

マグネシウム合金の押出加工による結晶粒微細化と疲労強度の改善[†]鎌倉 光利* 戸梶 恵郎**
柴田 英明*** 別宮 宣克****Grain Refinement and Improvement of Fatigue Strength
due to Controlled Extrusion in Magnesium Alloys

by

Mitsutoshi KAMAKURA*, Keiro TOKAJI**, Hideaki SHIBATA*** and Norikatsu BEKKU****

This paper describes the grain refinement due to controlled extrusion and the fatigue behaviour of the extruded materials in two magnesium alloys, AZ61A and AZ31B. Billets of both alloys were extruded at an extrusion ratio of 67 under controlled conditions with three different outlet temperatures, i.e. working temperatures. It was found that grain refinement was attained in both alloys whose grain size decreased with decreasing working temperature, in particular remarkably in AZ31B for which the grain size of approximately $2\mu\text{m}$ was obtained. Thus it was concluded that extrusion was a very useful method for refining grain size in magnesium alloys. Rotating bending fatigue tests were then performed using smooth specimens of the extruded materials. In AZ61A, the fatigue strength of the extruded materials did not depend on grain size, while in AZ31B, increased with decreasing grain size. Fatigue crack initiation and subsequent small crack growth were examined in AZ31B. Consequently, grain refinement improved significantly both crack initiation resistance and small crack growth resistance, resulting in increase in fatigue strength. Furthermore, it was indicated that fatigue strength was expressed properly by the Hall-Petch relationship in AZ31B, but not in AZ61A.

Key words : Magnesium alloy, Extrusion, Grain refinement, Fatigue strength, Crack initiation, Small crack growth, Hall-Petch relationship

1 緒 言

近年、機械・構造物の軽量化、高性能化、省エネルギーおよび環境調和などの要求に応える次世代構造材料として、優れた比強度とリサイクル性を有するマグネシウム (Mg) 合金が注目されている。¹⁾しかし現時点では、主に携帯用電子機器の筐体などに利用されており、構造部材としての使用実績は乏しい。この背景のひとつとして、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の蓄積が不十分であることが挙げられる。

Mg 合金は鑄造材と展伸材に分類される。鑄造材では鑄造欠陥の存在が避けられず、その寸法や形状などが疲労強度を支配することが多い。^{2), 3)}したがって、今後、重要な構造部材には欠陥が破壊起点とならない展伸材の応用が考えられる。こうした観点から、著者らはこれまでに、AZ31 圧延材および AZ61 押出材の疲労特性と破壊機構について検討してきた。^{4)~6)}その結果、両合金とも絶対的な疲労強度は必ずしも十分ではないことがわかった。^{5), 6)}したがって、低比重であることを考慮しても、疲労強度の一層の向上に対する何らかのアプローチが必要であると考えられる。

ところで、材料の強じん性を向上させる最も有効な方

法は結晶粒の微細化である。最近、種々の材料に対してその試みがなされ、超微細結晶粒材料として実用化されつつある。Mg 合金に対しても、結晶粒微細化によって機械的性質のさらなる向上が期待できると考えられるが、結晶粒微細化に関する研究結果は少なく、^{7)~9)}また疲労特性との関連のもとに検討した研究はほとんど見られない。

本研究では結晶粒微細化の手法として押出加工に注目した。押出加工は加工熱処理のひとつと考えられるから、加工温度や押出比などの条件を厳密に制御すれば結晶粒の微細化が達成できると考えられる。実際 AZ31B について、押出加工によって $5\mu\text{m}$ 程度の結晶粒径が得られている。⁸⁾また、実構造部材として押出型材の使用を想定すれば、押出加工によって単に素材としての結晶粒微細化が達成されるだけでなく、同時に製品化が可能となるから、工学的かつ実用的意義はきわめて大きい。

そこで本研究では、まず 2 種類の Mg 合金 AZ61A および AZ31B ビレットを用いて、制御された 3 種類の条件下で押出加工を行い、結晶粒微細化について検討する。続いて、得られた押出材の平滑試験片を用いた疲労試験を実施し、疲労強度の押出条件依存性、すなわち結晶粒径依存性について検討する。

† 原稿受理 平成 16 年 8 月 27 日 Received Aug. 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関分室) 〒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

*** 岐阜県製品技術研究所関分室 〒501-3265 関市小瀬, Gifu Pref. Res. Inst., Oze, Seki, 501-3265

**** 本多金属工業(株) 〒509-7201 恵那市大井町横平, Honda Material Industries, Inc., Ooi-machi, Ena, 509-7201

2 実験方法

2.1 材料

押出加工に用いた材料は Mg 合金 AZ61A および AZ31B ビレット (直径 140mm) である. 化学成分 (wt.%) は, 前者では Al: 5.8, Zn: 0.6, Mn: 0.29, 後者では Al: 2.8, Zn: 0.6, Mn: 0.32 である. なおビレットの結晶粒径は, 両合金とも 200 ~ 250 μm である.

