7050 アルミニウム合金摩擦撹拌接合継手特性に 及ぼす接合、熱処理の組合せの影響*

田中 直**・熊谷 正樹**・八太 秀周**・吉田 英雄**

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 56, No. 3 (2006), pp. 162-165

Effect of combinations between joining and heat treatment on properties of friction stir welds in 7050 aluminum alloys*

Sunao TANAKA**, Masaki KUMAGAI**, Hidenori HATTA** and Hideo YOSHIDA**

In order to obtain high strength and stress corrosion cracking (SCC) resistance in friction stir welds of 7050 aluminum alloy extrusions, optimal combination of FSW, solution heat treatment (SHT) and aging has been investigated. The welds with the best combination, SHT, FSW and aging, had higher joint efficiency than the 80% of base metals and higher corrosion resistance of more than 400 MPa. These stemmed from finely precipitation of η' phases. The welds prepared by the others combination showed poor SCC resistance.

(Received July 13, 2005 Accepted October 5, 2005)

Keywords: Al-Zn-Mg-Cu alloy, friction stir welding, aging, hardness, stress corrosion cracking test

1. 緒 言

1991年にTWIにより摩擦撹拌接合法（以下、FSWと略す）が開発¹⁾されて以来、画期的な接合法であるため多くの報告がなされ、5000系合金や6000系合金で鉄道車両²⁾、船舶³⁾、橋梁床版⁴⁾に実用化されている。さらに本技術の利用範囲として溶融溶接が困難であった航空機用高強度アルミニウム合金の接合が挙げられる。

近年、欧米にて航空機用高強度アルミニウム合金のFSWに関する報告が盛んに行われている。FSW継手の疲労強度、残留応力等の特性についての調査が進み、航空機部材への実用化に目処がつき、小型ジェット機Eclipse500⁵⁾やDeltaロケットの燃料タンク^{6,7)}にFSWが適用され始めている。しかしながら、FSW継手の耐食性に関するデータは少ない。そこで、本研究では航空機合金用であるAl-Zn-Mg-Cu系7050合金における最適な接合熱処理プロセスと継手強度および耐力腐食割れ性の関係を調査した。

2. 実験方法

Table 1に示す成分の7050合金ビレットを用い、厚さ4mm、幅100mmの形状に押出し、Table 2に示す5種類の工程を施した。プロセスAはT7451材をFSW、プロセスB、C、DおよびEは、T451材をFSWした後、時効処理する工

程とした。プロセスCはFSW直後に空冷、プロセスDはFSW後に溶体化処理を施し時効処理、プロセスEはFSW後に2%の引張矯正を施し時効処理する工程とした。FSW、溶体化処理および時効処理の条件をTable 3に示す。なお、FSWの条件は工具回転数800rpm、接合速度2.08mm/s(125mm/min)とし、回転工具は肩径15mm、先端径4mmの形状に加工したものを用いた。継手の機械的性質の調査はFig. 1に示す形状の試験片とし、引張試験片の平行部中央に接合部が位置するように試験片の引張軸に対して接合直角方向に採取し、板表面の影響を除くため両面1mmずつ面削した。硬さはビッカース硬さ計にて49Nの荷重で、接合断面の板厚中央部を接合中央から10mm以内は1.5mm間隔で測定した。TEM観察試料は、硬さ分布より撹拌部、熱影響部および母材の位置を判断して採取し、電解研磨にて作製した。

応力腐食試験片は撹拌部がFig. 2に示す形状の平行部中央に位置するように接合直角方向に採取した。いずれの試験片も板表面の影響を除くため両面1mmずつ面削した。応力腐食試験はISO9591に基づき、接合直角方向に引張荷重を負荷し、3.5%NaCl水溶液中に10min浸漬、50min大気暴露の交互浸漬を最大760h行った。導電率はFSW継手を裏面側から板厚中央まで面削した表面に2mm間隔で日本クリンゲルンベルク(株)製のSIGMATEST2.067のφ10mmの探触子を接触させ測定した。

Table 1 Chemical compositions of alloys (mass%)

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Al
7050	0.05	0.08	2.07	<0.01	2.15	0.03	5.98	0.03	0.10	Bal.

