

特集：摩擦攪拌接合 (FSW)

## 高強度鉄鋼材料の摩擦攪拌接合(FSW)

JFE スチール株式会社 松下 宗生

### 1. はじめに

自動車、船舶、建築、パイプライン等の構造物においては、軽量化、大型化、高性能化を目的に高強度鉄鋼材料の適用が進められている。特に自動車車体においては、CO<sub>2</sub>排出量削減、低燃費化の要求から近年急激に高強度鋼板の適用が進み、今後も継続する見込みである。更にその先を見据えて、従来の高強度鋼板の強度・延性を大きく上回る引張強度 1.5 GPa かつ伸び 20%を実現するため(図 1)、炭素含有量を高め残留オーステナイトを最適利用した“革新鋼板”の開発が進められている<sup>1)</sup>。しかし、鉄鋼材料が高強度化するにつれ、従来の“溶かして固める”溶接技術では、溶融・凝固に起因する割れやぜい化の回避、継手強度やじん性の確保が課題として顕在化しつつある。

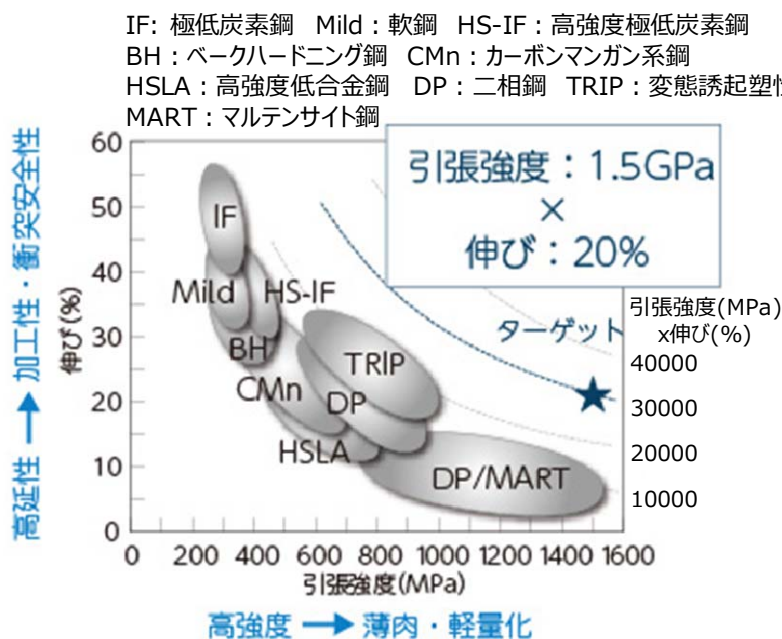


図 1 革新鋼板開発の材料性能の最終目標<sup>1)</sup>

摩擦攪拌接合 (Friction Stir Welding, FSW) は、回転ツールの押圧により被接合材に生じる摩擦発熱と塑性流動を利用した固相接合方法であり、従来の溶接技術とは異なる熱加工プロセスによる FSW 特有のマイクロ組織形成を応用することで、高強度鉄鋼材料における上記の溶接課題を克服する次世代の接合技術として有望視されている。

1991 年に英国 TWI で開発された FSW<sup>2)</sup>は、従来の溶接法にない種々の優れた特徴を有し、1990 年代よりアルミニウム合金、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、航空宇宙、鉄道車両、土木構造物、船舶、自動車を中心としたさまざまな産業分野で実用化されてきた<sup>3-8)</sup>。

一方、構造物の素材として多くを占める鉄鋼材料への FSW の適用に向けた研究開発については、1999 年に Thomas ら<sup>9)</sup>が 12%Cr 鋼および低炭素鋼を用いて FSW を検討し、鉄鋼材料における FSW

の可能性を示して以来、IF(Interstitial Free : 極低炭素)鋼<sup>10)</sup>、炭素鋼<sup>11-21)</sup>、ステンレス鋼<sup>22-25)</sup>などの鉄鋼材料へのFSWの検討例が報告されている。しかしながら、FSWの鉄鋼材料による構造物への実適用は極めて限定的である。

その主な理由の一つとして、ツール材料に必要とされる条件が厳しいことが挙げられる。鉄鋼材料の接合に用いるツール材料には、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の接合に用いるツール材料と比較して、高温強度、耐摩耗性、非反応性などにおいてより高度な特性が求められる。従来のツールは寿命、じん性が大きな問題とされていたが、ツールに対する種々の検討により、これらの問題点は以前より大幅に改善されており、最近では北米におけるパイプライン等の具体的な実用化も検討されている<sup>26)</sup>。

このような現状のもと、特に高強度化が急激に進んでいる自動車の車体に使用される薄鋼板を念頭において、高強度鉄鋼材料へFSWを適用する際の要件、課題またはメリットとして考えられる事項に関してこれまでの報告を紹介する。

## 2. 鉄鋼材料のための摩擦攪拌接合ツールの開発

鉄鋼材料を摩擦攪拌接合する際には、板厚、鋼種にもよるが接合部の温度は通常約 1100～1200℃<sup>9,11)</sup>まで上昇すると言われている。従って、上述のとおりアルミニウム合金、マグネシウム合金などの低融点金属材料と比較して、高温強度、耐摩耗性、非反応性などにおいてより高度な特性が求められる。鉄鋼材料におけるFSWの実用化の成否に関しては、要求される特性を安価で実現可能なツール材料の開発が重要な鍵を握っていると言える。

前田<sup>27)</sup>らは、鉄鋼材料用FSWツール材料に要求される特性とその開発状況に関して以下のように総括している。鉄鋼材料用FSWツール材料に要求される特性としては、

- 1) 高温強度 (高温耐摩耗性) : 1000℃において 400MPa 以上の強度を有すること
- 2) じん性 : 使用中に割れや欠け等の破損が無いこと
- 3) 低コスト

が挙げられ、このほかに接合材料との反応性が低いことも必要である。

鉄鋼材料用FSWツール材料の基本特性として耐久性や耐摩耗性が絶対条件であり、候補材料は、①高融点合金系 (W : タングステン、Co : コバルト、Ni : ニッケル、Ir : イリジウム等)、②超硬合金系 (WC-Co : 炭化タングステン-コバルト)、③セラミックス系 (PCBN : 多結晶立方晶窒化ホウ素、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> : 窒化ケイ素 等)、④高融点合金系+セラミックス複合材料系の4つに分類される。これらの材料特性に関する比較を表1に示す。①や②の「合金系」は、耐熱性・耐摩耗性はあまり高くないがじん性は比較的良好である。一方、③の「セラミックス系」は、耐熱性・耐摩耗性は良好な反面、じん性が乏しいために使用中に破損が起りやすい問題がある。④「複合材料系」は耐熱性・耐摩耗性とじん性のバランスの向上を目的として、高融点合金の中にセラミックスを分散させた材料もしくは、耐熱合金の表面にセラミックス系硬質膜をコーティングした材料の開発が進められている。

