

炭素鋼のレーザーハイブリッド摩擦攪拌接合

藤井 英俊, 中田 一博

大阪大学 接合科学研究所
(〒567-0047 大阪府茨木市美穂ヶ丘 11-1)

Laser Assisted Friction Stir Welding of Carbon Steel

FUJII Hidetoshi, NAKATA Kazuhiro

(Received June 15, 2009)

Key words: FSW, YAG laser, steel, microstructure, mechanical properties

1. 緒言

摩擦攪拌接合 (FSW) は、熔融溶接の種々の問題点を解決し、優れた継手特性を得ることが可能であるため、開発されてまもなく Al 合金や Mg 合金といった軽金属材料を中心に、種々の産業で実用化されてきた。しかし、鉄鋼材料の FSW は、ツールへの負荷、装置剛性および冷却機構といった問題を解決する必要性があり、研究報告例も少ないのが現状である。最近では、種々の工夫により、その適用範囲は、鉄鋼材料^{9)~10)}に留まらず、モリブデン¹¹⁾など高融点材料にまで拡大してきているとはいえ、実用化を考える上では、クリアしなければならない課題が依然いくつか残されている。

そこで本研究では、接合部における欠陥発生抑制やツールへの負荷低減などにより高融点材料の FSW をより容易にすることを目的として、レーザー熱源を用いてツール前方部を局部加熱を行った後に FSW するという新しい接合プロセスを試み、鉄鋼材料における接合特性の検討を行った。

鉄鋼材料の中でも特に炭素鋼は、接合の際に変態を伴うためにその複雑な現象や特性を把握することが極めて重要である。そこで本研究では、一般構造用圧延鋼 SS400 に対して「レーザーハイブリッド摩擦攪拌接合」を適用し、組織および機械的特性の評価を行い、接合性を検討した。

2. 実験方法

2.1 実験方法

供試材料は、 $50\text{ mm}^{\text{W}} \times 300\text{ mm}^{\text{L}} \times 3.2\text{ mm}^{\text{T}}$ の一般構造用圧延鋼 (SS400) を用いた。化学組成を表 1 に示す。また、図 1 にレーザーハイブリッド摩擦攪拌接合方法の概念図を示す。先行加熱源は、YAG レーザを用い、出力 2.0 kW、ビームヘッド角度 45° の条件で焦点位置を試料表面に合わせた。一般的に FSW では、前進側に欠陥を生じやすいため、照射位置を接合界面から前進側 (advancing side: 接合方向に垂直方向) 3 mm 付近を狙い照射を行った。また本研究では、

シールド先端部から前方のレーザー照射位置までの距離を 15 mm とした。

すべての供試材料に対して I 型突合せ接合を行った。まず、テーブル部に試料固定用の裏板 (SUS304) を取り付け、あらかじめ試料の接合部界面を機械加工し、表面をグラインド研磨した試料を脱脂したのちに裏板上で突合せ、クランプで裏板に固定した。次に、ツールを時計まわりに回転させながら突合せ面に挿入し、しばらくの間ツールを一定保持した後にツールの移動を開始させ、一定速度で FSW を行った。なお、接合中は装置全体の温度上昇を防止するためにツールホルダ内部に冷却水を循環させ、さらにツールおよび試料表面の酸化を防止するために Ar シールドガスを用いた。

接合条件は、回転速度 400 rpm、接合速度 100~800 mm/min とし突合せ接合を行った。また比較のため、先行加熱のない通常の FSW も接合速度 50~700 mm/min で行った。接

表 1 SS400 の化学組成

	Chemical composition (mass%)					
	C	Si	Mn	P	S	Fe
SS400	0.16	0.01	0.49	0.015	0.006	Bal.

