

525 1050 および 5083 アルミニウム合金 摩擦攪拌接合継手の疲労挙動

Fatigue Behaviour of Friction Stir Welded 1050 and 5083 Aluminium Alloys

正 ○植松美彦 (岐大工) 正 戸梶恵郎 (岐大工) 大棟貴文 (アドビックス)
正 柴田英明 (岐阜県機材研) 正 戸崎康成 (岐阜県機材研)

Yoshihiko UEMATSU and Keiro TOKAJI, Gifu University, 1-1 Yanagido, Gifu 501-1193
Takafumi OHMUNE, Advics Co., Ltd.
Hideaki SHIBATA and Yasunari TOZAKI, Research Inst. for Machinery and Materials Gifu Pref.

Fully reversed axial fatigue tests have been performed in order to investigate fatigue behaviour in friction stir welded (FSW) joints of 1050 and 5083 aluminium alloys. In 5083 FSW joints, fatigue failure occurred in the parent metal away from the weld centre, leading to similar fatigue strength to the parent metal. In 1050 FSW joints, however, fatigue crack initiated near the boundary between thermo-mechanically affected zone and heat affected zone, which resulted in lower fatigue strength of the joint than the parent metal. This was attributed to the local plastic deformation due to the discontinuity of hardness at the boundary.

Key words: Fatigue, Friction stir welding, Microstructure, Crack initiation

1. 緒 言

近年、アルミニウム (Al) 合金のような低融点金属を接合する手法として、固相接合である摩擦攪拌接合 (Friction Stir Welding: FSW) が注目されている。多くの研究において、FSW が種々の Al 合金を接合可能であることが示されているが、接合継手の疲労挙動については明らかになっていない。前報⁽¹⁾では、析出硬化型の 6061 合金 FSW 継手の疲労挙動について検討した。そこで本研究では、純アルミの 1050 合金および固溶強化型の 5083 合金の FSW 継手を用いて軸荷重下での疲労試験を行い、それらの疲労挙動について検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材 供試材は 1050-O および 5083-O 材である。化学成分と機械的性質を表 1、表 2 にそれぞれに示す。なお、FSW 継手の引張試験も実施したが、全て母材部で破断したため、継手の機械的性質は母材と同等であった。

2.2 接合条件および試験片 FSW にはショルダー径 14mm、プローブ径 6mm のツールを用いた。また、ツールの回転速度と送り速度の組合せは、1050 材で 2400rpm-150mm/min、5083 材で 500rpm-100mm/min とした。接合後、接合板の両表面から 0.5mm をフライス盤により除去し、接合中心が試験片平行部の中央と一致するように平板試験片を採取した。なお、試験片の平行部は 22mm であり、ショルダー径よりも大きい。

3. 実験結果

3.1 接合部組織 図 1(a), (b) にそれぞれ 1050 材の母材と攪拌部 (SZ: Stir Zone) の断面微視組織を示す。平均結晶粒径は母材では 35 μ m、SZ では 16 μ m であり、接合時の動

的再結晶によって結晶粒が微細化している。図 2(a), (b) は 5083 材の母材表面と SZ の断面微視組織である。平均結晶粒径は母材表面では 28 μ m、SZ では 3 μ m である。接合時の入熱量の小さい 5083 材のほうが結晶粒の微細化が著しい。なお、5083 材の母材断面では長さ 51 μ m、幅 14 μ m の扁平な結晶粒であったが、SZ では等軸粒になった。

3.2 硬さ分布 図 3(a), (b) にそれぞれ 1050 材と 5083 材の接合部における硬さ分布を示す。図中には、母材の硬さを破線で示している。1050 材では、硬さは母材とほぼ同程度であるが、熱機械影響部 (TMAZ: Thermo-Mechanically Affected Zone) でのみ、硬さが上昇している。また、ツールの回転方向と進行方向が一致する A-side (Advancing-side) の方が、硬さの上昇は大きい。一方、5083 材では、SZ を中心に硬さの上昇が見られる。

3.3 疲労強度 図 4(a), (b) に、それぞれ 1050 材と 5083 材の FSW 継手の S-N 線図を示す。図には母材の結果も併示している。図より 1050 材 FSW 継手の疲労強度は、短寿命域では母材と同程度であるが、高寿命域では母材よりも低下している。N=10⁷ 回に対応する応力を疲労限度とすれば、母材は 40MPa であるのに対し、FSW 継手は 35MPa である。一方、(b) で示すように 5083 材 FSW 継手の疲労強度は母材とほぼ一致する。なお、疲労き裂発生起点を観察したところ、いずれの継手でも起点に接合欠陥は認められず、母材のすべり変形によってき裂は発生していた。

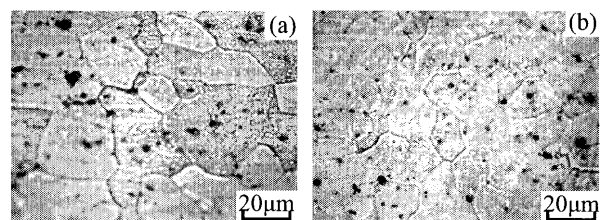


Fig.1 Microstructures: (a) Parent metal, (b) SZ (1050).

