

# 鉄鋼材料への摩擦攪拌接合 (FSW) の適用性と接合部特性

## Applicability of Friction Stir Welding (FSW) to Steels and Properties of the Welds

松下 宗生 MATSUSHITA Muneo JFE スチール スチール研究所 接合・強度研究部 主任研究員 (課長)・Ph. D.  
木谷 靖 KITANI Yasushi JFE スチール スチール研究所 接合・強度研究部 主任研究員 (副部長)・博士 (工学)  
池田 倫正 IKEDA Rinsei JFE スチール スチール研究所 接合・強度研究部 主任研究員 (部長)・博士 (工学)

### 要旨

摩擦攪拌接合 (FSW) の鉄鋼材料への適用性を母材の引張強度, 厚さに着目して検討した。供試鋼に引張強度  $590\sim 1180\text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$  級, 厚さ  $1.6\text{ mm}$  の自動車用高張力薄鋼板を用いた FSW に関しては, 供試鋼の適正接合条件範囲を明確にし, 母材強度が上昇するほど適正接合条件範囲は狭くなる傾向を得た。さらに, 適正条件で作製した継手の特性を調査し,  $980\text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$  級までにおいて, 母材と同等の引張強度を確認した。板厚  $12\text{ mm}$ , 引張強度  $400\text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$  級の溶接構造用厚鋼板を用いた FSW に関しては, 健全な継手を得るための適正条件を確認し, さらに継手の機械的特性を調査したところ, 攪拌部内部では靱性の変化が見られ, 不均質な組織形成に起因するものと考えられる。

### Abstract:

Applicability of friction stir welding (FSW) to steels was studied with respect to the tensile strength and thickness of base metal. Using the advanced high strength steel sheets with tensile strength grade between  $590$  and  $1180\text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$  and thickness of  $1.6\text{ mm}$  for automotive applications, the appropriate parameter windows for tested steels were investigated. The result showed that the higher the tensile strength of base metal was, the narrower the parameter window became. The investigation of weld joint properties verified that the tensile strength of weld joint was as high as that of the base metal up to  $980\text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$  grade. Using the structural steel plates with thickness of  $12\text{ mm}$  and tensile strength grade of  $400\text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$ , it was verified that the appropriate parameter existed to produce sound welds, and the investigation of mechanical properties of weld indicated that the toughness within the stir zone showed the variation, conceivably attributed to the inhomogeneous microstructure evolution.

## 1. 緒言

摩擦攪拌接合 (Friction stir welding: FSW)<sup>1)</sup> は, 接合中に溶融を伴わず, 低ひずみで高品質な継手が得られる接合方法として, 従来溶接方法では接合が困難であるアルミニウム合金, マグネシウム合金などの低融点金属材料において広く研究され実用化が進んでいる<sup>2,3)</sup>。一方, FSW の鉄鋼材料への適用については, これまで FSW ツールの耐久性の問題から進んでいなかった。しかし, 鉄鋼材料の接合に耐え得る FSW ツールが開発されたことにより, 従来の溶融溶接方法では溶接性, 溶接継手特性あるいは施工コストが課題となる場合に, 解決策として FSW が期待されている。既に, IF (Interstitial free) 鋼<sup>4)</sup>, 炭素鋼<sup>5-15)</sup>, ステンレス鋼<sup>16-20)</sup> に関していくつかの報告がなされている。特に Fujii ら<sup>9-11)</sup> は, 炭素量の異なる数種の炭素鋼の FSW について検討し, 接合条件により変化するピーク温度や冷却速度など

の接合熱履歴および鋼板の炭素量と接合部のマイクロ組織の関係について詳細に報告している。

今後, FSW が鉄鋼材料の接合技術として実適用化に至るためには, 要求される施工能率・コストが得られること (適用性), 加えて要求される継手特性を満足すること (接合部特性) が必要とされるが, 現状では十分な検討がされていない。

そこで, 本研究では, 高張力薄鋼板への FSW の適用を目的として, 引張強度  $590\sim 1180\text{ N}\cdot\text{mm}^{-2}$  級の自動車用高張力薄板を用いて FSW を行ない, 欠陥のない継手が得られる適正接合条件範囲を明確にし, 得られた適正条件で作製した継手のマイクロ組織および引張特性を調査した。さらに, 大型構造物用厚板への適用を目的に, 板厚  $12\text{ mm}$  の溶接構造用厚鋼板を用いて FSW を行ない, 健全な継手を得ることができる適正条件が存在することを確認し, 得られた継手のマイクロ組織と引張特性, シャルピー靱性といった機械的特性に関して評価を行なった。

2014 年 1 月 22 日受付

## 2. 自動車用高張力薄鋼板の FSW

### 2.1 実験方法

FSW 試験用として、板厚 1.6 mm, 引張強度 590~1 180 N・mm<sup>-2</sup> の 4 種の自動車用冷間圧延鋼板を使用した。

表 1 に供試鋼板の炭素量 (mass%), 炭素当量 CE (mass%) および引張強度 (N・mm<sup>-2</sup>) を示す。CE は, (1) 式により求めた値である。式中の各元素は鋼中の含有量 (mass%) である。

$$CE = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \quad (\text{mass}\%) \quad (1)$$

