

# 固相攪拌を施した展伸用アルミニウム合金の Charpy 衝撃特性 およびマイクロ組織変化

高橋明宏・山元直行・海田英生・永田静光<sup>1</sup>・川崎敬一・立山義浩・

津浦洋一・富山光照・高司顕徳<sup>2</sup>・野村國彦<sup>3</sup>

## Charpy Impact Properties and Microstructure Evolution in Wrought Aluminum Alloys Fabricated by Friction Thermomechanical Process

Akihiro TAKAHASHI, Naoyuki YAMAMOTO, Hideo KAIDA, Shizumitsu NAGATA<sup>1</sup>,  
Keiichi KAWASAKI, Yoshihiro TACHIYAMA, Youichi TSUURA,  
Mitsuteru TOMIYAMA, Akinori TAKAJI<sup>2</sup> and Kunihiko NOMURA<sup>3</sup>

(Received October 2, 2006)

**Abstract** A6061-T6 aluminum alloy sheet with three millimeter thick was friction thermomechanical processed under processing conditions at various rotating speeds and feeding speeds from 800 to 2000rpm and 50 to 400mm/min, respectively. Microstructure on cross section of the friction thermomechanical processed sheet was investigated by mean of an optical microscopy and scanning electron microscopy method in order to characterize the metallurgical plastic flow pattern in the stir zone and evolution in size and morphology of the matrix grain structure from original parent sheet. Microstructure with good quality was obtained at the optimum FTMP conditions of the 1200~1500rpm of tool rotating speeds and 100~200mm/min of tool feeding speeds using a tool with 10mm of shoulder diameter, and 3mm of pin diameter. Stir zone in a central part consisted very fine recrystallized grain structure with 3.5 $\mu$ m in mean grain size. However, the recrystallization in stir zone can lead to drastic decrease of its impact toughness comparing with the base material. Many oxide inclusions are distributed at microstructure. Fracture mechanical analysis reveals that the toughness degradation is attributed to premature damage evolution such as microcrack initiations into the coarse oxide inclusions.

**Keywords** [Wrought Aluminum Alloy, Friction Thermomechanical Process, Vickers Hardness, Charpy Impact testing, Microstructure Evolution]

### 1 序論

近年、地球環境保護やエネルギーの省力化等を目的として、交通輸送用構造部材の軽量化が推し進められている<sup>1)</sup>。例えば自動車用ホワイトボディ材では、鉄系合金からアルミニウム合金への材料置換が一部行われている<sup>2)</sup>。6000系のAl-Mg-Si系アルミニ

ウム合金は、強度的には中強度<sup>3)</sup>であるが、押出性、表面処理性、耐食性、プレス焼入性などに優れており、この合金系の重要性は今後益々増加するものと予想される。一方、航空輸送分野でも、最近の燃料費高騰の影響を受け、燃費向上のために機器胴体の材質転換や接合処理コストを抑えるための材料の合金設計および機械要素設計の高度化が要求されるよ

1 第一工業大学

2 旭テック株式会社

3 都城高専非常勤講師

Daiichi University, College of Technology

ASAHI TEC CORPORATION

Miyakonojo National College of Technology, A Part-Time Lecturer

うになり、新しい 6000 系アルミニウム合金の研究開発が進んでいる<sup>4)</sup>。以前著者の一部は、(社)日本アルミニウム協会・溶接構造用アルミニウム材料開発委員会の調査研究の一環として、Al-Mg 系溶加材を用いた A6082 アルミニウム合金の MIG 溶接の溶接部近傍(HAZ)のマイクロ組織変化とそれに伴う力学的性質、特に衝撃吸収エネルギーとを関連づけた研究<sup>5)</sup>を行い、HAZ 内の粒界強度の低下メカニズムと靱性低下抑制のための接合プロセスを提案した。

本研究では、溶融溶接とは異なる固相攪拌プロセス(Friction Thermomechanical Process) (以下、FTMP)<sup>6)</sup>によるアルミニウム合金薄板の接合条件と、攪拌部や熱影響部周辺のマイクロ組織性状および力学的・破壊特性に関する基礎的調査を目的とした。この固相攪拌によってマイクロ組織は強制的な塑性流動を伴うため、等方チャンネル押し出し法(ECAP 法<sup>7)</sup>)あるいは繰返し圧延法(ARB 法<sup>8)</sup>)等といった強ひずみ加工と類似したマイクロ組織への変化が期待できる。それによって力学的特性を向上できる可能性を秘めるが、マイクロ組織と衝撃材料特性とを関連づけた基礎調査から、実用上の留意点が判明したのでそれらを報告する。

## 2 実験方法

### 2.1 供試体

実験に供した Al-Mg-Si 系アルミニウム合金は、市販の A6061-T6 アルミニウム合金(3.1mm 厚)圧延材である。受入時の硬度は 102HV であった。FTMP を施すため、長さ方向をいわゆる Transverse 方向とし、機械加工により 100mm(幅)×120mm(長さ)×3mm(板厚)に加工した。

