

AZ 31マグネシウム合金および5056アルミニウム 合金押出し材の材料特性に及ぼす加工方向と 微小切欠および温度と歪速度の影響

大 島 聡 範*・林 忠 夫**

The Influence of Extrusion Flow, Small Notch, Temperature and
Strain Rate on the Mechanical
Properties of Hot Extruded AZ31 Magnesium Alloy and 5056 Aluminum Alloy

Toshinori OHSHIMA * and Tadao HAYASHI **

Abstract

The dependance of mechanical properties of hot extruded AZ31 magnesium alloy and 5056 aluminum alloy on extrusion flow, small notch severity and temperature has been studied.

AZ31 magnesium alloy exhibited higher sensitivity to the notch than 5056 aluminum alloy in tensile and fatigue properties.

Fatigue property of AZ31 magnesium alloy in transverse specimen was poorer than in longitudinal specimen because of lower 0.2% proof stress in perpendicular direction to extrusion flow than that in parallel.

1. 緒 言

Mg は実用金属材料としては最も軽く、その密度は Fe の 2/9, Al の 2/3 である。したがって単位重量当りの強度は大きく、軽量構造材として優れた特性を持っていることから、自動車および航空宇宙分野における使用が増加しつつある⁽¹⁾⁻⁽³⁾。しかしながら、これらの多くは鋳造品としての適用であり、展伸材の使用は未だに限られている。Mg 合金は結晶構造が最密六方晶であることから、常温における塑性変形は困難であり、また塑性加工を受けた展伸材において、加工方向によって材料特性に異方性を生じるなど、種々の問題があり⁽⁴⁾、疲労特性および静的引張り特性における切欠感受性、あるいは強度と靱性の温度依存性などについては、未だに不明確の点が多い。すなわち、同じ軽金属である Al と比較して、材料特性に関するデータは極めて不十分な状態にあり、早急な検討が望まれている。本報は、このような意

味において Mg 合金の引張り特性と疲労特性に及ぼす、塑性加工の方向性と微小切欠の影響および切欠曲げ靱性に及ぼす温度と歪速度の影響について、同程度の引張り強さを有する Al 合金と比較しつつ検討を行なった結果を述べたものである。

2. 供試材および実験方法

供試材は市販の Mg 合金 AZ 31 および Al 合金 5056 の熱間押し出し材丸棒および平角材であり、その寸法および JIS 規格成分は表 1 に示す。図 1 は引張り試験片の形状および寸法を示す。(a) は $\phi 22$ の丸棒から採取し、(b) は 70 w $\times$ 8 t の平角

表 1 供試材の化学成分 (JIS)

Chemical composition of AZ31 Mg alloy (wt%)						
Al	Zn	Mn	Fe	Si	cu	Mg
2.5-3.5	0.5-1.5	0.15	0.010	0.10	0.10	Bal
Chemical composition of 5056 Al alloy (wt%)						
Mg	Mn	Cr	Si	Cu	Zn	Al
4.5-5.6	0.2-0.05	0.05-0.2	0.3	0.1	0.1	Bal

* 教授 機械工学科

** 技官 機械工学科

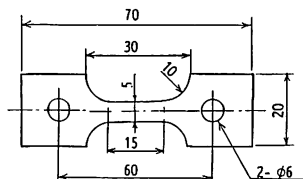
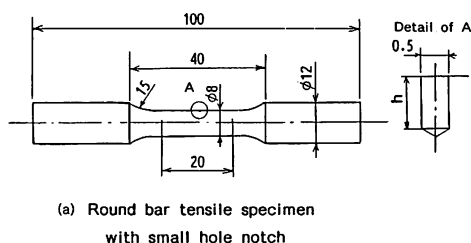
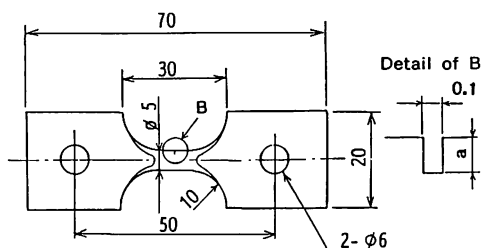