表 1 において, HT590 は析出強化鋼, HT780, HT980 および HT1180 は DP (Dual phase) 鋼である。

図 1, 表 2 に FSW の模式図および接合条件を示す。継手形状は接合長 250 mm の突合せ継手とし, ツール回転数 200~600 min<sup>-1</sup>, 接合速度 100~600 mm・min<sup>-1</sup> の範囲で実験を行なった。FSW ツールは 3° 前方へ傾斜させて接合を行なった。また, 接合線を挟んでツール回転方向と接合方向が一致する側を Advancing side (AS), 他方を Retreating side (RS) と区別する。

表 1 供試鋼板の炭素量, 炭素当量 (CE), 引張強度  
Table 1 Carbon content, carbon equivalent, and tensile strength of steel sheets tested

Mark	Carbon content (mass%)	Carbon equivalent, CE (mass%)	Tensile strength (N・mm <sup>-2</sup> )	Steel type
HT590	0.08	0.38	647	Precipitation hardened
HT780	0.05	0.46	795	Dual phase
HT980	0.09	0.61	1 015	Dual phase
HT1180	0.13	0.55	1 214	Dual phase

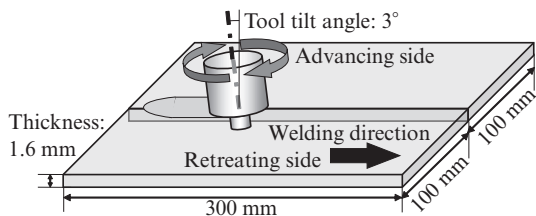


図 1 接合実験構成の模式図

Fig. 1 Schematic of welding setup

表 2 接合条件

Table 2 Welding conditions

Tool rotation speed (min <sup>-1</sup> )	Travel speed (mm・min <sup>-1</sup> )	Tool tilt angle (°)
200-600	100-600	3

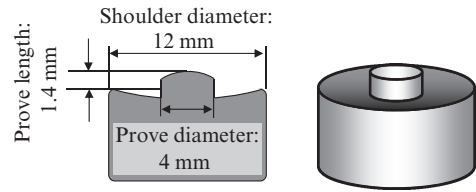


図 2 摩擦攪拌接合 (FSW) ツールの形状

Fig. 2 Schematic of friction stir welding (FSW) tool

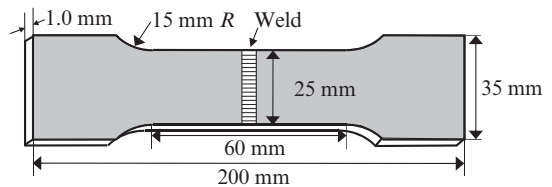


図 3 継手引張試験片の寸法

Fig. 3 Geometry of cross-weld tensile test specimen

side (RS) と区別する。図 2 に実験に使用した炭化タングステン (WC) 製の FSW ツールの形状を示す。

得られた継手は, 接合開始から 30 mm, 125 mm, 220 mm の 3 ヶ所で断面観察を行ない, 欠陥の有無を確認するとともに, 接合部のマイクロ組織を光学顕微鏡により観察した。エッチング液にはピクリン酸飽和水溶液またはナイタールを用いた。

FSW 継手の機械的性質の調査として, 接合部断面の硬さ試験と引張試験を行なった。接合部の硬さ試験は板厚方向中央位置においてマイクロビッカース硬度計 (荷重 1.96 N) により行なった。引張試験は図 3 に示す試験片形状で行ない, 接合部を平滑化するため表裏面を研削して厚さ 1.0 mm とした。

### 2.2 実験結果および考察

写真 1 に本実験で得られた代表的な接合継手の外観を示す。良好な表面性状も安定的に得ることができた。写真 2 に HT780 を種々の接合条件による継手の接合開始から 220 mm の位置での断面マクロ組織 (ピクリン酸飽和水溶液エッチング) を示す。接合条件によって, 裏面側に接合欠陥と判別された箇所が存在した (写真 2 に○で示した箇所)。その拡大写真を写真 3 に示す。接合欠陥は, 裏面側の攪拌が不十分となり, 元の突合せ面が消失せずに残存したものである。このような断面観察により欠陥がないことが確認できた接合条件を適正条件とし, HT780 および HT1180 の 2 鋼種について適正条件範囲を整理した結果を図 4 に示す。ツール回転数 600 min<sup>-1</sup> ではツールが接合中に変形したため, 断面観察によらず適正条件範囲外とした。

図 4 (a) に示すように, HT780 の接合では, ツール回転数 200 min<sup>-1</sup> の場合, 接合速度 200 mm・min<sup>-1</sup> では写真 2(a)

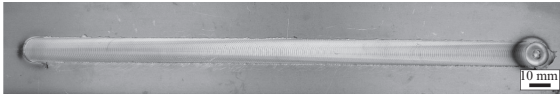
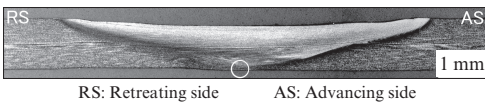


写真1 実験で得られた代表的な継手の外観(HT780, 条件; ツール回転数:  $200 \text{ min}^{-1}$ -接合速度:  $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ )

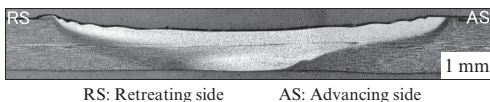
Photo 1 Appearance of representative weld produced by the experiment (HT780, Condition; Tool rotation speed:  $200 \text{ min}^{-1}$ -Travel speed:  $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ )



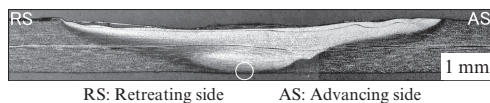
RS: Retreating side AS: Advancing side  
(a) Condition; Tool rotation speed:  $200 \text{ min}^{-1}$ -  
Travel speed:  $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$



RS: Retreating side AS: Advancing side  
(b) Condition; Tool rotation speed:  $200 \text{ min}^{-1}$ -  
Travel speed:  $400 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$



RS: Retreating side AS: Advancing side  
(c) Condition; Tool rotation speed:  $400 \text{ min}^{-1}$ -  
Travel speed:  $400 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$



RS: Retreating side AS: Advancing side  
(d) Condition; Tool rotation speed:  $400 \text{ min}^{-1}$ -  
Travel speed:  $600 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$

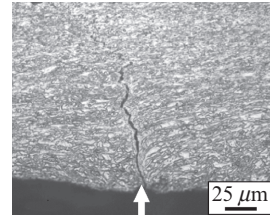
写真2 HT780 継手の断面マクロ組織 (ピクリン酸飽和水溶液エッチング)

Photo 2 Transverse macrostructures of welds of HT780 (Etched with picric acid solution)

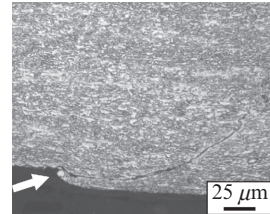
のように欠陥のない良好な継手が得られたが、接合速度  $400 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  では写真2 (b)、写真3 (a) に示すように裏面側に欠陥が観察された。これは、接合速度の増加によって入熱が低下し、攪拌部 (SZ: Stir zone) が縮小したためと考えられる。写真2 (a) と (b) を比較すると、接合速度のより大きい (b) において、SZ が縮小したことが分かる。アルミニウム合金の FSW において、入熱は (2) 式で定義される回転ピッチの上昇に伴い低下すると考えられている<sup>21)</sup>。

$$\text{回転ピッチ (mm/r)} = \frac{\text{接合速度 (mm} \cdot \text{min}^{-1}\text{)}}{\text{ツール回転数 (min}^{-1}\text{)}} \dots\dots\dots (2)$$

この考え方は鉄鋼材料の FSW においても同様と考えられ、接合速度の増加により回転ピッチが上昇し、入熱は低下したと推定される。



(a) Condition; Tool rotation speed:  $200 \text{ min}^{-1}$ -  
Travel speed:  $400 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  (Photo 2(b))



(b) Condition; Tool rotation speed:  $400 \text{ min}^{-1}$ -  
Travel speed:  $600 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  (Photo 2(d))

写真3 HT780 継手断面マクロ組織で観察された未接合部  
Photo 3 Incomplete consolidation observed in transverse sections of welds of HT780

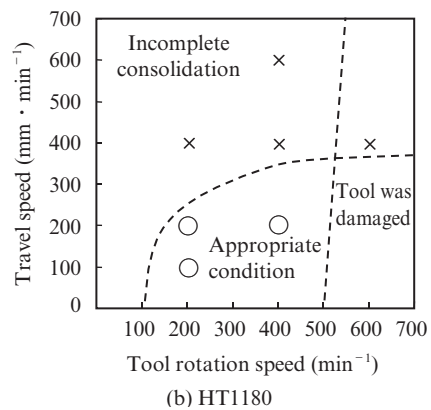
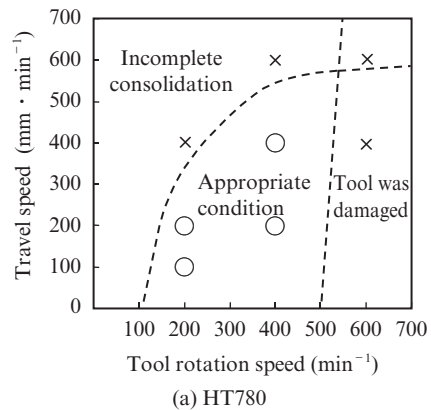


図4 適正接合条件範囲

Fig. 4 Appropriate welding parameter window

一方、ツール回転数  $400 \text{ min}^{-1}$  の場合、接合速度  $400 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  でも写真2 (c) のように欠陥は観察されず、接合速度  $600 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  で写真2 (d)、写真3 (b) のように欠陥が観察された。これは、ツール回転数の増加により



回転ピッチが低下する, すなわち入熱が増加するため, より高速で接合が可能になったと考えられる。しかしながら, ツール回転数  $600 \text{ min}^{-1}$  でのツールの損傷は, ツール / 鋼板表面の摩擦発熱が過大となり, 温度上昇により WC 製ツールが軟化したためと考えられ, ツール回転数の過度の増加はツール損傷につながるという。

