

摩擦撹拌溶接 - 材料組織の特徴 -

東北大学大学院工学研究科 粉川博之、佐藤 裕

Microstructural Characteristics of Friction Stir Welding

by Hiroyuki Kokawa and Yutaka S. Sato

キーワード：摩擦撹拌、ミクロ組織、機械的性質

Keywords: friction stir welding, microstructure, mechanical property

1. 緒言

摩擦撹拌溶接 (FSW) は、1991年に英国の TWI(The Welding Institute)によって開発された固相接合法である¹⁻⁴⁾。Fig.1にその接合過程を模式的に示すが、回転ツールによる生じる摩擦熱と塑性流動によって被接合材を撹拌することで接合される。この接合方法は、熔融溶接での問題点の多くを解決できる可能性を有しており、これまで主にAl合金の製品への適用例が報告⁵⁻⁷⁾されており、接合プロセスに関する研究が広く行われてきた。しかし、接合部の諸特性を大きく支配する材料組織学的な基礎的知見についてはまだ比較的研究報告が少ないが、最近になっていくつかの系統的な研究が報告されはじめた。ここでは、Al合金を中心にFSWの材料組織的特徴³⁹⁾を紹介する。

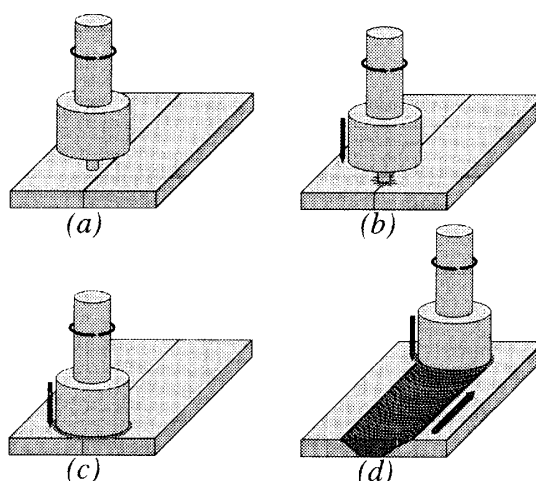


Fig.1 Schematic illustration of FSW process.

2. 溶接部の分類と結晶粒組織

摩擦撹拌溶接部の断面形状は大きく2つに分類される。1つはFig.2(a)⁴⁾に示すようなナゲット状 (オニオンリング状) であり、もう1つは(b)⁸⁾に示すようなワインカップ状である。ナゲット状の接合部は2024Al⁴⁾、7075Al^{3,9-11)}、5083Al^{12,13)}のように高強度で、押出し性の悪いAl合金に多く見られる。断面形状は、接合条件によっても変化する可能性があるが、この違いが生じる理由は未だ明らかになっていない。

