

マグネシウム合金押出し材の低サイクルおよび高サイクル疲労特性

大 島 聡 範*・林 忠 夫**・野 坂 哲 司***
高 橋 康 弘****

Low Cycle and High Cycle Fatigue Properties of Hot Extruded Magnesium Alloys

Toshinori OHSHIMA, Tadao HAYASHI, Tetsuji NOSAKA and Yasuhiro TAKAHASHI

Abstract

Although magnesium alloys has recently been expected to perform a significant role in the development of right weight structures, industrial demand for them is not yet so large. This is partly because of their singularities in the mechanical behaviour such as unsymmetry in reversed stress strain curve due to the difference in proof stress between tension and compression. In this paper the singularities in mechanical properties of magnesium alloys are studied to examine their stress-strain behaviours in low and high cycle fatigue in comparison with that of an aluminum alloy.

1. 緒 言

マグネシウム合金は実用金属材料としてはもっとも軽く、アルミニウム合金に優る比強度を示すことから、省エネルギー対策に適応した軽量構造材料として自動車部品を中心とする使用が増加しつつある。しかし、現状ではそのほとんどはダイキャストを主体とする鋳造品であり、押出し材、圧延材などの展伸材の構造部材への適用は未だに限られている。マグネシウム合金の展伸材においては、塑性加工にともなって形成される結晶の選択方位性によって、引張り圧縮塑性変形過程において特異な挙動を示す⁽¹⁾。このような変形挙動の特異性は、繰返し塑性変形をともなう低サイクル疲労においては極めて重要な問題であり、また高サイクル疲労においても、繰返し応力による微小な塑性歪の累積によって疲労き裂の発生に至る過程に深く関わっていると考えられる。しかしながら、マグネシウム合金の低サイクル疲労特性について検討した例⁽²⁾は非常に少なく、このような問題をも含めた機械的特性に関するデータはき

わめて不十分であり、強度設計に必要な材料特性に関する資料の確立が望まれている。本報では、このような見地から、マグネシウム合金の低サイクル疲労における $\Delta \epsilon_p - N_f$ 関係の特異性に注目し、引張り圧縮塑性変形におけるストレインループの非対称性に主眼を置いて、マグネシウム合金押出し材の低サイクルおよび高サイクル疲労特性について検討を行った結果を報告する。

2. 実験方法

供試材としては、Table 1 に示す規格のマグネシウム合金、AZ 21, AZ 31, AZ 80およびアルミニウム合金5056の熱間押出し材丸棒を使用し、旋削によって、Fig. 1 (a), (b)に示す形状の低サイクルおよび高サイクル疲労試験片を製作した。ここで、(a)は油圧サーボ式疲労試験機による両振りおよび片振り疲労試験に使用し、平行部に取り付けた変位計によって歪を検出して、X-Y レコーダーに応力-歪曲線を記録した。また、疲労き裂進展特性の測定は平行部に直径0.5mm深さ1.5mmの穴をあけた試験片を用い、穴の縁から発生進展するき裂の長さを、読取り顕微鏡によって測定した。(b)は回転曲げ疲労試験機に使用した。

* 教授 機械工学科

** 技官 機械工学科

*** キヤノン(株)

**** (株)朝日工業社

Table 1. CHEMICAL COMPOSITION OF Mg ALLOY (wt%)

	Al	Zn	Mn	Fe	Si	Cu	Ca
AZ21	1.5-2.5	0.5-1.5	0.15<	<0.01	<0.1	<0.1	<0.04
AZ31	2.5-3.5	0.5-1.5	0.15<	<0.01	<0.1	<0.1	<0.04
AZ80	7.5-9.2	0.2-1.0	0.1-0.4	<0.01	<0.1	<0.05	<0.04

CHEMICAL COMPOSITION OF Al ALLOY (wt%)

