OUKA
The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	高出力ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接現象の解明と鉄鋼厚板溶接への適用に関する研究
Author(s)	申, 玟孝
Citation	大阪大学, 2011, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/27629
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

工甲 14926

高出力ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接現象の解明と鉄鋼厚板溶接への適用に関する研究

2010年12月

大阪大学

工学研究科マテリアル生産科学専攻

申　玟　孝

高出力ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接現象の解明と鉄鋼厚板溶接への適用に関する研究

2010年12月

大阪大学

工学研究科マテリアル生産科学専攻

申　玟　孝

目次

第 1 章　緒論 1

1.1 レーザ・アークハイブリッド溶接 1

1.2 レーザ・アークハイブリッド溶接の歴史 4

1.3 本研究の背景 6

1.4 本研究の目的 8

1.5 本論文の構成 8

第 2 章　高出力ファイバーレーザ溶接の厚板溶接への適用性 17

2.1 緒言 17

2.2 供試材および実験方法 17

2.3 実験結果および考察 20

2.3.1 ビードオンプレート溶接における溶け込み特性 20

2.3.1.1 高出力ファイバーレーザ溶接特性 20

2.3.1.2 溶接ビード形成に及ぼす焦点位置 22

2.3.1.3 ポロシティ 24

2.3.2 継手ルートギャップ裕度 25

2.4. 結言 26

第 3 章　4 kW 級ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接による Y 形開先突合せ溶接継手形成に関する検討 31

3.1 緒言 31

3.2 供試材および実験方法 32

3.3 実験結果および考察 34
3.3.1 ルートギャップなしにおける1パス貫通溶接ビード形成 34
3.3.2 ルートギャップがある場合の1パス貫通溶接ビード形成 36
3.3.3 溶接ビード形成に及ぼす開先角度及びギャップの影響 37
3.3.4 溶接ビード形成に及ぼすレーザ・アーク間距離 DLA の影響 39
3.3.5 溶接部の欠陥 40
3.3.6 溶接部の形成組織 41
3.4 結言 43

第4章 10 kW級ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接によるI形開先突合せ溶接継手形成に関する検討 47
4.1 緒言 47
4.2 供試材および実験方法 47
4.3 実験結果および考察 51
4.3.1 ルートギャップおよび溶接方向によるハイブリッド溶接プロセスマップ 51
4.3.2 溶接方向による溶接ビード形成機構 53
4.3.3 溶接ビード形成に及ぼすレーザ・アーク間距離の影響 55
4.4 結言 59

第5章 厚鋼板のT形水平すみ肉溶接における1パス貫通溶接継手形成に及ぼすレーザ・マグアークハイブリッド溶接条件の検討 63
5.1 緒言 63
5.2 供試材および実験方法 64

5.2.1 供試材料 64
5.2.2 ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接法 64
5.2.3 溶接部外観および溶け込み形状観察法 66
5.2.4 ハイブリッド溶接中の溶融池挙動の動的観察法 66
5.3 実験結果および考察 67
5.3.1 レーザ単独およびアーク単独すみ肉溶接ビード形成 67
5.3.2 ハイブリッド溶接 68
5.3.2.1 レーザパラメータ 68
5.3.2.2 アークパラメータ 73
5.3.2.3 ハイブリッドパラメータ 74
5.3.3 レーザ先行とアーク先行における溶融池内の溶融金属流の動的観察 76
5.3.4 EPMA による溶接ビード内部における Ni の分布分析結果 78
5.3.5 溶接割れおよび融合不良 80
5.4 結言 82

第 6 章 高張力鋼のレーザ・マグアークハイブリッド溶接による溶接継手形成とその特性評価 87
6.1 緒言 87
6.2 供試材および実験方法 88
6.2.1 供試材料 88
6.2.2 ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接方法 89
6.2.2.1 突合せ溶接法 89
6.2.2.2 T 形水平すみ肉溶接法 91

6.2.3 機械特性評価方法 92
6.3 実験結果および考察 93
6.3.1 I 形突合せ溶接継手形成 93
6.3.1.1 溶接ビード形成に及ぼすルートギャップの影響 93
6.3.1.2 X 線透過観察による内部欠陥検討 94
6.3.1.3 溶接部の形成組織 94
6.3.1.4 継手硬さ分布 97
6.3.2 T 形水平すみ肉溶接継手形成 98
6.3.2.1 T 形水平すみ肉溶接部の断面マクロ組織 98
6.3.2.2 すみ肉溶接部の形成組織 98
6.3.2.3 硬さ分布測定結果 100
6.3.3 突合せ溶接継手の引張試験結果 101
6.4 結言 102

第 7 章　総括 105

謝　辞 111
本研究に関係した発表論文 113
本研究に関係した国際会議発表 113
本研究に関係した学会発表 114

第1章　緒論

1.1 レーザ・アークハイブリッド溶接

ハイブリッド溶接は、熱源の異なる二つの溶接法を組み合わせて同一時間および同一空間で同一溶融池あるいは接合部を形成し、溶接を行う溶接法であり、二つの溶接法の長所を生かし、短所は補完し、そのシナジー効果を活用する溶接法である。Fig. 1.1 に示すように溶接熱源として特徴が大きく異なるレーザとアークを用いたハイブリッド溶接はこのシナジー効果が大きいため[1]、ハイブリッド溶接はレーザとアークを併用する方法が大部分を占めている。KUTSUNA はハイブリッド溶接とレーザ溶接およびアーク溶接の特徴を比較して Table 1.1 にまとめている[1]。レーザ溶接は従来のアーク溶接と比べると高密度熱源であり、深くて幅が狭い溶接部が、速い溶接速度で形成できる。また、熱変形が少なく、エネルギー効率が高く、さらにまた自動化が容易である。しかし、装置コストが高く、また継手のルートギップ裕度が狭い短所がある。一方、アーク溶接は、遅い溶接速度、大きな溶接変形、広い熱影響部などの短所がある。しかし、装置コストが安く、ルートギップ裕度が広い長所がある。これらをまとめると Table1.2 のようになる。すなわちレーザ溶接の短所はアーク溶接の長所に該当し、レーザ溶接の長所はアーク溶接の短所に該当する。従って、レーザとアークを組み合わせたハイブリッド溶接は両者の欠点をおぎない、長所を生かすことにより溶接効率および溶接特性を極大化する溶接法といえる。

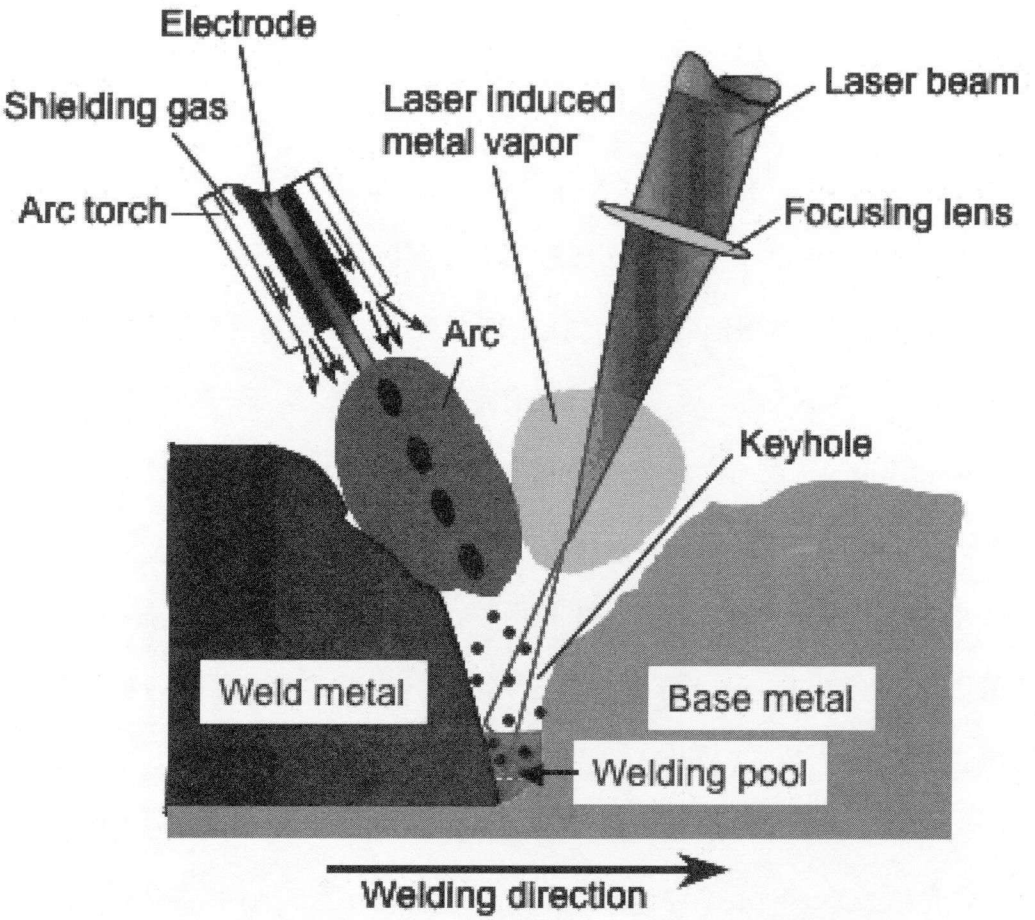


Fig. 1.1 Mechanism of laser・arc hybrid welding [1].

