

マグネシウム合金の疲労挙動に及ぼす水環境の影響*

楠川 量 啓^{*1}, 高尾 健 一^{*2}Effect of Water Environment on Fatigue Behaviors of
Magnesium AlloysKazuhiro KUSUKAWA^{*3} and Ken-ichi TAKAO^{*3}Department of Intelligent Mechanical Systems Engineering, Kochi University of Technology,
Tosayamada-cho, Kami-shi, Kochi, 782-8502 Japan

Fatigue characteristics of two kinds of magnesium alloys; AZ92A casting plate and AZ31M rolled plate, in air and in purified water have been investigated. Plane bending fatigue tests were carried out and fatigue crack initiation behaviors were observed successively. In the air, *S-N* curve for AZ92A was continuous curve type, however, the one for AZ31M was bi-line type with fatigue limit, because it has a non-propagating microcrack at the fatigue limit. In the water environment, the fatigue strength decreased for both alloys. The tendency of degradation was remarkable under long life region and the fatigue limits decreased by about 50% of that in the air. Crack growth tests under push-pull loading were carried out with center notched specimens. For AZ92A, crack growth rates were found to increase with water environment. However, for long crack their growth rates were lower than that in the air because of crack closure by wedge effect of a corrosion product. Such an effect of water environment on crack growth was not much notable for AZ31M.

Key Words: Fatigue, Corrosion Fatigue, Crack Initiation, Crack Propagation, Nonferrous Metal, Magnesium Alloy

1. 緒 言

近年の省資源、省エネルギー化に伴い、材料の軽量化やリサイクル性などが特に注目されるようになってきている。マグネシウム合金 (Mg 合金) はこのような要求を満足しうる材料として、90年代半ばよりその需要を急激に伸ばしてきた^①。マグネシウムは実用金属の中では最も軽量であり、比強度、寸法安定性、振動吸収性および放熱性など優れた特性を持っている。またその合金は加工性、鋳造性も非常に良好であることから薄肉、複雑形状の各種ハウジングなどの大量生産品がダイカスト法やチクソモールド法などにより生産されている^②。また、自動車、航空機関連の比較的大型の部品には従来の砂型、金型鋳造品も多く使用されている^③。構造用 Mg 合金の用途としては、このように鋳造用材料としての利用が主流であるが、今後は

その優れた特性を活かした大型の構造用材料としての使用も有望であり、圧延、鍛造部材のための展伸用 Mg 合金の需要が増大することが予想されている。

Mg 合金の疲労挙動に関しては、比較的早くから研究が行われており、それらの成果をまとめた解説論文^④もみられる。しかしながら材料の生産技術の発達やこれに伴う材料性能の向上などを考えると継続的に疲労データを蓄積していくことが重要である。最近の研究報告では鎌倉ら^⑤、南ら^⑥らあるいは Sajuri ら^⑦の Mg 合金押出材の疲労挙動に関する報告や戸梶ら^{⑧⑨}の圧延材のき裂伝ば挙動に関する報告などがあり、活発に研究が行われている。

一方、Mg 合金は構造用材料としては電気化学列が最も卑な材料であり、実用に際してはその低い耐食性を十分に考慮する必要がある。特に湿潤環境や海水環境下での使用は一般には耐えられないとされており、このような Mg 合金の使用は避けられるべきであるが、自動車部品など特殊な状況下では回避できないことも想定される。従って非常に過酷な環境下での疲労挙動も把握しておくことは重要であると思われる。そこで

* 原稿受付 2006年4月24日。

^① 正員、高知工科大学知能機械システム工学科 (☎ 782-8502 香美市土佐山田町)。^② 正員、弓削商船高等専門学校電子機械工学科 (☎ 794-2506 愛媛県越智郡上島町下弓削 1000)。

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

本研究では鋳造用 Mg 合金の代表種である AZ92A と展伸用 Mg 合金である AZ31M 圧延材の大気中ならびに水環境中での疲労強度および疲労き裂伝ば挙動について調査し、両材料の疲労挙動に及ぼす環境の影響について検討を行なった。