2.2 押出加工条件

採用した押出加工条件の詳細を Table I に示す. 結晶粒の微細化に対して最も重要なパラメータは押出比と加工中の材料の温度と考えられる. 本研究の場合, コンテナ径は 150mm であり, 1 本のビレットから直径 13mm の 2 本の丸棒を加工している. したがって, 押出比 (コンテナ径の面積 / 2 本の丸棒面積) は 67 である. また, 加工中の材料の温度を実測することは困難であるから, ダイス出口温度を求め, これを本研究では材料の加工温度と呼ぶことにする. 予備実験に基づいて, 加工温度が最終的に高温, 中温および低温となるように, 加工温度に影響を及ぼす他のパラメータ値を表に示すように決定した. 以後, 押出加工における加工温度の相違により, 材料記号の後に -H (高温), -M (中温), -L (低温) を

付して加工後の材料 (押出材) を表記する.

結晶粒微細化とそれに伴う機械的性質の変化を評価するために, 詳細な組織観察と直径 8mm, 標点距離 64mm の引張試験片を用いた引張試験を実施した.

2.3 疲労試験方法

押出材から直径 8mm, 平行部 10mm の平滑疲労試験片を機械加工した. エメリー紙により 2000 番まで順次研磨したのち, さらにバフ研磨を施して試験に用いた.

疲労試験には容量 98Nm の小野式回転曲げ疲労試験機を用い, 繰返し速度 $f = 20\text{Hz}$, 室温大気中で実験を行った. き裂発生および微小き裂成長の観察にはレプリカ法を用いた.

3 実験結果および考察

3.1 押出加工による結晶粒微細化

3.1.1 組織 AZ61A および AZ31B の押出方向に垂直な断面の顕微鏡組織写真をそれぞれ Fig. 1 および Fig. 2 に示す. 両合金とも, 加工条件にかかわらず組織はほぼ等軸の結晶粒から成っている. 前述したとおり, ビレットの結晶粒径は 200 ~ 250 μm であったから, 図から明らかのように, 両合金とも押出加工により顕著な結晶粒の微細化を生じており, AZ61A よりも AZ31B において, より微細な結晶粒が得られる, すなわち微細化が顕著である.

結晶粒径の押出加工条件依存性を定量的に評価するために, 結晶粒径の測定を詳細に行った. 材料によって異なるが 2400 ~ 3800 個の結晶粒について, 画像処理装置を用いて個々の結晶粒の等価円直径を求め, 結晶粒径とした. なお, 平均結晶粒径は全測定結晶粒の平均値である. 得られた結晶粒径の分布を Fig. 3 に示す. AZ61A の場合 (Fig. 3 (a)), AZ61A-H と AZ61A-M の結晶粒径の

Table I. Extrusion conditions.

Material code	Outlet temp. (K)	Billet temp. (K)	Maximum pressure (MPa)	Extrusion rate (m/min)	Die temp. (K)	Container temp. (K)
AZ61A-H	740	680	14.9	7.5	708	671
AZ61A-M	709	678	15.0	2.3	694	671
AZ61A-L	631	584	19.0	0.8	605	573
AZ31B-H	775	727	14.0	9.4	751	671
AZ31B-M	684	638	17.2	2.0	635	600
AZ31B-L	626	614	19.1	1.2	611	573

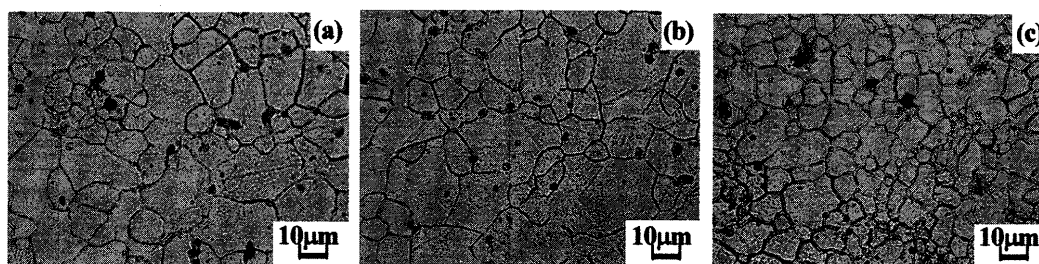


Fig. 1. Microstructures on the cross section perpendicular to the extrusion direction in AZ61A: (a) AZ61A-H, (b) AZ61A-M, (c) AZ61A-L.

