

自動車関連産業参入のための Mg 合金の力学データベースの先駆的整備研究

－第1報：Mg 合金 AZ31B の疲労き裂進展特性と組織構造の関係－

材料環境部

玉井富士夫 川上雄士 平井智紀

佐賀大学工学部

大野信義 森田繁樹

自動車用軽量材料として期待されている Mg 合金は結晶構造が稠密六方構造であるため、押出しや圧延加工によって強い集合組織を形成しやすい。集合組織が疲労特性に及ぼす影響を明らかにするため、AZ 系 Mg 合金である AZ31B の疲労き裂進展特性を評価した。その結果、以下のことが分かった。(1) AZ31B 合金の疲労き裂進展挙動には、明らかな結晶方位依存性がある。(2) AZ31B 合金の疲労き裂進展速度は、疲労き裂進展の全領域を通し、L・S 試験片のき裂進展速度は L・T 試験片のそれよりも、おおよそ 1/10 程度に遅くなる。

1. はじめに

Mg合金は実用構造用材料の中で最も比重が小さく、リサイクル性にも優れていることから、軽量構造用材料としての利用にも期待が高まっている。特に最近では、地球環境保護のためのCO₂排出抑制の手段として、自動車を初めとする輸送機器の軽量化が重要な課題となってきており、輸送機器の部品・部材を軽量化できるMg合金に大きな期待が集まっている。しかし一方で、Mg合金を構造材料として利用する場合に必要な力学特性、特に疲労特性についての研究は、あまり進んでおらず、Mg合金の構造材料としての利用の大きな障壁になっている。また、Mg合金は結晶構造が稠密六方構造であるため、押出し加工や圧延加工によって強い集合組織を形成しやすく、この集合組織がMg合金の疲労特性に強く影響することも考えられる。

このような背景から、Mg合金の疲労特性に関して我々はこれまで、AZ31B (ASTM規格準拠の種類名称、JIS H 4201に規定される MP1B 相当)の押出し材や圧延材を対象に、繰返し負荷 - 除荷曲線の擬弾性的挙動、疲労特性に与える押出し方向および圧延方向の影響、並びにショットピーニング処理の影響などについて報告してきた¹⁻³⁾。一方、疲労き裂進展特性については、結晶方位依存性を調査した安藤らの報告^{4, 5)}、圧延方向と試験片採取方向の関係を調査した小林らの報告⁶⁾、戸梶らの報告⁷⁾があるが、L・T方向 (L方向：圧延方向に平行、T方向：圧延方向に垂直。従ってこの場合には、き裂は板幅方向に進展) とT・L方向 (この場合には、き裂は板の圧延方向に進展) で、き裂進展速度には、ほとんど差異

が認められないという結果が報告されており^{6, 7)}、我々の報告した疲労強度には圧延方向に対する試験片採取の影響が存在するという結果²⁾と異なった結果となっている。

そこで本研究では、AZ31B圧延材から採取したL・T試験片とL・S試験片を対象に疲労き裂進展試験を行い、疲労き裂進展特性と結晶方位等微構造組織との関係を明らかにする。

2. 実験方法

2.1 供試材料および試験片

実験に用いた供試材料は、板厚が 16mm の市販の AZ31B マグネシウム合金圧延材である。平均の結晶粒径は 19.7 μm であり、強化元素として Al および Zn を添加している。その化学組成を表 1 に示す。

実験に用いた試験片は、図 1 に示す CCT 試験片であり、試験片中央には、長さ (2a) が約 5mm のスリットを導入している。試験片表面は、き裂長さを読取り顕微鏡で直接測定するため、鏡面に仕上げた。

なお、疲労き裂進展特性に及ぼす圧延方向の影響を評価するため、試験片は図 2 に示すように試験片採取方向を変えた L・T 試験片と L・S 試験片の 2 種類とした。L・T 試験片は、き裂が圧延方向に垂直で板幅方向に進展するよう採取したもので、L・S 試験片は、き裂が圧延方向に垂直で板厚方向に進展するよう採取したものである。

2.2 疲労き裂進展試験

疲労き裂進展試験は、試験機の容量が 9.8kN のクローズドループ電気・油圧方式の島津製作所製の

表 1 供試材料 AZ31B の化学組成 (mass %)

Al	Zn	Mn	Fe	Si	Cu	Ni	Mg
3.13	0.98	0.29	0.01	0.005	0.004	0.002	Bal.

