

# 摩擦旋轉攪拌製程之新近發展與應用

## Recent Research and Development in Friction Stir Processing

張志溢、黃志青

C. I. Chang, J. C. Huang

摩擦旋轉攪拌這套新技術可以分成兩大主軸，第一是著眼於金屬材料接合之摩擦旋轉攪拌銲接，第二是致力於材料晶粒細化或添加微細顆粒之摩擦旋轉攪拌製程。本文介紹兩種技術之最新發展，包括摩擦旋轉攪拌銲接之原理與機構，固定式、可調式及自動反應式凸梢工具頭之特性，洋蔥環的形成原因，銲道區之微觀組織，操作之各種參數，異質材料間的接合，其在有效細化晶粒、製造表面硬質與金屬基複合材料之潛力，以及在航太飛行器、交通運輸工具、和建築工業方面的廣泛應用。

The friction stir technique is a newly developed processing mean, comprising the friction stir welding (FSW) technique aimed for the bonding of metallic materials and the friction stir processing (FSP) for materials refinement and materials modification with micro or nano ceramic particles. The current paper describes the basic operation mechanisms and parameters, facility and pin tool design, onion ring formation, microstructure, and the potential in grain size refinement and surface modification. The existing and future applications in aerospace, aircraft, transportation vehicle, and architecture are also introduced.

### 一、前言

摩擦旋轉攪拌這套新技術可以分成兩大主軸，第一是著眼於金屬材料接合之摩擦旋轉攪拌銲接 (friction stir welding, FSW)，第二是致力於材料晶粒細化或添加微細顆粒之摩擦旋轉攪拌製程 (friction stir processing, FSP)。

通常金屬合金或金屬基複合材料的銲接方法不外乎施以高熱、高能量，使得欲銲接區域受熱至融化溫度，加進熔填金屬 (filler metal) 或不加熔填金

屬，熔融物質擴散至欲接合處的兩邊，待熔融區冷卻固化後將兩邊接合起來合成為一體。這類接合方法包括氣體銲接法 (gas welding, GW)、被覆金屬電弧銲法 (shield metal arc welding, SMAW)、惰性氣體電弧銲 (tungsten inert gas arc welding, TIG，或 gas tungsten arc welding, GTAW)、或電子束銲接 (electron beam welding, EBW) 與雷射束銲接 (laser beam welding, LBW) 等。但這種融合銲接法 (fusion welding) 的銲道凝固後會出現胞狀或樹枝狀結構，此結構的出現會改變材料的機械性質，使之變差

(延性、破壞韌性的降低)；此外，融合銲道之晶粒會顯著成長，有時會破壞銲道的良好微觀組織結構，加上銲道周圍可能產生變形與缺陷，以致於失去原本良好之塑性變形能力。對一些析出型之航太鋁合金，如 2024 或 7075 之鋁合金，銲接後有晶界析出或熱裂之困難。

如果施銲過程是完全在固態中進行，經由加壓使銲件緊密接觸，再輔以熱能提升銲件溫度 (但未達熔點)、促進銲件彼此間原子的擴散能力而形成接頭，此種銲法即屬於固相式的銲接法，或稱為壓力銲法 (pressure welding)。其所使用的熱源，如電阻、超音波或利用銲件與工具頭間的摩擦熱皆屬之，最典型的即是摩擦銲接 (friction welding, FW)。不過這類接合技術有應用之限制，並不是所有工件均適合或能夠彼此摩擦旋轉，尤其是板材，如使用另一摩擦頭摩擦待接合介面，只適合薄片，厚板常無法銲穿。

針對以上接合之難處，尤其是仍需借用大量鉚釘機械式接合 (riveting mechanical bonding) 的航太鋁合金，英國銲接研究所 (The Welding Institute, TWI) 於 1991 年所發展出來之新式銲接法<sup>(1,2)</sup>，即摩擦旋轉攪拌銲接，乃為一固相接合製程，具有無缺陷形成的高接合品質且較熔融銲接佳之機械性質。初始時為了用於銲接在難以使用傳統銲接法銲接的鋁合金，如 7075 與 2024 等。TWI 位於英國劍橋附近的 Abington，為歐洲最大之研究與技術發展組織之一，有超過 400 位的成員與世界各地的工業界一起研究開發出更有效率的接合技術。

## 二、摩擦旋轉攪拌銲接之原理與機構

此銲接法是在欲銲接處插入一旋轉工具頭 (rotating shoulder tool)，其前端為肩部 (shoulder) 並延伸出一凸梢 (pin or probe)，凸梢之長度稍少於欲銲工件之厚度。銲接時凸梢插入攪拌同時加熱其周圍之金屬，使之軟化，並繼續施一向下力直至肩部接觸到工件表面，經由工具頭的旋轉產生摩擦熱而溫度升高至被銲金屬呈塑性狀態。隨著工具頭的轉動與移動，將塑性變形層兩邊的材料攪拌在一起，待冷卻後即形成緻密的銲道並使工件產生接合的效

果，如圖 1 所示<sup>(3-6)</sup>。銲接過程中，肩部緊密接觸於工件表面，除了提供另一摩擦熱的來源外，亦可避免材料從銲道上方被擠出，肩部的直徑約為凸梢直徑之三倍<sup>(7)</sup>。通常使用一具有螺紋之凸梢，其長度稍少於工件厚度而其直徑約略為工件厚度。摩擦旋轉攪拌銲接是一種固相接合過程，其原理係利用摩擦所引起的金屬塑性流動現象而接合，整個銲接過程銲道的溫度始終未超過母材的熔點<sup>(8)</sup>。在報告中，鋁合金在銲接過程中銲道區的溫度約為  $0.6 - 0.8 T_m$  (絕對熔點溫度)<sup>(4)</sup>。

在摩擦攪拌旋轉銲接過程中，金屬的流動可使用的在待接合面置入追蹤物和凸梢瞬間停止在一處 (frozen) 的技術來觀察<sup>(7)</sup>。依工具頭旋轉方向與前進方向的相互關係，銲道可分為推進邊 (advancing side) 與退出邊 (retreating side)，如圖 2<sup>(4,7,9)</sup>。在工具頭前進時，旋轉方向與前進方向相同側稱之為推進

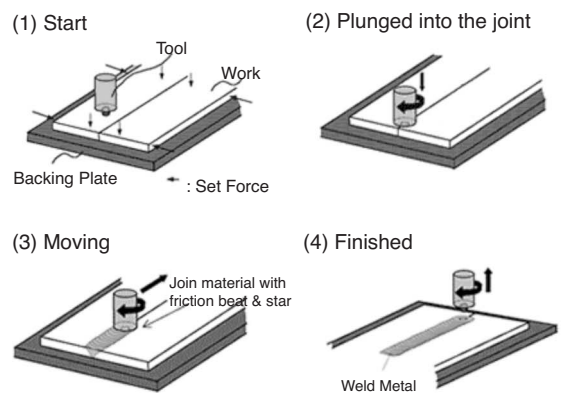
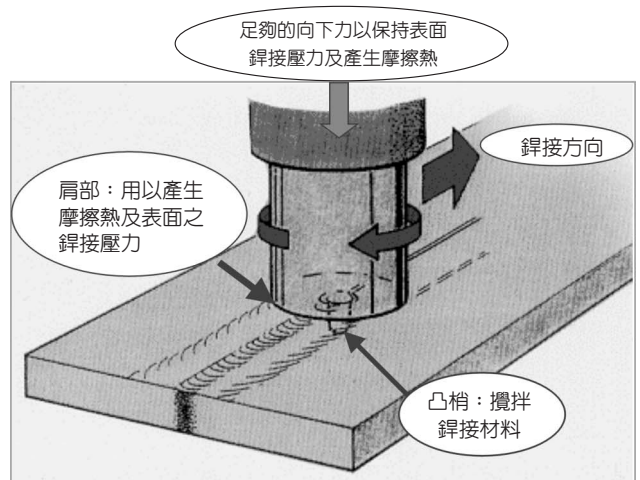


圖 1. 摩擦旋轉攪拌製程之簡易示意圖。

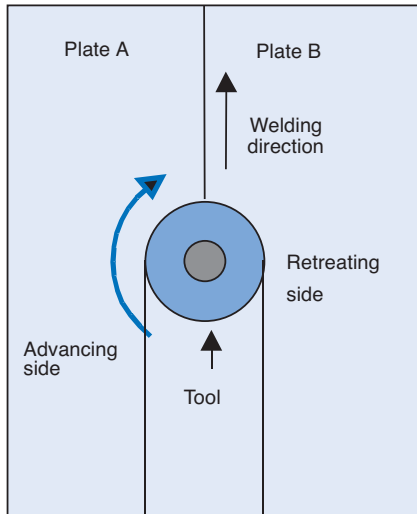


圖 2. 摩擦旋轉攪拌凸梢工具頭前進時之推進邊 (advancing side) 與退出邊 (retreating side)。

邊；與推進邊相對的另一邊即為退出邊，在此邊，旋轉方向與前進方向相反。

摩擦攪拌旋轉銲接時在推進邊與退出邊處的物質流動情形不盡相同。在 Guerra 等人<sup>(7)</sup> 與 Krishnan<sup>(10)</sup> 的報告中指出，材料在 FSW 過程中經由兩種方式圍繞著凸梢移動：位於推進邊的銲道材料被帶入旋轉區域後，繞著凸梢旋轉與向前移動。此區的材料具極高之變形量。而在退出邊的銲道材料只被凸梢的旋轉移動所帶動，但並未繞著凸梢旋轉，此邊的材料隨後被用於填補入先前形成的空洞。