表1 高融点金属用FSWツール用材料の種類と特性<sup>27)</sup>

材料	耐摩耗性	じん性(耐割れ性)	コスト
1. 高融点合金系(W, Co, Ni, 他)	×	○	○
2. 超高合金系(WC-Co, 他)	△	△	△
3. セラミックス系(PCBN, Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> , 他)	○	×	×(PCBN)/○(Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )
4. 高融点合金+セラミックス複合系	△～○	△～○	△

また、ツール製造コスト低減は実用化推進のために極めて重要な課題である。鉄鋼材料のFSWの研究開発において広く使用されている③セラミックス系のPCBN (Polycrystalline Cubic Boron Nitride、多結晶立方晶窒化ホウ素)製ツールの価格は標準寸法で約60万円であり、大型ではさらに高価格となる。当面の目標価格は標準寸法で10万円以下とされている。

現在進められている鉄鋼材料用FSWツール材料を表2に示す。高融点合金系では、Ni、Co、Ir等を基本とする耐熱合金や金属間化合物を主体としている。セラミックス系では、従来のPCBNと比較して安価な窒化ケイ素(Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>)の開発も進められているが、耐久性の面では改善の余地があると思われる。耐摩耗性とじん性の特性バランスを向上させる観点から高融点金属+セラミックスの複合材料系が有望視されている。

表2 高融点金属用FSWツール用材料の代表例と特徴<sup>27)</sup>

材料系	材料名	研究開発機関	接合状況	コスト情報
高融点合金	Co基合金 (Co <sub>3</sub> (Al, W)分散)	東北大、日立製作所、 日立メタルプレジジョン	SUS304で総接合長10数m可能。 チタン・チタン合金との相性が良好	標準:7万円/個 大型:10万円/個
高融点合金	Ir添加Ni基超合金	東北大、田中貴金属	SUS304のビードオンプレートFSW1.8m試験後のツール形状プロファイルに変化なし。	
高融点合金	Ir基合金 (Ir-10Re合金)	大阪大、フルヤ金属	SUS304で総接合長75m可能。	PCBNとほぼ同等
高融点合金	Ni基超々合金 (5Ta+3Re添加)	大阪府立大、アイセル	SUS430(α系)で総接合長20m可能。	
超硬合金	WC-Co	(標準汎用品)	スポットでDP980鋼に対して7000打点可能。	
硬質セラミックス	PCBN (多結晶立方晶窒化ホウ素)	(標準汎用品)	標準的な材料にも使用中に割れる問題あり。 厚板向けのニーズ増加により大型化進行中。	標準:60万円/個 大型:100万円以上/個
セラミックス	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	広島県立総研、東芝マ テリアル	SUS304で総接合長10m程度可能。FeとSiが 反応して摩耗する問題あり。	標準:1万円/個
セラミックス	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	大阪大、総合車両研究 所、フルヤ金属	SPCC(1.6mm厚)で接合速度3m/min達成。 SUS304(1.5mm厚)で接合速度1m/min達成。	
高融点合金+ セラミックス系	(W+セラ)にセラコーティング	東北大、アライドマテリ アル	γ系ステンレス鋼にて接合深さ4mm、長さ10m 以上可能	目標価格:10万円/個
高融点合金+ セラミックス系	W-Re合金+ PCBN(60-80%)	MegaStir(米国)	SUS304で総接合長70m程度可能。	

### 3. 高強度鉄鋼材料のための摩擦攪拌接合プロセス

#### 3.1 高強度鋼板への摩擦攪拌接合の適用性

摩擦攪拌接合では被接合材を高温で塑性流動させることで未接合部、欠陥の無い健全な接合部を得ることができる。よって、被接合材の材料特性が接合性に影響する。鉄鋼材料は、前述のとおりアルミニウム合金に比べ常温及び高温強度、融点が高く、鉄鋼材料を摩擦攪拌接合する際には、主軸荷重は10~80kN、部材の温度は通常約1100~1200°Cまで上昇する。よって、前述のように接合ツールの耐久性に課題があり、適正な接合条件としては、健全な接合部が得られることに加えてツールに損傷が無いことが重要であり、アルミニウム合金と比較して制約となっている。

高強度鋼板に対する摩擦攪拌接合の適用性について、以下のように検討されている<sup>19)</sup>。表3に示す板厚1.6mm、引張強度780MPa級(HT780)、1180MPa級(HT1180)の自動車用冷延鋼板を使用し、FSWを実施した。HT780およびHT1180はフェライトとマルテンサイトの二相組織により高い強度と伸びを達成したDP(Dual Phase)鋼である。表3にこれらの供試鋼板の炭素量(mass%)、炭素当量CE(mass%)および引張強度(MPa)を示す。接合は、表4に示すに接合条件、図2に示す形状の炭化タングステン(WC)製ツールを使用した。

表3 供試鋼板の炭素量、炭素当量(CE)、引張強度

Mark	炭素含有量 (mass %)	炭素当量, CE (mass %)	引張強さ (MPa)	鋼種
HT590	0.08	0.38	647	析出強化
HT780	0.05	0.46	795	二相(DP)
HT980	0.09	0.61	1015	二相(DP)
HT1180	0.13	0.55	1214	二相(DP)

表4 接合条件

ツール回転速度 (rpm)	接合速度 (mm/min)	ツール傾斜角 (°)
200 - 600	100 - 600	3

$$CE = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14}$$

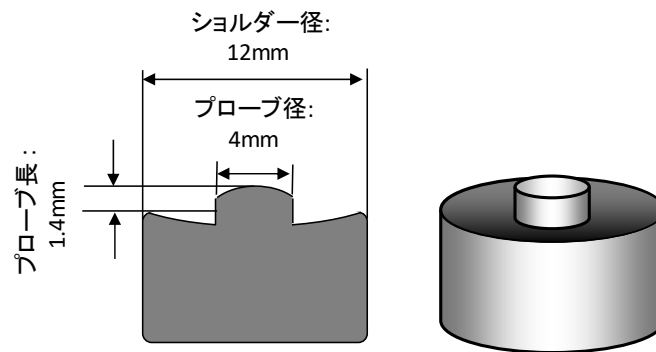


図2 FSW ツールの形状

高強度鋼板の FSW の外観を図3に示す。アルミニウム合金の場合と異なりツールが赤熱する状態まで温度が上昇することが判る。図4、図5(a)、(c)に示すように適正な接合条件を選択することによって接合部の外観、内部に欠陥のない健全な継手を安定的に得ることができた。一方、接合部の攪拌が不十分となる条件では、図5(b)、(d)に示すように接合部の裏側に元の突合せ面が消失せずに残存した欠陥（○で示した箇所、図6に拡大写真を示す。）が発生した。

