摩擦攪拌プロセス—金属材料の新しい組織制御技術

斎藤 尚文*・重松 一典*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 57, No. 11 (2007), pp. 492-498

Friction stir processing—A new technique for microstructure control of metallic materials

Naobumi SAITO* and Ichinori SHIGEMATSU*

Keywords: friction stir processing, FSP, microstructure control, aluminum alloy, magnesium alloy

1. はじめに

一般的に摩擦攪拌接合 (Friction stir welding: FSW) 材における接合部 (摩擦攪拌部) の組織は、母材に比べて微細な再結晶粒から構成されている。この現象を別の観点から見ると、FSW によって材料の結晶粒微細化が可能であると考えることができる。この場合、FSW を新しい材料組織制御法として捉えるという意味で、「摩擦攪拌プロセス (Friction Stir Processあるいは Processing : FSP)」と呼んでいる^{1,2)}。FSP は材料の加熱と強ひずみ変形を利用して結晶粒径微細化を行うので、いわゆる強ひずみ加工 (Severe plastic deformation: SPD) 法^{3)~5)}の一つと見なすこともできる。

先に述べたように、FSP はまず金属材料の結晶粒微細化法として研究が行われた。詳しい紹介は次章以降で述べるが、FSP により結晶粒を微細化して機械的特性を向上させる、また超塑性特性を発現させる、などの研究結果が今までに報告されている。そして最近では、FSP を新しい材料製造法として捉えた研究が増えてきた。例えば、FSP によって金属中にセラミックス粒子を分散させた複合材料を作製する、金属粉末を素材として金属中に金属間化合物を分散させた材料を作製する、などの研究結果が今までに報告されている。

そこで本解説では、FSP による組織制御の動向について、その初期から最近までの研究を振り返る。なお、FSP については Mishra らによる解説¹⁾があるので、興味のある方はそちらも参考にさせていただきたい。また、本解説は筆者らが以前に執筆した解説⁶⁾を基にして、それに加筆したものであることお断りしておく。本解説では、FSW 材の研究結果も取扱うが、FSP と FSW の二つの名称を用いると煩雑になるため、FSP で統一した。

2. 結晶粒微細化法としての FSP

2.1 結晶粒微細化に影響を与えるプロセス条件

摩擦攪拌部の結晶粒径は FSP 時の入熱量によって変化する。一般的に加工熱処理法によって金属材料の結晶粒微細化

を行う場合、加工温度が低い方が結晶粒はより微細化するが、これは FSP の場合も同様である。表 1⁶⁾は、摩擦攪拌部の結晶粒径に影響を及ぼすプロセス条件をまとめたものである。すなわち、工具回転数が小さく、工具移動速度が大きく、工具挿入量が小さい条件で FSP を行くと、入熱量 (あるいはプロセス中の最高到達温度) を低く抑えることができるので、摩擦攪拌部の結晶粒はより微細化する。しかし入熱量が低いと、材料の加熱が抑制されて塑性流動が起りにくくなり、摩擦攪拌部に欠陥が生じやすくなる。したがって、FSP による結晶粒微細化では、欠陥を発生させることなく結晶粒が微細化できる最適条件を見出すことが重要である。

FSP を結晶粒微細化法として利用する場合、最も重要な因子はプロセス中の温度 (最高到達温度) である。プロセス中の最高到達温度は、プロセス条件によって変化させることができる。図 1⁷⁾は、1050 アルミニウムに対して工具回転数を変化させて FSP を行った場合の摩擦攪拌部の温度変化である。この実験では、試料の中心部に熱電対を設置している。この図からわかるように、いずれの条件でも摩擦攪拌部の温度は工具が試料と接触するとはほぼ同時に急激に上昇し、工具が熱電対の上を通過するときに最高温度に達した。また、工具が熱電対から離れるに従い摩擦攪拌部の温度は急激に低下する。すなわち、FSP では試料の加熱は工具のごく近傍で短時間だけ生じることがわかる。また、プロセス中に摩擦攪拌部が到達する最高温度は、工具の回転数が 560 から 1840 min⁻¹まで増加するに従って約 190°C から 310°C まで上昇した。このようにプロセス中の摩擦攪拌部の最高到達温度は、

