研究論文

AC4CH アルミニウム合金鑄造材の疲労き裂伝播
に及ぼす破面粗さ誘起き裂クロージャーの効果熊井 真次*・関川 明功**・胡 健群***
肥後 矢吉*・布村 成具****Effects of roughness-induced crack closure on fatigue
crack growth in AC4CH cast aluminum alloysShinji KUMAI*, Akinori SEKIKAWA**, Jianqun HU***
Yakichi HIGO* and Shigetomo NUNOMURA****

The role of extrinsic mechanism which improves fatigue crack resistance of the cast alloy has been examined. A constant load amplitude fatigue crack growth test and a crack closure measurement have been performed using AC4CH cast aluminum alloys. The $da/dN-\Delta K$ relation and the crack closure levels were compared between the cast alloys and squeeze cast or powder-metallurgy processed 6061 aluminum alloys. Improved fatigue crack growth resistance at the low ΔK range was shown for the cast alloy in comparison with the powder-metallurgy alloy with finer microstructure, when evaluated by the $da/dN-\Delta K$ relation. While, the difference was diminished by evaluation based on the $da/dN-\Delta K_{eff}$ relation. This indicates that the roughness-induced crack closure effect is large in the cast alloys to improve the crack growth resistance in the low ΔK region. This extrinsic mechanism is considered to be originated from the deflected fatigue crack growth path and the resultant rough fatigue fracture surface, which are attributed to the dendritic solidification structure and the eutectic Si particle distribution in the cast alloy.

Keywords: fatigue crack growth, cast aluminum alloy, solidification structure, crack deflection, crack closure

(Received August 5, 1994)

1. 緒 言

一般に材料の疲労き裂伝播特性は、破壊力学的試験片を用い、一定荷重振幅疲労き裂伝播試験によって得られる疲労き裂伝播曲線 ($da/dN-\Delta K$ 曲線) で評価される。ところが試験によって得られる $da/dN-\Delta K$ 曲線の形状は、材料自身の剛性や繰返しの降伏応力、靱性等に依存する内的 (intrinsic) なき裂伝播抵抗のみによって決定されるのではなく、これに主としてき裂の形状や負荷条件に依存する外的 (extrinsic) なき裂伝播抵抗と呼ばれる要素が加わったものとなっている。外的なき裂伝播抵抗の代表的なものとしては、き裂偏向やき裂クロージャーが挙げられ、その中でも特に破面粗さ誘起クロージャ

ーが低 ΔK 域の疲労き裂伝播特性に大きな影響を及ぼすことが高強度アルミニウム合金展伸材やセラミクス粒子やウイスカー分散型複合材料において報告されている^{1)~3)}。

著者らは、前報においてアルミニウム合金鑄造材の疲労き裂伝播曲線とそれに及ぼす凝固組織の影響について系統的な研究を行い、その中でアルミニウム合金鑄造材が低 ΔK 域において比較的優れたき裂伝播特性を有し、またこれが凝固組織が粗大になるほど向上することを明らかにした⁴⁾。また鑄造材においては凹凸の多い疲労破面と複雑に偏向したき裂伝播経路が特徴的であり、これは破面粗さ誘起クロージャーによる外的なき裂伝播抵抗の向上が鑄造材の疲労き裂伝播特性に大きな影響を与え

* 東京工業大学精密工学研究所 (横浜市)。Precision and Intelligence Laboratory, Tokyo Institute of Technology, (Yokohama-shi, Kanagawa)。

** 東京工業大学工学部学生 (東京都) [現在: 東京工業大学大学院 (横浜市)]。Under-graduate student of Tokyo Institute of Technology (Meguro-ku, Tokyo) [Present: Graduate student of Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa)]。

*** 東京工業大学大学院 (東京都)。Graduate student of Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa)。

**** 東京工業大学精密工学研究所 (横浜市) [現在: 新潟工科大学 (柏崎市)]。Precision and Intelligence Laboratory, Tokyo Institute of Technology (Yokohama-shi, Kanagawa) [Present: Niigata Institute of Technology (Kashiwazaki-shi, Niigata)]。