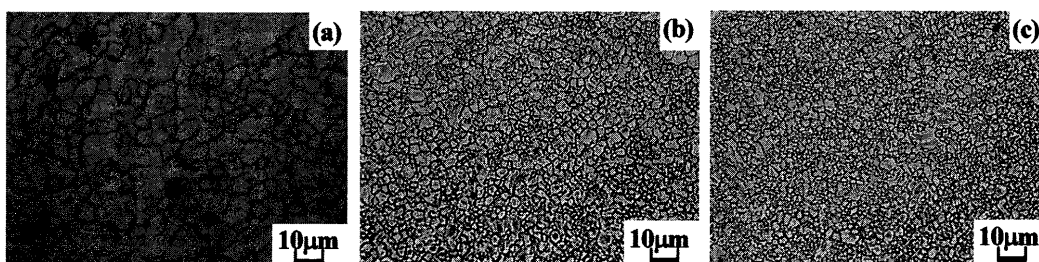


Fig. 2. Microstructures on the cross section perpendicular to the extrusion direction in AZ31B: (a) AZ31B-H, (b) AZ31B-M, (c) AZ31B-L.

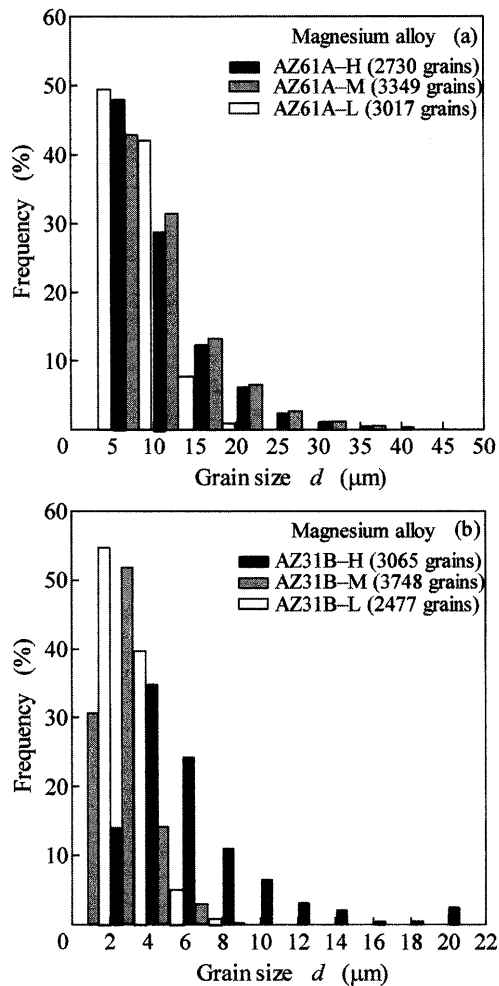


Fig. 3. Grain size distributions: (a) AZ61A, (b) AZ31B.

分布はほぼ同様であり、結晶粒径は5～10 μm の頻度が最も高く、最大約40 μm までの範囲に分布している。それに対して、AZ61A-Lでは5 μm 以下の頻度が最も高く、また分布範囲は20 μm までであり、全体的に結晶粒が微細、かつ均一になる傾向がある。なお、平均結晶粒径はAZ61A-H, AZ61A-M, AZ61A-Lに対して、それぞれ12.1 μm , 12.7 μm , 5.8 μm である。一方AZ31Bの場合 (Fig. 3 (b)), AZ31B-Hの結晶粒径は2～20 μm の分布を示すが、AZ31B-MおよびAZ31B-Lでは最大10 μm 以下の結晶粒径の分布であり、AZ31B-Hに比べて微細化かつ均一化が顕著である。平均結晶粒径はAZ31B-H, AZ31B-M, AZ31B-Lに対して、それぞれ7.4 μm , 2.9 μm , 2.1 μm であり、きわめて微細な結晶粒が得られている。

3・1・2 押出加工条件と結晶粒径 村井らはAZ31Bの押出加工による結晶粒微細化について検討し、押出比の他にピレット温度と押出速度が組織に影響を及ぼすことを指摘している。⁸⁾しかし、ピレット温度も押出速度も加工中の材料の温度に影響を及ぼすことから、前述したように、押出加工条件のなかで結晶粒微細化に対する主要なパラメータは押出比と加工温度と考えられる。本研究の場合、押出比は固定されているから、加工温度が最も重要なパラメータとなる。