	Mg	Si	Fe	Cu	Mn	Cr	Zn
5056	4.5-5.6	<0.30	<0.40	<0.10	0.05-0.20	0.05-0.20	<0.10

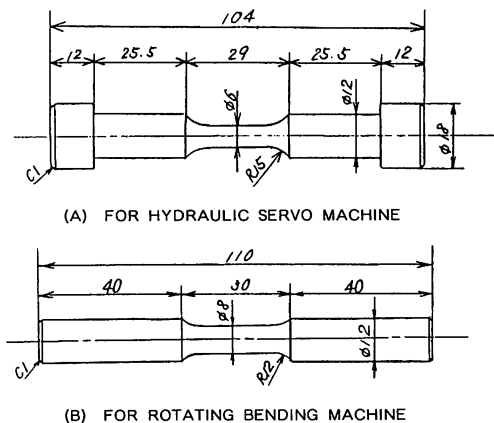


Fig. 1 Dimensions & Geometry of high & low cycle fatigue specimens

3. 実験結果および考察

Table 2 は本実験に使用したマグネシウム合金, AZ 21, AZ 31, AZ 80 およびアルミニウム合金 5056 の引張り試験および圧縮試験の結果を示す。マグネシウム合金においては、引張り耐力と比べて圧縮耐力が著しく小さいことが注目されるが、これは、Fig. 2 に示す AZ 31 および 5056 の引張り圧縮変形における応力-歪曲線の形状の相違からも明らかである。AZ 31 の引張り圧縮変形曲線は特有の非対称性を示し、引張り-圧縮-引張りの

繰返し塑性変形過程において耐力の低下してゆく状況が明確に現れている。一方、5056 の応力-歪曲線は完全な対称形であり、繰返し塑性変形過程における耐力の変化は認められない。

Fig. 3 はアルミニウム合金 5056, Fig. 4 はマグネシウム合金 AZ 21, AZ 31, AZ 80 の低サイクル疲労線図を示す。低サイクル疲労においては、塑性歪 $\Delta \epsilon_p$ と破断までの繰返し数 N_f および破断延性 ϵ_f の間に一定の関係があり、Manson-Coffin の式⁽³⁾として一般に知られている。

$$\Delta \epsilon N_f^\alpha = \epsilon_f^\beta$$

ここで、 α, β は定数で α は直線の勾配を表し、その値は材料にかかわらず 0.6~0.7 である。Fig. 3 のアルミニウム合金は式(1)の直線で表されるが、Fig. 4 のマグネシウム合金における $\Delta \epsilon_p$ と N_f の関係は、 $0.002 < \Delta \epsilon_p < 0.01$ の領域における直線の勾配がその前後に比べて非常に大きく、不連続的な状態となっている。これは、この領域の前後において塑性変形の機構が異なることを暗示するものである。本実験の低サイクル疲労試験における歪の制御は、全歪振幅 $\Delta \epsilon_t$ によって行っているため、引張り側と圧縮側に同じ量の $\Delta \epsilon_t$ を与えているが、マグネシウム合金においては、圧縮側では引張り側に比べて $\Delta \epsilon_t$ に対応する応力は低く、全歪振幅 $\Delta \epsilon_t$ 中に占める塑性歪振幅 $\Delta \epsilon_p$ の比率が大きい。さらにマグネシウム合金では、圧縮塑性変形を受けた後の引張り塑性変形応力は、引張り変形の初期では低いが、変形の進

Table 2 MECHANICAL PROPERTIES OF THE MATERIALS USED

Material	0.2% Proof stress (MPa)		Tensile strength (MPa)	Fracture ductility
	[Tens.]	[Comp.]		
5056	285	283	329	0.84
AZ21	183	121	247	0.35
AZ31	228	109	306	0.47
AZ80	308	191	341	0.10