Lee 等人<sup>(9)</sup> 在鑄造 A356 與鍛造 6061 鋁合金異質接合的實驗中發現：銲道攪拌區 (stir zone) 的微觀組織主要是由固定在退出邊的物質所構成，其機械性質主要由固定在退出邊的物質所決定，即退出邊的物質對銲道的微觀組織與機械性質影響較大。Karlsson 等人<sup>(11)</sup> 在 AA 5083 與 AA 6082、Al-clad AA 2024 與 AA 5083/Cu 的 FSW 異質接合實驗中，銲後材料之機械性質亦隨著固定在退出邊物質的不同而不同。

物質在工具頭周圍除了水平旋轉造成的流動外，亦形成一垂直漩渦狀的流動<sup>(7)</sup>，如圖 3 所示，這是經由凸梢的螺紋與工具頭旋轉方向所共同造成。當使用右旋螺紋凸梢在反時針方向旋轉下，造成將材料向下推之流動力；而使用相同之凸梢但以

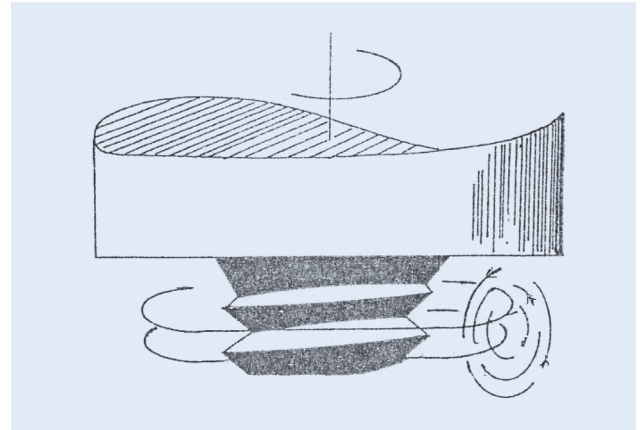


圖 3. 工具頭造成之漩渦狀流。

順時針方向旋轉時，通常會得到較不好的結果。這是此時凸梢造成將材料往上推之流動力，而沒有將材料回填至銲道下方內部而擠壓在上半部所造成，使得銲道較淺且有明顯的孔洞形成，而右旋螺紋反時針方向旋轉時銲道較深，材料集中在板面下並有較緻密之銲道組織。

在銲道區接近表面處 (約佔全厚度三分之一)，材料的流動受到肩部之影響大於凸梢，受複雜的交互作用影響，此區域的流動作用仍有待研究，而在銲道下方佔三分之二處的流動作用為受凸梢之影響較大<sup>(7)</sup>。材料在工具頭周圍所產生的塑性流動可被視為一鍛造與擠製的過程<sup>(12)</sup>。

依目前的研發狀況來說，工具頭的形式約可分為三類。(a) 固定式凸梢工具頭 (fixed pin tool, FPT)：如圖 4<sup>(13-16)</sup>，為單一部件，一體成形製成，具有固定的工具頭形狀與可銲接深度，但銲接時需要支撐背板且只有旋轉方向之單軸向控制 (one dimension)。(b) 可調式凸梢工具頭 (retractable tool or adjustable pin tool, APT)：如圖 5 所示<sup>(13,14,17)</sup>，為兩件式工具頭，分為肩部與凸梢兩部分，其凸梢長度可改變且具雙軸向控制 (two dimension)，除了旋轉方向外還有上下之 y 方向。因此銲接深度可變化，且銲接完成時可控制將凸梢順勢抽出而不留下孔洞，但銲接時仍需有背板支撐。(c) 自動反應工具頭 (self-reacting pin tool, SRPT)：如圖 6<sup>(13,14)</sup>，為三件式工具頭，由二肩部與一凸梢組合而成。其兩肩部的分離度可調整改變，具雙軸向控制，因此可

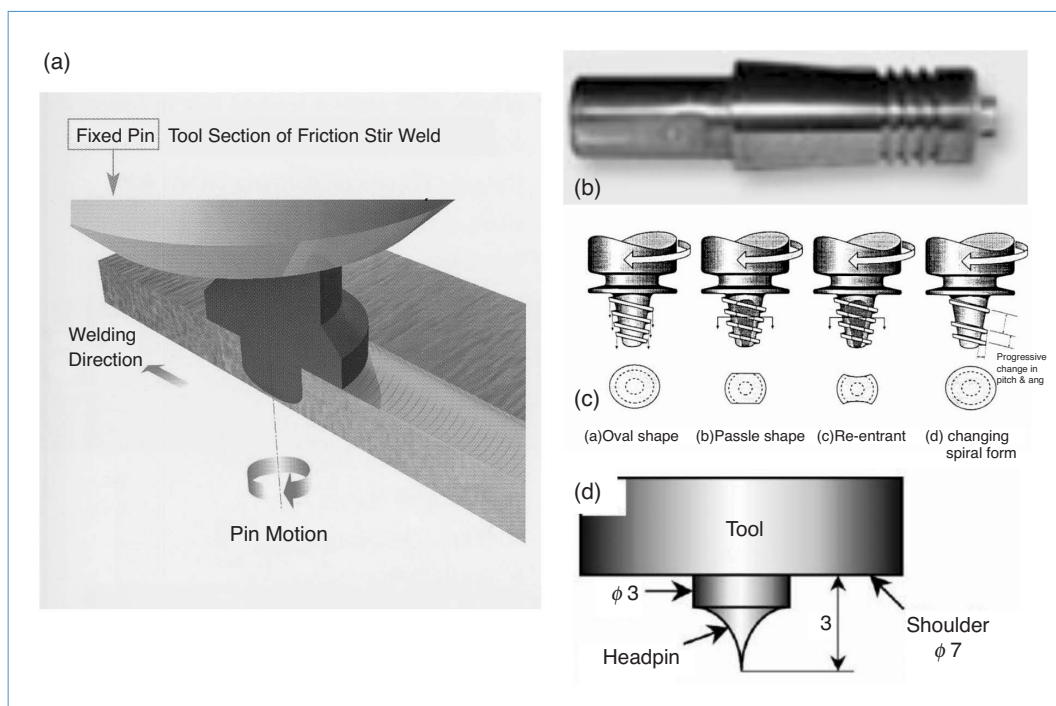


圖 4. 固定式凸梢工具頭<sup>(13-16)</sup>。

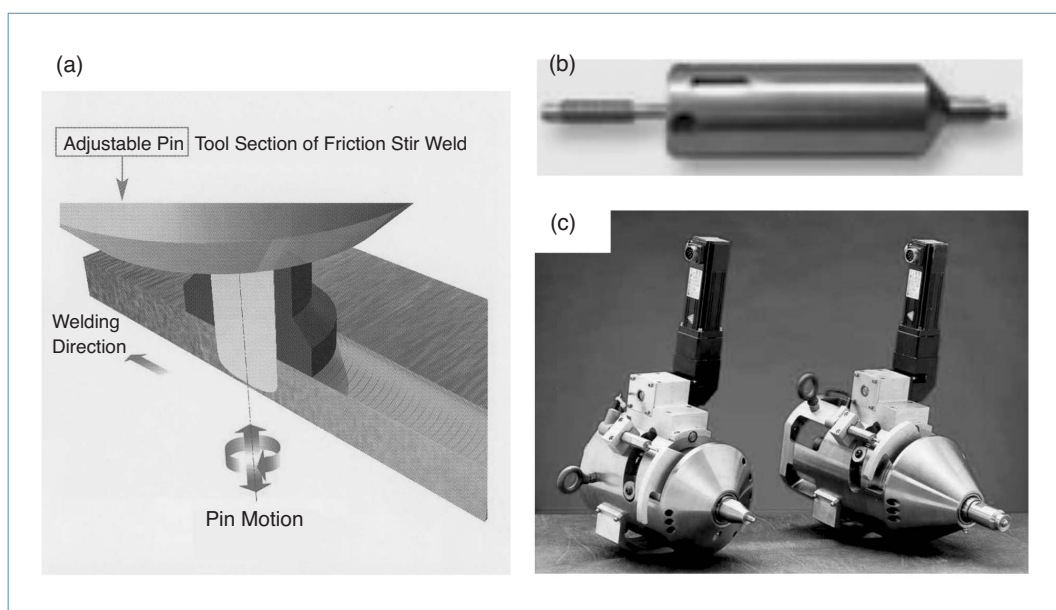


圖 5. 可調式凸梢工具頭<sup>(13,14,17)</sup>。

全穿透銲接及銲接時不需背板支撐，且全穿透銲接深度可變化<sup>(18)</sup>。

上述可調式工具頭最先是由美國航空暨太空總署 (NASA) 之 Marshall Space Flight Center 所研發出來，並授權予 MTS Systems Corporation 與 MCE Technologies, Inc. (MCETEC) 兩家公司用以製造、生產商業化機器。

