

純チタン厚板のファイバーレーザー・ミグアークハイブリッド溶接性に関する基礎的検討

山本尚嗣¹ 廖金孫¹ 村上孝浩² 中田一博²

¹株式会社栗本鐵工所技術開発室

²大阪大学接合科学研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 77, No. 2 (2013), pp. 39-43

© 2013 The Japan Institute of Metals

Fundamental Study on Fiber Laser-MIG Arc Hybrid Weldability of Pure Titanium

Naotsugu Yamamoto¹, Jinsun Liao¹, Takahiro Murakami² and Kazuhiro Nakata²

¹Technology Development Headquarters, Kurimoto Ltd., Osaka 559-0021

²Joining and Welding Research Institute, Osaka University, Osaka 567-0047

Hybrid welding process of 10 kW class fiber laser and pulsed metal inert gas (MIG) arc was applied to pure titanium plates with thickness of 12 mm, and the hybrid weldability of the pure titanium thick plates was investigated in the present study. It is found that sound welded joints with good bead appearance and high tensile strength are available by single pass welding from both sides using the optimized welding parameters. The hardness of both weld metal and heat affected zone is slightly higher than that of base metal. Laser focal position is an important parameter, and welding spatter and defects can be remarkably reduced or prevented by focusing laser beam on back side of titanium plate.

(Received October 1, 2012; Accepted November 13, 2012; Published February 1, 2013)

Keywords: hybrid welding, high power fiber laser, pulsed metal inert gas welding, pure titanium, mechanical properties

1. 緒 言

チタンは高い比強度と耐熱性を有しており、その特徴からチタン合金は主として航空機材料、なかでもジェットエンジン部品に主に用いられる。また、チタンは優れた耐食性を有しており、各種化学石油プラントにも多く用いられている。さらには、海水淡水化プラント熱交換器として、薄肉チタン溶接管を適用する事例もある¹⁾。このようにチタンの適用範囲は広く、今後もチタン産業および研究・開発が活発化していくことが期待される。

チタンの用途が拡大していく中で、溶接・接合は不可欠な技術であり、その高能率化や自動化などのさらなる発展が望まれている。チタンに最も使用されている溶接法はタングステン・イナート・ガスアーク溶接^{2,3)}(以下、ティグ溶接)である。ティグ溶接は溶接部の機械的特性が母材と同程度と良好であり、溶接ビードが平滑で美しいなどの長所を有しているが、溶着量が少なく溶け込みが小さいため溶接速度が遅く、特に多層溶接となる中厚板では溶接効率が著しく悪くなる。メタル・イナート・ガスアーク溶接(以下、ミグ溶接)は同じアーク溶接であるが、ティグ溶接よりも溶着量が多いため溶接効率が改善が期待できる。近年、日本においてチタンに対するミグ溶接技術の研究が行われ、従来問題視されていたミグ溶接時の母材に陰極点が安定に形成されないことに起因するアーク不安定性の問題はチタンのミグ溶接用ワイヤ

とそれに適したパルス電流波形制御の開発によって改善され⁴⁾、薄板に対する溶接効率は上昇した。しかしながら中厚板においては、溶け込みが十分に大きくはないために多層溶接となり、溶接効率の大きな改善は難しい。そこで、さらなる高能率化を目指して、深溶け込みが期待できる溶接法として電子ビーム溶接やレーザー溶接が挙げられる^{5,6)}。特に、レーザー溶接は大気中での溶接が可能であり、制御も容易なため、近年のチタンおよびチタン合金の溶接技術の研究にはレーザー溶接が多く用いられている⁷⁻¹⁰⁾。しかしレーザー溶接はレーザービーム径が1 mm以下と小さく、かつ溶加材ワイヤの供給が困難なために継手ギャップ裕度が小さく、開先加工に高い加工精度が要求され、構造物への適用には困難が伴う。そこで注目されている溶接法がアーク溶接とレーザー溶接を組み合わせたレーザー・アークハイブリッド溶接(以下ハイブリッド溶接)である。ハイブリッド溶接はアーク溶接とレーザー溶接の欠点を補完することができるため、ギャップ裕度の問題を解決し、より高能率な溶接が期待できる。しかしながらチタンやチタン合金に対するハイブリッド溶接の適用の報告はごく僅かである¹¹⁾。