### 2.2 固相攪拌プロセス

材料に固相攪拌を施すための攪拌ツールは、SK3 鋼材を使用し、ツール先端部分に熱処理を行って硬化(H<sub>R</sub>C63)させたものを用いた。Fig.1 は、本研究で使用したツールの形状である。固相攪拌プロセスは、攪拌ツールをフライス盤にセットし、ツール回転数:800~2000rpm、ツール移動速度:50~400mm/min. の範囲の条件で行った。

Fig.2 は固相攪拌法の原理を示したものである。厚さ 3mm の試料に対してツールを回転させながら 2.9mm まで挿入し、上記条件にて長さ方向に 1 パス移動させるといったものである。

### 2.3 ミクロ組織および破面観察

固相攪拌プロセス後、ツール移動方向に対して垂

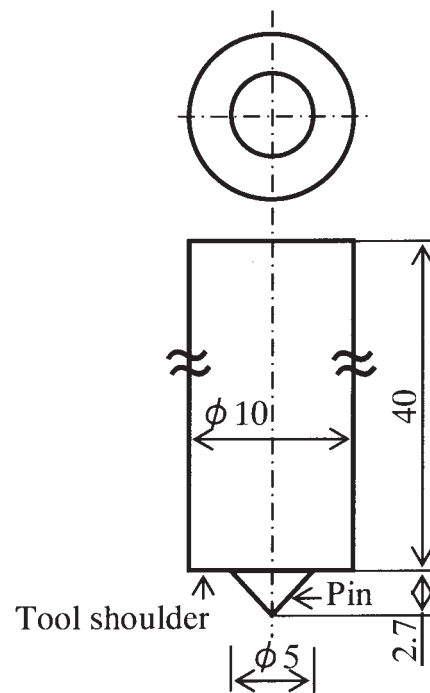


Fig.1 Schematic illustration of the FTMP tool(in mm)

直に切り出し、エメリー紙(#1200 迄)およびダイヤモンド研磨剤(1 $\mu$ m 迄)でバフ研磨を行った。エッチン

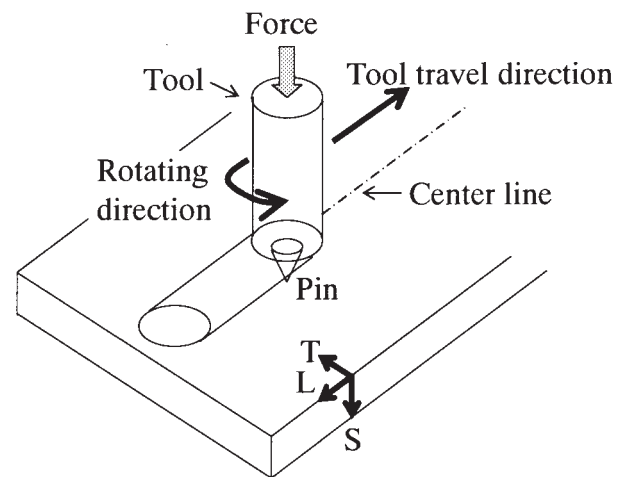


Fig.2 Principle of the Friction Thermomechanical process. Relationships among tool travel direction, tool rotating direction and longitudinal direction of the sheet

グ処理には 0.5%HF<sup>9)</sup>を用い、光学顕微鏡を用いてマイクロ組織観察を行った。その他、走査電顕(以下、SEM)を用いた組織観察および電子プローブアナラ

イザー(以下、EPMA)を用いた元素分析も行った。また破面観察なども同じ機器を用いて行った。

## 2. 4 計装化 Charpy 衝撃試験

衝撃試験片は、長手方向が固相攪拌プロセス方向と直交するように採取した。Fig.3 は、試験片の形状およびサイズを示したものであり、JIS Z2202 法<sup>10)</sup>に準拠して U 型に切欠きを導入した試験片である(特に断りのない限り、亀裂進展方向がツール移動方向と一致するようにノッチを加工した)。

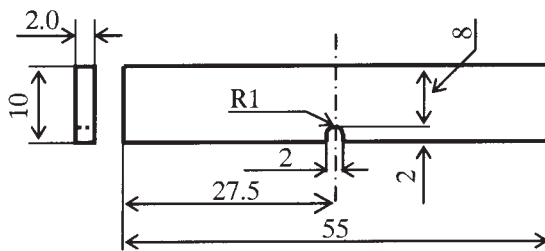


Fig.3 Geometry of the specimen for the Charpy impact test (in mm)

本研究では、母材、攪拌領域、強制攪拌の影響を強く受ける塑性流動領域、および熱影響部の各位置の局所的な靱性値を調査するため、ノッチ導入位置を変えた 4 種類の試験片を用意した。ノッチ位置の決定は、Fig.4 に示す供試材の厚さ方向中央で測定