ていることを示唆している。

本研究では、この点に焦点を絞り、AC4CH 合金鋳造材の一定荷重振幅疲労き裂伝播試験ならびにき裂クロージャーの測定を行い、得られた結果を従来小林らによって報告されている6061合金鋳造材ならびに粉末冶金材の疲労き裂伝播特性^{5),6)}と比較することによって、き裂偏向ならびに破面粗さ誘起クロージャーがアルミニウム合金鋳造材の疲労き裂伝播特性に及ぼす効果について詳細な検討を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材には、鋳造用アルミニウム合金であるAC4CH 合金を使用した。合金組成は、7.27%Si, 0.10%Fe, 0.32%Mg, 0.03%Cu, 0.01%Zn, 0.16%Ti (以上 mass%) および90 ppmSr である。合金素材は溶解後、凝固組織の大きさを変化させるために、高圧鋳造、砂型鋳造の2種類の鋳造方法を用いて成型した。以下、これらをそれぞれ高圧鋳造材、砂型材と呼ぶ。凝固組織は共晶 Si 相が初晶 α -Al デンドライトを縁どるように分布した組織であり、凝固組織の細かさを表すパラメータであるデンドライトアーム間隔は高圧鋳造材で30 μm 、砂型材で90 μm であった。鋳造材の製造方法、凝固組織の詳細に関しては、前報⁷⁾を参照されたい。

2.2 試験片ならびに熱処理

鋳塊より幅が $W=30\text{ mm}$ 、厚さが $B=8.5\text{ mm}$ の CT 試験片を採取し、疲労き裂伝播試験に供した。試験片は520°Cで、8 h 溶体化後、室温の水に焼入れ、室温に24 h 放置した後、本試料の最高強度時効 (PA) 処理である160°C-20 h の等温時効処理を施した⁸⁾。

2.3 疲労き裂伝播試験

2.3.1 一定荷重振幅疲労き裂伝播試験

一定荷重振幅疲労き裂伝播試験は、電気油圧式サーボ疲労試験機を用いて荷重制御、正弦波、周波数10 Hz、応力比 $R=0.1$ 、室温、大気中の条件で行った。また、低き裂伝播速度域では荷重漸減法⁹⁾を用いて試験を行った。き裂長さの測定には直流電位差法を使用した。これはき裂の進展に伴い試験片のリガメント部の断面積が減少し、これに伴い電気抵抗が増加する現象を利用するき裂長さ測定法である。Fig. 1 に直流電位差法によるき裂長さ測定系のブロック図を示す。すなわち、試験片の両端から安定度の高い直流定電流 (10 A) を流し、疲労き裂伝播試験中にき裂の両側で発生する電位差を分解能10 nV の電位差計で測定した。電位差はデジタル的に記録し、マイクロコンピュータに転送、き裂長さに変換し、繰返し数とき裂長さの関係よりセカント法によってき裂伝播速度を求めた。この際、測定系の端子や配線部

Fig. 1 Measurement system for crack length and crack closure.

Fig. 2 Load-displacement curve exhibiting occurrence of crack closure.

にわずかでも温度差があると熱起電力を生じ、き裂長さ測定に誤差を生じてしまう。そこで、この熱起電力による誤差を打ち消すため、電流の方向を定期的に反転させ、測定された電位差を平均してき裂長さに変換した。電位差とき裂長さの関係を示す校正曲線は別にアナコンベーパーを用いて作成した。

2.3.2 き裂クロージャーの測定

き裂のクロージャー挙動はクリップゲージを用いたき裂開口変位の測定およびひずみゲージを用いた背面ひずみの測定を併用して調べた (Fig. 1 参照)。一定荷重振幅疲労き裂伝播試験中、任意の ΔK で試験を一時中断し、繰返し周波数を0.1 Hz にして負荷1 サイクルにおけるき裂開口変位、背面ひずみの変化を荷重出力とともに x-y レコーダに記録した。なお中断の時間は5 min 以内であった。荷重-変位曲線あるいは荷重-ひずみ曲線は、いずれも負荷サイクルの除荷時に Fig. 2 に示すような折れ曲がり呈する。この折れ曲がりの開始点の荷重 P を P_d とし、これより換算される応力とき裂長さの測定値からき裂クロージャーレベル、 K_d を求めた。

Fig. 3 Comparison of the fatigue crack growth rate (da/dN) vs. stress intensity range (ΔK) for the squeeze cast AC4CH and 6061⁶⁾, sand cast AC4CH and powder metallurgy processed 6061 alloys⁵⁾.