図1 引張試験片の形状と寸法

(a)丸棒試験片 (b)平板試験片



(a) Fatigue test specimen

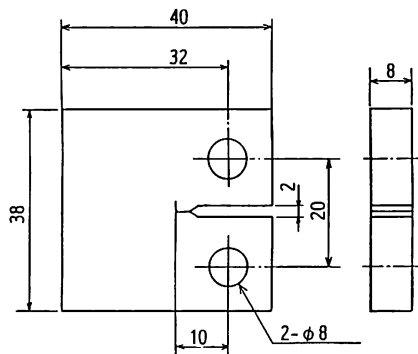


図2 (a)疲労試験片および(b)疲労き裂進展試験片

材から採取したものである。図2は平角材から採取した疲労試験片(a)およびCT型の疲労き裂進展試験片(b)であり、加工による方向性の影響を調べるために、押し出し方向に対して平行なL材と直角なT材を採取した。微小切欠は試験片の平行部中央にマイクロドリルあるいは薄刃切断砥

石を用いて加工した。引張り試験はインストロン型の高剛性万能試験機を使用し、疲労試験および疲労き裂進展試験は電気油圧サーボ式疲労試験機による周波数20 HZ 応力比 $R=0.1$ の引張り片振り応力のもとで行なった。なお、応力拡大係数幅 ΔK は次の式⁽⁵⁾によって計算した。

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} F(a/w) \quad (\text{MPa})$$

ここで

$$\sigma = P/w \quad (\text{N/mm})$$

a : き裂長さ (mm)

w : 試験片幅 (mm)

$$F(a/w) = 2.96 - 185.5(a/w) + 655.7(a/w)^2 - 1017.0(a/w)^3 + 638.9(a/w)^4$$

衝撃試験はシャルピー試験機を使用し、切欠曲げ試験は、シャルピー試験機のハンマーおよび支持台に準じたボンチおよび支持台を、万能試験機にセットして行ない、荷重-変位曲線の積分値から吸収エネルギーを計算した。

なお、高温試験はウオターバスおよびオイルバス中で、低温試験はエチルアルコール+ドライアイス中で試験片を浸漬して行なった。

3. 実験結果および考察

3.1 引張り特性

図3は丸棒試験片の引張り強さ σ_B および破断延性 ϵ_f に及ぼす小孔切欠の深さ h の影響を示す。縦軸は平滑材の値に対する比で表している。Al 合金、Mg 合金ともに、 σ_B は h が増加しても殆ど一定値を保っているが、 ϵ_f は h の増加に伴って急激に減少し、この傾向は Mg 合金にお

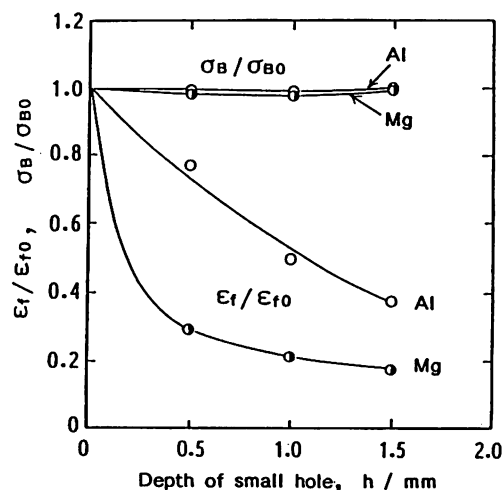


図3 引張り特性と円孔切欠深さの関係

いて特に顕著である。すなわち、このような微小切欠は引張り強さにはほとんど影響を及ぼさないが、破断延性を著しく低下させること、及び、Mg合金はAl合金と比較して、切欠感受性の大きいことがわかる。これは、Mg合金の結晶構造が最密六方晶であり、常温においてすべり変形が生じ難いことから、小孔の縁における引張り応力の集中を緩和すべき塑性変形が制約され、引張り変形の初期にき裂が発生し急速に進展して破断に至るためであると考えられる。