### 三、摩擦旋轉攪拌銲接特性

#### 1. 銲道區洋蔥環的出現

摩擦攪拌旋轉銲接銲道外觀最大的特徵就是洋蔥環 (onion ring) 的出現，橢圓形的礦塊 (nugget) 形狀與洋蔥環結構皆為摩擦旋轉攪拌銲接後銲道攪拌區 (stir zone) 的典型特徵。此形狀的出現是受到

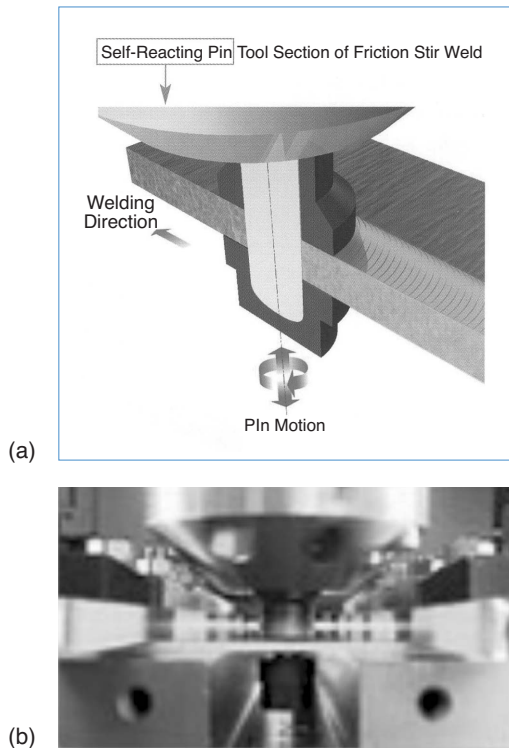


圖 6. 自動反應工具頭<sup>(13,14)</sup>。

物質流動的影響，而物質的流動是由沿著旋轉的凸梢表面產生之剪應力所引起，且在攪拌區的殘留晶粒大小，受應變、應變速率和材料流動時的加熱溫度影響。通常，在鐳道上方表面可觀察到後半圓形環，每環之間的空間大約等於工具頭每轉一圈時的前進距離<sup>(10)</sup>，而每環間的距離隨著前進速度下降及轉速的上升而減少，如圖 7。材料的流動方式在每一次旋轉皆重複，像這樣的材料流動方式重複的將應變和應變速率引入至材料中，使得具有不同晶粒大小的三維片狀橢圓面間隔的出現在攪拌區。此種具不同晶粒大小且間隔出現的橢圓面，在垂直鐳接前進方向的橫截面處產生洋蔥環構造。Mahoney 等人<sup>(19)</sup> 的報告亦提到，在攪拌區的洋蔥環結構以具不同晶粒大小之帶狀為特徵。因此，橢圓形的礦塊與洋蔥環組織的形成起源於螺紋凸梢旋轉與前進所帶動之剪力變形，並將金屬擠製環繞至工具頭後退邊的過程所致。根據 Lee 等人<sup>(9)</sup> 在鋁合金 A356 與 6061 的異質對接實驗中發現，攪拌區的面積大小會隨著鐳速上升而有些微的下降，這可能是因為不同的冷卻速率所造成。

## 2. 鐳道區之微觀組織

鐳道區之微觀組織可分為四部分，如圖 8(a) 與 (b) 所示。(a) 母材 (base metal, BM)：即原始施鐳之材料，此處的物質並未受到鐳接過程所影響。(b) 熱影響區 (heat affected zone, HAZ)：介於母材和熱機影響區之間，在熱影響區的晶粒組織並沒有受到 FSW 過程的機械旋轉與塑性變形影響，只受到單純些微溫度升高之影響，其晶粒組織與母材相似，但因受熱造成晶粒成長，通常平均晶粒尺寸會超過母材的晶粒大小，而使得機械性質因晶粒尺寸增加而變差，母材與熱影響區皆含有相對較低的差排密度。(c) 熱機影響區 (thermomechanically affected zone, TMAZ)：介於動態再結晶區與熱影響區之間，具高變形組織，既受到熱影響又產生變形的區域。可分成前進邊與退出邊，他們略有不同的微觀構造。(d) 攪拌區或動態再結晶區 (dynamically recrystallized zone, DXZ)：位於鐳道中央，直接受到工具頭的摩擦、攪拌、擠壓的影響，其特徵為具

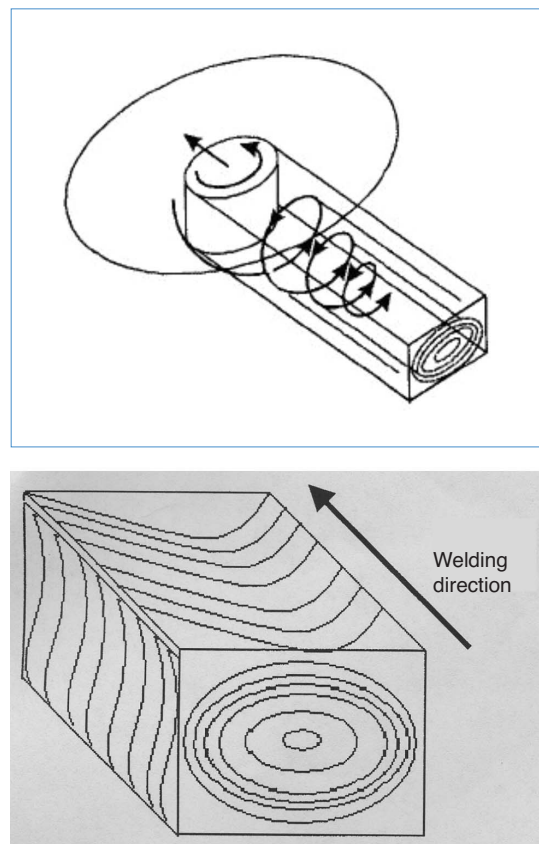


圖 7. 洋蔥圈立體相關示意圖<sup>(10)</sup>。

有再結晶的等軸細晶粒且晶粒間存在高角度晶界，如圖 8(c) 與 (d) 所示。

對 7075 或 2024 這類高強度析出型鋁合金而言，動態再結晶區會具有良好的機械性質，而熱影響區的機械性質不好；硬度值在熱影響區存在顯著的下降，在拉伸試驗時首先從此區域斷裂，一般被認為是在此區域析出物的粗化現象所導致。在熱影響區，析出物與無析出區 (precipitation free zone, PFZ) 變粗與寬化為母材的五倍之多<sup>(20)</sup>。

在 7075 或 2024 鋁合金鐳道部分一般可分為此四區域，但是在 AZ31 或 AZ91 鎂合金上並沒有很明顯的熱機影響區之分。因在這類鋁合金的動態再結晶區旁雖然也受到鐳接過程的熱與形變的影響，但仍不足以發生動態再結晶而形成熱機影響區；而 AZ31 或 AZ91 鎂合金之再結晶溫度約為 250 °C<sup>(21)</sup>，此溫度低於鋁合金之溫度，因此，這可能是因為在鎂合金中比鋁合金更易於發生動態再結晶所致<sup>(22)</sup>。

### 3. 鐳道攪拌區之動態再結晶機構

鐳道攪拌區微細的等軸晶，被認為是在攪拌過程中經動態再結晶而形成的<sup>(23,24)</sup>。通常在鐳道區的溫度，雖然隨著旋轉速度變化，但仍在 0.6–0.8  $T_m$  的範圍裡，這比一般需要達再結晶的溫度 (~0.5  $T_m$ ) 要高出許多。動態再結晶可分為不連續動態再結晶 (discontinuous dynamic recrystallization)：直接經由成核成具高角度晶界的新晶粒，而成長與連續動態再結晶 (continuous dynamic recrystallization)：次晶

