Al 合金溶湯鍛造材の微小き裂伝ばに及ぼす微視組織の影響*

皮籠石 紀雄^{*1}, 西谷 弘信^{*2}, 豊廣 利信^{*3}
山本 直道^{*4}, 都野 徹^{*4}

Influence of Microstructures on the Crack Growth Behavior of Small Fatigue Cracks in Squeeze-Cast Aluminium Alloys

Norio KAWAGOISHI, Hironobu NISITANI, Toshinobu TOYOHIO,
Naomichi YAMAMOTO and Tohru TSUNO

The influence of microstructures on the growth behavior of small cracks is investigated using three kinds of heat-treated squeeze-cast aluminum alloys. A eutectic silicon particle becomes the initiation site for the crack and has a blocking effect upon crack growth. Although the growth behavior of the small crack is strongly influenced by microstructures in the early stage of crack propagation, the influence of microstructures decreases with increase in the crack length. The critical length at which the marked influence of microstructures is observed is about 200 μm , which is nearly 8 times the dendrite arm spacing, regardless of heat treatment. Mean values of the crack growth rate in the growth process affected by microstructures, however, may be extrapolated from the crack growth rate in the range where the growth behavior is mainly controlled by a mechanical parameter alone.

Key Words: Fatigue, Rotating Bending, Squeeze-Cast Aluminum Alloy, Aging Condition, Microstructure, Small Crack, Crack Growth

1. 緒 言

最近, 機械や構造物の軽量化に対する要求から, 比強度が高く, 低価格である Al 合金鋳物の使用が増えつつある。しかしながら, 従来の Al 合金鋳物は, ひけ巣やポロシティ等の鋳物欠陥のため, ばらつきが大きく信頼性が低いことが問題であった。

これに対し, 溶湯鍛造法による Al 合金鋳物^{(1)~(4)}は, 重力鋳造法やダイキャスト法に比べ組織が微細化されると同時に, 内部欠陥が減少するため, 強度特性や信頼性も改善され, 各種部材への適用が期待されている^{(5)~(7)}。

このような状況下で, Al 合金溶湯鍛造材の強度特性に関する研究も増えつつあるが, 疲労特性, 特に微小き裂の伝ば挙動に及ぼす微視組織の影響に関しては研究も少なく^{(8)~(10)}, 十分明らかにされてはいない。

そこで, 本研究では熱処理条件を変えた Al 合金溶湯鍛造材の平滑試験片を用いて回転曲げ疲労試験を行い, き裂発生および初期伝ばにおける微視組織の影響

について調べた。

2. 材料, 試験片および実験方法

用いた材料は, 鋳造用 Al-Si-Mg 系合金 AC4CH である。表 1 に化学成分を示す。素材の鋳造条件は, 鋳込み温度 720°C, 加圧力 98 MPa, 射出速度 0.5 m/s である。実験は, 鋳放し材のほかに 2 種類の熱処理 (T4 処理: 530°C, 2 h 保持後水冷の溶体化処理, T6 処理: T4 処理後 180°C, 4 h の時効処理) をしたものに加え, 合計 3 種類の材料で行った。以下各材をそれぞれ, 鋳放し材, T4 処理材, T6 処理材と呼ぶ。図 1 に各材の組織写真を示す。初晶と共晶部からなる典型的なデンドライト組織であり, 熱処理により共晶 Si が球状化しているのがわかる。各材の平均デンドライトアームスペーシングは, 約 27 μm である。表 2 に各材の機械的性質を示す。

図 2 に試験片の形状, 寸法を示す。試験片は機械加

表 1 化学成分

(wt %)			
Si	Mg	Fe	Al
7.00	0.35	0.12	Bal.

