研究論文

AZ31マグネシウム合金の真空中における疲労破壊

加藤 一*・杜澤 達美*・高山 善匡*

Fatigue fracture of AZ31 magnesium alloy in vacuum

Hajime KATO*, Tatsumi TOZAWA* and Yoshimasa TAKAYAMA*

A bending-type fatigue testing apparatus designed for the fatigue test in vacuum was manufactured for the experiment. The alternate bending stress was applied to a specimen by electrodynamic conversion. Tests were performed in air (1.0×10^1 Pa) and in vacuum of 5.3×10^{-3} Pa atmosphere for the notched plates of an AZ31 magnesium alloy. The fatigue life in vacuum (N_f)_v was longer than that in air (N_f)_A. The ratio of (N_f)_v / (N_f)_A tended to increase with the decrease in the stress amplitude. The increment of fatigue life in vacuum was observed at both crack initiation and propagation stages.

Keywords: fatigue fracture, AZ31 magnesium alloy, vacuum, fatigue life, crack propagation

(Received January 29, 1990)

1. 緒 言

構造用部材に及ぼす環境の影響は大きく、とくに腐食環境下で繰り返し応力を受けると、その強度が著しく低下することは周知のところである。しかし、著しい腐食作用を呈さない大気中においても、大気中に含まれている水蒸気、酸素がき裂の新生面に吸着することなどによって疲労破壊挙動が大きく変化し得ることが報告されている¹⁾。

著者らは、さきにAZ31マグネシウム合金切欠き材の疲労破壊に及ぼす大気中の影響因子の一つである湿度の影響について調べ、AZ31合金の疲労破壊過程において、大気中の水蒸気は無視し得ない影響因子の一つであることを明らかにした^{2),3)}。疲労破壊に与える本質的な大気の影響をさらに把握するためには、真空中における疲労破壊挙動を検討することが肝要である。

疲労寿命に及ぼす真空度の影響に関する研究は、これまで主にアルミニウム、アルミニウム合金、鉛などの面心立方晶系金属について報告がなされており^{4)~12)}、真空度が 10^{-4} Pa位までの範囲においては、ある真空度($10^0 \sim 10^{-1}$ Pa)以下になると、疲労寿命が増大することが報告されている。しかしながら、六方晶系に属するマグネシウム合金についての系統的な検討はなされてい

ないようである。

そこで本研究では、疲労試験が真空中で行い得る簡易式の動電型平面曲げ疲労試験機を試作し、大気中(1.0×10^1 Pa)および真空度 5.3×10^{-3} PaにおけるAZ31マグネシウム合金切欠き材の疲労寿命、き裂伝ば速度、表面き裂および破面などについて比較検討を行った。

2. 試料および実験方法

供試材はAZ31マグネシウム合金熱間押し板材で、板厚は1.5 mmである。その試料の化学成分をTable 1に示す。試験片は押し出し方向と平行な方向に、機械加工により切出し、エメリー紙#1500までの研磨により最終

Table 1 Chemical composition of specimen (mass%)

Al	Zn	Mn	Fe	Si	Cu	Mg
3.12	0.98	0.22	0.015	0.104	0.001	bal.

Table 2 Tensile properties of specimen

0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
184	270	17.8

* 宇都宮大学工学部 (宇都宮市)。Faculty of Engineering, Utsunomiya University (Utsunomiya-shi, Tochigi)。

Fig. 1 Shape and size of specimen for fatigue test (in mm).

Fig. 2 Schematic drawing of fatigue testing apparatus.

板厚を1 mmに仕上げた。その試験片形状をFig. 1に示す。なお、き裂の発生する場所を指定するために試験片平行部とR部との境に切欠き底半径約0.08 mm、角度60°の切欠きを0.6 mm導入した。その後、試験片には623 K-7.2 ks加熱後炉冷の熱処理を施した。熱処理後の試験片の引張性質をTable 2に示す。さらに、熱処理後試験片には硝酸1:エチルアルコール2の混合液で化学研磨を施し(CP材)、実験に供した。また、試験片の表面状態の影響をみるために、一部は熱処理のまま(NCP材)で実験を行った。

Fig. 2は、試作した簡易式の動電型平面曲げ疲労試験装置の概略図を示す。試験片への繰り返し応力の負荷は可動コイルに連結したアルミニウム製中空軸を介して行った。なお、軸受との接触によるアルミニウム軸の摩擦摩耗を極力軽減するために、アルミニウム軸の表面にはアルマイト処理を施した。応力振幅の変化は、可動コイルへの電流の大きさを調整することにより行った。また可動コイルと本体との連結用ダイヤフラムとして、厚さ0.2 mmのテフロンシートを採用した。疲労試験は応力比(最小応力/最大応力)-1の完全両振り、で、応力振幅は40, 50, 60および70 MPaの四種類とし、繰り返し速

Fig. 3 S-N curves of AZ31 alloys in air (1.0×10^1 Pa) and in vacuum (5.3×10^{-3} Pa). ● and ○ symbols indicate the results of CP specimens in air and in vacuum, respectively. ▲ and △ symbols indicate the results of NCP specimens in air and in vacuum, respectively.