2.4 組織ならびに破面観察

試料のマイクロ組織観察には光学顕微鏡を用いた。また疲労破面はSEMを用い、加速電圧25 kVで観察した。試料側面での疲労き裂伝播経路の観察には光学顕微鏡とSEMを併用した。

3. 実験結果および考察

3.1 鋳造材と粉末冶金材の疲労き裂伝播特性 (da/dN - ΔK 曲線) の比較

Fig. 3は、本鋳造材の疲労き裂伝播曲線 (da/dN - ΔK 曲線) を、小林らによって報告された6061アルミニウム合金の高圧鋳造材ならびに粉末冶金材の疲労き裂伝播曲線⁴⁾⁻⁶⁾と比較したものである。6061合金とAC4CH合金とはマトリクスが同じAl-Si-Mg系であり、かつ同程度の引張強度を有している。また粉末冶金材は鋳造材に比べ微細なマイクロ組織を有している。さて6061合金高圧鋳造材のき裂伝播速度は本鋳造材とほぼ同じであり、低 ΔK 域での伝播速度は、AC4CH合金の砂型材と高圧鋳造材の中間に位置している。また同じ6061合金であっても粉末冶金材は鋳造材に比べ伝播速度が大きく、特に下限界近傍の低 ΔK 域での両者の差は明白である。 ΔK_{th} 値は鋳造材が6~7 MPa $\sqrt{m}$ であるのに対し、粉末冶金材では2.5 MPa $\sqrt{m}$ とかなり小さい。

前報⁷⁾で示したように、低 ΔK 域における鋳造材の疲労破面はすべり面ステップよりなる起伏の激しい破面であり、また試料側面で疲労き裂伝播経路を観察すると、デンドライトセル内ではき裂は1~数 μm オーダーのジグザグした形状を有し、更にデンドライトセル境界での共晶Si相に沿った伝播経路と相まって著しい偏向を呈する。これに対し、結晶粒サイズの細かい粉末冶金材では一般に疲労き裂は荷重軸に垂直に直線的に伝播し、この結果、平坦な疲労破面となる。このようなき裂伝播経

Fig. 4 (a) Fatigue crack deflection and the corresponding stress intensity factors at the crack tip and (b) Idealized segment of the deflected crack with periodic tilts.

路の差、言い換えれば破面粗さの差は、き裂偏向ならびに破面粗さ誘起き裂クロージャー効果による疲労き裂先端での ΔK の低減、いわゆるき裂先端シールドングによるき裂伝播駆動力の低減の効果¹⁰⁾をもたらし、これがFig. 2における鋳造材と粉末冶金材の疲労き裂伝播特性の差の原因となっていると考えられる。そこで、以下、き裂偏向と破面粗さ誘起クロージャーの効果について検討を行った。

3.2 疲労き裂伝播に及ぼすき裂偏向の効果

Fig. 4(a)のようにき裂が荷重軸に垂直な方向から斜めに伝播することをき裂偏向と呼ぶが、一般に偏向したき裂先端の応力拡大係数とノミナルなモードIの応力拡大係数 K_I の関係は次式で表される¹¹⁾。

$$k_1 = a_1(\theta) K_I \quad (5-a)$$

$$k_2 = a_2(\theta) K_I \quad (5-b)$$

$$k_{eff} = (k_1^2 + k_2^2)^{1/2} \quad (5-c)$$

ここで、

k_1, k_2 : 偏向したき裂先端のモードI、モードII各応力拡大係数

k_{eff} : 偏向したき裂先端の有効応力拡大係数

K_I : 真直ぐなき裂のノミナルなモードIの応力拡大係数

θ : き裂偏向の角度

$a_i(\theta)$: 偏向のき裂の角度の関数

偏向したき裂は、その先端の有効応力拡大係数がノミナルなモードI応力拡大係数より小さくなり、したがって、その伝播速度は真直ぐに伝播するき裂より小さくなる。

Fig. 4(b)はSureshにより提案されたき裂偏向によるき裂先端の有効応力拡大係数の減少を見積もるための幾何学的モデルを示したものである。ここで、偏向き裂の方向とまっすぐなき裂の方向の間の角度を θ 、偏向き裂

Fig. 5 Schematic illustration of mechanism of roughness-induced crack closure.

