

溶湯鍛造アルミニウム合金 AC8A-T6および AC4C-T6 の
微小き裂進展挙動と疲労寿命評価*塩 沢 和 章*¹, 西 野 精 一*¹
東 田 義 彦*², 孫 曙 明*³Small Fatigue Crack Growth Behavior and Fatigue Strength
of Squeeze-Cast Aluminum Alloys, AC8A-T6 and AC4C-T6Kazuaki SHIOZAWA, Seiichi NISHINO,
Yoshihiko TOHDA and Shu-Ming SUN

Fatigue strength, crack initiation and small crack growth behavior in two kinds of squeeze-cast aluminum alloys such as AC8A-T6 and AC4C-T6 were investigated using plain specimens subjected to rotating bending fatigue at room temperature. Fatigue resistance of these alloys was almost same as that of the wrought aluminum alloys because of fine microstructure and of decrease in defect size due to squeeze-casting. Fatigue crack initiation site was at the eutectic silicon particle on the specimen surface or at microporosity in the specimen. Crack initiation life was successfully estimated from the evaluation of initiation site by the fracture mechanics and the statistics of extrema. Small fatigue crack growth of two kinds of alloys obeys the relation proposed by H. Nishitani et al., that is $d(2c)dN = C(\sigma_a/\sigma_B)^n(2c)$, where σ_B is the ultimate tensile strength. It was pointed out that an improvement of fatigue strength in cast aluminum alloy can be expected by refining eutectic silicon rather than by increase of static strength.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Life Prediction, Crack Initiation, Fatigue Strength, Squeeze-Casting, Al-Si Alloy, Eutectic Si Particle

1. 結 言

機械・構造物の軽量化、製造費低減の要求からアルミニウム合金鋳物が車両、船舶、航空機などに積極的に利用されてきている。しかし、従来のアルミニウム合金鋳物はその鋳造方法から生ずるポロシティ、ひげ巣などの内部欠陥のために信頼性の高い強度部材としての用途は限られていた。そのため、近年鋳物のもつ内部欠陥を制御する溶湯鍛造法が注目されてきている。この鋳造法は従来の重力鋳造法、低圧鋳造法などに比較して溶湯を高圧下で凝固させるため、組織が微細化され内部欠陥も少なくなり、さらにダイキャスト鋳物と異なり熱処理が可能なことから強度特性、信頼性、生産性において優れており、鋳物の高品質化要求に対応してきている⁽¹⁾⁽²⁾。

アルミニウム合金鋳物の機械・構造用部材への適用のためにはその静的強度のみではなく疲労強度特性を理解しておく必要がある。アルミニウム合金鋳物の疲労強度、疲労き裂の発生および進展挙動に関する研究

報告はこれまでもいくつか見受けられる^{(3)~(5)}が、微視的組織や内部欠陥の影響に注目した研究は少なく、十分に明らかにされているとは言えない。さらに、溶湯鍛造法によるアルミニウム合金鋳物の強度特性に関しては、鋳造法や微視的組織と静的機械的性質についての研究⁽⁶⁾⁽⁷⁾が行われているものの、疲労強度に関する検討を加えた報告は少ない^{(8)~(10)}。著者らは、これまでに溶湯鍛造法で鋳造した AC8A-T6 材の貫通巨視き裂の疲労き裂進展挙動について検討してきた⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。その結果、アルミニウム合金鋳物はデンドライト組織と共晶 Si 粒子からなる複合組織を有することから、展伸用アルミニウム合金とは異なった特異なき裂進展特性を示すことが明らかとなった。

本研究では、溶湯鍛造法によって鋳造したアルミニウム合金の疲労強度特性を明らかにする研究の一環として、AC8A および AC4C の 2 種類の材料を用いて高サイクル疲労試験を行い、疲労寿命特性並びに疲労き裂の発生および微小き裂進展挙動について検討した。

2. 試験片および実験方法

2.1 試験片 本研究に用いた試験片材料は 2 種類の Al-Si 系溶湯鍛造アルミニウム合金鋳物 AC8A

* 原稿受付 平成 5 年 8 月 23 日。

*¹ 正員, 富山大学工学部 (〒930 富山市五福 3190)。*² 准員, 住友電工(株) (〒554 大阪市此花区島屋 1-1-3)。*³ 富山大学工学部 (華南理工大学, 中国広東省広州)。

およびAC4Cであり、前者はSi含有量12%、後者のそれは7.4%である。表1にこれらの化学組成を示す。鋳造条件は湯温1033 K、金型温度633 K、溶湯圧力49 MPaであり、直径33 mm、長さ160 mmの丸棒に鋳造した。その後、783 K 8時間保持後水冷、433 K 8時間保持の人工時効処理(T6処理)を施した。供試材の機械的性質を表2にまとめて示す。AC8A-T6材はAC4C-T6材に比較して耐力、引張強さ、硬さともに優れているが、破断伸びは著しく小さい。

