Al-25Si 粉末鍛造アルミニウム合金における 表面微小疲労き裂の発生および進展挙動†

城 野 政 弘* 菅 田 淳*
森 元 秀 幸** 別 所 邦 彦***

Initiation and Growth Behavior of Small Surface Fatigue Cracks on Forged P/M Aluminum Alloys

by

Masahiro JONO*, Atsushi SUGETA*, Hideyuki MORIMOTO**
and Kunihiko BESSHO***

Reversed plane bending fatigue tests were carried out on two kinds of forged Al-25Si P/M (Powder Metallurgy) aluminum alloys having different sizes and distributions of Si particles. The initiation and growth behaviors of small surface fatigue cracks were continuously monitored by the replica technique and investigated in detail.

It was found that the crack initiation strength of the material with fine Si particles was higher than that with coarse Si particles. Although little difference in strength was observed between the forged and transverse directions in the former material, some difference was found depending on the specimen orientations in the latter material. When the stress intensity range was calculated by considering the difference of the projected area of Si particles to the plane perpendicular to the loading axis, the difference in fatigue strength among the specimens oriented differently could be explained.

The macroscopic crack growth rate, da/dn , could be expressed by the Paris equation in terms of the maximum stress intensity factor, K_{max} , irrespective of stress level and specimen orientation. The fatigue crack growth rate was found faster in the coarse grained material than that in the fine grained material, and as the crack propagated along the Si particles, more defective behavior of crack growth was observed in the material with fine Si particles, which was thought to result in the increase in crack growth resistance.

Key words: Fatigue, Si particle, Crack initiation, Small crack growth, P/M Aluminum alloy

1 緒 言

粉末冶金アルミニウム合金は、耐熱性、耐食性、耐摩耗性等の優れた合金であり、最近では、押出しによる製法からさらに Near Net Shape 成形が可能な粉末鍛造による製法が開発され、材料の歩留まり、時効処理性、成形後の機械加工コスト等で改良が行われている¹⁾。しかしながら、じん性が低いことから実用化に対して、耐衝撃性、耐疲労性の向上が問題となる²⁾。

そこで、本研究では、粉末アルミニウム合金の疲労破壊特性を明らかにする目的で、結晶粒径の異なる2種類の Al-25Si 粉末鍛造アルミニウム合金を用いて平面曲げ疲労試験を行い、レプリカ法を用いて表面微小疲労き裂の連続観察により、微小き裂の発生および進展挙動を明らかにし、疲労強度およびき裂進展挙動に及ぼす Si 粒子の影響について検討を加えた。

2 供試材料、試験片形状および試験方法

供試材料は、エア・アトマイズ法による急冷凝固合金粉末（凝固速度 $10^2 \sim 10^3$ °C/s）を用い粉末鍛造されたほぼ同じ化学組成を持つ2種類の Al-25Si 粉末鍛造アルミニウム合金である。この粉末鍛造アルミニウム合金は高耐摩耗性、低熱膨張率を達成するために、Si 粒子を多量に添加しているが、アトマイズ法による急冷により凝固粉末の凝固速度を大きくし、機械的劣化につながる粗大な初晶シリコンの晶出を抑制し微細均一な組織としている³⁾。Fig. 1 に組織写真を示す。一方は 10^2 °C/s 程度の遅い凝固速度をもつ合金粉末を若干含有し、20 μ m 程度の粗大な Si 粒子がまばらに分布している部分と微細な Si 粒子が密に分布している部分が混在した組織構造を有している。他方は、合金粉末の凝固速度がほぼ 10^3 °C/s であり、微細な

† 原稿受理 平成4年6月1日 Received June 1, 1992

* 正 会 員 大阪大学工学部機械工學教室 〒565 吹田市山田丘, Dept. Mech. Eng., Osaka Univ., Yamadaoka, Suita, 565

** 富士写真フイルム(株) 〒418 富士宮市大中里, Fuji Film Co. Ltd., Onakazato, Fujinomiya, 418

*** 学生会員 大阪大学大学院 〒565 吹田市山田丘, Graduate Student, Osaka Univ., Yamadaoka, Suita, 565

Fig. 1.