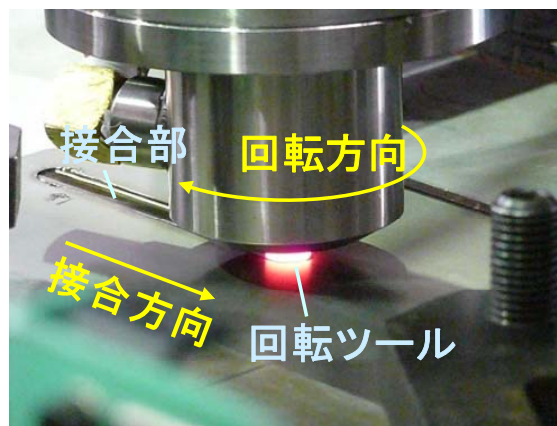


図3 高強度鋼板の FSW の外観

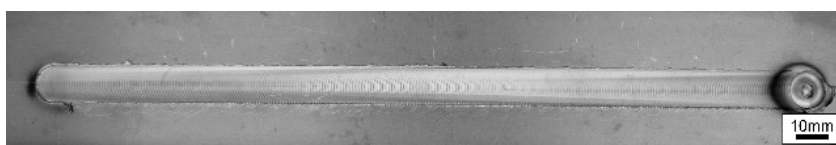
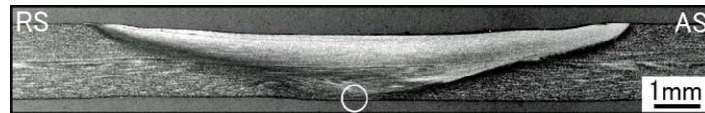


図4 実験で得られた代表的な継手の外観  
 (HT780, 条件 200rpm-200mm/min)



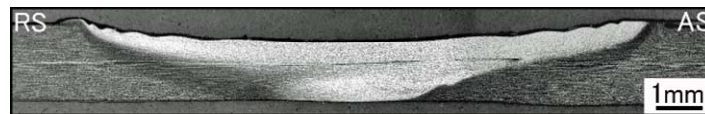
RS: 後退側 AS: 前進側

(a) 接合条件 200rpm-200mm/min



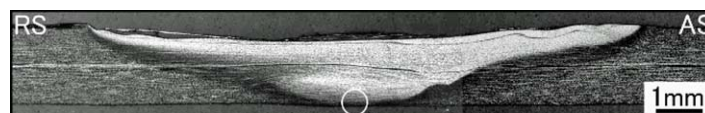
RS: 後退側 AS: 前進側

(b) 接合条件 200rpm-400mm/min



RS: 後退側 AS: 前進側

(c) 接合条件 400rpm-400mm/min



RS: 後退側 AS: 前進側

(d) 接合条件 400rpm-600mm/min

図5 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)

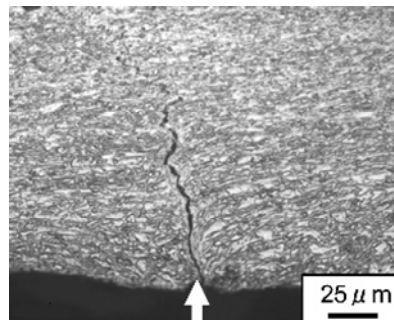
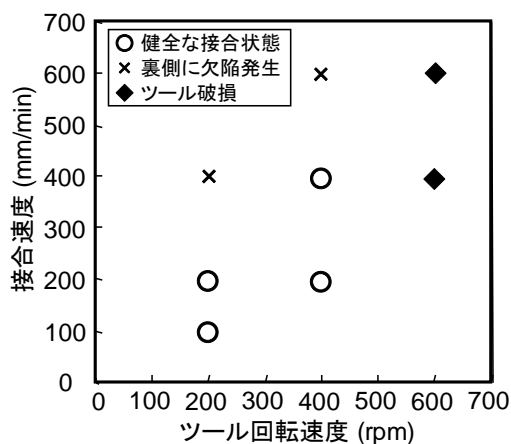
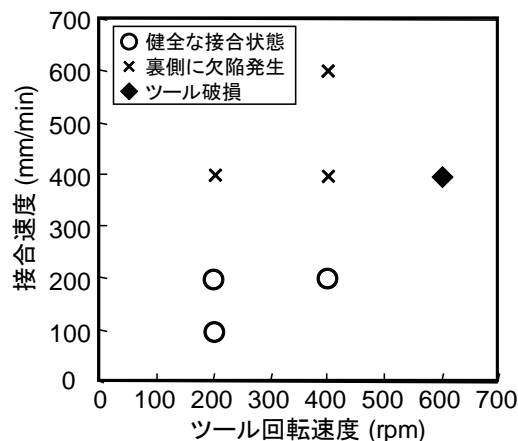


図6 HT780 継手断面マクロ組織で観察された未接合部  
(接合条件 200rpm-400mm/min)

このような欠陥発生とツールの破損の観点から 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 7 に示す。ツール回転速度を一定として接合速度を減少する、もしくは接合速度を一定としてツール回転速度を増大すると、攪拌が不十分で欠陥が発生する条件から健全な継手が得られる適正条件へと移行した。これは、回転ピッチ (=接合速度/ツール回転速度) が低減する即ち入熱が増大するためと考えられる。しかし、ツール回転速度を過度に増大するとツール/鋼板間の摩擦発熱が過大となり WC 製ツールの損傷が生じた。



(a) HT780



(b) HT1180

図7 適正接合条件範囲

HT1180では、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(攪拌部: 図15)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、高強度鋼板のFSWにおいてツールの損傷を回避しつつ欠陥の無い健全な継手が得られる適正条件範囲は存在する。しかしながら、高強度鋼板に対してFSWが実適用されるにはツールへの負担を低減し施工能率を向上する技術の開発の余地が残っている。

### 3.2 鉄鋼材料の摩擦攪拌接合の施工能率を向上するプロセスの開発

上述のように、高強度鋼板にFSWを適用するためには、摩耗・損傷により十分な施工能率が得られない、十分なツール寿命が得られないといった課題が存在する。これらの課題を解決するため、高周波誘導加熱やレーザー照射による予熱プロセスが検討されている。

高周波誘導加熱を用いた予熱によるFSWの接合速度向上について、以下のように検討されている<sup>28)</sup>。供試材料として、板厚2.3mm、C含有量0.57mass%の機械構造用炭素鋼(S55C)を用いた。ショルダ径12mmでプローブ径4mmのWC製の接合ツールを用い、図8に示すように高周波加熱コイルによりツールの接合方向前方を加熱しながら接合を行った。表5にFSWおよび高周波誘導加熱を用いた予熱条件を示す。