図1は各試験片材料の金属顕微鏡による組織観察結果である。いずれの材料も網目状に分布した共晶Si粒子を有するデンドライト組織となっており、Si粒子の分布、その形状と大きさおよびデンドライトの大きさは材料によって異なる。Si粒子の形状は時効処理によって球状化し、その大きさはAC4C材のほうがAC8A材よりも若干小さいが定量的評価については後述する。また、デンドライトの大きさはAC8A材(平均デンドライト間距離27.7 μm)のほうがAC4C材(同

37.1 μm)よりも小さい。

本研究で用いた試験片形状は図2に示す最小断面直径10 mmの砂時計形試験片であり、前述の熱処理後機械加工により作製した。なお、試験片の弾性応力集中係数は1.05である。試験片表面はエメリー紙(#2000)仕上げの後、バフ研磨(0.3 μm Al₂O₃粒子)を行い実験に供した。

2.2 実験方法 疲労試験は繰返し速度1780 rpm(29.7 Hz)の片持回転曲げ疲労試験機を用いて、室温・大気中で行った。表面き裂の観察は任意の繰返し数で実験を中断してレプリカを採取し、金属顕微鏡を用いて行った。また、破面観察には走査形電子顕微鏡を用いた。

3. 実験結果

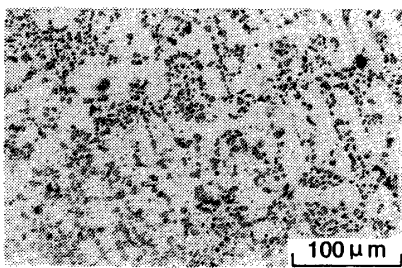
3.1 疲労実験結果 2種類の材料AC8A-T6およびAC4C-T6を用いて行った室温・大気中の回転曲げ疲労試験より得られたS-N曲線を図3に示す。図中には川籠石らによって報告されているAC4CH-T6(溶湯鍛造材)の実験結果⁽⁹⁾を、また、展伸用アルミニウム合金7N01-T6、6061-T6および5052-Fの結果⁽¹³⁾を比較のため併記した。図より、AC8A-T6材の疲労強度のほうがAC4C-T6材に比較して高く、10⁷回疲労強度は前者が137 MPa、後者が120 MPaである。

表1 供試材の化学組成

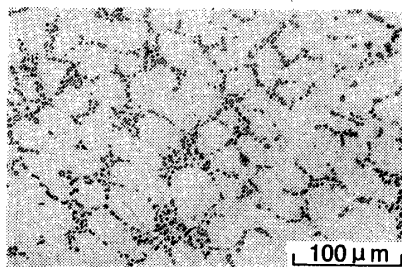
Material	(wt%)									
	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Cr	Ti	Al
AC8A	1.1	12.0	1.1	0.037	0.22	0.02	1.3	0.014	0.13	Bal.
AC4C	0.02	7.4	0.34	0.02	0.08	0.002	-	-	0.17	Bal.

表2 供試材の機械的性質

Material	0.2% Proof stress σ _{0.2} (MPa)	Tensile strength σ _b (MPa)	Elongation δ (%)	Hardness Hv	
				Eutectic Si part	Al part
AC8A-T6	277	330	0.82	178	131
AC4C-T6	241	305	14.7	131	119



(a) AC8A-T6



(b) AC4C-T6

図1 試験片材料の微視組織

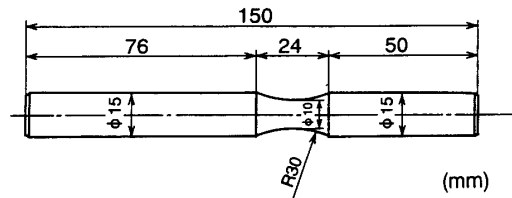


図2 試験片の形状および寸法

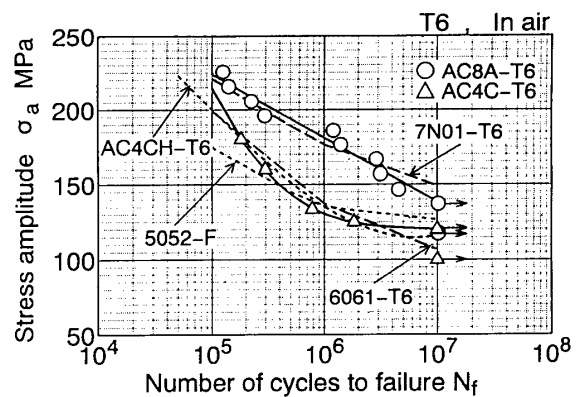


図3 室温・大気中の回転曲げ疲労試験より得られたS-N曲線

本研究に用いたAC4C-T6材の疲労寿命はAC4CH-T6材とほぼ同様の挙動を示し、また展伸用アルミニウム合金6061-T6や5052-Fと同程度の疲労強度特性を示す。さらに、AC8A-T6材は7N01-T6と同程度であり、いずれの鋳造材も良好な疲労強度特性を有することがわかる。