度は50 Hz一定とした。また試験雰囲気は、大気中(1.0×10^1 Pa)および真空中度 5.3×10^{-3} Paの二種類とした。

き裂長さは、ガラス製の覗き窓を通してストロボライトを試験片の繰り返し曲げ速度に同期させて、試験片をほぼ静止した状態とし、試験機を停止することなく、読み取り顕微鏡により測定した。

なお、本実験における面外曲げ応力拡大係数には、応力比が-1であるので、便宜的に $K_{\max} = \sigma \sqrt{\pi a}$ (σ : 応力振幅(最大曲げ応力), a : き裂長さ)式より算出した^{13)~15)}最大応力拡大係数 $K_{\max}$ を採用した。

3. 実験結果および考察

3.1 S-N 曲線

Fig. 3はAZ31合金切欠き材の大気中(1.0×10^1 Pa)および真空中度 5.3×10^{-3} PaにおけるS-N曲線を示す。図中の▲印および△印の結果は、それぞれ大気中(1.0×10^1 Pa)および真空中度 5.3×10^{-3} Paにおける熱処理のままのNCP材の結果を示す。化学研磨を施したCP材の結果についてみると、いずれの応力振幅においても真空中の疲労寿命は大気中のそれよりも明らかに長くなる。いま、真空中の疲労寿命を $(N_f)_V$ 、大気中の疲労寿命を $(N_f)_A$ とし、その比 $(N_f)_V / (N_f)_A$ の値を縦軸に、応力振幅を横軸にとるとFig. 4となる。図より、応力振幅の高い70 MPaの場合、 $(N_f)_V / (N_f)_A$ の値は約2であるが、応力振幅が低く40 MPaになると、その比の値は約4となる。本試験条件下では、応力振幅が低くなると、疲労寿命に及ぼす真空の影響はより顕著に現れる傾向にある。

Fig. 4 Relation between $(N_f)_v / (N_f)_A$ and σ ($(N_f)_A$: number of cycles to failure in air, $(N_f)_v$: number of cycles to failure in vacuum, σ : stress amplitude).

Fig. 5 Crack growth curves in air and vacuum.

真空度 5.3×10^{-3} Pa における熱処理のままの NCP 材と化学研磨を施した CP 材との結果を比較すると、NCP 材の結果は、CP 材のそれとほぼ一致している。したがって、真空度 5.3×10^{-3} Pa においては、試験片における熱処理後の化学研磨の有無は、疲労寿命に対してほとんど影響を与えないといえる。しかし、大気中 (1.0

$\times 10^1$ Pa) の疲労寿命においては、CP 材の疲労寿命が NCP 材のそれよりも幾分延びる傾向を呈する。

3.2 き裂成長曲線

化学研磨材 (CP 材) の繰返し数に伴うき裂長さの変化の一例を Fig. 5 に示す。図中には、本実験下の応力振幅が最も高い 70 MPa と最も低い 40 MPa のときの結果を示した。いずれの応力振幅の場合とも、真空中のき裂成長曲線は大気中のそれよりも全体的に明らかに右側に位置している。このことは、き裂の発生過程に対しても真空の影響がみられることを示している。

いま仮りに、き裂の発生初期として切欠き底のき裂長さが 0.4 mm (本実験では、切欠き深さが 0.6 mm であるのでき裂長さ a で表示すると $a=1$ mm となる) となったときを考え、そのときの真空中および大気中の繰返し数をそれぞれ $(N_{0.4})_v$ および $(N_{0.4})_A$ とし、両者の比 $(N_{0.4})_v / (N_{0.4})_A$ と応力振幅との関係を求めると、Fig. 6

Fig. 6 Relation between $(N_{0.4})_v / (N_{0.4})_A$ and σ ($(N_{0.4})_A$: number of cycles to fatigue crack length 0.4 mm in air, $(N_{0.4})_v$: number of cycles to fatigue crack length 0.4 mm in vacuum, σ : stress amplitude).

Fig. 7 Relation between crack propagation rate and stress intensity factor at the stress amplitude of 40 MPa.