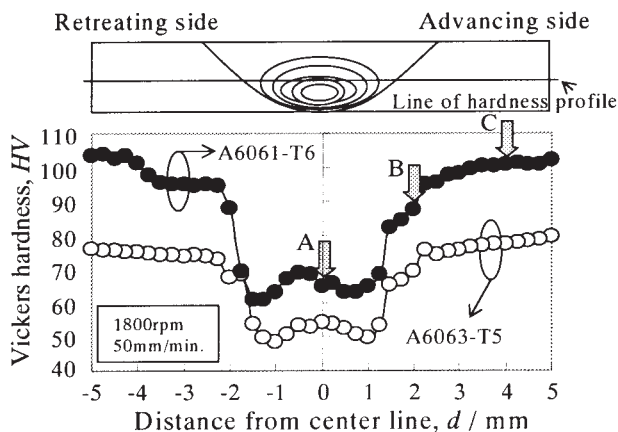


Fig.4 Variations of Vickers hardness as a function of distance from center line, together with schematic illustration of positions of a notch-tip in the Charpy impact test

したマイクロビッカース硬度分布によった。Fig.4 には、断面の模式図と 3 種類の試験片のノッチ位置も合わせて示している。A 部(攪拌中央領域)では、ノ

ッチを攪拌領域の中央に、また B(攪拌と塑性流動領域)および C 部(熱影響領域)では、攪拌中央から 2 および 4mm だけノッチをシフトさせた。なお、A~C 部は攪拌ツールの回転方向と供試体送り方向とが一致する Advancing Side である。この他に、母材 (Base material)として中央から 20mm 離れたところにノッチを導入したのも試験に供した。なお、Fig.4 には参考として、A6063-T5 処理材の硬度分布<sup>11)</sup>も掲載した。

計装化 Charpy 衝撃試験<sup>12)</sup>は、容量 98J の試験機を用い、負荷速度 4.5m/s、室温・大気中で行った。得られた荷重 - 変位曲線から、最高荷重点までのエネルギーをき裂発生エネルギー:  $E_i$ 、それ以降をき裂伝播エネルギー:  $E_p$ 、 $E_i + E_p$  を全吸収エネルギー:  $E_t$  として評価した。

## 3 実験結果

### 3. 1 ミクロ組織観察結果

Fig.5 は、ツール回転数 1200rpm、ツール移動速度 200mm/min.で攪拌させた供試材であり、プロセス方向に垂直な断面のマクロ組織である。攪拌ツールが通過した攪拌領域では、著しい組織変化が確認された。更に攪拌ツールが供試体に接触したところでは、供試体表面が削られており、高回転数で稼働したり、十分にツールを押し込んだ場合にはツールショルダ一部から大量のバリが発生した。攪拌領域では、いわゆるオニオンリング状<sup>13)</sup>の渦巻き模様が観察されることが多いが、本供試材においてはいずれの攪拌条件においてもオニオンリング模様は観察されず、ワインカップ模様を呈していた。

Fig.6 は、ツール回転数 800rpm、ツール移動速度 50mm/min.の条件で行った場合のミクロ組織である。ツール先端付近で約 100 $\mu$ m 程度の Cavity 状のプロセス欠陥が観察された。さらに黒矢印で示すような帯状模様が攪拌領域の中央部で観察され、供試体上部から下部にかけて確認された。Fig.7 は、ツール回転数 1200rpm、ツール移動速度 50mm/min.の条件で行った場合のミクロ組織であり、それぞれ(a)板厚表面に近い攪拌領域、(b)板厚中央の攪拌部と塑性流動領域(TMAZ)の境界部分(境界部分を破線で示した)、および(c)攪拌中央から 20mm 離れた板厚中央の母材部分を示している。(a)および(b)の攪拌領域は微細な等軸粒組織となっており、(a)の等軸粒の平均粒径は切断法<sup>14)</sup>で測定した結果、3.5 $\mu$ mであった。また、(a)内では白矢印で示すような 5~12 $\mu$ m の粗大な介在物が観察された。一方、(b)の写真左下の TMAZ の結晶粒は複雑な形状を呈していた。(c)は受入材と同様