2 材料および実験方法

2.1 材料 実験に供した材料は鋳造用 Mg 合金 AZ92A-T6 (JIS MC3) (以下 92A) および展伸用 Mg 合金 AZ31M 圧延材 (以下 31M) である。92A の化学成分(%)は、Al : 8.96, Zn : 1.94, Mn : 0.14, Si : 0.023, Cu : 0.002, Ni : 0.002, Mg : 残部である。31M の化学成分は不明であるが、基本材の AZ31B に比べ Mn 含有量が 0.03%以下と少ない組成となっている。

納入された 92A は 680K, 24 時間空冷の溶体化処理後、473K, 8 時間の人工時効処理による T6 処理材である。また、31M は Mn 量を抑え、冷間加工性を高めた展伸用合金で、圧延後焼きなましされている。それぞれの材料の機械的性質を表 1 に示す。ただし 31M については圧延方向における値を示した。

Table 1 Mechanical properties of materials.

	Proof stress $\sigma_{0.02}$ MPa	Tensile strength σ_B MPa	Elongation %	Young's modulus E GPa
AZ92A	148	282	7.0	43
AZ31M	103	229	27.0	48

疲労試験に用いた試験片の形状・寸法を図 1 に示す。試験片中央部に疲労き裂発生挙動を連続的に観察するための球面くぼみを付した。このくぼみの有無が疲労強度に影響を与えないことは別報¹⁰⁾に示している。機械加工後試験片表面をエメリー研磨し、くぼみ部はさ

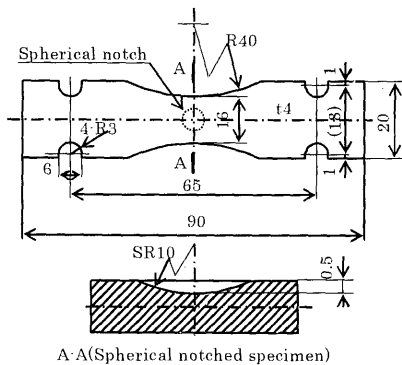


Fig. 1 Dimension of fatigue test specimen.

らに 1 μ m のアルミナ研磨材により仕上げた。最後に電解研磨にて表面層を取り除いた。これとは別に疲労き裂伝ば試験には中央切欠き試験片を用いた。寸法は 100×34×5 mm の長方形で中央に幅 0.5 mm 長さ 3 mm のスリットをつけた。なお圧延材である 31M に関しては試験片長手方向を圧延方向と一致するよう試験片を作製した。

2.2 実験方法 疲労試験には平面曲げ疲労試験機 (容量 30 N·m) を用いた。試験環境は室温大気中およびイオン交換水 (以下純水) 中とした。純水環境下での試験は試験部に純水を約 50 ml/h で滴下しながら行った。応力比 R は -1 の完全両振り、繰返し速度 20 Hz の条件下で行った。また、疲労き裂発生挙動をレプリカ法により連続的に観察した。

疲労き裂伝ば試験は油圧サーボ疲労試験機 (容量 10 kN) を用い、繰返し引張り荷重下で行なった。試験環境は疲労試験と同じく室温大気中および純水中とした。試験片にアクリル製のチャンバーを取り付け、純水を循環させることにより純水環境中での試験を行った。 R は 0 と 0.3 の 2 種類とし、大気中では 20 Hz、純水中では 2 Hz の繰返し速度とした。

破面観察には走査型電子顕微鏡(SEM)を用いた。

3 実験結果

3.1 疲労強度 図 2 に疲労試験における応力振幅 σ_a と破断寿命 N_f の関係 (S-N 曲線) を示す。92A の大気中におけるデータは前報¹⁰⁾に報告したものを比較のため示した。 N_f が 10^5 回以下の有限寿命域において 92A の疲労強度が 31M のそれよりも 20 MPa 程度高い。また 92A の場合、 N_f が 10^7 回まで S-N 曲線は連続的な曲線で表されるが、31M では 10^6 回付近に明瞭な破断、非破断の限界が見られ S-N 曲線は水平部を有する 2 本の直線で表すことができる。このような挙動について南ら¹¹⁾は Mg 合金展伸材の一般的挙動であ

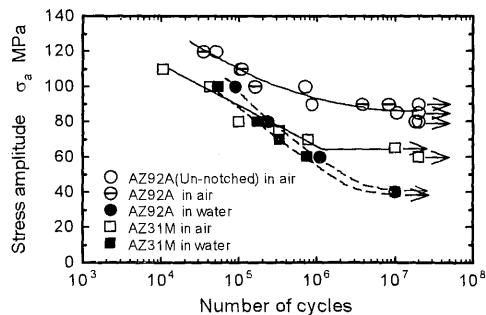


Fig. 2 S-N curves.