そこで本研究では、従来のCO₂レーザーやYAGレーザーよりも発振効率が高く、ファイバー伝送可能なファイバーレーザーとミグ溶接を組み合わせたハイブリッド溶接を純チタン厚板へ適用し、その溶接性に関する基礎的な検討を行った。

2. 実験方法

供試材は板厚 12 mm (幅 100 mm × 長さ 300 mm) の純チタン 2 種であり, 化学成分を Table 1 に示す. 溶接ワイヤは, 純チタン 2 種用 MIG 溶接ワイヤ S Ti 0120J (WT2G) である. ワイヤ径は 1.2 mmφ であり, 化学成分を Table 2 に示す. この MIG 溶接ワイヤは特殊な表面処理が施され, 表面に酸素濃化層が存在し¹²⁾, そのため Table 2 に示したように酸素量が若干高くなっている. この酸素濃化層が付与されていることにより, ワイヤが送給中に座屈してしまう問題や不活性ガス下で溶接中にアークが不安定になる問題が改善される.

レーザは波長 1070 nm のファイバーレーザであり, 最大出力 10 kW のファイバーレーザ発信器を用いた. ミグアーク

は DC500A インバータ制御パルスミグアーク溶接機を用い, パルスアーク溶接を行った. 構築したハイブリッド溶接ヘッドを Fig. 1 に示す. レーザは垂直から 10° 傾斜条件で, アークは垂直から 25° 傾斜条件で溶接を行った. レーザビーム伝送のファイバー径は 0.3 mm, 焦点距離は 310 mm, 焦点位置でのビーム径は 0.48 mm である. ハイブリッド溶接はアーク先行溶接 (Fig. 1 に示す Trailing shield nozzle を装置の構造上 MIG トーチ側に設置するのが困難であったため本研究ではレーザ先行の検討を行っていない) で行い, レーザ・アーク間距離は 2 mm で固定し, ワイヤ突き出し長さも 15 mm で固定した. 溶接前処理として接合面をエメリー紙によって酸化膜を除去し, アセトンにより脱脂を行った. シールドガスには純 Ar を用い, 流量をトーチシールドは 30 L/min, トレーリングシールドは 50 L/min, バックシールドは 30 L/min とした. 本研究では, 主にビードオンプレート溶接を行った. 突合せ溶接を行う場合には, 試験片に I 型開先加工を行った. 実験条件をまとめて Table 3 に示す.

溶接部外観検査, X 線透過写真, マクロおよびマイクロ組織観察により溶接部の割れ等の欠陥発生の評価を行った. マクロ組織観察は, 研磨後, 腐食液としてフッ酸, 硝酸および蒸留水を体積比率 1:1:8 の混合液を用いて試料表面を腐食して行った. マイクロ組織観察は, 粗研磨後, 室温下で過塩素酸, n-ブチルアルコールおよびメタノールを体積比率 1:7:10 の混合溶液中で 25 V の電圧で 30 秒間の電解研磨を施し, 上記の腐食液を用いて試料表面を腐食して行った. 溶接部の硬さ試験はマイクロビッカース硬度計により荷重 0.98 N (保持時間 15 s) で行った.

溶接継手の機械的性質を評価するために, Fig. 2 に示す寸法形状の JIS Z 2241 14B 号試験片 (表裏を平滑になるまで研削) を用いて各条件 3 本ずつ引張試験を行った. 試験温度は室温で, 引張速度 (治具の移動速度) は, 3.33×10^{-2} mm/s である.

Table 1 Chemical composition of specimen used.

Material	Chemical composition (mass%)						
	O	Mn	Fe	C	Ti	H	N
TP340H	0.07	0.01	0.02	0.00	Bal.	—	—

Table 2 Chemical composition of welding wire used.

Solid wire	Chemical composition (mass%)					
	O	H	N	C	Fe	Ti
S Ti 0120J	0.12	0.003	0.005	0.01	0.03	Bal.