* 原稿受付 平成 5 年 5 月 27 日。

^{*1} 正員, 鹿児島大学工学部 (〒890 鹿児島市都元 1-21-40)。^{*2} 正員, 九州大学工学部 (〒812 福岡市東区箱崎 6-10-1)。^{*3} 正員, 都城工業高等専門学校 (〒885 都城市吉尾町 473-1)。^{*4} 正員, 宇部興産(株) (〒755 宇部市大字小串 1978-5)。

工の後、電解研磨により表面を直径当たり約 $40\ \mu\text{m}$ 除去してから実験に供した。

表面状態の観察およびき裂長さの測定は、レプリカ法により光学顕微鏡を用いて行った。き裂長さとしては、試験片表面に沿って測った円周方向長さを用いた。

用いた試験機は小野式回転曲げ疲労試験機(容量 $15\ \text{N}\cdot\text{m}$ 、回転数約 $50\ \text{Hz}$)である。

3. 実験結果および考察

3・1 き裂発生および初期伝ば過程 図3は、各材の応力繰返しに伴う表面状態の変化を示す写真である。いずれの材料でも、多くの場合き裂はSi粒子あるいはその近傍で発生し、Si粒子がき裂発生に関与していることが認められたほか、一部粒内すべりを起点とするき裂も観察されたが、ひけ巣やポロシティ等の鑄造欠陥がき裂発生の起点となる場合はほとんど見られ

(a) 鑄放し材

(b) T4処理材

(c) T6処理材

図1 組織写真

なかった。発生したき裂は、粒界に連続的に析出したSi粒子の部分に沿って成長する場合(図中A)や、Si粒子列または粒子群を貫通しながら α 相内を直線的に伝ばする場合(図中B)があり、Si粒子や粒界等の微視組織の影響が顕著に認められる。

塩沢らは、溶湯鍛造したAC8A材とAC4C材を用いて、長いき裂⁽¹¹⁾と短いき裂⁽¹²⁾の両者でき裂伝ばに及ぼす微視組織の影響を詳細に調べている。そして、応力拡大係数幅 ΔK が小さい領域では、き裂は直線的に伝ばし、き裂伝ば速度も組織の影響で大きく変動するのに対し、 ΔK が大きくなると、き裂は共晶Si粒子部分を優先的に成長するようになり、き裂伝ば速度の変動も小さくなること、また、このときのSi粒子部分を成長する割合は、 ΔK の増大に伴い増加することを示し、き裂伝ば経路が ΔK レベルに影響を受け、その結果き裂伝ば速度も影響されることを指摘している。

しかしながら、今回の結果では、前述のように、発生したき裂は最初Si粒子部分に沿って成長した後 α 相内を成長する場合や、逆にき裂がある程度長くなってからSi粒子部分に沿って成長する場合もあり、き裂伝ば経路がき裂長さや応力に依存する傾向は認められなかった。

3・2 き裂伝ば速度に及ぼす微視組織の影響 図4は、破断寿命 N_f を基準にとって表した各材のき裂伝ば曲線である。いずれの材料でも、全寿命の多くがき裂伝ば寿命で占められ、特に鑄放し材とT4処理材の場合100%近くがき裂伝ば寿命である。そして熱処理の影響として、T4処理はき裂伝ばに対し、T6処理はき裂発生とき裂伝ばの両者に対しそれぞれ抵抗の増加作用をもっていることがわかる。また $\ln l$ と N/N_f の関係は、き裂が長いところを除くと直線で近似され、き裂伝ば速度はき裂長さに比例する⁽¹³⁾。

ところで3・1節で述べたように、疲労寿命の多くを

表2 機械的性質

Material	$\sigma_{0.2}\text{MPa}$	$\sigma_b\text{MPa}$	$\sigma_T\text{MPa}$	$\delta\%$	Hv
F	144	253	271	9.0	80
T4	147	279	338	19.5	84
T6	241	318	397	13.0	110

図2 試験片の形状と寸法 [mm]

↔ Axial direction

図 3 応力繰返しに伴う表面状態の変化

占める微小き裂の伝ば挙動は微視組織の影響を受け、その結果き裂伝ば速度の変動も大きい。

図5は、き裂伝ば速度に及ぼす微視組織の影響を詳細に示したものである。図5は、き裂発生点を中心に、き裂両端の成長を別々に測定し、き裂伝ば速度の変化を微視組織と対応させている。また、図に印した記号Bは、き裂伝ば速度が大幅に低下した(図中長い矢印で示す)位置を、またCはき裂の合体した位置を示している。いずれの材料でもき裂発生後初期の伝ば速度には大きな変動が認められる。そして、き裂伝ば速度の低下はSi粒子付近で生じ、き裂伝ばに対しSi粒子が抵抗となることを示している。このようなき裂伝ばに対する微視組織の影響は、図に示した鑄放し材、T6処理材だけでなくT4処理材でも同様に認められた。なお、き裂伝ばに対するSi粒子の阻止効果については、塩沢ら⁽¹²⁾もすでに明らかにしている。

