

6061-T6 アルミニウム合金摩擦攪拌接合継手の疲労挙動†

植松 美彦* 戸 梶 恵 郎*
戸 崎 康 成** 柴 田 英 明**

Fatigue Behavior of Friction Stir Welded Joints of 6061-T6 Aluminum Alloy

by

Yoshihiko UEMATSU*, Keiro TOKAJI*, Yasunari TOZAKI** and Hideaki SHIBATA**

In this study, the fatigue behavior of friction stir welded (FSW) joints of 6061-T6 aluminum alloy was investigated. 6061-T6 plates were joined with the welding speeds of 100 and 200 mm/min and the rotation speeds of tool of 1200 and 1800 rpm. The microstructure of the weld zone was classified into three regions: stir zone (SZ), thermo-mechanically affected zone (TMAZ) and heat affected zone (HAZ). In the SZ, fine equiaxed grains were observed resulting from dynamic recrystallization, and TMAZ was recognized as the microstructural transition zone between SZ and HAZ. Vickers hardness measurement revealed softening inside the weld zone, which was attributed to the dissolution of precipitates due to temperature rise during the FSW process. Fatigue tests were conducted at stress ratio $R = -1$ under axial loading. It was found that the fatigue strength of FSW joints was lower than that of the parent metal and the location of fatigue fracture was dependent on stress level. In the high stress region, fracture occurred at the TMAZ, while at the HAZ in the low stress region. Macroscopic observation revealed that the localized plastic deformation at the TMAZ was responsible for the fatigue fracture at the TMAZ. Such deformation at the TMAZ was not recognized when the applied stress was low and fracture occurred at the HAZ. Based on the hardness measurements before and after fatigue tests, the fatigue fracture at the HAZ was attributed to both the grain refinement at the SZ and the dynamic aging at the SZ and TMAZ by cyclic loading. The microstructures, hardness profiles, tensile strength and fatigue strength were hardly affected by the welding condition.

Key words: Friction stir welding, 6061-T6 aluminum alloy, Fatigue strength, Microstructure

1 緒 言

近年、機械構造物の高機能化や高効率化が進められ、軽量構造材料の使用量が増加している。その中で、アルミニウム合金は航空機や車両などの輸送機器に幅広く用いられているが、そのような機械構造物では接合部の疲労強度が常に問題となっている。アルミニウム合金の接合方法としてろう付け、機械的接合、電子ビーム溶接などがあるが、いずれも強度不足や信頼性、コストの面などに問題があった。これに対して摩擦攪拌接合 (FSW: Friction Stir Welding) は近年開発された固相接合技術であり、アルミニウム合金の新たな接合法として注目されている。^{1)~3)}

FSWは、Fig. 1に模式的に示すようにピンとショルダー部からなるツールを回転させながら接合する板材に接触させ、発生する摩擦熱によって軟化した材料を塑性流動させて接合を行う手法である。FSWの長所として、固相接合であるために溶接欠陥が少ない、余盛りのあるTIG溶接と比べて接合による変形が小さいなどがある。また溶接棒やシールドガスが不要であり、溶接ガスやアークのような強い光の発生源がないなど、環境負荷の小さいクリーンな接合手法としても注目されている。²⁾このように、FSWは今後の用途拡大が見込まれるため、FSW継手の疲労挙

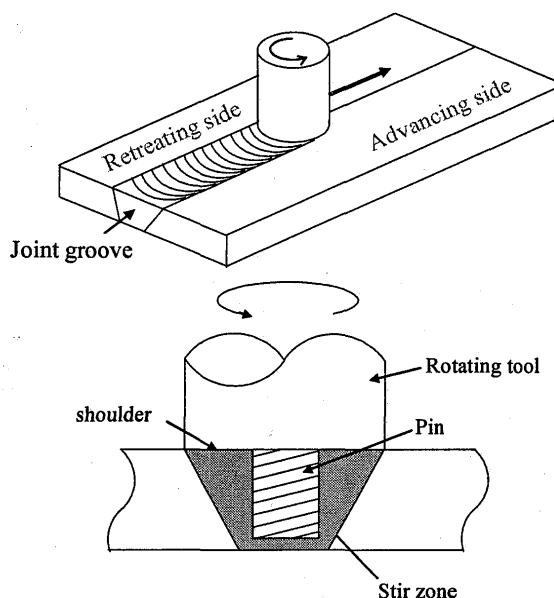


Fig. 1. Schematic illustrations of friction stir welding process.