そこで、Fig. 4に結晶粒径とダイス出口温度、すなわち加工温度の関係を示す。AZ61Aでは加工温度が低い場合、結晶粒の微細化が生じるが、加工温度が高い場合、結晶粒径の加工温度依存性は見られない。これはTable Iに見られるように、結果的に加工温度に顕著な相違が生じなかったことに起因すると考えられる。それに対して、AZ31Bでは結晶粒径の加工温度依存性が明瞭であり、加工温度の低下に伴って結晶粒は微細になる。また、両合金の結果を比較すると、同一加工温度に対してAZ61Aの結晶粒径が大きく、AZ31Bよりも結晶粒の微細化が生じ難いことがわかる。

3・1・3 機械的性質 引張試験結果を結晶粒径と併せてTable IIに、また機械的性質と結晶粒径の関係をFig. 5に示す。AZ61Aの場合、AZ61A-HとAZ61A-Mの間で結晶粒径のみならず、その分布にも明瞭な相違が見られなかったことを反映して、両者の機械的性質はほぼ同様である。また、AZ61A-Lは結晶粒径が小さいにもかかわらず、その耐力や引張強さは結晶粒径の大きい場合と同等、または低下しており、特異な結果を示している。これに対してAZ31Bの場合、結晶粒径の減少に伴って耐力や引張強さは上昇し、伸びも増加する傾向を示す。また、一般にAl添加量の多いAZ61のほうがAZ31よりも高い強度を示すが、微細結晶粒のAZ31B (AZ31B-M, AZ31B-L)はAZ61Aと同等、またはそれ以上の強度を示している。これは結晶粒微細化の効果であると考えられる。

以上のように、押出加工による結晶粒微細化の効果に

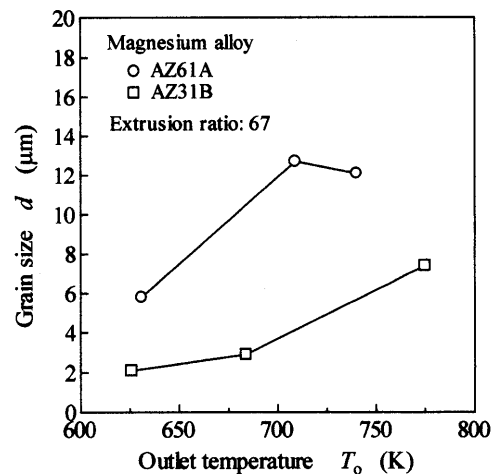


Fig. 4. Grain size as a function of outlet temperature, or working temperature.

Table II. Mechanical properties.

Material code	Grain size d (μm)	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation ϕ (%)
AZ61A-H	12.1	212	299	16
AZ61A-M	12.7	212	295	17
AZ61A-L	5.8	195	296	20
AZ31B-H	7.4	198	263	18
AZ31B-M	2.9	233	292	23
AZ31B-L	2.1	249	301	23

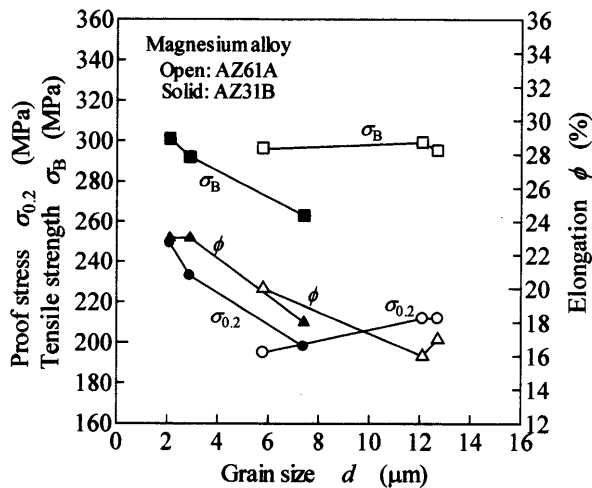


Fig. 5. Relationship between mechanical properties and grain size.