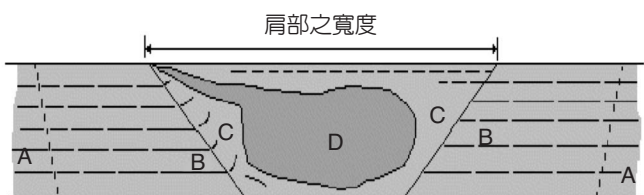
粒經由吸收差排至晶界而成長，再經由旋轉而達到高角度晶界。

Jata 與 Semiatin<sup>(25)</sup> 認為動態再結晶區中的高角度晶界，是原本為低角度晶界的母材晶粒因差排滑動而經由連續的旋轉而成。Su 等人<sup>(26)</sup> 推論最後的微細晶粒是在攪拌動作下，藉由在 FSW 過程中所形成的次晶粒經由差排被吸收至次晶界的旋轉所成長。他們推測在 DXZ 動態再結晶過程的演化如下列步驟：差排產生；動態回復，在此過程中，許多微小且具低角度晶界的次晶粒藉由動態回復在晶粒內形成；連續動態再結晶，微小的次晶粒經由重複的吸收差排至次晶界而成長與旋轉至高角度晶界，最後形成具高角度晶界之等軸再結晶晶粒。重複的差排產生與部分回復，塑性變形在再結晶晶粒中產生額外的差排；熱機循環結束後，部分回復在部分 TMAZ 晶粒與 DXZ 晶粒中發生。

而 Rhode 等人<sup>(27)</sup> 利用旋轉工具頭插入不往前進即拔出 (plunge and extract) 並急速冷卻的技術，來探討在摩擦旋轉攪拌過程中 7050 鋁合金微細晶粒結構的演變。假設經由旋轉工具頭插入即拔出方法，在洞底部的變形材料與 FSW 在攪拌區的變形材料相似。在工具頭繼續旋轉與前進造成更大劇烈變形與較大溫度上升之前即停止拔出，此種技術可說是在攪拌區變形過程中初期的一瞥，而插入孔洞 (plunge hole) 之底部的變形過程可說是 FSW 過程中激烈變形的先兆。母材中已有次晶粒存在，細晶粒的演化為從母材的激烈變形開始。當溫度上升，變形的組織經由成核與再結晶，而再結晶所形成的晶粒較原先即已存在的次晶粒還要小。

在插入孔洞底部所觀察到具高角度晶界的極細晶粒 (50–100 nm) 並非次晶粒，而再結晶形成的新晶粒在經過於 350–450 °C 下 1–4 分鐘之熱處理後，成長至與 FSW 製程所得的鋁合金相同<sup>(19, 28-30)</sup>。因此這可推論出，在 FSW 鋁合金鐳道攪拌區所得的細晶粒，是由過程中重度變形所產生成核與成長所得的，而非從原先已存在的次晶粒旋轉而形成的<sup>(27)</sup>。

而 Sato 等人<sup>(28)</sup> 也提出相似之理論，對於 6063 鋁合金在攪拌區晶粒組織演化的解釋。鐳接工具頭的旋轉導致摩擦熱和材料的塑性流動，塑性區軟化



- A 母材 (Base metal, BM)：此處的物質並未受到鐳接過程所影響。
- B 熱影響區 (Heat affected zone, HAZ)：受到鐳接過程熱影響無機械影響。
- C 熱機影響區 (Thermomechanically affected zone, TMAZ)：具高變形組織，受到熱影響與變形的區域。
- D 動態再結晶區 (Dynamically recrystallized weld nugget, DXZ)：受到熱與激烈變形，發生動態再結晶區域。

圖 8. 鐳道區微觀組織示意圖。

的材料跟著凸梢旋轉移動，藉著劇烈的形變與高溫，動態再結晶成核產生。在工具頭通過後，攪拌區動態再結晶粒核在熱循環的冷卻過程中靜態成長。而靜態晶粒成長受到溫度的強烈影響，殘留的晶粒大小隨著銲接過程中最大溫度上升而增大。

最後，Su 等人<sup>(31)</sup>也提出在攪拌區的等軸細晶粒是經由不連續動態再結晶而來，推翻了之前的假設。提出奈米結構組織的演化為：在 FSW 的初期階段，在攪拌前進的過程中，引發複雜的應變狀態與高差排密度，高密度的具高角度晶界奈米尺寸晶粒經由在高溫下的動態成核形成，晶界移動並經由吸收差排形成一不平衡晶界。動態再結晶後，額外的差排經由後來的塑性變形在較大、較軟可優先容納應變的晶粒裡產生。因此在 7050、7075、6063 等鋁合金動態再結晶區的等軸細晶粒，一般被認為是經由新晶粒成核而成長的不連續動態再結晶過程產生。

#### 4. 銲道再結晶區硬度值的變化

在銲道中央的動態再結晶區具有微細之等軸晶粒，依 Hall-Petch 關係式，在銲道因晶粒細化其硬度值會較母材為高，但在文獻中發現並不完全依照此關係式<sup>(32)</sup>，這是因為不同材質其析出現象不同所致。通常鋁合金約可分為析出強化與固溶強化型，而析出強化型鋁合金在銲道的硬度值受到析出物的分布影響大於晶粒大小的影響，因此對於析出強化型合金來說，其銲道的硬度值就不適合只依 Hall-Petch 關係式來解釋。

在析出強化型鋁合金銲道的探討中，如 Rhodes 等人研究之 7075-T651<sup>(19,29)</sup>、Jata 等人研究之 7050-T7475<sup>(33)</sup>、Murr 等人研究之 6061-T6<sup>(34,35)</sup>、Sato 等人研究之 6063-T5<sup>(36,37)</sup>，析出強化型鋁合金在經過 FSW 後的銲道機械性質與強化相析出物的體積比率、大小與在銲道的分布狀態強烈相關，與晶粒大小相關性較低。他們說明了在銲道區有較低的硬度值是因為在銲接熱的影響下，析出物消失或粗化所造成。具體來說，這樣的軟化現象是由於強化相析出物 (Mg<sub>2</sub>Si, MgZn<sub>2</sub>) 在銲接時的熱循環中溶解或成長，而此現象一般可藉由熱處理來改善

<sup>(38)</sup>。鑄造鎂合金 AZ91D 與其他如 AM50 和 AM60 具 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 析出物，在 FSW 銲道也有硬度值降低的現象出現。

然而，固溶強化型鋁合金在銲道具不同的硬度分布值，如 5083 鋁合金，銲道區的硬度值約略與母材相同，從 Svensson 等人<sup>(39)</sup>與 Sato 等人<sup>(40)</sup>的研究中，發現這主要不只是由差排密度且也是由微小 Al<sub>6</sub>(Mn,Fe) 粒子的分布與晶粒大小所控制。另一方面，在 1080 鋁合金的銲道硬度值分布略較母材高，此現象被認為是因 Hall-Petch 關係式影響所致<sup>(40)</sup>。在鎂合金中也有類似現象，如無析出物之 AZ31 在銲道便無硬度降低之現象發生<sup>(23)</sup>。

#### 5. 摩擦旋轉攪拌銲接之參數

影響摩擦旋轉攪拌銲接的參數有：銲接物質、工具頭 (肩部、凸梢的螺紋)、工具頭轉速、銲接的前進速度、溫度與工具頭傾斜角度等。當轉速越高摩擦越激烈，在銲接時的熱輸入量越高，使得銲接溫度高，晶粒成長的驅動力越大，所得晶粒越大。而銲接前進速度越低，停留在高溫下較長時間，表示在相同的時間內對於銲道的熱輸入量越高，亦會使得溫度上升、冷卻速度下降，晶粒成長上升 (但在較低銲速時停留在高溫下時間較長，亦有使在工具頭凸梢前部材料預熱作用，或使用雷射處理預熱<sup>(41)</sup>，這兩種均可使材料軟化更易於銲接，並可保護工具頭減少磨耗<sup>(42)</sup>)。較快的銲接速度下，銲材停留在高溫的時間較短，可供進行回復過程的時間較短，使得銲材在微觀構造上具有較高的差排密度。因此在低轉速與高前進速度的配合下，可得越細化的晶粒<sup>(43,44)</sup>。較高的銲速使得銲材有較大的破壞伸長量<sup>(45)</sup>。旋轉速度對硬度值無明顯的影響，但是銲道的攪拌區寬度具隨著旋轉速度上升而稍微擴大的趨勢<sup>(28)</sup>。

溫度對銲後晶粒有極大之影響，除了因轉速與前進速度所導致熱輸入量的不同，以致於晶粒大小的變化外，如在銲後立刻施以冷卻，藉由減少晶粒成長時間，以增加銲後晶粒細化程度<sup>(31)</sup>。而銲前母材溫度亦有影響，較低的銲接母材起始溫度，所得之再結晶晶粒會小於起始溫度較高者<sup>(46)</sup>。

