

腐食環境中における 6063 アルミニウム合金の疲労挙動

Fatigue Behaviour of 6063 Aluminium Alloy in Corrosive Environments

正 ○戸梶恵郎 (岐阜大工) 五島洋司 (ムトー精工)

Keiro TOKAJI, Gifu University, 1-1 Yanagido, Gifu 501-1193

Yoji GOSHIMA, Muto Seiko Co.

1. 緒 言

軽量化, 低コスト化, 省エネルギー化および環境保全等の要求から機械・構造物に対してアルミニウム (Al) 合金の使用が増加している. そのなかで, 最近 6063 合金押出し材が自動車部材として用いられるようになっており, その合金の疲労信頼性の保証が一層重要となっている. しかしこれまで, 疲労特性について詳細に検討した研究はほとんど見られなかった¹⁾. そこで著者らは, 前報で 6063 合金押出し材の基本的な疲労挙動と破壊機構について検討した²⁾.

本報はそれに引き続いて, 実用的な観点から腐食疲労強度の評価を行うとともに, 前報の結果との関連のもとに破壊機構の環境依存性を明らかにすることを目的としている. 前報と同様の 6063 合金押出し材の平滑試験片を用いて, 蒸留水中および 3%NaCl 水溶液中で回転曲げ疲労試験を行い, 腐食疲労強度を 2024 合金および 7075 合金と比較するとともに, き裂発生および微小き裂成長挙動の観察結果に基づいて破壊機構について検討した.

2. 材料および試験方法

2.1 材料および試験片

供試材はプレス熱処理により製造された, 幅 200mm, 板厚 15mm の 6063-T5 合金押出し材である. その化学成分 (wt.%) は Si: 0.44, Fe: 0.17, Cu: 0.03, Mg: 0.48, Mn: 0.03, Ti: 0.01, Al: Bal.であり, 平均結晶粒径 d は約 70 μ m である. 機械的性質は 0.2%耐力: 208MPa, 引張強さ: 237MPa, 伸び: 15%, 絞り: 74%, ビッカース硬さ HV : 90 であった.

納入材から直径 8mm, 平行部 10mm の回転曲げ平滑試験片を機械加工した. エメリー紙で平行部を研磨後, 電解研磨を施し実験に用いた.

2.2 実験方法

試験には容量 98Nm の小野式回転曲げ疲労試験機を用い, 室温大気中, 繰返し速度約 19Hz で実験を行った. 環境は蒸留水および 3%NaCl 水溶液であり, 試験片平行部直上から滴下させた.

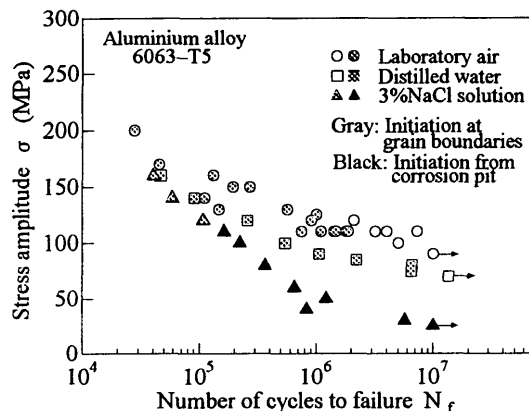
き裂発生および成長の観察にはレプリカ法を用いた. また, き裂経路および破面観察には光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた.

3. 実験結果

3.1 疲労強度

3.1.1 6063 合金 図 1 に大気中, 蒸留水中および 3% NaCl 水溶液中における 6063 合金の $S-N$ 曲線を示す. 腐食環境の厳しさにともなって疲労強度は低下し, 特に低応力・長寿命領域でその影響が大きいことがわかる. 10^7 回の疲労強度は蒸留水中では 70MPa, 3%NaCl 水溶液中では 25MPa であり, 大気中の疲労強度 (90MPa) に対してそれぞれ約 22%および 72%の低下を示す.

3.1.2 2024 合金および 7075 合金との比較 各環境中における 6063 合金の疲労強度を 2024-T4 合金 (引張強さ σ_B = 531 MPa) および 7075-T6511 合金 (σ_B = 634MPa) と比較した結果を図 2 に示す. 6063 合金の大気中の疲労強度は 2024 合

Fig. 1 $S-N$ diagram for 6063Al alloy.