Table 1.1 Comparison of hybrid welding to laser welding and arc welding [1].

	溶接方法		
比較項目	レーザ溶接	アーク溶接	ハイブリッド溶接
1）エネルギー密度	高い	低い	高いものと低いもの（複数の熱源使用）
2）熱効率	やや低い	高い	高い（予熱効果、吸収率の向上あり）
3）アークとの相互作用	（なし）	（なし）	アーク安定化作用がある
4）溶接速度	速い	やや遅い	速い
5）溶融特性	溶込みが深い ビード幅が狭い	溶込みが浅い ビード幅が広い	溶込みがより深い ビード幅がやや広い
6）許容継手ギャップ	狭い	十分広い	かなり広い
7）溶接金属への合金添加	フィラー添加で可能	溶接ワイヤで容易	ワイヤから添加可能
8）HAZ 幅	HAZ 幅が狭い	HAZ 幅が少し大	HAZ 幅がやや大きい
9）溶接継手性能			
低炭素鋼	高速溶接で硬化	ワイヤ選択で改良	ワイヤの選択で改良
メッキ鋼板	ポロシティ発生	ポロシティ発生	ポロシティの抑制
ステンレス鋼	高速溶接が可能	粒界腐食の問題	粒界腐食の問題が少ない
アルミニウム合金	高速溶接が可能	溶接欠陥の防止要	ポロシティや割れ少ない ワイヤの選択で割れ防止
10）溶接変形・歪み	溶接変形少ない	溶接変形が大きい	溶接変形少ない
11）設備導入コスト	高い	安い	フォトンコスト割安

Table 1.2 Characteristic of hybrid welding.

特徴	レーザ溶接	アーク溶接	ハイブリッド溶接
長所	- 幅の狭い深い溶け込み - 熱変形が少ない - 高速溶接可能 - 高いエネルギー効率 - 自動化が容易	- 装置コストが安い - 大きな継手ギャップ裕度 - 溶加材ワイヤ供給容易	- 高能率（1パス，高速度） - ギャップ裕度の拡大 - 余盛形成と形状制御可能 - 溶加材添加による組織制御 - 入熱制御による HAZ 粗粒化の低減 - 溶接変形および残留応力の低減
短所	- 装置コストが高い - ギャップ裕度が狭い - 溶加材供給困難	- 遅い溶接速度 - 大きな溶接変形 - 広い熱影響部	- 装置コストが高い - 溶接パラメータが多い

1.2 レーザ・アークハイブリッド溶接の歴史

ハイブリッド溶接の発案や研究は40年以上前から始まっている。ハイブリッド溶接は1978年ロンドンのインペリアル大学のSteen教授がCO_2レーザの効率を向上するために2 kWCO_2レーザと250A TIGアーク溶接機を使用し、ハイブリッド溶接を実施したことが始めである[2]。日本では、1983年に浜崎らにより5 kWのCO_2レーザとTIGアークを用いた研究が行われた。この後、いろいろな種類のレーザおよびアーク溶接法を組み合わせたハイブリッド溶接に関する研究が行われてきた[1]。最近のハイブリッド溶接研究を年度順で Table 1.3 に整理した。ほとんどの研究において、用いられたレーザは CO_2 レーザ および YAG レーザである。また、薄板に関する研究は多いが[3, 7, 11, 12, 21]、中厚板に関するハイブリッド溶接の例は比較的少なく、板厚6~9 mm程度の中板[14, 20, 26, 34]と板厚12 mm以上の厚板[6, 8, 35]がみられるのみである。また研究内容もレーザとアークの相互作用に関する研究や溶け込み特性に関する研究などの基礎的な研究が多く、実用化を目指した実際の継手形成に関するものは少ない。これらのうち突合せ継手に関するものは[4, 7, 15, 20, 26, 28, 31, 35]であり、これに対してすみ肉継手に関する研究報告はほとんどない。

Table 1.3 Recent researches on hybrid welding.

Years	Researcher	Material	Combination of heat source
1997	Matsuda, J.,et al [3]	5 mm SUS	CO2 laser + TIG
2000	Jokinen, T., et al [4]	Carbon steel	YAG laser + MAG
2002	Fujinaga, S., et al [5]	Aluminum alloy	YAG laser + TIG
2002	Kutsuna, M., et al [6]	22 mm~25 mm Carbon steel	CO2 laser + MAG
2003	Ohashi, R., et al [7]	5 mm SUS	YAG laser + TIG
2003	Hayashi, T., et al [8]	22-25 mm SM490	CO2 laser + MIG
2003	Kim, T., et al [9]	N/A	YAG laser + TIG
2004	Kim, T., et al [10]	Mg alloy	YAG laser + TIG
2004	Tong, H., et al [11]	3 mm Al alloy	Diode laser + MIG
2004	Kim, T., et al [12]	2 mm Mg alloy	YAG laser + TIG
2004	Moore, P.L., et al [13]	N/A	YAG laser + MAG
2004	Joo, S., et al [14]	6 mm Carbon steel	YAG laser + TIG
2004	Eguch, N., et al [15]	Al alloy	YAG laser + MIG
2005	Katayama, S., et al [16]	SUS 304 steel	YAG laser + TIG
2005	Katayama, S., et al [17]	SUS	YAG laser + TIG and MIG
2005	Howse, D.S., et al [18]	N/A	Fiber laser + MAG
2005	Zhang, X., et al [19]	Al-Mg alloy	CO2 laser + MIG
2005	Chae, H., et al [20]	8 mm mild steel	CO2 laser + MAG
2006	Shibata, K., et al [21]	2 mm Al alloy	YAG laser + MIG
2006	Naito, Y., et al [22]	N/A	YAG laser + TIG
2006	Naito, Y., et al [23]	N/A	YAG laser + TIG
2006	Naito, Y., et al [24]	SUS 304 steel	YAG laser + TIG
2006	Naito, Y., et al [25]	SUS 304 steel	YAG laser + TIG
2006	Liu, Z., et al [26]	9 mm SM490	CO2 laser + MAG
2006	Murakami, K., et al [27]	N/A	YAG laser + TIG
2006	Fellman, A., et al [28]	Carbon steel	CO2 laser + MAG
2006	Chen, Y., et al [29]	N/A	CO2 laser + TIG
2006	Naito, Y., et al [30]	SUS 304 steel	YAG laser + TIG
2006	Hu, B. et al [31]	AA 7075 Al alloy	YAG laser + MAG
2006	Wang, J.-B., et al [32]	N/A	YAG laser, diode laser + MIG
2006	Katayama, S., et al [33]	N/A	YAG laser + MIG
2007	Liu, Z., et al [34]	6 mm steel	CO2 laser +MAG
2009	Rethmeier, M., et al [35]	32 mm steel	Fiber laser + MAG

1.3 本研究の背景

厚鋼板溶接における生産性向上のために深溶け込みで高速溶接が可能な高効率・高性能の新しい溶接法の開発が要求され、大出力レーザ溶接やレーザ・アークハイブリッド溶接が注目されている。しかしこれまでの CO_2 レーザや YAG レーザではレーザ発振の電力エネルギー変換効率が極めて低いことが実用化への 1 つの大きな壁となってきた。これに対して近年レーザ発振効率の高いレーザビームが開発されてきた。その 1 つがファイバーレーザであり、Table 1.4 および Table 1.5 に示すようにその発振効率は 25%と高く[37]、さらに高出力でビーム品質に優れ[34]、ファイバー伝送が可能であるため、既存の CO_2 レーザや YAG レーザより優れたレーザであり、特に、厚鋼板の高速溶接におけるその適用が注目されている。

しかし、レーザビームサイズが小さいため、継手ギャップ裕度が非常に狭く、実用継手溶接が困難であり、またスパッタが多く発生し、ポロシティおよびアンダーフィルも発生しやすいなど、レーザ溶接適用には制約が多いことが示されている[38]。

一方、レーザ･アークハイブリッド溶接は、すでに Table 1.2 で示したようにアークトーチからの溶加材の供給により許容継手ギャップが拡大され、また、スパッタ低減、欠陥発生防止、高速溶接で深溶け込み形成が可能、余盛形状制御による疲労強度改善などの効果によりファイバーレーザ単独溶接の欠点を補完できると期待されている。

しかし、厚鋼板におけるファイバーレーザを用いたハイブリッド溶接の適用に関する研究はまだ少なく[18, 35]、突合せ継手[35]の検討例があるのみで、すみ肉継手への適用研究例はまだない。さらにレーザ・アークハイブリッド溶接では制御すべき溶接プロセスパラメータが多岐にわたり、これらパラメータと、

いわゆる溶接性との関係はまだほとんど明らかにはされていない。従って、厚鋼板におけるファイバーレーザとマグアークハイブリッド溶接技術の適用に関する基盤研究が必要とされている。

Table 1.4 Comparison of the most popular industrial high power lasers [34].