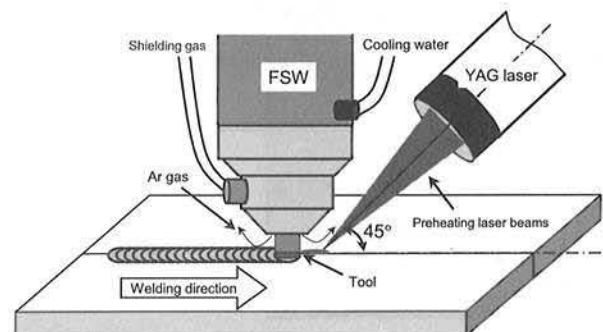


図 1 レーザーハイブリッド摩擦攪拌接合

合後, それぞれの継手に対して断面組織観察, 硬さ試験, 引張試験により継手特性を検討した。

接合部断面組織は, 接合方向に垂直な横断面についてマクロおよびマイクロ組織観察を行った。まず, 試料を切り出し, 熱硬化性樹脂に埋め込みを行った。次に, 湿式エメリー紙 320 番から 2000 番まで粗研磨後, ダイヤモンドバフ研磨(粒径: 3 μm , 1 μm)により鏡面仕上げをした。腐食液として 3%ナイトール溶液を用いて試料表面を腐食し, 光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡(Scanning Electron Microscopy: SEM)を用いて組織観察を行った。なお, 腐食時間は, 5~10 s 程度とした。

硬さ試験は, 明石製作所製マイクロビッカース硬さ試験機(AAV-500)を用いて, 接合部断面の水平方向へ0.5 mm 間隔で行った。測定条件は, 測定圧子の荷重を 0.98 N, 荷重保持時間を 15 s とした。測定位置は, 試料厚さに対して上部, 中部および下部とし, それぞれ試料表面から 0.8, 1.6, 2.4 mm の位置である。

母材および接合部の機械的特性を評価するため接合継手部に対して引張試験を行った。接合部の継手強度を測定するために, 図2(a)に示す JIS13B 号定型試験片を, 攪拌部の引張強度を測定するために, 図2(b)に示す攪拌部引張試験片を放電加工機で作製した。引張試験は, 室温にてインストロン万能試験機を用いてクロスヘッド速度 1.0 mm/min で行った。

3. 実験結果

3.1 接合継手断面マクロ組織

図3に接合速度 400 mm/min で行った通常の FSW および接合速度 400~800 mm/min で行ったレーザハイブリッド FSW の代表的な継手断面マクロ組織を示す。通常の FSW

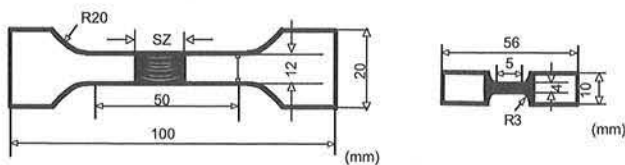


図2 引張試験片形状((a)継手用, (b)攪拌部用)

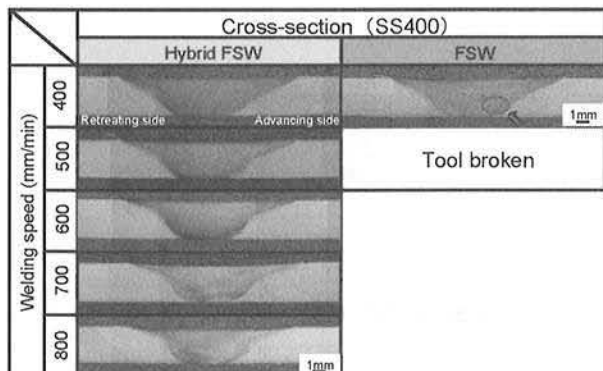


図3 通常の FSW とレーザハイブリッド FSW の断面マクロ組織の比較

では, 接合速度 50~300 mm/min において欠陥のない継手が得られたが, 接合速度 400 mm/min では攪拌部の前進側(AS)に微細な欠陥が発生した。また, これ以上の接合速度ではツールが破断し, 接合が不可能であった。一方レーザハイブリッド FSW では, 接合速度 400 mm/min をはじめとして接合速度 800 mm/min までは欠陥のない継手を得ることができた。すなわち, レーザハイブリッド FSW を適用することで欠陥の発生を抑制し, 適正な接合速度範囲を拡大することができた。