図4は応力振幅 σ_a を引張強さ σ_B で正規化した強

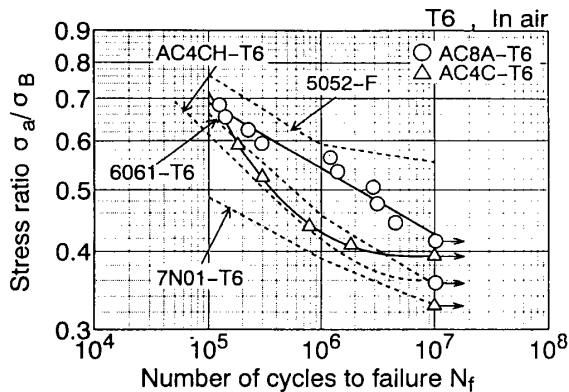


図4 強度比 σ_a/σ_B と破断寿命 N_f の関係

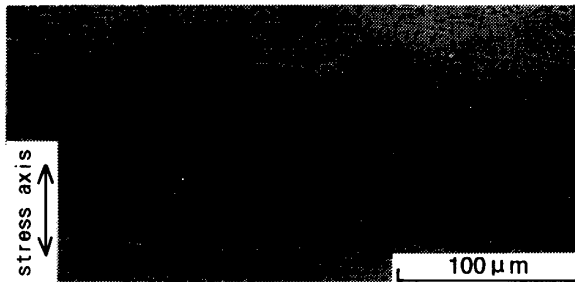


図5 微小き裂の進展挙動(AC8A-T6, $\sigma_a=200$ MPa)



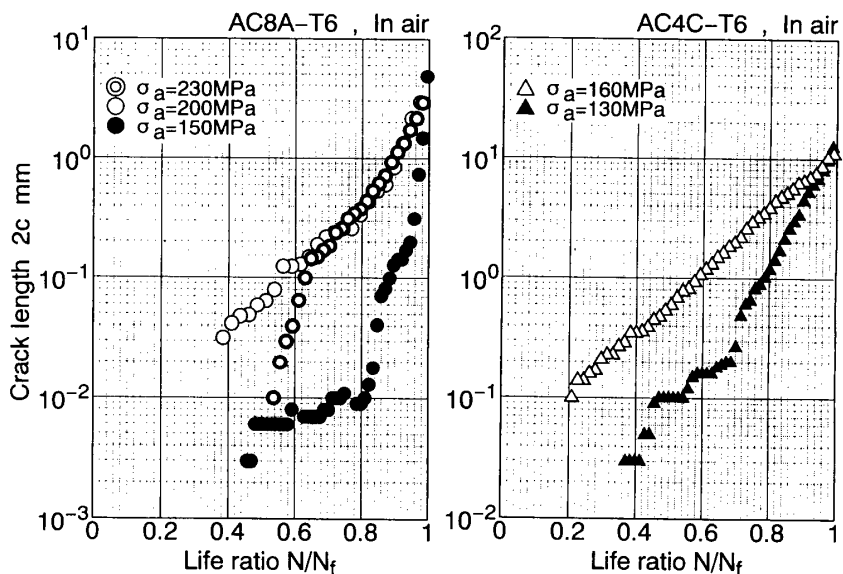
図6 き裂発生点近傍の観察結果(AC8A-T6, $\sigma_a=200$ MPa)

度比 σ_a/σ_B で実験結果を再整理した結果である。両材料の時間強度 10^7 回における σ_a/σ_B はほぼ等しく0.39~0.42であり、展伸用アルミニウム合金と比較しても本供試材は良好な強度比を示すことがわかる。なお、AC8A-T6とAC4C-T6の両材料を全寿命領域で強度比を用いて統一的に整理できない。

3・2 き裂発生挙動 図5に中断試験のレプリカより得たAC8A-T6材の微小き裂の観察結果を示す。また、図6は同様にき裂発生点近傍の拡大写真である。これらの写真より明らかなように、き裂は共晶Si粒子を起点として発生し、共晶Si粒子と母相の界面をぬって進展していることがわかる。このような様相はAC4C-T6材についても同様であり、試験片表面を観察する限りでは鋳造欠陥は認められなかった。

3・3 き裂進展挙動 両材のき裂長さの対数 $\log(2c)$ と相対繰返し数 N/N_f の関係を図7に示す。き裂は $N/N_f=0.4$ 付近で発生しているが、AC4C-T6材の場合0.2程度で発生する場合もあり、発生寿命にばらつきが見られた。

図8はき裂進展速度と応力拡大係数幅 ΔK の関係を示したものである。なお、 ΔK の算出はRaju-Newmanの式⁽¹⁴⁾より求めた。その際必要なき裂のアスペクト比 $a/2c$ (a はき裂の最大深さ)は別に実施した応力変動法によるビーチマークの測定から求めた。図9に $a/2c$ と $2c$ の関係を示す。 $2c=0.4$ mm以上で $a/2c$ は0.23一定値となる。図8中にはCT試験片を用いて別に実施した貫通巨視き裂のき裂進展速度と ΔK および有効応力拡大係数 ΔK_{eff} の関係⁽¹¹⁾⁽¹²⁾を併記した。