表 1 FSP におけるプロセス条件と入熱量の関係⁶⁾

プロセス条件	入熱量大	入熱量小
工具回転数	大	小
工具移動速度	小	大
工具挿入量	大	小
接合材板厚	大	小

* 独立行政法人 産業技術総合研究所サステナブルマテリアル研究部門 (〒463-8560 愛知県名古屋市中区下志段味穴ヶ洞 2266-98)。National Institute of Advanced Industrial Science and Technology (AIST), Materials Research Institute for Sustainable Development (2266-98, Anagahora, Shimoshidami, Moriyama-ku, Nagoya-shi, Aichi 463-8560). E-mail: naobumi-saito@aist.go.jp
 受付日: 平成 19 年 5 月 21 日 受理日: 平成 19 年 5 月 25 日

工具の回転数に大きく依存する。すなわち、FSP においては工具回転数を変化させることにより、プロセス中の摩擦攪拌部の最高到達温度を制御することが可能である。

図 2⁷⁾ は、工具移動速度は $2.6\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ と一定にし、工具回転数のみを変化させて FSP を行った 1050 アルミニウム（工業用純アルミニウム、純度 99.5% 以上）の摩擦攪拌部の組織を透過電子顕微鏡（Transmission electron microscopy: TEM）で観察したものである。実験に用いた材料は圧延材であるため転位密度は非常に高く、圧延方向に伸長した結晶粒およびサブグレインが観察された (a)。一方、摩擦攪拌部ではいずれの条件においても元々の組織とは異なり、転位密度が非常に低く、微細な等軸結晶粒からなる組織が観察された (b, c, d)。また、摩擦攪拌部の結晶粒径は、工具回転数が 960min^{-1} および 1840min^{-1} と増加するに伴って $1\sim 2\mu\text{m}$, $3\sim 4\mu\text{m}$ に増大した。この原因は、工具回転数の増加とともにプロセス中の摩擦攪拌部の最高到達温度が増加するためと考え

図 1 1050 アルミニウムでのプロセス中の摩擦攪拌部における温度変化⁷⁾。工具回転数は (a) 560min^{-1} , (b) 980min^{-1} , (c) 1350min^{-1} , (d) 1840min^{-1} 。

られる。このように、FSP では工具回転数を変化させることでプロセス中の摩擦攪拌部の温度を制御し、1 回のプロセスでサブミクロンサイズまで結晶粒を微細化することも可能である。

2.2 マルチパスによる大面積の結晶粒微細化

これまでに述べてきたように、FSP は 1 回のプロセスで微細結晶粒組織を作製できる、非常に効率的な組織制御法である。しかし、工具で攪拌した部分だけしか組織制御できない。したがって、広い領域にわたって結晶粒を微細化するためには、FSP を何回か繰返して行う必要がある^{8),9)}。図 3⁸⁾ は FSP を 4 パス行った 7075 アルミニウム合金 ($\text{Al}-5.6\%\text{Zn}-2.5\%\text{Mg}-1.6\%\text{Cu}-0.23\%\text{Cr}$) の組織写真である。FSP 条件は、工具回転数 1000min^{-1} , 工具移動速度 $2\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ であり、1 パス終了後にツールを前進側 (Advancing side: AS) に移動させて 2 パス目以降の FSP を行った。図 3 (a) は断面組織写真であり、この写真中に 1~3 で示した領域の組織の TEM 写真が図 3 (b)~(d) である。いずれの領域でも結晶粒径が 200nm 以下の微細な等軸結晶粒組織になっており、複数回 FSP を繰返すことで大きなサイズの微細結晶粒材料を作製することが可能であることがわかる。ただし、マルチパスの FSP を行う場合は、2 パス目以降の FSP での摩擦熱により、すでに形成された微細結晶粒が粗大化しないようなプロセス条件を選定する必要がある。