は材質依存性があるものの、きわめて微細な結晶粒を得ることができることがわかった。今後、押出比などの加工条件をさらに検討することによって、サブミクロンの結晶粒の達成も可能と考えられる。

3・2 押出材の疲労挙動

3・2・1 疲労強度 AZ61A および AZ31B における3種類の押出材の S-N 線図を Fig. 6 に示す。AZ61A の場合 (Fig. 6 (a)), 疲労強度の押出条件依存性, すなわち結晶粒径依存性は全体的に不明瞭であるが, 長寿命領域において結晶粒径の小さい AZ61A-L の疲労強度がわずかに

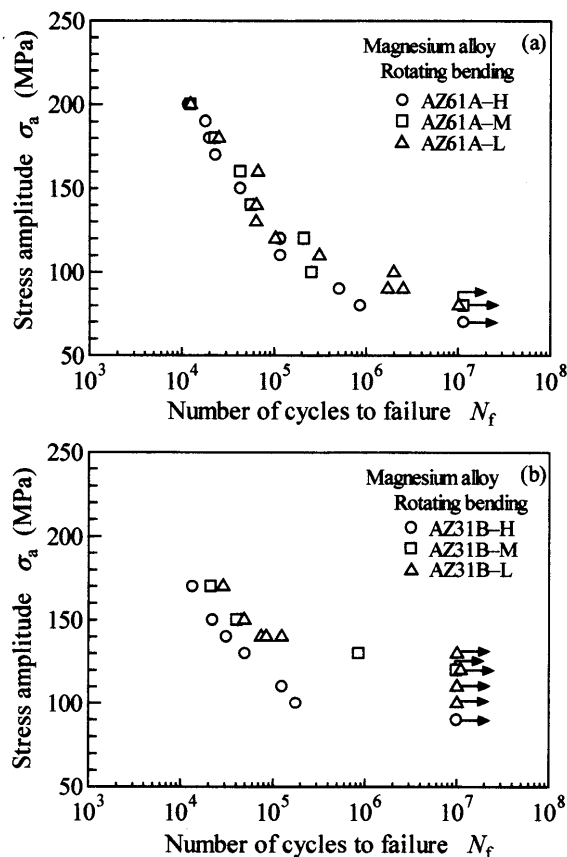


Fig. 6. S-N diagrams : (a) AZ61A, (b) AZ31B.

高い傾向がある。10⁷回の疲労強度は AZ61A-H, AZ61A-M, AZ61A-L に対して, それぞれ 70MPa, 80MPa, 80MPa である。一方 AZ31B の場合 (Fig. 6 (b)), 疲労強度の押出条件依存性が明瞭であり, 疲労強度は加工温度の低下, すなわち結晶粒径の減少に伴って増加する。10⁷回の疲労強度は AZ31B-H, AZ31B-M, AZ31B-L に対して, それぞれ 90MPa, 120MPa, 130MPa である。

一般に非鉄金属の場合, S-N 曲線に明確な折れ曲がり (knee) は見られず, 疲労限度は現れないことが知られている。AZ61A の場合, 結晶粒径にかかわらず S-N 曲線はなだらかに低下し, 疲労限度の存在は不明瞭である。しかし AZ31B の場合, 10⁵~10⁶回の間で S-N 曲線は折れ曲がり, 明瞭な疲労限度が存在するかのように見える。同様の結果がサジュリ¹⁰⁾や著者ら^{5), 6)}によって報告されている。特に著者らは, 前報において AZ31 圧延材および AZ61 押出材の 10⁷回で未破壊の試験片に, 寸法が1結晶粒程度の停留き裂の存在を確認し, 疲労限度の存在は発生したき裂の停留挙動と関連していることを指摘した^{5), 6)}しかし本研究の場合, 明瞭な疲労限度の存在を示唆した AZ31B においても, 丁寧な観察にもかかわらず停留き裂は確認できなかった。これは結晶粒が微細であるから, 1結晶粒程度のきわめて微小なき裂の検出が困難であったためと考えられる。今後さらに, き裂の停留挙動と疲労限度の存在の関係について検討する必要がある。

なお, 疲労強度を疲労比 (σ/σ_B) で表すと, 10⁷回の疲労強度に対する疲労比は, AZ61A-H, AZ61A-M, AZ61A-L に対してそれぞれ 23%, 27%, 27%, AZ31B-H, AZ31B-M, AZ31B-L に対して 34%, 41%, 44% であった。この結果から, 結晶粒微細化は相対的な疲労強度の改善にも有効であることがわかる。

3・2・2 疲労き裂発生 疲労強度の結晶粒径依存性が顕著に認められた AZ31B-H と AZ31B-L について, 疲労破壊過程の詳細な観察を行った。

表面のき裂全長 $2c$ と繰返し数比 N/N_f (N_f : 疲労寿命) の関係を Fig. 7 に示す。図から明らかなように, 結晶粒径の大きい AZ31B-H ではき裂発生は N_f の 10% 以下であるのに対して, 結晶粒径の小さい AZ31B-L では 30% 程度である。このことは結晶粒の微細化により, き裂発生抵