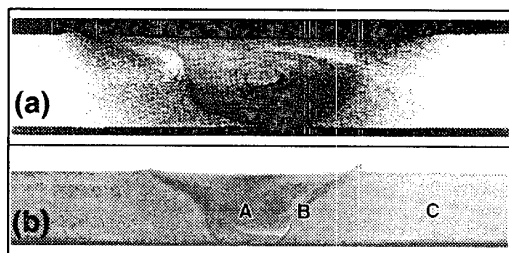


Fig.2 Cross-sections of FSWed Al alloys.^{4,8)}

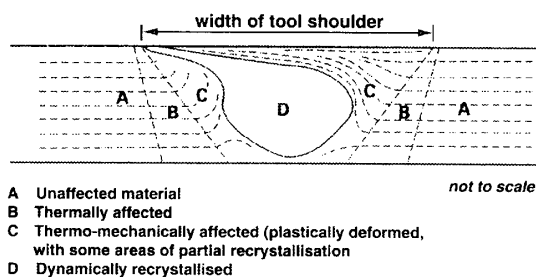


Fig.3 Microstructural regions in an FSW butt joint.⁴⁾

摩擦撹拌溶接部は回転ツールによる摩擦熱と塑性流動の影響を受け、その材料組織は例えば Fig.3のようにA,B,C,Dの領域に分類される⁴⁾。Aは母材部、Bは熱影響部(HAZ)、Cは加工熱影響部(TMAZ)、Dは撹拌部(Stir Zone)である。撹拌部には微細な等軸粒が、TMAZには大きく変形を受けた結晶粒が見られる。TEM及びOIM解析結果から、撹拌部及びTMAZはそれぞれ再結晶及び回復の組織的特徴を有している。撹拌部の粒径は1~20μmであり、粒内の転位密度は低い。撹拌部の再結晶粒は摩擦熱と塑性流動による動的再結晶によると言われている¹⁶⁻²²⁾。動的再結晶組織は、回転ツールの通過後に若干の熱影響を受けるため、転位密度の少ない組織を示すと考えられる。接合条件によって最高加熱温度が変化した場合、冷却過程の熱影響による静的な粒成長挙動に違いが生じ、最終的な結晶粒径が変化する。Liら²⁰⁾は、2024Alと6061Alの異種Al合金摩擦撹拌接合を接合ツールの回転数を変化させた結果、高回転数で最高加熱温度が上昇し、結晶粒径が大きく

なると報告している。さらに、Benavidesら²¹⁾は、 -30°C に冷却した2024Al合金をFSWすると、冷却しない場合に比べて、最高加熱温度が絶対温度で2/3になり、結晶粒径が1/10以下になると報告している。また、高温で比較的安定な Al_3Zr や微細分散物の存在も粒界を効果的にピンニングするため、これらを含む材料の接合部では、微細結晶粒を呈しやすい²³⁾。

Fig.4はECAPにより微細粒強化した1050Al材をFSWした場合の接合部の硬度分布³⁴⁾を示す。GTA溶接やレーザ溶接部が大きく軟化するのに対して、FSW部は硬度低下が極めて小さい。これは攪拌部に微細粒組織が形成されるためであり、FSWは微細粒強化材の接合法としても期待される。結晶粒径や転位密度は、1000系や5000系などの固溶強化型Al合金接合部の機械的特性に影響を及ぼすと考えられる。5083Al合金O材の硬度分布は攪拌部付近で若干高いもののほとんど均一であり、引張強度も母材程度である⁴⁾。また、この微細結晶粒が超塑性を発現することを示した報告¹¹⁾もある。

