半凝固鑄造アルミニウム合金の高サイクル疲労強度と疲労き裂特性*

越 智 保 雄*¹. 畠 山 敦*²
松 村 隆*¹, 柴 田 良 一*³High Cycle Fatigue Strength and Fatigue Crack Properties
of Semi-Liquid Die Casting Aluminum AlloysYasuo OCHI*⁴, Atsushi HATAKEYAMA,
Takashi MATSUMURA and Ryoichi SHIBATA*⁴ University of Electro-Communications,
1-5-1 Chofugaoka, Chofu, Tokyo, 182-8585 Japan

Rotating bending fatigue tests were carried out on semi-liquid die casting aluminum alloys. Compared with the conventional casting, the semi-liquid die casting could reduce cast defects and porosities of casting aluminum alloys, and could miniaturize structure size, therefore fatigue life of semi-liquid die casting aluminum alloys were expected to be improved. And fatigue crack initiation sites were alternative of cast defects and eutectic silicon particles. According to crack initiation sites, the crack initiation life varied, and crack propagation property depended on the form and the distribution of eutectic silicon particles. Therefore the fatigue strength of aluminum alloys was higher in turn of the semi-liquid die cast material that cracked from eutectic silicon particles, the same material that cracked from porosity and the conventional die cast material (AC 4 CH). As a result, as to aluminum alloys, the fatigue life was estimated from the crack initiation life and the crack propagation life, and obtained fatigue life prediction gave good agreement with the experiment value.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Life Prediction, Casting, Semi-Liquid, Aluminum Alloy, Cast Defect, Eutectic Silicon Particle, Crack Initiation Life

1. 緒 言

近年, 省エネルギーや地球環境に対する観点から, 軽量性, 成形性, 経済性に優れた鑄造アルミニウム合金を使用する機器が増加している^{(1)~(5)}. しかし, 鑄造アルミニウム合金は, 鑄造時に生ずる引け巣などの鑄造欠陥のために, 高い疲労強度や信頼性が要求されるような部材に用いるのは難しいとされてきた. そこで近年, 鑄造欠陥を改善する効果が期待できる半凝固ダイカスト法が注目を集めている⁽⁶⁾. この半凝固ダイカスト法は, 粒状の固相と液相が混合した溶湯を金型に射出し加圧する鑄造法であり, ガスの巻き込みが少なく, 鑄造欠陥の減少ならびに結晶粒の微細化などの利点を得ることができる. さらに, 半凝固状態において電磁かくはんすることにより, デンドライト状の α 相を強制的に分断し, 良好な機械的性質を持った材料を得ることが期待される.

半凝固ダイカスト法により鑄造されたアルミニウム

合金が一部の自動車部品で実用化され始め, 強度設計の観点から疲労強度に関する研究の必要性が増しているにもかかわらず, 現状では組織や鑄造欠陥の影響を考慮した疲労強度特性が十分に明らかになっていない.

そこで, 本研究では半凝固鑄造アルミニウム合金について高サイクル疲労試験を実施し, 微視的組織や鑄造欠陥の影響に着目し, 疲労寿命特性, 疲労き裂の発生・進展挙動について検討した.

2. 供試材および実験方法

本研究で用いた供試材は半凝固鑄造アルミニウム合金 AC 4 CH 相当(以下 SL 材)である. また比較用として, 従来の重力鑄造法により製造されたアルミニウム合金(AC 4 CH)を用いた. 表 1 にこれらの化学成分を示す. なお, SL 材は製造ロットの異なる 3 種類を用いたが, これらの間での強度, 組織のばらつきはほとんど見られないため, 同一の材料として検討を行った.

各供試材は, 鑄造後に T 6 熱処理が施されており, 図 1 に組織写真を, 表 2 に微視組織の幾何学的性質を示す. SL 材の組織は共晶 Si 粒子と Al- α 相から成り, 大半が図 1(a)の球状組織形態を呈しているが,

* 原稿受付 2000 年 3 月 1 日.

*¹ 正員, 電気通信大学 (〒182-8585 調布市調布ヶ丘 1-5-1).*² 学生員, 電気通信大学大学院.*³ 日立金属(株)熊谷軽合金工場 (〒360-8577 熊谷市三ヶ尻 5200).