このように, レーザハイブリッド FSW では, 局部的に予熱をすることでツールへの負荷を低減させることができ, 通常の FSW の場合よりも接合速度の大幅な高速化を達成できる。

3.2 接合形成過程

レーザハイブリッド FSW の接合プロセスを簡単に述べると, まず YAG レーザによってツール前方部の局所加熱を行い, その直後にツールが通過することで継手が形成される。

図4に接合速度 400 mm/min で接合を行った時のレーザ通過直後の断面マクロ組織および各領域を示す。レーザの通過した部分は図4(2)に示すように熔融凝固組織を形成する。図4(3)はツールが通過後の攪拌部組織を示しており, 通常の FSW と同様のものが得られることがわかる。レーザ通過の際に形成した凝固組織は消滅し, 微細な攪拌部組織を得ることができた。つまりレーザハイブリッド FSW は, 先行するレーザはあくまでも予熱に過ぎず, その後通過するツールの攪拌作用が, 継手組織に大きく影響を及ぼす接合法であるといえる。

3.3 微細組織および機械的特性に及ぼすレーザ照射の影響

図5は, 硬さ分布に及ぼすレーザ照射の影響を示しており, 接合速度 400 mm/min の結果である。また, それぞれの攪拌部中央部のマイクロ組織を図6(a), (b)に示す。レーザによる予熱の際に形成する凝固組織が攪拌部に残存し硬さ分布にバラツキを呈することも考えられたが, 通常の FSW

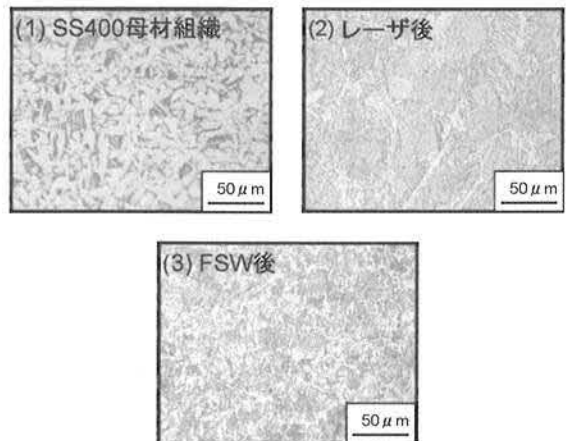


図4 レーザハイブリッド FSW 中の組織の変化

の場合と同等の硬さ分布を得ることができ、レーザーハイブリッド FSW でも、ツールの通過の際にツールの攪拌作用によって動的再結晶が生じることで凝固組織は消滅し、図6に示したように通常のFSWと同様な組織が形成したといえる。

特に、レーザー照射の有無によって硬度および組織において、ほとんど変化がなく、接合温度がほとんど変化しなかったことが注目される。レーザー照射によって、被接合材の温度は上昇すると考えられるが、温度が高いことによって、被接合材が塑性変形しやすく、ツールとの摩擦熱によって発生する熱量は減少するものと思われる。その結果、最高到達温度および冷却速度は大きく変化しなかったと考えるのが妥当である。

3.4 攪拌部の微細組織および機械的特性に及ぼす接合速度の影響

図7に、接合速度 400 mm/min, 600 mm/min, 800 mm/min でレーザーハイブリッド FSW を実施した接合部の断面中央部の硬さ試験結果を比較して示す。攪拌部では、バラツキがあるものの母材と比較しておよそ 30~40 Hv 上昇した。その原因として、微細であるフェライトおよびパーライトと一部ベイナイトの混合組織が形成したためであると考えられる。接合速度が上昇するにつれ、硬度もわずかながら上昇する。