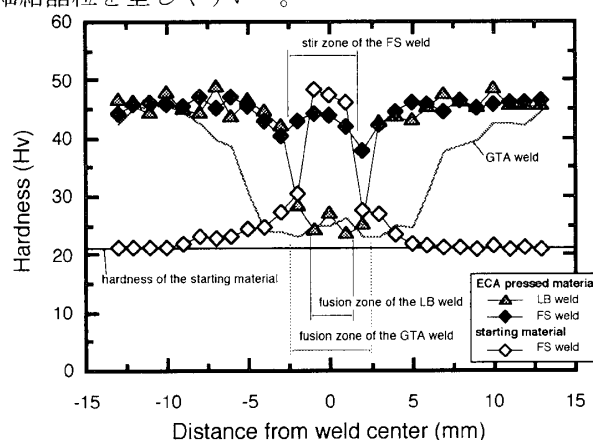


Fig.4 Hardness in FSW joint of ECAP 1050Al.³⁴⁾

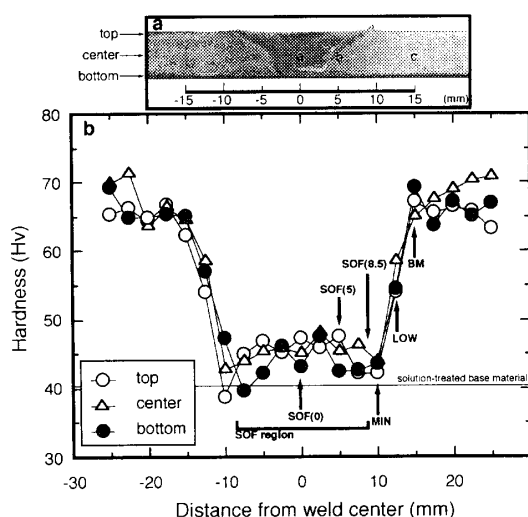


Fig.5 Hardness in 6063Al FSW.⁸⁾

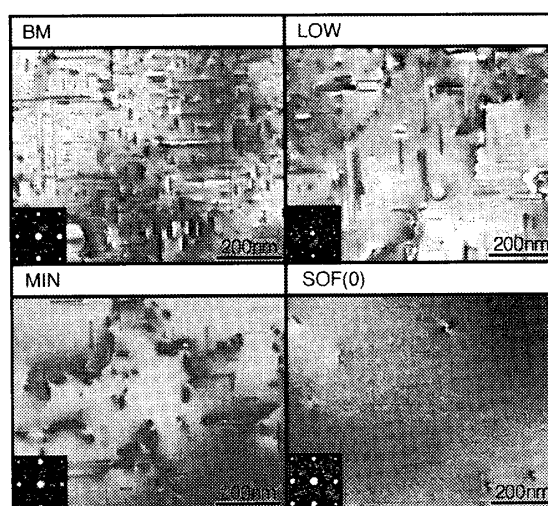


Fig.6 TEM structure in 6063Al FSW.⁸⁾

3. 析出物の挙動

FSW部の組織を支配する因子として摩擦熱と塑性流動が挙げられる。摩擦熱は、析出強化型Al合金の析出物の挙動に大きな影響を及ぼす。Fig.5に、6063Al合金FSW部の硬度分布⁸⁾を示す。FSW部の硬度は、著しく低下している。このような硬度低下は、析出強化型Al合金のFSW部に見られる一般的な傾向である。Fig.5のBM（母材硬度領域）、LOW（硬度低下領域）、MIN（最小硬度領域）、SOF(0)（軟化域）領域におけるTEM写真をFig.6に示す。BM領域には、多量の微細な針状析出物と少量の棒状析出物(β')が存在している。LOW領域では、針状析出物の減少と β' の増加が見られた。MIN領域になると、少量の β' が観察されるのみになり、SOF(0)領域では、析出物は見られない。この無析出領域は、接合中心から8.5mm程度まで広がっていた。6063Al合金の場合、Fig.6で示されている微細な針状析出物が強度特性に大きく影響し²⁴⁻²⁸⁾、Fig.5の硬度分布も針状析出物の量によって説明できる。SOF(0)領域を含む軟化領域は、攪拌部のみでなく母材組織領域まで広がっていることから、FSW中の析出現象は、塑性流動の直接的影響なく、ほとんど摩擦熱の影響によるものと考えられる。そこで、FSWと同様の擬似熱サイクルを最高加熱温度を変えて母材に与えTEM観察しFig.4と比較した結果、BM、LOW、MIN、SOF(0)の各領域が受けた最高加熱温度は、それぞれ約 200°C 以下、 300°C 、 350°C 、 400°C 以上と推察される。このような析出物分布の

違いを、6063Al合金中に存在する析出物の熱的安定性と、接合熱サイクルが急熱・急冷プロセスであることを考慮しながら検討した。温度上昇に伴って、針状析出物が減少し、さらには溶解するが、針状析出物の溶解温度以下では、針状析出物の β' への成長（LOW領域）、溶解温度以上では、針状析出物の溶解（MIN領域とSOF(0)領域、SOF(0)領域では β' も溶解している）が起こっていると考えられる。その他の析出強化型Al合金FSW部の析出物分布に関する報告は、7075Al¹⁰⁾、6061Al^{16,18)}に関するものなどがあり、強化析出物等は異なるが定性的な傾向は6063Alの場合と同様である。

FSW後熱処理による組織変化について、7050Al²³⁾や6063Al³⁰⁾合金などの報告がある。6063AlのFSW部を175℃で時効した場合の硬度分布変化をFig.5に示す。FSW部の軟化部は時効時間とともに硬度が上昇し、12h時効後にはFSW部全体が母材硬度以上になるが、硬度分布は均一ではなく、FSWままのLOW領域(Fig.3)付近の硬度が最小となる。Fig.6のFSW後時効に伴うTEM組織変化に見られるように、時効にともない微細析出物が再析出するが、LOW領域ではFSW時の過時効による析出物の粗大化のため再析出量が少ないことが硬度が低い理由と考えられる。