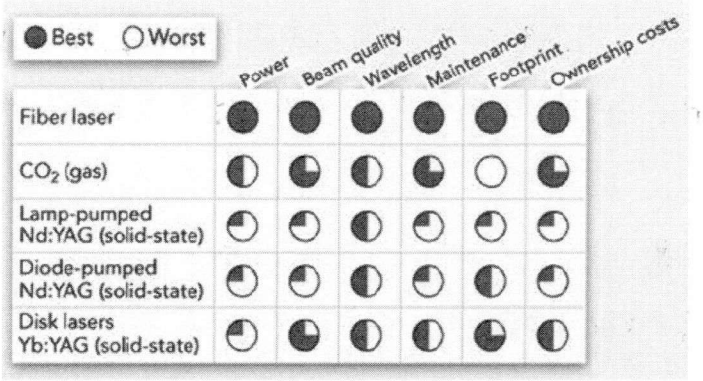


Table 1.5 Comparison of industrial laser characteristics [36].

レーザ種類	波長 [μm]	ファイバー伝送（柔軟性）最小径 [mm]	変換効率 (%)	装置寸法 (床(m) @5kW @10kW)	大出力化 (最大kW) (市販kW)	ビーム品質 (BPP [mm*mrad])	ビーム安定性 (%)	制御性・パルス化 (Hz)	ガスや粒子との相互作用	総合評価（深溶込み@大出力）
ファイバー	1.07 (1.09)	◎ (0.1)	◎ (25)	○ (1x0.8) (2x0.8)	◎容易 (20) (17)	◎ (2～12)	◎ (<2%)	◎ (5000)	○ 小	◎
CO_2	10.6	×	○ (10)	△ (4x1.5) (5x1.5)	◎容易 (45) (20)	◎ (3～15)	△ (<10%)	△ (1000)	× Arガス大	○
YAG	1.06	◎ (0.6)	× (2)	△ (5x1.2) (6.2x1.2)	○可能 (10) (4)	△ (25～100)	○ (<5%)	○ (200)	○ 小	△
半導体	0.80～0.98	○ (1)	◎ (20～35)	◎ (0.5x0.5) (1x1)	○可能 (10) (10) F伝送(6)	× 長方形 (60x300) F(300)	◎ (<2%)	△ (250)↓ 寿命短縮	△ 蒸発超微粒子大	×

1.4 本研究の目的

本研究では、厚鋼板におけるファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接の主要制御因子を明らかにし、溶け込み深さ増加、許容ギャップ拡大、スパッタ低減、欠陥形成防止などの期待されるハイブリッド効果を実証し、それを最適化する溶接条件範囲を明らかにする。そして板厚 12 mm の厚鋼板を対象に突合せ及び T 形すみ肉継手における 1 パス貫通溶接継手形成による厚鋼板の高速ハイブリッド溶接の技術基盤の確立を目指すものである。

1.5 本論文の構成

本論文の構成を Fig. 1.2 に示す。

第 1 章では、ハイブリッド溶接の原理および特長を説明し、ハイブリッド溶接の最近の研究レビューを行うとともに、本研究の背景としてレーザ単独溶接の限界と、ハイブリッド溶接の必要性を述べ、本研究の目的を提示している。

第2章では、10 kW高出力ファイバーレーザの溶接特性を明らかにするため、板厚16 mm鋼板におけるレーザ溶接パラメータが溶け込み形成に与える影響を検討し、高出力ファイバーレーザによる溶け込み形状の特徴、1 パス貫通溶接条件および欠陥発生の原因を考察し、レーザ単独溶接の限界を明示している。

第 3 章では、板厚 12 mm 鋼板に対し、最大出力 4 kW ファイバーレーザとマグアークハイブリッド溶接装置を用い、1 パス貫通溶接ビード形成に及ぼす Y 開先角度、ルートギャップ、レーザとアーク間距離、アーク電流などの影響を検討するともに高速度ビデオカメラを用いて、その溶融池挙動を観察し、溶接特性に対する考察を行い、良好な 1 パス貫通溶接ビード形成が可能な溶接条件範囲を明らかにしている。

第 4 章では、板厚 12 mm 鋼板に対し、最大出力 10 kW ファイバーレーザと

マグアークハイブリッド溶接装置を用い、その溶接特性を検討した。開先のないI形突合せ継手における1パス貫通溶接ビード形成に及ぼすレーザ出力、溶接速度、ルートギャップ、溶接方向の影響を検討するともに高速度ビデオカメラを用いて溶接中の溶融池挙動を観察し、ハイブリッド溶接特性を明らかにし、良好な1パス貫通溶接ビード形成が可能な溶接条件範囲を明らかにしている。

第5章では、最大出力10 kWファイバーレーザとマグアークハイブリッド溶接装置を用いて、板厚12 mm鋼板のT形すみ肉継手におけるハイブリッド溶接特性を評価した。ハイブリッドパラメータがT形すみ肉継手溶接ビード形成に及ぼす影響を検討し、ハイブリッド溶接パラメータとしてレーザ出力、レーザ照射位置および角度、溶接速度、アーク電流、溶接方向などが1パス貫通溶接ビード形成に与える影響を明らかにするとともに高速度ビデオカメラを用い、溶接方向による溶接ビード形成機構を検討し、考察を加えている。

第6章では、ハイブリッド溶接による高張力鋼の溶接特性を評価するため、高張力鋼として今後の実用化が期待されているHT980鋼を取り上げ、I形突合せおよびT形すみ肉継手形成と得られた継手の形成組織および機械的特性を明らかにするとともにハイブリッド溶接の適用性を評価している。