E-mail: ochi@mce.uec.ac.jp

(b)のデンドライト状組織, および(c)の共晶Si粒子の密集部も含まれており, 3形態が混在している. またAC4CHの組織は, 図1(d)のようにほとんどの部分が, デンドライト状の組織を呈している. 供試材の機械的性質を表3に示す. SL材はAC4CHと比較して引張強さ, 伸び, 硬さとも優れた値を示している.

疲労試験は, 小野式回転曲げ疲労試験機(2760 rpm)を用いて, 室温・大気中で行った. 表面き裂の観察はレプリカ法によって行い, 破面の観察は走査形

電子顕微鏡(SEM)によって行った. また, 試験片は図2に示す形状に機械加工後, つかみ部を除いて, アルミナ水溶液によるバフ研磨を施した.

3. 実験結果

3・1 疲労試験 SL材, AC4CHに高サイクル疲労試験を実施し, その破面観察を行った結果ならびに, 疲労寿命特性について以下に記す.

3・1・1 破面観察 疲労試験により破壊したSL材の破面を観察したところ, き裂は表面あるいは表面近傍を起点としており, 図3(a)鋳造欠陥が認められたものと, (b)Al- α 相に平坦なファセットが観察されたものの2種類が存在しており, 観察した試験片全体のおよそ55%で鋳造欠陥が認められた. この混合比については応力に対する依存性が見られなかった. SL材の疲労き裂の発生機構としては, 鋳造欠陥に応

Table 1 Chemical composition [wt. %]

Material		Si	Mg	Fe	Mn	Ti	Sr
semi-liquid	1	7.00	0.33	0.11	—	0.11	0.009
	2	6.70	0.38	0.07	—	0.12	0.010
	3	7.39	0.31	0.15	0.01	0.02	0.009
AC4CH		6.99	0.37	0.10	0.01	0.13	0.011

Table 2 Microstructural features

Material	Grain size [μm]	Average dendrite arm spacing [μm]	Si particle area ratio [%]	Average Si particle area [μm^2]
semi-liquid	40	42	3.16	3.84
AC4CH	—	59	3.16	6.02

Table 3 Mechanical properties

Material	σ_B [MPa]	$\sigma_{0.2\%}$ [MPa]	δ [%]	Hv
semi-liquid	310	230	14.0	95
AC4CH	300	228	10.9	87

(a) Globular structure

(b) Dendritic structure

(c) Mass of eutectic Si

(d) AC4CH

Fig. 1 Microstructures

Fig. 2 Shape of specimen

(a) Porosity

$[N_f = 8.28 \times 10^4]$

(b) Slip

$[N_f = 2.63 \times 10^5]$

Fig. 3 Crack initiation site, 200 MPa

Fig. 4 Surface crack initiation site

$[\sigma_a = 140 \text{ MPa}, N_f = 6.50 \times 10^5]$

力集中が生じて疲労き裂が発生したものと、 α 相中でのすべりを起点としたき裂という、二とおりであるといえる。なお、AC 4 CH の疲労き裂発生起点はすべて鋳造欠陥であった。

α 相のすべりによりき裂が発生した試験片について、発生直後の表面き裂を観察したところ、図4に示すように共晶 Si 粒子と α 相の界面からき裂が発生していた。疲労き裂起点となる共晶 Si 粒子の特性を明らかにするため、き裂起点となった共晶 Si 粒子の試験片表面での断面積を測定し、対数正規確率紙上で整理した結果を図5に示す。また、試験片表面において、き裂起点から半径 20 μm の円内部における、共晶 Si 粒子の面積比を対数正規確率紙上で整理した結果を図6に示す。疲労き裂起点となる共晶 Si 粒子は粗大な粒子の界面が疲労き裂起点となり、さらに密集部に存在する粒子が疲労き裂起点となりやすい傾向があるといえる。これは共晶 Si 粒子が大きく、付近の粒子密度が高いほど、粒子近傍の応力集中が大きくなるために起こる傾向であると考えられる⁽⁷⁾⁽⁸⁾。

3・1・2 S-N 曲線 図7に S-N 曲線を示す。SL 材の疲労強度は全般に AC 4 CH よりも高くなっており、半凝固ダイカスト法の効果が得られたといえる。