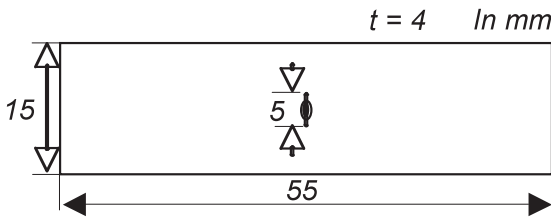


図 1 CCT 試験片の形状と寸法

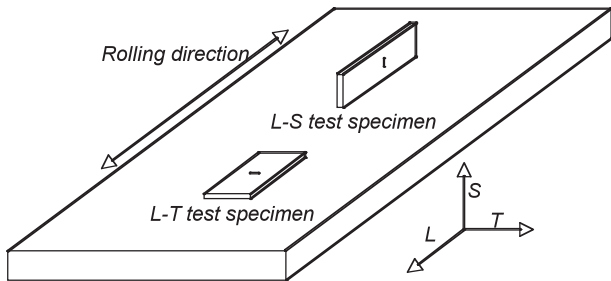


図 2 疲労き裂進展試験片の採取位置の概略

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot \sqrt{\sec(\pi a/W)} \quad \dots (1)$$

ここで、K : 応力拡大係数 (MPa・m^{1/2})
 σ : 応力 (MPa)
 a : き裂長さ (m)
 W : 試験片の幅 (m)

サーボパルス試験機 EHF-EG10KN-10L (平成 7 年度 広域共同研究補助設備) を用いて、室温、大気中で行った。繰返し速度 f は 10Hz、応力比 R は 0.1 (共に一定) とした。

予備実験の結果をもとに、L-T 試験片では、最大荷重 P_{max} が 2KN、L-S 試験片では最大荷重 P_{max} が 3KN の負荷荷重一定、ΔK 漸増試験で行った。応力拡大係数 K は式 (1) により、算出した。また、き裂長さの測定は、測定精度が 10 μm の読取り顕微鏡による直接観察法によって行った。

2.3 破面観察と結晶方位の確認

疲労き裂進展試験後、FE-SEM (日立製作所製電界放射型走査電子顕微鏡 S-4500, (平成 4 年度

(財)JKA 補助物件) を用いて、き裂進展によって形成された破面のフラクトグラフィ的観察を行い、き裂進展特性と破面様相との相関を調査した。

併せて、き裂進展特性に及ぼす結晶方位の影響を調査するため、疲労き裂進展試験後、SEM-EBSD によって試験片の結晶方位を測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 疲労き裂進展特性

図 3 に L-T および L-S 試験片の疲労き裂進展試験結果を da/dN-ΔK 関係として示す。今回の実験範囲内において、da/dN-ΔK 関係は、L-T および L-S 試験片共に両対数線図上で、ほぼ直線的にき裂進展していることから、パリス則の成立する II b 段階のき裂進展であったと見積もられる。

ここで、これまでの Mg 合金の同様のき裂進展試験では、L-T 試験片と T-L 試験片の疲労き裂進展特性には顕著な差異が認められないという結果が報告されている^{6,7)} が、今回の結果では、L-T 試験片と L-S 試験片の da/dN-ΔK 関係には、非常に大きな差が確認できる。疲労き裂進展の全領域を通し、L-S 試験片の da/dN は、L-T 試験片のそれに比べ、おおよそ 1/10 程度遅い値が得られている。

3.2 フラクトグラフィ的観察

図 4 に疲労き裂進展試験試験後のき裂進展破面のフラクトグラフィ的観察結果を示す。(a)が L-T 試験片の、(b)が L-S 試験片の観察結果である。また、参考のため、L-T 方向に採取した試験片を用いた引張試験での急速破壊領域の破面観察結果を図 5 に示す。