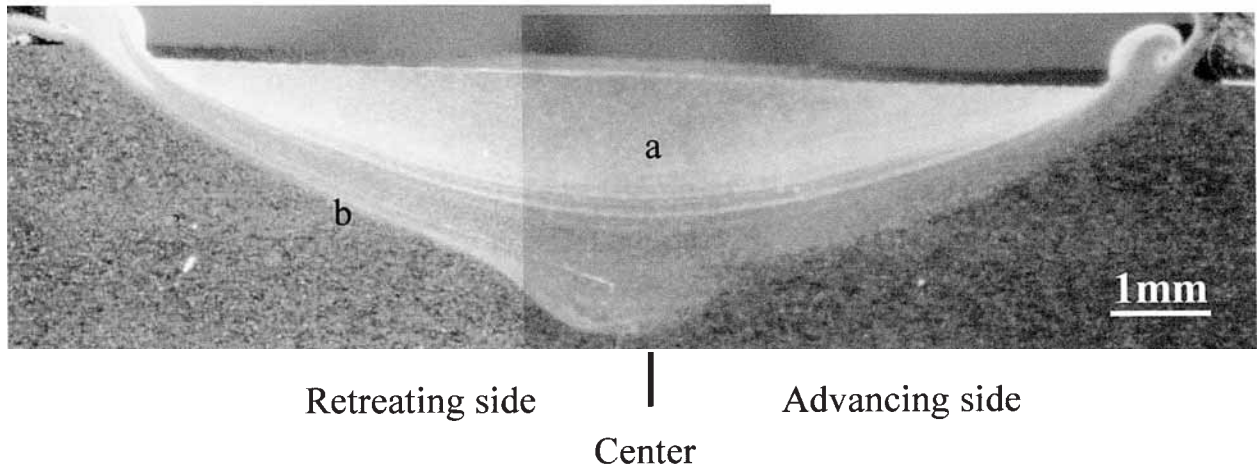


Fig.5 Macroscopic view of the transverse cross section of FTMP  
(Tool rotating speed: 1200rpm, tool feeding rate: 200mm/min.)

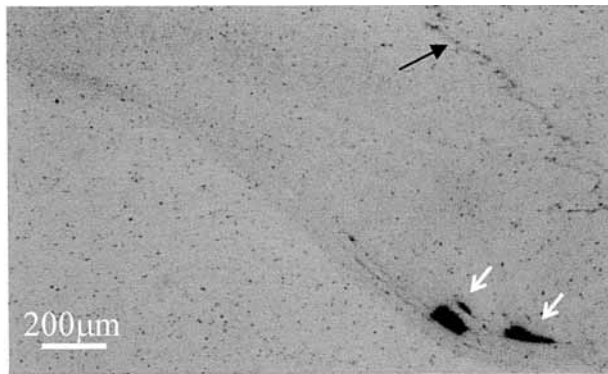


Fig.6 Microscopic view of the transverse section of FTMP at retreating side (Tool rotating speed: 800rpm, tool feeding rate: 50mm/min.)

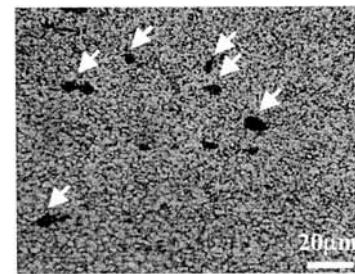
な結晶粒性状であった。なお、Fig.7 の(a)と(b)は、Fig.5 中の a と b にそれぞれ対応している。

### 3. 2 ツール回転数とツール移動速度の影響

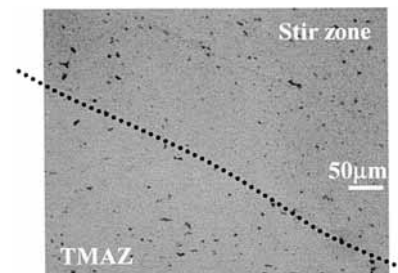
本研究ではツール回転数：800～2000rpm、ツール移動速度：50～400mm/min.の範囲で固相攪拌プロセスを行った。Fig.8 は、本研究の実施条件とプロセス欠陥の有無との関係を示したものである。欠陥が確認された場合を(×)で示した。その結果、ツール回転数は 1200～1500rpm、ツール移動速度は 100～200mm/min.といった組み合わせが、健全なマイクロ組織が得られる条件であると判断された。

### 3. 3 計装化 Charpy 衝撃試験結果

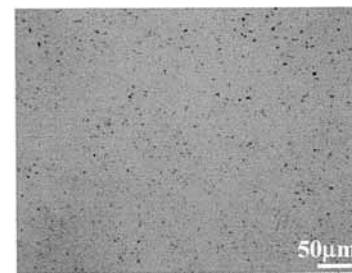
Fig.9 は、1200rpm-200mm/min.で FTMP を施した供試材の各位置での全吸収エネルギー：Et、き裂伝播エネルギー：Ep の変化である。各部の靱性を比較す



(a) Center zone



(b) Stir zone and thermomechanical affected zone(TMAZ)



(c) Base material taken at 20mm far from the center line

Fig.7 Optical micrographs of the transverse cross section of the FTMP (1200rpm – 200mm/min.)