レーザーハイブリッド FSW の接合速度 800 mm/min の後退側加工熱影響部において硬さが著しく上昇している部分が確認できる。これは、後述するように、A₁ 点以下で接合が行われたために、変態が生じず、極めて微細な組織が得られたことが原因であると考えられる。

図8にレーザーハイブリッド FSW および通常の FSW で得

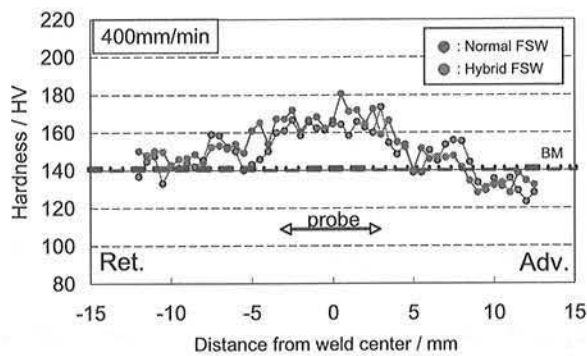


図5 硬さ分布に及ぼすレーザー照射の影響

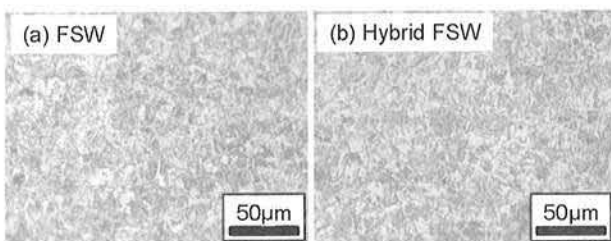


図6 ミクロ組織に及ぼすレーザー照射の影響

られた継手の引張試験の結果を示す。白抜き丸が通常の FSW の結果であり、それ以外がレーザーハイブリッド FSW の結果である。図3に示したように、FSW の接合速度 50~400 mm/min の継手は、すべて母材破断した。しかしながら、接合速度 600 および 700 mm/min では、接合が不可能であった。一方、レーザーハイブリッド FSW では、SS400 の母材強度が 438 MPa であるのに対して、400~800 mm/min のすべての接合速度で母材破断を示した。

このように、JIS 13B 号形状のすべての引張試験片は母材で破断し、接合部の強度を調べるのに不適切であるため、図2(b)に示したように、接合部がすべて平行部によってカバーされた小さな引張試験片を用いて、攪拌部の機械的特性を調べた。このようにして測定した、FSW およびレーザーハイブリッド FSW の攪拌部のみの引張強さを図9に示す。攪拌部の引張強度は母材強度よりも高い値を示した。一方、FSW およびレーザーハイブリッド FSW の接合プロセスの違いは引張強度への顕著な影響は及ぼさず、接合速度が増加するにしたがって攪拌部強度が徐々に上昇するという傾向が見られた。

接合速度 400, 600, 800 mm/min の順に攪拌部強さ 533, 532, 552 MPa を示した。レーザーハイブリッド FSW および通常の FSW の結果は、同じ手法で行ったように連続的に変化していることが注目される。通常の FSW と総合的に比較を行えば、接合速度が上昇するにしたがって攪拌部