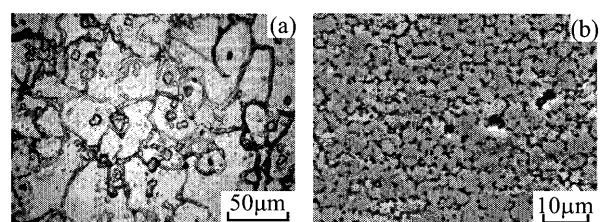


Fig.2 Microstructures: (a) Parent metal, (b) SZ (5083).

Table 1 Chemical compositions of materials (mass.%).

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	V
1050	0.07	0.34	0.02	—	—	—	0.01	0.02	0.01
5083	0.13	0.26	0.01	0.56	4.6	0.1	0.03	0.04	—

Table 2 Mechanical properties of materials.

Alloy	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Reduction of area φ (%)	Elastic modulus E (GPa)
1050	24	69	52	84	32
5083	144	303	23	26	63

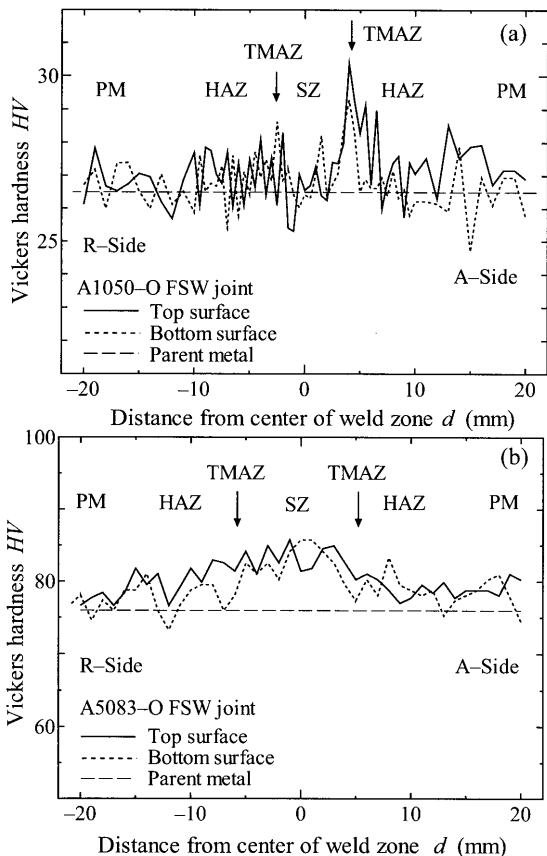


Fig.3 Hardness profiles: (a) 1050, (b) 5083.

4. 考 察

4.1 1050材 1050材では、TMAZでのみ硬さが上昇した。母材はO材であり、転位密度は低い。一方、接合部では強塑性変形が加えられるが、同時に動的再結晶が生じて転位が消失するため、母材部と同様に転位密度は低いと考えられる。しかし、境界のTMAZでは塑性変形が加わるが、温度上昇が十分でなく動的再結晶は生じない。すなわちTMAZの狭い範囲でのみ接合による加工硬化が生じ、図3(a)で示したように局部的に硬さが上昇したと考えられる。また、ツールの回転方向と進行方向が一致するA-sideでは、逆のR-side (Retreating-side) よりも強い塑性変形が加わるため、硬さ上昇が顕著になると考えられる。