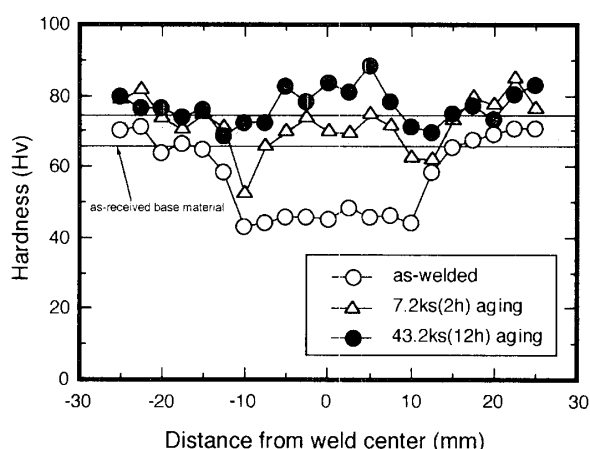


Fig.5 Hardness during post FSW aging of 6063Al.³⁰⁾

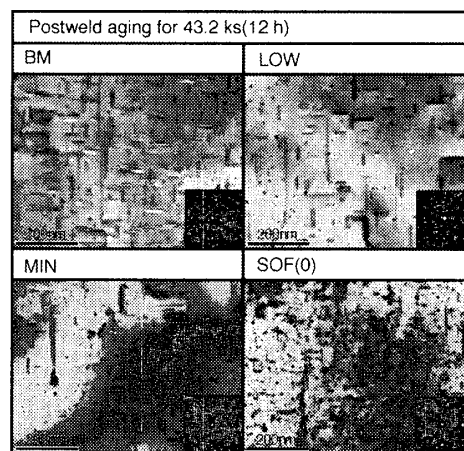


Fig.6 TEM in post FSW aged 6063Al.³⁰⁾

4. 引張特性

6063AlのFSW部の引張特性の例³⁵⁾をFig.7に示す。引張試験片は、Fig.7(a)のように平行部が溶接方向に垂直で母材部を含んでおり、(b), (c), (d)はそれぞれ引張強さ、0.2%耐力、伸びを示す。FSW部の結果の他、比較のため、母材、FSW後時効、FSW後溶体化+時効した場合の結果もあわせて示してある。母材に比した引張特性は、FSWままではいずれも低い、FSW後時効およびFSW後溶体化+時効すると引張強さおよび耐力は同等以上に回復している。破断場所はいずれも最小硬度部から生じており、均一な硬度分布を示した

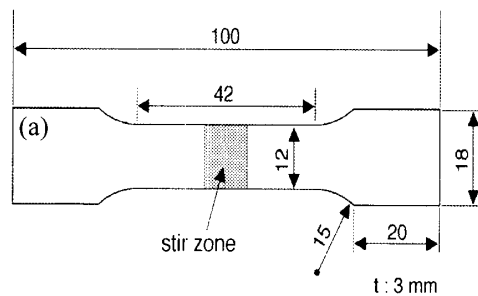
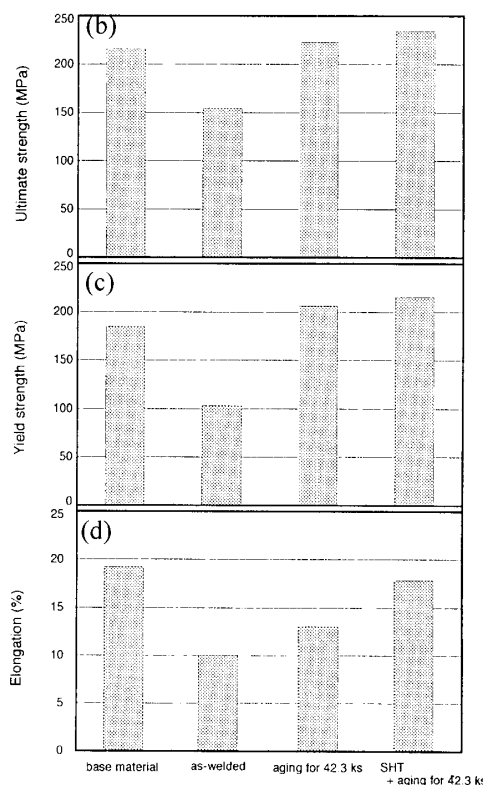