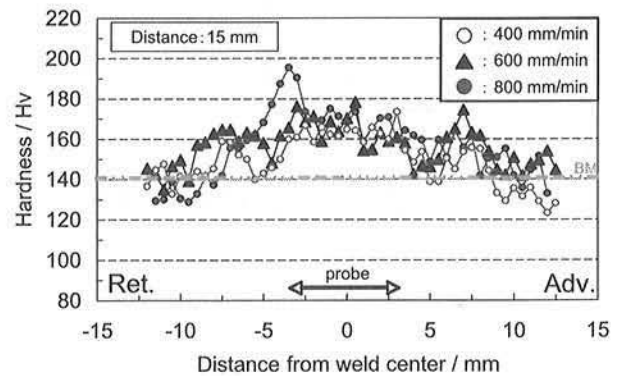


図7 硬さ分布に及ぼす接合速度の影響

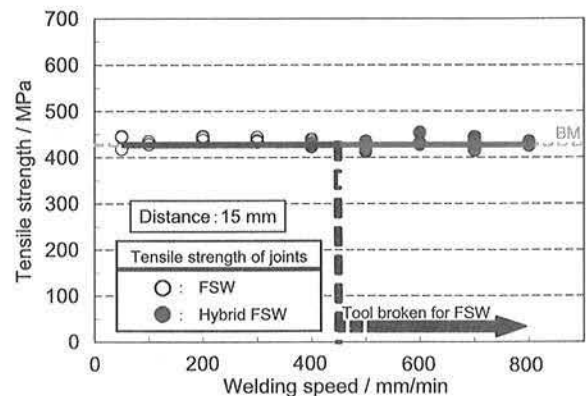


図8 継手強度に及ぼす接合速度の影響

強さは上昇傾向を示した。すなわち、レーザーハイブリッド FSW で接合速度の高速化を達成するだけでなく、高速化に伴い強度も上昇する傾向にあり、メリットの大きいプロセスであるといえる。

これらの結果は、図 10 に示す微細構造の結果と一致する。微細組織はプロセスに依存せず、溶接速度に著しく依存することがわかる。両プロセスで得られた微細組織は同じ接合速度では同様であるが、前述したように、レーザーハイブリッド FSW によって溶接速度を増加させることが可能である。その結果、レーザーハイブリッド FSW では、より組織を微細化することができ、接合部の強さは通常の FSW 継手より高くなる。

図 11 に接合速度 800 mm/min でレーザーハイブリッド FSW を行った継手断面のマクロ組織と主な領域のミクロ組織を示す。上述のように、母材部は、典型的なフェライトとパーライトからなる組織であるが、攪拌部中央では、母材部と異なった微細なフェライト、パーライトと一部ベイナイトの混合組織が観察できた。一方、図 11 のマクロ写真で示す攪拌部の後退側から下部にかけての暗く腐食形態の異なる領域は、相変態をとまなわない A_1 点以下で接合した領域