Fig. 5 Log-normal plots of particle area

Fig. 6 Log-normal plots of particle area ratio

SL 材の疲労寿命はばらつきが大きい、き裂発生機構の違いに応じて二分して考えることにより、ばらつきは若干抑制される。最小二乗法による直線近似によると、共晶 Si 粒子よりき裂が発生したものは鋳造欠陥を起点としたものに比べ、全般に疲労強度は高く、 10^7 回の推定疲労強度では約 35 MPa 程度高くなっていた。また、疲労き裂起点が鋳造欠陥である SL 材と AC 4 CH を比較すると、き裂発生機構が同じであるにもかかわらず、疲労強度に差が生じており、全寿命領域で AC 4 CH よりも SL 材のほうが高い疲労強度を示した。

3・2 疲労き裂進展挙動 SL 材、AC 4 CH の表面き裂の進展挙動を詳細に観察し、比較・検討を行った。

3・2・1 主き裂進展特性 図8に最終的に破断に至る主き裂の表面における長さ $2a$ と繰返し数 N の関係についての代表例を示した。いずれの曲線についても二次曲線的な様相を呈し、き裂が加速度的に伝播しているが、疲労き裂起点の違いによって、き裂が成長しはじめるまでの繰返し数に顕著な差が見られる。疲労き裂の発生源となる鋳造欠陥には応力集中が生じ

Fig. 7 S-N curves

Fig. 8 Crack propagation curves, 160 MPa

るため、早期に疲労き裂が発生する。そのため鋳造欠陥からき裂が発生したものは、寿命の大半をき裂進展に費やすが、すべりから発生したものはき裂発生時の繰返し数あるいはき裂初期段($2a < 600 \mu\text{m}$ 程度)までの繰返し数が長く、これがSL材においてき裂起点が異なることによる寿命の差となり現れていた。

図9に表面き裂の進展挙動を、き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係で示した。図9では、 ΔK が $3 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ 以上の範囲でばらつきに収束が見られるため、 $3 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}} < \Delta K < 10 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ の範囲でParis則が適用可能とみなして各データを直線近似した。これらを比較すると、SL材ではき裂起点が異なる場合においても、き裂進展速度はほとんど差がなく、ほぼ同じ進展挙動を示すことがわかる。一方AC4CHはSL材に比較して、直線の傾斜が急となり、 ΔK が小さい領域で進展速度が小さくなっているが、 ΔK がおよそ $5 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ 以上になると、SL材よ

Fig. 9 Relations between da/dN and ΔK

Fig. 10 Transition of aspect ratio

りも進展速度は大きくなる。また、図9中にはCT試験片を用いてき裂進展を観察した際の、AC4CHにおける ΔK および有効応力拡大係数 ΔK_{eff} の値⁽⁹⁾も示した。AC4CHにおいて、表面き裂の進展速度はCT試験片の ΔK_{eff} と近い値を示しており、き裂閉口の影響が少ないことを示唆している。

なお、表面き裂において ΔK の算出⁽¹⁰⁾に必要なき裂のアスペクト比は、別途実施した応力変動法を用いたビーチマークの測定により求めた。図10にアスペクト比の測定結果を示す。き裂長さ $500 \mu\text{m}$ 以上で b/a は 0.73 一定値となり、計算の簡便上この値を用いて、 ΔK を算出した。

3・2・2 微小き裂進展特性 SL材とAC4CHのき裂進展速度の相違を明らかにするために、微小き裂の進展挙動を観察した。図11に鋳造欠陥を起点としたSL材の進展挙動を示す。図中のき裂長さ零の矢印部分が起点であり、き裂は両側に進展している。表面に露出していない欠陥からき裂が発生し、初期に比較的低速($3.9 \times 10^{-9} \text{ m/cycle}$)で進展する。その経路は共晶Si粒子部分で湾曲する傾向を示すが、き裂の停留となるような進展速度の落ち込みは少ない。さらに、この傾向は高応力振幅となる程顕著となり、共晶Si粒子による抵抗が減少し、き裂の停留時間が短くなる傾向があった。

図12にAC4CH材の結果を示した。表面に起点となった欠陥の一部が露出しており、その両端からき裂が発生していた。進展経路はSL材に比べて直線的となる傾向を示しており、平均進展速度($1.3 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$)はSL材に比較して高いが、共晶Si粒子付近でき裂の停留となる進展速度の落ち込みが数多く見られる。