Fig.7 Tensile properties of FSW 6063Al.³⁵⁾



5. 塑性流動

FSW中の塑性流動に関する研究としては、トレーサーもしくはマーカの移動を観察する方法^{31,32)}と、ミクロ的な集合組織の解析による方法が報告されている。

トレーサーもしくはマーカを用いた方法は、Colligan³¹⁾とReynolds³²⁾によって行われている。ColliganはAl板に埋め込んだ鉄球がFSW後にどのように分布するかをX線で調べた結果、回転ピンのAdvancing side(ツールの回転方向と進行方向が一致する側)にある鉄球はFSW時にピンの回転方向に沿って移動し、最終的にAdvancing sideまで達するものもあるが、Retreating side(ツールの回転方向と進行方向が逆になる側)では、ピンの回転の影響を受けず、単に後ろに押し出されるだけであった。しかし、板の上部のツールショルダーの影響を受けやすいところでは、chaoticな塑性流動により鉄球がランダムに分布する傾向にあることを示した。また、Reynoldsは2195Al合金中に埋め込んだ5454Al合金のマーカの移動によって塑性流動挙動を観察している。接合後のマーカは、接合ツールの回転により大きく曲げられ、Advancing side側の塑性流動は、ツールの回転方向の逆方向に向かって起こっていると結論づけており、両者に結果に少し相違がある。

一方ミクロ的な集合組織の解析による手法^{33,38)}は、EBSPを用いた結晶方位マッピングによるOIM観察^{14,15)}が利用されている。塑性流動は、一般の塑性変形と同様にすべり変形によって生じ、すべり変形は、最大分解せん断応力を持つ結晶方向 (Al合金の場合、 $\{111\}<110>$) に優先的に起こるため、ミクロ的な集合組織を解析すれば、どのような方向に材料が流れたかを把握することができる。Fig.8は、接合中心部をOIMによって結晶方位解析した結果を $\{111\}$ 極点図として示したものである。極点図中心(接合方向)近くに $\{111\}$ の集積と、横方向には $<110>$ の集積が認められる。すなわち、Fig.9に模式的に示すようなミクロ集合組織が接合ピンの後方に形成されていることから、材料はピン表面に沿ったせん断力によって、回転方向に平行に塑性流動が生じていることがわかる。接合中心から横方向への $\{111\}$ 極点図の分布をFig.10に示すが、せん断集合組織が接合ピンの周りにも生成していることから、接合ピンの回転に沿った塑性流動が示唆される。ここで、接合中心部では、再結晶粒を呈しているにも関わらず、明瞭なせん断加工集合組織を示すという結果は、再結晶粒の生成が動的再結晶によって生じていることを裏付けるものと推察される。FSW後773K-10sの熱処理を行ったところ、撹拌部の集合組織が $<111>$ まわりの40度回転を示し、動的から静的再結晶への特徴的な変化を示したことから、このFSWの撹拌部は動的再結晶による組織であると判断される。

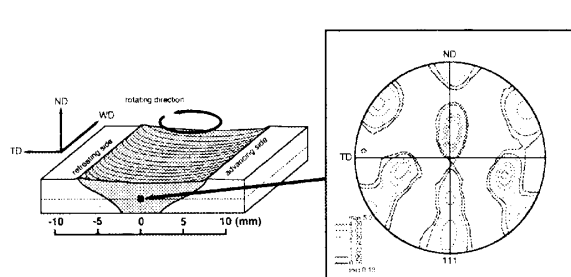


Fig.8 Pole figure of stir zone center in 6063Al.³³⁾

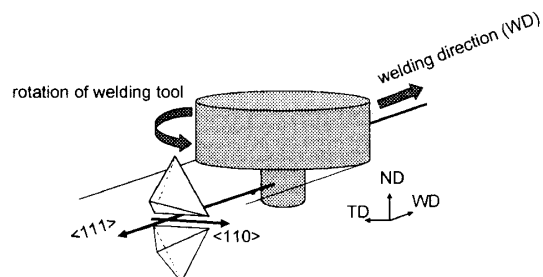
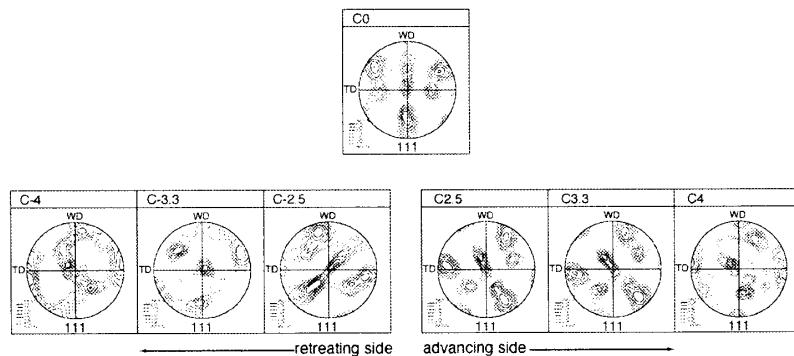