動について検討する必要がある。しかし、強度評価的な研究例^{4)~6)}はいくつかあるものの、疲労挙動や破壊機構に関する系統的な研究はほとんど行われていない。

† 原稿受理 平成 17 年 6 月 23 日 Received June 23, 2005

* 正 会 員 岐阜大学工学部機械システム工学科 〒501-1193 岐阜市柳戸, Dept. of Mech. Systems Eng., Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-1193

** 正 会 員 岐阜県製品技術研究所 〒501-1193 関市小瀬, Gifu Pref. Res. Inst., Oze, Seki, 501-3265

そこで本研究では, 異なる接合条件下で FSW された 6061-T6Al 合金継手を用いて軸荷重疲労試験を行い, その疲労挙動について検討した。

2 供試材および実験方法

2・1 供試材および試験片形状

供試材は 6061-T6Al 合金で, その化学成分 (wt.%) は Cu 0.28, Si 0.58, Fe 0.41, Mn 0.03, Mg 0.96, Zn 0.02, Cr 0.23, Ti 0.04, Al Bal. である。微視組織を Fig. 2 に示す。(a) の圧延面では結晶粒はほぼ等軸で, 平均結晶粒径は約 $67\mu\text{m}$ であった。また (b) の長手方向断面では, 圧延工程のために結晶粒はアスペクト比約 7:3 の楕円状となっている。75×400mm (板厚 $t=6\text{mm}$) の 2 枚の板を突き合わせ, 圧延方向に FSW を施した。その後, 荷重軸が接合方向に対して直角で, 接合部が試験片中央となるように接合材より平板試験片を採取した。引張試験片形状は, JIS Z2201 14B 号試験片に準拠した。また疲労試験片の形状寸法を Fig. 3 に示す。機械加工後, 表面をエメリー紙で研磨し, さらにバフ研磨を施して疲労試験に供した。

2・2 接合条件

接合に用いたツールおよびピンはともに工具鋼 SKD61 製で, 直径はそれぞれ 15mm, 6mm である。ツールは時計回りに回転し, ピンの部分には逆ネジを切っている。またツールの傾き角は約 3° とした。FSW の接合条件としてツールやピンの形状, ピンの挿入深さなどが考えられるが, それらは通常, 各接合機で固定されている。したがって, 実質的にはツールの回転速度と走行速度が接合条件になる。本研究では Table I に示すように, 回転速度 1200rpm (20s^{-1}) とし, 走行速度が 100 および 200 mm/min の条件, 回転速度 1800rpm (30s^{-1}), 走行速度 200mm/min の 3 条件とした。それぞれの条件で接合された FSW 継手を 1200-100 材, 1200-200 材, 1800-200 材とする。

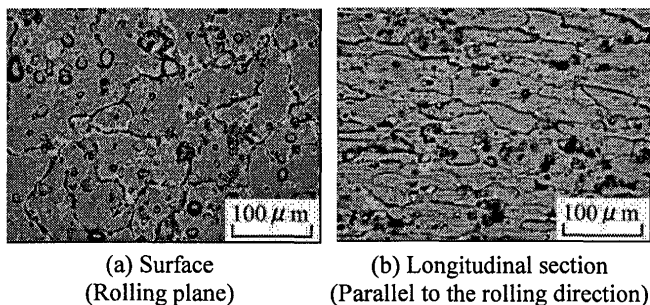


Fig. 2. Microstructures of parent metal.

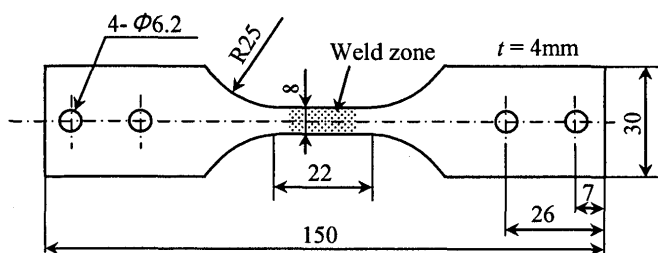


Fig. 3. Configuration of fatigue specimen.