第7章では、本研究で得られた結果について総括している。

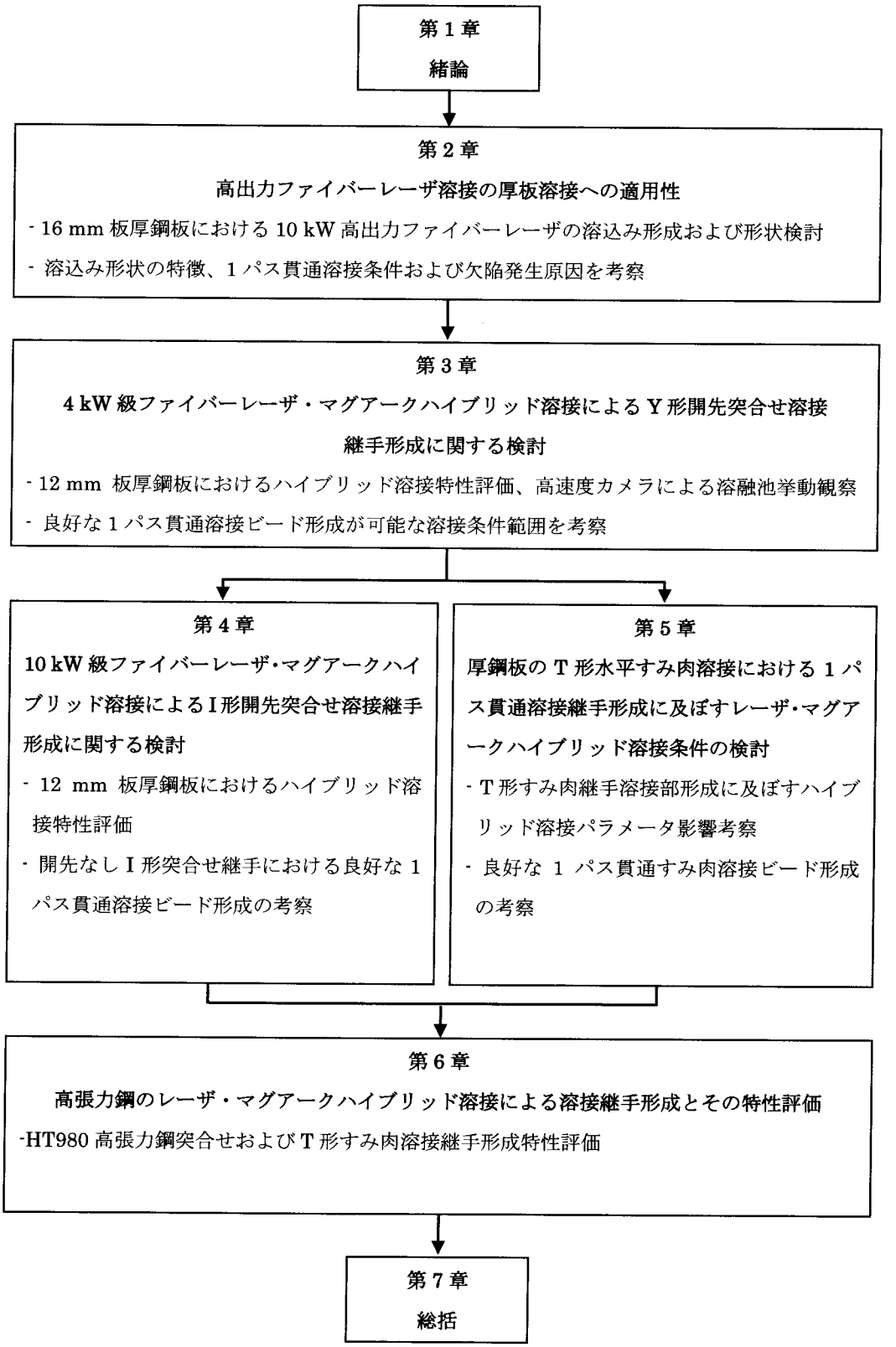


Fig. 1.2 Flow chart of this study

参考文献

[1] M. Kutsuna: レーザ・アークハイブリッド溶接, 溶接プロセスの高機能化にむけた新しい展開, 溶接法ガイドブック 6, (2008), pp.I44-I57.

[2] W.W Duley: Laser welding, John Wiley and Sons, INC., pp.154-158.

[3] J. Matsuda, A. Utsumi, M. Yoneda, M. Katsumura, H. Yanou and T. Araki: Stabilization of TIG arc by CO_2 laser-study on high speed surface treatment by arc with laser (1st report), Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 15-3(1997), pp.445-452.

[4] T. Jokinen, T. Viherva, H. Riikonen and V. Kujanpaa: Welding of ship structural steel A36 using a Nd:YAG laser and gas metal arc welding, Journal of Laser Applications, 12-5(2000), pp.185-188.

[5] S. Fujinaga, R. Ohashi, S. Katayama and A. Matsunawa: Improvements of welding characteristics of aluminum alloys with YAG laser and TIG arc hybrid system, Proceedings of SPIE, 4831(2002), pp.301-306.

[6] M. Kutsuna and L. Chen: Interaction of both plasmas in CO_2 laser-MAG hybrid welding of carbon steel, Proceedings of SPIE, 4831(2002), pp.341-346.

[7] R. Ohashi, S. Fujinaga, S. Katatama and A. Matsunawa: Extension of gap tolerance in square butt joint welding with Nd:YAG laser, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 21-1(2003), pp.25-32.

[8] T. Hayashi, S. Katayama, N. Abe and A. Ohmori: High power CO_2 laser-MIG hybrid welding process for increased gap tolerance-hybrid weldability of thick steel plates with square groove(report 1), Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 21-4(2003), pp.522-531.

[9] T. Kim, Y. Suga and T. Koike: Welding of thin steel plates by hybrid

welding process combined TIG arc with YAG laser, JSME International Journal, 46-3(2003), pp.202-207.

[10] T. Kim, J. Kim, Y. Hasegawa and Y. Suga: welding of AZ31B magnesium alloy by YAG laser/TIG arc hybrid welding process, Materials Science Forum, 449-452, I, (2004), pp.417-420.

[11] H. Tong, T. Ueyama, T. Kihara, K. Nakata and M. Ushio: High speed welding of aluminum alloy sheets with Laser/AC pulsed MIG hybrid process, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 22-1(2004), pp.27-36.

[12] T. Kim, J. Kim, Y. Hasegawa and Y. Suga: Application of YAG laser TIG arc hybrid welding to thin AZ31B magnesium alloy sheet, High Temperature Society of Japan, 30-4(2004), pp.220-226.

[13] P.L. Moore, D.S. Howse and E.R. Wallach: Development of Nd:YAG laser and laser/MAG hybrid welding for land pipeline applications, Welding Research Abroad, 50-11(2004), pp.38-43.

[14] S.M. Joo, Y.P. Kim, C.S. Ro, H.S. Bang and J.U. Park: Basic experiments by hybrid welding to steels for shipbuilding, Key Engineering Materials, 270-273, III, (2004), pp.2383-2388.

[15] N. Eguch and S. Sasabe: Characteristics of YAG laser-MIG hybrid welds for aluminum alloys, R and D, 54-2(2004), pp.57-61.

[16] S. Katayama, Y. Naito and M. Mizutani: YAG laser and TIG arc hybrid welding phenomena, ASM Conference Proceedings, (2005), pp.183-188.

[17] S. Katayama, Y. Naito, S. Uchiumi and M. Mizutani: Penetration, porosity prevention mechanism and welding phenomena in laser-arc hybrid welding, Conference on Lasers and Electro-Optics Europe, (2005), No.

1568437.

[18] D.S. Howse, R.J. Scudamore, and G.S. Booth: The evolution of Yb fiber laser/MAG hybrid processing for welding of pipelines, Proceedings of the International Offshore and Polar Engineering Conference, (2005), pp.6.

[19] X. Zhang, W. Chen, Y. Suang and K. Wang: Coaxial hybrid CO_2-MIG welding system and its application in welding of aluminum alloys, Proceedings of SPIE, 5629(2005), pp.161-168.

[20] H. Chae, C. Kim, J. Kim and S. Rhee: The effect of process parameters on the gap bridging capability for CO_2 laser-GMA hybrid welding, ICALEO 2005 Congress Proceedings, (2005), pp.169-173.

[21] K. Shibata, H. Sakamoto and T. Iwase: Laser-MIG hybrid welding of aluminum alloys, Welding in the World, 50, 1-2(2006), pp.28-34.

[22] Y. Naito, M. Mizutani and S. Katayama: Penetration characteristics in YAG laser and TIG arc hybrid welding, and arc and plasma/plume behavior during welding, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-1(2006), pp.32-38.

[23] Y. Naito, M. Mizutani and S. Katayama: Effect of ambient atmosphere on penetration geometry in single laser and laser-arc hybrid welding, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-1(2006), pp.39-44.

[24] Y. Naito, M. Mizutani and S. Katayama: Electrical measurement of arc during hybrid welding, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-1(2006), pp.45-51.

[25] Y. Naito, M. Mizutani and S. Katayama: Elucidation of penetration characteristics, porosity prevention mechanism and flows in molten pool

during laser-arc hybrid welding, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-2(2006), pp.149-161.

[26] Z. Liu, M. Kutsuna and L. Sun: CO_2 laser-MAG hybrid welding of 590 MPa high strength steel, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-2(2006), pp.17-25.

[27] K. Murakami, Y. Mitooka, M. Hino, H. Iogawa, H. Ono and S. Katayama: YAG laser-TIG hybrid welding of 800 MPa-class high tensile strength steel, Journal of Japan Institute of Metals, 70-2(2006), pp.134-137.

[28] A. Fellman and V. Kujanpaa: The effect of shielding gas composition on welding performance and weld properties in hybrid CO_2 laser-gas metal arc welding of carbon manganese steel, Journal of Laser Applications, 18-1(2006), pp.12-20.

[29] Y. Chen, Z. Lei, L. Li, L. Wu and C. Xie: Novel hybrid method : Pulse CO_2 laser-TIG hybrid welding by coordinated control, China Welding, 15-1(2006), pp.20-25.

[30] Y. Naito, M. Mizutani and S. Katayama: Effect of oxygen in ambient atmosphere on penetration characteristics in single yttrium-aluminum-garnet laser and hybrid welding, Journal of Laser Applications, 18-1(2006), pp.21-27.

[31] B. Hu and I.M. Richardson: Hybrid laser/GMA welding aluminum alloy 7075, Welding in the World, 50, 7-8(2006), pp.51-57.

[32] J.B. Wang, Y. Takenaka, T. Hongu, K. Fujii and S. Katayama: Laser-MIG arc hybrid welding of aluminum alloy - Comparison of melting characteristics between YAG laser and diode laser, Journal of Light Metal

Welding and Construction, 44-3(2006), pp.22-31.