ると、Fig.4 の A 部の攪拌領域では靱性が低く、B 部の攪拌領域と TMAZ との境界および C 部の熱影響領域はほぼ同程度の靱性となった。Base Material は受入材と同レベルの靱性であった。A 部と Base Material の靱性の差は大きく、 $E_t$  で 50%、 $E_p$  で約 59% にまで低下した。Charpy 衝撃試験後の破面は、すべてのノッチ位置で粒内のデンプル形成型の破面様相を示していた。

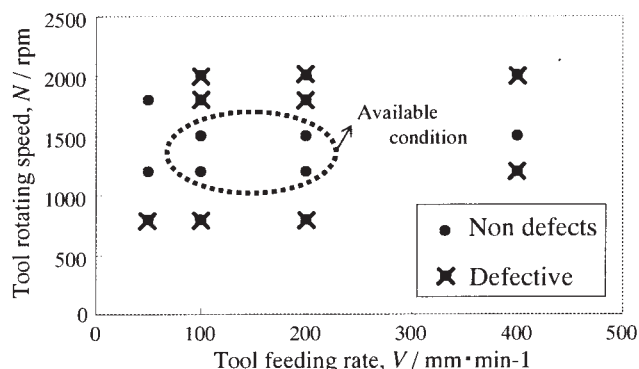


Fig.8 Effects of the tool rotating speed and tool feeding rate on the possibility of FTMP of a A6061-T6

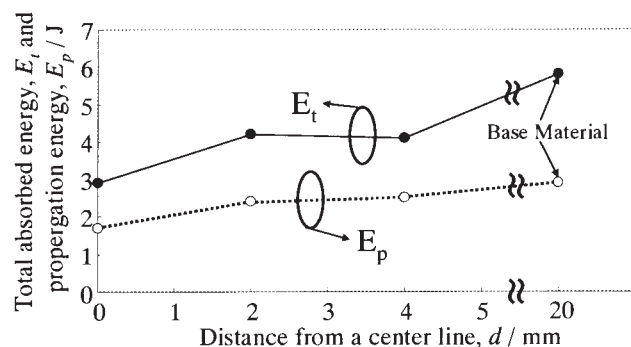


Fig.9 Variation of the absorbed energies as a function of distance from a center line (1200rpm - 200mm/min.)

## 4 考察

### 4.1 ミクロ組織変化に及ぼす攪拌条件の影響

Fig.8 の結果を受け、本供試材の FTMP に関するツール回転数およびツール移動速度が提案できた。ツール回転数が遅い場合、ツール肩部と供試材との摩擦熱が低くなり、材料の軟化が不十分であったために Cavity の発生に至ったと考えられる。またツール回転数が速い場合はツール肩部から多量のバリがはき出されたため、材料の欠乏(Lack of material)が生じたと考えられる。FTMP における組織の健全性は、攪拌領域等のプロセス温度が十分に材料の塑性流動を実現せしめるための温度まで加熱させることであ

る。攪拌領域への単位攪拌長さ当たりの入熱は、簡潔には摩擦発熱量  $Q$  を攪拌速度  $V$  で除したもので表される<sup>15)</sup>。 $Q$  はツール回転数に比例する。攪拌速度はすなわちツール移動速度であり、これが増加することによって入熱量を低減させることになり、攪拌領域の温度低下を招いている可能性がある。これは、Fig.4 のツール移動速度が遅い場合でも組織の健全性がある程度保たれるといった実験結果と定性的に一致する。しかしながら、プロセス欠陥の無い、健全な組織を得るには、供試材の材質・調質状態、ツール形状、材料の板厚等の条件に依存すると考えられ、本研究ではこれらの点に検討・言及していない。今後、系統的な適正条件の調査が必要である。

### 4.2 FTMP 後のミクロ組織変化

Fig.5 の a および Fig.7 の(a)のように、ツール先端のピンが通過した部分では、結晶粒が平均粒径で  $3.5\mu\text{m}$  にまで微細化された。これは ECAP や ARB プロセスによって生成する等軸微細組織レベルである。この理由として、ピンによって結晶粒が強制的に攪拌され、摩擦熱による温度上昇とピンによる塑性流動により動的再結晶が発生したためと考えられる<sup>16)</sup>。Fig.5 の b および Fig.7 の(b)は、熱的および機械的影響を同時に受けた領域であり、ピンによって直接攪拌されていないが、著しい塑性変形を呈している部分である。この領域では再結晶組織と母材組織が混在したミクロ組織となり、他の文献<sup>17)</sup>でも確認されている。

Fig.6 の帯状模様と Fig.7 の粗大介在物について EPMA を用いて元素分析を行ったところ、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  の酸化物であることが判明した。岡村ら<sup>18)</sup>は、板厚 4mm の 6N01 アルミニウム合金( $\text{Al-Mg-Si}$  系合金)の T5 処理材の固相攪拌原理を用いた接合研究を行い、接合断面組織の観察を行っている。それによれば、攪拌部中央において本報と同様な帯状模様を確認しており、SEM や TEM を用いた分析の結果、アルミニウム供試材に存在する酸化膜であると結論づけている。さらに熊井ら<sup>19)</sup>も同様な研究結果を報告している。そこで、FTMP 直前に 1000~2000 番のエメリー紙で供試材表面を湿式研磨したものを準備し FTMP を行ったところ、黒い帯状模様と粗大介在物は一気に軽減した。