(a) Straight crack : No closure, (b) Deflected crack and mode II displacement: Closure.

の長さとなすすぐなき裂の長さをそれぞれ D , S で表す。すると図のように偏向した部分を含むき裂の平均応力拡大係数幅 $\Delta K_{I(def)}$ とノミナルなモード I の応力拡大係数幅 ΔK_I の関係は、次式で表される。

$$\Delta K_{I(def)} = \{D \cos^2(\theta/2) + S\} \Delta K_I / (D + S) \quad (6)$$

これは、き裂の偏向角 θ が大きいほど、あるいは偏向方向のき裂長さが長いほど、き裂伝播の駆動力は小さくなることを示している。

鑄造材に見られるき裂偏向を、このモデルに当てはめるのはかなり困難であるが、非常に大まかな近似を行ってみる。デンドライトセル内の結晶学的き裂伝播とデンドライトセル境界の共晶 Si 相に沿ったき裂伝播を総合して、仮に θ を約 45° とすると、もしき裂が完全に山型でジグザグする場合 ($S=0$) には $\Delta K_{I(def)} = 0.85 \Delta K_I$ となり、直線性のよい疲労き裂が荷重軸に垂直に伝播する場合に比べ約 15% のき裂伝播駆動力の低減が見積もられる。また $D=S$ の場合には、約 8% の低減となる。しかし粉末冶金材と鑄造材のき裂伝播速度の差は、このき裂偏向の効果により生じると考えられる差よりも大きく、また特に下限界近傍の大きな差を説明するためには以下に述べるような破面粗さ誘起き裂クロージャー効果に関する検討が必要である。

3.3 疲労き裂伝播速度に及ぼす破面粗さ誘起き裂クロージャーの効果

破面粗さ誘起き裂クロージャーとは、Fig. 5 に示すように破面、すなわち裂面に凹凸があり、モード II の変位成分の作用がある場合に、除荷時にき裂面が K_{min} 以上で接触し、その結果 K_{min} 以上の K レベルでき裂が閉口する現象である。これは破面粗さの寸法がき裂先端の開口変位よりも相対的に大きな場合や応力比の小さな試験条件における低 ΔK 域でのき裂伝播において特に問題となる。

Fig. 6 は、AC4CH 合金砂型材についてデンドライトセル内を伝播するき裂面同士の接触を示したもので、接触箇所を矢印で示している。さてこのような破面間の接触が起こる際の K 、すなわち K_{cl} は、き裂を含む弾性体のコンプライアンスの変化として Fig. 2 に示した方法により実験的に求められる。Fig. 7 は、本鑄造材のクロージャーレベルの測定結果を 6061 合金高圧鑄造材ならびに粉末冶金材のクロージャーレベルの測定結果^{5),6)}と比較して示したものである。応力比はいずれも $R=0.1$ である。図は横軸に ΔK 、縦軸にき裂クロージャーレベルを K_{cl}/K_{max} で表している。このように高圧鑄造材、砂型材を問わず鑄造材のクロージャーレベルは微細なマイクロ組織をもつ粉末冶金材に比べ非常に高く、下限界近傍では K_{cl}/K_{max} は 0.9 程度に達している。

このようなき裂クロージャーが生じる場合には、き裂伝播速度は通常用いられるノミナルなき裂伝播の駆動力 ΔK で取扱うよりも実際にき裂先端で働いている有効応力拡大係数 ($\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{cl}$) で取扱った方が適当である。そこでクロージャーの測定結果に基づき、有効応力拡大係数 ΔK_{eff} を算出し、これにより破面粗さ誘起クロージャーの影響を排除した条件での鑄造材、粉末冶金材の疲労き裂伝播速度を整理した。

Fig. 8 は、AC4CH 合金の高圧鑄造材、砂型材、6061 合金鑄造材、粉末冶金材の $da/dN - \Delta K_{eff}$ 曲線である。このように破面粗さ誘起クロージャーの影響を取り除いた条件では、鑄造材、粉末冶金材の疲労き裂伝播速度は互いに重なり、ほとんど差が見られない。これは鑄造材

Fig. 6 Closing of the crack in an AC4CH cast alloy showing the mismatch and contact between the fracture surface asperities. Arrows indicate contact points (SEM).

