は、図 10 において述べた破面の観察

結果と符合する。

**5・2 S-N 曲線の鋭い折れ曲がり** 図 10 中で発生した両き裂は、その後の繰返し応力により徐々に進展し、やがて互いに合体する。ここでき裂は C 相から B 相へと徐々に進展しようとするが、表 3 に示すように B 相は C 相よりも硬く、外部からの荷重応力が低い場合には容易にこの障害を乗り越えることができない。図 3 の S-N 線図において、低い応力振幅 120 MPa では、き裂は長時間にわたり硬質 B 相によりその進展をブロックされていたが、応力振幅 122.5 MPa ではき裂は停留せずに進展した。わずか 2.5 MPa 程度の応力振幅

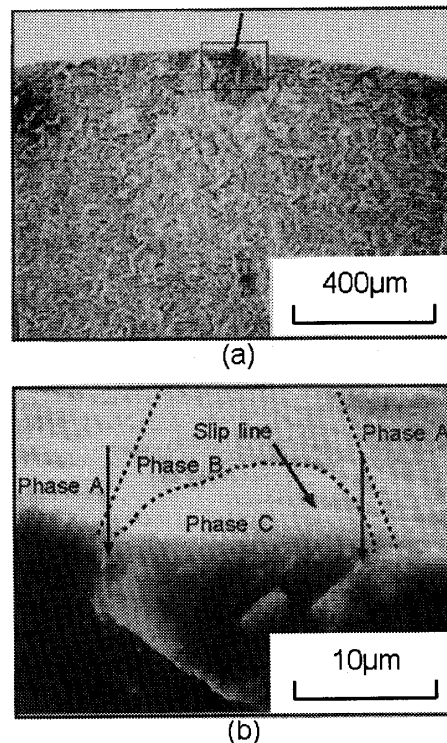


Fig.10 SEM micrographs of fracture surface.

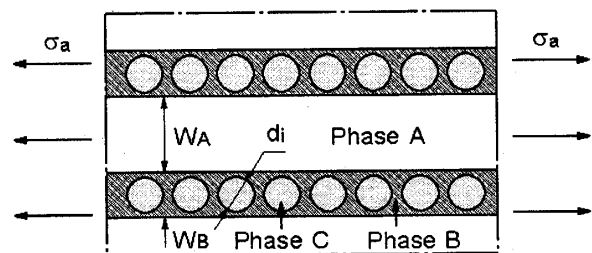


Fig.11 Modeling of the microstructure.

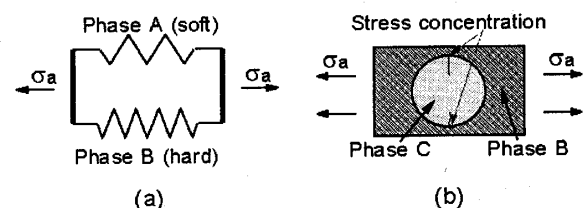


Fig.12 Mechanism of crack initiation.

の違いが、C相からB相へとき裂が進展するか否かを決定したと思われる。従って本供試材のマグネシウム合金のS-N曲線に鋭い折れ曲がりが見られる理由は、き裂が、C相からB相へと進展する際にB相によって進展を阻止されるためである。このような考えは、き裂が発生したC相を囲むB相の厚みが大きいほどき裂が停留しやすいとの実験観察とも合致する。

これまで炭素鋼の疲労限度における微視的停留き裂が存在することが報告されている。これは、き裂先端部の加工硬化とそれに伴うひずみ時効による強化作用によるものであることが指摘されている<sup>(10)</sup>。本実験で観察された停留き裂にもひずみ時効の関与が予想されるが、図9に示すように、全寿命域において試験片表面硬さには明確な変化が認められない。この測定がき裂先端部の硬さの測定を行ったものではないが、相対的に高応力で硬度測定を行っても硬さの変化はわずかである。従って、応力繰返しによる加工硬化及びひずみ時効が、本供試材のS-N特性に鋭い折れ曲がりを生じさせたことの大いなる要因とはなっていないものと推察される。