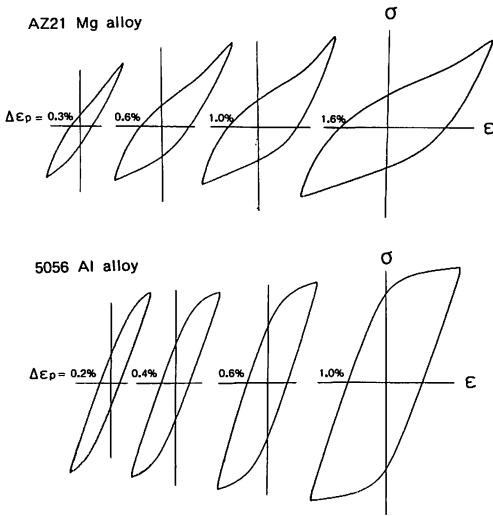


Fig. 2 Elastic-plastic stress-strain loops of AZ21 Mg alloy and 5056 Al alloy

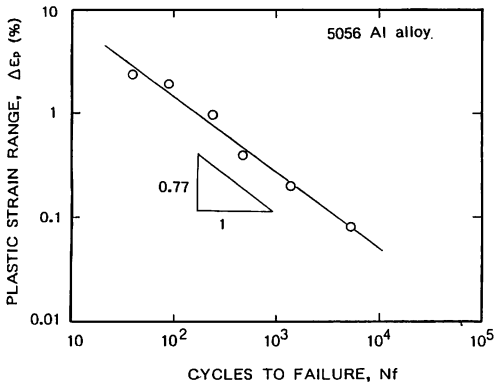


Fig. 3 Low cycle fatigue diagram of 5056 Al alloy.

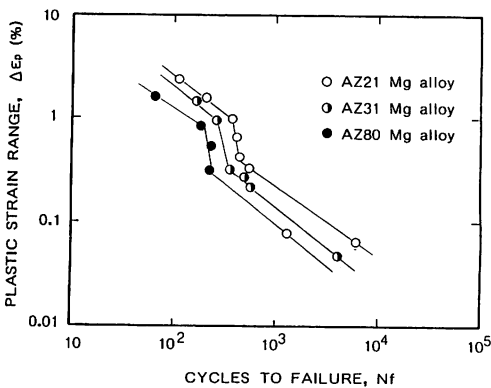


Fig. 4 Low cycle fatigue diagrams of three kinds of Mg alloys.

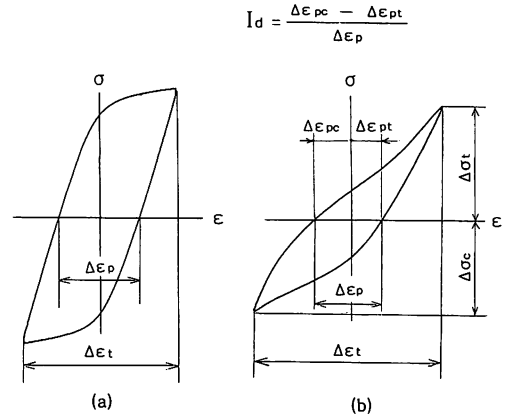


Fig. 5 Definition of Unsymmetry in elastic-plastic stress-strain loop of 5056 Al alloy (a) and AZ21 Mg alloy (b)

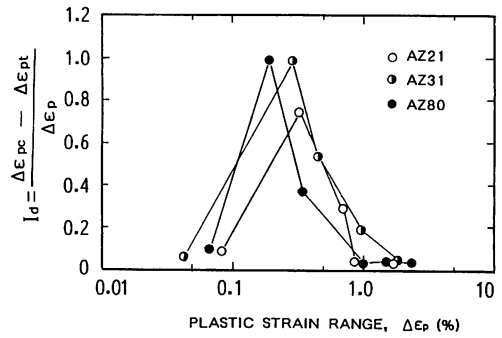


Fig. 6 Unsymmetry index I_d versus plastic strain range $\Delta \epsilon_p$ in low cycle fatigue stress-strain curves of Mg alloys

行とともに急激に増加し、応力-歪曲線は顕著な非線形状を示している。ここで Fig. 5 にもとづいて非対称性をあらわす指標 I_d を次のように定義する。

$$I_d = (\Delta \epsilon_{pt} - \Delta \epsilon_{pc}) / \Delta \epsilon_p$$

$\Delta \epsilon_{pt}$: 引張塑性歪振幅

$\Delta \epsilon_{pc}$: 圧縮塑性歪振幅

Fig. 6 は I_d と $\Delta \epsilon_p$ の関係を示す。 I_d の値は $0.1\% < \Delta \epsilon_p < 1.0\%$ の領域において最大となるが、この $\Delta \epsilon_p$ の領域は Fig. 4 のマグネシウム合金の低サイクル疲労線図において、直線の勾配が急激に増加する $\Delta \epsilon_p$ の領域とほぼ一致している。