図 4 (b) に示すように HT1180 の接合では, ツール回転数  $400 \text{ min}^{-1}$  接合速度  $400 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  の条件で欠陥が確認され, HT780 と比較して適正条件範囲が狭くなった。これは, より高強度の鋼板ほどツール加圧に対する接合部周辺からの反力が大きくなるため, ツール先端プローブの挿入が浅くなり, SZ が縮小し, 同じ接合条件でも欠陥が発生しやすくなった結果であると推定される。

以上のように, HT780 と比較すると HT1180 では適正条件範囲が狭くなるものの, いずれの鋼板においても欠陥のない良好な継手が得られる適正条件範囲が存在することが確認された。

**写真 4** に HT780 を回転数  $200 \text{ min}^{-1}$  接合速度  $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  の条件で接合した継手の断面マクロ組織(ナイタルエッチング)を示す。一般的に FSW の接合部は SZ, 熱加工影響部 (TMAZ: Thermo-mechanically affected zone), 熱影響部 (HAZ: Heat affected zone) の 3 つの領域に分類されるが, 写真 4 に示す断面マクロ組織ではミクロ組織の特徴的な変化より, 攪拌部 (SZ), 昇温時の変態点 ( $\alpha + \theta \rightarrow \alpha + \gamma$ ) である  $A_{c1}$  点以上に加熱される熱加工影響部 / 熱影響部 ( $\text{TMAZ/HAZ} > A_{c1}$ ) および  $A_{c1}$  点以下に加熱される熱影響部 ( $\text{HAZ} < A_{c1}$ ) の 3 つの領域に区分した。これらの領域でのミクロ組織を**写真 5** に示す。HT780 は DP 鋼であるため, 母材 (BM) は写真 5 (d) に示すようなフェライトとマルテンサイトの混合組織となる。一方, SZ では, 写真 5 (a) に示すようにフェライト, ベイナイトおよびマルテンサイトを含む非常に微細な混合組織となり母材組織と大きく異なる。よって, この領域は接合中に  $A_{c1}$  点以上に加熱され, 部分的あるいは完全にオーステナイトへ逆変態し, 摩擦攪拌時に大きなひずみを受けながら冷却時に再度フェライト, ベイナイトおよびマルテンサイトに変態したと考えられる。また, SZ の外側には  $A_{c1}$  点以上に加熱され部分的にひずみを受けた熱加工影響部 / 熱影響部 ( $\text{TMAZ/HAZ} \geq A_{c1}$ ) が存在する。この領域は, 写真 5 (b) に示すよ

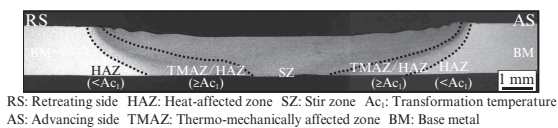
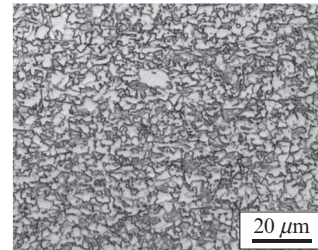
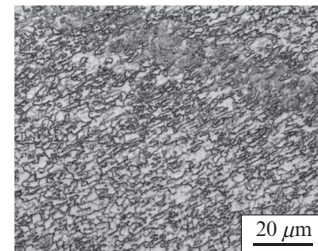


写真 4 HT780 継手の断面マクロ組織 (ナイタルエッチング, 条件:  $200 \text{ min}^{-1}$ - $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ )

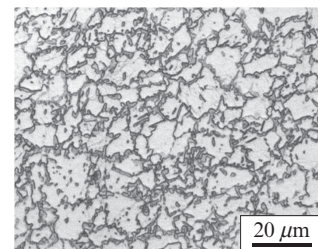
Photo 4 Transverse macrostructure of weld of HT780 (Etched with natal, Condition:  $200 \text{ min}^{-1}$ - $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ )



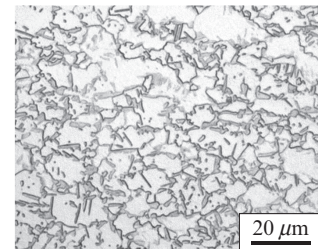
(a) SZ (Stir zone)



(b)  $\text{TMAZ/HAZ} \geq A_{c1}$



(c)  $\text{HAZ} < A_{c1}$



(d) BM (Base metal)

写真 5 HT780 継手 SZ 内ミクロ組織 (条件:  $200 \text{ min}^{-1}$ - $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ )

Photo 5 Microstructures in SZ of welds of HT780, Etched with natal (Condition:  $200 \text{ min}^{-1}$ - $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ )

うに SZ と同様なミクロ組織を呈し, 接合時の熱サイクルが SZ と近似すると考えられる。さらに,  $\text{TMAZ/HAZ} \geq A_{c1}$  の外側には  $A_{c1}$  点以下に加熱される熱影響部 ( $\text{HAZ} < A_{c1}$ ) が存在する。この領域は, 接合時にはオーステナイトへ逆変態しないため, 光学顕微鏡観察では写真 5 (c) に示すように BM と同様なミクロ組織を呈するが, 母材のマルテンサイトが焼もどしされるため, 硬さが顕著に低下する領域となった。

