

摩擦攪拌接合した半溶融成形材継手の疲労特性

金属材料科 岩澤 秀 鈴木洋光* 磯部佑太
株式会社浅沼技研 高橋正詞 上久保佳則 杉浦泰夫

Fatigue properties of semi-solid cast joints fabricated by friction stir welding

IWASAWA Shigeru, SUZUKI Hiromitsu, ISOBE Yuta, TAKAHASHI Masashi,
KAMIKUBO Yoshinori and SUGIURA Yasuo

Keywords: Aluminum alloy, Semi-solid casting, Friction stir welding, Fatigue properties

摩擦攪拌接合した半溶融成形材継手の疲労特性を調べた。半溶融成形のまま (F) 材を接合後、室温放置した接合まま材および T5 材 (接合後 T5 処理) の 10^7 回における疲れ強さは、それぞれ 130MPa、140MPa であり、重力鋳造した AC4CH 合金の T6 材 (AC4CH-T6) に比べて高い。疲労破壊の起点は、試験片表面近傍の鋳造欠陥から発生していた。半溶融成形材は、鋳造欠陥が微小であり、共晶 Si 相も微細であることから亀裂の起点発生および進展が AC4CH-T6 に比べて抑制されたと考えられた。

キーワード：アルミニウム合金、半溶融成形法、摩擦攪拌接合、疲労強度

1 はじめに

半溶融成形法は、アルミニウム鋳造合金の機械的性質を大きく向上させる鋳造法である。我々は、半溶融成形した Al-7%Si-0.5%Mg-1%Cu 合金 (%は mass%) の摩擦攪拌接合 (FSW: Friction Stir Welding) 継手は、ダイカスト成形した ADC12 合金や重力鋳造した AC4CH 合金を用いた場合に比べて高い継手強度をもつことを明らかにした。本研究は、構造部材として重要な強度特性である疲労特性に着目している。

2 方法

疲労試験に供した試験片作製は既報¹⁾と同様とした。試験に供した継手は、接合後、室温放置した試料 (接合まま材)、接合後 T5 処理¹⁾を行った試料 (T5 材) を用意した。比較材として、T5 処理された半溶融成形材、T6 処理された AC4CH 重力鋳造材 (組成: Al-7%Si-0.4%Mg、以降 AC4CH-T6) を用意した。T5 処理は、接合まま材を 185°C×2.5h 保持後放冷、T6 処理は 540°C×6h 保持後水冷+160°C×6h 保持後放冷とした。以降、母材は接合していない状態の試料を示す。

接合まま材、T5 材の熱影響部および AC4CH-T6 の硬さ²⁾は、それぞれ 65HV、70HV および 101HV であっ

た。疲労試験片は、接合方向と直角に幅 6mm、厚さ 4.5mm、平行部長さ 40mm に加工し、表面は耐水ペーパー #400 で研磨した。疲労試験は、電気油圧式疲労試験機 EHF-UV100k1-020-1A ((株) 島津製作所製) を用い、周波数 20Hz、応力比 $R=0.1$ の条件とした。疲労破面観察には走査型電子顕微 (SEM) SU3900 ((株) 島津製作所製) を用いた。

3 結果と考察

3.1 疲労試験結果

図 1 に疲労曲線を示す。いずれも応力が低くなると破断までの繰返し数は延長する。母材の 10^7 回疲れ強さは、半溶融成形材は AC4CH-T6 の約 1.4 倍となり、半溶融成形による高強度化が達成された。半溶融成形材の継手は、母材に比べて大きく疲れ強さが低下するものの、 10^7 回における疲れ強さは T5 材で約 140MPa、接合まま材で 130MPa となった。この疲れ強さの低下は、接合による熱影響部の強度低下に起因する。いずれの継手も、AC4CH-T6 に比べて高い疲れ強さを示した。

3.2 破面組織

図 2 および図 3 に継手の疲労破面を示す。破断部分は熱影響部であった。亀裂は試験片表面の欠陥か

* 現 産業革新局 新産業集積課

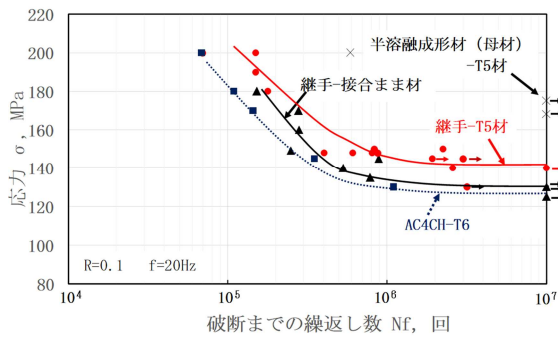
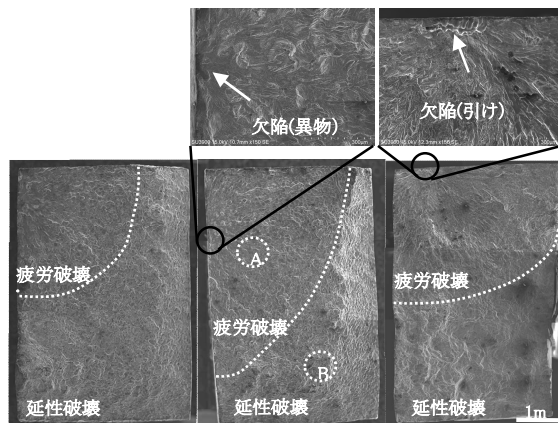