[33] S. Katayama, S. Uchiumi, M. Mizutani, J.B. Wang and K. Fujii: Penetration and porosity prevention mechanism in YAG laser-MIG hybrid welding, Journal of Light Metal Welding and Construction, 44-3(2006), pp.11-21.

[34] Z. Liu, G. Xu and M. Kutsuna: Laser and laser-MAG hybrid welding of high strength steel using fiber laser and CO_2 laser, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 25-2(2007), pp.254-260.

[35] M. Rethmeier, S. Gook, M. Lammers and A. Gumenyuk: Laser-hybrid welding of thick plates up to 32 mm using a 20 kW fiber laser, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 27-2(2009), pp.74s-79s.

[36] Y. Kawahito, S. Katayama: 高出力ファイバーレーザ溶接における溶込み特性と溶接現象, LMPシンポジウム2008, 最新の高出力レーザの現状とその応用, 日本溶接協会, pp.99-100.

[37] L. Quintino, A. Costa, R. Miranda, D. Yapp, V. Kumar and C. J. Kong: Welding with high power fiber lasers-a preliminary study, Materials and Design, 28(2007), pp.1231-1237.

[38] Y. Kawahito, M. Mizutani and S. Katayama: Defect formation mechanism and reduction procedure in 10 kW high power fiber laser welding of stainless steel, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 26-3(2008), pp.203-209.

第2章　高出力ファイバーレーザ溶接の厚板溶接への適用性

2.1 緒言

レーザ溶接は高いエネルギー密度の熱源を利用することにより、小入熱で、溶接部および熱影響部HAZが狭く、かつ深い溶け込みで高速溶接が可能であり、さらに溶接変形が小さいなどの長所を持っている[1]。近年、開発された高出力ファイバーレーザは1.3で述べたように従来のCO_2 レーザやYAG レーザに比して発振効率が25%~30%と高く、高出力範囲で優れたビーム品質を有し、ファイバー伝送も可能である[2-3]。さらに、波長が1070 nmと短いため、レーザ誘起プラズマによるビーム吸収が少ないことも期待される[4]。従って、このような高出力フィバーレーザの特徴を利用して従来のアーク溶接では適用が困難であった様々な分野における新しい溶接熱源として注目されている。

特に、高出力ファイバーレーザの特徴を生かして厚鋼板の溶接が期待されているが、その研究はまだ少なく[5]、また基礎的データも十分には得られていない。このため、本研究では、まず後述するハイブリッド溶接における基礎的データを得るために厚さ16 mmのSS400厚板を用い、高出力ファイバーレーザ溶接における溶接パラメータが溶接ビード形成に与える影響を検討し、1パス貫通裏波溶接の可能性を明らかしたものである。

2.2 供試材および実験方法

本実験で用いた材料は、表面をサンドブラスト処理により表面酸化皮膜を除去した厚さ16 mmのSS400であり、試片寸法は300 mm×100 mm×16 mmtである。その化学成分をTable 2.1に示す。またレーザ溶接の実験装置の模式図をFig. 2.1に示す。レーザは試片表面に対して垂直に照射した。シールドガス

は、前方斜め上方から Ar を流量 20 L/min で 10 mm 径のノズルから供給した。

Table 2.1 Chemical compositions of SS400.

Material	Chemical composition (mass%)										
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Fe
SS400	0.15	<0.01	0.81	0.013	<0.005	0.09	0.02	0.06	<0.01	0.025	Bal.

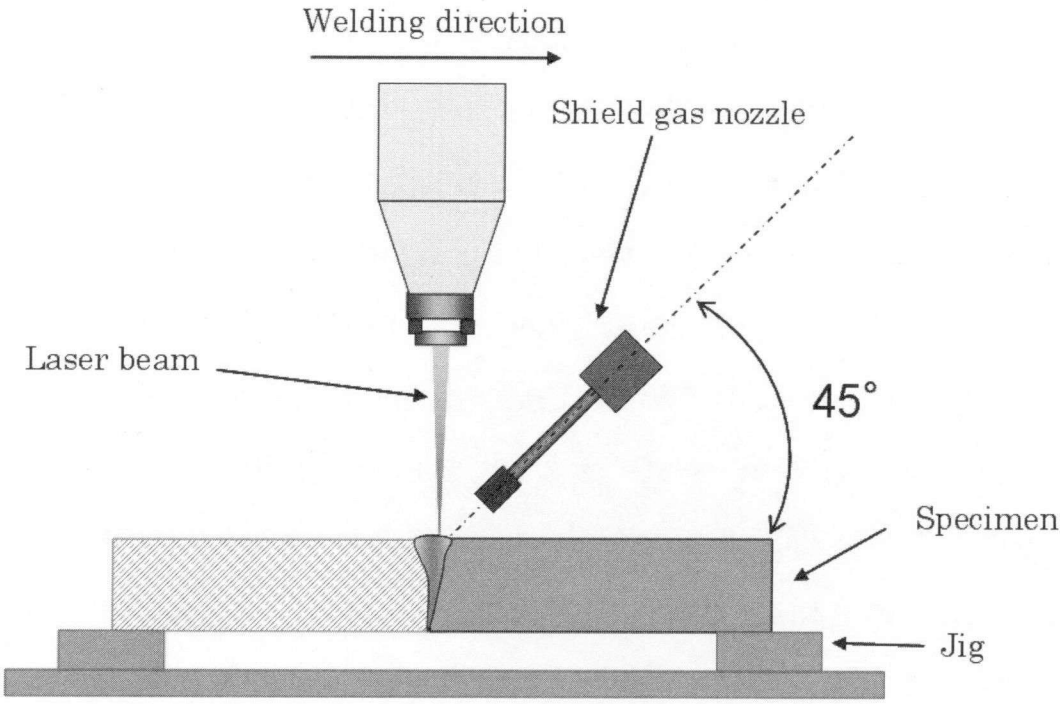


Fig. 2.1 Schematic of the experimental setup for the fiber laser welding.

レーザは最大出力 10 kW の IPG 製ファイバーレーザを用いた。ファイバー径は 0.1 mm であり、焦点レンズの焦点距離は 250 mm、最小ビーム径は 0.2 mm である。焦点距離によるビーム径変化を Fig. 2.2 示す。溶接条件としてレーザ出力、ビーム焦点位置、溶接速度を変化させてビードオンプレート溶接法により溶接ビードを形成し、主に溶け込み特性との関係を検討した。Table 2.2 に溶接条件をまとめて示す。得られた溶接ビード特性を評価するために溶接ビード

外観および断面を光学顕微鏡で観察した。断面マイクロ組織は溶接ビードをマイクロカッタで切断後研磨を行い、2% ナイタル溶液で腐食し、観察を行った。溶接ビード内部のポロシティの発生傾向とその原因を明らかにするために、X線透過試験およびポロシティ内の残留ガス分析を行った。X 線透過試験では、ビード表面からと一部の溶接条件ではビード側面からの X 線透過試験検査を行った。また、ポロシティ内の残留ガス分析は、Table 2.3 に示すように Anelva AGS-7000 Quadruple-pole Mass Analysis Meter を用い真空室中でビード表面よりドリルにより切削し、ポロシティから放出されるガスをマスフィルターにて検出した。

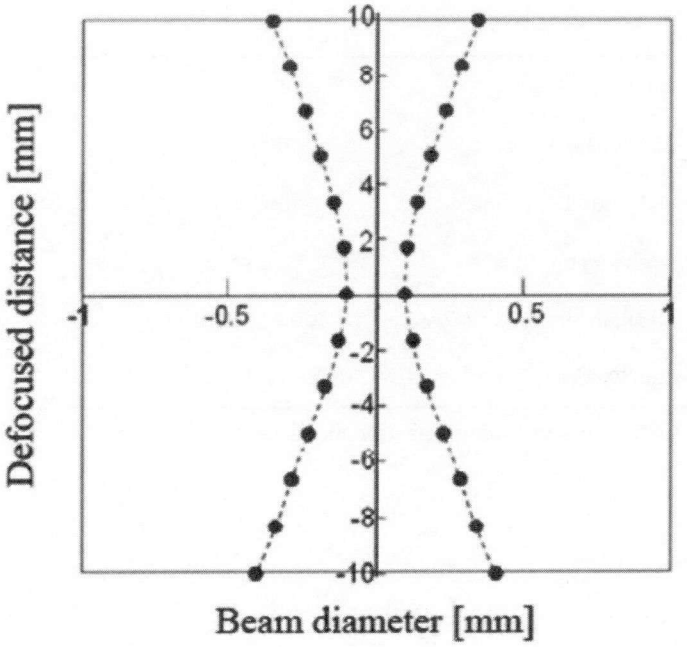


Fig. 2.2 Fiber laser beam profile as a function of defocused distance (fd).