Si 粒子が均一に分布している。以下、組織の粗い方を A 材、組織の細かい方を B 材と呼ぶ。A 材では粗大な Si 粒子が鍛造時の加圧により若干変形しており鍛造方向に垂直な L 方向平行面で縦横の長さ比は 1.07 となっている。

Fig. 2 に試験片採取図と試験片採取方向を示す。化学成分を Table I に、機械的性質を Table II に、平面ひずみ破壊じん性値 K_{IC} を Table III に示す。なお、B 材においては供試材料の形状の関係上、L 方向引張強度は調べられなかった。引張強度については、A 材で L 方向が C 方向に比較して若干低く、異方性がみられ、A 材に比べて B 材は約 1.3 倍程度、引張強度が高くなっている。平面ひずみ破壊じん性値については、両材料で特に顕著な差はなく、それぞれの材料で L-C 方向が C-L 方向に比較して若干高くなっており異方性がみられる。なお、両材料の両方向とも一般の溶製アルミニウム合金より低い値であり、供試材料がぜい性的なことがわかる。

本試験では、A 材では Fig. 3(a) に、B 材には Fig. 3

Fig. 2. Configuration of supplied materials and specimen orientation.

(b) に示すような試験片を用いた。この試験片はき裂発生位置を試験片中央部に限定させるため浅い切欠きを設けている。両材料の切欠き部の応力集中係数は有限要素解析から、A 材で 1.77, B 材で 1.80 となっている。試験片の表面は研磨材（ピカール）を用いて表面観察が十分できる程度に仕上げて試験に供した。

疲労試験は、小型動電形平面曲げ疲労試験機を使用し、繰返し速度が 30~50 Hz で、両振り一定応力振幅下で行った。表面微小疲労き裂の発生および進展挙動を連続観察するために、試験途中で適宜試験機を停

Table I. Chemical composition of the material used (wt %).

Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Al
24.51	3.33	0.40	0.44	0.40	0.01	bal.

Table II. Mechanical properties of the materials used.

	Tensile Strength σ_b (MPa)		Young's Modulus E (GPa)	Hardness H_B	Density (g/cm^3)
	L	C			
Material A	370	410	92	80~85	2.68
Material B	—	485		87~90	2.66

Table III. Fracture toughness of the materials used ($MPa\sqrt{m}$).

	C-L	L-C
Material A	6.91	7.75
Material B	6.47	8.18

Fig. 3. Test specimen configuration (all dimension in mm).

止し、切欠き部付近の約 $4\text{ mm} \times 8\text{ mm}$ の部分に対してレプリカをとり金属顕微鏡を用いて観察し、き裂長さをアイピースに組み込まれたスケールにより $5\text{ }\mu\text{m}$ 単位で測定した。A 材では L-C, C-L, C-C の 3 方向を、B 材では C-L, C-C の 2 方向から試験片を採取し試験を行った。

3 試験結果および考察

3・1 A 材

き裂発生寿命をき裂全長 $2a=0.2\text{ mm}$ 、破断寿命を $2a=2.0\text{ mm}$ と定義して、き裂発生寿命と破断寿命を応力集中を考慮した切欠き底での応力で整理した S-N 曲線を Fig. 4 に示す。図中、白印がき裂発生寿命を、黒印が破断寿命を示すが、応力レベル、試験片採取方向によらず、き裂発生は平均して破断寿命の約 8 割を占めており、き裂進展寿命は非常に短いことがわかる。また、疲労寿命に試験片採取方向による異方性が認められ、C-C, C-L, L-C の順に寿命が短くなっている。これに対して、 $\sigma_a=274\text{ MPa}$ の条件で

Fig. 4. S-N curves of material A.

Fig. 5. Photograph of specimen surface after the crack initiation (Material A, $\sigma_a=301\text{ MPa}$, C-C direction).