(a) AC8A-T6

(b) AC4C-T6

図7 き裂長さの対数 $\log(2c)$ と相対繰返し数 N/N_f の関係

本供試材の表面き裂の進展速度は低 ΔK 領域で変動が大きく、応力振幅依存性が認められ、また巨視き裂の ΔK_{th} 以下でも進展している。さらに表面き裂の進展速度が低進展速度域で巨視き裂の ΔK_{eff} による整理と一致することは微小き裂がき裂閉口を生じていないことを意味している。

き裂進展速度に応力振幅依存性が認められたこと、および本実験の $\sigma_a/\sigma_{0.2}$ が 0.5 以上であって小規模降伏条件を満足していないことから、西谷らによって提案されている微小き裂進展則⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾によって整理した。

図 10 に両材のき裂進展速度 $d(2c)/dN$ と σ_a/σ_B の関係を示す。各き裂長さに対して良好な直線関係が

認められ、AC8A-T6 および AC4C-T6 は 1 本の直線で示され、そのこう配は 4.8 である。図 11 は $d(2c)/dN$ と $(\sigma_a/\sigma_B)^{4.8} \cdot 2c$ の関係を示したものである。両材料とも両対数関係はほぼ傾き 1 の 1 本の直線で近似でき、次式で表示できる。

$$\frac{d(2c)}{dN} = 3.11 \times 10^{-4} \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_B} \right)^{4.8} \cdot (2c) \dots\dots\dots (1)$$

これらの結果より、本研究で用いた 2 種類の鋳造アルミニウム合金の微小き裂進展速度が (σ_a/σ_B) によって一義的に表示できることは興味深い。なお、同様な表示法によって各種炭素鋼について検討し、材質の影響が評価できることが西谷、後藤らによって報告されている⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。上式における指数は 4.8 を得たが、川籠石ら⁽⁹⁾の AC4CH 材の T6 処理ではほぼ 6、T4 処理および鋳放し材で 8 となることが報告されており、本実験結果はこれらに比較してやや低い値となりき裂進展抵抗が高い。

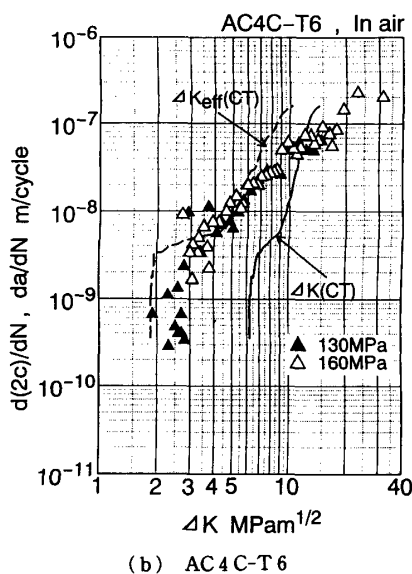
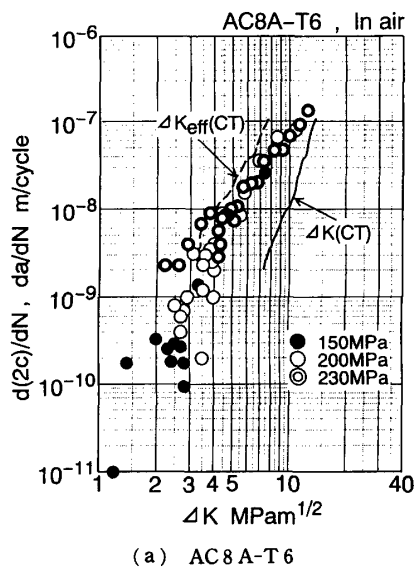


