

マグネシウム合金 AZ61 押出材の疲労挙動と破壊機構[†]

鎌倉 光利* 戸梶 恵郎**
石 泉 有 規*** 長谷川 典彦****

Fatigue Behaviour and Fracture Mechanism of an Extruded AZ61 Magnesium Alloy

by

Mitsutoshi KAMAKURA*, Keiro TOKAJI**, Yuuki ISHIZUMI*** and Norihiko HASEGAWA****

This paper presents the fatigue crack propagation (FCP) characteristics and the fatigue behaviour of smooth specimens in an extruded AZ61 magnesium alloy. FCP tests and axial fatigue tests have been performed at the stress ratio of 0.05 and -1 respectively, in laboratory air at ambient temperature. Fatigue properties were evaluated and compared with those of a rolled AZ31 alloy in a previous report, and fracture mechanisms were discussed on the basis of crack initiation, small crack growth and fracture surface analysis. The relationship between FCP rate and stress intensity factor for large cracks consisted of two parts with different slopes, which became much more remarkable when FCP rates were characterized in terms of the effective stress intensity factor. This was attributed to a fracture mechanism transition because the fracture surface appearance was clearly different above and below the stress intensity factor where the slopes changed. The fatigue strength of the AZ61 alloy was higher than that of the AZ31 alloy and the fatigue strengths at 10^7 cycles were 60MPa and 50MPa respectively. However, the fatigue strengths characterized in terms of fatigue ratio were similar with a considerably low fatigue ratio of 0.22. Regardless of stress level, fatigue cracks initiated at the specimen surface in intergranular or transgranular mode due to cyclic slip deformation at a very early stage of fatigue cycling. The growth behaviour of small cracks was consistent with the FCP characteristic after allowing for crack closure for large cracks, but the operative micromechanisms were different between small and large cracks. Except for subsurface fracture occurred in the AZ31 alloy, the fatigue properties described above were basically the same as observed in the AZ31 alloy.

Key words : Fatigue crack propagation, Fatigue strength, Magnesium alloy, Crack initiation, Small crack growth, Fracture mechanism

1 緒 言

マグネシウム (Mg) 合金は比強度・比剛性やリサイクル性などに優れるから、近年軽量構造材料として注目されている。¹⁾しかし、これまでその実績は乏しい。その一因は、構造材料として評価が不可欠な疲労特性に関する最新のデータが十分蓄積されていないことにある。²⁾

Mg 合金は大別して鋳造材と展伸材に分類される。鋳造材では、疲労において鋳巣などのマクロな欠陥が問題となることが多く、疲労強度はその寸法や形状に左右される。^{3), 4)}したがって、高い疲労信頼性が要求される部材には、そのような欠陥の関与しない展伸材の使用が考えられる。しかし、展伸材の疲労特性に関する詳細な研究結果は必ずしも十分ではない。^{5)~9)}

こうした背景から、著者らは前報^{10), 11)}において AZ31 圧延材について、CT 試験片を用いた疲労き裂進展 (FCP) 試験と平滑試験片を用いた軸荷重疲労試験を行い、FCP 挙動、疲労強度および破壊機構を評価、検討した。その結果、FCP 挙動においては、破壊機構の遷移に起因して FCP 速度 da/dN と有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} の関係が明

瞭な折れ曲がりを示すこと¹⁰⁾また平滑材の疲労挙動においては、ある応力以下で内部起点型破壊が生じること¹¹⁾などのきわめて興味ある知見を得た。こうした挙動の普遍性の確認や発現機構の深い理解のためには、Mg 合金展伸材の疲労特性に関して広範、かつ系統的に研究を展開することが必要と考えられる。

そこで本研究では、AZ61 押出材の CT 試験片および平滑試験片を用いて、室温大気中において FCP 試験および軸荷重疲労試験を行い、AZ31 圧延材の結果^{10), 11)}との比較のもとに、疲労挙動と破壊機構について検討した。

2 実験方法

2・1 材料、組織および機械的性質

供試材は市販の AZ61 押出材 (板厚 5mm) である。化学成分 (wt.%) は、Al : 6.5, Zn : 1.0, Mn : 0.1, Si : 0.1, Cu : 0.05, Fe : 0.005, Ni : 0.005, bal. : Mg である。熱処理は行わず、納入のまま実験に用いた。

組織はほぼ等軸の結晶粒から成っているが、素材板両表面層と中心部の間で結晶粒径に相違が見られた。Fig. 1 に表面層と中心部の顕微鏡組織写真を示す。図から結晶

[†] 原稿受理 平成 16 年 5 月 27 日 Received May 27, 2004

* 学生会員 岐阜大学大学院 (現在 岐阜県製品技術研究所) 〒501-1193 岐阜市柳戸, Graduate Student, Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-1193

** 正 会 員 岐阜大学工学部機械システム工学科 〒501-1193 岐阜市柳戸, Dept. of Mech. Systems Eng., Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-1193

*** 大同特殊鋼 〒457-8545 名古屋市南区大同町, Daido Steel Co. Ltd., Minami-ku, Nagoya, 457-8545

**** 正 会 員 岐阜大学地域科学部地域科学科 〒501-1193 岐阜市柳戸, Faculty of Regional Studies, Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-1193

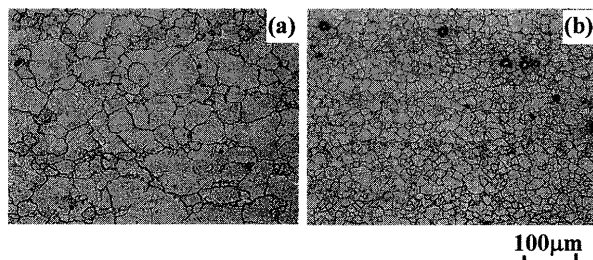


Fig. 1. Microstructures of the cross section in AZ61 :
(a) surface layer, (b) core.