## 四、摩擦攪拌旋轉銲接優劣

摩擦攪拌旋轉銲接本為摩擦銲接之技術延伸，原理上不算新意，但在實務操作上，更方便運用。摩擦攪拌旋轉銲接之優點如下。(a) 更具環境親和力。FSW無汽化金屬氣體蒸汽、輻射、高電壓、熔融金屬及電弧等危險出現，沒有因熔融汽化而產生之煙塵及無熔融液態熔池之潑濺，具有安全操作性。此外，FSW 比熔融銲接所需能量更低，且更具能量效率，加上近年來能源、資源的短缺，節省能源更是重要的課題。(b) 良好的銲接品質。因為固相接合過程，所以銲道無因熔融而引起的損耗、不需回填銲料、無孔隙產生、不會造成銲後材料的組成成分改變和無變形，因此不需後處理將變形處弄直及銲後加工處理，如銲後的研磨或拋光等步驟皆不需要。較低的殘留應力，可使用於對銲道裂縫敏感性較高的合金材料。對於修補性銲接，只需一次銲接即可，不需回銲。銲接製程可在短時間內完成，並有良好的再現性，且接合處具好的持久性，提供了兩倍於熔融銲接的抗疲勞能力，同時沒有鎖匙孔留下。傳統 FSW 在銲接後工具頭離開後會留下一凸梢所在位置造成的鎖匙孔缺點，因可自動縮回凸梢工具頭研發出後，在銲後已無一孔洞留下。FSW 可保持銲道的細化晶粒與良好塑性變形能力，傳統的熔融銲接會破壞銲道的良好微組織結構，以致於失去此能力。且 FSW 具有範圍廣闊的可銲合金，包括之前認為不可銲接的 2XXX、7XXX 系列鋁合金，亦可使用於銲接複合材料及異質接合，已被應用在 Al、Mg、Cu、Ti 與 Fe 等合金的接合上。(c) FSW 具多方位適用的靈活銲接，可在任何方位上銲接，從平坦表面至曲面，可直線銲接或在複雜形狀材料上的銲接。在非線性物體、非平面物體及三維方向皆可操作，可適用於對接 (butt)、搭接 (lap)、T 型接合、邊緣及角落銲接等多種幾何形狀的接合。(d) FSW 具有簡單的機械操作與銲接過程，整個過程可採自動化機器人操控的銲接方式，並可經由螢幕線上監控，且可採全姿勢的銲接位置，因此不需複雜的操作方法與人員訓練。銲接過程不需在特殊狀況下操作，可在常溫、常壓、無保護性氣體的環境下進行，且不需進行銲

表 1. 摩擦旋轉攪拌銲接與熔融銲接的比較。

銲接製程	摩擦旋轉攪拌銲接	熔融銲接
銲後材料變形量	小	大
銲接時需置入保護性氣體或材料回填	不需	需要
銲道機械性質	較熔融銲接強或相等	較摩擦旋轉攪拌銲接差
銲道品質	良好	孔洞、坑洞、重疊、凹陷、破裂等
工作環境	乾淨，無汽化液體、無電弧及潑濺	不乾淨，有汽化氣體、有電弧及潑濺

材的前處理，如將表面氧化物去除等工作。摩擦旋轉攪拌銲接與熔融銲接的比較如表 1。

摩擦攪拌旋轉銲接的障礙與缺點，為需要特殊的夾具系統與抗腐蝕保護等，不少技術需從 TWI 取得專利授權。摩擦旋轉攪拌銲接為 TWI 所研發並保有其專利，而 FSW 的授權許可需從 TWI 或 EWI (Edison Welding Institute) 取得，後者位於美國，為類似 TWI 之姊妹機構。

## 五、摩擦旋轉攪拌銲接之應用

### 1. 在航太工業的廣泛應用

#### (1) 航空器的製造

摩擦旋轉攪拌銲接可應用在飛機機身骨架之接合與製造。在工業上使用 FSW 以接合飛機機身和蒙皮，用以取代傳統使用鉚釘打入之接合方式。因航太材料鋁合金變得可銲接，可將傳統上一些必須分離的組件銲接起來，藉以減少機體零件數，增進製造效率。而 FSW 具有銲接品質好且不需回填材料的特性，且在少去額外使用的鉚釘重量後，大大的減少了因鉚釘所增加的物料消耗及機體成品的重量。FSW 裝置簡便，且銲接速度大於鉚釘需一個一個打入之速度，可使用自動化控制，以減少人力需求及減少製造時間。

傳統鉚釘接合需打穿接合處表面以達成接合目的，易造成缺陷的產生，而使用銲接成型具一體



圖 9. 摩擦旋轉攪拌銲接在航太飛機上之應用<sup>(47,13)</sup>。

性，銲接部分不若鉚釘接合有間隙與破壞面易形成往後破壞的產生處，因此使用 FSW 可改進破壞表現能力，並減少缺陷形成速率。而 FSW 接合之銲道品質好，強度亦較傳統鉚釘接合高，並可增進機體的負載能力。因此在飛機製造上使用 FSW 技術，除了有更佳之成品品質外，最重要的就是製造成本的降低。

在航空業，已實際應用摩擦旋轉攪拌銲接於實際製造上。法國的空中巴士集團 (Airbus) 已運用 BAE system Airbus 於其 A3XX 系列飛機的製造。美國的波音集團 (Boeing) 亦使用 ESAB 公司所製



圖 10. 摩擦旋轉攪拌銲接在太空火箭上的應用<sup>(48)</sup>。

造之 ESAB Super Stir™ 應用於其製造上面，如圖 9(a)<sup>(47)</sup>。而 Eclipse Aviation Corp. 已經使用 MTS Systems Corp. 所提供之 FSW 設備成功製造出世界上第一架使用 FSW 技術生產的飛機 (Eclipse 500)，如圖 9(b)<sup>(13)</sup>，並將獲得美國聯邦航空總署 (FAA) 認證通過，進入行銷階段。現今的飛機製造中大量的使用鋁合金為材質，而在飛機的主要組裝中使用 FSW 接合，例如，在 Eclipse 500 的製造中取代達百分之六十鉚釘的使用量，不止大大的縮短了製造時間，並有更優越的接合效果。

## (2) 火箭、飛彈外殼

如圖 10<sup>(48)</sup>。

## (3) 太空梭

美國航空暨太空總署亦運用 FSW 之技術於太空梭主燃料槽 (external fuel tank)、固態火箭推進器與可回收固態火箭 (reuseable solid rocket) 發動機主引擎的製造上面。美商洛克希德馬丁公司 (Lockheed Martin Corp.) 使用通用工具公司 (General Tool Company, GTC) 所提供之設備，在 NASA 的授權下製造太空梭之外部主燃料槽，預計在 2005 年 1 月試飛，如圖 11<sup>(14)</sup>。

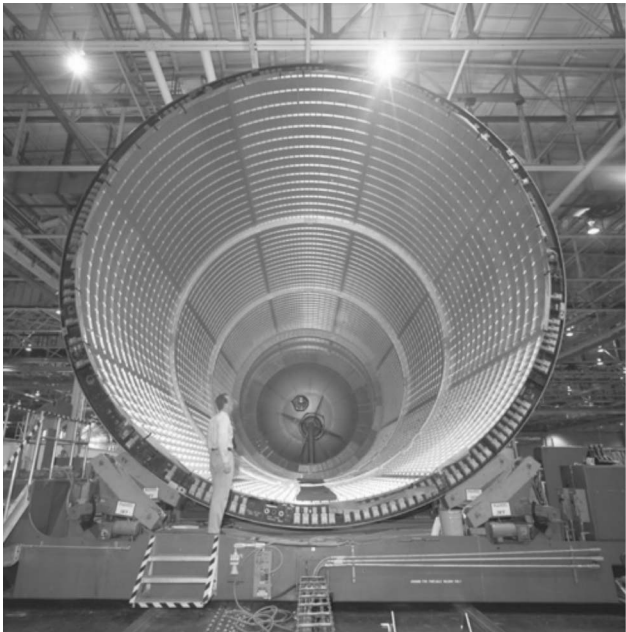


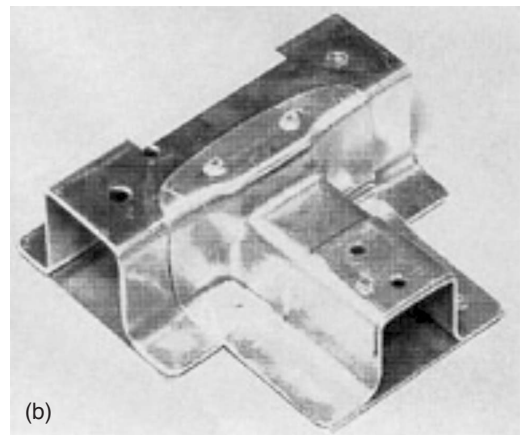
圖 11. 摩擦旋轉攪拌銲接在太空梭上的應用<sup>(14)</sup>。

## 2. 交通運輸工具工業上的應用

在汽車工業上的應用有引擎與底盤支架、內燃機汽缸的接合、車輪鋼圈，如圖 12<sup>(49)</sup>，和結構部分，如鋁、銅或鈦製骨架的接合。鐵路工業的應用為鐵路運輸工具，有地下鐵列車、有軌電車或礦車、車廂本體、鐵路貨車外殼及高速列車等。造船工業上可用於船體甲板、側邊與隔艙壁板的接合或船殼與上部構造，如圖 13<sup>(50)</sup>，及直昇機降落平台等。路上運輸工業上有卡車車身、巴士、篷卡車、拖車、裝甲覆蓋車輛、摩托車與腳踏車骨架、燃料槽、儲存槽與鋼瓶等應用。