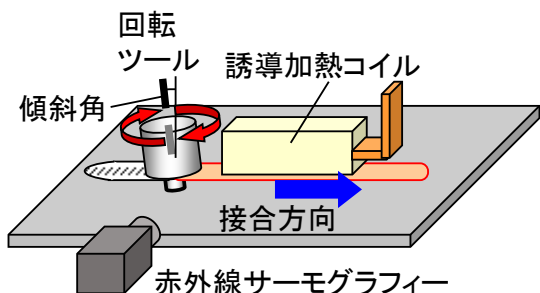


図8 高周波加熱を用いた予熱FSWの模式図

表5 高周波加熱を用いた予熱FSWの接合条件

FSW	ツール傾斜角(°)	3
	回転速度(rpm)	400~600
	接合速度(m/min)	0.4~2.2
高周波加熱による予熱	周波数(kHz)	80
	出力(kW)	100

図9に高周波予熱 FSW 試験(高周波:80kHz-100kW、FSW:400rpm-2m/min)時の加熱状態の一例を示す。高周波加熱により予熱されたツール前方は赤熱状態にあり、620-690℃となることが確認された。図10に接合継手の外観の代表例、図11に高周波予熱の有無における接合速度と表面欠陥発生との関係を示す。高周波予熱なしの場合は、接合速度 0.6m/min 以下では表面欠陥のない継手が得られたのに対し、それより高い接合速度では図10(a)に代表されるような表面欠陥が発生した。一方、高周波予熱あり場合は、接合速度 2.0m/min 以下では図10(b)に代表されるような表面欠陥のない継手が得られ、高周波予熱による接合速度の向上効果が確認された。

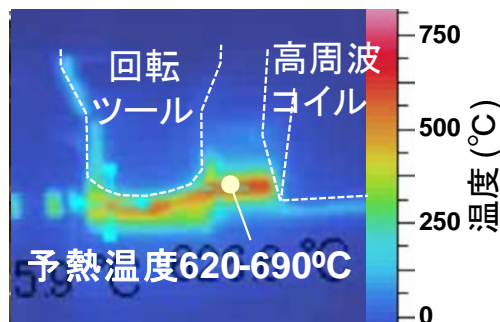
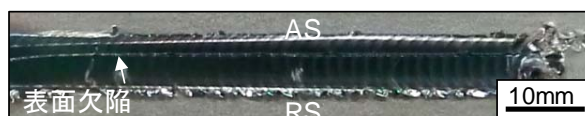
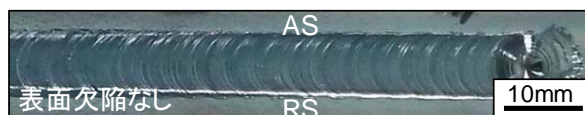


図9 高周波予熱 FSW 試験時の加熱状態の例  
(高周波:80kHz-100kW, FSW:400rpm-2m/min)



(a) 予熱なし、FSW条件: 400rpm-0.9m/min



(b) 予熱あり(100kW)、FSW条件: 400rpm-2.0m/min

図10 高周波加熱を用いた予熱 FSW 継手の外観の例

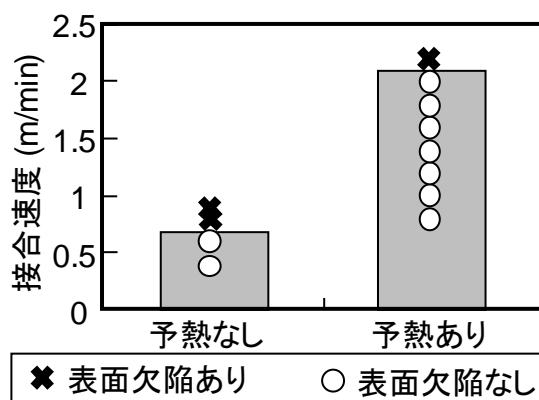


図11 高周波予熱の有無における接合速度と表面欠陥  
(予熱: 高周波出力 100kW / FSW: 回転数 400rpm)

また、レーザ照射を用いた予熱による FSW の接合速度向上について、以下のように検討されている<sup>29)</sup>。供試材料として板厚 3.2mm、C 含有量 0.45mass% の機械構造用炭素鋼(S45C)を用い、図 12 に示すようにツールの接合方向前方位置を傾斜角度 45°、出力 2kW のレーザ照射により予熱し FSW を行った。FSW 条件はショルダ径 15mm、プローブ径 6mm の WC 製の接合ツールを傾斜角度 3°、ツール回転速度 600rpm にて部材に挿入し、接合速度 100~800mm/min とした。