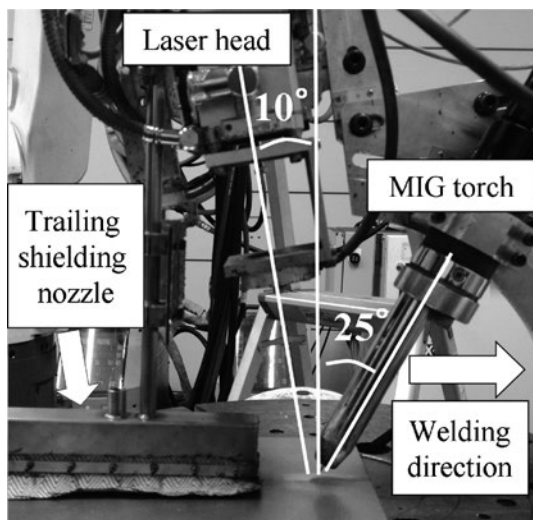


Fig. 1 Setup of 10 kW fiber laser head and MIG arc torch for hybrid welding.

Table 3 Parameters for hybrid welding.

Laser	Power	6~10 kW
	Defocused distance	-18~0 mm
MIG arc	Current	150 A
	Shield gas	Pure Ar
Welding speed	2~4 m/min	
Laser-MIG distance	2 mm	
Wire extension	15 mm	
Welding direction	Arc leading and laser trailing	

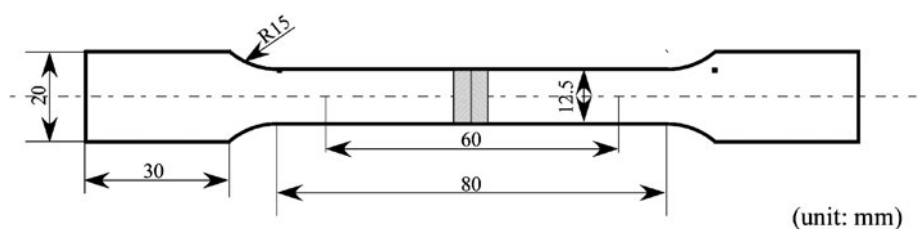


Fig. 2 Dimensions of test pieces for the tensile test.

3. 実験結果および考察

溶接方向はアーク先行、レーザー・アーク距離は 2 mm、溶接電流は 150 A (電圧 21 V) で固定し、レーザー出力を 6 kW から 10 kW、溶接速度を 2 m/min から 4 m/min、レーザー焦点位置を -18 mm から 0 mm まで変化させてビードオン溶接を行い、溶接ビード形成への影響を検討した。本研究で検討した溶接条件範囲は、予備実験のレーザー単独溶接において最大出力 10 kW の条件でも良好な貫通ビードは得られず、この板厚に対しては最適条件での両面 1 パス溶接が必要であると考えられたため、板厚 6 mm の純チタンのハイブリッド溶接の溶接条件¹¹⁾を参考にして選択した。

Fig. 3 はレーザー出力 8 kW、溶接速度 2 m/min、溶接電流 150 A に固定した条件でレーザー焦点位置を -18 mm から 0 mm まで変化させた場合に得られた継手の外観、X 線透過写真および断面マクロ組織である。溶け込み深さはレーザー焦点位置 -6 mm を最大として、それより上部、下部のいずれに変化しても、減少していた。しかしながらレーザー焦点位置が -6~0 mm の場合にはスパッタが多く発生し、X 線透過写真においてポロシティと考えられる内部欠陥が確認された。その多くはビード中心部に連続的に存在していた。鉄鋼材料におけるレーザー溶接およびハイブリッド溶接のポロシティ発生機構はすでに多く研究されており¹³⁻¹⁵⁾、キーホール先端が分離し、ポロシティとなることが明らかになっている。チタンのハイブリッド溶接においても鉄鋼材料と同様に、ポロシティはキーホールの先端が分離したことにより発生し、溶接金属内に残留したものと思われる。レーザー焦点位置 -18~-9 mm の範囲においては比較的スパッタの発生は少なく、X 線透過写真において内部欠陥も確認されなかった。これは焦点位置を溶接対象物の裏面付近あるいは裏面下方にすることで溶融池の表面にレーザー光のエネルギーが集中しにくくなり、照射部分の局所的な加熱が生じにくくなったため、溶融池の表面変動が減少し、この表面変動に起因して発生するスパッタが減少したためと考えられる。焦点位置と溶け込み深さおよびスパッタ発生数(高速ビデオカメラ撮影から 0.25