Table I. FSW conditions.

Designation	Rotation speed (rpm)	Translation speed (mm/min)
1200-100	1200	100
1200-200	1200	200
1800-200	1800	200

2・3 実験方法

引張試験には島津製万能引張試験機を用いた。また疲労試験には容量 49kN の電気油圧式サーボ疲労試験機を用い, 室温大気中で実験を行った。荷重波形は, 繰返し速度 10Hz, 応力比 $R = -1$ の正弦波である。硬さはマイクロビッカース硬さ計を用い, 荷重 500g で測定した。引張試験, 硬さ測定はすべての接合条件について実施したが, 疲労試験は 1200-100 材, 1200-200 材のみについて行った。

3 実験結果および考察

3・1 組織様相

FSW では模式的に Fig. 4 に示すように, 接合部は 3 つの領域, 攪拌部 (SZ: Stir zone), 加工熱影響部 (TMAZ: Thermo-mechanically affected zone) および熱影響部 (HAZ: Heat affected zone) に分類される^{3), 6)~8)} また, その接合方法のために Top と Bottom 面で組織は非対称となる。さらに, Fig. 1 に示したようにツールの回転方向と進行方向が一致する側を Advancing side (A-side), 逆になる側を Retreating side (R-side) と称し, 左右でも中心線に対して組織は非対称である。Fig. 5 は 1200-200 材の接合部を試験片側面から巨視的に観察した結果であるが, Fig. 4 で示したように上下非対称の組織となっており, SZ と TMAZ が明瞭に確認できる。また本接合条件では, 巨視的組織様相に A-side と R-side での非対称性はほとんど現れなかった。なお他の接合条件でも, ほぼ同様の巨視的組織が観察されている。

1200-200 材の各領域における微視的組織様相の例を Fig. 6 に示す。SZ では母材部 (Parent metal: PM) での異方向性が消失して等軸の結晶粒となっており, 平均結晶粒径は $8 \sim 10\mu\text{m}$ であった。母材部に比べ, 結晶粒が微細化していることがわかる。このような SZ での組織の微

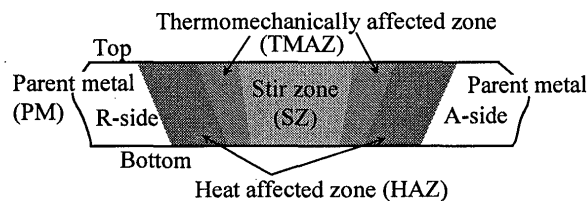


Fig. 4. Schematic illustration of weld zone in FSW joint.

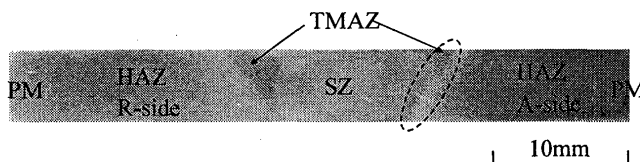


Fig. 5. Macroscopic appearance near weld zone (1200-200).

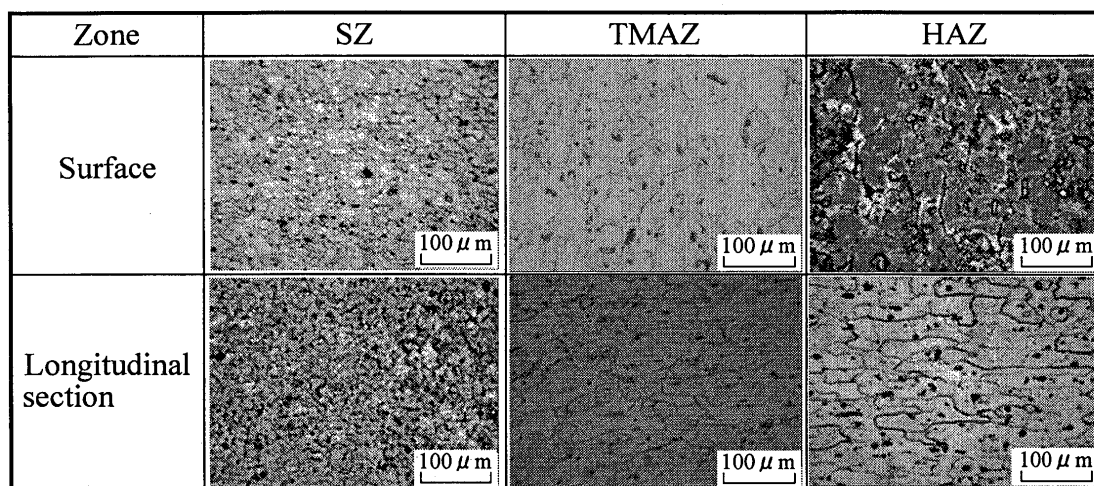


Fig. 6. Microstructures of weld zone (1200-200).