金や 7075 合金と比べてかなり低い. これは本合金の低い静的強度を反映している. 同様に蒸留水中においても, 6063 合金の疲労強度はそれらの合金よりも低いが, 厳しい腐食環境である 3%NaCl 水溶液中では疲労強度の差異は小さくなり, 高応力・短寿命領域では 7075 合金とほぼ同等の疲労強度を示すことは注目される. これは 2024 合金や 7075 合金の環境による疲労強度の低下率が 6063 合金よりも大きいことによるものであり, 6063 合金の相対的に低い環境感受性を示すものである.

3.2 疲労き裂発生

図 1 に示したように, 大気中では主き裂の発生は $\sigma > 120$ MPa では結晶粒界, $\sigma < 120$ MPa では粒内となり, その結果その応力近傍で $S-N$ 曲線が上方に凸となる傾向がある. 一方蒸留水中では, 応力にかかわらず主き裂は粒界から発生した. 比較的マイルドな腐食環境ではあるが, 低応力では粒界近傍の腐食溶解により粒界割れが誘起されやすくなったと考えられる. 粒界き裂発生の一の破壊機構が作動するために, 大気中で見られたような $S-N$ 曲線の形態は認められず, 下方に凸の滑らかな $S-N$ 曲線となる. 3%NaCl 水溶液中では, 高応力では粒界, 低応力では腐食ピットから主き裂が発生した. 腐食環境が厳しくても高応力ではその影響は小さいために, 大気中や蒸留水中と同様の粒界き裂発生となったものである. 応力の低下に伴って腐食溶解, とりわけ結晶粒界近傍で顕著となり, その結果生じた腐食ピットからき裂が発生したと考えられる.

大気中および蒸留水中では $\sigma = 160$ MPa, 120 MPa, 100 MPa で, また 3%NaCl 水溶液中では $\sigma = 100$ MPa および 50 MPa でき裂成長挙動を調べた. き裂全長 $2c = 50 \mu$ m のき裂は大気中では疲労寿命の約 20%程度, 蒸留水中では 10%程度, また 3%NaCl 水溶液中では 5%程度で発生しており, 腐食環境の厳しさに伴って相対的に早くなることがわかった.

3.3 微小き裂成長挙動

蒸留水中において粒界で発生したき裂の成長経路は約 70

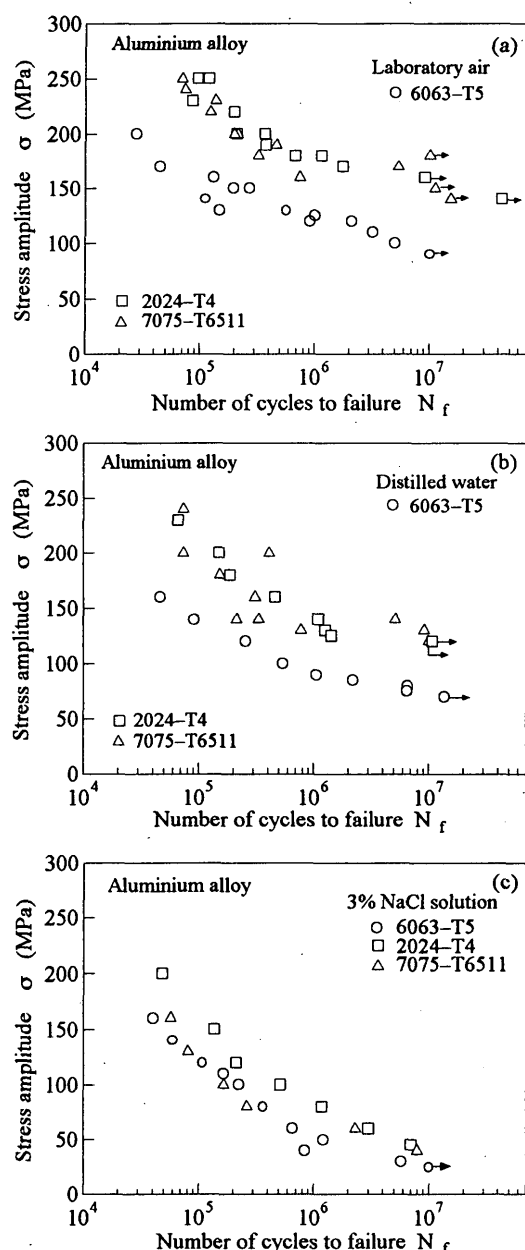


Fig.2 Comparison of fatigue strength between 6063Al alloy and other Al alloys: (a) laboratory air, (b) distilled water, (c) 3%NaCl solution.