Fig. 7 はアルミニウム合金5056, Fig. 8, 9, 10 はマグネシウム合金 AZ 21, AZ 31, AZ 80 の低サイクル疲労試験における塑性歪振幅 $\Delta \epsilon_p$ とそれに対応する最大引張り応力 σ_t および最大圧

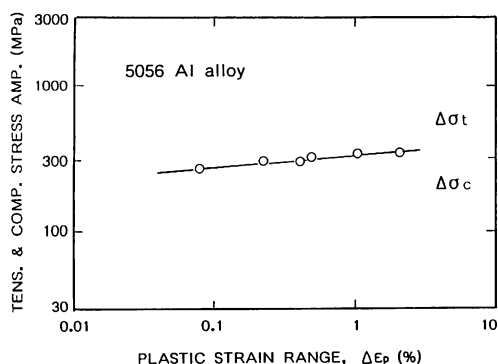


Fig. 7 Tension-compression stress amplitude versus plastic strain range in low cycle fatigue of 5056 Al alloy.

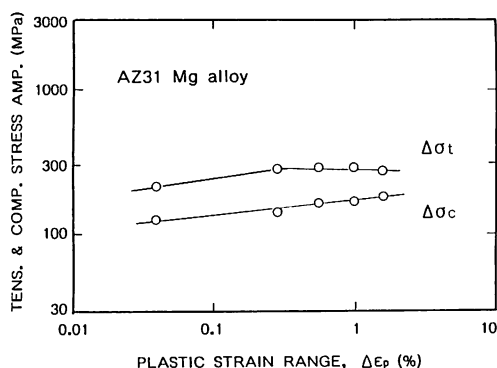


Fig. 9 Tension-compression stress amplitude versus plastic strain range in low cycle fatigue of AZ31 Mg alloy.

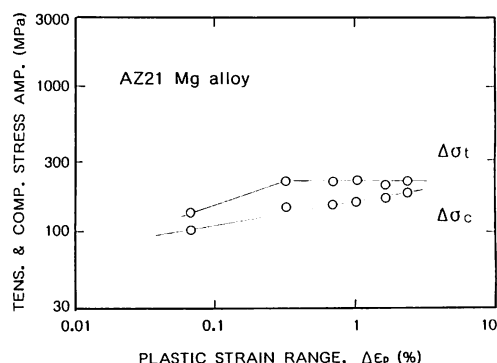


Fig. 8 Tension-compression stress amplitude versus plastic strain range in low cycle fatigue of AZ21 Mg alloy.

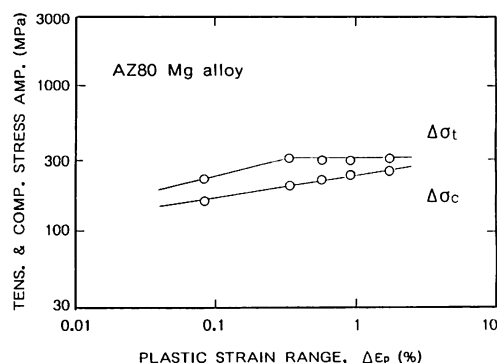


Fig. 10 Tension compression stress amplitude versus plastic strain range in low cycle fatigue of AZ80 Mg alloy.

縮応力 σ_c の関係を示す。アルミニウム合金では $\Delta \epsilon_p$ の全領域で σ_t と σ_c は一致して一本の直線となり、 $\Delta \epsilon_p$ の増加に伴って単調に増加する。これに対してマグネシウム合金では、 σ_t は常に σ_c よりも大きい、 $\Delta \epsilon_p$ の増加に伴う σ_t の増加率は $0.002 < \Delta \epsilon_p < 0.01$ の領域において低下する。一方、 σ_c は $\Delta \epsilon_p$ の増加に伴って単調に増加するので、 $\Delta \sigma = \sigma_t - \sigma_c$ の値は $0.001 < \Delta \epsilon_p < 0.01$ の領域で最大となる。以上により、マグネシウム合金の低サイクル疲労線図において勾配の不連続となる領域は、応力-歪曲線において非対称性の最大となる $\Delta \epsilon_p$ の領域に対応していることがわかる。