5.3 き裂進展則からの疲労寿命の導出 式(3)を初期き裂長さの半長  $a_i$  (10  $\mu\text{m}$ )から破壊が生じる臨界き裂長さの半長  $a_f$  (3 mm)まで積分することによって、き裂進展寿命  $N_p$  は次式で与えられる。

$$N_p = \frac{2}{AB^2} \ln \frac{B\sqrt{a_f} - \Delta K_{th}}{B\sqrt{a_i} - \Delta K_{th}} - \frac{2}{AB^2} \left( \frac{\Delta K_{th}}{B\sqrt{a_f} - \Delta K_{th}} - \frac{\Delta K_{th}}{B\sqrt{a_i} - \Delta K_{th}} \right) \quad (4)$$

式中、 $B=1.04Y\sigma\sqrt{\pi}$  である。既述のように全寿命に対するき裂発生寿命は無視できるので、式(4)を全寿命  $N_f$  とみなすことが可能である。図3中に実線で示された曲線は式(4)による疲労寿命の予測結果を示したものである。図からわかるように、実験結果と式(4)の計算結果は疲労限度も含めて良く一致する。従って、き裂発生寿命を無視して、疲労過程の微小表面き裂の進展特性のみを考慮して全疲労寿命が予測できる。

## 6. 結 論

展伸用マグネシウム合金 AZ31 の平滑試験片を用いて完全両振り条件のもとで疲労実験を行い、疲労き裂の発生、停留特性について検討を行った。得られた結論は以下のように要約できる。

(1) S-N 曲線には、応力振幅 120~122.5 MPa の間で鋭い折れ曲がりが見られる。これは本供試材のみならず

展伸用マグネシウム合金一般で認められる。

(2) 疲労き裂は3~6%の疲労寿命の極初期に、層状組織 B 相内部の結晶 C 相の粒界において発生するので、疲労寿命の大半はき裂進展期間で占められる。

(3) C 相で発生したき裂は応力繰返しにより結晶粒内で連続した一本のき裂になり、疲労限度直上の応力振幅 122.5 MPa では隣相の B 相へと進展するが、疲労限度直下の応力振幅 120 MPa では、き裂は結晶粒界により進展を阻止され、き裂は停留する。

(4) S-N 曲線に鋭い折れ曲がりが見られる理由は、展伸用マグネシウム合金の微視組織に起因し、き裂停留現象が生じるためである。

(5) き裂進展速度と応力拡大係数の関係を積分することにより、得られた理論的 S-N 線図は実験結果と良く一致する。

## 謝 辞

富山大学工学部助教授・西野精一氏、富山大学工学部教授・森田昇氏、富山大学工学部助教授・山田茂氏には本研究遂行に当って多くの助言と便宜を図っていただいた。記して謝意を表す次第である。

## 文 献

- (1) 日本マグネシウム協会, マグネシウム技術便覧, (2000), カロス出版株式会社
- (2) D. L. Goodenberger, R. I. Stephens, J. of Engineering Materials and Technology, **115** (1993) 391-397
- (3) 小林康男ら, 軽金属学会第 96 回春期大会講演概要 (1999) 81-82
- (4) M. Hilpert and L. Wagner, J. of Materials Engineering and Performance, **9** (4) (2000) 402-407
- (5) G. Eisenmerier, et. al., Materials Science and Engineering, **A319-321** (2001) 578-582
- (6) Teng-Shin, et. al., Materials Science and Engineering, **A325** (2002) 152-162
- (7) 小林康男ら, 軽金属学会第 94 回春期大会講演概要 (1998) 267-268
- (8) Z. B. Sajuri, et. al., Proc. of the 8th Int. Fatigue Cong. 2002 Stockholm, Sweden 3301-3308
- (9) S. Ishihara, A. J. McEvily, International Journal of Fatigue, **24** (2002) 1169-1174.
- (10) 西谷弘信編著, 疲労強度学, (1985), オーム社.
- (11) A. J. McEvily and Z. YANG, Metallurgical Transactions A, **21A** (1990) 2717-2727.
- (12) 戸梶恵郎ら, 材料, **52** (7) (2003) 821-826
- (13) 中西礼子, 富山大学卒業論文, (2003) 28