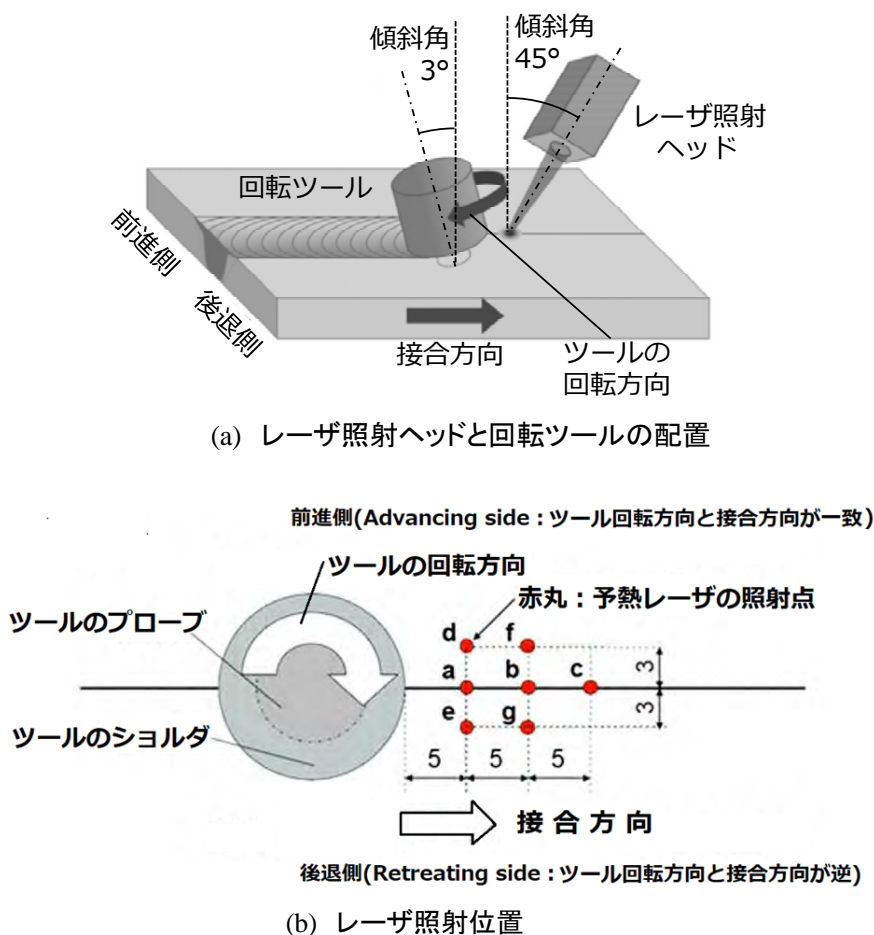


図 12 レーザ照射を用いた予熱 FSW の実験概略図<sup>29)</sup>

図 13 に上記のレーザ照射による予熱 FSW のツール温度を示す。接合速度 400mm/min においてレーザ予熱なし(Normal FSW)ではツール温度が 900℃程度であるのに対し、レーザ予熱あり(Hybrid FSW)では 1100℃程度となり、レーザ予熱により接合部温度を高く維持できることが示唆された。図 14 にレーザ照射を用いた予熱 FSW 継手の外観を示す。レーザ予熱なしでは接合速度 400mm/min まで健全な継手が得られ、それを超えると接合不可となった。一方、レーザ予熱ありでは全ての条件で健全な外観が得られる接合速度はレーザ予熱なしの場合を上回る結果となった。レーザ照射をツール前方 10mm で接合線中央の位置に行った場合に、健全な接合部が得られる接合速度が最大となり、5mm、15mm の場合と比較して予熱状態が塑性流動促進に最も有効となると考えられる。また、後退側(RS)へのレーザ予熱は欠陥形成の抑制に効果があり、前進側(AS)へのレーザ予熱はツールトルク低減に効果があるとの報告<sup>29)</sup>もあり、レーザ照射により予め接合部に熱分布を与えることで FSW の接合現象を多様に制御できる可能性が示唆された。

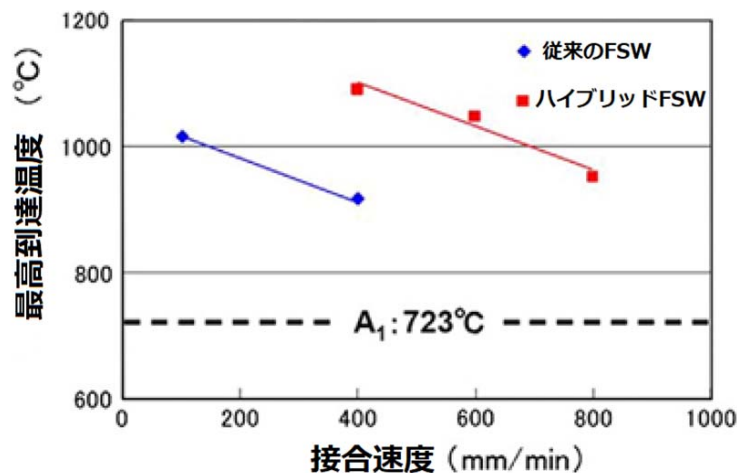


図 13 レーザ照射を用いた予熱 FSW のツール温度<sup>29)</sup>

	接合速度 (mm/min)		
	400	600	800
Normal	10mm ○	X	X
15-C	○	○	X
10-C	○	○	○
5-C	○	○	△
5-A	○	○	X
5-R	○	○	X

図 14 レーザ照射を用いた予熱 FSW の継手外観<sup>29)</sup>  
 (最左列記号はレーザ照射位置を示す。「Normal」：レーザ照射なし、「15-C」、「10-C」、「5-C」、「5-A」、「5-R」はそれぞれ図 11 に示す「c」、「b」、「a」、「d」、「e」に対応する。各表面外観右の「○」、「△」、「×」はそれぞれ「健全」、「欠陥あり」、「接合不可」を示す。)

#### 4. 高強度鉄鋼材料の摩擦攪拌接合部の組織と特性

##### 4.1 高強度鋼板の摩擦攪拌接合部の組織形成

高強度鋼板をはじめとした炭素鋼の FSW はアルミニウム合金やオーステナイト系ステンレス鋼等と異なり接合中の昇温・冷却過程において相変態を伴う。したがって、接合中の相変態をいかに制御するかで継手特性が大きく異なる。

表 3 に示す引張強度 780MPa 級自動車用冷延鋼板 (HT780) を用いて種々の接合条件で FSW を実施し、得られた継手のマイクロ組織を調査した例を以下に示す<sup>19)</sup>。一般的に FSW の接合部は攪拌部 (SZ: Stir zone)、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、図 15 に示す高強度鋼板の断面マクロ組織では、マイクロ組織の特徴的な変化より攪拌部 (SZ)、鋼の変態点 (フェライト+セメンタイト→オーステナイト) である A<sub>1</sub> 点以上に加熱される熱加工影響部もしくは熱影響部 (TMAZ/HAZ ≥ A<sub>1</sub>)、および A<sub>1</sub> 点より低い温度に加熱される熱影響部

(HAZ < A<sub>1</sub>)の3つの領域に区分した。これらの領域のマイクロ組織を図 16 に示す。供試鋼板は図 16(d) に示すようなフェライト-マルテンサイト二相組織となる DP 鋼である。一方、SZ では図 16(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<sub>1</sub> 点以上、A<sub>3</sub> 点以下のフェライト-オーステナイト二相域に加熱され、ツールの摩擦攪拌により大きな歪を受けながら冷却過程でオーステナイトの部分のみベイナイト、マルテンサイトに変態したと考えられる。また、SZ の外縁に A<sub>1</sub> 点以上、A<sub>3</sub> 点以下に加熱され部分的に歪を受けた熱加工影響部/熱影響部(TMAZ/HAZ ≥ A<sub>1</sub>)が存在する。この領域は図 16(b) に示すように SZ と同様なマイクロ組織となった。さらに、TMAZ/HAZ ≥ A<sub>1</sub> の外側に A<sub>1</sub> 点より低い温度に加熱される熱影響部(HAZ < A<sub>1</sub>)が存在する。この領域は図 16(c)に示すように母材と同様なマイクロ組織を呈するが、母材のマルテンサイト相が焼戻されるため、硬さが顕著に低下する。

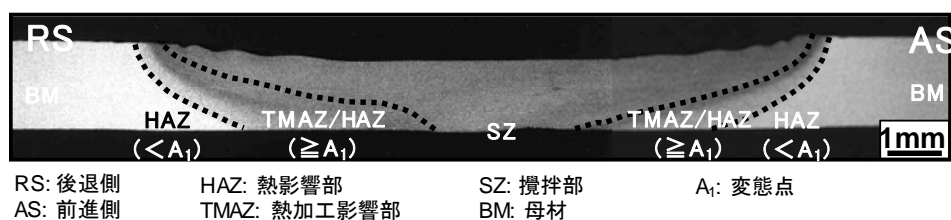


図 15 HT780 継手の断面マクロ組織  
(ナイターエッチング, 条件 200rpm-200mm/min)