細化は、多くの Al 合金で報告されており、再結晶温度に達した状態で強塑性変形が加えられることによって生じる動的再結晶現象によるものとされている。⁹⁾一方、HAZ は接合によって生じた熱の影響を受けているが、結晶粒径に変化はなく、母材と同一の微視組織様相であった。また TMAZ は、HAZ と類似の組織様相である。Fig. 7 は、TMAZ の A-side を試験片側面から比較的低倍率で観察した様相である。TMAZ は塑性変形により組織が流れており、HAZ と SZ の遷移領域であることがわかる。さらに、Fig. 8 に TMAZ の結晶粒を一部拡大したものを示すが、結晶粒中には HAZ や PM では見られなかった多数の筋が存在していた。TMAZ は熱のみでなく塑性変形の影響も強く受けており、結晶粒中に転位によるサブグレイン構造が形成されたと考えられる。¹⁰⁾すなわち微視組

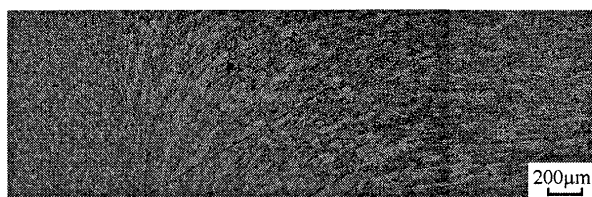


Fig. 7. Microstructure (TMAZ) between SZ and HAZ (longitudinal section).

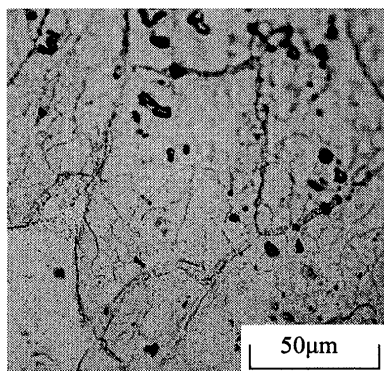


Fig. 8. Microstructure at TMAZ (surface).

織的にも、TMAZ は HAZ と結晶粒が微細化した SZ との遷移領域であることを示している。

他の接合条件における SZ の組織写真 (Top 面) を Fig. 9 に示す。接合材への入熱量とツール移動後の冷却速度が接合条件によって異なるため、SZ での組織微細化は接合条件に依存することが報告されている。⁷⁾しかし、Fig. 9 のように他の接合条件においても SZ での平均結晶粒径は 8 ~ 10 μm であり、TMAZ や HAZ も含めて微視組織に対する接合条件の影響は認められなかった。

3・2 硬さ分布

Fig. 10 に異なる接合条件の FSW 継手における表面 (Top 面) の硬さ分布を示す。図中には母材の硬さの平均値を破線で併示している。図より硬さ分布は接合条件にほとんど依存しておらず、接合部では母材よりも硬さが低下していることがわかる。硬さは SZ 周囲の TMAZ で極小となり、HAZ で上昇して母材の硬さと一致する。なお入熱量の低い Bottom 面では、Fig. 4 で示したように Top 面よりも SZ、TMAZ、HAZ の領域は小さくなるが、Top 面とほぼ同様の硬さ分布となった。析出硬化型の合金では、接合時の摩擦熱により接合部は再結晶温度に達し、析出物が再固溶するために硬さが低下したと考えられる。^{4), 11)}また TMAZ で極小となるのは、析出物が再固溶しただけでなく、SZ ほど結晶粒の微細化が進行していないためと考えられる。

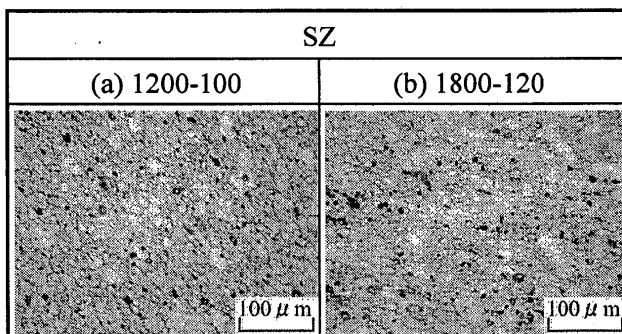


Fig. 9. Microstructures at SZ (1200-100, 1800-200).