図1 疲労曲線

▲ 継手-接合まま材 ● 継手-T5材
× 半溶融成形材 (母材) -T5材 ■ AC4CH-T6



(a) σ :180MPa (b) σ :150MPa (c) σ :145MPa
Nf:178,355 Nf:2,248,069 Nf:350,374

図2 疲労破面 (全体)

(a), (b) 継手-T5材, (c) AC4CH-T6

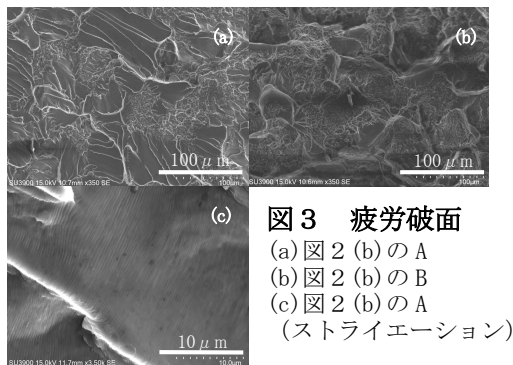


図3 疲労破面

(a) 図2 (b) の A
(b) 図2 (b) の B
(c) 図2 (b) の A
(ストライエーション)

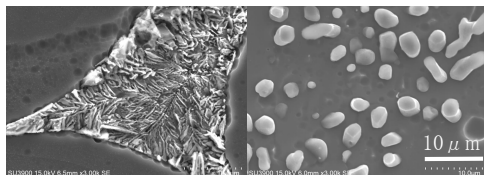


図4 共晶 Si 相の形状

左: 継手-T5材 右: AC4CH-T6-T6

ら発生していた。破面は、脆性的な破壊形態を伴う疲労破壊領域と延性破壊領域に分かれていた (図2)。疲労破壊領域は、平面的な破面を示し、初晶 α -アルミニウム (Al) 相は擬へき開破面を呈しており

(図3 (a))、ストライエーションが観察された (図3 (c))。延性破壊領域は、亀裂の進展に伴い荷重に耐えきれずに急速破壊したところで、擬へき開破面は少なく、亀裂は共晶 Si 相と α 相界面の伝播が支配的となっており、全体的に凹凸が大きい (図3 (b))。疲労破壊領域の面積は、応力が高いほど小さく (図2 (a) と (b)) になった。これは、応力が高いほど亀裂進展に伴い減少した材料断面に加わる応力も高くなり、破壊が起こりやすくなるためである。半溶融成形材では、T5 処理により疲れ強さが上昇した。これは、析出硬化により熱影響部の硬さが増加¹⁾したことで亀裂伝播に対する抵抗が強くなったためと考えられる。

半溶融成形材の継手は、AC4CH-T6 に比べて破断部近傍の硬さは低いが疲れ強さは高い。図2 (b)、(c) において、同等な応力においても半溶融成形の方が疲労破壊領域は広い。このことは、半溶融成形では、亀裂発生および伝播に長期間要するものと考えられる。

継手の熱影響部の共晶 Si 相は、AC4CH-T6 に比べて極めて微細である (図4)。疲労破壊領域において、亀裂は初晶 α -Al 相内および共晶 α 相と共晶 Si 相の界面近傍を進展していた。粗大な共晶 Si 相は、共晶間の亀裂伝播を容易にさせ、その結果亀裂の伝播速度を速めると考えられる。半溶融成形材が高い疲れ強さを示したのは、亀裂発生の起点となる欠陥が小さいことに加え、共晶 Si 相が微細であるため共晶間の亀裂伝播が抑制されたためと考えられる。

4 まとめ

- 1) 半溶融成形材では、継手の疲れ強さは母材に比べて低下した。継手の 10^7 回における疲れ強さは接合まま材で130MPa、T5材で140MPaであった。
- 2) 継手は、AC4CH-T6 に比べて高い疲れ強さを示した。これは、半溶融成形材では、微小な铸造欠陥および共晶 Si 相が微細であるため亀裂の発生および伝播が抑制されたためと考えられた。

参考文献

- 1) 岩澤秀他：摩擦攪拌接合した半溶融成形アルミニウム合金継手の引張特性。静岡県工業技術研究所研究報告，第16号，1-7(2023)。