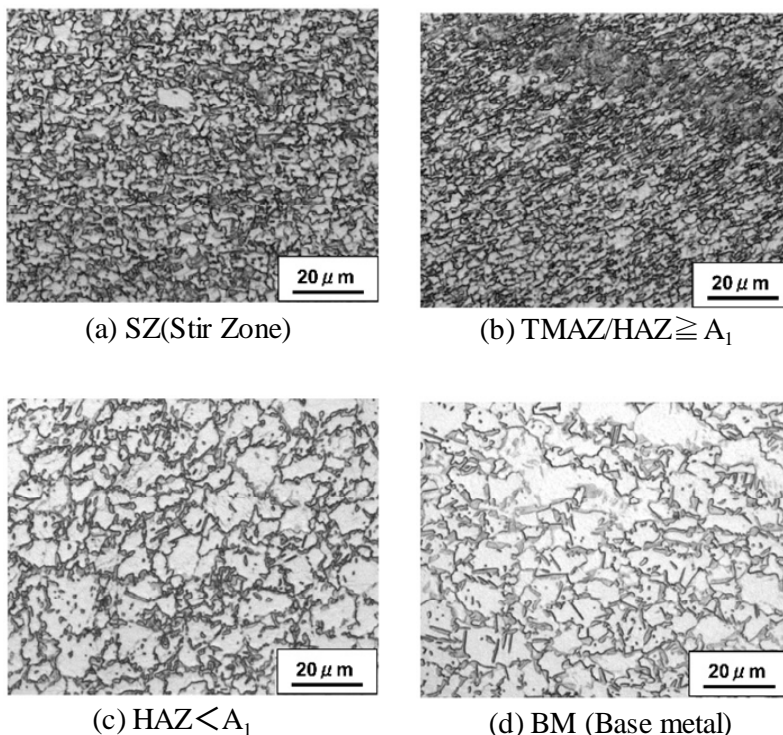
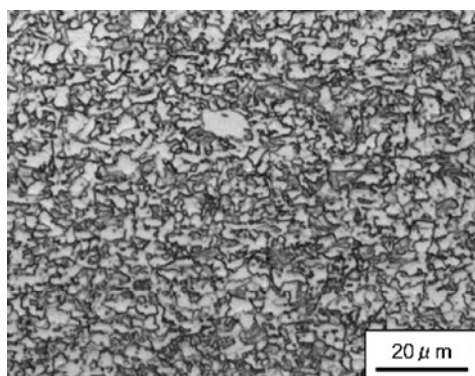


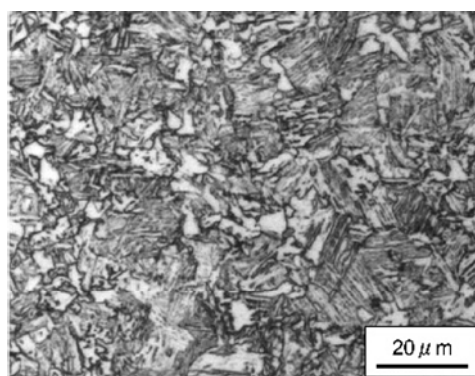
図 16 HT780 継手、母材マイクロ組織  
(条件 200rpm-200mm/min)

図 17、18 に、種々の接合条件（ツール回転速度-接合速度）で作製した継手の SZ のマイクロ組織、継手の硬さ分布を示す。SZ のマイクロ組織は、ツール回転速度 200rpm (図 17(a))よりも 400rpm (図 17(b)、(c))の条件のほうがベイナイトもしくはマルテンサイトと見られる組織の比率が増加し、SZ 硬さにおいてもツール回転速度 200rpm (図 18(a))では HV255 程度であるのに対し、400rpm (図 18(b)、(c))では

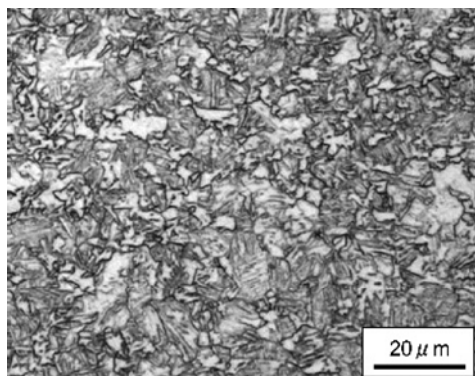
それぞれ HV312、HV332 と硬化する傾向を示した。この原因としては、ツール回転速度の上昇により SZ のピーク温度が高くなったためと考えられる。ツール回転速度 200rpm では上述のとおり、SZ のピーク温度が  $A_1$  点以上、 $A_3$  点以下のフェライト-オーステナイト二相域となり、冷却過程でオーステナイトの部分のみがベイナイト、マルテンサイト変態するため、マルテンサイト比率が低く、SZ 硬さも低くなったと考えられる。一方、ツール回転速度 400rpm の条件では SZ のピーク温度が  $A_3$  点以上となり、オーステナイト単相を経てベイナイト、マルテンサイト変態するため、硬さが高くなったと考えられる。以上のように、高強度鋼板の FSW における接合部のマイクロ組織および硬さは、従来の熔融溶接の場合と同様に入熱により支配される冷却速度に加えて、ツール回転速度などの変化に由来するピーク温度に大きく影響を受けることが示唆された。