* 軽金属学会第100回秋期大会（平成13年5月）にて一部発表。

** 住友軽金属工業(株)研究開発センター（〒455-8670 愛知県名古屋市中区千代3-1-12）。Research & Development Center, Sumitomo Light Metal Ind., LTD. (3-1-12, Chitose, Minato-ku, Nagoya-shi, Aichi 455-8670). E-mail: SUNAO_TANAKA@mail.sumitomo-LM.co.jp

Table 2 Thermo-joining processes

No.	Process
A	7050-T451→aging→FSW
B	7050-T451→FSW→aging
C	7050-T451→FSW (air cooling)→aging
D	7050-T451→FSW→SHT→aging
E	7050-T451→FSW→2% tensile→aging

SHT: solution heat treatment

Table 3 Condition of thermo-joining process

FSW	Rotation speed: 800 rpm, Welding speed: 125 mm/min
Solution heat treatment	55 min at 477°C (water quench)
Aging (T74)	6 h at 120°C→17 h at 163°C

Fig. 1 Shape and dimensions of specimen for tensile tests. **Fig. 2** Shape and dimensions of specimen for SCC tests.

3. 実験結果および考察

3.1 各プロセスの継手強度

プロセス A~E にて作製した継手の機械的性質を **Fig. 3** に示す。プロセス D の引張強さに基づく継手効率は 89~91% であり、最も高かった。しかしプロセス D は実用化を考えると FSW により大型となったパネルを溶体化処理するため大きなひずみが発生し⁸⁾、FSW のパネルの機械加工が困難になり実用面で劣ると考えられる。プロセス C 材はプロセス B 材に対して耐力が 13MPa、引張強さが 10MPa 向上し、プロセス E 材はプロセス B 材に対して耐力が 18MPa、引張強さが 12MPa 向上したものの、いずれのプロセスにおいてもプロセス B と比較し大幅な強度改善には到らなかった。

各継手の硬さ分布を **Fig. 4** に示す。プロセス D において攪拌部は母材より HV (49N): 9 硬化し、軟化部が存在しないような分布であった。プロセス D 材以外の継手の硬さ分布は、接合中央から 5mm から 10mm 離れた位置において母材より HV (49N): 40~51 軟化した W 字型の分布であった。プロセス A, B, C および E 材の継手強度がプロセス D 材よりも低

Fig. 3 Effect of the process on tensile strength in the friction stir weld of alloy 7050.

い原因は局所的な軟化部が存在したためであると考えられる。

以上の各継手の機械的性質の結果より、プロセス D 材の継手強度は最も高かったが、溶体化処理後のひずみが問題になる可能性があること、プロセス C および E はプロセス B と比較し大幅な強度改善が認められなかったことから、機械的性質における最適なプロセスはプロセス A および B であることがわかった。

3.2 プロセス A 材における自然時効の影響

プロセス A 材における FSW 後の自然時効の影響を調査した結果を **Fig. 5** に示す。攪拌部の硬さは自然時効 5h では HV (49N): 126 であったが、1032h 経過することにより HV (49N): 164 まで硬化し、母材の硬さ HV (49N): 172 に近づくことがわかった。

3.3 プロセス A および B 材における耐力力腐食割れ性

自然時効が 96h 以上経過したプロセス A または B 材について耐 SCC 性試験を実施した。**Fig. 6** に示すように SCC は、プロセス B 材では 400MPa の応力を 760h 保持し負荷しても母材と同様に、破断には至らなかった。

一方、プロセス A は 241MPa 未満の応力でも 14h の短時間で破断に至った。破断時間のばらつきも大きい傾向が見られ、この原因について調査は必要であるが、FSW 後の自然時効により攪拌部は硬化したことから FSW 後の経過時間の影響と推定される。応力腐食試験片の断面マクロ組織を観察した **Fig. 7** の結果から、プロセス A の割れは攪拌部で生じていた。破面の SEM 観察より、粒界で破壊したものと考えられ、典型的な応力腐食割れの形態となった。

TEM により各領域の組織を観察した **Fig. 8** の結果から、プロセス A の攪拌部では母材に観察されなかった粗大な析出物が見られ、FSW により凝集化が起きたものと考えられる。また、 η' 相⁹⁾と考えられる微細な析出物は少なかった。導電率を測定した **Fig. 9** の結果から、プロセス A の攪拌部における導電率は母材よりも低かった。これは FSW 時に微細な η' 相がマトリックス中に再固溶したものと考えられる。攪拌部の析出状態は T4 に近い耐 SCC 性が劣ったものと考えられる。一般に 7050 合金では溶体化処理された状態 (T4)

Fig. 4 Effect of the process on hardness profile in the friction stir weld of alloy 7050.