図 8 き裂進展速度 $d(2c)/dN$ と応力拡大係数幅 ΔK の関係

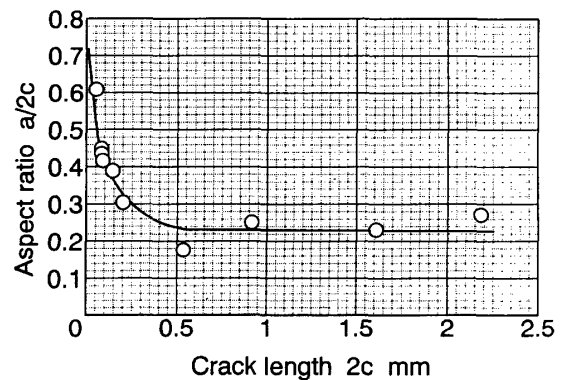


図 9 き裂の形状比 $a/2c$ と表面き裂長さ $2c$ の関係

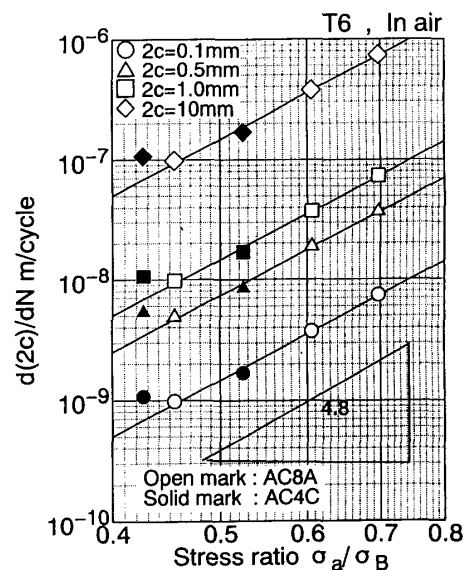


図 10 き裂進展速度 $d(2c)/dN$ と σ_a/σ_B の関係

3.4 破面観察 走査形電子顕微鏡による AC8A-T6 材および AC4C-T6 材の疲労破面観察結果の例を図 12 に示す。(a) 図に示す AC8A-T6 の場合、き裂発生点近傍には欠陥は認められずすべり面分離によるき裂進展の様子が観察される。一方、(b) 図の AC4C-T6 の場合、試験片表面下部に欠陥が観察された。その欠陥は砂型鋳物で認められている鑄造欠陥(600 μm 程度)⁽⁹⁾ に比較して小さく、またその様相も異なり注意深い観察でないと見落としがちである。その大きさは 28~37 μm 程度であったが、後の考察で述べるように、詳細な観察の結果、き裂発生点近傍に最大 200 μm 程度の欠陥も認められた。溶湯鍛造法による AC4CH にも微細な内部欠陥(10 μm 以下)が観察されている⁽⁹⁾ が、溶湯鍛造によって組織の微細化とともに内部欠陥の減少が生じていることが理解でき、

展伸材に劣らない疲労強度特性を示すことがうなずける。

4. 考 察

4.1 き裂発生寿命 試験片の表面観察の結果、き裂発生起点は共晶 Si 粒子周辺であることが明らかとなった。村上ら⁽¹⁹⁾ は介在物が存在する材料の疲労強度評価に介在物の面積を考慮した破壊力学パラメータを用いることによって定量的に評価できることを示し、また、池田ら⁽²⁰⁾ は Al-Si 系鋳造合金の 10⁷ 回疲労強度が危険にさらされる部分の最大不均質相の面積を考慮して推定できることを報告している。4.1 節では最大共晶 Si 粒子の寸法を求め、き裂発生寿命について考察する。

供試材の共晶 Si 粒子の大きさの測定は池田らの方法に従った。検査部分が重複しないように一定の基準面積 $S_0 (=1.32 \times 10^{-2} \text{ mm}^2)$ を有する視野中の Si 粒子の最大面積 $area_{max}$ をパーソナル画像処理装置により測定した。図 13 に AC8A-T6 および AC4C-T6 の共晶 Si 粒子の最大面積の平方根 $\sqrt{area_{max}}$ の累積頻度分布 $F(x)$ を極値確率紙上にプロットした結果を示す。多少のばらつきは見られるがほぼ直線で表され、 $\sqrt{area_{max}}$ の分布は極値統計に従うと考えられる。試験片の危険にさらされる部分は最大応力振幅の 90% の部分として再現期間 $T(x) [=1/(1-F(x))]$ ⁽²¹⁾ を求め、最大共晶 Si 粒子の大きさを推定した結果、AC8A-T6 で 17.8 μm、AC4C-T6 で 12.9 μm を得た。したがって、Si 粒子の大きさは AC4C 材のほうが AC8A 材よりも小さいことがわかる。また、従来法で鑄造