2.3 機械的特性の向上

摩擦攪拌部に形成される微細な等軸結晶粒は、摩擦攪拌部の機械的特性を向上させる場合がある。図 4⁷⁾ は工具移動速度を $2.6\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ と一定にし、工具回転数を 560 から 1840min^{-1} まで変化させて FSP を行った 1050 アルミニウムの摩擦攪拌部の硬さ分布である。工具回転数 560 , 960 および 1350min^{-1} の場合には、結晶粒の微細化（ほぼ $3\mu\text{m}$ 以下）により摩擦攪拌部の硬さが未加工部より顕著に増加している。このような結晶粒微細化による硬さの増加は、固溶強化型アルミニウム合金において顕著に現れる^{10),11)}。

図 2 (a) 未加工部および工具回転数を (b) 560min^{-1} , (c) 980min^{-1} , (d) 1840min^{-1} として作製した 1050 アルミニウムの摩擦攪拌部の透過電子顕微鏡写真（観察面は工具移動方向に垂直）⁷⁾。

図3 (a) FSPを4パス行った7075アルミニウム合金の断面組織写真および(b)(c)(d)摩擦攪拌部の透過電子顕微鏡写真。(b)(c)(d)は各々(a)の1, 2, 3の場所における組織⁸⁾。

図4 工具回転数を 560 min^{-1} , 980 min^{-1} , 1350 min^{-1} , 1840 min^{-1} として作製した1050アルミニウムの摩擦攪拌部の硬さ分布⁷⁾。工具移動速度は $2.6 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ 。

それに対して析出強化型アルミニウム合金においては、摩擦攪拌部の結晶粒は微細化するにもかかわらず硬さは未加工部よりも低いことが多い^{12)~16)}。これは、析出強化型合金の場合は機械的特性が結晶粒径のみではなく、析出物の状態にも依存するためである。例えばFSP時の熱によって析出物が再固溶あるいは過時効状態になると、摩擦攪拌部の硬さは低下する。したがってFSPにより析出強化型合金の機械的特性を向上させたい場合は、析出物の状態に注意する必要がある。

2.4 結晶粒微細化による超塑性特性の発現

超塑性とは材料の引張変形において変形応力が高いひずみ速度依存性を示し、局部収縮を起こすことなく数100%以上の巨大伸びを示す現象である。金属材料の場合、超塑性現象は通常 $0.5T_m$ (T_m は絶対温度で表した材料の融点)、ひずみ速度が $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で変形させたときに生じる。超塑性を利用すると材料の成形性が改善されるため、超塑性を利用した材料の成形が試みられているが、工業的生産速度としては $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の変形は遅すぎる。そのため、結晶粒径を微細化することにより $10^{-2} \sim 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 以上の速いひずみ速度で超塑性を発現させる(高速超塑性)ことを狙った研究が盛んに行われてきた。FSPにより結晶粒微細化したアルミニウム合金の超塑性特性について最初に報告したのは Mishra ら¹⁷⁾ で

図5 7075アルミニウム合金FSP部の(a)断面写真および(b)透過電子顕微鏡写真。(a)に白い線で示した領域から引張試験片を切出した¹⁷⁾。

ある。図5¹⁷⁾はFSPを行った7075アルミニウム合金($\text{Al}-5.6\% \text{Zn}-2.5\% \text{Mg}-1.6\% \text{Cu}-0.23\% \text{Cr}$)の断面組織写真およびFSP部のTEM写真である。FSP部の結晶粒径は $3.3 \mu\text{m}$ であり、FSP部の中心にゲージ部が来るように引張試験片を作製した。図6は 490°C での引張試験後の試験片の外観であるが、ひずみ速度 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ で1000%以上の伸びが得られている。すなわちFSPにより結晶粒を微細化することで7075アルミニウム合金が高速超塑性特性を示すようになった。FSPを行ったアルミニウム合金の超塑性挙動についてはその後、多くの報告がなされている。表2¹⁾に、その結果を示す。この結果から、高速超塑性が何種類かのアルミニウム合金で観察されたことがわかる。例えば、FSPを行った $\text{Al}-4\% \text{Mg}-1\% \text{Zr}$ 合金押出材は、試験温度 525°C 、ひずみ速