図 5 に, HT780 を用いてツール回転数  $200 \text{ min}^{-1}$  接合速度  $200 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$  で接合した継手断面の硬さ分布を示す。SZ の硬さは HV255 程度となり, 母材とほぼ同等であるのに



対し、TMAZ/HAZ $\geq$ Ac<sub>1</sub>とHAZ<Ac<sub>1</sub>の境界付近では、母材のマルテンサイトの焼戻しに起因すると考えられる軟化が見られた。

図6に、HT1180を用いてツール回転数-接合速度が200 min<sup>-1</sup>-200 mm・min<sup>-1</sup>の条件で接合した継手の硬さ分布を示す。SZ中央付近では硬さが母材より上昇したが、TMAZ/HAZ $\geq$ Ac<sub>1</sub>からHAZ<Ac<sub>1</sub>の領域では、母材に対して顕著な軟化が見られた。HT1180もDP鋼であるが、強度がHT780より高いため母材中のマルテンサイト比率が高く

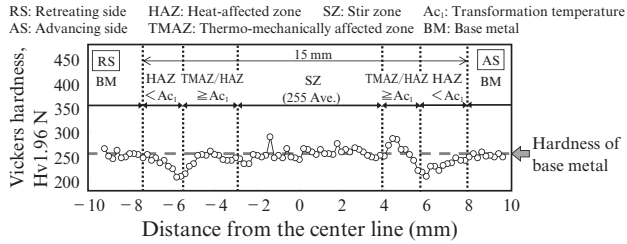


図5 HT780 継手断面硬さ分布 (条件: 200 min<sup>-1</sup>-200 mm・min<sup>-1</sup>)

Fig. 5 Hardness profiles in transverse sections of welds of HT780 (Condition: 200 min<sup>-1</sup>-200 mm・min<sup>-1</sup>)

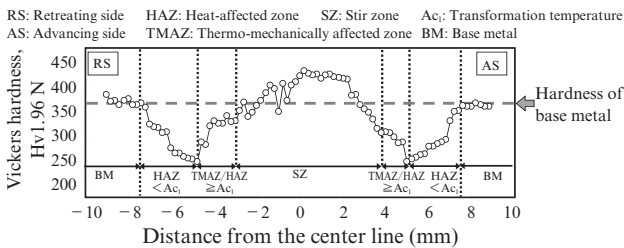


図6 HT1180 継手断面硬さ分布 (条件: 200 min<sup>-1</sup>-200 mm・min<sup>-1</sup>)

Fig. 6 Hardness profile in transverse section of weld of HT1180 (Condition: 200 min<sup>-1</sup>-200 mm・min<sup>-1</sup>)

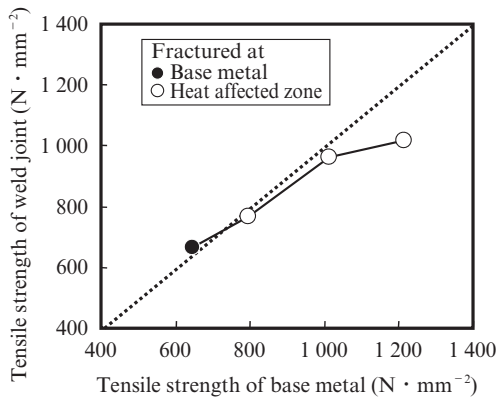


図7 母材引張強度と継手引張強度の関係 (条件; ツール回転数: 200 min<sup>-1</sup>-接合速度: 200 mm・min<sup>-1</sup>)

Fig. 7 Relationship between tensile strengths of base metals and weld joints(Condition; Tool rotation speed: 200 min<sup>-1</sup>-Travel speed: 200 mm・min<sup>-1</sup>)

なる。よって、Ac<sub>1</sub>点以下の加熱による母材マルテンサイトの焼もどしはHT1180の方が顕著となり軟化がより大きくなったと考えられる。

HT590, HT780, HT980 および HT1180 を用いてツール回転数 200 min<sup>-1</sup>-接合速度 200 mm・min<sup>-1</sup>の条件で接合し、得られた継手引張強度と母材引張強度の関係を図7に示す。HT590の継手は母材破断し、継手引張強度は母材と同じとなった。HT780, HT980 および HT1180の継手は、いずれもHAZで破断が発生し、(3)式で定義される継手効率として、HT780=96%, HT980=95%およびHT1180=84%となった。

$$\text{継手効率 (\%)} = \frac{\text{継手引張強度 (N・mm}^{-2}\text{)}}{\text{母材引張強度 (N・mm}^{-2}\text{)}} \times 100 \dots\dots (3)$$

以上より、FSWによる継手の引張強度は、HAZでの軟化があるものの980 N・mm<sup>-2</sup>までの高張力鋼板において母材とほぼ同じとなることが確認された。