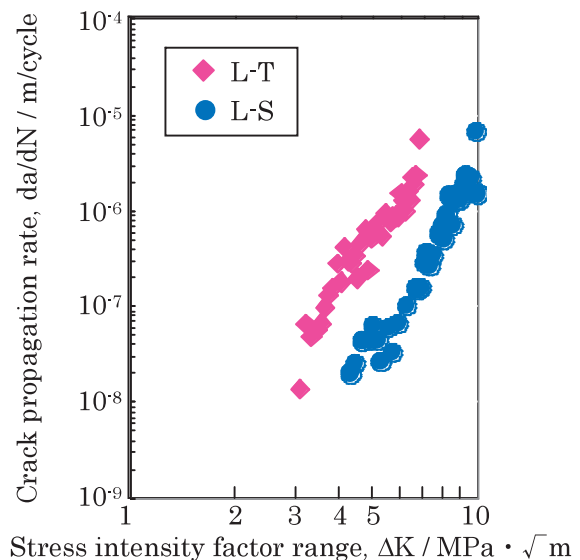
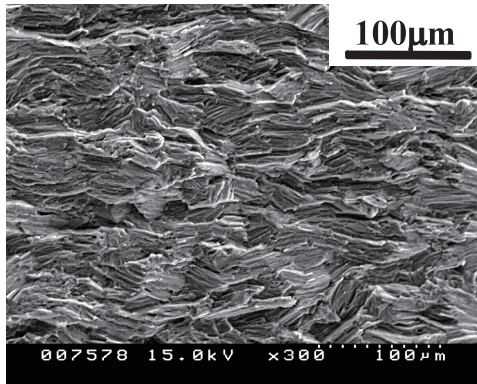
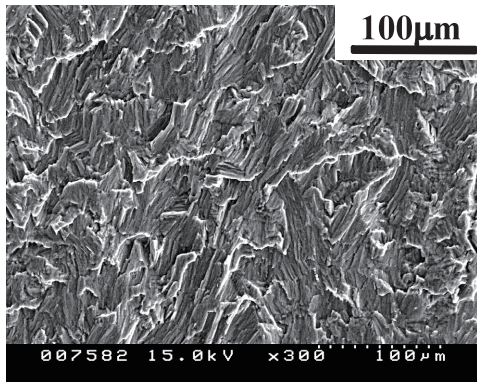


図 3 L-T および L-S 試験片の da/dN-ΔK 関係



(a) L-T試験片 ($da/dN = 10^{-7}$ オーダー程度)



(b) L-S試験片 ($da/dN = 10^{-7}$ オーダー程度)

図4 疲労き裂進展破面のフラクトグラフィ的観察結果

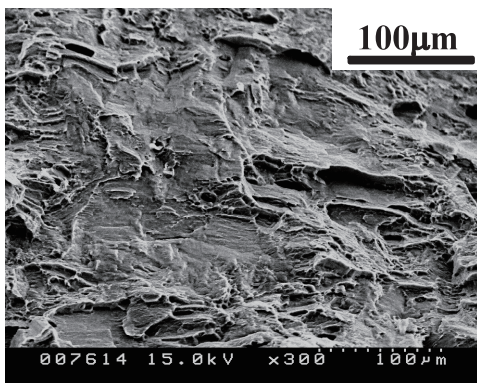


図5 引張試験の破面観察結果

図4(a)および(b)で示した疲労き裂進展領域の破面は、図5で示した擬へき開+ディンプルで占められている引張試験での急速破壊領域の破面とは明らかに

異なった様相を呈し、筋状の様相が特徴的である。この筋状の様相は、L-T試験片の場合には、き裂進展方向にほぼ平行に、L-S試験片の場合には、き裂進展方向にほぼ垂直に形成している。この筋状様相の形成メカニズムについては、現在検討中であり、詳細は不明であるが、L-T試験片とL-S試験片間のき裂進展速度 da/dN の大小関係に影響しているようにも思われる。そして、この筋状の様相は今回の疲労き裂進展試験で、試験の最終段階に相当するII C段階(疲労き裂進展の打ち切りとなる急速破壊発生近く)で観察されたディンプル状の領域を除き、き裂進展したほぼ全領域を通して、同様に観察されている。

3.3 結晶構造からの検討

SEM-EBSD によって、結晶方位を測定した結果を圧延方向と対比させて模式的に図6に示す。また、L-T試験片とL-S試験片での疲労き裂進展の方向と対比させて、図7に同様に模式的に示す。