粒は表面層において中心部よりかなり大きいことがわかる。そこで両者の結晶粒径の分布を調べた。その結果を Fig. 2 に示す。中心部では、結晶粒径は最大 $40\mu\text{m}$ の範囲内に分布しており、 $10 \sim 20\mu\text{m}$ の微細な結晶粒の頻度が最も高い。平均結晶粒径 d は約 $14\mu\text{m}$ である。それに対して表面層では、 $40\mu\text{m}$ 以上の結晶粒も存在し、 $100 \sim 150\mu\text{m}$ の粗大な結晶粒も認められる。その結果 d は $28\mu\text{m}$ である。このように、表面層と中心部において結晶粒径の相違が生じた理由は明らかではないが、押出加工によって誘起されたことが考えられる。なお、結晶粒が粗大化した領域は素材両表面から約 1.5mm 内部まで生じていた。

素材と同じ厚さ (5mm) の板状試験片を用いて引張試験を行った。得られた押出方向の機械的性質は、引張強さ σ_B : 278MPa , 伸び ϕ : 25% , ビッカース硬さ HV : 58 であった。

2・2 試験片

納入材から、幅 50.8mm , 板厚 5mm の CT 試験片と幅 8mm , 平行部 10mm , 板厚 4mm の平板疲労試験片を機械加工した。CT 試験片の採取方向は L-T 方位であり、また疲労試験片の軸方向は押出方向と平行である。なお、疲労試験片の平行部片面にき裂発生箇所を限定するために鈍い切欠きを付している。しかし、応力集中係数は小さいから、試験片は事実上ほぼ平滑と見なせるものである。エメリー紙で研磨後、さらにバフ研磨を施して疲労試験に用いた。

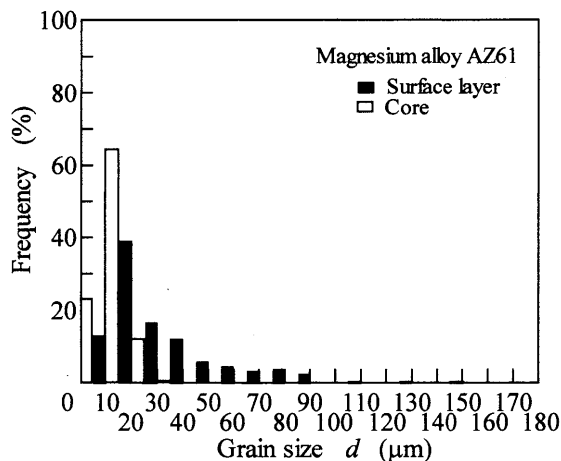


Fig. 2. Grain size distributions in surface layer and core in AZ61.

前述したように、素材両表面から約 1.5mm 内部まで結晶粒の粗大化層が存在した。したがって、CT 試験片では両表面層に約 1.5mm , 疲労試験片では約 1mm の粗大化層が残存している。その一例として、疲労試験片について片側表面から内部に至る組織様相を Fig. 3 に示す。図から明らかなように、粗大化層内はさらに複雑な様相を呈しており、表面から約 $500\mu\text{m}$ 内部まで中心部より大きい結晶粒径の領域が存在し、それに続いて $100\mu\text{m}$ を超える粗大な結晶粒を含む領域が存在している。なお、前述した粗大化層内の d は両領域を含んでいる。

2・3 実験方法

FCP 試験および疲労強度試験には、それぞれ容量 19kN および容量 49kN の電気油圧式疲労試験機を用いた。

FCP 試験においては約 2mm の予き裂を導入した後、室温大気中、繰返し速度 $f = 10\text{Hz}$, 応力比 $R = 0.05$ の条件で応力拡大係数幅 ΔK 漸増、または漸減試験を行った。き裂長さの測定には最小目盛 0.01mm の移動読取り顕微鏡を、き裂開閉口挙動の測定には除荷弾性コンプライアンス法を用いた。また疲労強度試験においては、室温大気中、軸荷重下 $f = 10\text{Hz}$, $R = -1$ の条件で実験を行い、試験片表面のき裂発生および微小き裂成長挙動をレプリカ法により観察した。

両試験とも実験後、破面を走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて詳細に調査した。

3 実験結果および考察

3・1 大きき進展挙動

3・1・1 き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数幅 ΔK の関係 CT 試験片を用いて得られた da/dN と ΔK および有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} の関係を Fig. 4 に示す。図には比較のため、AZ31 圧延材の結果¹⁰⁾も併記した。前報で指摘したように、また図に見られるように、AZ31 の da/dN - ΔK 関係は $\Delta K = 3 \sim 4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ で折れ曲がる特徴的な挙動を示す。それに対して、AZ61 の da/dN - ΔK 関係は AZ31 よりもわずかに高速度側にあり、 $\Delta K = 3\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 近傍で同様に折れ曲がりを示す。