表2 FSPを行ったアルミニウム合金の超塑性挙動¹⁾

合金	素材の状態	結晶粒径 (μm)	試験温度 ($^{\circ}\text{C}$)	ひずみ速度 (s^{-1})	伸び (%)
7075Al	圧延まま	3.8	480	3×10^{-3}	1440
7075Al	圧延まま	7.5	500	3×10^{-3}	1040
7050Al	圧延まま	4.2	450	2×10^{-4}	550
2024Al	圧延まま	2.0	430	1×10^{-2}	525
5083Al	圧延まま	6.0	530	3×10^{-3}	590
Al-4Mg-1Zr	押出まま	1.5	525	1×10^{-1}	1280
A356	鋳造まま	~ 3.0	530	1×10^{-3}	650
Al-Zn-Mg-Sc	鋳造まま	1.8	510	3×10^{-2}	1800

図6 7075 アルミニウム合金 FSP 材の 490 $^{\circ}\text{C}$ での引張試験後の試験片外観¹⁷⁾。

度 $1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ の条件で 1280% の伸びを示した。このような結果は、高速超塑性挙動を示す微細結晶粒材料の作製法として FSP が有効であることを示している。そのほか、FSP を行ったアルミニウム合金の超塑性変形の機構を調べた結果も報告されている。しかし、ここで注意しなくてはならないのは、FSP により微細化した結晶粒の熱的安定性である。すなわち、微細結晶粒が高温で安定でないならば、材料は超塑性挙動を示さない。例えば、FSP を行った 7475 アルミニウム合金は初期結晶粒径が $2 \sim 3 \mu\text{m}$ であるが、高温で異常粒成長を起こすために超塑性挙動を示さないことが報告されている⁹⁾。それに対して、FSP を行った 7075 アルミニウム合金や Al-4%Mg-1%Zr 合金で超塑性挙動が見られたのは、微細な第二相粒子が高温での結晶粒成長を抑制する働きを持っていたためと考えられる。したがって、FSP を行ったアルミニウム合金の超塑性挙動に対しては、微細結晶粒組織の熱的安定性に対する合金成分の効果と FSP 条件の効果の両方が重要となる。

3. 材料製造法としての FSP

3.1 セラミックス粒子分散複合材料

セラミックス粒子で強化した金属基複合材料は、高い強度や剛性、優れた耐摩耗特性を示す。その反面、延性や靱性は

母材の金属材料に比べて低くなる。そこで、金属基複合材料の優れた耐摩耗特性に着目し、材料表面のみを複合化し特性を改善することが考えられる。そのために、従来はレーザや電子ビームなどを用いて表面改質が行われてきた。しかし、これらの方法は高温で材料を溶融した後に複合材料を作製するものであり、母材と強化材の界面反応は避けられない。そこで固相状態で材料の表面近傍のみを複合化する方法として、FSP が注目されている。

Mishra ら¹⁸⁾ は、5083 アルミニウム合金圧延板と SiC 粉末（純度 99.5%、平均粒子サイズ $0.8 \mu\text{m}$ ）を素材とし、FSP によって材料表面の複合化を試みた。彼らは、まず SiC を少量のメタノールに加えて混合した後、アルミニウム合金表面に塗布した。これによってアルミニウム合金表面に薄い SiC 粒子層が形成されるので、その部分を FSP 処理した。その結果、適切なプロセス条件を選択することで、アルミニウム合金中に SiC 粒子が均一に分散し、表面から深さ約 2mm の部分が複合化されることがわかった。図 7 は、複合化した部分および複合化した部分と母材の境界付近の光学顕微鏡写真である。SiC 粒子が均一に分散し（体積含有率は 13 vol%）、複合材層と母材が欠陥を生じることなく接合していることがわかる。