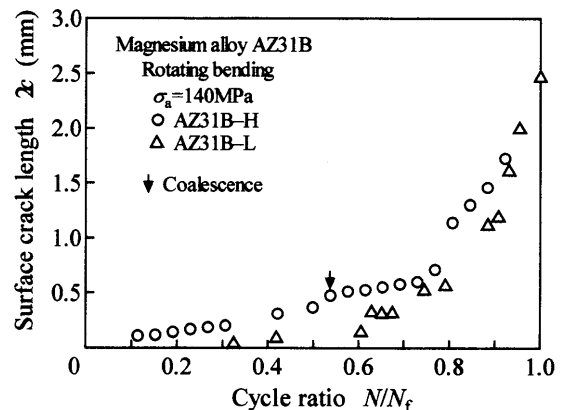


Fig. 7. Surface crack length as a function of cycle ratio in AZ31B.

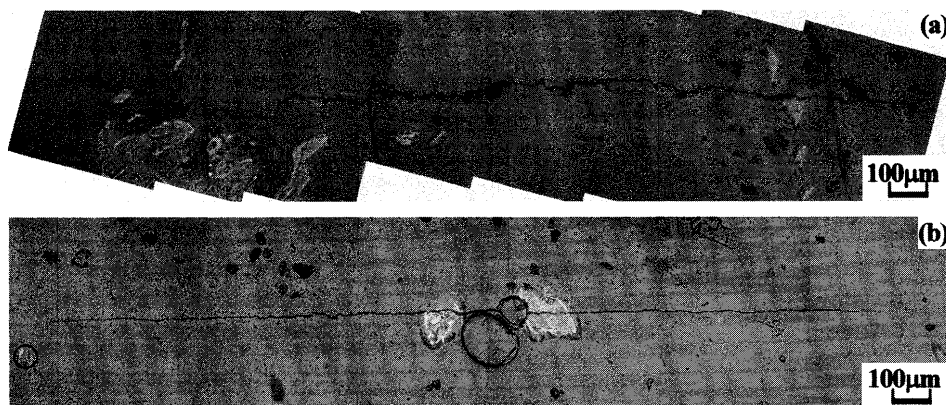


Fig. 8. Small crack growth paths at $\sigma_a = 140\text{MPa}$ in AZ31B: (a) AZ31B-H ($N = 3.12 \times 10^4$), (b) AZ31B-L ($N = 8.4 \times 10^4$). The specimen axis is the vertical direction.

抗が向上することを示している。これは本合金のような押出材では、繰返しすべり変形の結果としてき裂が発生することから、^{5), 6)}結晶粒径が小さくなるとすべり距離が減少するためと考えられる。なお、Fig. 3 (b)に示したように、AZ31B-HではAZ31B-LやAZ31B-Mと比べて結晶粒径の分布範囲が広く、やや粗大な結晶粒が存在する。こうした場合、そのような結晶粒がき裂発生箇所となることも考えられるが、本研究では確認できなかった。

3・2・3 微小き裂成長挙動 表面におけるき裂成長様相をFig. 8に示す。両材ともき裂は巨視的には試験片軸に対して垂直に成長しているが、その様相は明らかに異なり、AZ31B-Hでは経路の屈曲が顕著に生じている。これはき裂が隣接する結晶粒へ成長する際、その向きを変えることや粒界に沿う成長のためである。同じ現象は結晶粒径の小さいAZ31B-Lでも認められているが、相対的に小さいために経路は巨視的に直線状に観察されている。なお、前述したように、AZ31B-Hではやや粗大な結晶粒が存在するが、き裂がそれらを選択的、または優先的に成長する傾向は見られなかった。

発生に続く初期の微小き裂成長挙動を、表面における両き裂先端の成長速度 dc/dN とき裂発生箇所を原点とするき裂先端の位置、すなわちき裂半長 c の関係としてFig. 9に示す。図から明らかなように、結晶粒径の大きいAZ31B-Hでは成長速度の変動はほとんど見られないのに対して、結晶粒径の小さいAZ31B-Lでは顕著である。著者らは同じ結晶構造を有する純チタンの微小き裂成長挙動について検討した結果、細粒材では粗粒材よりも顕著な成長速度の変動を生じ、それはき裂が結晶粒界を横切る高い頻度に起因することを明らかにしている。^{11), 12)} AZ31BLの場合、結晶粒が微細であるので成長速度の低下が結晶粒界に対応するか否かの確認はできなかったが、純チタンの場合と同様に結晶粒界に起因すると推測される。なお、Fig. 9において観察された変動の回数は少ないが、これは測定間隔によるものであり、実際には高い頻度で生じていると考えられる。