き裂開閉口挙動を $K_{\text{op}}/K_{\text{max}}$ と K_{max} の関係として Fig. 5 に示す。ここで、 K_{op} はき裂開口応力拡大係数、 K_{max} は最大応力拡大係数である。 K_{max} の全領域において、AZ61

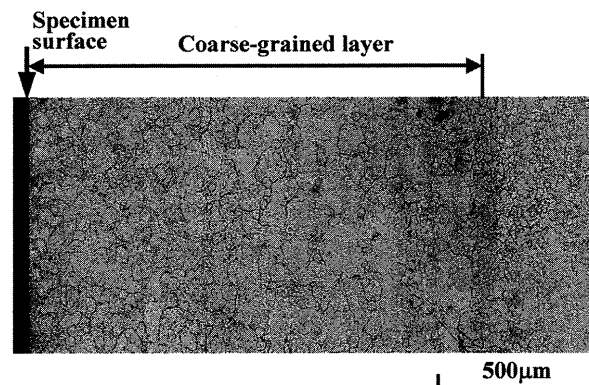


Fig. 3. Microstructure of the cross section of fatigue specimen in AZ61.

の K_{op}/K_{max} は AZ31 よりもわずかに低い。著者らは前報において、AZ31 の 3 次元破面解析結果に基づいて結晶粒単位の微視的破壊形態が破面粗さを誘起していることを明らかにした。¹⁰⁾ 後述するように、AZ61 の微視的破面様相も AZ31 と全く同様である。したがって、AZ31 の d は AZ61 に比べてかなり大きいから (約 $60\mu\text{m}$)、観察されたき裂開閉挙動における相違は、破面粗さによってもたらされたと考えられる。

Fig. 5 のき裂開閉挙動の測定結果を用いて、FCP 挙動を ΔK_{eff} によって整理した結果を前掲の Fig. 4 に示す。

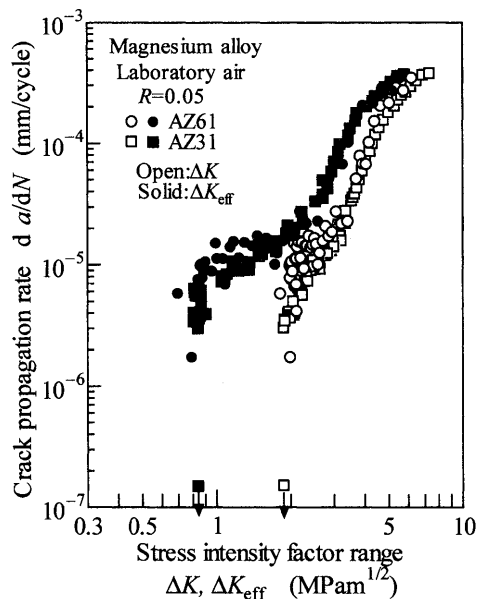


Fig. 4. Relationship between crack propagation rate and stress intensity factor for large cracks.

ばらつきを考慮すると、AZ61 と AZ31 の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係はほぼ一致していると考えられる。興味ある事実は、AZ31 と同様に $da/dN-\Delta K$ 関係で見られた折れ曲がり点、より顕著になることである。このことは、折れ曲がり点近傍の ΔK_{eff} 値 ($\approx 2.5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) で破壊機構の遷移が生じていることを示唆していると考えられる。

3・1・2 微視的破壊機構 Fig. 6 に 3 レベルの ΔK 値、すなわち折れ曲がり点以下 ($\Delta K = 2.5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)、近傍 ($\Delta K = 3\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) および以上 ($\Delta K = 5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) における破面の SEM 写真を AZ31 と比較して示す。まず図から容易に明らかなように、 ΔK の全領域において AZ61 と AZ31 の破面様相はきわめて類似しており、作動した微視的破壊機構が同様であることを示している。いずれの材料においても、折れ曲がり点以上では、結晶粒単位の筋状の模様であるのに対して、折れ曲がり点以下では、結晶粒単位の平坦な擬へき開状の模様で被われている。

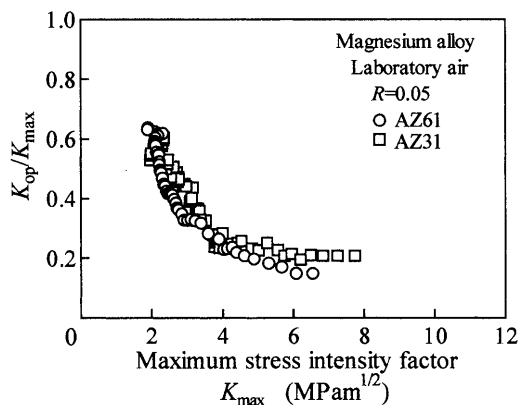


Fig. 5. Crack closure behaviour.