(a)



(b)

圖 12. 摩擦旋轉攪拌銲接在汽車鋁合金輪圈與連接器上的應用<sup>(49)</sup>。

目前的車體結構接合通常使用電弧銲接，但電弧銲接方法因加熱使銲件達到熔點，因而在銲後物質損耗易造成大的變形量，這會使部件外觀看起來並不好，且在車體部件組合時不容易去調整接合，而使用 FSW 的技術可避免掉這些缺點。日立利用 FSW 創造規劃出新概念列車，而這些新概念描述如下：在汽車工業中，中空鋁擠形車體骨架可減少車體骨架的零組件數，且精確鋁合金製的車體骨架可經由 FSW 的接合。而精準的車體骨架使得製造時可以精確的固定組合大尺寸車體內部模組，而不需要複雜的校正。

目前在 CO<sub>2</sub> 排放量減少等環保對策中，汽車輕量化是不可或缺的話題，因此使用輕金屬來作為製造材料為一必然的趨勢。因其優點與特性，鋁合

金與鎂合金即為一適當選擇。因此，對於汽車工業上使用此 FSW 新技術與製程的量無疑的會增加，因為 FSW 具經濟效益、不需複雜技術和低能量消耗，且具接合不同物質，並有最小變形量的能力，使得此製程被廣泛的接受與採用。對於欲使車輛輕量化的設計工程師而言，因 FSW 的技術，使得他們可以採用新的合金作為車體零件與骨架，而不必如同以前一樣因這些合金在熔融銲接的銲接性差而避免使用。尤其是軌道車輛安全要求較高的衝擊值，FSW 銲道品質明顯優於電弧銲道。此點，先後已有 1998 年德國高速鐵路在 Eschede 以及 1999 年英國鐵路在 Ladbroke Grove 的兩件火車事故中，鋁製火車車廂損壞的情形獲得實證<sup>(51)</sup>。

### 3. 在建築工業上的應用

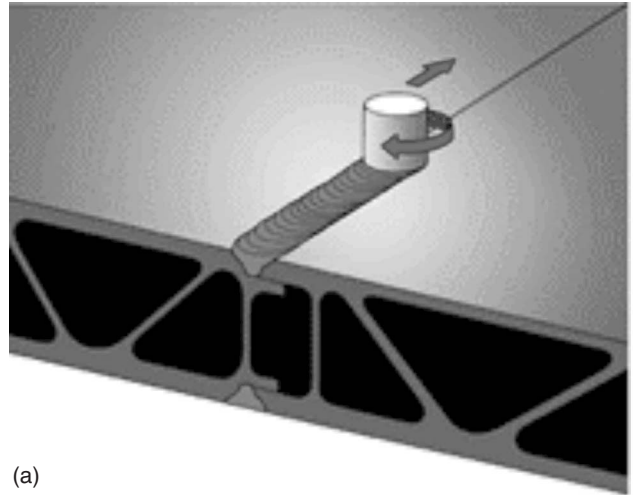
FSW 可用於建築物外觀壁板的接合與窗戶骨架的接合、管路的組建、在造橋所運用到的鋁合金之接合、鋁合金擠製物的接合與熱交換器和空調系統等。

### 4. 摩擦旋轉攪拌銲接之未來發展

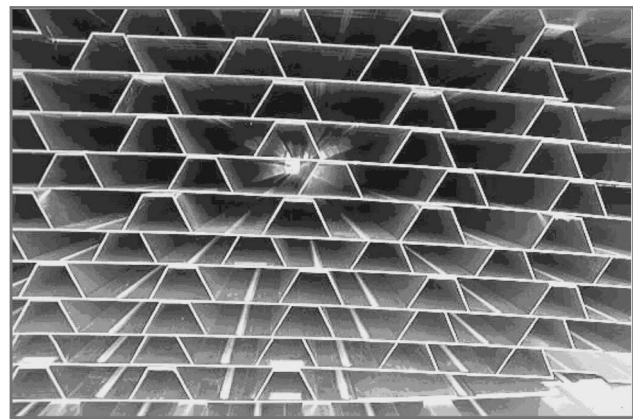
對於摩擦旋轉攪拌銲接未來所需的發展與研究方向大致為：新型工具頭設計的發展、摩擦攪拌旋轉銲接接合之基本特徵的觀察、銲接速度的提升、利用於他種金屬合金和可銲厚度的研究，如鈦或鋼鐵合金等與利用在複雜非平面的銲接上。而目前經 TWI 授權用以發展製造 FSW 相關設備的廠商除了 MTS 外，還有 ESAB、GTC、Hitachi、MCETEC、FPE & Gatwick Fusion Ltd. 等。

## 六、摩擦旋轉攪拌製程

近年來對輕金屬材料功能進一步改質，一方面是添加新成分，如輕量元素 Li、B、Sc、Sr 等，或較重之 Y、Nb、Zr、RE (rare earth) 等，另一方面便是使用各種二次加工處理，以期能夠達到微米、次微米，甚至奈米級的晶粒尺寸。對於粗晶粒往下細化 (top down) 之加工處理技術發展至今，方法不勝枚舉，一般在文獻上常引起注意的有：震波衝擊



(a)



(b)

圖 13. 摩擦旋轉攪拌銲接在造船工業上複合夾層板的應用<sup>(50)</sup>。

(shock loading)、壓力下扭轉 (torsion under compression)、循環擠型 (cyclic extrusion) 或往復擠型 (reciprocal extrusion)、等徑轉角擠型 (equal channel angular extrusion, ECAE)、高擠型比擠型 (high extrusion ratio extrusion)、累積滾壓 (accumulative roll bonding, ARB)、滾壓式熱機處理 (rolling typed thermomechanical treatment, R-TMT)、粉末冶金加擠型 (powder metallurgy plus extrusion, PM/EX)、快速冷卻加粉末冶金 (rapid solidification plus powder metallurgy, RS/PM)、機械合金 (mechanical alloying, MA) 等。另外，也發展出由原子噴覆堆積往上磊晶 (bottom up) 之成形技術，如新式電鍍法 (electrodeposition)、氣相層積法 (gas

condensation)、噴覆成型法 (spray forming)，以及表層晶粒細化技術，如超音鋼球撞擊 (ultrasonic shot peening, USSP)、離子佈植法、輻射照射法等。

利用摩擦旋轉攪拌銲接的固相銲接技術，應用於材料之晶粒細化上的一種製程技術，稱之為摩擦旋轉攪拌製程。不同於摩擦旋轉攪拌銲接為將兩分離之材質對接加以銲接起來，摩擦旋轉攪拌製程 (friction stir processing, FSP) 主要在單一材質施以同摩擦旋轉攪拌銲接原理之技術，進行材料之改質或複合材料的製作。此概念最先是由美國密蘇里大學的 Mishra 教授研究團隊所提出<sup>(52,53)</sup>，並應用於母材的改質、金屬基複合材料的製作、改質母材使之具備超塑變形等。摩擦旋轉攪拌處理可非常有效的應用於創造一材料均質的微觀組織，並增加其延性，可用於添加微奈米陶瓷粉粒於金屬表面或內部，以製造表面硬質膜或金屬基複合材料 (metal matrix composites, MMC)，成為另一種晶粒細化與材料改質的途徑。

## 七、摩擦旋轉攪拌製程之應用

### 1. 利用 FSP 以製造極微細晶粒

為使晶粒細化，傳統使用激烈塑性變形法 (severe plastic deformation, SPD)，而此法的晶粒再結晶行為為利用差排在晶界的堆疊，使晶粒進行連續動態再結晶。但使用 SPD 法以形成奈米結構高角度晶界材料為一複雜的過程，以等徑轉角擠型而言，需要在進行八次 ECAE 以後才能達到具高角度晶界的微細晶粒組織。而 FSP 在單次的製程中經由工具頭所造成的擠壓、旋轉與鍛造行為，攪拌區微細的等軸晶即可在攪拌過程中經不連續動態再結晶形成，可使製程後的金屬材料有比原始母材更細化的晶粒構造，達到晶粒細化的目的。