Fig. 11はアルミニウム合金5056 Fig. 12はマグネシウム合金AZ 21の低サイクル疲労き裂進展特性を示す。ここで横軸の歪拡大係数は次のように定義される。⁽⁴⁾

$$\Delta K_{\epsilon} = \Delta \epsilon_p \sqrt{\pi a}$$

試験に際しては $\Delta \epsilon_p < 0.002$, $0.002 < \Delta \epsilon_p < 0.01$, $0.01 < \Delta \epsilon_p$ の各領域に対応して $\Delta \epsilon_p$ の値を変化させ、これらの領域に対応するき裂進展特性を調べた。アルミニウム合金のデータはほぼ一本の直線で整理され、 $\Delta \epsilon_p$ の変化によるき裂進展特性の相違は認められない。これに対してマグネシウム合金のデータは、 $\Delta \epsilon_p$ の値の変化に伴ってそれぞれ異なった4本の直線となり、 $\Delta \epsilon_p$ の値によってき裂進展特性が異なっている。ここで、 $0.002 < \Delta \epsilon_p < 0.01$ の領域に相当する $\Delta \epsilon_p = 0.007$ と $\Delta \epsilon_p = 0.0023$ の直線は、たがいに平行で勾配は等しく、また $\Delta \epsilon_p < 0.002$ および $0.01 < \Delta \epsilon_p$ の領域に相当する $\Delta \epsilon_p = 0.016$ および $\Delta \epsilon_p = 0.008$ の直線も、たがいに平行で勾配は等しい。そして、これらの直線の勾配は $\Delta \epsilon_p$ の領域によって異なり、 $0.002 < \Delta \epsilon_p <$

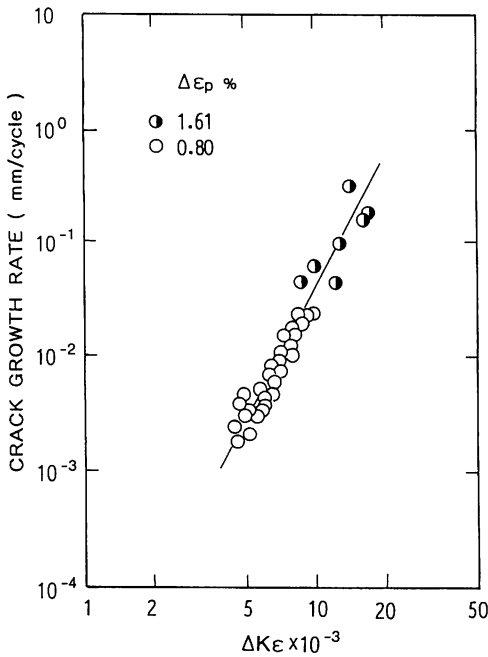


Fig. 11 Low cycle fatigue crack growth test result of 5056 Al alloy.

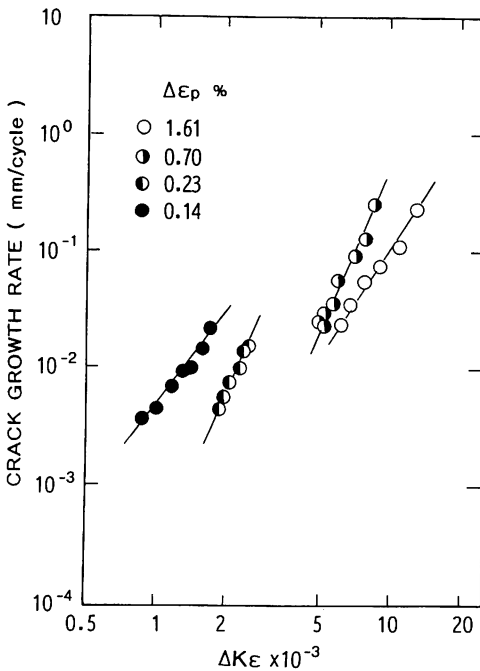


Fig. 12 Low cycle fatigue crack growth test results of AZ21 Mg alloy.