(a) 接合条件200rpm-200mm/min



(b) 接合条件400rpm-200mm/min



(c) 接合条件400rpm-400mm/min

図 17 HT780 継手 SZ 内マイクロ組織

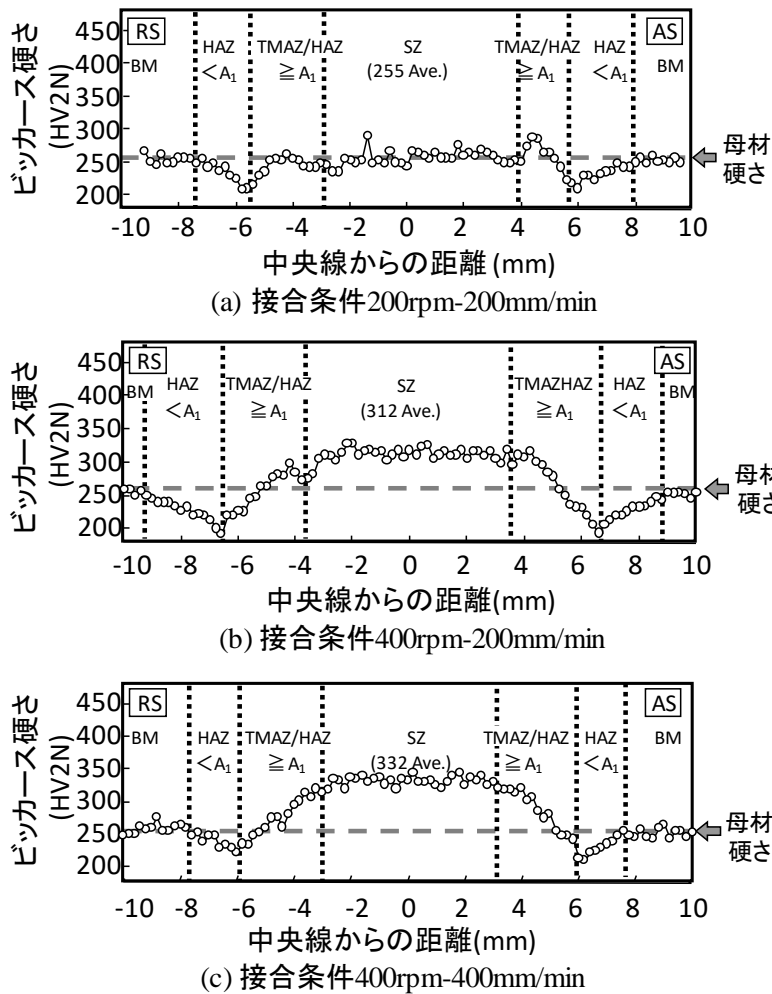


図 18 HT780 継手の硬さ分布

表 3 に示す自動車用冷延鋼板 HT590、HT780、HT980 および HT1180 を用いてツール回転速度 200rpm-接合速度 200mm/min で接合した継手の引張強度と母材引張強度の関係を図 19 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 の継手はいずれも軟化の見られた HAZ<math>A\_1</math>で破断した。しかしながら、継手効率(= 継手引張強度 / 母材引張強度  $\times$  100)は、HT780、HT980 および HT1180 においてそれぞれ 96%、95%および 84%となり、継手引張強度は 980MPa 級までは母材とほぼ同じとなることが確認された。

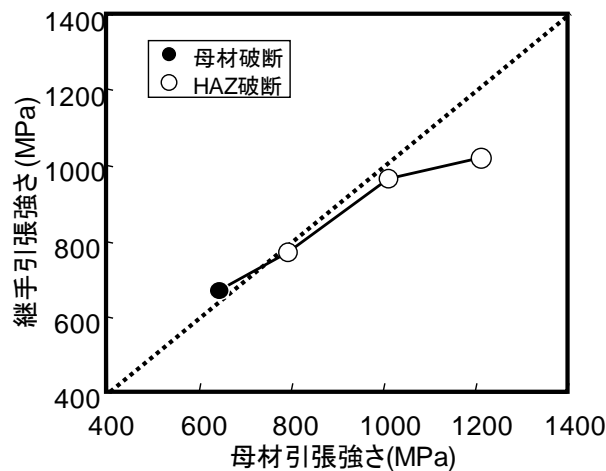


図 19 母材引張強度と継手引張強度の関係 (接合条件 200rpm-200mm/min)

## 4.2 中高炭素系鋼材の摩擦攪拌接合部の組織制御

自動車用鋼板において引張強度 1.5 GPa かつ伸び 20%を有する高強度・高延性を実現するため、従来よりも炭素含有量を高め残留オーステナイトを最適利用した“革新鋼板”の開発が進められている<sup>1)</sup>。このような鋼板を従来の熔融溶接法で溶接すると、熔融・凝固およびその後の急冷により過度に硬化し、ぜい化を引き起こす懸念がある。

高炭素鋼板における FSW による接合部組織の制御、特性の向上を検討した例を以下に示す<sup>17)</sup>。供試材料として、C 含有量 0.70mass%の機械構造用炭素鋼(S70C) を用いて作製した FSW 継手の SZ 組織の観察結果を図 20 に示す。ツール回転速度 400rpm において、接合速度 400mm/min ではオーステナイト単相から急冷によりほぼ 100%マルテンサイト組織となったが、接合速度を 25mm/min に低下することで冷却速度が減少し、パーライトとマルテンサイト約 16vol%の混合組織となった。マルテンサイト量を減少させることで引張強さ 1432MPa、伸び 11%の機械的特性が得られた。一方、接合速度 400 mm/min において、回転速度 800、400rpm ではピーク温度は A<sub>3</sub> 点を超えオーステナイト単相から急冷によりほぼ 100%マルテンサイト組織となるが、200rpm ではピーク温度は A<sub>1</sub> 点 (723℃) 以下となり、変態を伴わない接合が可能となる。この場合、得られた組織は極めて微細な球状セメンタイトとフェライトの混合組織となり、強度、伸びとも備えた極めて理想的な組織が得られる。図 21 に示すように、ツール回転速度 400 rpm や 800 rpm で接合を行うと、ピーク温度が A<sub>3</sub> 点を超え、極めて硬く、もろい組織が得られるのに対して、200 rpm で行うと、硬さも母材よりやや向上した程度の値に抑えられ、強度とともに十分に伸びも確保される。