表2は平角材について、加工方向に平行なL材と、直角なT材の引張り特性をAl合金とMg合金について比較したものである。両合金ともに、引張強さおよび伸び、絞り加工方向による差異は少ないが、0.2%耐力は、Mg合金のT材の値がL材と比べて著しく低いことが注目される。

表2 引張り特性におよぼす加工方向の影響

	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	δ %
Mg-L	217.4	244.2	14.41
Mg-T	84.8	227.2	18.67
Al-L	193.3	225.6	21.31
Al-T	195.1	229.5	21.25

Mg合金は最密六方晶であり、塑性変形に際してすべり面が制約されるので、押出し変形過程に選択方位が形成され⁽⁶⁾、その結果、加工方向による異方性が顕著に現れたものと思われる。

3.2 疲労特性

図4および図5は、Mg合金およびAl合金の平滑材および微小切欠材の疲労試験におけるS

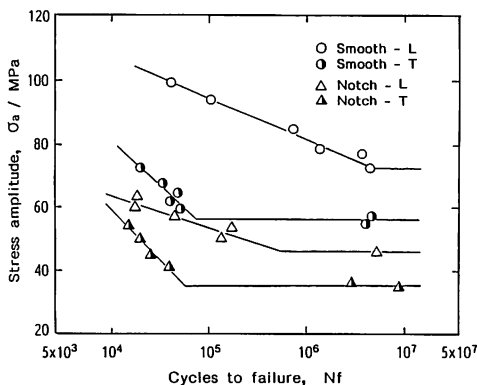


図4 Mg合金AZ31のS-N線図における加工方向と切欠の影響

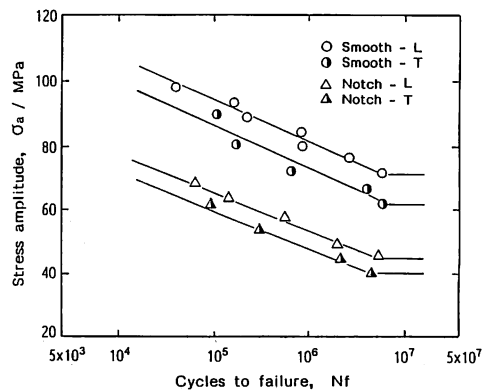


図5 Al合金5056のS-N線図における加工方向と切欠の影響

—N曲線を示す。両者ともにT材はL材よりも疲労強度が低く加工方向による差異が現れているが、特にMg合金において顕著である。すなわち、Mg合金のT材はL材と比べてS-N曲線の勾配が大きく、高応力側における破断までの繰返し数が小さい。図6は疲労限度 σ_w と切欠深さの関係を示し縦軸は平滑材の疲労限度 σ_{w0} に対する比で表している。いずれも切欠深さの増加に伴って σ_w は減少するが、その傾向はMg合金において顕著であり、Mg合金の疲労における切欠感受性の大きいことを示している。これは図2における引張り破断延性 ϵ_f の場合と同様である。