以上のような、組織の影響によるき裂伝ば速度の顕著な変動は、き裂長さの増大に伴い減少し、き裂は、主として力学的因子に支配される定常的な伝ば挙動を示すようになる。き裂伝ば過程の初期における伝ば速度の変動が顕著に認められるき裂長さの上限値 l_m は、熱処理にほぼ無関係に 200 μm 前後である(図中に印した N, l はき裂停滞時の繰返し数とそのときのき裂長さを示している)。

図6は、このような微視組織微小き裂長さ l_m と組織寸法 d_m の関係を、展伸用Al合金(7NO1-T4および5052)の結果⁽¹⁴⁾も含めて示したものである。また図には、参考として、戸梶らが調べた高張力鋼と低炭

素鋼の結果⁽¹⁵⁾も示してある。ここで組織寸法としては、き裂伝ばに対し抵抗となる組織因子であることを考慮して、Al合金鑄物の場合、平均デンドライトアームスペーシングをとり、展伸用Al合金の場合、平均結晶粒径をとった。また、高張力鋼と低炭素鋼の場合、それぞれパケット寸法と結晶粒径である⁽¹⁵⁾。なお、 l_m の大きさは、応力レベルの影響を受け、疲労限度近傍では、応力の低下に伴い l_m は長くなるが、高応力下には

図4 き裂伝ば曲線

図5 き裂伝ば速度に及ぼす微視組織の影響 ($\sigma_a=200 \text{ MPa}$)

おける伝ばの場合応力レベルによる l_m の差はあまり大きくない^{(16)~(18)}。図からわかるように Al 合金鋳物でも、展伸用 Al 合金や鋼の結果と同様に l_m は組織寸法 d_m に依存しており、 l_m として d_m の約 8 倍を考えればよいことを示している。

ところで著者らは先に、鋼の場合についてき裂発生および初期伝ば挙動を詳細に調べ、き裂伝ばの初期ではき裂伝ば速度は大きく変動するが、その場合でも伝ば速度の平均値で考えれば力学的因子に支配される伝ば過程から外挿した値とほぼ等しく、したがって $dl/dN \propto l$ の成立するき裂長さの最小値 l_0 は組織の最小寸法とみなしてよいことを指摘した⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。

図 7 は、き裂が長いところも含めた伝ば過程の全領域におけるき裂伝ば速度とき裂長さの関係である。図中、 l はき裂全長を表し、また実線(折れ線)はき裂伝ば速度の実測値、破線(直線)は変動するき裂伝ば速度の平均値である。図からわかるように、鋼の場合と同様に、今回の Al 合金鋳物においても、平均的なき裂伝ば速度で考えるなら、 l_m 以下も含めたき裂伝ば過程の広い範囲で $dl/dN \propto l$ が近似的に成り立つとみなしてよいといえる。このことは、き裂発生後の初期伝ばにおける伝ば速度の変動の程度は微視組織に依存して異なるけれども、その平均的な値は力学的因子に支配された伝ば領域から外挿された値とほぼ等しく、したがって、その間の伝ば寿命には伝ば速度の変動はあまり影響しないということを意味している。