Fig. 5 Effect of the natural aging on hardness profile in the friction stir weld of alloy 7050.

Fig. 6 Effect of the process on the stress corrosion cracking test in the friction stir weld of alloy 7050.

において応力腐食割れが発生しやすいことがわかっており¹⁰⁾、攪拌部では微細な析出物が少なく、マトリックス中に再固溶された状態 (T4) にあることから、応力腐食割れが低荷重でも発生したものと考えられる。

3.4 プロセス B 材における継手の組織

プロセス B 材の引張試験の結果、接合中央から 7mm 付近で破断しており、その原因は最軟化部が接合中央から 7mm 付近に存在したことが考えられる。その領域の TEM 組織観察の結果、熱影響部では η' 相と考えられる析出物が粗大化していた。導電率を測定した Fig. 9 の結果から、熱影響部の

導電率は周辺より高く、2013 合金と同様¹¹⁾ に熱影響部では析出物の凝集化により過時効となり、軟化しているものと推測された。一方、攪拌部は母材と同等の導電率であったため、 $0.1\mu\text{m}$ 以下の η' 相が存在するものと考えられる。

以上の結果から 7050 合金の接合熱処理方法としてプロセス A よりプロセス B の方が好ましいことがわかった。

4. 結 言

(1) 7050 合金の最適接合熱処理プロセスを調査した結果、T7451→FSW と T451→FSW→aging のプロセスでの継手効率は同等であったが、耐 SCC 性の調査結果から T7451→FSW の攪拌部は 241 MPa の負荷において 14h の短時間で攪拌部で破断し、T451→FSW→aging は 400 MPa の負荷において 760h 以上耐えたことから、T451→FSW→aging のプロセスが良好であることがわかった。

(2) T451→FSW→aging のプロセスにおいては、接合中央から 5 mm から 10 mm 離れた位置が母材より HV (49 N): 40~51 軟化した W 字型の分布であり、引張試験の破断位置と一致した。軟化部において粗大な析出物および高い導電率の測定結果から最軟化部は過時効の状態と考えられる。

謝 辞

本研究は、社団法人日本航空宇宙工業会の委託研究にて実施され、三菱重工業株式会社との共同研究の成果であり、深く御礼申し上げます。

Fig. 7 (a) Microstructure of the cross section, (b) microstructure of the crack, (c) SEM image of the crack on the stress corrosion cracking test in the friction stir weld of alloy 7050 in Process A.

Fig. 8 TEM micrographics in the friction stir weld of alloy 7050. (a) stir zone, (b) HAZ and (c) base metal in Process A, (d) stir zone, (e) HAZ and (f) base metal in Process B.

Fig. 9 Effect of the process on the conductivity profile in the friction stir weld of alloy 7050.

参考文献

- 1) C. Dawes: Welding & Metal Fabrication, **63** (1995), 13-16.
- 2) 高井英夫, 戸取征二郎, 福寄一成ほか: 軽金属溶接, **39** (2001), 29-31.
- 3) O. T. Midling, J. S. Kavale and S. Oma: 4th International Forum on Aluminum Ships, (2000).
- 4) 熊谷正樹, 田中 直: 軽金属溶接, **39** (2001), 22-28.
- 5) Brent Christner and Matt Hansen: 4th International FSW Symposium, (2003), CD-ROM.
- 6) M. R. Johnsen: Welding Journal, **2** (1999), 35.
- 7) 佐藤広明, 平塚信介: 溶接学会全国大会講演概要, **73** (2003), 122-123.
- 8) 吉田英雄, 内田秀俊: 軽金属, **45** (1995), 41-55.
- 9) L. F. Mondolfo, N. A. Gjostein and D. W. Levinson: Trans. AIME, 206 (1956), 1378.
- 10) K. G. Kent: J. Inst. Metals., **97** (1969), 127.
- 11) 田中 直, 熊谷正樹: 軽金属, 投稿中.