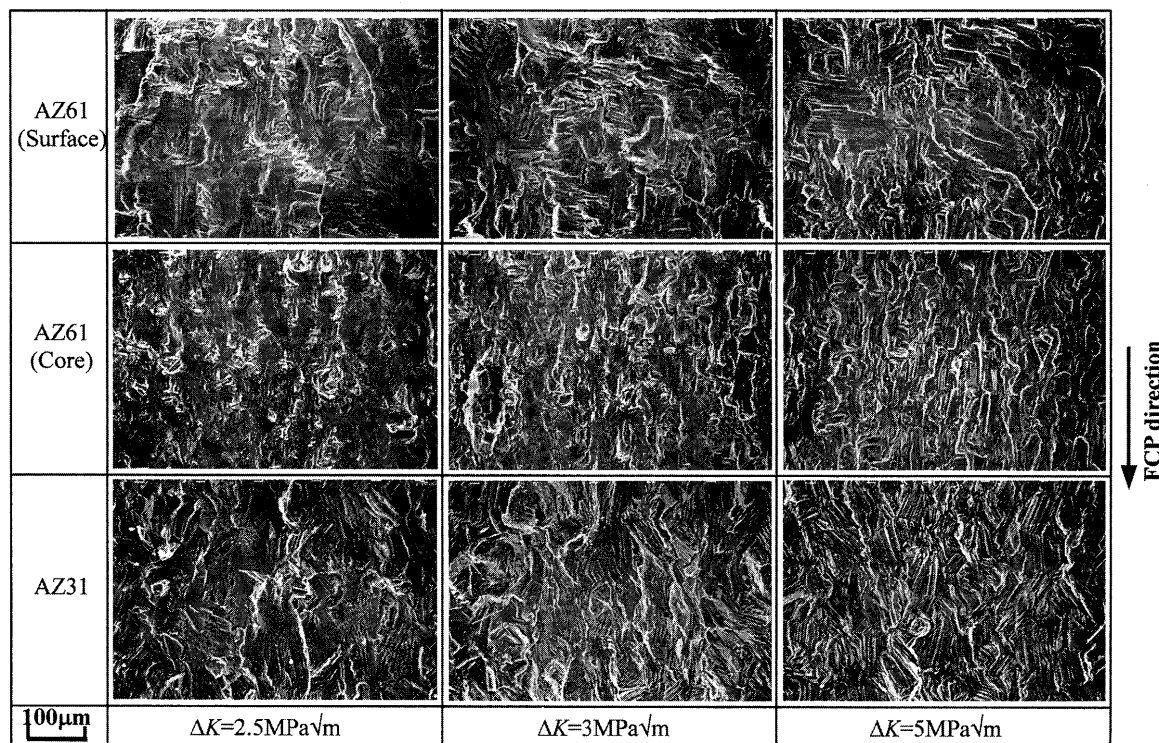


Fig. 6. SEM micrographs of fracture surfaces.

また、折れ曲がり点近傍では、両破面様相が混在しており、そこで微視的破壊機構の遷移が生じていることがわかる。なお AZ61 の場合、表面層と中心部の相違は、筋状模様または擬へき開状模様の単位の大きさにあり、それは結晶粒径の相違を反映していると考えられる。

ところで破壊機構の遷移は、き裂先端の有効繰返し塑性域寸法 $r_{pc,eff}$ が結晶粒径 d と同等となるときに生ずると考えられる。しかし AZ31 の場合¹⁰⁾ $r_{pc,eff}$ は d と一致しなかった。AZ61 の場合、 d は板厚を通じて均一ではないので、その検討は単純ではないが、両材の折れ曲がり点の ΔK_{eff} 値がほぼ同一であることを考えると、 $r_{pc,eff} \approx d$ が折れ曲がり点の主たる原因ではないように思われる。折れ曲がり点以下の破面様相は平坦で擬へき開状であることから、耐食性に劣る Mg 合金の場合、ある速度以下のき裂進展は大気湿度の影響を受けたものと推測される。実際、Mg 合金にとって大気環境も腐食環境となりうることが指摘されている。^{8), 12)} Fig. 7 に AZ61 の乾燥空気中における FCP 挙動を大気中の結果と比較して示す。図から明らかなように、乾燥空気中の FCP 速度は大気中よりも顕著に低下しており、大気湿度の影響が明らかである。AZ31 についても同様の結果を得ているが、詳細は別の機会にゆずる。

3・2 平滑材の疲労挙動

3・2・1 疲労強度 平滑試験片の疲労強度を AZ31 と比較して Fig. 8 に示す。AZ61 の疲労強度は全体的に AZ31 より高く、 10^7 回の疲労強度も前者が 60MPa であるのに対して、後者は 50MPa である。非鉄金属の場合、通常 S-N 曲線は長寿命領域までなだらかに低下して、疲労限度は現れないことが知られているが、AZ61 および AZ31 とともに明瞭な疲労限度が存在するかのように見える。⁸⁾ 破壊しなかった試験片の表面を詳細に観察したところ、停留き裂が認められた。その例を Fig. 9 に示す。これらの停留き裂の表面長さは AZ61 では $44\mu\text{m}$ 、AZ31 では

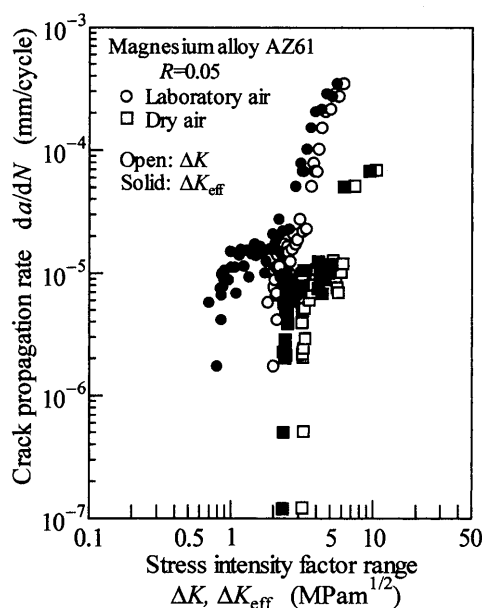


Fig. 7. Crack propagation behaviour for AZ61 in dry air.