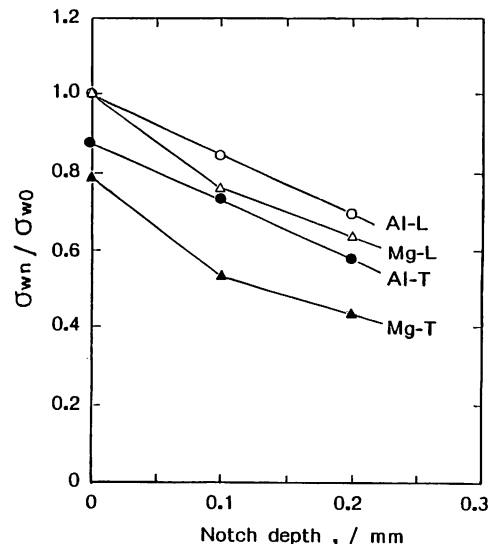


図6 AZ31および5056の疲労強度と切欠深さの関係

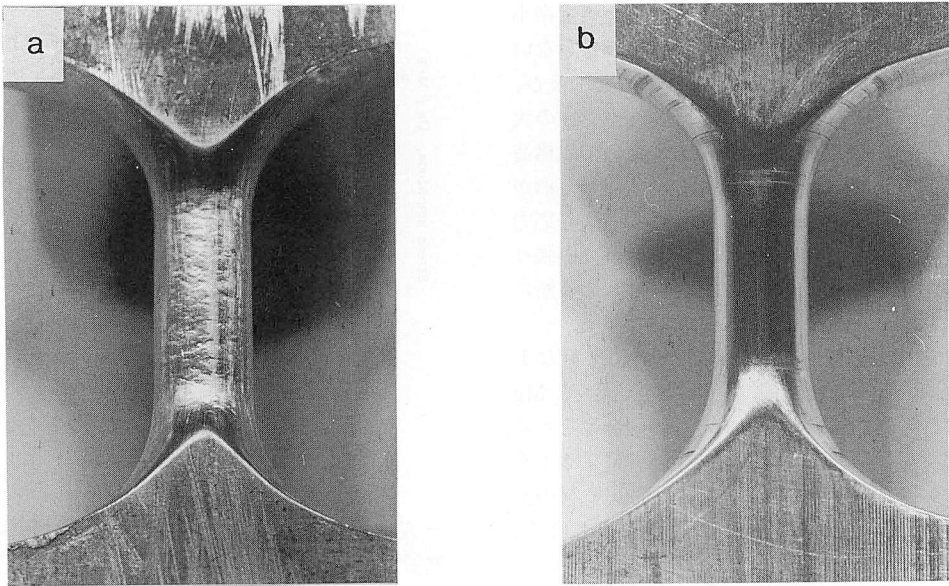


図7 疲労試験中の試験片の外観
応力振幅80 MPa, 繰返し数約 10^4 回
(a) Mg-T, (b) Mg-L

図7は応力振幅80 MPa, 繰返し数 10^4 附近における試験片の外観であるが, (a)の Mg-T 材は表面に歪模様が現われており, 微小塑性変形の生じていることがわかる。一方, (b)の Mg-L 材ではこのような傾向は認められない。これは, Mg-T 材では比較的低い応力の繰返しによって塑性変形を生じていることを示すものであり, 表2に示すように, Mg-T 材の0.2%耐力が Mg-L 材と比べて著しく低いことによるものと思われる。すなわち, Mg-T 材においては, 繰返し塑性変形に伴う疲労損傷の累積と疲労き裂の形成が, 低い応力で生じ得ることを意味するものである。また, き裂の発生を支配する条件は, 平滑材と切欠材で異なると考えられるが, 加工方向の相違による $S-N$ 曲線の形状の差異は, 両合金ともに, 平滑材と切欠材の両者において, ほとんど同様に現われている。これは, $S-N$ 曲線の形状に及ぼす加工方向の影響が, 疲労き裂の発生条件と伝播条件の両方に関連していることを示すものである。

図8は Mg 合金および Al 合金の T 材および L 材について, CT 試験片における繰返し数と疲労き裂長さの関係を示す。Mg 合金は Al 合金と比べてき裂の進展速度が大きく, き裂が急速に進展

を開始するまでに要する繰返し数も少ない。また, 両合金ともに上述の傾向は, 加工方向に平行な L 材よりも, 直角な T 材において顕著であり, T 材は L 材に比べて疲労き裂の進展が容易であることがわかる。