となる。応力振幅が大きい 70 MPa の場合には、 $(N_{0.4})_v / (N_{0.4})_A$ の値は約 2.0 程度、さらに応力振幅がそれよりも小さくなると、その値はほぼ一定で、約 3.5 程度の値を示している。このことは、真空中のき裂の発生時期は大気中のそれよりも $2.0 \sim 3.5$ 倍程度遅れていることを示している。なお、 $N_{0.4}$ と N_f との比の値を求めると、大気中 1.0×10^1 Pa、真空中 5.3×10^{-3} Pa とともに約 0.2 前後の値で、ほぼ一定であった。

3.3 き裂伝ば速度

前述のき裂長さ a と繰返し数 N との関係より各き裂長さにおけるき裂伝ば速度を求め、それを応力拡大係数 K_{max} に対してプロットした結果を Fig. 7 および Fig. 8 に示す。データは疲労き裂の安定成長段階の結果を示し

Fig. 8 Relation between crack propagation rate and stress intensity factor at the stress amplitude of 70 MPa.

Fig. 9 Relation between $(da/dN)_v / (da/dN)_a$ and σ ($(da/dN)_a$: crack propagation rate in air, $(da/dN)_v$: crack propagation in vacuum, σ : stress amplitude).

た。なお、図中には表面状態の影響をみるために用いた NCP 材の結果も併記した。化学研磨を施した CP 材の結果についてみると、いずれの応力振幅の場合とも真空中のき裂伝ば速度は大気中のそれよりも遅くなっている。また、真空中と大気中とのき裂伝ば速度の差は、応力振幅が小さくなると大きくなる傾向にある。そこで、CP 材の真空中におけるき裂伝ば速度が大気中のそれに比べどの程度遅くなるかを調べた。真空中および大気中のき裂伝ば速度をそれぞれ $(da/dN)_v$ および $(da/dN)_a$ とし、その比 $(da/dN)_v / (da/dN)_a$ と応力振幅との関係をき裂安定成長段階のき裂長さ a (切欠き 0.6 mm を含む) が 2 mm および 3 mm となる場合についてそれぞれ求め、プロットすると Fig. 9 となる。データには多少のばらつきはあるが、応力振幅が低くなると、 $(da/dN)_v / (da/dN)_a$ の値は小さくなる傾向がみられる。本実験の

Fig. 10 Aspect of fatigue cracks. The bottom of notch is at the end of the left side in the figures. Arrows show the crack propagation direction. (a): in air, (b): in vacuum.

条件下では、応力振幅 40 MPa の場合、真空中のき裂伝ば速度は大気中のその約 1/5 程度にまで低下する。

つぎに、熱処理のままの NCP 材と化学研磨を施した CP 材との結果を比較すると (Fig. 8), 真空中 5.3×10^{-3} Pa の場合には、NCP 材と CP 材とのき裂伝ば速度はほぼ一致している。このことは、Fig. 3 の疲労寿命の結果とほぼ符合している。つぎに、大気中 (1.0×10^1 Pa) の結果についてみると、両者のき裂伝ば速度の間には多少差はあるが、ほぼ同じであるとみなされる。したがって、Fig. 3 においてみられた大気中の CP 材と NCP 材との疲労寿命の差は、き裂の発生過程において生じたものと推察される。この原因としては、たとえば化学研磨により、試験片表面が境面となり表面粗さが小さくなったことにより、き裂発生を助長する大気中の酸素、水蒸気との反応に関与する表面積が、CP 材の方が NCP 材よりも小さくなり、その結果き裂発生が遅れたことが考えられるが、この件の詳細についてはさらに検討する必要がある。一方、真空中においては、き裂発生を助長する酸素、水蒸気がほとんどないため、真空中のき裂発生過程に対しては化学研磨の有無の影響はほとんどないといえる。

3.4 表面き裂および破面

応力振幅 40 MPa において、表面き裂長さ a (切欠き長さ 0.6 mm を含む) が約 1.6 mm になった時点で試験を中断して、試験槽から試験片を取り外し、光学顕微鏡により観察した表面き裂の様相を Fig. 10 に示す。なお、写真の左端が切欠き底である。また、矢印はき裂の成長方向を示す。図から、本試験条件下での表面き裂の開きは、真空中の方が大気中より小さい。さらに、真空

Fig. 11 Electron micrograph of fatigue fracture surface at the stress amplitude of 40MPa (two-stage replica). (a): in air, (b): in vacuum.