ると述べているが、後に述べるように 31M には微視的停留き裂が生じることと関連している。また、疲労限度は 92A の方が 31M よりも約 30% 程度高かった。

一方、純水環境下での疲労強度に関しては、両材料間で差異はほとんど見られなかった。すなわち、長寿命域になるほど環境の影響が大きくなり疲労強度の低下は両材料とも顕著となった。疲労限度は 92A で大気中でのそれに比べて 47%、31M では 61% であった。

3.2 疲労き裂発生挙動 図 3 に 31M における大気中 $\sigma_a = 100$ MPa での疲労き裂発生挙動の連続観察結果を示す。31M では応力の繰返しに伴い結晶内において多数のすべり帯が発生し、これらに沿って疲労き裂が発生した。92A については前報¹⁰⁾にその詳細をすでに報告している。すなわち鋳造材である 92A は α 相とその粒界に Mg₁₇Al₁₂ が不連続的に析出した微視組織を有するが、疲労限度よりかなり高い σ_a では 31M と同様に α 相に生じたすべり帯に沿って疲労き裂が発生する。図 3 に示した 31M の場合、92A に比

べて観察されるすべり帯の数が多く、その幅も太く見えるのが特徴である。

図 4 および図 5 に 92A および 31M の純水中における疲労き裂発生挙動をそれぞれ示す。92A の場合、純水中でのき裂発生過程は大気中と同じく α 相内のすべり帯からき裂が発生するが、いくつかの相違点も見られた。まず、き裂が発生する結晶内では、後にき裂となるすべり帯以外には明瞭なすべり帯は観察されない。また、比較的低応力振幅下においてもき裂発生箇所は観察領域内の複数の結晶に存在し、大気中では発生起点となりえないような微小なくぼみや表面上の介在物から発生するき裂も多く観察された。すなわち、純水中では繰返し変形により生じたすべりが活性化され、低応力振幅下でも特定のすべり帯に腐食作用や疲労被害が集中するため、著しく疲労強度が低下したと考えられる。

一方 31M では大気中とほぼ同様な明瞭なすべり帯が観察された後、そこからき裂が発生することがわか

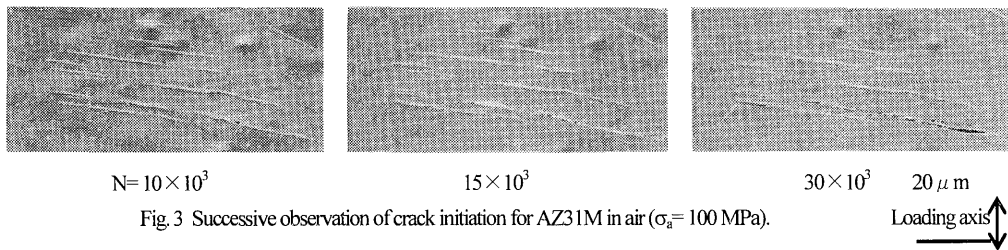


Fig. 3 Successive observation of crack initiation for AZ31M in air ($\sigma_a = 100$ MPa).

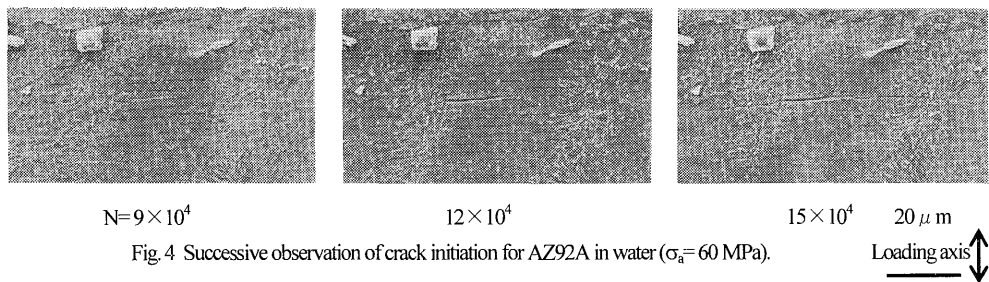


Fig. 4 Successive observation of crack initiation for AZ92A in water ($\sigma_a = 60$ MPa).