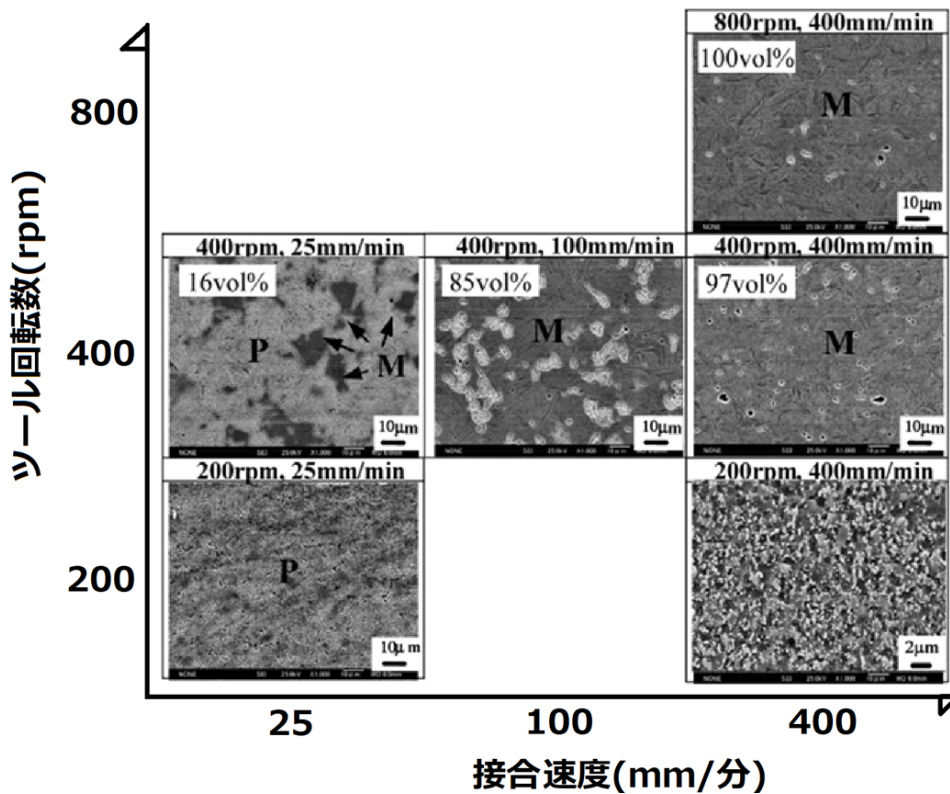


図 20 S70C の接合条件と接合部組織の関係<sup>17)</sup>

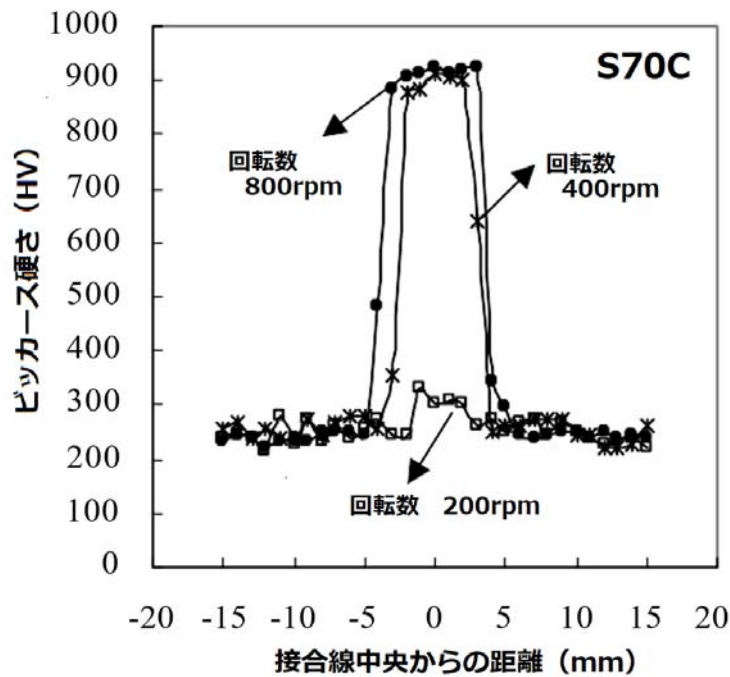


図 21 S70C 継手の硬さ分布に及ぼすツール回転数の影響<sup>17)</sup>  
(接合速度 400mm/min)

FSW により A<sub>1</sub> 点以下の無変態領域、あるいは A<sub>1</sub> 点～A<sub>3</sub> 点のフェライト-オーステナイト二相域で接合を行うことにより、従来の熔融溶接では過度な硬化によるぜい化が懸念される、“革新鋼板”に代表される中高炭素系高強度鋼板において、接合部組織を最適に制御し、自由度の高い強度設計が可能となることが示唆され、今後、接合法および構造物設計において大きな変化をもたらす可能性がある。

## 5. おわりに

本稿では、特に高強度化が急激に進んでいる自動車用鋼板の接合へ FSW を適用する際の要件、課題またはメリットとして考えられる事項として、高強度鉄鋼材料に対する摩擦攪拌接合プロセスの適用性と能率を向上する取り組み、接合部の組織形成と特性向上を目指した組織制御の可能性に関して、これまでの研究を例に紹介した。これらの接合能率向上技術、接合部組織制御技術を達成することで、高強度鉄鋼材料における従来溶接の課題を克服する次世代の接合技術として FSW が適用されるようになれば、産業界に与える影響は計りしれない。今後のさらなる発展に期待したい。

## 参考文献

- 1) 新構造材料技術研究組合 (ISMA) ホームページ: <http://isma.jp/>
- 2) W. M. Thomas, et al.: International Patent Application, PCT/GB92/02203 and GB Patent Application 9125978.8, UK Patent Office, London, December 6, 1991.
- 3) H. Okamura, et al.: J. Jpn. Inst. Light Met., 50 (2000), 166–171.
- 4) G. Campbell, et al.: Welding J., 78 (1999), 45–47.
- 5) M. R. Johnsen: Weld. J., 78 (1999), 35–39.

- 6) K. E. Knipstron, et al.: Weld. J., 76 (1997) , 55–57.
- 7) C. J. Dawes, et al.: Weld. J., 75 (1996) , 41–45.
- 8) H. J. Liu, et al.: J. Mater. Proc. Tech., 142 (2003) , 692–696.
- 9) W. M. Thomas, et al.: Sci. Technol. Weld. Join., 4 (1999) , 365–371.
- 10) H. Fujii, et al.: Mater. Trans., vol.47, no.1 (2006), 239-242.
- 11) T.J. Lienert, et al.: Weld. J., vol.82, January (2003), 1s-9s.
- 12) A.P. Reynolds, et al.: J. Sci. Technol. Weld. Join., vol.8, no.6 (2003), 455-460.
- 13) P.J. Konkol, et al.: J. Ship Prod., August, vo.19, No.3 (2003), 159-164.
- 14) R. Ueji, et al.: Mater. Sci. Eng. A., 423 (2006), 324-330.
- 15) H. Fujii, et al.: Mater. Sci. Eng. A., 429 (2006), 50-57.
- 16) L. Cui, et al.: M. ISIJ Int., vol.47, no.2 (2007), 299-306.
- 17) L. Cui, et al.: Scripta Mater., 56 (2007), 637-640.
- 18) R. Ayer, et al.: Proc. of 7th Int. Friction Stir Welding Symp., TWI, Cambridge, UK, (2008).
- 19) 松下ほか: 溶接学会論文集, vol.27, no.4 (2009), 360-370.
- 20) M. Matsushita, et al.: Sci. Technol. Weld. Join., vol.16, no.2 (2011), 181-187.
- 21) M. Matsushita, et al.: ISIJ Int., vol.52, no.7 (2012), 1335-1341.
- 22) A.P. Reynolds, et al.: Scripta Mater., 48 (2003), 1289-1294.
- 23) S.H.C. Park, et al.: Scripta Mater., 49 (2003), 1175-1180.
- 24) X.K. Zhu, et al.: J. Mater. Process. Technol., 146 (2004), 63-272.
- 25) Y.S. Sato, et al.: Mater. Sci. Eng. A., 397 (2005), 376-384.
- 26) A. Kumar, et al.: Proceedings of the Int'l Offshore and Polar Eng. Conf., Hawaii, USA, June (2011), 460-467.
- 27) JRCM News: 2016年5月号 (No.355) .
- 28) 松下ほか: 溶接学会全国大会講演概要 第101集 (2017) 321.
- 29) Y.F. Sun, et al.: Materials and Design, 2013, 47, 842-849.
- 30) 和田ほか: 鉄と鋼, 104 巻 (2018) 7 号, p. 369-376.

<略歴>

**松下 宗生 (まつした むねお)**

---

1995年 東京工業大学 金属工学科 卒業  
 2001年 Colorado School of Mines Metallurgical and Materials Engineering Dept. 博士修了  
 2001年 川崎製鉄株式会社 入社 厚板・条鋼・接合研究部門 配属  
 2003年 川崎製鉄・NKK 統合により JFE スチール株式会社発足  
 接合・強度研究部配属 役職・主任研究員  
 現在に至る