### 4.3 硬さおよび靱性に及ぼすミクロ組織の影響

Fig.4 および Fig.9 の結果より、硬度が低い領域は靱性も低く、攪拌領域から熱的影響を受けない Base material までの硬度プロファイルと靱性プロファイルの傾向が一致している。これは前章で取り上げた

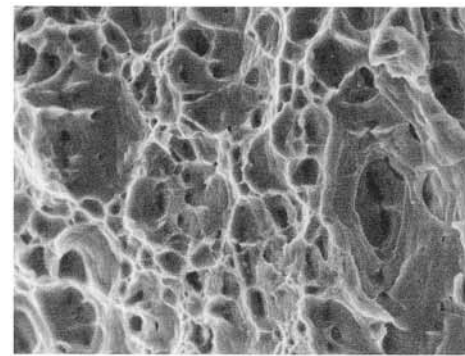
Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 介在物に強く影響されると考える。すなわち Fig.4 の A 部では、結晶粒よりも粗大で脆弱な Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 介在物が低いひずみレベルで優先的に損傷するため、結晶粒微細化による強化寄与が損なわれたために硬度が低くなったと考えられる。

き裂先端近傍に Microcrack が多数存在すると、いわゆる応力遮蔽/反遮蔽効果が生じる<sup>20)</sup>。本研究の場合、主き裂の進展駆動力が介在物から生成した Microcrack の分布(主き裂と Microcrack との距離や方位角)の影響を受けたり、主き裂先端で局所的に混合破壊モードが発生したと考えられる。Gong ら<sup>21)</sup>によれば、K<sub>I</sub> 相当のモード I 負荷応力が作用した場合の主き裂先端における局所的な応力拡大係数の変化  $\Delta k_i$  を次式として与えた。

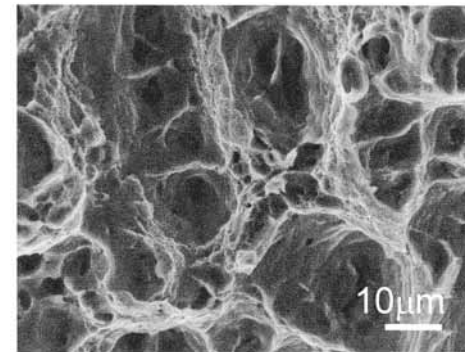
$$\Delta k_i = \frac{1}{4} \left(\frac{c}{d}\right)^2 [B_2][A_0] k_i^0 + \frac{1}{128} \left(\frac{c}{d}\right)^4 \{24[B_4][A_0] + 3[B_2][A_2] + 4[B_3][A_1] + 8[B_2][D_{02}][A_0]\} k_i^0 + \dots \quad (1)$$

ここで、[A<sub>n</sub>]・[B<sub>n</sub>]および[D<sub>02</sub>]は、方位角θに依存する2行2列の行列である。2c は Microcrack 長さ、d は主き裂先端までの距離である。上式から明らかなように、Microcrack による応力遮蔽/反遮蔽効果は、主き裂先端までの長さの 2n 乗(n は自然数)に反比例する。例えば、一ヶの介在物から Microcrack が生成し、主き裂先端前方に位置した際、Microcrack 長さの半分まで主き裂が接近したとき(i.e. c=d)には、一ヶの Microcrack によって主き裂先端の k<sub>i</sub> が 78% も増加する<sup>22)</sup>。したがって、介在物が局所的で多量に偏在しているようなところで Microcrack が多量発生した場合には主き裂が Microcrack に向かって進展し、且つそれらを併呑する過程ではクラックによる反遮蔽効果が非常に高くなり、き裂先端の破壊靱性が顕著に低下することになる。今後、より詳細な実験と解析との両面からの調査が必要だが、以上のような考察は、多くの介在物が観察されている Fig.9 の A 部の靱性の大幅な低下をよく説明する。

Fig.4 の B および C 部は再結晶組織といわゆる熱影響を受けた圧延集合組織との混在組織となっており、且つ結晶粒の形状は大変複雑であった。再結晶組織のサイズの大小や占有割合も傾斜的に変化しているため、変形挙動が異なり、異材界面上の応力状態となり、せん断成分が強く作用していることが推測される。いずれにせよ、低強度の粗大介在物が認められないために A 部よりも靱性が回復したと考えられる。Fig.10 は、Charpy 衝撃試験後の(a)A 部および(b)B 部の破面写真である。両者ともにディンプル



(a) Center zone



(b) Stir zone and thermomechanical affected zone(TMAZ)

Fig.10 Fracture surfaces after the Charpy impact tests. (a) notch location is center zone, and (b) of stir zone to thermomechanical affected zone

形成型の破壊様式であるが、B 部のディンプルは一ヶごとの大きさおよび深度が A 部のそれよりも広がっていることがわかる。これは、材料の変形・破壊挙動が結晶粒サイズや第二相粒子・介在物粒子性状に起因して、主き裂先端に局所的なモード II せん断成分が発生するためと予想され、亀裂進展経路が蛇行することで破面形成エネルギーが増加し、靱性が増大すると考えられる。