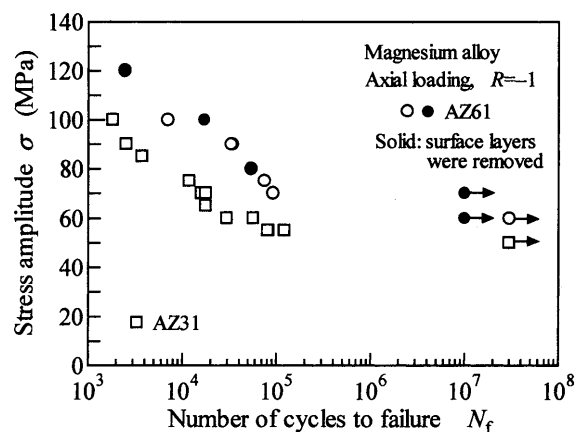


Fig. 8. S-N diagram.

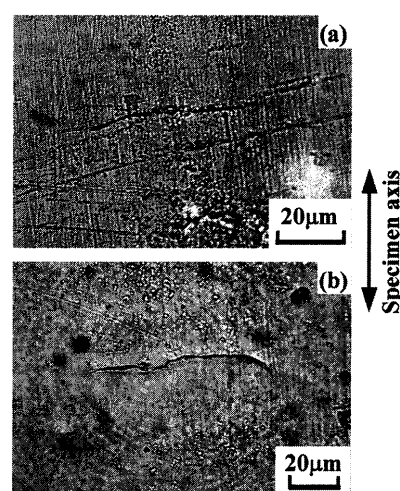


Fig. 9. Optical micrographs showing non-propagating cracks: (a) AZ61, (b) AZ31.

$74\mu\text{m}$ であり、き裂形状を半円と仮定すると両合金とも深さは 1 結晶粒径程度またはそれ以下となることから、停留き裂は第 I 段階き裂であり、停留に粒界が重要な役割を果たしていることが推測される。なお、停留き裂寸法から K_{max} 値を求めると、AZ61 および AZ31 に対してそれぞれ $0.4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ および $0.46\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ であり、大きな裂の下限有効応力拡大係数幅 $\Delta K_{eff,th}$ ($\approx 0.8\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) と比べて十分小さい。このことから疲労限度の存在は、発生したき裂の停留挙動に関係していると考えられる。

なお前報で指摘したように、AZ31 の場合、 $\sigma \leq 70\text{MPa}$ において内部起点型破壊が生じた。¹¹⁾ しかし AZ61 の場合、詳細な破面観察の結果、応力にかかわらずき裂は表面から発生していることがわかった。こうした AZ31 と AZ61 の相違は、AZ31 における内部起点型破壊発生機構の解明とともに今後の課題である。

2・1 節で述べたように、疲労試験片の表面層の結晶粒径は中心部よりも大きかった。そこで、両表面の結晶粒の粗大化層を機械加工により除去した板厚 2mm の試験片を準備して疲労試験を行った。その結果が図中の中実印である。有限寿命領域の疲労強度は、粗大化層が存在

する試験片の結果とほぼ同程度であるが、 10^7 回の疲労強度は若干高く 70MPa である。応力勾配のない軸荷重ではあるが、前述したようにき裂は表面で発生するから、観察された 10^7 回の疲労強度の相違は、結晶粒径の影響を反映していると考えられる。

疲労比 (σ/σ_B) で表した疲労強度を Fig. 10 に示す。図から明らかなように、全寿命領域において AZ61 の結果は AZ31 と一致する。 10^7 回の疲労強度に対する疲労比は約 0.22 であり、本 Mg 合金も相対的にかなり低い疲労強度を示す。

3・2・2 き裂発生 主き裂および試験片に残存する多数のき裂の発生状況を詳細に観察した結果、発生箇所は結晶粒内と粒界に分けられることがわかった。応力が高い場合、両者の発生割合はほぼ同程度であったが、応力の減少に伴って粒内の発生が支配的となり、疲労限度近傍では粒内の発生であった。この傾向は AZ31 と同様である。¹¹⁾

Fig. 11 にき裂発生様相の代表的な例を示す。Fig. 11 (a) は結晶粒内の発生例である。粒内にき裂と平行に激しいすべり帯が観察されることから、繰返しすべり変形の結果、き裂が発生したと考えられる。Fig. 11 (b) は粒界における発生例である。き裂の下に結晶粒内にすべり帯が観察され、それらはき裂が発生した粒界とある角度を有していることから、すべり帯が粒界で阻止されることに起因する応力集中の結果、粒界でき裂が発生したと考えられる。このように粒内、粒界の違いはあっても、いずれも繰返しすべり変形がき裂発生の引き金となっており、