Table 2.2 Fiber laser welding parameters.

Focus distance	250 mm
Beam size	200 μm
Laser power	3 kW ~ 10 kW
Welding speed	0.5 m/min ~ 10 m/min
Defocused distance	-16 mm ~ + 16 mm
Shielding gas	Ar(20 L/min)

Table 2.3 Parameters of quadruple-pole mass analysis meter for gas analysis.

Ionisation energy	70 eV
CEM voltage*	-1400 V
Mass number range	2-100
Scanning time	0.52 s/scan
Beginning vacuum degree	About 5 x 10^{-6} Pa
Cutting-tool	2 ϕ drill

*CEM refers to channel electron multiplier.

2.3 実験結果および考察

2.3.1 ビードオンプレート溶接における溶け込み特性

2.3.1.1 高出力ファイバーレーザ溶接特性

厚さ 16 mm の SS400 に対し、レーザ出力 3 kW から 10 kW まで、溶接速度 0.5 m/min から 10 m/min まで変化させた結果、得られた溶接ビードの断面を Fig. 2.3 に示す。溶接速度の増加とともに、ファイバーレーザ特有の細長いビードが得られた。特に、レーザ出力 10 kW, 溶接速度 10 m/min の条件の場合、1 mm

未満のビード幅で深さ 8 mm 以上の深い溶け込みを示す細長いビードが形成された。一方、レーザ出力 10 kW, 溶接速度 0.5 m/min では、貫通ビードは形成されたが、大きな溶け落ちが発生し、良好な貫通ビードは得られなかった。これは入熱量が大きくなったことにより、裏ビードの幅が広くなり、増加した溶融金属が裏ビード表面の表面張力で支えることができずに垂れ落ちたためと考えられる。

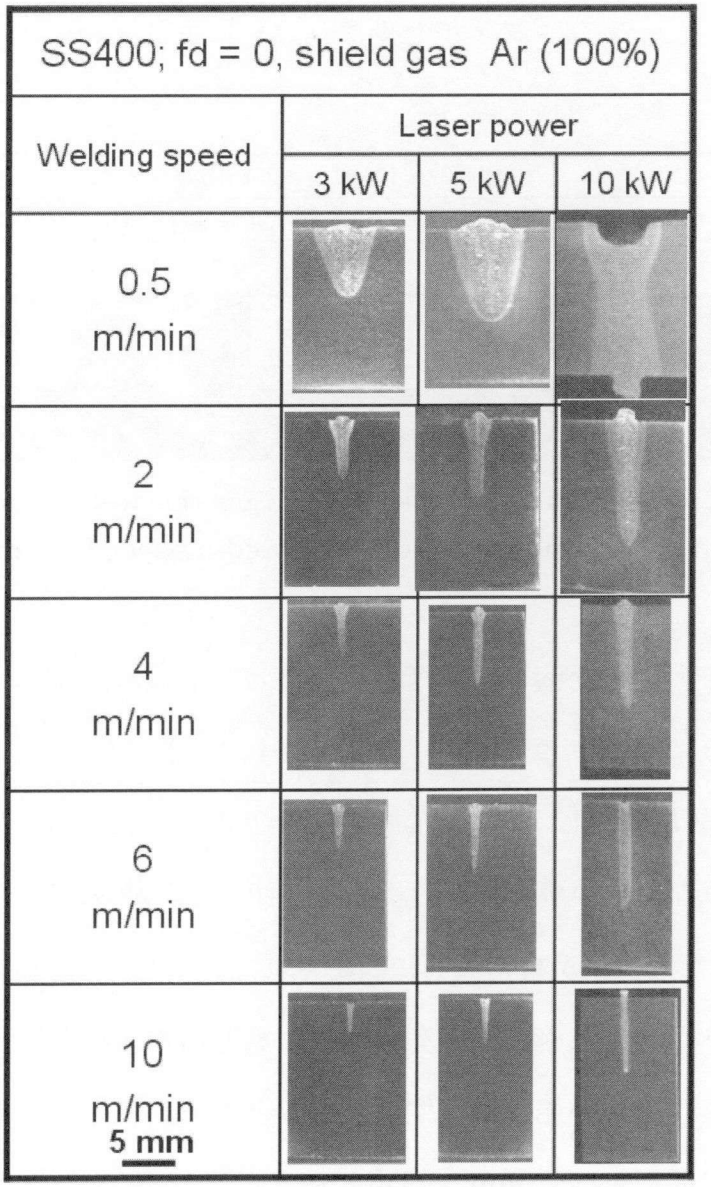


Fig. 2.3 Cross-sections of the fiber laser weld bead with various different laser powers and welding speeds at focal point on the plate surface, fd = 0.

2.3.1.2 溶接ビード形成に及ぼす焦点位置

Fig. 2.4 に焦点位置変化が溶接ビード形成に及ぼす影響を検討した結果を示す。焦点位置 -10 mm から -4 mm まで深い溶け込みが得られた。しかし、焦点位置がその範囲を外れると溶け込みは浅くなり、fd +4 mm~+7 mm でアンダフィルになった。

以上の結果より、焦点位置 fd を材料内部に設定した場合に溶接部表面の溶融金属も安定化され、アンダフィルも少なくなり、また深い溶け込みが得られることが分かった。

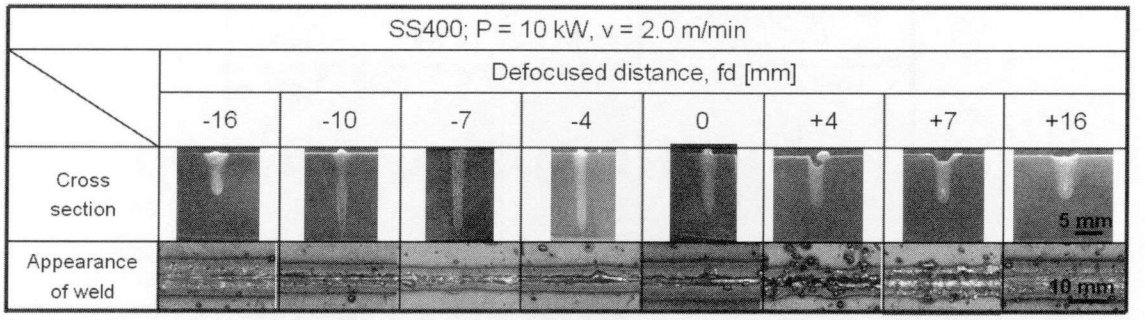


Fig. 2.4 Effect of the defocused distance fd on the weld bead formation in fiber laser weld at laser power 10 kW and welding speed 2.0 m/min.

レーザ焦点位置変化と溶け込み深さおよびビード幅の比率の関係を検討した結果を Fig. 2.5 に示す。ビード深さ／幅の比率は、焦点位置 fd -4 mm から-10 mm の条件で約 8 に達しており、従来のレーザ溶接法では得られない、電子ビーム溶接のような細長い溶け込み形状が得られることが分かった。

Fig. 2.3 では焦点位置が材料表面に設定されているために、裏面におけるレーザビームサイズがより大きくなる。このため貫通溶接の場合には、裏ビード幅も広くなり、溶け落ちが発生しやすくなったと考えられる。このため焦点位置を板厚の中心付近である-7 mm に設定し、裏面におけるビームサイズを小さくすることにより良好な 1 パス貫通ビードが形成できる条件について検討した。

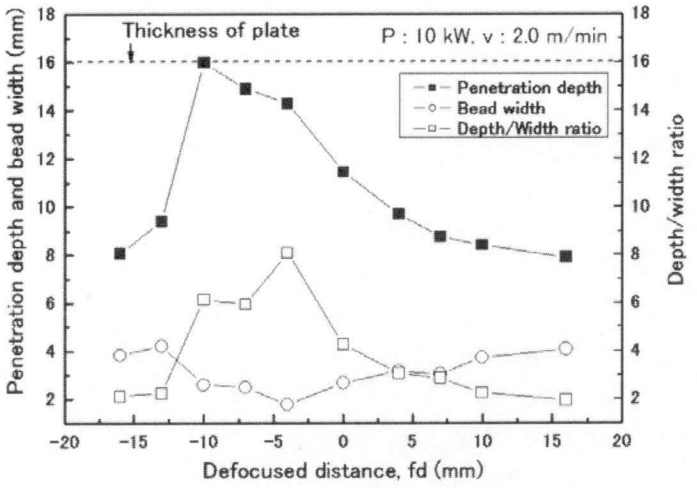


Fig. 2.5 Relationship between shapes of the fiber laser welds and defocused distance at constant laser power 10 kW and welding speed 2.0 m/min.