### 3. 構造用厚鋼板のFSW

#### 3.1 実験方法

板厚 12 mm, 引張強度 400 N・mm<sup>-2</sup>級の溶接構造用厚

表3 供試鋼板の化学組成

Table 3 Chemical composition of tested steel plate

Chemical composition (mass%)					
C	Si	Mn	P	S	CE
0.13	0.2	1.0	0.01	0.002	0.31

表4 接合条件

Table 4 Welding condition

Tool rotation speed (min <sup>-1</sup> )	Travel speed (mm・min <sup>-1</sup> )	Tool tilt angle (°)
450	51.0	3.5

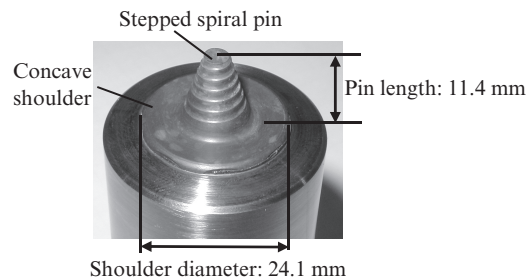


写真6 FSW (摩擦攪拌接合) ツールの外観

Photo 6 Appearance of friction stir welding (FSW) tool

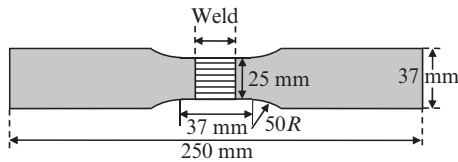
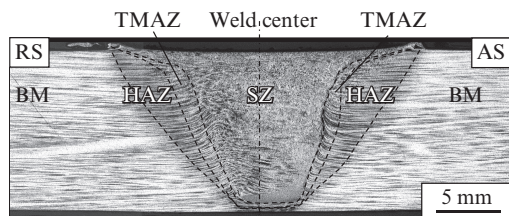


図8 継手引張試験片の寸法 (ISO 4136 (JIS Z 3121) に準拠)

Fig. 8 Geometry of cross-weld tensile test specimen (Complying with ISO 4136 (JIS Z 3121))

板を用いて接合実験を行なった。表3に供試鋼板の化学組成を示す。表4に示す接合条件で、450 mm長の突合せ接合継手を作製した。FSW ツールは写真6に示す形状のPCBN (Polycrystalline cubic boron nitride) 製のものを使用した。

得られた継手は、接合開始点から50, 225, 400 mmの3ヶ所で断面観察を行ない、欠陥の有無を確認するとともに攪拌部 (SZ) および熱加工影響部/熱影響部 (TMAZ/HAZ) のマイクロ組織をピクリン酸水溶液またはナイトールを用いてエッチングを行ない光学顕微鏡により観察した。接合部硬さ試験は板厚方向中央位置においてマイクロビッカース硬度計 (荷重 4.9 N) により評価した。引張試験は図8に示すISO 4136 (JIS Z 3121) に準拠した試験片形状で行ない、厚さを元の厚さのままのサンプル、および接合部を平滑化するため表裏面を1.0 mm ずつ研削して厚さ 10 mm としたサンプルを準備した。シャルピー衝撃試験はISO/DIS 148-1 (JIS Z 2242) に準拠した形状のサンプルを板厚中央位置において



RS: Retreating side HAZ: Heat-affected zone SZ: Stir zone  
AS: Advancing side TMAZ: Thermo-mechanically affected zone  
BM: Base metal

写真7 供試厚鋼板継手の断面マクロ組織 (ピクリン酸飽和水溶液エッチング)

Photo 7 Transverse macrostructure of weld of the steel plate tested (Etched with picric acid solution)

採取し、ノッチ位置は溶接線中央からRS (Retreating side) へ1 mm, 3 mmの位置 (-1 mm, -3 mmと表記), AS (Advancing side) へ1 mm, 3 mmの位置 (1 mm, 3 mmと表記) として試験を行なった。

### 3.2 実験結果および考察

写真7に接合開始点から225 mmの位置の断面マクロ組織を示す。接合部に未接合部などの欠陥は存在しておらず、健全な継手が得られた。また、写真7に示すように接合部は攪拌部 (SZ), 熱加工影響部 (TMAZ), 熱影響部 (HAZ)