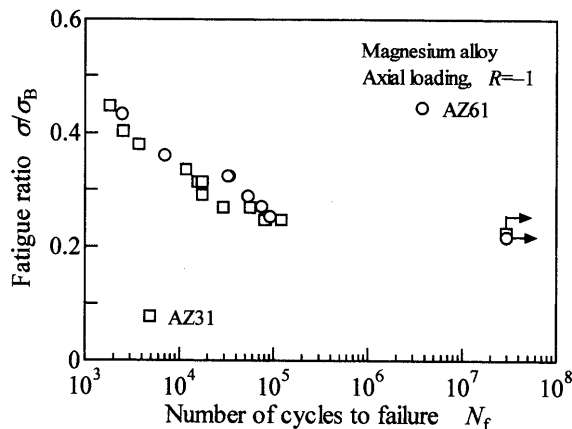


Fig. 10. Fatigue strength characterized in terms of fatigue ratio.

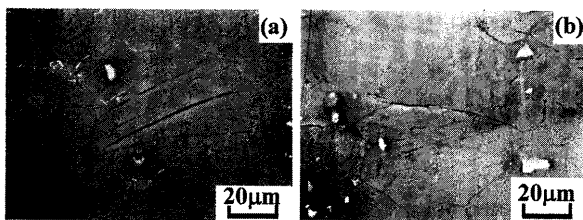


Fig. 11. Examples of SEM micrographs showing crack initiation at specimen surface in AZ61: (a) transgranular ($\sigma = 70\text{MPa}$), (b) intergranular ($\sigma = 120\text{MPa}$).

き裂発生の機構は AZ31 の場合¹¹⁾と同様である。

3・2・3 微小き裂成長 3種類の応力レベルでき裂成長挙動を調査した。その結果を表面き裂全長 $2c$ と繰返し数比 N/N_f (N_f : 疲労寿命) の関係として Fig. 12 に示す。図から明らかなように、応力にかかわらずき裂発生はきわめて早い。この観察結果から、疲労限度の応力においてもき裂は相対的に早く発生したのち、成長を停止したことが推測される。このように、本合金の繰返し応力に対するき裂発生抵抗は低く、このことが相対的に低い疲労強度の原因と考えられる。したがって、 N_f は事実上微小き裂の成長寿命であり、疲労寿命や余寿命の予測においてその評価が重要となることがわかる。なお、いずれの応力においても複数のき裂が発生し、それらが互いに干渉、合体して成長する場合が観察され、それは応力が高いほど顕著であった。

発生に続く初期の微小き裂成長挙動の一例を Fig. 13 に示す。縦軸は表面における両き裂先端の成長速度 dc/dN 、横軸は発生点を原点とするそれぞれのき裂先端の位置 (き裂長さ) c である。図から明らかなように、表面き裂全長 $2c < 0.8\text{mm}$ において dc/dN が大きく変動している。著者らはこれまでに多くの材料において初期の微小き裂成長速度は結晶粒界などに起因して変動することを報告している¹³⁾が、AZ31 の結果も含め Mg 合金の

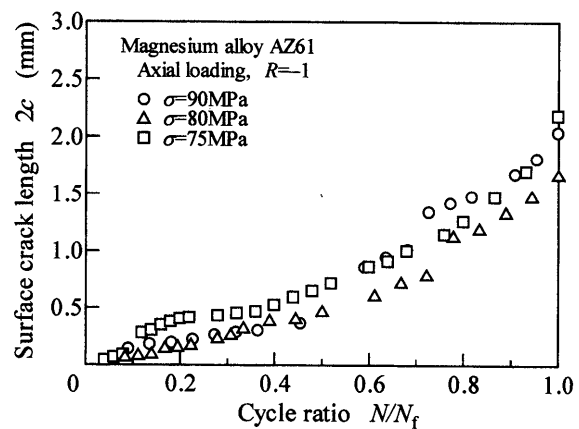


Fig. 12. Crack length as a function of cycle ratio in AZ61.

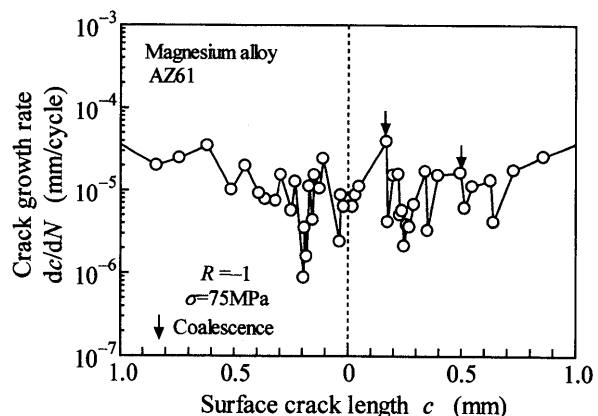


Fig. 13. Early small crack growth behaviour in AZ61 ($\sigma = 75\text{MPa}$).