微小き裂の成長速度 da/dN と最大応力拡大係数 K_{\max} の関係をFig. 10に示す。ここで、き裂深さ a と K_{\max} は

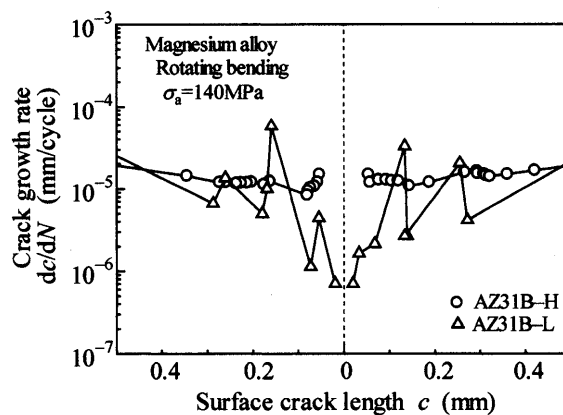


Fig. 9. Early small crack growth at specimen surface in AZ31B.

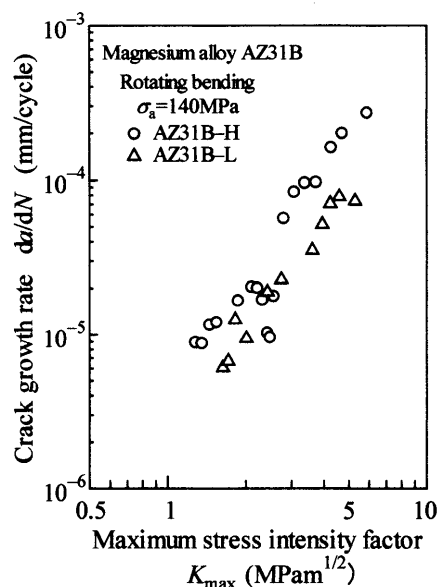


Fig. 10. Relationship between crack growth rate and maximum stress intensity factor for small cracks in AZ31B.

アスペクト比 $a/c = 1$ を仮定して求められている。図から明らかなように、全 K_{\max} 領域においてAZ31B-Lの da/dN - K_{\max} 関係はAZ31B-Hよりも低速度側にある。前述

したように, AZ31B-Lでは結晶粒が微細であるから, AZ31B-Hよりも結晶粒界の影響を受ける頻度が多い。したがって, その結果, 平均的な成長速度も低下したと考えられる。なお, AZ31B-Hの $K_{\max} = 2 \sim 3 \text{MPa}\mu\text{m}$ における成長速度の変動は隣接する微小き裂との干渉, 合体に起因するものである。

以上のき裂発生および微小き裂成長挙動の観察結果に基づいて, 結晶粒の微細化はき裂発生抵抗とそれに続く微小き裂成長抵抗の両者を向上することによって, 疲労強度の上昇に寄与すると結論される。

3・2・4 疲労強度の結晶粒径依存性 疲労強度の結晶粒径依存性を耐力とともに Fig. 11 に示す。図から明らかなように, AZ31Bの場合, 疲労強度は耐力と同様に Hall-Petch の関係に従っている。前述したように, き裂は繰返しすべり変形の結果発生し, 発生抵抗はすべり距離に依存した。また, 発生に続く微小き裂成長は結晶粒の微細化に伴って, より顕著に結晶粒界の影響を受けた。これらのことから, 疲労強度はすべりが結晶粒界で一時的に阻止される程度に依存して決まるため, Hall-Petch の関係が成立したと考えられる。したがって, 結晶粒の微細化は機械的性質および疲労強度の向上にきわめて有効である。一方 AZ61A の場合, Hall-Petch の関係は成立していない。前報の AZ61 押出材の疲労破壊機構は AZ31 圧延材や本研究の AZ31B と同様であった⁶⁾ことから, 本研究の AZ61A の破壊機構も基本的に同様と考えられる。また最近, AZ61 において耐力と結晶粒径の間に Hall-Petch の関係が成立することも指摘されている。¹³⁾したがって, AZ61A の疲労強度が Hall-Petch の関係に従わなかった理由として, 結晶粒径の変化範囲が狭く, 結果的にその影響が顕著に現れなかったことが考えられるが, 今後さらに検討が必要である。