Fig. 7 Comparison of the fatigue crack closure levels (K_{cl}/K_{max}) of the squeeze cast AC4CH and 6061⁶⁾, sand cast AC4CH and powder metallurgy processed 6061 alloys⁵⁾.

Fig. 8 Comparison of the fatigue crack growth rate (da/dN) vs. effective stress intensity factor range (ΔK_{eff}) for the squeeze cast AC4CH and 6061⁶⁾, sand cast AC4CH and powder metallurgy processed 6061 alloys⁵⁾.

の疲労き裂伝播特性が、破面粗さ誘起き裂クロージャーのような疲労き裂先端のシールディング機構、すなわち外的なき裂伝播抵抗向上効果に依存していることを示している。

鋳造材特有のデンドライト凝固組織と共晶Si相の分散組織はき裂偏向を引き起こし、上述の外的なき裂伝播抵抗向上効果を有効に働かせる要因となっている。これが鋳造材の方が、ミクロ組織が微細でき裂が直線的に伝播する粉末冶金材に比べ、特に低 ΔK において高いき裂伝播抵抗を示す理由であると考えられる。

4. 結 言

本論文では、アルミニウム合金鋳造材の疲労き裂伝播試験を行い、粉末冶金材との比較を行うことにより、鋳造材の疲労き裂伝播特性を支配している外的なき裂伝播抵抗向上効果について検討を行った。

鋳造材と粉末冶金材の $da/dN-\Delta K$ 曲線を比較すると、ミクロ組織の細かい粉末冶金材に比べ、鋳造材は低 ΔK 域でのき裂伝播抵抗が優れている。これに対し、両者の疲労き裂伝播速度を $da/dN-\Delta K_{eff}$ 曲線で比較する場合にはその差は見られない。このことは鋳造材では破面粗さ誘起き裂クロージャー効果が非常に大きく、これが低 ΔK 域でのき裂伝播抵抗を向上させていることを示している。このような破面粗さの原因となっているのは、鋳造材特有のデンドライト凝固組織とデンドライト間隙に

分散する共晶Si相によって引き起こされるき裂偏向である。

最後に本研究で用いた鋳造合金素材の提供ならびに鋳造にご協力頂きました(株)日立金属素材研究所ならびに高圧鋳造に関しご尽力頂きました東京工業大学工学部 神尾研究室の皆様に感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) J. K. Shang, W. Yu and R. O. Richie: Mater. Sci. and Eng. A, 102 (1988), 181.
- 2) Y. Sugiyama and S. Suresh: Met. Trans. 23A (1992), 2231.
- 3) K. T. Venkateswara Rao and R. O. Richie: Int. Mater. Reviews, 37 (1992), 153.
- 4) 熊井真次, 胡 健群, 肥後矢吉, 布村成具: 軽金属, 45 (1995), 198.
- 5) 小林俊郎, 岩城弘美, 袴田真司, 新家光雄, 戸田裕之: 日本金属学会誌, 55 (1991), 72.
- 6) 戸田裕之, 小林俊郎: 日本金属学会誌, 56 (1992), 1312.
- 7) 熊井真次, 胡 健群, 石倉 誠, 肥後矢吉, 布村成具: 軽金属, 44 (1994), 222.
- 8) S. Kumai, J. Hu, Y. Higo and S. Nunomura: Script. Met. et Mater., 27 (1992), 107.
- 9) ASTM Standard, E647-88a, (1989), 648.
- 10) S. Suresh: Fatigue of materials, Cambridge University Press, (1991), 203.
- 11) S. Suresh: Met. Trans. 14A (1983), 2375.