Fig. 2.6 にその結果を示すように、レーザ出力 10 kW で溶接速度 0.5 m/min ~ 1.5 m/min までの条件で 1 パス貫通ビードが得られた。溶接速度 0.5 m/min では、Fig. 2.2 に示したレーザビーム形状と類似な形状になる特徴が確認された。Fig. 2.3 で見られたアンダフィルは発生せず、溶接速度 1.5 m/min まで貫通ビードが得られた。すなわち、焦点位置が-7mm になると裏ビードの幅が狭くなり、かつ溶接速度の増加により溶接部の幅も減少し、溶融金属量も減少して溶け落ちが抑制されたと考えられる。

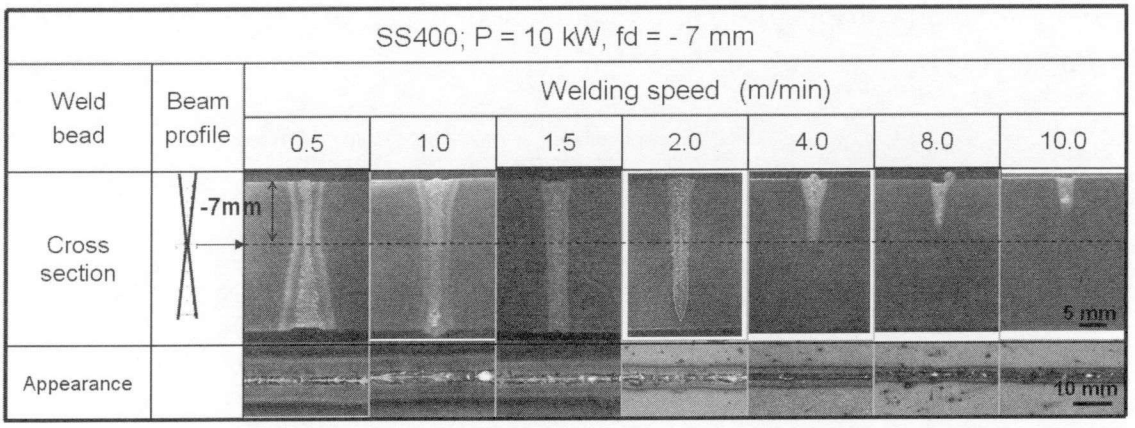


Fig. 2.6 Effect of welding speed on cross section and surface appearance of weld bead at constant laser power of 10kW, and defocus distance fd =– 7 mm.

2.3.1.3 ポロシティ

Fig. 2.7 はレーザ出力 10 kW, 溶接速度 2.0 m/min, fd = -7 mm における溶接ビード外観および X 線透過写真を示す。部分溶け込みビードであるが、溶け込み深さは 15 mm と大きい。X 線透過写真上の黒い矢印の位置でポロシティが存在することが分かった。ポロシティ内部の残留ガスを分析した結果、Table 2.4 に示すようにシールドガスである Ar が 98.7 %と大部分を占めており、シールドガスの巻き込みがポロシティの発生原因であることが分かった。この現象は薄板や中厚板の CO_2 や YAG レーザ溶接部のポロシィテ発生原因として一般的に知られており、キーホールの不安定性によりキーホール内にシールドガスが閉じ込められたためと考えられる[6-8]。このため一般に貫通ビードでは、ポロシティは発生し難いとされている。

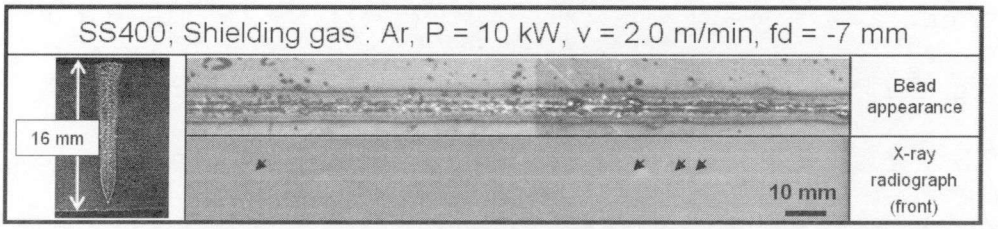


Fig. 2.7 Bead appearance and x-ray radiography inspection result of the partially-penetrated weld bead for 16 mm thick plate of SS400.

Table 2.4 Composition and content of residual gas in the porosity of weld beads.

Shielding gas Ar	Partially-penetrated		Fully-penetrated	
	WM1	WM 2	WM 1	WM 2
H_2 (M/Z 2*)	-	2.0	3.9	-
N_2, CO (M/Z 28)	1.3	1.0	91.3	97.5
Ar (M/Z 40)	98.7	97.0	4.8	2.5
CO_2 (M/Z 44)	-	-	-	-
Total	100.0	100.0	100.0	100.0
Gas volume, mL	$4X10^{-5}$	$3X10^{-5}$	$6X10^{-5}$	$7X10^{-5}$

*M/Z refers to mass number.

一方、Fig. 2.8 は Fig 2.7 の条件で溶接速度だけを 1.5 m/min と遅くして貫通溶接ビードとしたものである。ビード表面からの X 線透過写真とともにビード側面から撮影した写真も合わせて示す。貫通溶接であるにも関わらず、多くのポロシティが発生した。貫通溶接部のポロシティ内部のガス分析を行った結果、Table 2.4 に示すように主なガスは N_2 もしくは CO であった。その形成機構については不明であるが、ガス分析結果から貫通ビードの場合には裏ビード表面に貫通したキーホール内に空気がすいこまれ空気中の N_2 やもしくは鋼材中の炭素と空気中の酸素が反応した CO がポロシティを形成したと考えられる。荒金らの大出力 CO_2 レーザ溶接研究によると裏面が大気中に露出された場合、裏面に開口したキーホールから巻き込まれる大気中の N_2 が生成したプラズマにより活性化されて溶融金属中に溶解し、凝固時にかじょうな窒素が放出されてその結果 N_2 ガスが原因となるポロシティが発生することが報告されている[9]。

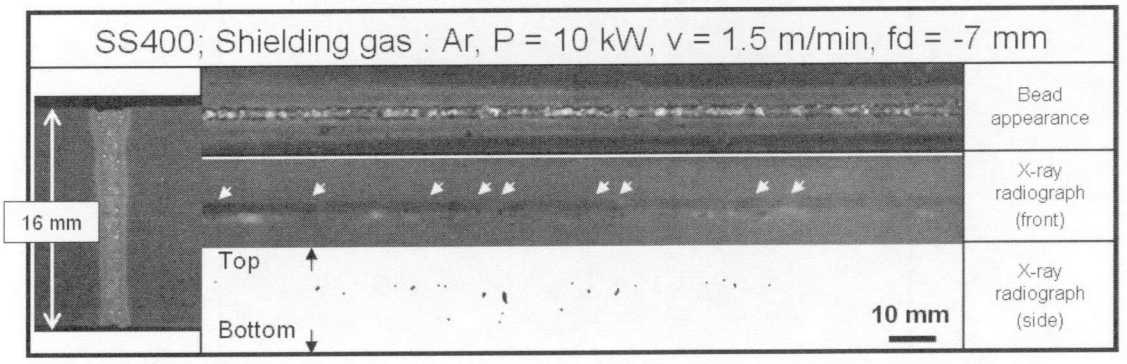


Fig. 2.8 Appearance and x-ray radiography results of the fully-penetrated weld bead inspected from top and side views of the weld bead for 16 mm thick plate of SS400.