在 Kwon 等人<sup>(54,16)</sup> 在 1050 鋁合金、Su 等人<sup>(31)</sup> 在 7075 鋁合金與 Charit 等人<sup>(55)</sup> 在 2024 鋁合金以 FSP 製程研究時，皆能在攪拌區形成良好的晶粒細化結果至 10  $\mu\text{m}$  以下，甚至可達奈米尺度。Su 等人<sup>(31)</sup> 在 7075 鋁合金上進行單趟 FSP 製程，利用在工具頭經過後立即急速冷卻材料，減少不連續動態再結晶粒核在熱循環過程的晶粒成長過程，在動態

再結晶區製造出 30–180 nm 的等軸晶粒。因此，藉由使用 FSP 與快速冷卻的結合和在材料上進行多次 FSP，可以製造出大尺寸的奈米晶粒材料。

以 FSP 製備極微細晶粒材料的優點有：(a) FSP 在單次製程中即可得到具高角度晶界的奈米晶粒，不需經過複雜程序或步驟即可達到晶粒細化之目的。(b) 可經由改變製程參數與冷卻速率來控制最後的微結構組織。(c) 整個薄板或材料可經由多次接續的 FSP 製程得到大範圍的理想晶粒尺寸。(d) 此製程可提供製造大尺寸奈米結構金屬或合金於工業上結構材料的應用，且無複雜之機器設置與低能量消耗，並具簡單的機械操作與製程。

### 2. FSP 在銲道區的超塑性質

超塑成型方法 (superplastic forming, SPF) 較傳統成型方法具較多的優點，但是對於大體積製造工業，典型使用低應變速率 ( $10^{-4} - 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )。因此，材料具備高應變速率超塑性 (high strain rate superplasticity, HSRSP)，指應變速率  $\geq 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ，可用以增加超塑成型的應用<sup>(55)</sup>。

傳統上，為使材料晶粒細化而達到超塑性質，需經過複雜的熱機處理過程 (thermo mechanical processing, TMP) 或是粉末冶金製程、成分改變法 (composition modification) 與激烈塑性變形法等製程。而摩擦旋轉攪拌製程的出現使得 TMP 所遇到的問題可得到初步的解決。經過 FSP 後，7075 鋁合金具有良好微細晶粒 ( $\sim 3.8 \mu\text{m}$ )，且具有高應變速率之超塑性質<sup>(52)</sup>，在 480  $^{\circ}\text{C}$  與應變速率  $3 \times 10^{-3} - 3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  下有大於 1250% 之伸長率，其最佳應變速率較先前所述使用於 7XXX 系列 TMP 所得之最佳應變速率還要高出一個數量級。如果良好微細晶粒組織不能在高溫下保持穩定，則超塑性伸長量會有顯著的減少，如在 7475 鋁合金的研究中，7475 鋁合金在高溫下並沒有超塑性的產生。雖然經過 FSP 後晶粒細化至 2–3  $\mu\text{m}$ ，但由於沒有良好之熱穩定性而產生不正常的晶粒成長，使得其沒有良好超塑行為<sup>(56)</sup>。7075 鋁合金的微結構穩定性是由於受到晶界被分散顆粒 (dispersoids) 與析出物所絆住而不易移動所影響。在 Al-Mg-Zr 鋁合金中含高 Zr 成分，有  $\text{Al}_3\text{Zr}$  分散膠體均勻的分布在微

結構中，使之具有良好細晶粒穩定性。應用 FSP 於 2024 鋁合金<sup>(55)</sup>、2095 鋁合金<sup>(45)</sup>、Al-Mg-Zr 鋁合金<sup>(57)</sup> 等，皆有良好超塑性質的表現。

經 FSP 可使材料具非常微細之晶粒大小和高晶界錯位 (high angle grain boundary misorientation)，這亦是材料具備超塑性質的兩個關鍵因子。摩擦旋轉攪拌製程具有使攪拌區晶粒細化的顯著特性，因此摩擦旋轉攪拌製程為一使材料晶粒細化達超塑性質製程的良好選擇。鋁合金可經由 FSP 達到高應變速率超塑性質。

### 3. FSP 在金屬基複合材料上的應用與異質材料的接合

金屬基複合材料經由如  $Al_2O_3$ 、SiC 等陶瓷材料粒子強化，被應用在航太、汽車、造船與其他工業上的輕量化結構材料上。因為他們在特定的拉伸強度、剛性及抗磨耗性有很好的表現。與未經強化的金屬相比，經由陶瓷相強化的金屬基複合材料具有高強度、高彈性係數與抗磨耗、潛變和疲勞性質的增進。這使得他們有能力作為航太與汽車工業上的結構性材料。

在許多應用上，零件的使用壽命通常取決於其表面性質，如抗磨耗能力等。此時希望在表面經複合材料改質，而塊材本體仍保有原本的組成、結構與較高的韌性。目前之表面處理技術，如高能雷射融化處理 (high energy laser melt treatment)、高能電子束輻射 (high energy electron beam irradiation)、電漿噴覆 (plasma spraying)、鑄造燒結 (cast sinter) 與鑄造等方法，是以在高溫下的液相製程為基礎。在此狀況下，難於避免強化物與金屬基母材間的介面反應產生有害相 (detrimental phase)，因此製程的控制參數即在保持有理想的固化微結構。而 FSP 為一固相製程，溫度不超過熔點，可避免傳統製程所遇到的問題。在 Mishra 等人<sup>(58)</sup> 的研究裡，指出在較低的前進速度與適當鐸深，FSP 可在表面製造具有均勻的奈米粒子分布，並與鋁基質有良好鍵結的金屬基複合材料。因此製程是一非常有效的應用技術，對於製造具粒子良好分散且與金屬基質有良好鍵結的表面金屬基複合材料，FSP 技術亦非常有效率於製造均質微結構，並有更好的延性。使用 FSP

法與熱均壓法 (hot isostatic pressing, HIP) 來均勻化 Al-Ti-Cu 奈米複材，兩者的比較下，以 FSP 法可得均勻的微結構組織，並且有更高的延性與拉伸強度，比 HIP 法更能達到均質化材料的目標<sup>(59)</sup>。

應用於 MMC 適當的接合技術尚未被建立起來，而適當的接合技術對於結構材料而言尤其重要。傳統的熔融鐸接不適用於應用在 MMC 材料上，因為熔融後凝固造成強化粒子的不規則再分布，且在熔融區如孔隙等的鐸接缺陷亦使得鐸接品質下降。而摩擦攪拌旋轉鐸接為一固相接合過程，具有良好鐸接品質，無氣孔等缺陷與破裂產生。此製程可用於接合鑄造金屬與複合材料，如 6061 鋁合金與  $Al_2O_3$  MMC 材料<sup>(60)</sup> 及 AA2014 鋁合金與  $Al_2O_3$  MMC 材料<sup>(61)</sup>，可以 FSW 成功的接合。原本在母材中規則取向的粒子分布，經 FSW 後完全消失，而均勻的再分布於攪拌區。

### 4. 工具頭的磨耗現像

傳統在摩擦旋轉攪拌鐸接上被認為非消耗 (non-consumable) 性的工具頭，在金屬基複合材料的 FSP 應用上，發現會有磨耗的發生。Prado 等人比較了 6061 鋁合金與添加 20%  $Al_2O_3$  的鋁基複合材料比較的研究指出，在經陶瓷粒子強化過的複合材料上，工具頭螺紋會有明顯的磨耗發生。但在 6061 鋁合金上則沒有磨耗的現像發生。工具頭凸梢螺紋的磨耗速率隨著旋轉速度上升至 1000 rpm 而上升，但是隨著前進速度上升而下降<sup>(62)</sup>。

## 八、結語

摩擦旋轉攪拌鐸接與摩擦旋轉攪拌處理之技術，已在歐美發展十年，取得令人不錯的成果，國內雖已有學術界之初期探討，也曾舉辦過講習研討會，邀請 TWI 之講員介紹推廣，但一直未有深入之研發，更遑論工業應用。今年金屬中心已開始評估，也與業界接觸，學術界也於今年組成研究群，由國科會支助研究 FSP 對鋁或鎂基材料之晶粒細化與製作奈米級複合材料。期望國內產研學界也開始正視此一從摩擦鐸接所延伸之製程，應用於航太、運輸、運動及民生產品上。