そこで、以上の結果を考慮し、式(1)に示す微小き裂伝ば則⁽²¹⁾を用いて各材の平滑材の疲労寿命を推定してみた。

$$dl/dN = C\sigma_a^n l \dots\dots\dots (1)$$

$$N_f = \frac{1}{\alpha C \sigma_a^n} \ln \frac{l_2}{l_1} \dots\dots\dots (2)$$

疲労寿命は、式(1)より得られる式(2)で計算した

図 6 l_m と d_m の関係

が、式(2)における各数値は次のようにとった。

すなわち、 C, n は前報の結果⁽¹³⁾を用い、式(1)の成立するき裂長さの下限および上限値を示す l_1, l_2 はそれぞれ $l_1 = l_0 = d_m = 27 \mu\text{m}$, $l_2 = 1 \text{ mm}$ とし、全寿命に占める l_1 から l_2 までの伝ば期間の割合である α は、図 4 より鑄放し材、T4 処理材で 0.7、T6 処理材で 0.5 とした。

図 8 は、式(2)を用いて計算した破断寿命 N_f を実測値と比較したものである。図からわかるように、い

(a) 鑄放し材

(b) T6 処理材

図 7 き裂伝ば速度とき裂長さの関係

図 8 破断寿命の実測値と微小き裂伝ば則による予測値の比較

ずれの材料でも両者はよく一致している。このことから、き裂発生直後の伝ばにおいて、伝ば速度の変動はあっても、き裂伝ばの変動が少なく力学的因子に支配される領域における伝ば速度から全寿命を評価する方法は、精度上も簡便性においても実用的寿命予測法といえる。

4. 結 論

熱処理条件を変えた Al 合金溶湯鍛造材の平滑試験片を用いて回転曲げ疲労試験を行い、き裂発生および初期伝ばにおける微視組織の影響について検討した。得られた結果を要約すると次のようになる。

(1) Si 粒子は、き裂発生に対しては起点となり、伝ば過程では抵抗因子となる。

(2) き裂伝ばの初期過程では、微視組織の影響により伝ば速度に大きな変動が生じるが、き裂長さの増大に伴い力学的因子に支配される定常的伝ばを示すよ

うになる。

(3) き裂伝ば速度の変動が顕著に認められるき裂長さの上限値は熱処理にほぼ無関係に 200 μm 前後である。この長さは平均デンドライトアームスペーシング寸法の約 8 倍に相当する。

(4) 微視組織の影響が大きい領域も含めた伝ば過程のほぼ全域で平均的なき裂伝ば速度は、微小き裂伝ば則 ($dl/dN = C\sigma_a^m l$) で表される。

文 献

- (1) 原田・ほか 2 名, 鋳物, 55-2 (1983), 80.
- (2) 徳田・ほか 5 名, トヨタ技術, 33-1 (1983), 71.
- (3) Inguanti, P. C., 17th National SAMPE Tech. Conf., (1985), 61.
- (4) 斉藤・竹内, 住友軽金属技報, 28-4 (1987), 37.
- (5) 鈴木・白柳, 機誌, 81-714 (1978), 470.
- (6) Kaneko, Y., ほか 3 名, Foundry Trade J., 28 (1980), 397.
- (7) Williams, G., Foundry Trade J., 2 (1984), 66.
- (8) 塩沢・ほか 5 名, 機論, 57-538, A (1991), 1279.
- (9) 塩沢・ほか 5 名, 機論, 58-547, A (1992), 341.
- (10) 江頭・ほか 3 名, 軽金属, 39-12 (1989), 886.
- (11) 塩沢・ほか 3 名, 機講論, No. 910-71 (1991-11), 303.
- (12) 塩沢・ほか 2 名, 機講論, No. 920-78 (1992-9), 100.
- (13) 皮籠石・ほか 2 名, 機論, 55-516, A (1989), 1733.
- (14) 皮籠石・西谷, 未発表.
- (15) 戸梶・ほか 2 名, 材料, 35-391 (1986), 394.
- (16) 後藤・ほか 2 名, 材料, 41-469 (1992), 1499.
- (17) 後藤・ほか 2 名, 材料, 42-473 (1993), 163.
- (18) 皮籠石・ほか 3 名, 未発表.
- (19) 皮籠石・ほか 2 名, 機論, 57-537, A (1991), 1043.
- (20) 皮籠石・ほか 2 名, 機論, 57-544, A (1991), 2886.
- (21) Nisitani, H. (Mura, T. 編), Mechanics of Fatigue-AMD, 47 (1981), 151, ASME.