FSP による材料表面の複合化は、マグネシウム合金に対しても試みられている。Lee ら¹⁹⁾ は、AZ61A マグネシウム合金（Mg-6.02%Al-1.01%Zn-0.30%Mn）と非晶質 SiO_2 ナノ粒子（純度 99.9%、平均粒子径 20 nm）を素材とし、FSP によって材料表面の複合化を試みた。彼らは Mishra ら¹⁸⁾ とは異なり、材料表面に深さ 6mm、幅 1.25mm の溝を 1 本ないし 2 本掘り、そこに SiC ナノ粒子を充填し、その上からプローブ（突起）のない工具で FSP を行った。その結果、5~10 vol% の SiO_2 ナノ粒子を含む複合材料層を AZ61A マグネシウム合金表面に作製することができた。このとき、FSP のみを行った母材の結晶粒径は $7 \sim 8 \mu\text{m}$ であったが、図 8 に示すように複合化層の結晶粒径は $0.7 \mu\text{m}$ まで微細化していた。また、 SiO_2 ナノ粒子は FSP 中にマグネシウムと反応し、5~200 nm 程度の微細な Mg_2Si 相および MgO 相を形成した。そして 10 vol% の SiO_2 ナノ粒子を含む複合材料層は、試験温度 350°C 、ひずみ速度 $1 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ の条件で 350% の伸び、試験温度 350°C 、ひずみ速度 $1 \times 10^{-1} \text{s}^{-1}$ の条件で 420% の伸びと、超塑性挙動を示した。

そのほか Morisada ら^{20)~22)} は、FSP によって AZ31 マグネシウム合金（Mg-3%Al-1%Zn）圧延板と C_{60} ²⁰⁾ やカーボンナ

図7 FSPによって作製した5083アルミニウム合金/SiC粒子複合材料の光学顕微鏡写真。(a) 均一に分散したSiC粒子(約13vol%), (b) 表面の複合化層とアルミニウム合金の間に欠陥は見られない¹⁸⁾。

図8 FSPによって作製したAZ61Aマグネシウム合金/SiO₂粒子複合材料の透過電子顕微鏡写真¹⁹⁾。

ノチューブ (Multi-walled carbon nanotubes: MWCNTs)²¹⁾ の複合化を試みている。彼らは、材料表面に深さ2mm、幅1mmの溝を掘り、そこに強化材を充填し、その上からプローブのある工具でFSPを行った。その結果、FSPによってC₆₀やMWCNTsがAZ31マグネシウム合金中に均一分散した複合材料層を作製することができた。一例として図9に、AZ31/C₆₀複合材料のTEM写真を示す。AZ31の結晶粒径は約100nmである。この写真で、非常に小さな灰色の点(大きさ約3nm)がC₆₀である。そして、C₆₀やMWCNTsが分散したAZ31マグネシウム合金は、結晶粒径が100~500nmと、非常に結晶粒が微細化した組織となっていた。また、複合化によってAZ31マグネシウム合金の機械的特性は大幅に向上する。例えば、C₆₀分散AZ31マグネシウム合金の硬さは母材の

図9 FSPによって作製したAZ31マグネシウム合金/C₆₀複合材料の透過電子顕微鏡写真。灰色に見える点がC₆₀²⁰⁾。

図10 FSPによって作製したAl-Al₂Cu複合材料の走査電子顕微鏡写真。黒い部分はAl、白い部分はAl₂Cu。Al₂Cuの体積含有率は約42vol%²³⁾。

約3倍に、MWCNTs分散AZ31マグネシウム合金の硬さは母材の約2倍になった。

このように、FSPは金属材料の表面改質方法として今後、広く用いられると考えられる。

3.2 金属間化合物分散複合材料

3.1では、FSPをセラミックス粒子で強化した金属基複合材料作製法として使用した例を紹介した。引続いてここでは、金属間化合物粒子を分散させた複合材料作製法にFSPを使用した例を紹介する^{23)~25)}。

Hsuら²³⁾は、FSPによってin-situでAl-Al₂Cu複合材料を作製することを試みた。彼らは、純アルミニウム粉末と純銅粉末を銅の含有量が15vol%となるように秤量し、あらかじめ粉末を焼結してピレットを作っておき、そのピレットをFSP処理した。ピレットの大きさは高さ12mm、幅12mm、長さ88mmであり、FSP用の工具はピッチ1.2mm、高さ6mmのプローブのついたものを使用した。FSPの条件は、工具回転数700min⁻¹、工具移動速度0.75mm·s⁻¹である。図10は、530°Cで焼結後にFSPを行った試料の走査電子顕微鏡(Scanning electron microscopy: SEM)写真であるが、アルミニウム母相(黒い部分)中に銅を含む第二相粒子(白い部分)が均一に分散している。図11(a)はFSPを行った試料のTEM写真である。純アルミニウム、第二相粒子ともに結晶粒径は1~2μm以下になっていた。また図11(b)に示すように、制限視野電子回折パターン法によって第二相粒子はAl₂Cuであると同定された。Hsuらは、圧縮試験によってこ