%が粒界であり、応力に依存しなかった。また、3%NaCl 水溶液中でも高い割合で粒界を成長した。これらのことから、6063 合金では粒内よりも粒界またはその近傍が、優先的に腐食環境による影響を受けやすいことが推測される。

一例として、 $\sigma=100\text{MPa}$ で測定された、 $2c<0.5\text{mm}$ の範囲内の初期の微小き裂成長挙動を両き裂先端の表面の成長速度 da/dN とき裂長さ c の関係として図 3 に示す。微小き裂成長速度は腐食環境によって加速され、3%NaCl 水溶液中において最も速い速度を示すことがわかる。各環境中において測定された全ての微小き裂のき裂成長速度 da/dN と最大応力拡大係数 $K_{\max}$ の関係を図 4 に示す。図から明らかなように、蒸留水中や 3%NaCl 水溶液中では微小き裂成長速度は大気中よりも明らかに加速している。また 3%NaCl 水溶液中では、図 3 においても見られたように、初期のき裂の成長速度が蒸留水中よりもさらに加速している。

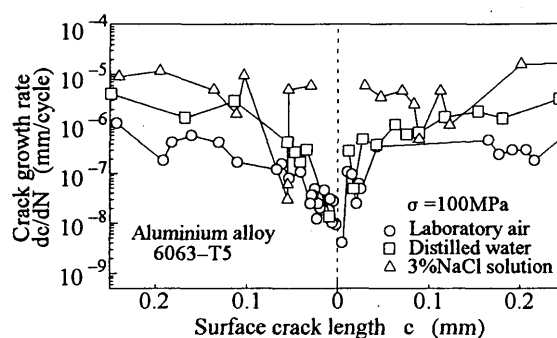


Fig.3 Early small crack growth behaviour at $\sigma=100\text{MPa}$.

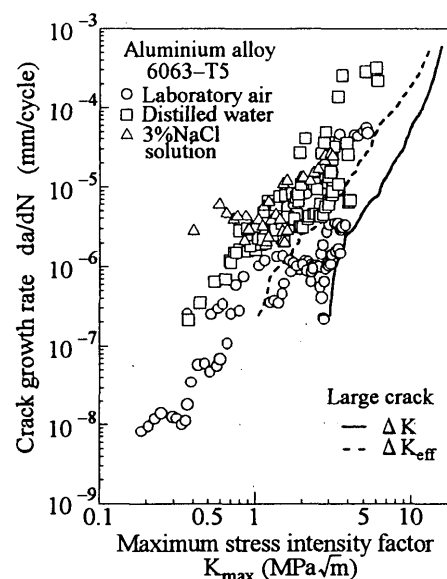


Fig.4 Relationship between crack growth rate and maximum stress intensity factor for small fatigue cracks.

3.4 SEM 破面観察

き裂発生や成長経路に対応して発生点や表面近傍には粒界ファセットが観察された。低応力では腐食溶解の痕跡も認められた。3%NaCl 水溶液中ではこれらの様相がさらに顕著となる傾向があった。

4. 考 察

実験結果で示したように、大気中でも高応力ではき裂は粒界で発生する場合が見られたが、マイルドな腐食環境である蒸留水中ではその挙動はさらに助長された。また、3% NaCl 水溶液中では主き裂は腐食ピットから発生する場合が多かったが、その後の成長経路は粒界が支配的であった。粒界近傍には PFZ (無析出帯) が存在することが考えられ、その領域の塑性変形により保護被膜が破壊され、粒界の腐食溶解が促進されて粒界でき裂が発生し、またそれに続く微小き裂成長においても粒界が優先的な経路となったものと考えられる。腐食環境の厳しさに伴って、腐食溶解に起因してき裂は相対的に早く発生し、かつその後の成長も加速され、その結果疲労強度は低下する。

5. 結 言

6063 合金の腐食疲労強度が 2024 合金や 7075 合金に比べて相対的に優れること、腐食環境の厳しさに伴ってき裂発生やその後の微小き裂成長が加速されるために、疲労強度が低下することなどを明らかにした。

(参考文献省略)