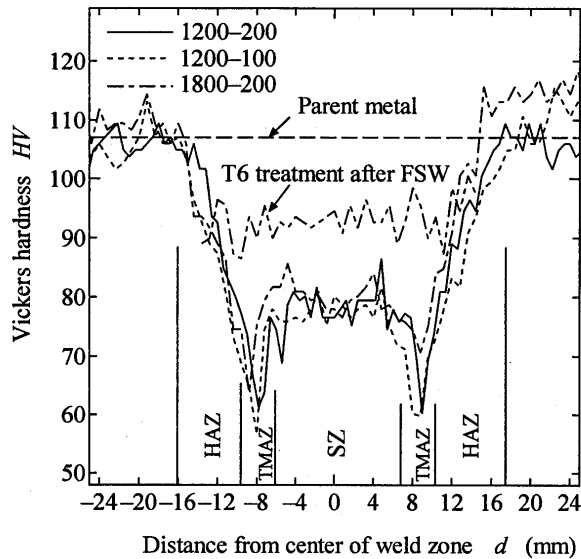


Fig. 10. Hardness distribution in friction stir welded joint.

1200-200 材について, 再び T6 処理を施して硬さ測定を行った. Fig. 10 中にはその結果も併示している. T6 処理により接合部の硬さは再び上昇しており, 前述のように FSW による析出物の再固溶が硬さ低下の原因であることを示している. しかし, その硬さは母材よりも低い. Fig. 11 は, T6 処理した試験片の SZ および HAZ における微視組織である. HAZ では熱処理前後で微視組織に変化は見られないが, 動的再結晶現象によって組織が微細化していた SZ では結晶粒が著しく粗大化し, 粒径は 1~2mm となった. T6 処理後の SZ の粒径は母材よりも大きく, そのような結晶粒の粗大化により, 硬さが母材まで回復しなかったと考えられる.

3.3 引張強さ

引張試験結果を Table II に示す. 全ての FSW 継手の引張強さおよび伸びは母材よりも大きく低下しており, また接合条件による明瞭な強度の相違は認められなかった. 破断した試験片 (1200-200 材) の巨視的な様相と, 破面の SEM 写真を Fig. 12 に示す. (a) は試験片を側面から観察しているが, FSW 継手は硬さの最も低い TMAZ に沿って破断していた. (c) は母材の引張試験片破面であるが, 破面上には等軸ディンプルが認められる. これ

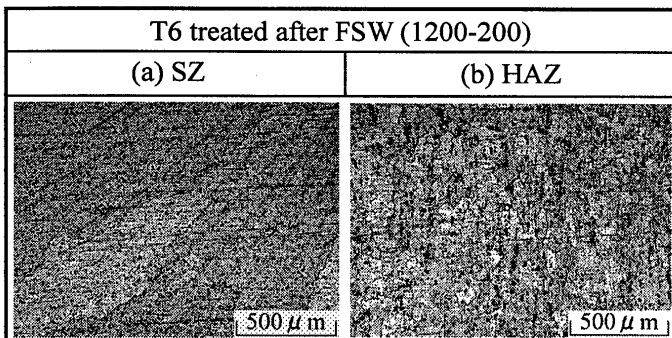
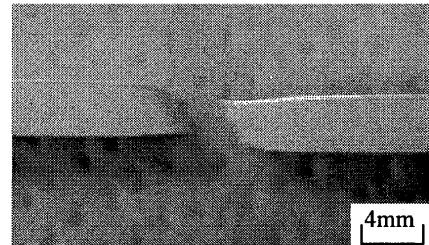


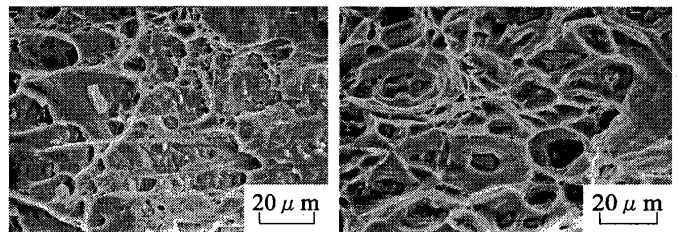
Fig. 11. Microstructures of the specimen surface with T6 treatment after FSW (1200-200).