Fig.9 Micro-texture formation by rotating pin.³³⁾

Fig.10 Distribution of $\{111\}$ pole figure in the stir zone of 6063Al.³³⁾



6. おわりに

摩擦撹拌溶接部の材料組織に関する研究はまだ少なく、撹拌部の微細結晶粒形成のメカニズムや表面酸化物の挙動など、不明な点がかなり残されている。これらは、接合部の諸特性に影響を及ぼす可能性がある。接合部の材料科学的調査をもとに、接合現象やマイクロ組織形成メカニズムを解明することにより、接合プロセスの最適化や新しい領域への進展などさまざまな可能性が拓けるものと期待される。

参考文献

- 1) C. J. Dawes: An introduction to friction stir welding and its development, *Welding & Metal Fabrication*, 63(1995), 13-16.
- 2) C. J. Dawes, W. M. Thomas: Friction stir process welds aluminum alloys, *Weld. J.*, 75-3(1996), 41-45.
- 3) E. D. Nicholas: Developments in the friction stir welding of metals, *Proc. ICAA-6*, Toyohashi, Japan, 1(1998), pp. 139-151.
- 4) C. J. Dawes: Seam welding aluminium sheet and plate, using the friction stir process, *Proc. 6th Int. Sympo. of JWS*, JWS, Nagoya, Japan, (1996), 711-717.
- 5) M. R. Johnsen: Friction stir welding takes off at Boeing, *Weld. J.*, 78-2(1999), 35-39.
- 6) 岡村久宣: 摩擦撹拌接合 (FSW) の特徴と日本における適用状況, *溶接学会誌*, 69-7(2000), 565-571.
- 7) S. Kallee, D. Richardson, I. Henderson: Friction stir welding of a high speed ocean viewer vessel, *Schweissen & Schneiden*, 49(1997), 904-909(E178-180).
- 8) Y. S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, S. Jogan: Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction stir welding, *Metall. Mater. Trans. A*, 30A-9(1999), 2429-2437.
- 9) C. G. Rhodes, M. W. Mahoney, W. H. Bingel, R. A. Spurling, C. C. Bampton: Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum, *Scripta Mater.*, 36-1(1997), 69-75.
- 10) M. W. Mahoney, C. G. Rhodes, J. G. Flintoff, R. A. Spurling, W. H. Bingel: Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum, *Metall. Mater. Trans. A*, 29A-7(1998), 1955-1964.
- 11) R. S. Mishra, M. W. Mahoney, S. X. McFadden, N. A. Mara, A. K. Mukherjee: High strain superplasticity in a friction stir processed 7075 Al alloy, *Scripta Mater.*, 42-2(2000), 163-168.
- 12) H. Larsson, L. Karlsson, L.-E. Svensson: Characteristics of friction stir welds in AA 5083 and AA 6082 Aluminium, *Proc. ICAA-6*, Toyohashi, Japan, 3(1998), 1471-1476.
- 13) L. Karlsson, L.-E. Svensson, H. Larsson: Characteristics of friction stir welded aluminum alloys, *Proc. The 5th Intern. Conference on trends in welding research*, Atlanta, GA, (1999), 574-579.
- 14) 佐藤裕, 粉川博之: EBSPの自動解析と結晶方位マッピング, *溶接学会誌*, 68-8(1999), 16-20.
- 15) 粉川博之, 佐藤裕: EBSP(Electron Backscattering Pattern)による表面・界面の解析技術 -結晶方位の自動解析と結晶方位マップ-, *材料科学*, 35-3(1998), 149-154.
- 16) G. Liu, L. E. Murr, C-S. Niou, J. C. McClure, F. R. Vega: Microstructural aspects of the friction stir welding of 6061-T6 aluminum, *Scripta Mater.*, 37-3(1997), 355-361.
- 17) L. E. Murr, G. Liu, J. C. McClure: Dynamic recrystallization in friction-stir welding of aluminium alloy 1100, *J. Mater. Sci. Lett.*, 16-22(1997), 1801-1803.
- 18) L. E. Murr, G. Liu, J. C. McClure: A TEM study of precipitation and related microstructures in friction-stir-welded 6061 aluminium, *J. Mater. Sci.*, 33-5(1998), 1243-51.
- 19) O. V. Flores, C. Kennedy, L. E. Murr, D. Brown S. Pappu, B. M. Nowak, J. C. McClure: Microstructural issues in a friction-stir-welded aluminium alloy, *Scripta Mater.*, 38-5(1998), 703-708.
- 20) Y. Li, L. E. Murr, J. C. McClure: Flow visualization and residual microstructures associated with the friction-stir welding of 2024 aluminum to 6061 aluminum, *Mater. Sci. Eng. A*, 271(1999), 213-223.
- 21) S. Benavides, Y. Li, L. E. Murr, D. Brown, J. C. McClure: Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum, *Scripta Mater.*, 41-8(1999), 809-815.
- 22) K. V. Jata, S. L. Semiatin: Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys, *Scripta Mater.*, 43-8(2000), 743-749.
- 23) K. V. Jata, K. K. Sankaran, J. J. Ruschau: Friction-stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451, *Metall. Mater. Trans. A*, 31A-9(2000), 2181-92.
- 24) D. L. Zhang, L. Zheng: The quench sensitivity of cast Al-7 wt pct Si-0.4 wt pct Mg alloy, *Metall. Mater. Trans. A*, 27A-12(1996), 3983-3991.