は、全採取方向で 10^7 サイクル後でもき裂発生が認められず $\sigma_a=274\text{ MPa}$ が疲労限度となっていると考えられ、疲労限度には異方性はみられない。

Fig. 5 に $\sigma_a=301\text{ MPa}$ 、C-C 方向のき裂発生直後の試験片表面観察写真を示す。き裂は矢印 A に示すように比較的粗大な $20\text{ }\mu\text{m}$ 程度の Si 粒子と母材のアルミニウムの界面から発生している。同様のことが他の応力および試験片採取方向においても観察され、き裂発生起点は粗大な Si 粒子と母材の界面であると考えてよいようである。したがって、き裂発生寿命は発生起点となる粗大な Si 粒子の大きさや形状の影響を受けると考えられる。前述したように、粗大な Si 粒子は、鍛造時の加圧により若干変形しており、Si 粒子を荷重軸直角方向に投影した形状は、Fig. 6 のハッ

Fig. 6. Schematic illustration of Si particle at the crack origin.

チング部分に示すように試験片採取方向により異なる。本研究では、き裂発生起点となった Si 粒子の寸法および形状の計測をすべての試験片に対して行っていないので、ここでは粗大な Si 粒子の平均粒径および縦横比を用いて、短軸方向 (L 方向) に $20.0\ \mu\text{m}$ 、長軸方向 (C 方向) に $21.4\ \mu\text{m}$ の大きさの円体の Si 粒子が存在していると仮定し、荷重軸直角方向への投影面積から表面での応力拡大係数 K_t ⁴⁾ を求めて、き裂発生寿命の再整理を行った。結果を Fig. 7 に示すが、 K_t - N_i 関係には試験片採取方向による異方性は認めら

Fig. 7. Relationship between stress intensity factor, K_t and number of stress cycles to crack initiation, N_i .

Fig. 8. Example of crack growth behavior (Material A, $\sigma_a=301\ \text{MPa}$, C-C direction).

Fig. 9. Example of crack growth behavior (Material A, $\sigma_a=336\ \text{MPa}$, C-C direction).

Fig. 10. Optical micrographs of crack path (Material A).

Fig. 11. Relationship between crack growth rate, da/dn and maximum stress intensity factor, $K_{\max}$.

れず、A 材のき裂発生寿命はき裂発生起点となる Si 粒子を介在物と考え、その形状を考慮した破壊力学的取扱いにより評価できるようである。

Fig. 8 に $\sigma_a=301\ \text{MPa}$ 、C-C 方向の表面微小疲労き裂の連続観察例を示す。き裂は切欠き底に 1 本だけ発生し、微小な屈曲を繰返して進展するが、巨視的には荷重軸直角方向にほぼまっすぐ進展する。また、最も応力振幅の高い $\sigma_a=336\ \text{MPa}$ 、C-C 方向の表面微小疲労き裂の連続観察例を Fig. 9 に示す。短いものも含めると約 10 本のき裂が発生し、それぞれが進展し、合体して破断に至った。他の方向の試験片においても同様の傾向が観察され、き裂進展様相は試験片採取方向には依存しないが、応力レベルに依存し、低応力レベルでは 1 本だけき裂が発生し進展するのに対し、高応力レベルでは複数本のき裂が発生し、それぞれが進展し合体して破断に至る。

Fig. 10 に試験終了後の試験片表面の金属顕微鏡写真を示す。き裂は矢印 B に示すように $20\ \mu\text{m}$ 程度以上の粗大な粒子に対してはこれを割って進み、数 μm から $20\ \mu\text{m}$ 程度の中間サイズの Si 粒子に対しては Si 粒子と母材の界面に沿って屈曲を繰返しながら進展する。

Fig. 11 に表面微小疲労き裂の応力拡大係数 $K_{\max}$ を Newman-Raju の式⁵⁾より求め、き裂進展速度 da/dn を整理したものを示す。ただし、アスペクト比 λ は、

Fig. 12. SEM micrographs. (The arrows indicate the crack growth direction).

試験終了後の代表的な破面観察によると、き裂長さによらずほぼ一定値を取っているため、平均値として $\lambda=0.65$ を用いた。き裂が複数本発生した $\sigma_a=336$ MPa ではばらつきが大きく高進展速度側にずれている。それ以外では若干の応力依存性が見られ、また試験片採取方向の違いによらず多少のばらつきはあるものの、一本の帯にまとめることができる。図中の実線は、 $\sigma_a=336$ MPa を除いたすべての $da/dn-K_{max}$ 関係のデータを最小自乗近似した直線である。 $\sigma_a=336$ MPa で大きく高進展速度側にバラついていたのは、複数発生したき裂に対する応力拡大係数 K 値を単一き裂の場合の K 値計算式により求めたため、実際の K 値より過小評価となっていること、合体直後のき裂に対しても実際のき裂形状を考慮せず単一き裂として考え、上述のアスペクト比を用いて応力拡大係数 K を計算していることなどによるものだと考えられる。