Table II. Mechanical properties.

Designation	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)
Parent metal	308	15
1200-100	194	7
1200-200	205	7
1800-200	204	7



(a) Macroscopic appearance of tensile fracture (1200-200)



(b) Fracture surface (1200-200)

(c) Fracture surface (Parent metal)

Fig. 12. Macroscopic appearance and fracture surfaces of tensile test specimens.

に対して (b) の FSW 継手では, TMAZ に沿った破壊が生じるためにディンプルが伸長していることがわかる. 巨視的破断様相, 破面様相ともに, FSW 継手では接合条件による相違は認められなかった.

3.4 疲労強度

微視組織や硬さ分布, 引張強さに対する接合条件の影響が認められなかったため, 母材, 1200-100 材, 1200-200 材について疲労試験を行った. Fig. 13 に S-N 曲線

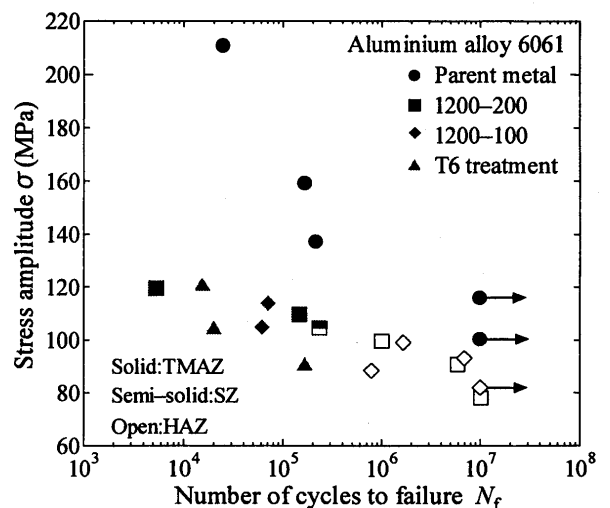


Fig. 13. S-N diagram.

を示す。実験の範囲内では疲労強度についても接合条件の影響はほとんどなく、疲労強度は母材よりも大きく低下した。特に高応力で強度の低下が著しい。なお、FSW後にT6処理を施した材料についても試験を行っており、結果をFig. 13に併示しているが、時効により硬さは上昇しているものの、結晶粒が粗大化しているために疲労強度の顕著な向上は認められなかった。

FSW継手の疲労破壊の特徴として、応力レベルによって破壊起点が異なることが挙げられる。Fig. 13では破壊起点がTMAZ, SZ, HAZの場合をそれぞれ中実印、半黒印、中空印で示しているが、高応力ではTMAZ, 低応力ではHAZが破壊起点となっていた。疲労比(σ/σ_B)で表した疲労強度をFig. 14に示す。引張強さで正規化することにより、FSW継手と母材の疲労強度は一致する傾向にあるが、FSW継手でHAZが破壊起点となった中空印の結果は母材よりも高強度側にある。これは正規化に用いたFSW継手の引張試験結果(σ_B)が、全てTMAZ

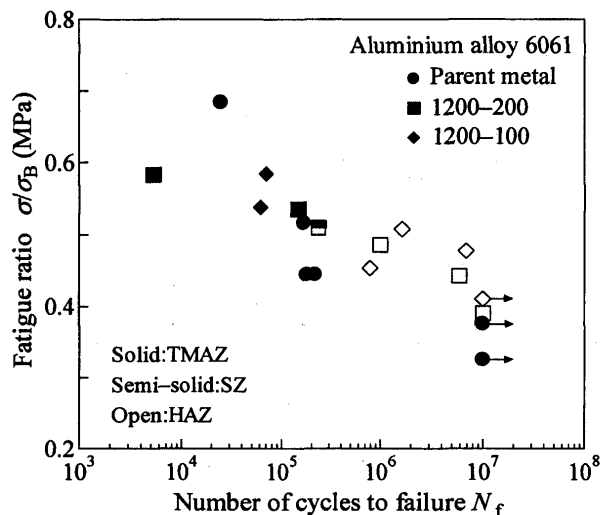


Fig. 14. Fatigue strength characterized in terms of fatigue ratio.