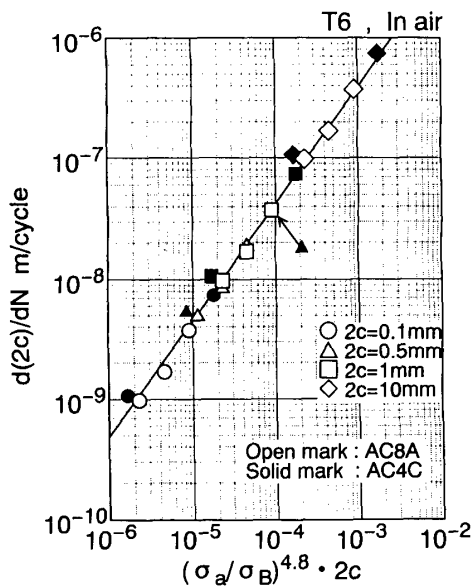


図 11 $d(2c)/dN - (\sigma_a/\sigma_B)^{4.8} \cdot 2c$ 線図

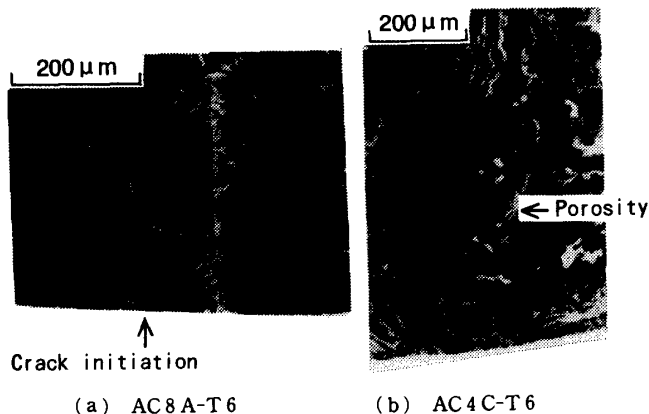


図 12 疲労破面の走査形電子顕微鏡観察結果

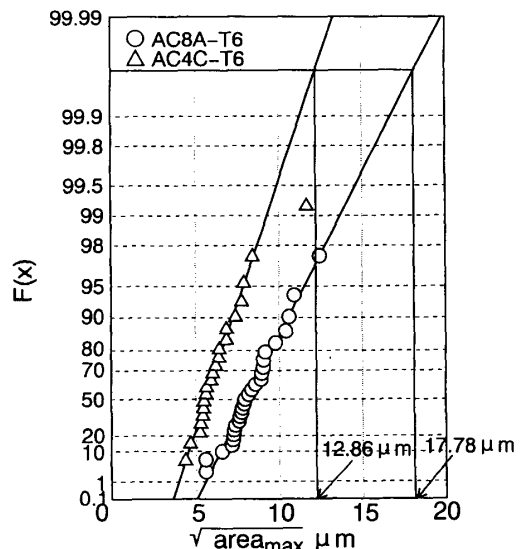


図 13 最大 Si 粒子寸法 $\sqrt{area_{max}}$ の累積頻度分布

された試料の池田らの結果⁽²⁰⁾と比較して、その大きさはほぼ1/10程度となり溶湯鍛造法によって組織が微細化されていることがわかる。

最大Si粒子寸法を考慮した破壊力学パラメータ $K_{I\max}$ とき裂発生繰返し数 N_i の関係を図14に示す。なお、 $K_{I\max}$ の算出は村上ら⁽¹⁹⁾に習い介在物が表面に存在するとした次式による。

$$K_{I\max} = 0.65 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}_{\max}}} \dots\dots\dots (2)$$

図よりAC4C-T6(▲印)がAC8A-T6(○印)に比較して低寿命側に位置しており、最大Si粒子寸法によって両者を統一的に評価できない。この原因としてSi粒子よりも大きな材料内部の欠陥がき裂発生の起点となっていることが考えられ、3・4節に述べたように試験片破面の詳細な観察を行った。その結果AC4C-T6材のき裂発生点近傍の内部に60~190 μm程度の欠陥が観察された。

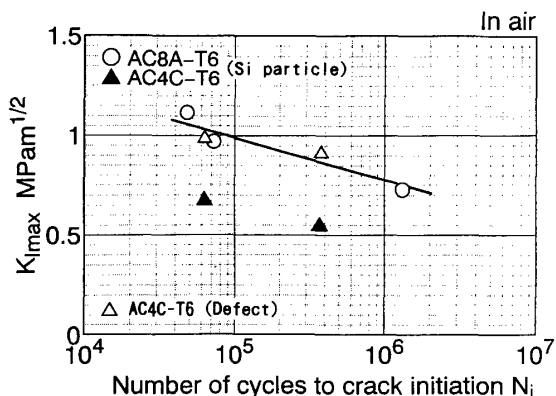


図14 最大応力拡大係数 $K_{I\max}$ とき裂発生寿命 N_i の関係

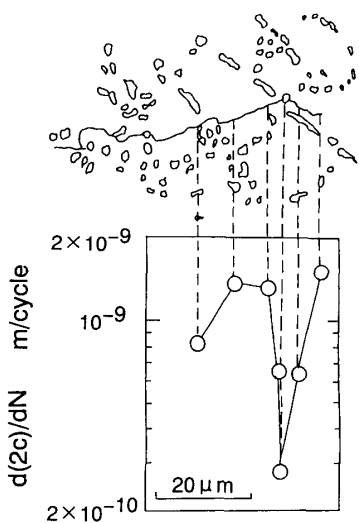


図15 き裂進展速度の変動に及ぼす組織の影響 (AC8A-T6)

内部欠陥からき裂が発生すると考えて、この欠陥の大きさから $K_{I\max}$ を算出し N_i との関係求めた。なお、 $K_{I\max}$ は欠陥が試料内部に存在するとした次式より求めた⁽¹⁹⁾。

$$K_{I\max} = 0.50 \sigma_a \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}_{\max}}} \dots\dots\dots (3)$$

図14に結果を併せて示す。内部欠陥を考慮したAC4C-T6(△印)の結果は共晶Si粒子を欠陥と考えたAC8A-T6(○印)のそれと一致し、き裂発生寿命を統一的に説明できることがわかる。