#### 4. 4 攪拌領域の靱性の時効挙動の材料強度解析

FTMP は、ツールを材料内に押し付けるため、プロセス中にツール肩部からバリが発生する。そのため、Fig.5 のようにツール肩部が接触した部分では断面積が狭くなってしまふ。攪拌領域の強度および靱性は、Base Material よりも低くなることが確認されたため、破壊に対して実作業あるいは実用上の注意が必要である。例えば、プロセス前に表面酸化膜の除去工程を加え、加工素材を攪拌領域の強度・靱性低下を見越して凸型の板形状とする等の工夫が考えられる。

Fig.11 は、FTMP を施し一ヶ月間室温で放置した



後の硬度プロファイルである。各部で硬度の低下が認められた。これは FTMP 中の発熱のため材料内で過時効が働いたことを示唆している。過時効による硬度低下の原因として、粒内の第二相粒子の粗大化と粒界での PFZ<sup>23)</sup>の発生が挙げられる。さらに Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 介在物は時効変化を起こさないため、攪拌領域のマイクロ組織は大幅な靱性の低下が予想される。Fig.12 は、FTMP 後に一ヶ月室温で放置し供試材の Charpy 衝撃試験の結果である。約 22%の衝撃値の減少が明らかとなった。

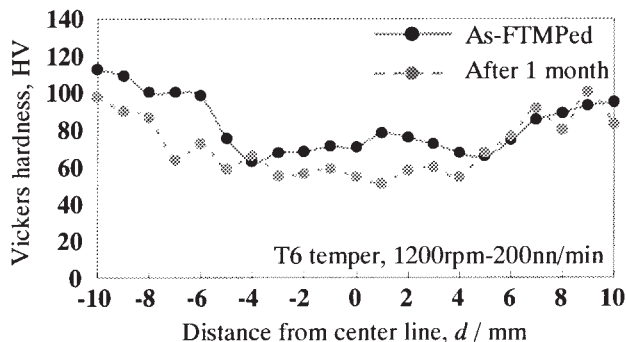


Fig.11 Variations of Vickers hardness as a function of distance from center line (●As-FTMPed, ●After 1 month)

以上の結果より、単純に FTMP を実施するだけでは強度および靱性の両面に大きな問題を残す結果となった。固相攪拌を原理とする接合方法等<sup>24)</sup>は、現在交通輸送機器の構造要素の接合方法に多用されて

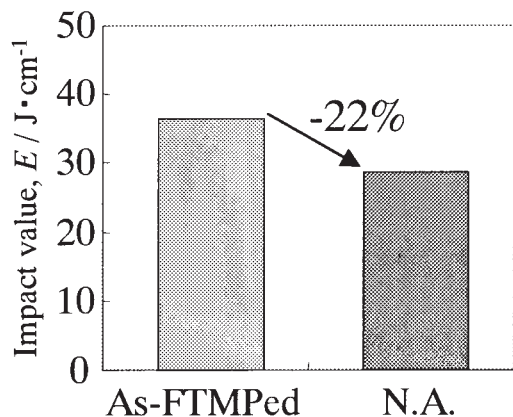


Fig.12 Impact value Change in the center zone for two FTMPed test pieces. N.A. means natural aging sample after one month from FTMP

おり、確固たる地位を築いている。しかし使用する材料や接合条件、使用される環境や負荷等の使用条件によっては、これらが重畳した破壊の場合も考えられるため、FTMP 材の変形・破壊機構のより一層の力学的・材料学的解明が必要と考える。

## 5 結論

板厚 3mm の Al-Mg-Si 系アルミニウム合金 T6 処理材に FTMP を施し、攪拌部周辺のマイクロ組織および Charpy 衝撃試験等の力学的特性について検討した結果、次の知見を得た。

- 1) FTMP の攪拌領域は、オニオンリング模様を示さずワインカップ型の形状が認められた。本供試材の FTMP の適正条件は、ツール回転数：1200～1500rpm、ツール移動速度：100～200mm/min.であった。
- 2) 全体に、FTMP の攪拌領域の靱性が最も低いことが確認された。Base material に比して約 50%にまで低い値となった。これは、供試材表面の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 酸化膜がプロセス中に巻き込まれ、5～12 $\mu$ m の粗大介在物となり、これらの損傷によって亀裂の発生と伝播抵抗が低下するためだと推測された。
- 3) FTMP 後に一ヶ月間室温で放置したとき、プロセス中の発熱のため過時効が働くため、攪拌領域の硬度および靱性が大幅に低下することが認められた。実操業上の工夫および実用上の注意が示唆された。