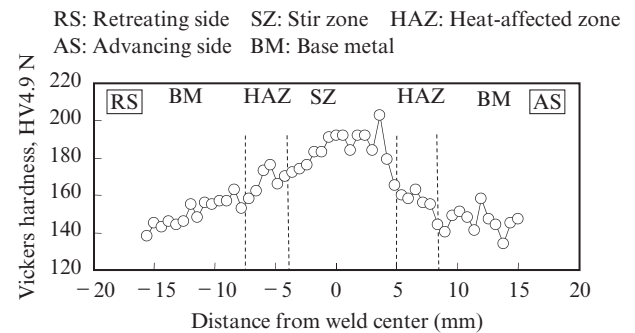


図9 継手断面硬さ分布

Fig. 9 Hardness profile in transverse section of weld

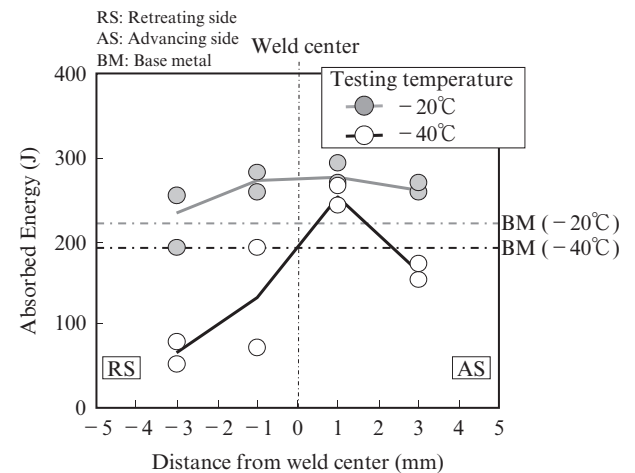




図10 継手横方向でのシャルピー靱性の変化

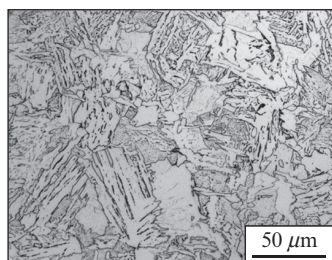
Fig. 10 Charpy toughness variation across the weld

表5 継手引張試験結果

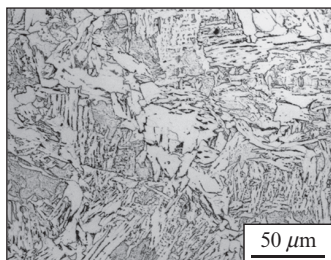
Table 5 Results of cross-weld tensile test

Thickness of sample	Tensile strength (N · mm <sup>-2</sup> )	Region of fracture
12 mm (As welded)	470	Base metal 
10 mm (Reduced)	479	Base metal 

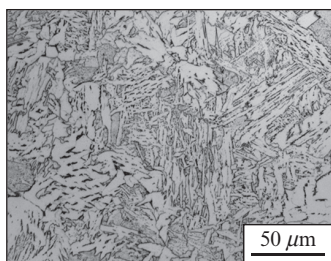
SZ: Stir zone BM: Base metal



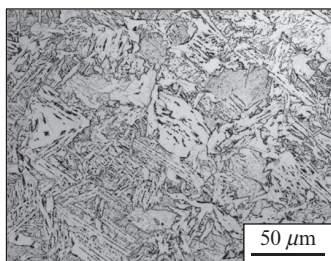
(a) - 3 mm from weld center



(b) - 1 mm from weld center



(c) 1 mm from weld center



(d) 3 mm from weld center

写真8 シャルピー試験片ノッチ位置でのSZマイクロ組織

Photo 8 Microstructures of stir zone (SZ) corresponding to the notch locations of tested Charpy specimens

の3つの領域に分類された。図9に継手硬さ分布を示す。SZでは母材より高い硬さとなり、さらにSZ内部においてはASはRSより高い硬さとなった。SZ内部での硬さの変化はそれぞれの部位のマイクロ組織に起因するものと考えられる。表5に継手引張試験結果を示す。元の厚さのまま、厚さ10 mmへ減厚したもののどちらも母材破断となった。

図10に、ノッチ位置-3 mm, -1 mm (RS), 1 mm, 3 mm (AS)でのシャルピー衝撃試験結果を示す。試験温度-40℃, -20℃の母材の平均吸収エネルギーを図中に破線で示す。試験温度-20℃においてはすべてのノッチ位置において母材以上の高い吸収エネルギーが得られ、良好な靱

性を示した。一方、さらに厳しい試験条件である試験温度-40℃においてはASにおいては母材並みの吸収エネルギーが得られたのに対し、RSでは低い値となった。写真8に板厚方向中央でかつ上記の4ヶ所のノッチ上に対応する位置でのマイクロ組織を示す。-3 mm, -1 mm (RS)の位置においては、粒界ポリゴナルフェライト (GPF), フェライトサイドプレート (FSP) といった粒界フェライトが主体の組織となった。一方、1 mm, 3 mm (AS)の位置においては、粒界フェライトとともに粒内から生成した微細な針状フェライト (IAF) がみられた。以上より、試験温度-20℃においてはSZ内部全てのノッチ位置で良好な靱性が得られたが、-40℃ではSZ内部でシャルピー吸収エネルギーが変化した。これは、マイクロ組織の相違により延性-脆性遷移温度が変化したためと考えられる。

#### 4. 結論

板厚 1.6 mm, 引張強度 590~1 180  $\text{N} \cdot \text{mm}^{-2}$  級の4種の高張力薄板を用いてFSWを行ない、以下の結論を得た。

- (1) HT780とHT1180鋼板において、適正条件範囲を明らかにした。HT1180では、HT780と比較して狭くなるものの適正条件範囲が存在することが明らかになった。
- (2) HT780継手の接合部のマイクロ組織および硬さ分布から、攪拌部 (SZ) は  $A_{c1}$  点以上に加熱されており、その周囲に  $A_{c1}$  点以上の熱加工影響部 / 熱影響部 (TMAZ/HAZ)  $> A_{c1}$ ,  $A_{c1}$  点以下の熱影響部 (HAZ)  $< A_{c1}$  という3つの領域においてマイクロ組織が特徴的に変化した。
- (3) 高張力鋼板のFSWにおいて、引張強度 980  $\text{N} \cdot \text{mm}^{-2}$  までの鋼板では母材とほぼ同じ強度の継手が得られることが確認され、980  $\text{N} \cdot \text{mm}^{-2}$  を超える鋼板でも、接合条件を制御することで継手強度を向上することが可能であることが示された。