Fig. 12 に $\sigma_a=319$ MPa, C-C 方向の SEM による破面観察写真を示す。(a) に示すき裂発生部のステレオ写真観察によると、き裂は Si 粒子と母材の界面から発生し、すべりによって第 I 段階き裂がアルミニウム母材の内部方向に進展している。その後、(b) に示すように、き裂は粗大な粒子に対しては結晶粒内を進み、微細な粒子に対しては母相との界面を進む。そして、(c) に示すように、低進展速度領域から高進展速度領域に移行するにしたがい、き裂は粗大な粒子に対しても母相との界面を進むことがわかる。なお、一般的にアルミニウム合金においてみられるような疲労破壊に特有なストライエーションは観察されなかった。

3・2 B 材

Fig. 13 に切欠き底の応力で整理した S-N 曲線を示す。B 材は、多少のばらつきが見られるものの、試験片採取方向によらず一本の直線にまとめることができ、疲労寿命に異方性はみられない。また、疲労限度にも異方性はみられず、両採取方向で $\sigma_a=324$ MPa となっている。Fig. 14 に $\sigma_a=360$ MPa, C-C 方向のき裂発生直後の試験片表面写真を示す。B 材においてもき裂発生起点は Si 粒子と母材の界面である。B 材の Si 粒子は微細化されているため A 材のように

Si 粒子の鍛造時の変形も小さくなり、Si 粒子の方向による大きさの違いもほとんどないため、A 材において観察された試験片採取方向によるき裂発生寿命の異方性が認められなかったものと考えられる。また、B 材の疲労強度は Fig. 13 の点線で示す A 材の結果に比べ高くなっている。これは Si 粒子が均一に微細化され A 材に存在していたような粗大な Si 粒子がなくなったので、き裂発生起点での応力の厳しさが減少し、き裂発生寿命が増加したものと考えられる。したがって、き裂発生起点となる Si 粒子の微細化、均一化は静的強度のみならず疲労強度も上昇させるようである。

Fig. 15 に $\sigma_a=378$ MPa, C-L 方向の表面微小き裂の連続観察例を示す。切欠き底にき裂が 1 本だけ発生し、微小な屈曲を繰返しながら巨視的には荷重軸直角方向にはほぼまっすぐ進展する。Fig. 16 に $\sigma_a=342$ MPa, C-C 方向の表面微小き裂の連続観察例を示す。き裂は複数本発生し、それぞれが微小な屈曲を繰返し

Fig. 13. S-N curve of material B.

Fig. 14. Photograph of specimen surface after the crack initiation (Material B, $\sigma_a=360$ MPa, C-C direction).

Fig. 15. Example of crack growth behavior (Material B, $\sigma_a=378\text{MPa}$, C-L direction).

Fig. 16. Example of crack growth behavior (Material B, $\sigma_a=342\text{MPa}$, C-C direction).

ながら進展し、合体して破断に至る。A材のき裂発生、進展様相は応力レベルに依存したのに対し、B材ではこのように応力が低い場合でも複数本のき裂が発生、進展することもあり、試験した範囲では必ずしも試験片採取方向や応力レベルのみではき裂発生、進展様相は決まらない。

Fig. 17 に試験終了後の試験片表面の金属顕微鏡写真を示す。やや大きめの Si 粒子に対してはこれを割って進むが、ほとんどの Si 粒子に対しては Si 粒子と母材の界面に沿って屈曲しながら進展している。Fig. 10 と比較すると、B 材は A 材より微小な屈曲を

Fig. 17. Optical Micrographs of crack path (Material B).

Fig. 18. Relationship between crack growth rate, da/dn and maximum stress intensity factor, $K_{\max}$.