秒間での発生数をカウント)との関係を Fig. 4 に示しているが、本研究の範囲においては、焦点位置はスパッタの発生数が極端に減少する -12 mm が最適と考えられた。

次に、レーザー焦点位置を -12 mm、溶接速度を 2 m/min、溶接電流を 150 A に固定した条件でレーザー出力を 6 kW から 10 kW まで変化させた場合を Fig. 5 に示す。いずれの条件においても良好な外観を有しており、X 線透過写真においても内部欠陥は確認されなかった。レーザー出力を増加させるに従い溶け込み深さも増加したが、レーザー単独溶接と比較すると溶け込みの増加はなかった。ハイブリッド溶接は同出力のレーザー溶接に比べてより深い溶け込みが期待できる溶接法であるが¹³⁾、本研究の実験条件においてはその効果は確認されなかった。

Fig. 6 はレーザー出力 10 kW、アーク電流 150 A、レーザー焦点位置 -12 mm の条件において溶接速度 2~4 m/min に変化させた結果である。いずれの条件においても良好な外観を有するビードが形成され、X 線透過写真においても内部欠陥は確認されなかった。また、溶け込み深さは溶接速度 2 m/min で約 7.0 mm、3 m/min で約 6.3 mm、4 m/min で約 5.0 mm であり、溶接速度の増加に従い減少していた。

次に、ビードオンプレート溶接において良好なビードが形成する条件の中で溶け込みが板厚の半分(6 mm)を超える

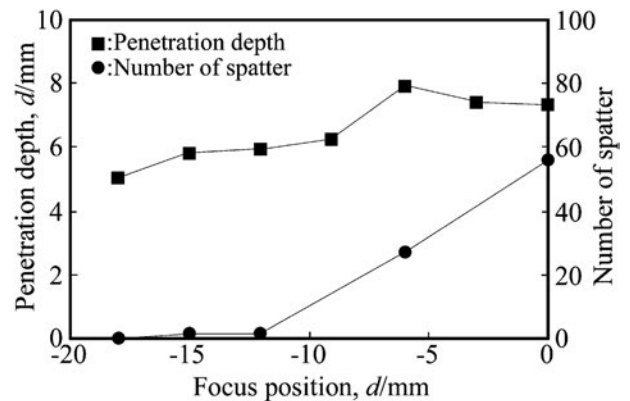


Fig. 4 Effects of focus position on spatter and penetration depth.

8 kW, 150 A, 2 m/min							
Focus position	-18 mm	-15 mm	-12 mm	-9 mm	-6 mm	-3 mm	0 mm
Bead Appearance							
X-ray photograph							
Cross section							
Penetration depth	5.0 mm	5.8 mm	5.9 mm	6.2 mm	7.9 mm	7.4 mm	7.3 mm

Fig. 3 Weld bead appearances, X-ray radiographs, cross sections and penetration depth of weld beads by hybrid welding of pure titanium plate of 12 mm in thickness with different focus positions at 10 kW, 2 m/min, 150 A.

2 m/min, 150 A, $f_d = -12$ mm			
Laser power	6 kW	8 kW	10 kW
Bead appearance			
X-ray photograph			
Cross section			
Penetration depth	4.9 mm	6.0 mm	7.0 mm

Fig. 5 Weld bead appearances, X-ray radiographs, cross sections and penetration depth of weld beads by hybrid welding of pure titanium plate of 12 mm in thickness with different laser powers at 2 m/min, 150 A, $f_d = -12$ mm.