4・2 き裂進展速度の変動 き裂進展速度は低 ΔK 領域で加速・減速の変動が大きく、高 ΔK 領域では単調に増加することを3・3節で指摘した。この変動は母材に網目状に分布する共晶Si粒子の影響であることは容易に推察できる。図15はき裂進展速度の組織依存性を検討した結果である。母材部(dendrite 内部)を伝ばす場合に比較して共晶Si粒子近傍においてき裂進展速度は減速していることがわかる。

著者らはこれまでに貫通巨視き裂の進展経路の組織依存性を定量的に評価するために組織割合 S_r を導入した⁽¹¹⁾。 S_r はき裂進展長さに占める共晶Si粒子部を進展する割合として定義されるものである。図16はAC8A-T6の表面き裂について S_r を求め、き裂長さとの関係を示したものである。図中にはき裂進展速度も併記した。き裂が組織とは無関係に直線的に進展するとした場合の S_r は本供試材では $S_{r0} = 47\%$ となる。図より、き裂長さの短い領域(ほぼ1mm以下)で

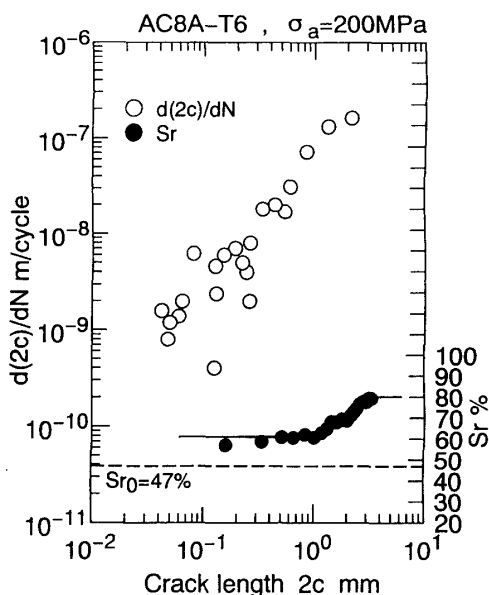


図16 き裂進展速度の変動に及ぼすき裂進展経路の影響(AC8A-T6)

S_r 値は低く一定値を示し、き裂は直線的に進展する傾向を示す。この領域でき裂進展速度の変動が大きく析出物(Si粒子)に遭遇したとき減速を生ずる。一方、き裂長さが大きくなると S_r は増加して共晶Si粒子部分を通りやすくなり、進展速度の変動も小さくなる。これはき裂長の増加に伴い応力拡大係数が大きくなり、共晶Si粒子と母材の界面がはく離しやすくなった結果である。

4.3 疲労寿命推定 疲労寿命 N_f はき裂発生寿命 N_i とき裂進展寿命 N_p の和で与えられる。これまでに述べてきたように、 N_i は最大共晶Si粒子または内部欠陥の大きさを考慮した最大応力拡大係数 $K_{I_{max}}$ によって推定でき、図14の結果より式(4)で定量的に与えられる。また、 N_p は式(1)の微小き裂進展則を積分した式(5)より推定可能である。

$$\ln N_i = 22.0 - 10.5 K_{I_{max}} \quad \dots\dots\dots (4)$$

$$N_p = \frac{1}{C_1 (\sigma_a / \sigma_B)^n} \ln \left(\frac{c_2}{c_1} \right) \quad \dots\dots\dots (5)$$

ただし、 $C_1 = 3.11 \times 10^{-4}$ 、 $n = 4.8$ であり、 $2c_1$ 、 $2c_2$ は初期および最終き裂長さである。4.3節では上述の方法で疲労寿命推定を行い、これらの妥当性を検討する。

図17に寿命推定結果を実験結果と併せて示す。なお、式(5)の計算に際して $2c_1$ はAC8A-T6の場合最大Si粒子直径を、AC4C-T6では内部欠陥の直径とした。また、 $2c_2$ は試験片半径として5mmを用いた。図より、AC8A-T6の場合には推定結果と実験結果はよい対応を示していることがわかる。AC4C-T6では試験片ごとに内部欠陥寸法が異なるため、実験で観察された62.3~183.6 μm の大きさのバンド幅として示したが実験結果とよく一致している。したがって、材料内部に存在する欠陥を適切に推定できれば鋳造材の疲労寿命推定を正確に実施可能である。なお、AC4C-T6には内部欠陥が存在して、そこを起点としてき裂が発生するが、AC8A-T6のように内部欠陥が存在せず共晶Si粒子を起点としてき裂が発生すると考えて寿命推定を行うと図中の破線で示す結果が得られる。この結果はAC8A-T6の疲労強度よりも高強度となり、また静的強度特性の傾向と対応しない。江頭らはAC4C-T6の疲労寿命はAC8A-T6のそれよりも大きいという実験結果を得ていること⁽⁶⁾から、本研究においても内部欠陥がない場合には推定結果と同様な疲労寿命が期待できる。したがって、Al-Si系鋳造合金の疲労強度特性はSi含有量の多少よりも共晶Si粒子の大きさによって影響され、疲労強度の向上には静的強度の増加によるよりも、共晶Si粒子の微細化が重要であると考えられる。