多数繰返していることがわかる。B 材は前述したように、組織中に微細化された Si 粒子が均一に存在しており、き裂先端に存在する微細な Si 粒子が多くなり、そのほとんどの Si 粒子に対してき裂は Si 粒子と母材との界面を進展するため、B 材は A 材より微小な屈曲を繰返していると考えられる。

Fig. 18 に $da/dn-K_{\max}$ 関係を示す。ただし、アスペクト比は代表的な観察結果の平均値として $\lambda=0.75$ とした。全体的にばらつきが大きく、若干の応力依存性がみられるが、試験片採取方向によらずほぼ一本の帯にまとめることができる。B 材は A 材と比較して若干進展速度が小さくなっている。Shang, Ritchie⁶⁾ の粒子強化複合材料 (SiCp/Al) を用いた研究によると、長い疲労き裂ではき裂屈曲による破面粗さ誘起き裂閉口によってき裂先端のシールディングが起こるの

Fig. 19. SEM micrographs. (The arrows indicate the crack growth direction).

で, 粗粒組織材の方がき裂閉口レベルは高くなり, ΔK に対してはき裂進展抵抗が大きくなること, しかしながら, き裂閉口の影響を考慮した ΔK_{eff} で整理すると微粒組織材の方が逆にき裂進展抵抗は高くなることが報告されている。表面微小疲労き裂の場合, 長いき裂と異なり引張荷重の全範囲でき裂は開口し, き裂閉口効果が顕著に現れないことが一般に指摘されており, 本実験においても, き裂閉口の影響は少ないと考えられるので, 微細組織材の B 材のき裂進展速度が低下したのは, 微小な屈曲を多数繰返すことによる材料自身のき裂進展抵抗の上昇のためだと考えられる。

Fig. 19 に $\sigma_a=328$ MPa, C-C 方向の SEM による破面写真を示す。破壊形態は A 材と同じであるが, A 材より細かい破面様相を呈している。これは, B 材の Si 粒子が微細化されているため A 材より細かい界面破壊が起こったことによるものと考えられる。

4 結 言

粗大および微細な Si 粒子の混在組織を有する材料 (A 材) および静的強度や耐摩耗性を向上させるため Si 粒子を均一に微細化した材料 (B 材) の 2 種類の Al-25Si 粉末鍛造アルミニウム合金を用いて, 平面曲げ疲労試験を行い, 表面微小疲労き裂の連続観察を行うことにより, 疲労強度および進展挙動を明らかにし, Si 粒子を均一に微細化することによるき裂進展挙動への影響について検討を加えた。得られた主な結論を以下に示す。

(1) き裂発生寿命および破断寿命の $S-N$ 曲線は, A 材では試験片採取方向により異方性が現れる。この異方性は, き裂発生起点となる Si 粒子の鍛造時の変形を考え, 破壊力学的取扱いを行うことにより説明

できる。また, B 材においては試験片採取方向による異方性はなく, A 材に比べて疲労強度が向上した。

(2) $da/dn-K_{max}$ 関係は両材料ともばらつきがあり若干応力依存性が認められるものの, 両対数紙上で一本の帯で表され, 試験片採取方向には依存しない。

(3) き裂発生起点はいずれの場合も, Si 粒子と母材の界面である。この Si 粒子を均一に微細化し, 粗大な粒子を取り除くことにより, K 値で与えられるようなき裂発生起点での応力の厳しさが減少し, き裂発生寿命は増加する。さらに, き裂進展過程に対しては, き裂は粗大な粒子に対してはこれを割って進むため抵抗とはなり得ず, むしろ微細な粒子の多数の屈曲による抵抗が現れるため, き裂発生寿命, 進展ともに Si 粒子の微細化が有効である。

供試材料は住友電気工業(株)から提供していただいた。記して謝意を表す。

(平成 4 年 5 月 22 日 日本材料学会第 41 期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 榛葉久吉, “粉末冶金学”, コロナ社
- 2) 例えば, 山内重徳, 住友軽金属, **29-1**, 69 (1988).
- 3) 林 哲也, 鍛冶俊彦, 武田義信, 小谷雄介, 明智清明, 住友電気, **140-3**, 121 (1992).
- 4) Y. Murakami, “STRESS INTENSITY FACTORS HANDBOOK” (1987) Pergamon Press
- 5) J. C. Newman, Jr. and I. S. Raju, ASTM STP791, 328 (1983).
- 6) J. K. Shang and R. O. Ritchie, Acta Metall., **37**, 8, 2267 (1989).