0.01の領域では大きく $\Delta \epsilon_p < 0.002$, および $0.01 < \Delta \epsilon_p$ の領域では小さい。これは Fig. 4 の

$\Delta \epsilon_p - N_f$ 線図において $0.002 < \Delta \epsilon_p < 0.01$ の領域で直線の勾配が急激に増加することに対応している。

以上のようにマグネシウム合金の低サイクル疲労特性は $0.002 < \Delta \epsilon_p < 0.01$ の領域をはさんでその前後において異なった挙動を示す。これは、この領域の前後において塑性変形機構が異なっていることを暗示している。マグネシウムの塑性変形機構が、歪の小さい領域ではすべり変形が優越し、歪の大きい領域では双晶変形が優越する⁽⁵⁾ことを考慮すれば、 $\Delta \epsilon_p < 0.002$ の領域ではすべり変形が、また $0.01 < \Delta \epsilon_p$ の領域では双晶変形が優越し、その中間の $0.002 < \Delta \epsilon_p < 0.01$ の領域は、両者の混在する遷移領域として、不連続的な変化を示すものと考えられる。この点に関しては本実験では明らかにすることはできなかったが、今後の検討課題である。

Fig.13はアルミニウム合金5056, Fig.14はマグネシウム合金AZ 21の種々の負荷形式における高サイクル疲労のS-N線図を示す。アルミニウム合金では引張り片張り、完全両振りおよび回転曲

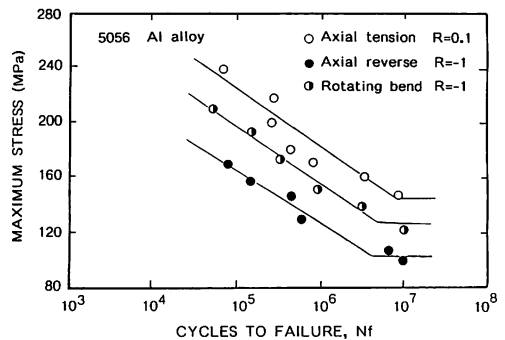


Fig. 13 High cycle fatigue diagrams of 5056 Al alloy for various type of stress mode.

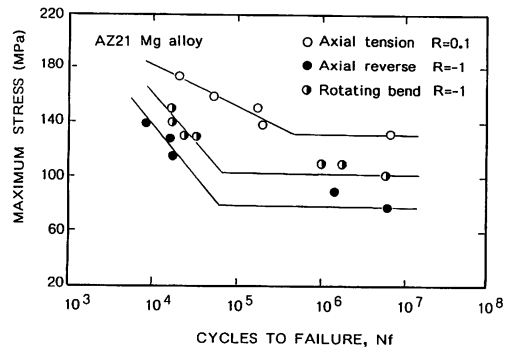


Fig. 14 High cycle fatigue diagrams of AZ21 Mg alloy for various type of stress mode.

げの各負荷形式によって疲労強度のレベルは異なっているが、いずれにおいても S-N 曲線の形状は類似している。マグネシウム合金では、引張り片張りでは、疲労限度以上の応力の増加にともなって破断繰返し数は次第に減少し、通常の S-N 曲線の形状となるが、完全両振りおよび回転曲げの両者においては、負荷応力が疲労限度を越えると破断寿命が急激に減少し、S-N 曲線は勾配の大きい特異な形状となる。これは、引張り圧縮両振り応力条件においては、引張り片張り応力条件に比べて、疲労限度直上の応力によるき裂の進展速度が非常に大きくなることを意味するものである。高サイクル疲労では、マクロ的には弾性変形域内の応力であるが、ミクロ的な強度の不均一性や応力集中源の存在によって微小なすべり変形が生じ、その累積によってき裂が発生する。すなわち、疲労き裂の発生から初期の進展に関わる微小部分においては繰返し弾塑性変形の状態であり、したがってマグネシウム合金の引張り圧縮疲労におけるき裂の発生と初期の進展に関しては、応力-歪曲線の非対称性の影響を考慮に入れて、次のような機構が考えられる。