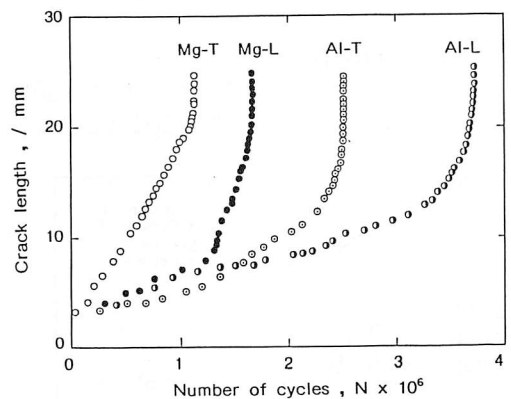


図8 応力繰返し数と疲労き裂長さの関係

図9は CT 試験片における疲労破面の SEM 写真である。Al 合金では, 平行材の Al-L (a) および直角材の Al-T (b) とともに, 疲労き裂の進展過程において一般的に現われる破面形態であり, 加

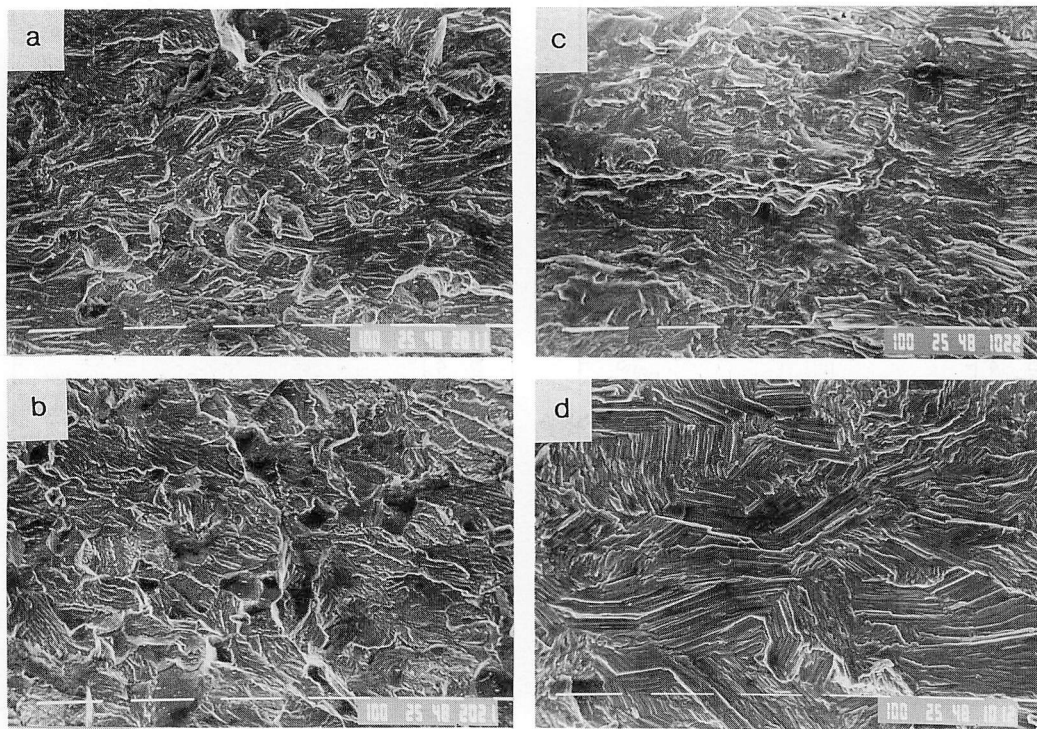


図9 疲労破面の走査電顕写真・

(a) Al - L, (b) Al - T, (c) Mg - L, (d) Mg - T

工方向による差異はほとんど認められない。これに対して Mg 合金では、平行材の Mg - L(c)は Al 合金と同様の一般的な疲労破面であるが、直角材の Mg - T(d)は複雑に屈曲した方向性の現われた特異な様相を呈している。これは塑性加工によって形成された、Mg 合金に特有の選択方位性に起因するものと考えられ、Mg - T 材の疲労特性における特異性の原因であると思われる。