図 11 FSP によって作製した Al-Al₂Cu 複合材料の透過電子顕微鏡写真。(a) Al, Al₂Cu とともに 1-2 μm 以下になっている, (b) Al₂Cu の制限視野回折図形および明視野像, + で示したのは Al₂Cu²³⁾。

図 12 A356 合金の組織の光学顕微鏡写真。(a) 铸造まま, (b) 工具回転数 900 min^{-1} , 工具移動速度 $3.4\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ で FSP 処理後, (c) 工具回転数 700 min^{-1} , 工具移動速度 $3.4\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ で FSP 処理後²⁷⁾。

の複合材料の機械的特性を評価している。その結果, 0.2% 耐力は 440 MPa, 最大強度 660 MPa であった。この実験結果から, FSP は in-situ での複合材料作製法として有効であることが示された。なお Hsu らは²⁵⁾, 銅の量を 5 vol% から 15 vol% まで変化させて FSP を行い, 銅の量が増えると, 硬さ, 降伏応力, Al₂Cu 粒子の体積含有率が増加すると報告している。また Hsu ら²⁴⁾ は, FSP により in-situ で Al-Al₃Ti 複合材料を作製し, 組織観察や特性評価を行った結果を報告している。そのほかの文献としては, 1100 アルミニウム合金 (工業用純アルミニウム) 中に FSP によって NiTi 粉末を分散させた材料を作製した, Dixit ら²⁶⁾ の報告がある。

このように, FSP における発熱と大きなひずみの導入を利用することで, 金属間化合物を分散させた金属基複合材料を in-situ で作製することが可能である。ただ, 1 回の FSP だけでは処理面積に限られ, 作製できる試料の大きさも限られる。したがって今後は, 複数回の FSP によってより大面積の処理が検討される必要がある。その場合, 2 回目以降の処理において粒子が粗大化することを抑制するなど, プロセス条件の工夫が課題である。

4. 材料組織改質法としての FSP

FSP を材料組織改質に適用した例も報告されている。A356 アルミニウム合金 (Al-7.20%Si-0.36%Mg) は, 铸造性, 耐食性, 機械的特性に優れるため幅広く使用されている。しかしこの材料は铸造合金であるため, 铸造欠陥, 針状の Si 粒子, 粗大な樹枝状アルミニウムといった組織因子が, 延性, 靱性, 疲労強度などの特性に大きく影響する。しかしこれらの

組織因子を熱処理によって制御することには限界がある。そこで Sharma ら²⁷⁾ は, 結晶粒の微細化, 铸造欠陥の除去, 組織の均質化を目的として A356 合金を FSP で処理し, 組織と疲労特性を調べた。図 12 は, 铸造まま材および FSP 材の組織の光学顕微鏡写真である。铸造まま材の組織は, α 相と Al-Si 共晶化合物からなっている。それに対して, FSP を行った試料では, α 相中に Si 粒子が均一に分散している。さらに, FSP を行った試料では铸造まま材に比べて铸造欠陥が減少している。すなわち, FSP によって不均質な铸造組織が均質化されたことがわかる。また, 铸造まま材と FSP を行った試料の疲労試験を行った結果, FSP 処理材は铸造まま材に比べて疲労限が 80% 以上向上したことがわかった。

このように, FSP によって組織を均質化することで, 材料の機械的特性を改善することも可能である。

5. おわりに

以上に述べたように, FSP は結晶粒微細化法から材料製造法へと, その適用範囲を広げてきた。FSP は, (1) 熱源として摩擦熱のみを用いるため外部に電気炉等の他の熱源を使用しない, (2) 部材の任意の場所を局部的に組織制御・改質できる, (3) 比較的容易に結晶粒径を変化させた試料を作製することが可能である, という特徴を持っている。しかし, 摩擦攪拌部の組織形成機構などにまだ不明な点も多い。今後, 新しい組織制御・改質法として FSP に関する研究が進められ, 前記の特徴を活かしてさらに幅広い分野に応用されることが期待される。