板厚 12 mm, 引張強度 400  $\text{N} \cdot \text{mm}^{-2}$  級の構造用厚鋼板を用いてFSWを行ない、以下の結論を得た。

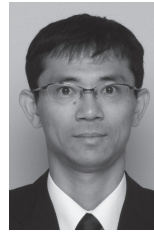
- (4) 板厚 12 mmの厚板において、欠陥のない健全な接合部を得ることができた。
- (5) 継手引張試験において、母材破断となり母材と同等の引張強さが得られた。
- (6) SZ内部では、試験温度-20℃では一様に良好な靱性が得られたが、-40℃ではシャルピー吸収エネルギーが変化した。これは、SZ内部のマイクロ組織の相違により延性-脆性遷移温度が変化したためと考えられる。

#### 参考文献

- 1) Thomas, W. M.; Nicholas, E. D.; Needham, J. C.; Murch, M. G.; Temple-Smith, P.; Dawes, C. J. International Patent Application No. PCT/GB92/02203.
- 2) Dawes, C. J.; Thomas, W. M. Weld. J. 1996-03, vol. 75, p. 41-45.
- 3) Park, S. H. C.; Sato, Y. S.; Kokawa, H. Scripta Mater. 2003, vol. 49, p. 161-166.



- 4) Fujii, H.; Ueji, R.; Takada, Y.; Kitahara, H.; Tsuji, N.; Nakata, K.; Nogi, K. *Mater. Trans.* 2006, vol. 47, no. 1, p. 239-242.
- 5) Lienert, T. J.; Stellwag, W. L.; Grimmer, B. B.; Warke, R. W. *Weld. J.* 2003-01, vol. 82, p. 1s-9s.
- 6) Reynolds, A. P.; Tang, W.; Posada, M.; DeLoach, J. *Sci. Technol. Weld. Join.* 2003, vol. 8, no. 6, p. 455-460.
- 7) Konkol, P. J.; Mathers, C. J. A.; Johnson, R.; Pickens, J. R. *J. Ship Prod.* 2003-08, vol. 19, no. 3, p. 159-164.
- 8) Ueji, R.; Fujii, H.; Cui, L.; Nishioka, A.; Kunishige, K.; Nogi, K. *Mater. Sci. Eng. A.* 2006, vol. 423, p. 324-330.
- 9) Fujii, H.; Cui, L.; Tsuji, N.; Maeda, M.; Nakata, K.; Nogi, K. *Mater. Sci. Eng. A.* 2006, vol. 429, p. 50-57.
- 10) Cui, L.; Fujii, H.; Tsuji, N.; Nakata, K.; Nogi, K.; Ikeda, R.; Matsushita, M. *ISIJ Int.* 2007, vol. 47, no. 2, p. 299-306.
- 11) Cui, L.; Fujii, H.; Tsuji, N.; Nogi, K. *Scripta Mater.* 2007, vol. 56, p. 637-640.
- 12) Ayer, R.; Fairchild, D. P.; Ford, S. J.; Nissley, N. E.; Jin, H. W.; Ozekcin, A. et al. *Proc. of 7th Int. Friction Stir Welding Symp. TWI, Cambridge, UK, 2008.*
- 13) 松下宗生, 木谷靖, 池田倫正, 小野守章, 藤井英俊, 鄭永東. *溶接学会論文集.* 2009, vol. 27, no. 4, p. 360-370.
- 14) Matsushita, M.; Kitani, Y.; Ikeda, R.; Ono, M.; Fujii, H.; Chung, Y. D. *Sci. Technol. Weld. Join.* 2011, vol. 16, no. 2, p. 181-187.
- 15) Matsushita, M.; Kitani, Y.; Ikeda, R.; Fujii, H. *ISIJ Int.* 2012, vol. 52, no. 7, p. 1335-1341.
- 16) Reynolds, A. P.; Tang, W.; Gnaupel-Herold, T.; Prask, H. *Scripta Mater.* 2003, vol. 48, p. 1289-1294.
- 17) Park, S. H. C.; Sato, Y. S.; Kokawa, H.; Okamoto, K.; Hirano, S.; Inagaki, M. *Scripta Mater.* 2003, vol. 49, p. 1175-1180.
- 18) Zhu, X. K.; Chao, Y. J. *J. Mater. Process. Technol.* 2004, vol. 146, p. 263-272.
- 19) Sato, Y. S.; Nelson, T. W.; Sterling, C. J.; Steel, R. J.; Pettersson, C. -O. *Mater. Sci. Eng. A.* 2005, vol. 397, p. 376-384.
- 20) Sato, Y. S.; Nelson, T. W.; Sterling, C. J. *Acta Mater.* 2005, vol. 53, p. 637-645.
- 21) Liu, H. J.; Fujii, H.; Maeda, M.; Nogi, K. *J. Mater. Process. Technol.* 2003, vol. 142, p. 692-696.



松下 宗生



木谷 靖



池田 倫正