図8からき裂進展速度 da/dN と応力拡大係数幅 ΔK を求め、両者の関係を両軸にとれば図10が得られ、上述の傾向をさらに明確に把握することができる。また、各試験片の疲労き裂進展特性における直線部分を Paris-Erdogan の関係式⁽⁷⁾に従うものとするれば、次の各式を得る。

Mg - L 材	$da/dN = 3.9 \times 10^{-9} (\Delta K)^{2.3}$
Mg - T 材	$da/dN = 4.0 \times 10^{-10} (\Delta K)^{3.7}$
Al - L 材	$da/dN = 6.2 \times 10^{-11} (\Delta K)^{3.7}$
Al - T 材	$da/dN = 3.1 \times 10^{-11} (\Delta K)^{3.8}$

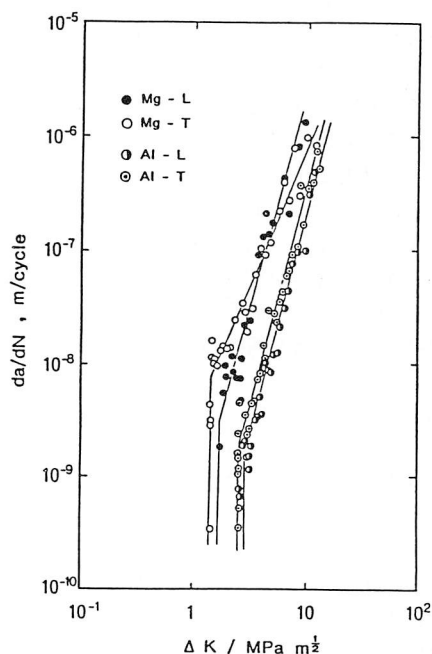


図10 疲労き裂進展速度と応力拡大係数幅の関係

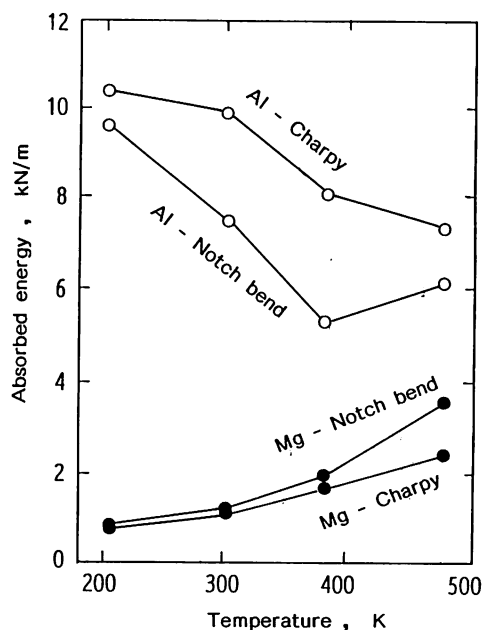


図11 AZ 31 Mg 合金と5056 Al 合金のシャルピー衝撃値および切欠曲げ吸収エネルギーと温度の関係

3. 3 シャルピー衝撃試験および切欠曲げ試験

図11は Al 合金および Mg 合金のシャルピー衝撃試験および切欠曲げ試験における吸収エネルギーと試験温度の関係を示す。Al 合金は温度の低下に伴って吸収エネルギーは増加するが、Mg 合金は温度の低下に伴って吸収エネルギーは減少し、対照的である。また、Al 合金は全温度域にわたって、変位速度の大きいシャルピー試験の値が、変位速度の小さい切欠曲げ試験の値よりも大きい。