4 結 言

本研究では, 2 種類の Mg 合金 AZ61A および AZ31B ピレットを用いて, まず制御された 3 種類の条件下で押出加工を行い, 結晶粒微細化について検討したのち, 得られた押出材の平滑試験片を用いて疲労試験を実施し, 疲労強度の押出条件依存性, すなわち結晶粒径依存性について検討した。得られた主な結論は以下の通りである。

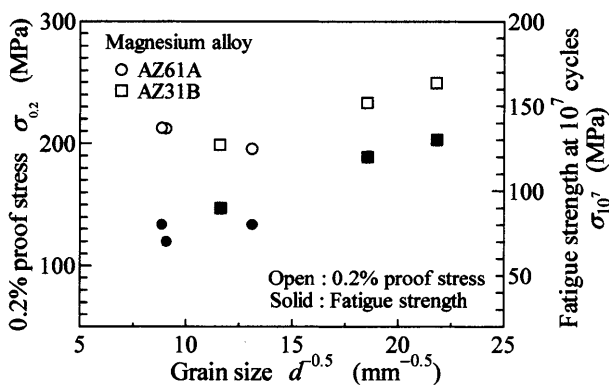


Fig. 11. Grain size dependence of proof stress and fatigue strength.

(1) 両合金とも, 加工温度の低下に伴って結晶粒は微細化かつ均一化した。AZ31Bにおいて結晶粒微細化の効果が顕著であり, 約 $2\mu\text{m}$ の結晶粒径が得られた。

(2) AZ61Aの場合, 機械的性質は加工温度にほとんど依存しなかったが, AZ31Bの場合, 加工温度の低下に伴って機械的性質は向上した。

(3) AZ61Aの場合, 疲労強度の結晶粒径依存性は不明瞭であったが, AZ31Bの場合, 疲労強度は結晶粒径の減少に伴って上昇した。

(4) AZ31Bの場合, き裂発生は粗粒材では疲労寿命の10%以下であるのに対して, 細粒材では30%程度であり, 結晶粒微細化によってき裂発生抵抗は向上した。

(5) AZ31Bの場合, 細粒材では結晶粒界に起因する初期の微小き裂成長速度の低下が認められたが, 粗粒材ではほとんど見られなかった。これを反映して細粒材は粗粒材よりも高い微小き裂成長抵抗を示した。

(6) 上記(4), (5)に基づいて, AZ31B細粒材の高い疲労強度は, 結晶粒微細化によるき裂発生抵抗と微小き裂成長抵抗の両者の向上によるものであった。

(7) AZ61Aの場合, 耐力や疲労強度と結晶粒径の間に Hall-Petch の関係は成立しなかったが, AZ31Bの場合, 成立した。

最後に, 本研究の実験に協力された当時本学学生の寺嶋友康君に感謝する。

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) G. Eisenmeier, B. Holzwarth, H. W. Hoppel and H. Mughrabi, Mater. Sci. Engng., **A319-321**, 578 (2001).
- 3) H. Mayer, M. Papakyriacou, B. Zettl and S. E. Stanzl-Tschegg, Int. J. Fatigue, **25**, 245 (2003).
- 4) 戸梶恵郎, 鎌倉光利, 長谷川典彦, 坪井泰樹, 材料, **52**, 821 (2003).
- 5) K. Tokaji, M. Kamakura, Y. Ishizumi and N. Hasegawa, Int. J. Fatigue, **26**, 1217 (2004).
- 6) 鎌倉光利, 戸梶恵郎, 石泉有規, 長谷川典彦, 材料, **53**, 1371 (2004).
- 7) A. Yamashita, Z. Horita and T. G. Langdon, Mater. Sci. Engng, **A300**, 142 (2001).
- 8) 村井 勉, 松岡信一, 宮本 進, 沖 善成, 軽金属, **51**, 539 (2001).
- 9) N. V. R. Kumar, J. J. Blandin, C. Desrayaud, F. Montheillet and M. Suery, Mater. Sci. Engng, **A359**, 150 (2003).
- 10) ザイヌディン ビン サジュリ, 宮下幸雄, 武藤睦治, 軽金属, **52**, 161 (2002).
- 11) 戸梶恵郎, 小川武史, 亀山宣克, 加藤容三, 日本機械学会論文集, **A-56**, 543 (1990).
- 12) 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).
- 13) 上田雅章, 小野長門, 三浦 精, 日本材料学会第53期学術講演会講演論文集, 64 (2004).