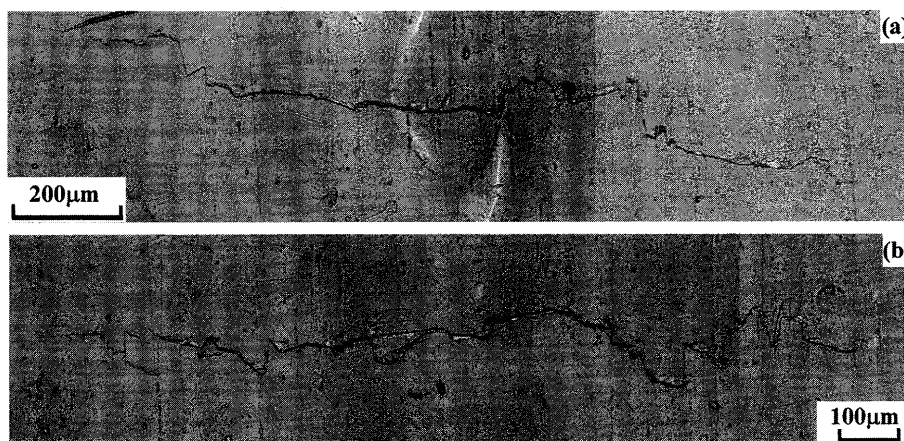


Fig. 14. Small crack growth paths in AZ61 : (a) $\sigma = 80\text{MPa}$, $N = 4.8 \times 10^4$, (b) $\sigma = 75\text{MPa}$, $N = 6 \times 10^4$.

場合, その程度が一層顕著であるように思われる.

Fig. 14 に $\sigma = 80\text{MPa}$ と 75MPa の場合についてき裂成長様相を示す. き裂は応力にかかわらず, 巨視的には試験片軸方向に対して直角に成長するが, 顕著な屈曲や分岐を伴うことがわかる. 現出した組織との対応から, そのような屈曲や分岐は, 隣接する結晶粒にき裂が成長する際に主に粒界で生じていることが確認された. こうした成長様相は前報の AZ31 と基本的に同様である.¹¹⁾ 結晶構造が稠密六方構造であり, すべり系が少ないことに起因すると考えられる. 実際著者らは, 同じ結晶構造の純チタンにおいても成長速度の顕著な変動が生じることを明らかにしている.^{14), 15)}

Fig. 15 に da/dN と最大応力拡大係数 K_{\max} の関係を示す. ここで, き裂深さ a と K_{\max} をアスペクト比 $a/c = 1$ を仮定して求めた. なお図中には比較のために, Fig. 4 の CT 試験片による大きき裂の $da/dN-\Delta K$ 関係および

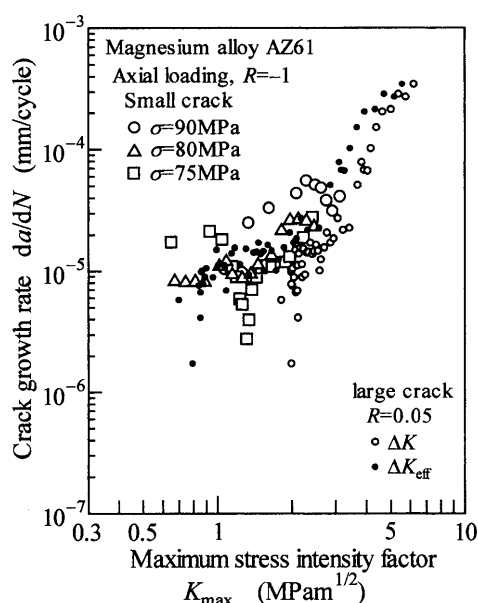


Fig. 15. Relationship between crack growth rate and maximum stress intensity factor for small cracks in AZ61.

$da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係も併記した. 図に見られるように, 微小き裂は大きき裂の下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} はもとより $\Delta K_{\text{eff,th}}$ 以下でも成長し, また前述したように不規則な成長挙動を示す. $da/dN-K_{\max}$ 関係は合体頻度の高かった $\sigma = 90\text{MPa}$ の結果とごく初期の成長を除いて, 大きき裂の折れ曲がり点以下の $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係とほぼ一致していることがわかる.

Fig. 16 にき裂発生に続く微小き裂成長領域の SEM 破面様相の例を示す. いずれの場合も, き裂発生点にほぼ数結晶粒程度の大きさの第 I 段階ファセットが見られ, 前述したようにき裂はすべり変形に起因して発生していることがわかる. 発生に続く破面は延性的であり, 結晶粒単位の筋状模様で被われている. この破面様相は, 大きき裂の高 ΔK 領域で観察された破面様相 (Fig. 6) と類似しており, 大きき裂の低 ΔK 領域, すなわち $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係の折れ曲がり点以下の破面様相とは明らかに異なっている. こうした挙動も前報の AZ31 圧延材の場合¹¹⁾ と全く同様である.

上記のように, 微小き裂の $da/dN-K_{\max}$ 関係は大きき裂の $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係と一致したが, 両者の作動した破壊機構は異なっていることに注意する必要がある. 今後, 環境の影響との関連のもとに, 破壊機構について詳細に検討する必要がある.

4 結 言

本研究では, Mg 合金 AZ61 押出材の CT 試験片を用いた FCP 試験, および平滑試験片を用いた軸荷重疲労試験を行い, 疲労特性の評価とともに破壊機構について検討した. その結果, 得られた主な結論は, AZ31 圧延材で見られた内部起点型破壊を除いて AZ31 と基本的に同様であり, 以下のように要約される.

(1) 大きき裂の $da/dN-\Delta K$ 関係はある ΔK 値で折れ曲がりを示し, き裂開口を考慮すると一層顕著になった.