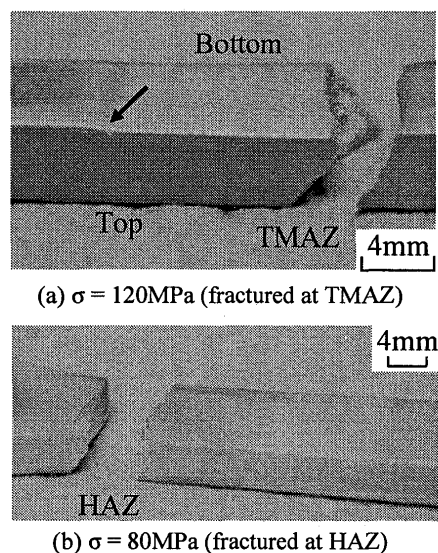


Fig. 15. Photograph showing fatigue fracture (1200-200).

で破壊した試験片のデータであるのに対し、低応力の疲労試験では破壊起点がHAZであり、破壊起点が異なるためと考えられる。

TMAZおよびHAZが破壊起点となった、1200-200材試験片の巨視的様相をFig. 15に示す。(a)のTMAZが破壊起点となっている場合、Fig. 5で示したようなTopとBottom面での巨視的な組織の非対称性により、最も軟らかいTMAZがせん断的に塑性変形して図中矢印の位置に段差が生じていることがわかる。すなわち高応力では、このような段差部の応力集中のためにTMAZが破壊起点となり、母材に比べて大きく疲労強度が低下したと考えられる。疲労き裂は全てBottom面で発生しており、HAZ中を進展して最終破断に至った。したがって、Bottom面側における段差での応力集中係数が大きいと考えられる。一方、(b)のHAZが破壊起点となった場合には、(a)のような段差は生じていない。また破壊起点がBottom面に偏ることもなく、Top面からの破壊も同程度見られた。すなわちFSW継手では、応力集中などの付加的要因がなければ、硬さの低いSZやTMAZではなく、本質的にHAZで疲労破壊が生じる。

Fig. 16は疲労試験終了後に、1200-200材の表面硬さ分布を測定した結果である。接合部の硬さは、試験前よりも上昇していた。破壊起点がTMAZで、破断繰返し数 N_f が5340cyclesと比較的短い場合でも硬さは上昇しており、これは荷重の繰返しによる動的時効が生じたと考えられる。またHAZが破壊起点の場合は、硬さが上昇したSZとほぼ同程度の硬さを有する位置で破壊が生じた。すなわち硬さが同程度であれば、結晶粒径の大きいHAZで破壊が生じると考えられる。なお、試験終了後もTMAZの硬さが極小となっているが、この部分は破壊起点とならなかった。この理由として、TMAZでの結晶粒微細化、結晶の配向性¹⁰⁾複雑な残留応力分布¹²⁾の影響などが考えられるが、詳細は不明である。FSWでは、SZ、

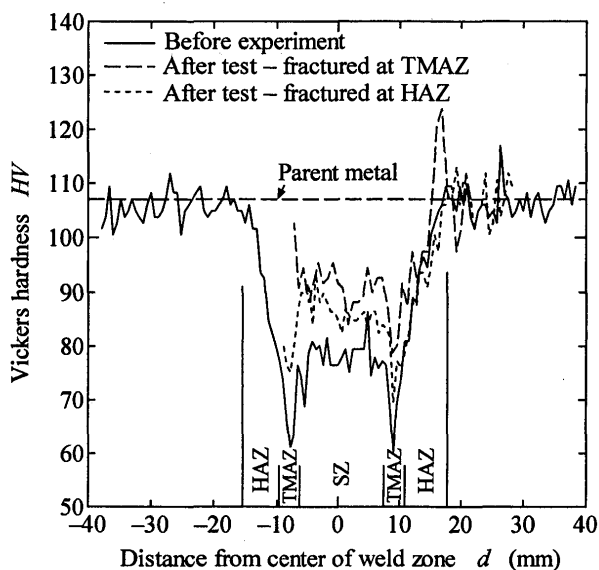


Fig. 16. Hardness distribution before and after fatigue tests (1200-200).