FSW継手の疲労強度は母材より低下したが、FSW継手は全てA-sideのTMAZに沿って破壊していた。そこで、FSW継手を用いて母材の疲労限度である40MPaで疲労試験を行い、 $N/N_f=2/3$ で試験を中断した。中断試験片の側面を光学顕微鏡により観察した結果を図5(a)に示す。図より、R-sideのTMAZ部表面に顕著な変化はないが、A-sideでは明らかに表面凹凸が変化していることがわかる。そこで、図5(a)中の(b)と(c)の破線部 (b):TMAZ, (c):HAZ)に沿った凹凸をレーザー顕微鏡により測定した。その結果を図5(b), (c)に示す。HAZ部では試験片表面はほぼ平坦であるが、TMAZ部で140 μm 程度の局所的なくびれが生じていることがわかる。すなわち、1050材ではTMAZ部のみが局部的に加工硬化するため、HAZ部との境界に硬さの不連続性が生じる。その結果、繰返し荷重下で硬さの不連続性に起因して局所的なくびれが生じ、くびれ部の応力集中によってFSW継手の疲労限度が母材より低下したと考えられる。また、A-sideはR-sideより硬さの不連続性が大きいためにくびれが顕著となり、A-sideが破壊起点になったと考えられる。

4.2 5083材 5083材ではSZ部で硬さが上昇した。5083材は母材に比べて結晶粒の微細化が1050材よりも顕著であり、その結果SZ部で硬さが上昇したと考えられる。ま

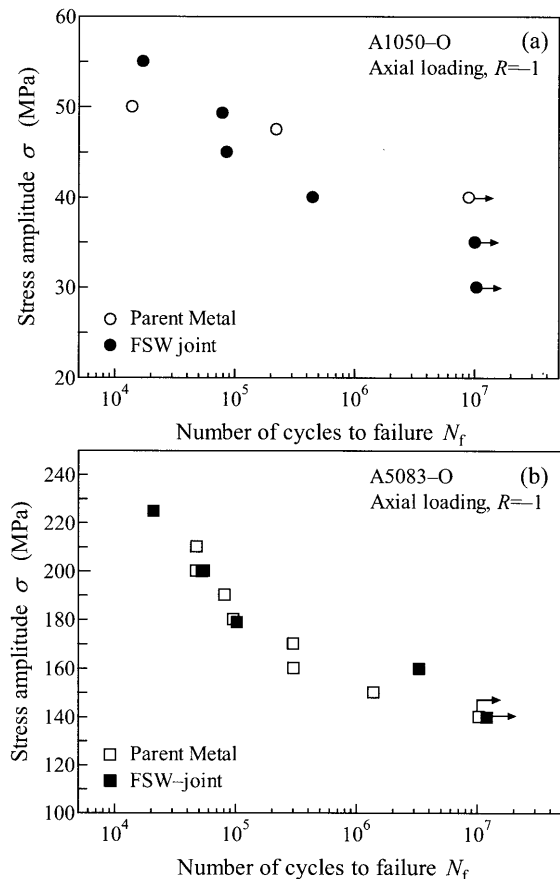


Fig.4 S-N diagrams: (a) 1050, (b) 5083.

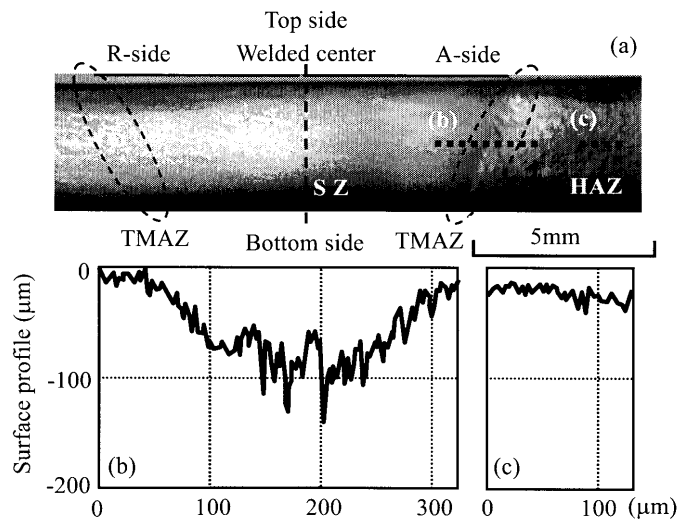


Fig.5 Surface profiles (a) Side view, (b) TMAZ, (c) HAZ.

た、疲労破壊は接合中心から10mm程度離れた母材部で生じた。すなわち、5083材の場合、接合部が結晶粒の著しい微細化によって強化され、母材部で破断するためにFSW継手の疲労強度は母材と同程度になったと考えられる。以上のように、FSW継手では接合する合金に依存して接合部組織や硬さ分布、疲労挙動に相違が認められた。

5. 結 言

1050および5083合金のFSW継手を持って疲労試験を行い、その疲労挙動について検討した。その結果、1050材FSW継手では、局所的なくびれのために母材より疲労限度が低下すること、5083材FSW継手は母材と同程度の疲労強度を有することなどを明らかにした。

参 考 文 献

- (1) 植松他, 材料, 56-6, 537-543 (2007).