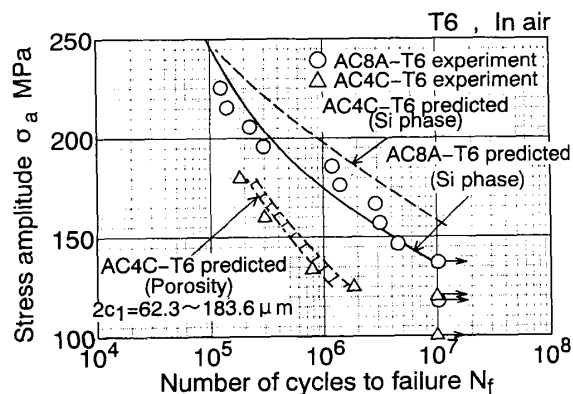


図17 疲労寿命推定結果

5. 結 言

けい素含有量の異なる2種類の溶湯鍛造アルミニウム合金AC8A-T6およびAC4C-T6の大気中疲労試験を行い、疲労強度特性および微小き裂進展挙動について検討した。本研究より得られた結論は以下のとおりである。

(1) 溶湯鍛造アルミニウム合金の微視的組織は従来の鋳造法によるものに比較して微細であり、また鋳造欠陥の大きさも小さい。これらを反映して本供試材の疲労強度は展伸用アルミニウム合金に劣らない特性を示す。 10^7 回疲労強度はAC8A-T6で137MPa、AC4C-T6で120MPaであり、強度比 σ_a / σ_B は0.39~0.42であった。

(2) 疲労き裂は試料表面において共晶Si粒子を起点として発生するが、AC4C-T6材では試料内部の鋳造欠陥を起点とするものが認められた。両材のき裂発生寿命は共晶Si粒子または内部欠陥の面積を基に破壊力学的パラメータ $K_{I_{max}}$ を用いて統一的に求められる。

(3) 両材のき裂進展則は次式が成立し、 (σ_a / σ_B) によって統一的に表示できる。

$$\frac{d(2c)}{dN} = 3.11 \times 10^{-4} \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_B} \right)^{4.8} \cdot (2c)$$

(4) き裂長の短い領域においてき裂進展速度の変動が大きい。これは網目状の共晶Si粒子に達したときのき裂進展の減速に起因する。き裂長の増加に伴い、き裂は共晶Si粒子近傍を優先的に進展しやすくなり進展速度の変動が小さくなる。

(5) 両材の疲労寿命は(2)および(3)で述べたき裂発生寿命およびき裂進展則の積分より得られるき裂進展寿命の両者を用いて推定可能である。

終わりに、本研究の遂行並びに討論に多大のご協力、ご援助をいただいた富山住友電工(株)会長・松村 昭

氏および取締役製造部長・山内一壽氏に深甚なる謝意を表す。また、実験に協力を得た富山大学工学部技官・友坂敏信氏、卒業研究の一環として協力を得た当時富山大学学生・深町淳史、中野勝一の両君に謝意を表す。

文 献

- (1) 藤井・ほか3名, 鋳物, 56-7 (1984), 387.
- (2) 石丸・ほか2名, 軽金属, 31-11 (1981), 712.
- (3) 鈴木・ほか3名, 機論, 51-486, A (1985), 1977.
- (4) 小林・ほか2名, 軽金属, 37-12 (1987), 824.
- (5) 長谷川・ほか2名, 軽金属, 41-5 (1991), 311.
- (6) 安達・ほか4名, 軽金属, 39-7 (1989), 487.
- (7) 安達・ほか5名, 軽金属, 39-7 (1989), 494.
- (8) 江頭・ほか3名, 軽金属, 39-12 (1989), 886.
- (9) 皮籠石・ほか2名, 機論, 55-516, A (1989), 1733.
- (10) 皮籠石・ほか2名, 機論, 56-521, A (1990), 10.
- (11) 塩沢・ほか5名, 機論, 57-538, A (1991), 1279.
- (12) 塩沢・ほか5名, 機論, 58-547, A (1992), 341.
- (13) 軽金属材料試験研究委員会編, 構造用アルミニウム合金の疲労データシート, (1979), 軽金属協会.
- (14) Raju, I. S. and Newmann, J. C., *J. Eng. Fract. Mech.*, 11 (1967), 777.
- (15) Nishitani, H., *Mechanics of Fatigue*, AMD-47 (1981), 151, ASME.
- (16) Nishitani, H., ほか2名, *Eng. Fract. Mech.*, 41-4 (1992), 499.
- (17) 西谷・ほか2名, 機論, 53-496, A (1987), 2238.
- (18) 後藤・ほか3名, 機論, 56-524, A (1990), 1011.
- (19) 村上・ほか2名, 機論, 54-500, A (1989), 688.
- (20) 池田・ほか2名, 機論, 57-538, A (1991), 1320.
- (21) Gumbel, E. J. (河田・ほか2名監訳), 極値統計学, (1978), 24, 生産技術センター新社.