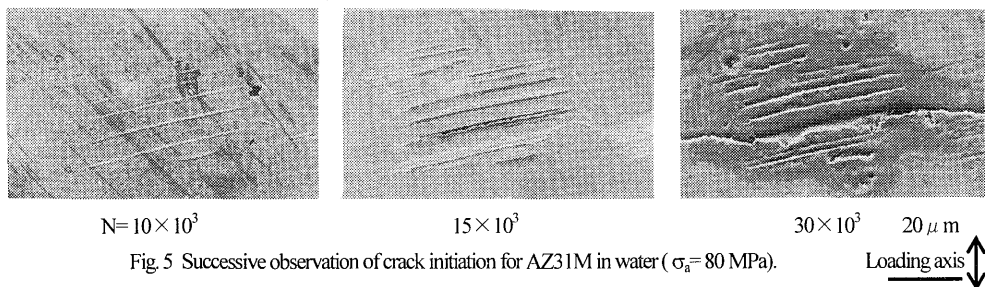


Fig. 5 Successive observation of crack initiation for AZ31M in water ($\sigma_a = 80$ MPa).

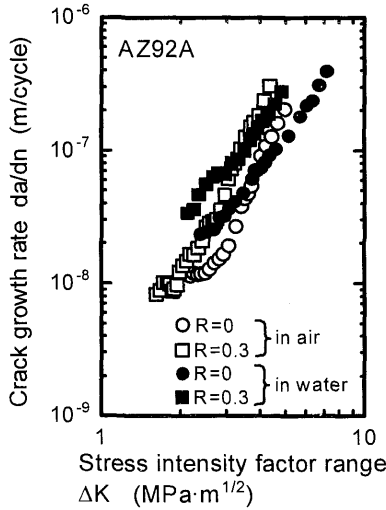


Fig. 6 Fatigue crack growth rate for AZ92A.

った。また、すべり帯付近は腐食による溶出が他の部分に比べて著しいことが観察より明らかとなった。純水環境下では、その腐食作用により大気中で観察されたような微視的停留き裂が生じないため、疲労限度が消失し、低応力振幅領域での疲労強度低下をもたらしている。

3.3 疲労き裂伝ば挙動 各環境下での疲労き裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数 ΔK の関係を 92A および 31M についてそれぞれ図 6 および図 7 に示す。金属材料に一般的な平均応力の影響が、いずれの環境下においても見られ、 R が大きいと伝ば速度が高くなる。ただし 31M の純水中ではこの R の影響は比較的小さいことがわかった。

環境の影響について見ると 92A の場合、 ΔK の低い領域では純水環境下での伝ば速度が大気中のそれより高くなっているが、 ΔK の増加に伴いその傾向は逆になる。一方 31M においては大気中の $da/dN \sim \Delta K$ 関係にはある ΔK で折れ曲る挙動が見られた。この挙動は鎌倉ら⁹⁾による AZ31 圧延材、AZ61 押し出し材に関する結果と同様であり Mg 合金展伸材の特徴であるといえる。しかしながら純水中においては $da/dN \sim \Delta K$ 関係のこのような折れ曲りは見られなかった。

4. 考察

4.1 疲労強度と疲労限度 図 2 に示した S-N 曲線における σ_a を各材料の引張り強さ σ_B で標準化して比較したものを図 8 に示す。標準化した疲労強度を両材料で比較すると、大気中では疲労強度にはほとんど差異が無いことが分かる。疲労限度 σ_w を σ_B で割ったいわゆる疲労強度比は、わずかながら 92A のほう

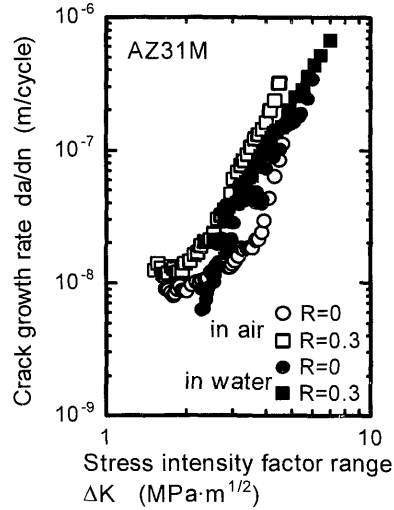


Fig. 7 Fatigue crack growth rate for AZ31M.