これらのき裂進展挙動は、進展の抵抗となる共晶Si粒子の形状・分布特性に依存する傾向がある。共晶

Fig. 11 Microscopic crack initiation in the semi-liquid, 120 MPa

Si 粒子の寸法が大きい AC 4 CH においては抵抗が大きいため、き裂が共晶 Si 粒子付近を通過する際、停滞しやすくなる。また、共晶 Si 粒子が微細・分散化している SL 材においては、進展を止めるほどの抵抗を持った共晶 Si 粒子は少ないが、抵抗の数が多いために湾曲した径路上を進展しやすくなると考えられる。なお、試験後の SEM 観察より起点となった鑄造欠陥断面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ を測定したところ、図 11 の結果では 137 μm 、図 12 では 202 μm であった。

4. 考 察

4.1 疲労寿命の分布特性 SL 材の疲労寿命分布をワイブル確率紙に当てはめた結果を図 13 に示す。曲線は疲労き裂起点の違いに応じた混合形ワイブル分布を当てはめたものであり、式(1)、(2)で表される。

$$F = P_1 \cdot F_1 + P_2 \cdot F_2 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$F_{1,2} = 1 - \exp\left[-\frac{(N_{1,2} - \gamma_{1,2})^{m_{1,2}}}{\beta_{1,2}}\right] \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 P は生起確率、 γ は位置パラメータ、 m は形状パラメータ、 β は尺度パラメータである。

Fig. 12 Microscopic crack initiation in the AC 4 CH, 120 MPa

Fig. 13 Weibull plots of fatigue lives in the semi-liquid

低応力側で実験値は曲線に対し多少ばらつくが、一般に良い一致を示しており、混合形ワイブル分布による当てはめが妥当であると考えられる。以上より、SL 材においては鑄造欠陥からのき裂発生と α 相のすべりによる疲労き裂発生という二種の機構が互いに独立して疲労寿命を決定する因子として作用していると考えられ、寿命分布を起点別に整理することが妥当であったといえる。

4.2 疲労き裂発生寿命 き裂発生寿命 N_i を微小き裂特有の進展挙動が見られなくなるき裂長さに相当する繰返し数と考え、共晶 Si 粒子に囲まれたセルの長さだけき裂が両端に進展する繰返し数と定義する。そこで、鑄造欠陥や共晶 Si 粒子近傍における応力拡大係数の最大値 $K_{I \max}$ を算出し、初期き裂の観察より求めた N_i との関係を図 14 に整理した。なお、 $K_{I \max}$ の算出法については、介在物近傍の $K_{I \max}$ について村上⁽⁷⁾により提案された手法を、鑄造欠陥や共晶 Si 粒子に対しても同様に用いており、介在物の代わりとなる鑄造欠陥や共晶 Si 粒子介在物が表面または内部に存在する場合にそれぞれ式(3)、(4)で表される。

$$K_{I \max} = 0.65 \cdot \sigma_0 \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$K_{I \max} = 0.5 \cdot \sigma_0 \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \quad \dots\dots\dots (4)$$

Fig. 14 Relations between $K_{I \max}$ and N_i

Fig. 15 Crack from mass of Si particle

Fig. 16 Estimation of fatigue life

ここで、 σ_0 は遠方応力、 $\sqrt{area}$ は鋳造欠陥断面面積の平方根である。なお、共晶Si粒子については、図15に示すように、粒子密集部から発生したき裂がはじめの密集部を通過する長さ l_i を $\sqrt{area}$ とした。

得られた $K_{I\max}-N_i$ の関係は、供試材やき裂起点によらずほぼ直線関係にあると判断することができ、起点となる鋳造欠陥、共晶Si粒子密集部の大きさがき裂発生寿命を支配する重要な因子であることがいえる。

4・3 破断寿命評価 き裂発生寿命 N_i とき裂進展寿命 N_p の和が破断寿命 N_f であるため、 N_i 、 N_p それぞれを算出することにより、破断寿命が推定できる。 N_i については、図14より得られた式(5)から求め、 N_p については図9より得られた式(6)から求めた。

$$K_{I\max} \cdot N_i^A = B \quad \dots\dots\dots (5)$$

$$da/dN = C \cdot \Delta K^{m'} \quad \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 A 、 B 、 C 、 m' は実験より得られた定数である。式(5)中で $K_{I\max}$ を算出するのに必要なき裂起点の寸法 $\sqrt{area}$ は、鋳造欠陥の場合、極値分布によって各試験片中で最印値 $\sqrt{area_{\max}}$ を推定した値を求め、SL材で103.7 μm 、AC4CHで300.2 μm を用いた。共晶Si粒子の場合、初期き裂の観察より、き裂がはじめの粒子密集部に通過したときの長さを測定し、実測値の平均である36.0 μm を用いた。以上の算出方法により、SL材、AC4CHについて寿命の評価を行った結果を図16に示した。実験値と予測値はどの供試材においても、かなり近い寿命分布を示しており、 10^6 回付近の応力については、ほぼ一致した値を得ることができる。また、実際に破断した試験片において、き裂起点となった鋳造欠陥、共晶Si粒子密集部寸法には、かなりのばらつきが見られた。そこで、実際に測