## 参考文献

- 1)高橋学:車体軽量化のための自動車用薄鋼板の動向,ふえらむ, No.11, Vol.7, pp.870-877, 2002
- 2)P.Dick, M.Nagler and K.H.von Zengen: 自動車車体のアルミニウムスペースフレーム, 塑性と加工, No.453, Vol.39, pp.1014-1018, 1998
- 3)里達雄,松田健二:Al-Mg-Si 系合金の時効析出組織, 軽金属, No.53, Vol.11, pp.499-453, 2003
- 4)佐野秀男,松田真一,吉田英雄: 薄肉で複雑形状の押出可能な高強度 Al-Mg-Si-Cu 合金 2013 の開発, 軽金属, No.53, Vol.11, pp.513-515, 2003
- 5)戸田裕之,水谷道,高橋明宏,小林俊郎, M.V.Alexandru : 6082 アルミニウム合金溶接材の各部の破壊靱性,軽金属, No.51, Vol.3, pp.163-168, 2001
- 6)篠田剛:摩擦を利用した接合技術,日本機械学会誌, No.1037, Vol.108, pp.296-298, 2005
- 7)西田義則,有馬弘晃,金鎮千,安藤禎一:回転式 ECAP 法の開発と AC4Cアルミニウム合金への適用,軽金属, Vol.50, pp.650-654, 2000
- 8)Y.Saito, N.Tsuji, H.Utsunomiya, T.Sakai and R.G.Hong: Ultra-Fine Grained Bulk Aluminum Produced by Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process, : Scripta Mater., Vol.39, pp.1221-1227, 1998

- 9) 戸田裕之, 小林俊郎, 星山中, 高橋明宏: 6061 アルミニウム合金における粗大な金属間化合物粒子の損傷挙動の SEM 内その場観察, 軽金属, No.51, pp.113-118, 2001
- 10) 日本規格協会 JIS ハンドブック: JIS Z 2202, pp.23-24, 1998
- 11) 高橋明宏: Al-Mg-Si 系合金摩擦攪拌接合材の各部の衝撃吸収エネルギー, 日本機械学会鹿児島地方講演会講演論文集, No.038-2, pp.53-54, 2003
- 12) T.Kobayashi: Analysis of Impact Properties of A533 Steel for Nuclear Reactor Pressure Vessel by Instrumented Charpy Test Eng. Frac. Mech., No.19, pp.49-65, 1984
- 13) 時末光: 摩擦熱応用接合技術, 軽金属, No.55, Vol.9, pp.416-434, 2005
- 14) アルミニウムの組織と性質: 軽金属学会, pp.72, 1991
- 15) 中田一博, 居軒征吾, 長野喜隆, 橋本武典, 成願茂利, 牛尾誠夫: AZ91D マグネシウム合金チクソモールド薄板の摩擦攪拌溶接性, 軽金属, No.51, Vol.10, pp.528-533, 2001
- 16) 高橋明宏: 強ひずみ加工を施した Al-Cu-Mg 系アルミニウム合金の時効硬化挙動と靱性, 日本機械学会九州支部講演会論文集, No.048-1, pp.67-68, 2004
- 17) 高橋明宏, 山元直行: 固相攪拌プロセスを施した Al-Mg-Si 系アルミニウム合金の時効挙動と靱性, 日本機械学会第 1 2 回機械材料・材料加工技術講演会, No.04-15, pp.211-212, 2004
- 18) 岡村久宜, 青田欣也, 坂本征彦, 江角昌邦, 池内健二: アルミニウム合金摩擦攪拌接合部の酸化物の挙動及びその機械的特性に及ぼす影響, 溶接学会論文集, No.19, pp.446, 2001
- 19) 熊井真次, 若菜剛介, 山脇正人, 李光眞, 佐藤彰一: 摩擦攪拌接合した 6061 アルミニウム合金薄板の組織と力学的性質, 軽金属, No.53, Vol.11, pp.542-547, 2003
- 20) 高橋明宏, 戸田裕之, 小林俊郎: Al-Li 系合金の破壊挙動に及ぼす介在物の影響の SEM 内その場観察, 軽金属, No.49, Vol.4, pp.166-171, 1999
- 21) S.X.Gong and H.Horii: General Solution to the Problem of Microcracks near the top of a Main Crack, J.Mech.Phys.Solid, No.37, pp.27-46, 1989
- 22) 戸田裕之, 小林俊郎, 和田義治: 短繊維または粒子で強化した金属基複合材料中を伝播するき裂の破壊力学シミュレーション, 日本金属学会誌, No.59, pp.94-102, 1995
- 23) 森田繁樹, 戸田裕之, 高橋明宏, 星山中, 小林俊郎, 永島洋: 6061 アルミニウム合金の力学的性質に及ぼす溶体化処理後の冷却速度の影響, 軽金属, No.51, pp.307-312, 2001
- 24) 岡村久宜, 青田欣也, 江角昌邦: アルミニウム合金の摩擦攪拌接合と構造物への適用, 軽金属, Vol.50, pp.166-172, 2001