Mg 合金ではこれと反対に、切欠曲げ試験の値がシャルピー試験の値よりも大きい。すなわち、歪速度が増加すると、Al 合金では靱性が増加し、Mg 合金では靱性が減少する。また、変位速度の差異による靱性の差は、温度の低下につれて小さくなる。図12は図11のデータを変位速度と靱性の関係として示したものである。Al 合金は、全温度範囲にわたって吸収エネルギーの歪速度依存性が認められ、273-373 K の範囲において最も大きくその上下では小さい。一方、Mg 合金における歪速度依存性は、473 K においては Al 合金の198 K および474 K と同程度であるが、373 K 以下の温度ではきわめて小さく、殆どゼロに近い。

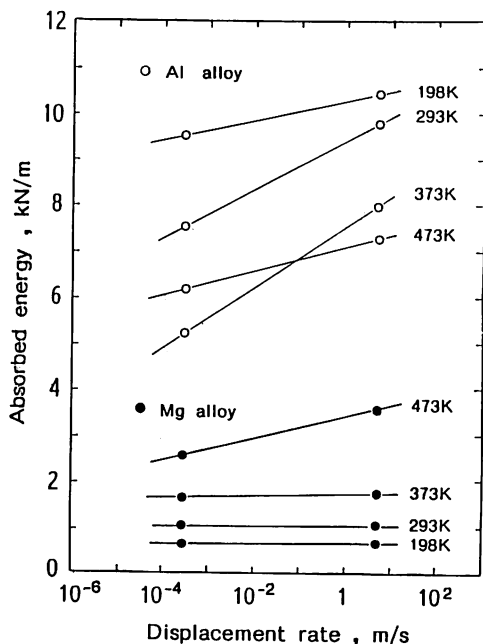


図12 吸収エネルギーと変位速度の関係

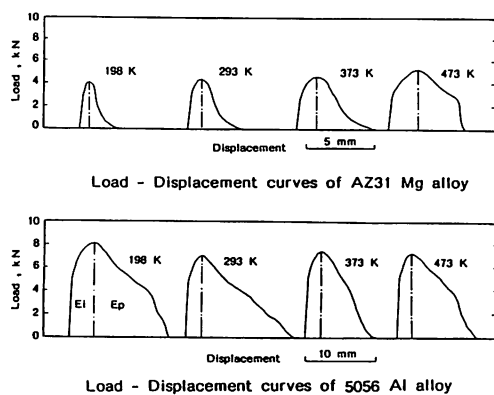


図13 切欠曲げ試験の荷重-変位線図

図13に各温度における Al 合金および Mg 合金の、切欠曲げ試験における荷重-変位曲線を示す。図14および図15はこのデータを整理して、温度に対する吸収エネルギーおよび最大曲げ応力の関係を示したものである。これより、両合金の荷重-変位曲線の形状の差異は、全吸収エネルギー E に占めるき裂発生エネルギー E_i と、き裂進展エネルギー E_p の比率によって特徴づけられる。すなわち、図14において、Al 合金では全温度域にわたって E_p の占める比率が大きく、温度の低下に伴う吸収エネルギー E の増加は、ほとんど E_p の増加によってもたらされる。一方、図15におい