(2) 上記の折れ曲がり点以上の領域では結晶粒単位の筋状の模様を伴った破面, それ以下の領域では平坦な擬へき開状の破面が支配的であった. このことから, $da/dN-\Delta K$ 関係, または $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係における折れ曲がり, は, 作動する破壊機構の遷移によるものであった.

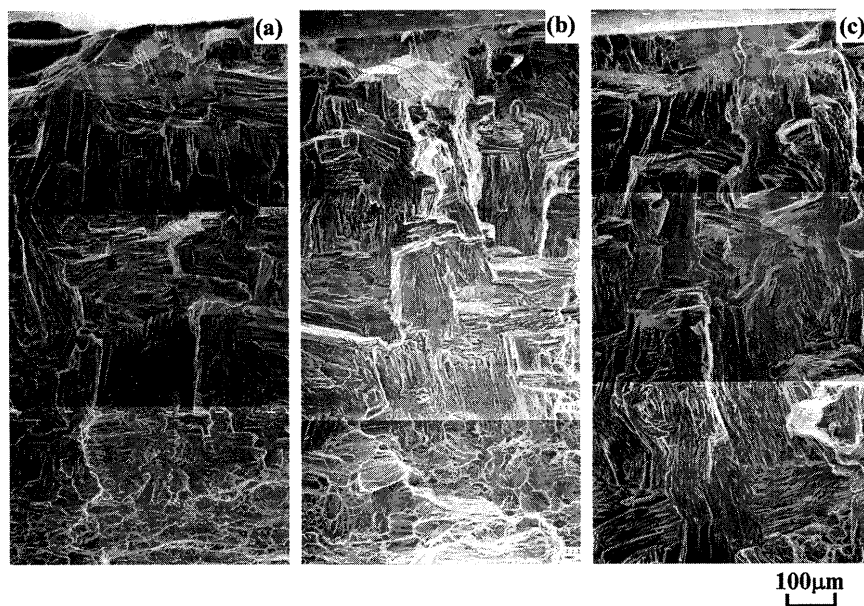


Fig. 16. SEM micrographs showing fracture surface appearance for small cracks in AZ61 : (a) $\sigma = 90\text{MPa}$, $N_f = 3.4 \times 10^4$, (b) $\sigma = 80\text{MPa}$, $N_f = 5.4 \times 10^4$, (c) $\sigma = 75\text{MPa}$, $N_f = 7.5 \times 10^4$.

(3) $N = 10^7$ 回に対する疲労強度は 60MPa であり, 疲労比 (σ/σ_B) は 0.22 と小さく, 相対的にもかなり低い疲労強度を示した.

(4) 疲労き裂は繰返しすべり変形の結果として結晶粒内または粒界で発生した. 応力が高い場合, 両者の発生割合はほぼ同程度であったが, 応力の減少に伴って粒内の発生が支配的となった.

(5) 疲労き裂の発生は応力にかかわらずきわめて早く, 疲労寿命は事実上微小き裂成長寿命であった.

(6) ごく初期の成長を除いて, 微小き裂の成長挙動はき裂開閉口を考慮した大きき裂の進展挙動とほぼ一致したが, 両者の作動した破壊機構は異なっていた.

参 考 文 献

- 1) 例えば, 小島 陽, 鎌土重晴, 東 健司, 相澤龍彦, 軽金属, **51**, 575 (2001).
- 2) V. V. Ogarevic and R. I. Stephens, *Annu. Rev. Mater. Sci.*, **20**, 141 (1990).
- 3) G. Eisenmeier, B. Holzwarth, H. W. Hoppel and H. Mughrabi, *Mater. Sci. Eng.*, **A319-321**, 578 (2001).
- 4) H. Mayer, M. Papakyriacou, B. Zettl and S. E. Stanzl-Tschegg, *Int. J. Fatigue*, **25**, 245 (2003).
- 5) 加藤 一, 杜澤達美, 軽金属, **31**, 240 (1981).
- 6) 加藤 一, 杜澤達美, 軽金属, **32**, 473 (1982).
- 7) T.-S. Shih, W.-S. Liu and Y.-J. Chen, *Mater. Sci. Eng.*, **A325**, 152 (2002).
- 8) ザイヌディン ビン サジェリ, 宮下幸雄, 武藤睦治, 軽金属, **52**, 161 (2002).
- 9) H. Zenner and F. Renner, *Int. J. Fatigue*, **24**, 1255 (2002).
- 10) 戸梶恵郎, 鎌倉光利, 長谷川典彦, 坪井泰樹, 材料, **52**, 821 (2003).
- 11) K. Tokaji, M. Kamakura, Y. Ishizumi and N. Hasegawa, *Int. J. Fatigue*, **26**, 1217 (2004).
- 12) M. Hipert and L. Wagner, *Magnesium Technology 2000*, 375 (2000).
- 13) K. Tokaji and T. Ogawa, "Short Fatigue Cracks", p.85 (1992) MEP, London.
- 14) 戸梶恵郎, 小川武史, 亀山宜克, 加藤容三, 日本機械学会論文集, **A-56**, 543 (1990).
- 15) 戸梶恵郎, 小川武史, 大矢耕二, 日本機械学会論文集, **A-58**, 178 (1992).