10 kW, 150 A, $f_d = -12$ mm			
Welding speed	2 m/min	3 m/min	4 m/min
Bead appearance			
X-ray photograph			
Cross section			
Penetration depth	7.0 mm	6.3 mm	5.0 mm

Fig. 6 Weld bead appearances, X-ray radiographs, cross sections and penetration depth of weld beads by hybrid welding of pure titanium plate of 12 mm in thickness with different welding speed at 10 kW, 150 A, $f_d = -12$ mm.

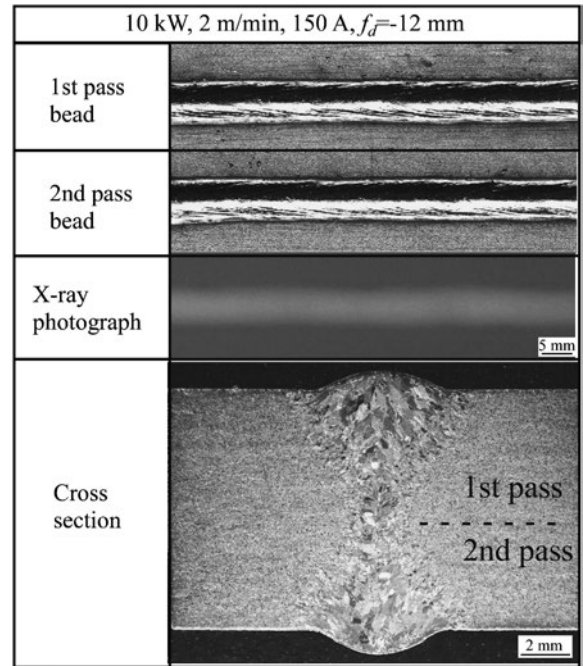


Fig. 7 Bead appearances, X-ray radiographs and cross sections of one pass both side weld beads by hybrid welding of pure titanium plate of 12 mm in thickness at 10 kW, 150 A, 2 m/min and $f_d = -12$ mm.

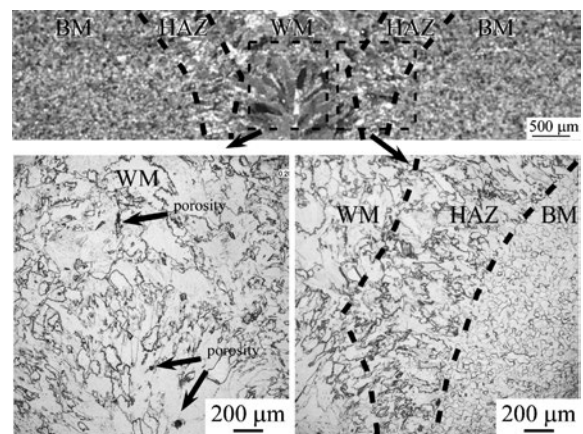


Fig. 8 Low magnification overview and microstructure of various regions in one pass both side weld beads by hybrid welding of pure titanium plate of 12 mm in thickness at 10 kW, 150 A, 2 m/min and $f_d = -12$ mm.

レーザ出力 10 kW, 溶接速度 2 m/min, アーク電流 150 A, レーザ焦点位置 -12 mm の条件を選択し, I 型開先突合せ両面 1 パス溶接を行った. 得られた継手のビード外観, X 線透過写真および断面写真を Fig. 7 に示す. 表裏ともに, 銀色の表面光沢を有する余盛が形成され, 良好な溶接ビードが得られ, また X 線透過写真において内部欠陥は確認されなかった. Fig. 8 に板厚中心の溶接部が重なる部分のミクロ組織を示す. 溶接金属部(WM)のミクロ組織観察では, X 線透過写真では確認されなかった微小な内部欠陥が確認された. この欠陥は 0.1 mm 以下のごく小さなポロシティであり, 2 パス目の溶接部下部(レーザ溶接部)で確認された. 1 パス目の溶接により 2 パス目の開先面が広がったために, 熔融池内のポロシティが残留しやすくなったと考えられる. また, このミクロ組織観察により完全溶け込み溶接であることが確認され, 熱影響部(HAZ)および WM の組織の粗大化も確認された.