が高い。また純水環境下では 92A の疲労強度が 31M に比べて全体的に低くなる。図 2 に示した結果と併せて考えると、疲労強度低下に及ぼす純水環境の影響は 92A の方がより顕著となっていることがわかった。これは材料の化学組成と微視組織の違いによりもたらされたものと考えられる。すなわち 92A は 31M に比べ Al を多く含む上、不連続析出相を有するため耐食性に劣る。また、92A は鋳造材であるため微小な欠陥が多く存在する。純水環境下では、先に述べたようにこれら欠陥付近でのすべりに対して腐食作用が集中し、そこがき裂発生活点として働くため、低応力振幅下においてもき裂発生が多くの箇所で見られる。このような理由から展伸材の 31M よりも 92A の疲労強度低下が著しくなったものと思われる。

31M には 3.1 節で述べたように微視的停留き裂が観

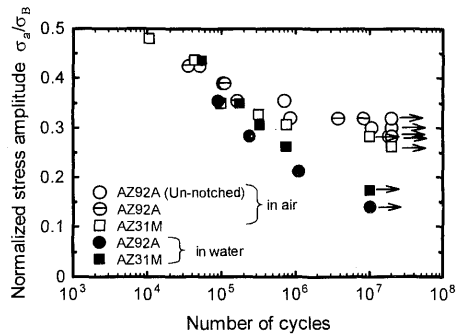


Fig. 8 Relationship between normalized stress amplitude and number of cycles to failure.

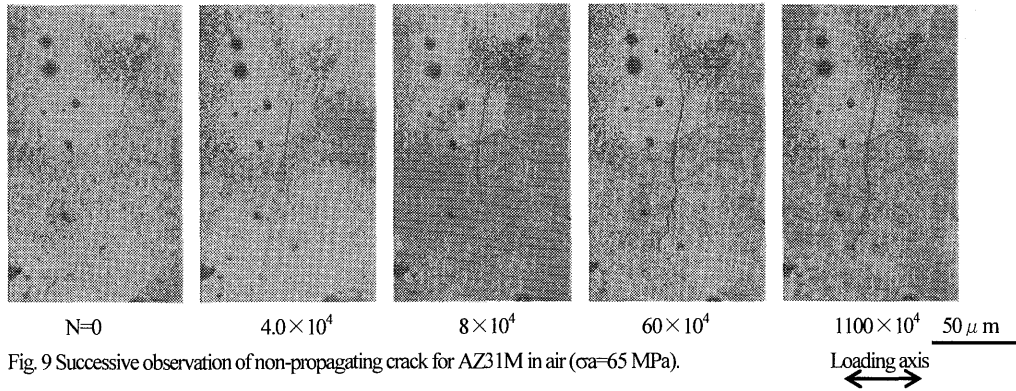


Fig. 9 Successive observation of non-propagating crack for AZ31M in air ($\sigma_a=65$ MPa).

察された。 σ_a が 65MPa の場合、図 9 に示すように疲労き裂は $N=4 \times 10^4$ 回付近で発生し、 $N=20 \times 10^4$ 回程度までは成長する。その後、 11×10^6 回まで応力を繰り返し負荷してもき裂は成長しなかった。さらにその後 σ_a を 5MPa 増加して 10^7 回負荷を繰り返してもき裂成長は観察されなかった。それよりさらに 5MPa 増加させると ($\sigma_a = 75$ MPa) 18.5×10^6 回で破断に至った。このように 31M にはひずみ時効が生じ、疲労限度の応力下において微視的停留き裂が存在するため S-N 曲線に明瞭な折れ点が生じる。

4.2 き裂伝ば挙動 き裂開閉口荷重より算出した有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} と da/dN の関係を 92A, 31M のそれぞれについて図 10 および図 11 に示す。いずれの材料においても大気中での da/dN - ΔK 関係