圧延加工したMg合金AZ31Bは、マグネシウム合金の結晶構造が稠密六方格子であり、主な変形機構が底面方向(c軸方向)すべりであることに起因

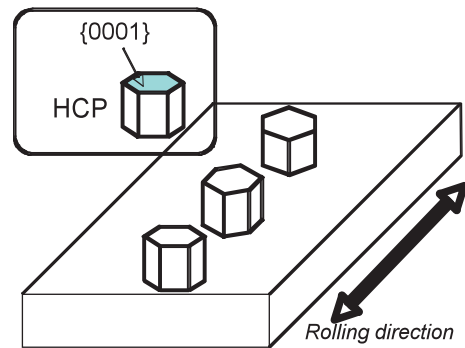
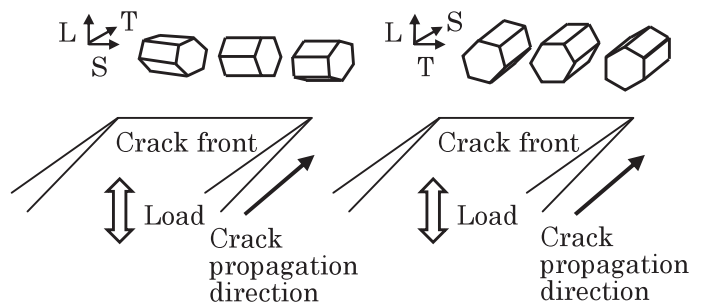


図6 EBSDによる結晶方向測定結果の模式図



(a) L-T 試験片

(b) L-S 試験片

図7 圧延Mg合金AZ31Bの疲労き裂進展方向と結晶構造の方向を示した模式図

し、図 6 に示すように、圧延面はほぼ底面で占められた構造になっている。このため、図 7 で示したようにき裂進展速度が速かった L-T 試験片では、疲労き裂は a 軸方向に向かって進展するのに対し、き裂進展速度の遅かった L-S 試験片では、疲労き裂は c 軸方向に向かって進展する。

この結晶方位からの検討は、L-T 方向と T-L 方向で、き裂進展速度には、ほとんど差異が認められないという過去の結果^{5,6)}、並びに今回の L-S 試験片のき裂進展速度は L-T 試験片の 1/10 程度に遅くなるという結果の両方を説明できる。すなわち、L-T および T-L 試験片では、疲労き裂は共に a 軸方向に向かって進展するのに対し、L-S 試験片では、疲労き裂は c 軸方向に向かって進展するため、進展特性が異なり、遅くなる。

ここで、c 軸方向に向かって進展する L-S 試験片のき裂進展が遅くなる理由について、考察してみる。一般に、疲労き裂の進展挙動はき裂の開閉口挙動で論じられ、その開閉口挙動には残留応力の存在の影響やき裂進展のパスの違いの影響が存在することが知られている。3.2 項の図 4 で示した破面観察結果では、L-T と L-S 試験片で、同様の筋状の模様が 90° 向きが異なって観察される以外、凹凸の大小等はほとんど同じであり、き裂進展のパスは両者で大きな違いがないと推測される。なお、この筋状の模様は底面すべりの痕跡（すべり面）とも考えられるが、前述のように詳細は不明であり、今後の課題である。一方、残留応力については、その影響が十分想定される。つまり、3.3 項の図 7 で示したように L-S 試験片での疲労き裂は底面（c 軸方向）に向かって、進展しており、圧延加工に起因する集合組織の関係から、この方向のき裂には圧縮の残留応力、換言すると、き裂を閉じようとする応力が残留し、他の L-T

および T-L 試験片には、引張の応力が残留していたと考えられ、その残留応力の違いが、結果としてき裂進展速度の違いになったと考えることで説明できる。この残留応力の影響の詳細については、前述の筋状模様と共に現在検討中である。

4. おわりに

マグネシウム合金の集合組織が疲労特性に及ぼす影響を明らかにするため、AZ 系 Mg 合金である AZ31B を対象として、結晶方向が異なる L-T 試験片と L-S 試験片の疲労き裂進展試験を行い、疲労き裂進展特性を評価した。その結果、以下のことが分かった。

- (1) AZ31B 合金の疲労き裂進展挙動には、明らかな結晶方位依存性がある。
- (2) AZ31B 合金の疲労き裂進展速度は、疲労き裂進展の全領域を通し、L-S 試験片のき裂進展速度は L-T 試験片のそれよりも、おおよそ 1/10 程度に遅くなる。

参考文献

- 1) 森田繁樹，他：軽金属，**59** (2009)，548-552.
- 2) 森田繁樹，他：軽金属学会第 116 回講演概要，(2009)，33-34.
- 3) 円城寺隆志，他：平成 20 年度佐賀県工業技術センター研究報告書，(2009，8 月)，23-26.
- 4) 安藤新二，他：日本金属学会誌，**67** (2003)，247-251.
- 5) 安藤新二，他：日本金属学会誌，**70** (2006)，634-637.
- 6) 小林康男，他：軽金属学会第 96 回講演概要，(1999)，81-82.
- 7) 戸梶恵郎，他：材料，**52** (2003)，821-826.