## 參考文獻

1. W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Murch, P. TempleSmith, and C. J. Dawes, *The Welding Institute, TWI, International Patent Application No. PCT/GB92/02203 and GB Patent Application No. 9125978.8* (1991).
2. W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Murch, P. TempleSmith, and C. J. Dawes, *The Welding Institute, TWI, U.S. Patent No. 5, 460, 317* (1995).
3. K. Knipstrom and B. Pekkari, *Welding J.*, **55**, 10 (1997).
4. Ying Li, L. E. Murr, and J. C. McClure, *Mater. Sci. Eng.*, **A 271**, 213 (1999).
5. C. J. Dawes and W. M. Thomas, *Welding J.*, **75**, 41 (1996).
6. S. W. Williams, *Air & Space Furopf.*, **3**, No. 3/4 (2001).
7. M. Guerra, C. Schmidt, J. C. McClure, L. E. Murr, and A. C. Nunes, *Mater. Characterization*, **49**, 95 (2003).
8. A. P. Reynold, W. D. Lockwood, and T. U. Seidel, *Mater. Sci. Forum*, **331-337**, 1719 (2000).
9. W. B. Lee, Y. M. Yeon, and S. B. Jung, *Scripta Mater.*, **49**, 423 (2003).
10. K. N. Krishnan, *Mater. Sci. Eng.*, **A 327**, 246 (2002).
11. L. Karlsson, E. L. Bergqvist, and H. Larsson, *Eorojoin 4, Dubrovnik-Cavtat, Croatia*, May, 24 (2001).
12. A. P. Reynold, *Sci. Technol. Weld.*, **5** (2), 104 (2000).
13. Eclipse Aviation Corp., *Website*, <http://www.eclipseaviation.com> (2003); MTS Systems Corp., *Website* <http://www.mts.com> (2003); ISTIRTM Friction Stir Welding Solutions, Menu (2003).
14. Lockheed Martin Co., *Website* <http://www.lockheedmartin.com/michoud/products/fsw/process.html> (2003).
15. W. M. Thomas, *INALCO'98-Joints in Aluminium*, 7th International Conference Pre-print, 2, Cambridge, UK, 15th April, S29-1 (1998).
16. Y. J. Kwon, I. Shigematsu, and N. Saito, *Scripta Mater.*, **49**, 785 (2003).
17. NASA, *Website* <http://technology.nasa.gov> (2003).
18. M. Skinner and Edwards, *Mater. Sci. Forum*, **426-432**, 2849 (2003).
19. M. W. Mahoney, C. G. Rhodes, J. C. Flintoff, R. A. Spurling, and W. H. Bingel, *Matall. Mater. Trans.*, **29A**, 1955 (1998).
20. A. Denquin, D. Allehaux, M. H. Campagnac, and G. Lapasset, *Mater. Sci. Forum*, **426-432**, 2921 (2003).
21. S. E. Ion, F. J. Humphreys, and S. H. White, *Acta Metall.*, **30**, 1909 (1982).
22. S. H. C. Park, Y. S. Sato, and H. Kokawa, *Scripta Mater.*, **49**, 161 (2003).
23. J. A. Esparza, W. C. Davis, E. A. Trillo, and L. E. Murr, *J. Mater. Sci. Lett.*, **21**, 917 (2002).
24. S. Juttner, *Weld. Met. Fabri.*, **66**, 11 (1998).
25. K. V. Jata and S. L. Semiatin, *Scripta Mater.*, **43**, 743 (2000).
26. J. Q. Su, T. W. Nelson, R. Mishra, and M. Mahoney, *Acta Mater.*, **51**, 713 (2003).
27. C. G. Rhodes, M. W. Mahoney, W. H. Bingel, and M. Calabrese, *Scripta Mater.*, **48**, 1451 (2003).
28. Y. S. Sato, Mitsunori Urata, and H. Kokawa, *Metall. Mater. Trans.*, **33A**, 625 (2002).
29. C. G. Rhodes, M. W. Mahoney, W. H. Bingel, R. A. Spurling, and C. C. Bampton, *Scripta Mater.*, **36**, 69 (1997).
30. J. B. Lumsden, M. W. Mahoney, G. Pollock, and C. G. Rhodes, *Corrosion*, **55**, 1127 (1999).
31. J. Q. Su, T. W. Nelson, and C. J. Sterling, *J. Mater. Res.*, **18**, 1757 (2003).
32. H. Liu, H. Fujii, M. Maeda, and K. Nogi, *J. Mater. Sci. Lett.*, **22**, 1061 (2003).
33. K. V. Jata, K. K. Sankaran, and J. J. Ruschau, *Metall. Mater. Trans.*, **31A**, 2181 (2000).
34. G. Liu, L. E. Murr, C. S. Niou, J. C. McClure, and F. R. Vega, *Scripta Mater.*, **37**, 355 (1997).
35. L. E. Murr, G. Liu, and J. C. McClure, *J. Mater. Sci.*, **33**, 1243 (1998).
36. Y. S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, and S. Jorgan, *Metall. Mater. Trans.*, **30A**, 2429 (1999).
37. Y. S. Sato, H. Kokawa, M. Enomoto, S. Jorgan, and J. Hashimoto, *Metall. Mater. Trans.*, **30A**, 3125 (1999).
38. W. B. Lee, Y. M. Yeon, and S. B. Jung, *Mater. Sci. Eng.*, **A 355**, 154 (2003).
39. L. E. Svensson, L. Karlsson, H. Larsson, B. Karlsson, M. Fazzini, and J. Karlsson, *Sci. Technol. Weld. Joining*, **5**, 285 (2000).
40. Y. S. Sato, S. H. C. Park, and H. Kokawa, *Metall. Mater. Trans.*, **32A**, 3033 (2001).
41. G. Kohn, *Weld. J.*, Feb, 46 (2002).
42. M. Song and R. Kovacevic, *Inter. J. Machine & Manu.*, **43**, 605 (2003).
43. Kh. A. A. Hassan, A. F. Norman, D. A. Price, and P. B. Prangnell, *Acta Mater.*, **51**, 1923 (2003).
44. Y. S. Sato, Mitsunori Urata, H. Kokawa, and K. Ikeda, *Mater. Sci. Eng.*, **A 354**, 298 (2003).
45. H. G. Salem, A. P. Reynolds, and J. S. Lyons, *Scripta Mater.*, **46**, 337 (2002).
46. S. Benavides, Y. Li, L. E. Murr, D. Brown, and J. C. McClure, *Scripta Mater.*, **41**, 809 (1999).
47. Boeing Co., *Website* <http://www.boeing.com> (2003).
48. ESAB AB Welding Automation, *Website* <http://www.esab.com> (2003).
49. R. Johnson and S. Kallee, *Mater. World*, **7** (12), 751 (1999).
50. Hitachi-Rail, *Website* [http://www.hitachi-rail.com/rail\\_now/seminor/fsw/index.html](http://www.hitachi-rail.com/rail_now/seminor/fsw/index.html) (2002); also L. Karlsson, E. L. Bergqvist, and H. Larsson, *Eorojoin 4, Dubrovnik-Cavtat, Croatia*, May 24 (2001).
51. S. W. Kaller, J. Davenport, and E. D. Nicholas, *Weld. J.*, **81**, 47 (2002).
52. R. S. Mishra, M. W. Mahoney, S. X. McFadden, N. A. Mara, and A. K. Mukherjee, *Scripta Mater.*, **42**, 163 (2000).

53. Z. Y. Ma, R. S. Mishra, and M. W. Mahoney, *Acta Mater.*, **50**, 4419 (2002).
54. Y. J. Kwon, N. Saito, and I. Shigematsu, *J. Mater. Sci. Lett.*, **21**, 1473 (2002).
55. I. Charit and R. S. Mishra, *Mater. Sci. Eng.*, A 359, 290 (2003).
56. I. Charit, R. S. Mishra, Murray, and M. W. Mahoney, *Scripta Mater.*, **47**, 631 (2002).
57. Z. Y. Ma, R. S. Mishra, M. W. Mahoney, and R. Grimes, *Mater. Sci. Eng.*, A **351**, 148 (2003).
58. R. S. Mishra, Z. Y. Ma, and I. Charit, *Mater. Sci. Eng.*, A **341**, 307 (2003).
59. P. B. Berbon, W. H. Bingel, R. S. Mishra, C. C. Bampton, and M. W. Mahoney, *Scripta Mater.*, **44**, 61 (2001).
60. K. Nakata, S. Lnoki, Y. Nagano and M. Ushio, *Mater. Sci. Forum*, **426-432**, 287 (2003).
61. John A. Wert, *Scripta Mater.*, **49**, 607 (2003).
62. R. A. Prado, L. E. Murr, D. J. Shindo, and K. F. Soto, *Scripta Mater.*, **45**, 75 (2001).

- 
- 張志溢先生為國立中山大學材料科學研究所碩士班研究生。
  - 黃志青先生為美國加州大學洛杉磯分校材料科學博士，現任國立中山大學材料科學研究所教授。
  - C. I. Chang is currently a graduate student in the Institute of Materials Science and Engineering at National Sun Yat-Sen University.
  - J. C. Huang received his Ph.D. in materials science and engineering from the University of California, Los Angeles, USA. He is currently a professor in the Institute of Materials Science and Engineering at National Sun Yat-Sen University.