に比べて応力比 R の影響が少なくなり、伝ば速度に及ぼす R の効果は主にき裂開口によるものであると言える。また、92A の場合、図 6 に示したように、 ΔK が高い領域で大気中での伝ば速度が純水中でのそれよりも大きくなっていったが、 ΔK_{eff} で整理すると純水中の伝ば速度が大きい。このことは純水環境下で、特にき裂長さが長くなると、き裂開口現象が顕著となることを意味している。この理由は純水のような腐食環境下では、腐食反応によって生成した物質のくさび効果によるものであると考えられる。ただし、純水中では da/dN - ΔK_{eff} 関係に若干応力比の影響が残っており、平均応力がき裂伝ばに対して何らかの影響を与えている可能性があるがこの点は明らかではない。

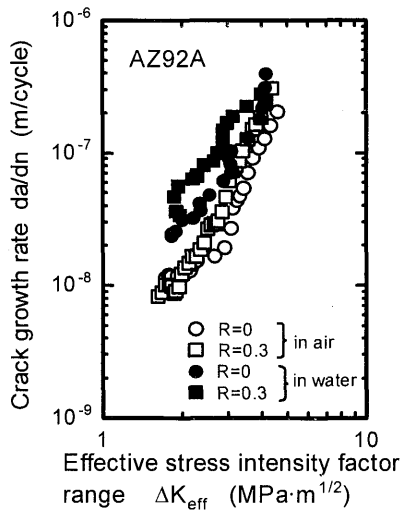


Fig. 10 Relationship between crack growth rate and effective stress intensity factor range for AZ92A..

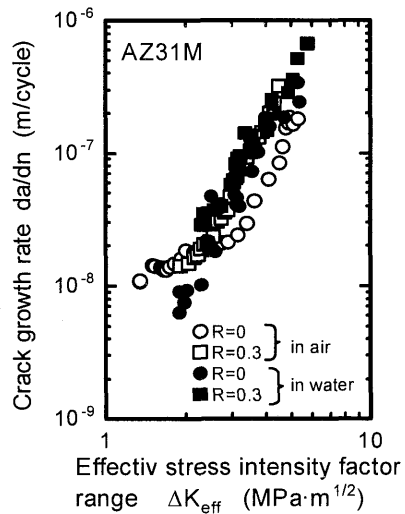


Fig. 11 Relationship between crack growth rate and effective stress intensity factor range for AZ31M..

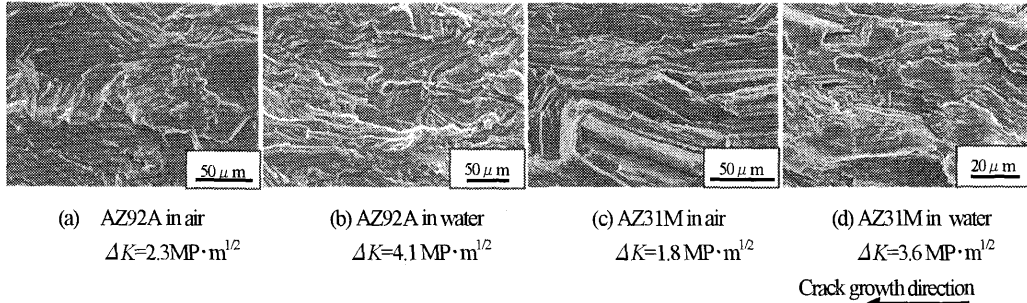


Fig. 12 SEM micrographs on the fracture surface of specimens tested under $R=0.0$.

また、31M についても同様なことが言えるが、図 11 に示すように ΔK_{th} で整理しても 92A ほど伝ば速度に及ぼす純水環境の影響は大きくない。これは両材料の微視組織の違いによるものである。図 12 に各環境下におけるき裂伝ば試験後の破面を SEM で観察した結果を示す。92A の場合、 α 相とその粒界に不連続析出した析出相の両者を反映した破面様相であり、 α 相では比較的平坦なファセットが見られる。析出相では $Mg_{17}Al_{12}$ が縞状に析出しており、Al リッチな部分が存在するため腐食速度に差が生じる。このため破面上にもこの影響が生じ、縞状組織に関する筋状破面が形成されている。

一方、31M では、大気中で破面全体に結晶粒を単位とする筋状破面が明瞭に観察されるが、純水中ではこの筋状模様は大気中ほど明瞭ではなくなる。本材料は冷間加工性を高めるため Mn 量を抑えた組成となっているため耐食性に劣る。このため純水中では腐食が全面的に進行することが破面観察からもわかる。しかしながらこのような腐食形態はき裂伝ば挙動に対して大きな影響をもたらさないといえる。