溶接部の機械的特性を評価するため, I 型開先突合せ溶接を行った溶接部断面についてビッカース硬度試験を行った. 測定位置は溶接部上部, 板厚中央, 下部の 3 箇所である. 上部と下部の HAZ, WM の幅はほぼ同一のため, 1 つの図

に示した. その結果を Fig. 9 に示しているが, いずれの部位においても HAZ, WM の硬さは母材(BM)に比べて上昇しており, またばらつきも大きかった. まず硬化の要因として, 溶接金属内の化学成分の変化が考えられる. チタンの硬さはその化学成分に依存し, 特に酸素, 窒素の影響を大きく受けるためである. そこで, レーザ出力 10 kW, アーク電流 150 A, 溶接速度 2 m/min, $f_d = -12$ mm の条件で作製した継手の溶接金属に対して化学成分分析を行った. その結果を Table 4 に示す. なお, 成分分析用サンプルは溶接部の上部の主にアーク溶接により形成された部分から採取した. WM は酸素, 水素, 窒素のいずれの成分においても BM に比べて増加が確認された. この原因として 2 つ考えられる. 1 つは大気の混入で, チタンの溶接では酸化を最大限に防ぐため十分なシールドを行っているが, 完全に防ぐことは難し

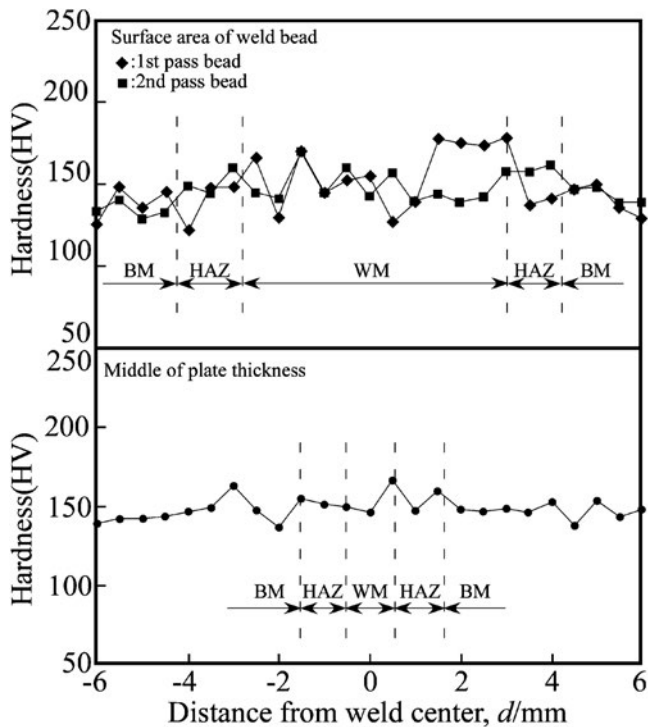


Fig. 9 Hardness distributions at the different positions on the cross sections of one pass both side weld beads by hybrid welding of pure titanium plate of 12 mm in thickness at 10 kW, 150 A, 2 m/min and $f_d = -12$ mm.

Table 4 Concentrations of oxygen, hydrogen, and nitrogen in hybrid weld at 10 kW, 150 A, 2 m/min, $f_d = -12$ mm.

	Chemical composition (mass%)			
	O	H	N	Ti
Weld metal	0.11	0.0015	0.0065	Bal

く、そのためわずかながら大気が混入し酸素と窒素が増加した可能性がある。もう1つは溶接ワイヤ成分からの混入によるものであり、母材よりも酸素を多く含む溶接ワイヤを加えたことにより、WMの酸素と窒素が増加したと考えられる。以上の分析から、これらの化学成分の増加がWMの硬化の一因となっていると考えられる。化学成分分析により化学成分の増加がWMの硬化の原因であることが示されたが、HAZでも硬化が発生しているため他にも原因があると推測される。著者らは、純チタン薄板のレーザ溶接⁸⁾およびハイブリッド溶接継手¹¹⁾の溶接部および熱影響部の硬さは小傾角粒界の存在および結晶方位に大きな影響を受けることを報告しており、本研究においてもその影響があったものと考えられる。