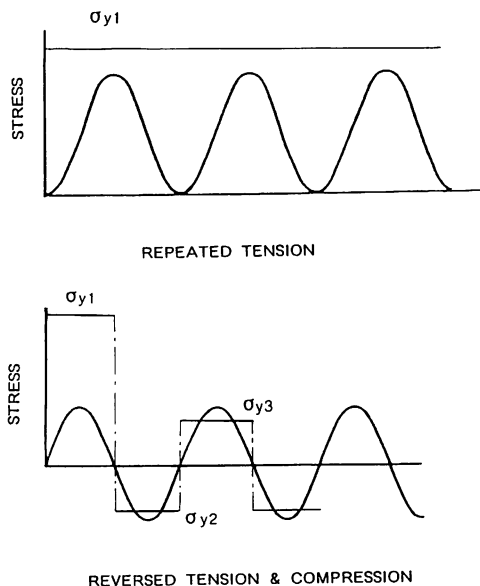


Fig. 15 Schematic representation of fatigue stress wave and reduction in repeated yield stress for magnesium alloy

Fig.15は高サイクル疲労における応力波形の模式図であり、図中の水平線はミクロ的降伏強度のレベルを表す。(a)の引張り片張りでは、応力の繰返しにともなう降伏強度の低下はほとんど無視で

きるので、応力がミクロ的降伏強度を大幅に越えることはなく、繰返し微小すべり変形にともなうき裂の進展はゆるやかである。これに対して(b)の引張り圧縮両振りでは、引張り-圧縮-引張りの繰返し負荷過程において降伏強度は著しく低下するので、応力がミクロ的降伏強度を大幅に越える状態となり、微小すべり変形にともなう初期き裂の進展は加速的に進行する。したがって、マグネシウム合金では、高サイクル疲労においても低サイクル疲労と同様に、引張り-圧縮繰返し変形挙動の特異性によって、特有の S-N 線図の形状が現れる。

以上のようなマグネシウム合金の機械的性質は、同じ軽合金であるアルミニウム合金と比較して特異な挙動を示す場合がある。したがって構造材料としての使用にあたっては、その特性に対応した強度設計が要求され、そのためにはさらに多種多様な負荷条件における多くのデータの集積を必要とするであろう。

4. 結 言

マグネシウム合金押出し材の低サイクルおよび高サイクル疲労特性における特異性について、アルミニウム合金と比較対照させつつ検討を行ない、下記の結果を得た。

(1)マグネシウム合金の引張り-圧縮繰返し塑性変形挙動における応力-歪曲線は顕著な非対称性を示し、繰返し変形にともなって降伏強度はしだいに低下する。

(2)マグネシウム合金の低サイクル疲労においては、 $0.002 < \Delta \epsilon_p < 0.01$ の領域で $\Delta \epsilon_p - N_f$ 線図における直線の勾配が大きくなり、不連続的な形状を示す。

(3)マグネシウム合金の低サイクル疲労き裂進展特性は、 $0.002 < \Delta \epsilon_p < 0.01$ の領域とその前後の領域で異なる挙動を示す。

(4)マグネシウム合金の高サイクル疲労における S-N 線図の形状の特異性は引張り-圧縮繰返し変形過程における降伏強度の低下に起因するものとして理解される。

(5)アルミニウム合金においては前記(1)~(4)の事項は認められない。

参考文献

- (1) Robert S. Busk (森永卓一訳)：マグネシウム製品設計，軽金属協会

-
- (2) B. Tomkins : Philosophical Magazine, Vol.18
(1968), 1041
 - (3) S. S. Manson : NACA Tech. Note, 2933
(1953)
 - (4) H. Kitagawa, S. Takahashi, C. S. Suh and W. J.
Jackson : Int. J. Fatigue, July, (1981), 149
 - (5) A. S. Tetelman and A. J. McEvily Jr., Fracture
of Structural Materials, 573, John Wiley, & Sons
(平成 4 年11月30日受理)