図 10 と 11 で両材料間の伝ば挙動を比較すると、大気中では両材料間で伝ば速度に大きな差異は見られない。しかしながら純水中では図 10 から推察できるように 92A の伝ば速度が 31M に比べ加速側となり、き裂閉口現象が顕著であるといえる。

以上考察したように Mg 合金鋳造材と圧延材との比較で、大気中では静的強度の強い鋳造材のほうが疲労強度が優れているものの、水環境など腐食環境下においては鋳造材の強度低下が著しく、両材料間でその差が見られなくなる。また、き裂伝ば特性に関しても、圧延材のほうが鋳造材に比べ水環境の影響が少ないことがわかった。本研究結果により、今後の Mg 合金展伸材の用途拡大において疲労強度の観点よりその有用性を示すことができた。

5. 結 言

鋳造用 AZ92A および AZ31M 圧延材の 2 種類の Mg 合金について、大気中ならびに純水環境中での疲労試験を行い以下の結論を得た。

- (1) 大気中での疲労強度に関して AZ92A の方が AZ31M より優れていたが、静的強度に対する割合では両者の疲労強度はほぼ同じであった。
- (2) 純水環境下においては、いずれの材料も疲労強度低下が生じた。特に長寿命領域でその傾向が著しく、AZ92A の場合、疲労限度が大気中でのそれに比べ 50% 程度まで低下した。
- (3) 大気中では AZ31M の S-N 曲線には明瞭な水平部が存在した。これは疲労限度の応力下において微視的停留き裂が発生するためである。
- (4) AZ92A の疲労き裂伝ば速度は ΔK の低い領域では大気中より純水環境中が高くなるが、 ΔK が高くなるにつれてその大小関係は逆となる。これはき裂開口挙動によりもたらされたもので、 ΔK_{th} で整理すると、明らかに純水環境がき裂伝ば速度を加速させる効果を持つことがわかった。
- (5) AZ31M のき裂伝ば速度に対する純水環境の影響は AZ92A より少なく、 ΔK_{th} で伝ば速度を比較すると大気中と純水中で大きな差異は無かった。

文 献

- (1) Morozumi, S. Status and Future of Magnesium Industry (in Japanese). Metals & Technology, Vol.69, No.9 (1999), pp.788-797.
- (2) Ohara, H. Market Trends of Magnesium Alloys (in Japanese). Engineering Materials, Vol. 47, No.5 (1999), pp.23-26.
- (3) Japan Magnesium Association ed., "99 Magnesium manual (in Japanese), p. 19. Japan Magnesium Association

- (4) Ogarevic, V. V. and Stephens, R. L., Fatigue of Magnesium Alloys, Annual Review of Materials Science, Vol. 20 (1999), pp. 23-26.
 - (5) Kamakura, M. et al, Fatigue Behaviour and Fracture Mechanism of an Extruded AZ61 Magnesium Alloy, Journal of Society of Materials Science, Japan, Vol. 53, No. 12 (2004), pp. 1371-1377.
 - (6) Nan, Z. et al, Fatigue Behavior of AZ31 Extruded Magnesium Alloy in Laboratory Air, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol. 70, No. 696 (2004), pp. 128-134.
 - (7) Sajuri, Z. B., et al, Fatigue Characteristics of an Extruded AZ61 Magnesium Alloy, Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 52, No. 4 (2002), pp. 161-166.
 - (8) Tokaji, K. et al, Fatigue Crack Propagation in Magnesium Alloy AZ31 Rolled Plate, Journal of Society of Materials Science, Japan, Vol. 52, No. 7 (2003), pp. 821-826.
 - (9) Tokaji, K. et al, Fatigue Behaviour and Fracture Mechanism of a Rolled AZ31 Magnesium Alloy, International Journal of Fatigue, Vol. 26 (2004), pp. 1217-1224.
 - (10) Kusakawa, K. and Takao, K., Fatigue Crack initiation Behavior and Notch Sensitivity of AZ92A Magnesium Alloy, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A, Vol. 68, No. 671 (2002), pp. 1092-1097.
-