最後に、レーザ出力 10 kW、アーク電流 150 A、溶接速度 2 m/min、 $f_d = -12$ mm の条件で作製した継手の引張試験を行った。破断後の試験片を Fig. 10 に示す。いずれの試験片においても母材破断を呈し、引張強さは平均 393 MPa、伸びは平均 34.9%であった。引張強さは母材と同等であったが、伸びは母材(40%)と比較して低い値となっていた。母材破断に至るのは、HAZ および WM において硬さが上昇していたためと考えられる。また、ミクロ組織観察で確認さ

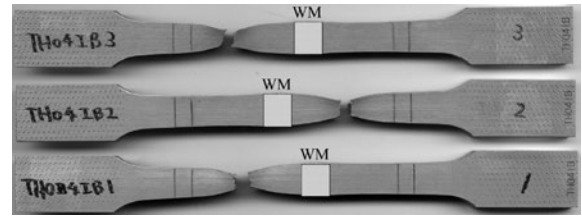


Fig. 10 Appearance of tested specimens of one pass both side weld beads by hybrid welding of pure titanium plate of 12 mm in thickness at 10 kW, 150 A, 2 m/min and $f_d = -12$ mm.

れた微細なポロシティは継手引張強度に影響を及ぼさないと考えられる。

4. 結 言

板厚 12 mm の純チタンに 10 kW 級ファイバーレーザとミグアークによるハイブリッド溶接を適用し、それらの溶接性を検討した。本研究の溶接条件範囲で得られた結果は以下のようになる。

- (1) 最適化された溶接条件にて両面 1 パス溶接を行うことで、良好なビード外観を有する溶接継手の形成が可能なことを明らかにした。
- (2) 溶接部および熱影響部の硬さは若干の硬化が認められた。
- (3) 継手引張試験では、母材破断を呈する良好な継手が得られた。

本研究に対して有益なご討議を頂きました大阪大学接合科学研究所津村卓也助教に深謝いたします。

文 献

- 1) The Society for Technology of Plasticity: *Fundamentals Titanium and Its Works*, (Corona publishing, Japan, 2008) p. 5.
- 2) B. H. Choi and B. K. Choi: *Journal of Materials Processing Technology* **201**(2008) 526-530.
- 3) S. Lathabai, B. L. Jarvis and K. J. Barton: *Mater. Sci. Eng. A* **299**(2001) 81-93.
- 4) W. Nishikawa, T. Ueyama, T. Ohnawa, A. Kondo, M. Nagata, R. Itoh, B. Yokota, M. Ushio and K. Nakata: *Preprints of the National Meeting of JWS* **65**(1999) 276-279.
- 5) Q. Yunlian, D. Ju, H. Quan and Z. Liying: *Mater. Sci. Eng. A* **280**(2000) 177-181.
- 6) P. E. Denny and E. A. Metzbowler: *Weld. J.* **68**(1989) 342-346.
- 7) F. Ciaizzo, F. Curcio, G. Daurelio and F. M. C. Minutolo: *Journal of Materials Processing Technology* **149**(2004) 546-552.
- 8) H. Liu, K. Nakata, N. Yamamoto and J. Liao: *Sci. Technol. Weld. Joining* **16**(2011) 581-585.
- 9) H. Liu, K. Nakata, N. Yamamoto and J. Liao: *J. Mater. Sci.* **47**(2012) 1460-1470.
- 10) H. Liu, K. Nakata, J. X. Zhang, N. Yamamoto and J. Liao: *Mater. Charact.* **65**(2012) 1-7.
- 11) T. Murakami, K. Nakata, N. Yamamoto and J. Liao: *Mater. Trans.* **53**(2012) 1017-1021.
- 12) H. Horio, M. Tyujyoya and H. Minamikawa: *Materia Japan* **44**(2005) 154-156.
- 13) Y. Naito, M. Mizutani and S. Katayama: *Journal of JWS* **24**(2006) 149-161.
- 14) I. Kawaguchi, S. Tsukamoto, G. Arakane and H. Honda: *Journal of JWS* **23**(2005) 259-264.
- 15) I. Kawaguchi, S. Tsukamoto, G. Arakane and K. Nakata: *Journal of JWS* **25**(2007) 328-335.