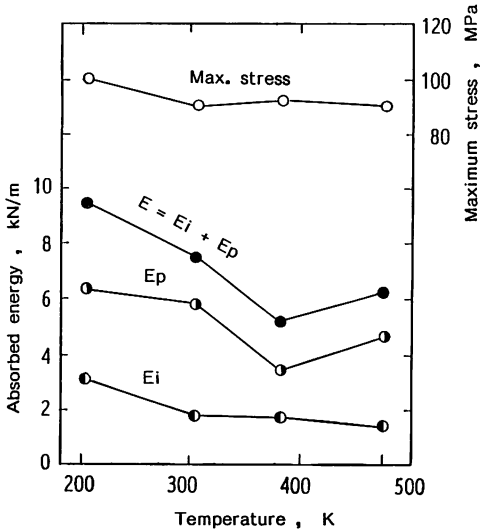


図14 5056 Al 合金の切欠曲げ試験における吸収エネルギーおよび最大応力と温度の関係

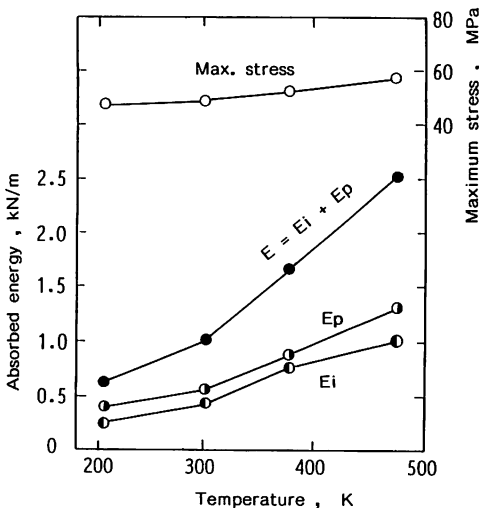


図15 AZ 31 Mg 合金の切欠曲げ試験における吸収エネルギーおよび最大応力と温度の関係

ては, Mg 合金では E_i と E_p の差が小さく, 温度の低下に伴う吸収エネルギーの減少は, E および E_p の双方の減少によってもたらされる。また, 強度すなわち最大曲げ応力については, 温度の低下に伴って Mg 合金ではわずかに増加するが, Al 合金ではほとんど一定である。すなわち, 両合金ともに, 切欠曲げ強さの温度依存性は小さい。

4. 総 括

同程度の引張り強さを有するマグネシウム合金

AZ 31とアルミニウム合金5056の熱間押出材について, 引張り特性と疲労特性に及ぼす加工方向性と微小切欠の影響, および, 切欠曲げ靱性に及ぼす温度と歪速度の影響を調べて, 次の結果を得た。

- (1) 引張り特性に及ぼす加工方向の影響は, マグネシウム合金の0.2%耐力において特に顕著であり, 加工方向に対して直角な方向では平行方向の2/5に低下した。
- (2) 疲労特性に及ぼす加工方向の影響はマグネシウム合金において顕著であり, 直角方向材の疲労き裂進展速度は平行方向材よりも大きく, また, $S-N$ 曲線は勾配が大きくなり, 短寿命側にシフトした。
- (3) 引張り特性に及ぼす微小円孔切欠の影響は, 両合金ともに破断延性の低下をもたらし, 特にマグネシウム合金において顕著であった。一方, 引張り強さは殆ど変らなかった。
- (4) マグネシウム合金の靱性は温度低下に伴って減少するが, アルミニウム合金の切欠曲げ靱性は温度低下に伴って増加した。また, マグネシウム合金の靱性は歪速度によらずほぼ一定であるが, アルミニウム合金の靱性は歪速度の増加に伴って増加した。

謝 辞

本研究の材料を提供された古河マグネシウム(株)製造課長伊藤茂氏の御厚意, および卒業研究として実験を担当された, 本校卒業生, 木山順平氏, 岸恭弘氏 の努力に対して深く感謝の意を表する。

参 考 文 献

- (1) A. Stevenson.: Light Metal. (1987), 861.
- (2) G. A. Chadwick: Magnesium Technology. (1987), 75.
- (3) N. Zeumer and G. Betz: Ver. Deutsche Ing. Berichte. (1988), 555.
- (4) A. S Tetelman and A. J McEvily, Jr.: Fracture of Structural Materials. John Willy & Sons.
- (5) E. T. Wessel: Eng. Frac. Mech., (1968), 77.
- (6) Robert S. Busk 著 森永卓一他訳: マグネシウム製品設計. 軽金属協会マグネシウム委員会
- (7) P. C. Paris and F. Erdogan: Trans. ASME, Ser. D, 85 (1963), 529.