Fig. 17 Estimation of dispersive fatigue life

定された発生起点寸法の最大・最小値を用いて、破断寿命を評価したものを、バンドとして図17に示した。実験値のばらつきは、バンドの幅に近い範囲に分散されていた。しかし、算出された予測寿命の値は、どれも高応力振幅で長寿命側へずれが生じていた。この原因は、高応力側では低応力の場合に比べ、き裂が停留した際のき裂停留時間が短いことに対する補正をしていなかったためと考えられる。したがって、より厳密な寿命評価に関しては今後の検討課題としたい。

5. 結 言

半凝固ダイカストにより鋳造アルミニウム合金SL材と、従来の鋳造法による鋳造アルミニウム合金AC4CHに関して、回転曲げによる高サイクル疲労試験を実施し、その疲労強度およびき裂特性などの破壊機構について検討し、以下の結論を得た。

(1) SL材ではAC4CHに比べ寿命全般において疲労強度の向上が認められたが、疲労き裂発生機構が2種類となり、寿命のばらつきは大きくなった。

(2) SL材の疲労き裂の発生起点となっていたのは、鋳造欠陥と共晶Si粒子の2種類であった。共晶Si粒子をき裂起点としたSL材と鋳造欠陥をき裂起点としたSL材を比較すると、共晶Si粒子起点のほうが疲労強度は高く、 10^7 回疲労強度で約35 MPaの差が認められた。

(3) SL材において、き裂発生起点の違いにより破断寿命に差が生じていたのは、き裂起点の種類によりき裂発生寿命が大きく異なるためであった。

(4) き裂進展の際には、SL材とAC4CHの間で進展挙動の違いが見られた。しかし、SL材ではき裂起点の種類にかかわらず同様の傾向が見られたため、き裂の進展挙動は共晶Si粒子の形状・分布特性に依存するものと考えられる。

(5) SL材における寿命分布では、き裂起点の違いにより当てはめた混合ワイブル分布が、実験値に対し妥当であった。

(6) SL材, AC4CH材の疲労寿命を $K_{I\max}-N_i$ の関係と $da/dN-\Delta K$ の関係より評価し、実験値とよい一致が得られた。

文 献

- (1) 池田勇人・鳥山寿之・村上敬宜, 機論, **57**-538, A(1991), 1320-1325.
- (2) Suzuki H., Weimin. G., Dewa, H., Tomota, Y., Shibata, R. and Ito, Y., *Strength of Ductile Cast Iron and Other Cast Metals '93 (Proc. of ICDI '93)*, (1993), 202-207, JSME-MIMD.
- (3) 皮籠石紀雄・西谷弘信・豊廣利信・山本直道・都野徹, 機論, **60**-570, A(1994), 358-363.
- (4) 塩沢和章・西野精一・東田義彦・孫曙明, 機論, **60**-571, A(1994), 663-670.
- (5) 小林幹和・松井利治, 機論, **62**-594, A(1996), 341-346.
- (6) 柴田良一・金内良夫・早田智臣・山根英也・影山望, 日立金属技報, **13** (1997), 71-76.
- (7) 村上敬宜・児玉昭太郎・小沼静代, 機論, **54**-500, A(1986), 688-696.
- (8) Murakami, Y. and Nemat-Nasser, S., Interacting Dissimilar Semi-elliptical Surface Flaws under Tension and Bending, *Eng. Fract. Mech.*, **16**-3, B(1982), 373-386.
- (9) Kubota, M., Ochi, Y., Ishii, A. and Shibata, R., *Mater. Sci. Research Int.*, **4**-3 (1998), 193-199.
- (10) Murakami, Y., *Stress Intensity Factors Handbook*, vol. 2 (1987), 657-665, Pergamon Press, U.K.