中のき裂は主に粒内を通過し、直線的であるのに対し、大気中のき裂は曲がりくねっていることがわかる。このような真空中と大気中の表面き裂の様相からすると、一見真空中のき裂伝ば速度は、大気中のそれよりも速いと予想されるが、実際には前節で述べたように、真空中のき裂伝ば速度は、大気中のそれよりも遅くなっている。したがって、真空中のき裂はじわじわと緩慢に進展していくのに対し、大気中のき裂は、真空中のそれに比べるとぜい性的な破壊様式によって速く進展していくものとみなされる。このように表面き裂の開きの大きさおよび進展の様相が、真空中と大気中で異なる理由としては、たとえば真空中の場合には、き裂の新生面で大気中の酸素との反応がほとんどないために、酸化物誘起割れ^{16)~18)}などの現象が起こりにくくなったことが考えられる。

つぎに、疲労き裂の安定成長段階における破面を比較してみると、Fig. 11に示すように真空中においては、大気中において認められるような明瞭なストライエーションは観察されにくくなるがわかる。このような現象については、Meyn¹⁹⁾による2024-T4 アルミニウム合金において指摘されている。Pelloux²⁰⁾によると、真空中においては、き裂先端に新たに形成されたき裂新生面が酸化されず、新生面同志の再結合が起こり、明瞭なス

トライエーションが形成されなくなるといわれている。真空中と大気中との破面の差異が、この考えに基づいて説明できるとするならば、真空中においては繰り返し速度が遅くなると、新生面同志の再結合はより著しくなることが考えられ、破面様相は繰り返し速度により変化することが予想される。

以上、本実験の試験条件下では、真空雰囲気にすることによって疲労寿命が延びることを示した。しかし、真空度をさらに高く 10^{-7} ~ 10^{-8} Paまで超高真空にすると、逆に、真空中の疲労寿命は短く、大気中の疲労寿命に近づくことが指摘されている^{21)~23)}。このことは、マグネシウム合金の疲労寿命に及ぼす真空度の影響をより明確にするためには、さらに高真空側での系統的な検討の必要性を示唆するものである。

4. 結 言

真空中で疲労試験が行い得る簡易式の動電型平面曲げ疲労試験機を試作し、AZ31マグネシウム合金切欠き材について、大気中 (1.0×10^1 Pa) および真空度 5.3×10^{-3} Paにおける疲労破壊挙動を調べた。その結果、真空中の疲労寿命は大気中のそれよりも長くなり、大気中の疲労寿命に対する真空中の疲労寿命の比は応力振幅が小さくなるほど大きくなる傾向があった。また、真空中の疲労寿命の増加はき裂の発生および伝ばの両過程において生じることが知られた。

終わりに、本研究の一部は軽金属学会の援助によって行われたことを記して、謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎: 金属の腐食疲労と強度設計, 養賢堂, (1982), 1.
- 2) 坂本豊, 杜澤達美, 加藤一, 高山善匡, 中里益久: 軽金属学会第71回秋期大会講演概要, (1986), 45.
- 3) 小屋敷貴祿, 杜澤達美, 加藤一, 高山善匡, 中里益久: 軽金属学会第75回秋期大会講演概要, (1988), 39.
- 4) H. S. Gough and D. G. Sopwith: J. Inst. Metals, **49** (1932), 93.
- 5) N. Thompson and N. Wadsworth: Adv. Phys., **7** (1958), 72.
- 6) N. Wadsworth: Phil. Mag., **6** (1961), 397.
- 7) T. Broom and A. Nicholson: J. Inst. Metals, **89** (1961), 183.
- 8) J. L. Ham and G. S. Reichenbach: ASTM Special Tech. Pub., No. 345 (1962).
- 9) M. P. Achter, D. J. Danek and H. H. Smith: Trans. Met. Soc. AIME, **227** (1963), 1296.
- 10) K. U. Snowden: Acta Met., **12** (1964), 295.
- 11) M. J. Horden: Acta Met., **14** (1966), 295.
- 12) M. J. Horden: Acta Met., **14** (1966), 1173.

- 13) F. Erdogan and R. Roberts: Proc. 1st Int. Conf. Fract., Sendai, **1** (1966), 341.
- 14) R. Roberts and T. Rich: Trans. ASTM, Ser. E, **34** (1967), 277.
- 15) 北川英夫, 松本年男: 日本機械学会論文集, **43** (1977), 2421.
- 16) A. T. Stewart: Engng. Fracture Mech., **13** (1980), 463.
- 17) S. Suresh, C. F. Zamiski and R. O. Ritchie: Met. Trans., **12A** (1981), 1435.
- 18) 小林英男: 日本金属学会会報, **21** (1982), 329.
- 19) D. A. Meyn: Trans. ASM, **61** (1968), 52.
- 20) R. M. N. Pelloux: Trans. ASM, **62** (1969), 281.
- 21) J. M. Jacitin: Trans. Met. Soc. AIME, **239** (1967), 821.
- 22) W. Engelmaier: Trans. Met. Soc. AIME, **242** (1968), 1713.
- 23) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎: 材料, **26** (1976), 143.