参 考 文 献

- 1) R.S.Mishra, Z.Y.Ma: Materials Science and Engineering R, **50** (2005), 1–78.
- 2) 斎藤尚文, 権 湧宰, 重松一典: まてりあ, **43** (2004), 592–597.
- 3) R.Z.Valiev, R.K.Islamgaliev and I.V.Alexandrov: Progress in Materials Science, **45** (2000), 103–189.
- 4) 堀田善治, 古川 稔, T.G.Langdon, 根本 實: まてりあ, **37** (1998), 767–774.
- 5) Y.Saito, N.Tsuji, H.Utsunomiya, T.Sakai and R.G.Hong: Scripta Materialia, **39** (1998), 1221–1227.
- 6) 社溶接学会編: 摩擦攪拌接合—FSW のすべて—, 産報出版, (2006), 63–67.
- 7) 権 湧宰, 重松一典, 斎藤尚文: 日本金属学会誌, **66** (2002), 1325–1332.
- 8) J-Q Su, Tracy W.Nelson and C.J.Sterling: Scripta Materialia, **52** (2005), 135–140.
- 9) I.Charit, R.S.Mishra and M.W.Mahoney: ibid, **47** (2002), 631–636.
- 10) Y.S.Sato, M.Urata, H.Kokawa, K.Ikeda and M.Enomoto: ibid, **45** (2001), 109–114.
- 11) N.Saito, I.Shigematsu, T.Komaya, T.Tamaki, G.Yamauchi and M.Nakamura: Journal of Materials Science Letters, **20** (2001), 1913–1915.
- 12) C.Liu, L.E.Murr, C-S.Niou, J.C.McClure and F.R.Vega: Scripta Materialia, **37** (1997), 355–361.
- 13) L.E.Murr, G.Liu and J.C.McClure: Journal of Materials Science, **33** (1998), 1243–1251.
- 14) K.V.Jata, K.K.Sankaran and J.J.Ruschau: ibid, **31A** (2000), 2181–2192.
- 15) Y.S.Sato, H.Kokawa, M.Enomoto and S.Jogan: Metallurgical and Materials Transactions A, **30A** (1999), 2429–2437.
- 16) Y.S.Sato, H.Kokawa, M.Enomoto, S.Jogan and T.Hashimoto: ibid., **30A** (1999), 3125–3130.
- 17) R.S.Mishra, M.W.Mahoney, S.X.McFadden, N.A.Mara and A.K.Mukherjee: Scripta Materialia, **42** (2000), 163–168.
- 18) R.S.Mishra, Z.Y.Ma and I.Charit: Materials Science and Engineering A, **A341** (2003), 307–310.
- 19) C.J.Lee, J.C.Huang and P.J.Hsieh: Scripta Materialia, **54** (2006), 1415–1420.
- 20) Y.Morisada, H.Fujii, T.Nagaoka and M.Fukusumi: ibid., **55** (2006), 1067–1070.
- 21) Y.Morisada, H.Fujii, T.Nagaoka and M.Fukusumi: Materials Science and Engineering A, **A419** (2006), 344–348.
- 22) Y.Morisada, H.Fujii, T.Nagaoka and M.Fukusumi: ibid., **A433** (2006), 50–54.
- 23) C.J.Hsu, P.W.Kao and N.J.Ho: Scripta Materialia, **53** (2005), 341–345.
- 24) C.J.Hsu, C.Y.Chang, P.W.Kao, N.J.Ho and C.P.Chang: Acta Materialia, **54** (2006), 5241–5249.
- 25) C.J.Hsu, P.W.Kao and N.J.Ho: Materials Letters, **61** (2007), 1315–1318.
- 26) M.Dixit, J.W.Newkirk and R.S.Mishra: Scripta Materialia, **56** (2007), 541–544.
- 27) S.R.Sharma, Z.Y.Ma and R.S.Mishra: ibid., **51** (2004), 237–241.