TMAZ, HAZ が非対称に存在する複雑な巨視的組織が形成されるのみでなく, 粒界近傍に PFZ (Precipitate free zone) が形成されたり,^{8), 13)}PFZ 寸法や析出物の大きさ, 転位分布が各領域で異なる⁹⁾など, 微視的にも複雑な組織となることが報告されている。さらに, 組織様相は接合ツール, 接合条件, 接合材などに強く依存する^{4)~13)}ことから, 破壊起点の解明には今後 TEM などによる接合部のより詳細な組織観察が必要と考えられる。

4 結 言

本研究では, 異なる接合条件下で FSW された 6061-T6Al 合金継手試験片を用いて軸荷重疲労試験を行い, その疲労挙動について検討した。得られた結果は以下の通りである。

(1) FSW 継手の接合部組織は, SZ, TMAZ, HAZ に分類され, Top と Bottom 面で非対称となった。SZ では動的再結晶現象により結晶粒は微細化しており, TMAZ は HAZ と SZ の遷移領域であった。

(2) 硬さは接合部で母材よりも低下し, TMAZ で極小となった。これは温度上昇により, 接合部で析出硬化物が再固溶したためである。TMAZ では結晶粒の微細化が SZ ほど進行していないため, 硬さが極小となった。

(3) FSW 継手の引張強さは, 母材に比べ大きく低下した。引張破壊は最も軟化した TMAZ で生じた。

(4) FSW 継手の疲労強度は, 母材に比べ大きく低下した。疲労破壊の起点は応力レベルに依存しており, 高応力では TMAZ, 低応力では HAZ が起点となった。

(5) 高応力の疲労試験では軟化した TMAZ が局所的に塑性変形し, 段差が生じた。この段差部の応力集中により, TMAZ が破壊起点となったと考えられる。

(6) 疲労試験後は, 動的時効により接合部の硬さが上昇した。低応力では TMAZ での段差は形成されず, SZ, TMAZ で硬さが上昇するために HAZ が破壊起点となったと考えられる。

(7) 本研究の接合条件の範囲では, 組織, 硬さ分布, 引張強さ, 疲労強度のいずれも接合条件に対する依存性は認められなかった。

最後に, 本研究の実験に協力された当時本学学生の大嶋寛之君に感謝する。

参 考 文 献

- 1) 福田哲生, 溶接学会誌, **69**, 6 (2000).
- 2) 岡村久宣, 青田欣也, 江角昌邦, 軽金属, **50**, 166 (2000).
- 3) 佐藤 裕, 粉川博之, まてりあ, **42**, 214 (2003).
- 4) M. Ericsson and R. Sandstöm, Int. J. Fatigue, **25**, 1379 (2003).
- 5) T. L. Dickerson and J. Przydatek, Int. J. Fatigue, **25**, 1399 (2003).
- 6) S. Lomolino, R. Tovo and J. dos Santos, Int. J. Fatigue, **27**, 305 (2005).
- 7) Y. Sato, M. Urata, H. Kokawa and K. Ikeda, Materials Science Engineering A, **A354**, 298 (2003).
- 8) J. Q. Su, T. W. Nelson, R. Mishra and M. Mahoney, Acta Materialia, **51**, 713 (2003).
- 9) O. V. Flores, C. Kennedy, L. E. Murr, D. Brown, S. Pappu, B. M. Nowak and J. C. McClure, Scripta Materialia, **38**, 703 (1998).
- 10) R. W. Fonda, J. F. Bingert and K. J. Colligan, Scripta Materialia, **51**, 243 (2004).
- 11) L. Lityńska, R. Braun, G. Staniek, C. D. Donne and J. Dutkiewicz, Mat. Chem. Phys., **81**, 293 (2003).
- 12) P. Staron, M. Koçak, S. Williams and A. Wescott, Physica B, **350**, e491 (2004).
- 13) P. S. Pao, S. J. Gill, C. R. Feng and K. K. Sankaran, Scripta Materialia, **45**, 605 (2001).