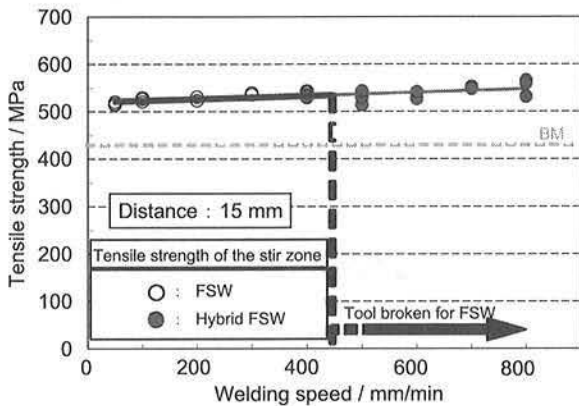


図9 攪拌部の強度に及ぼす接合速度の影響

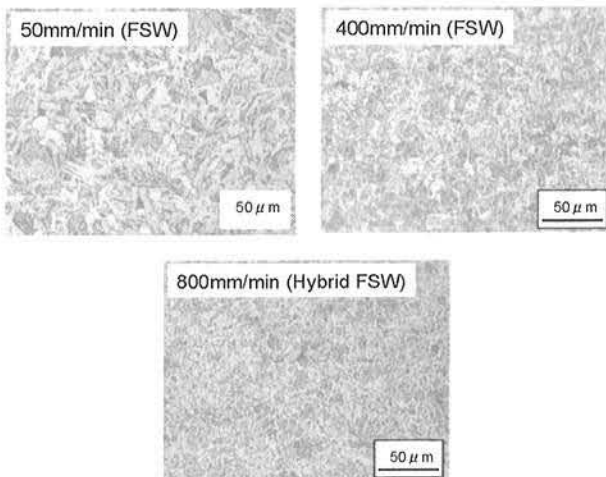


図 10 微細組織に及ぼす接合速度の影響

であり、図 11 の下図に示すように、フェライトおよびパーライトの母材組織が超微細化していることがわかる。

4. 結 言

レーザーによる局部加熱源を利用して接合部欠陥発生の抑制やツール負荷を低減することにより、鉄鋼材料の FSW を容易にすることを目的として一般構造用圧延鋼 SS400 に対して「レーザーハイブリッド摩擦攪拌接合」を適用し接合を行い、組織および機械的特性を評価した。得られた結果は、以下のようにまとめることができる。

- (1) レーザによる補助熱源を適用することで微細な欠陥を抑制することができ、接合速度を大幅に増加させることが可能である。
- (2) 仮に先行加熱の際に溶融凝固組織が形成しても、その後通過するツールによって凝固組織は消滅し、通常の FSW と同様な微細な攪拌部組織を得ることができる。
- (3) 接合速度が増加するにしたがって単位長さ当りの入熱が減少し、結晶粒が微細化する。特に攪拌部下部でその傾向が顕著に現れる。
- (4) 接合速度 800 mm/min において、攪拌部後退側から下部にかけて相変態をとまなわない A_1 点以下で接合された領域が存在し、極めて微細なフェライトマトリックスとパーライトからなる組織を形成する。
- (5) レーザハイブリッド FSW の接合部継手引張試験では、すべての条件で母材破断を示し、母材と同等の強度を得ることができた。攪拌部引張試験では、レーザーハイブリッド FSW と通常の FSW を比較すると、接合プロセスによる顕著な差異は見られず、接合速度が増加するにしたがって攪拌部強度は上昇する傾向を示した。レーザーハイブリッド FSW の方が高速度まで接合ができるため、結果としてレーザーハイブリッド FSW 継手の方が高強度となった。これらの結果は、組織観察と対応をとることができ、接合速度が増加するにしたがって、攪拌部組織が微細化することが原因である。

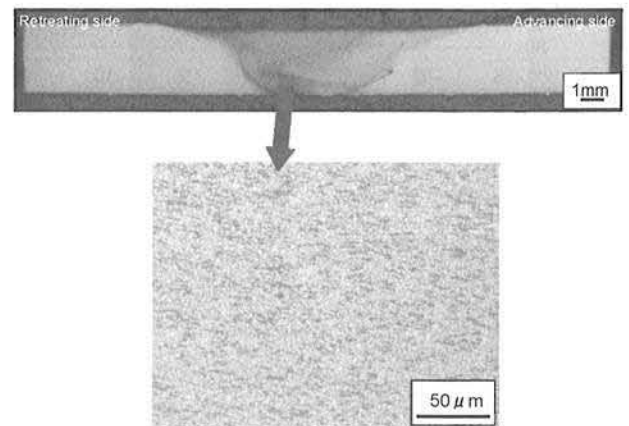


図 11 接合速度 800 mm/min でレーザーハイブリッド FSW を行った継手断面のマクロ組織と下部の微細組織

謝 辞

本研究は、グローバル COE プログラム、日本学術振興会の科学研究費、JST シーズ発掘試験、全国共同利用附置研究所連結事業(金属ガラス、無機材料接合技術開発拠点)、日本鉄鋼協会鉄鋼研究振興助成、池谷財団研究助成および東レ科学技術振興助成の成果である。