- 25) M. H. Jacobs: The structure of the metastable precipitates formed during ageing of an Al-Mg-Si alloy, *Phil. Mag.*, 26(1972), 1-13.
- 26) H. Westengen, N. Ryum: Precipitation reactions in an aluminium 1 wt. % Mg₂Si alloy, *Z. Metallkde.*, 70-8(1979), 528-535.
- 27) I. Dutta, S. M. Allen: A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061, *J. Mater. Sci. Lett.*, 10(1991), 323-26.
- 28) D. H. Bratland, O. Grong, H. Shercliff, O. R. Myhr, S. Tjøtta: Modelling of precipitation reactions in industrial processing, *Acta Mater.*, 45-1(1997), 1-22.
- 29) O. Frigaard, B. Bjørneklett, O. Grong, O. T. Midling: process modelling applied to friction stir welding of Al-Mg-Si alloys, *Proc. ICAA-6*, Toyohashi, Japan, 3(1998), pp. 1477-1482.
- 30) Y. S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, S. Jogan, T. Hashimoto: Precipitation sequence in friction-stir-weld of 6063 aluminum, *Metall. Mater. Trans. A*, 30A-12(1999), 3125-3130.
- 31) K. Colligan: Material flow behavior during friction stir welding of aluminum, *Weld. J.*, 78-7(1999), 229s-237s.
- 32) A. P. Reynolds: Visualisation of material flow in autogenous friction stir welds, *Sci. Technol. Weld. Join.*, 5-2(2000), 120-124.
- 33) Y. S. Sato, H. Kokawa, K. Ikeda, M. Enomoto, S. Jogan and T. Hashimoto: Microtexture in the Friction-Stir Weld of an Aluminum Alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A-4 (2001), 941-948.
- 34) Y. S. Sato, M. Urata, H. Kokawa, K. Ikeda and M. Enomoto: Retention of fine grained microstructure of equal channel angular pressed aluminum alloy 1050 by friction stir welding, *Scripta Materialia*, 45-1 (2001), 109-114.
- 35) Y. S. Sato and H. Kokawa: Distribution of Tensile Property and Microstructure in Friction Stir Weld of 6063 Aluminum, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A-12 (2001), 3023-3031.
- 36) Y. S. Sato, S. H. C. Park and H. Kokawa: Microstructural Factors Governing Hardness in Friction-Stir-Welds of Solid-Solution-Hardened Al Alloys, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A-12 (2001), 3033-3042.
- 37) Y. S. Sato, M. Urata and H. Kokawa: Parameters Controlling Microstructure and Hardness during Friction-Stir Welding of Precipitation-Hardenable Aluminum Alloy 6063, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33A-3 (2002), 625-635.
- 38) D. P. Field, T. W. Nelson, Y. Hovanki and K. V. Jata: Heterogeneity of Crystallographic Texture in Friction Stir Welds of Aluminum, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32A-11 (2001), 2869-2877.
- 39) 佐藤裕, 粉川博之: アルミニウム合金摩擦攪拌溶接部のミクロ組織, *軽金属溶接*, 30-1(2001), 15-21.