参 考 文 献

- 1) Thomas, W.M., Threadgill, P.L. and Nicholas, E.D.: Feasibility of Friction Stir Welding Steel, *Sci. Technol. Weld. Joi.*, **4**, (1999), 365.
- 2) Lienert, T.J., Stellwag, W.L., Grimmer, B.B. and Warke, R.W.: Friction Stir Welding Studies on Mild Steel, *Weld. J.*, **82**, (2003), 1s.
- 3) Reynolds, A.P., Tang, W., Posada, M. and DeLoach, J.: Friction Stir Welding of DH36 Steel, *Sci. Technol. Weld. Joi.*, **8**, (2003), 455.
- 4) Park, S.H.C., Sato, Y.S., Kokawa, H., Okamoto, K., Hirano, S. and Inagaki, M.: Corrosion Resistance of Friction Stir Welded 304 Stainless Steel, *Scripta Mater.*, **51**, (2004), 101.
- 5) Fujii, H., Ueji, R., Takada, Y., Kitahara, H., Tsuji, N., Nakata, K. and Nogi, K.: Friction Stir Welding of Ultrafine Grained Interstitial Free Steels, *Mater. Trans.*, **47**, (2006), 239.
- 6) Fujii, H., Cui, L., Tsuji, N., Maeda, M., Nakata, K. and Nogi, K.: Friction Stir Welding of Carbon Steel, *Mater. Sci. Eng. A.*, **429**, (2006), 50.
- 7) Ueji, R., Fujii, H., Cui, L., Nishioka, A., Kunishige, K. and Nogi, K.: Friction Stir Welding of Ultrafine Grained Plain Low-Carbon Steel Formed by the Martensite Process, *Mater. Sci. Eng. A.*, **423**, (2006), 324.
- 8) Cui, L., Fujii, H., Tsuji, N., Nakata, K., Nogi, K., Ikeda, R. and Matsushita, M.: Transformation in Stir Zone of Friction Stir Welded Carbon Steels with Different Carbon Contents, *ISIJ International*, **47**, (2007), 299.
- 9) Cui, L., Fujii, H., Tsuji, N. and Nogi, K.: Friction Stir Welding of a High Carbon Steel, *Scripta Mater.*, **56**, (2007), 63H.7.
- 10) Sato, Y.S., Yamanoi, H., Kokawa, H. and Furuhashi, T.: Microstructural Evolution of Ultrahigh Carbon Steel during Friction Stir Welding, *Scripta Mater.*, **57**, (2007), 557-560.
- 11) Fujii, H., Kato, H., Nakata, K. and Nogi, K.: Friction Stir Welding of High-Temperature Materials (Mo, Ti), *Proc. 6th Int. FSW Symp.*, Montreal, Canada., 10-13, Oct., (2006).

著 者 紹 介

藤井英俊

FUJII Hidetoshi



1965 年生. 1993 年早稲田大学大学院理工学研究科博士課程修了. 博士(工学). 1993 年新技術事業団一ケンブリッジ大学日英国際共同研究研究員, 1995 年ケン

ブリッジ大学リサーチアソシエイト, 1996 年大阪大学接合科学研究所助手, 1997 年大阪大学接合科学研究所助教授(現: 准教授). 日本金属学会功績賞(2009), *Scripta Materialia-Top Ten Referees* (2008), 日本マイクログラビティ応用学会奨励賞(2004), 古河山水賞(1988)他多数受賞. 溶接学会, 日本鉄鋼協会, 日本金属学会, 軽金属学会, 鋳造工学会などに所属.

E-mail: fujii@jwri.osaka-u.ac.jp

TEL & FAX: (06) 6879-8663

中田一博

NAKATA Kazuhiro



1949 年生, 1977 年大阪大学大学院工学研究科博士後期課程(単位取得満期退学).

1977 年大阪大学助手, 1994 年大阪大学助教授, 2002 年大阪大学教授. 2009 年大阪

大学接合科学研究所所長. 高温学会論文賞(1992), 高温学会論文賞(1994), 軽金属溶接構造協会賞論文賞(1994), 日本溶接協会技術開発奨励賞(2003), 他多数受賞, 溶接学会, 日本鉄鋼協会, 日本金属学会, 軽金属学会, 鋳造工学会などに所属.

E-mail: nakata@jwri.osaka-u.ac.jp

TEL & FAX: (06) 6879-8640