2.3.2 継手ルートギャップ裕度

レーザ溶接ではビーム径が小さい場合、実際に突合せ継手で溶接するときにはルートギャップ裕度が狭いことが知られている。突合せ継手ギャップ裕度を

検討した結果を Fig. 2.9 に示す。焦点位置に関係なくビーム径と同じルートギャップ 0.2 mm までは溶接ビード形成が可能であった。しかし、ルートギャップ 0.5 mm 以上では、溶接ビード形成が困難であった。このような短所を補完するためにビーム径を大きくし、ルートギャップ裕度を拡大することも可能と考えられるが、この場合には溶込み深さが浅くなる欠点がある。

また、さらに溶加材ワイヤを供給することも考えられるが、溶融池サイズが小さく、さらに溶加材にレーザビームが直接照射されるとワイヤが瞬時に溶融飛散してしまうために、効果的な溶加材の供給は困難である。

このような観点から、緒論の 1.1 に述べたようにレーザ・アークハイブリッド溶接の適用が大きく期待されている。

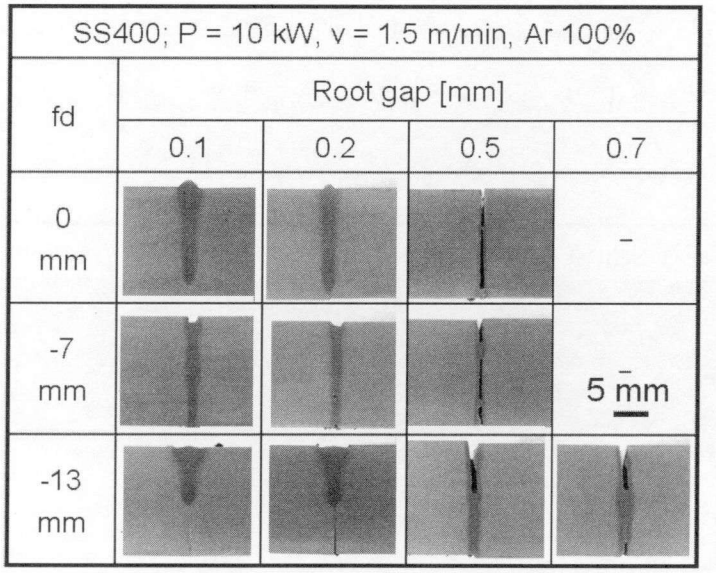


Fig. 2.9 Effect of root gap width and defocused distance, fd, on the bead produced with high power fiber laser of 0.2 mm beam diameter at the focal point.

2.4. 結言

10 kW 級ファイバーレーザによる板厚 16 mm の SS400 材の溶接ビード溶け込み特性および貫通溶接ビード形成に対する検討結果をまとめると以下のとお

りとなる。

(1) 焦点位置におけるビーム径約0.2 mmの高出力ファイバーレーザにより非常に細長い形状の溶け込みを有する溶接ビードが形成された。

(2) 溶け込み深さは焦点位置により大きく変化し、焦点位置を板表面より内部に4 mmから10 mmの位置に設定した場合には溶け込み深さが最も増加し、これより焦点位置が内部および表面に向かうに従って溶け込み深さは減少した。特に焦点位置-7 mm、レーザ出力10 kW、溶接速度1.5 m/minの条件で厚さ16 mmに対し良好な1パス貫通溶接ビードが得られた。

(3) 部分溶け込み溶接の場合のポロシティ内部の残留ガスは大部分がArガスであり、これより部分溶け込み溶接部で発生したポロシティはキーホールが不安定となりシールドガスであるArが閉じ込められことが原因と推察された。

一方、貫通溶接の場合にもポロシティが発生したが、残留ガスの大部分はN_2もしくはCOであり、これより裏面に開口したキーホールから巻き込まれた大気中のN_2、もしくは、材料内部の炭素と大気中の酸素の反応によるCOが原因であると推察された。

(4) 突合せ継手のルートギャップ裕度はほぼビーム径相当までであった。

参考文献

[1] W. M. Steen: Laser material processing, Second edition, Springer, London, New York, (1998), pp.147-151.

[2] L. Quintino, A. Costa, R. Miranda, D. Yapp, V. Kumar and C.J. Kong: Welding with high power fiber lasers-a preliminary study, Materials and Design, 28(2007), pp.1231-1237.

[3] Z. Liu, G. Xu and M. Kutsuna: Laser and laser-MAG hybrid welding of high strength steel using fiber laser and CO_2 laser, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 25-2(2007), pp.254-260.

[4] Y. Kawahito, K. Kinoshita, N. Matsumoto, M. Mizutani and S. Katayama: High speed observation and spectroscopic analysis of laser-induced plume in high power fiber laser welding of stainless steel, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 25-3(2007), pp.455-460.

[5] Y. Kwahito, K. Kinoshita, N. Matsumoto, M. Mizutani and S. Katayama: Interaction between laser beam and plasma/plume induced in welding of stainless steel with ultra-high power density fiber laser, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 25-3(2007), pp.461-467.

[6] Y. Kwahito, M. Mizutani and S. Katayama: Defect formation mechanism and reduction procedure in 10 kW high power fiber laser welding of stainless steel, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 26-3(2008), pp.203-209.

[7] I. Kawaguchi, S. Tsukamoto, G. Arakane and H. Honda: Characteristics of high power CO_2 laser welding and porosity suppression mechanism by nitrogen shield, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 23-2(2005),

pp.259-264.

[8] I. Kawaguchi, S. Tsukamoto, G. Arakane and K. Nakata: Formation mechanism of porosity in deep penetration laser welding, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-4(2006), pp.338-343.

[9] G. Arakane, S. Tsukamoto, H. Honda, S. Kuroda and T. Fukushima: Effect of welding atmosphere at bottom surface on welding phenomenan in full penetration laser welding of thick plate, High Temperature Society of Japan, 32-2(2006), pp.137-144.

第3章　4kW級ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接によるY形開先突合せ溶接継手形成に関する検討

3.1 緒言

すでに述べたように価格競争力を高くするために厚鋼板の 1 パス貫通溶接が注目されている。レーザ溶接法は従来の溶接法と比べると、高エネルギー溶接法であり、形成される溶接部の幅が狭く、溶け込み深さは深い。従って、厚鋼板の高速深溶け込み溶接を目指したレーザ溶接の適用に対する研究が進んでいる。しかし、レーザ単独で溶接した場合には、第 2 章でも述べたように狭いギャップ裕度、ポロシティ発生、スパッタ発生などの問題点がある。一方、第 1 章で述べたようにハイブリッド溶接法は既存のレーザ溶接の短所を補完し、レーザ溶接およびアーク溶接の両方の長所を生かした次世代溶接法として多くの溶接の分野で注目を受けている。レーザとアークの 2 つの熱源を利用するハイブリッド溶接の長所は高効率、溶け込み増加、溶接部成分調整可能、広いギャップ裕度、高速溶接におけるアーク安定性などがある[1-5]。

また、第 2 章で述べたように最近開発されたファイバーレーザは既存のレーザと比べるとビーム品質が優れている、装置が小さい、ファイバーでレーザ伝送可能[6-7]、高出力化が容易などの長所がある。しかし、まだ溶接への応用研究が十分ではなく[8]、継手ギャップ裕度が小さいなどの実用化上の問題点がある。

一方、そのファイバーレーザとアークを組み合わせたハイブリッド溶接法は第 1 章で述べた従来の CO_2 レーザや YAG レーザを用いたハイブリッド溶接よりも溶接性が良く高効率であることが予想されるが、第 1 章でも述べたように

厚鋼板への適用研究はまだ始まったばかりであり、研究例は限られている。

従って、本章では、ファイバーレーザとアークを組み合わせたレーザ・アークハイブリッド溶接法に注目し、厚鋼板における貫通溶接特性を、まず、中出力の4kW級ファイバーレーザとパルスマグアークとを組み合わせたハイブリッド溶接法を用いて評価した。

3.2 供試材および実験方法

レーザには最大出力 4 kW ファイバーレーザ(IPG 製 YLR-4000)溶接機、アークは DC300A パルスマグアーク溶接機(ダイヘン製 DW 300)を用い、Fig. 3.1 に示すように溶接ロボット(ダイヘン製 Almega AX-V16)と組み合わせてハイブリッド溶接システムを構築した。ハイブリッド溶接方向はレーザ先行／アーク後行で設定した。薄板を対象としたレーザ・アークハイブリッド溶接では多くの場合に、レーザ先行／アーク後行方式が用いられていることを参考した[9]。レーザビームは材料に垂直に照射し、アークは垂直方向から 23° 傾いた前進角の条件でハイブリッド溶接を行った。レーザ集光レンズの焦点距離は 240 mm で、ビームサイズは焦点位置で 0.3 mm である。シールドガスはアーク溶接のシールドガスのみとし、一般的に用いられているマグガス(80%Ar+20%CO_2)とした。シールドガスは径 16 mm のアークトーチより、溶接部前方 15 mm から供給した。母材は厚さ 12 mm の SM490 である。溶接ワイヤには YGW15 を用いた。ワイヤ径は 1.2 mm である。これらの化学成分を Table 3.1 に示す。ワイヤの供給速度は、電流値 80A、 160A、 200 A および 240A に対してそれぞれ 2.60 mm/min、 6.16 mm/min、 6.60 mm/min および 8.12 mm/min であった。溶接試験片は長さが 150 mm で、幅が 75 mm、厚さが 12 mm であり、開先は Y 形とし、開先深さは 6 mm 一定で、開先角度は 20°、 30° および 60°と変化さ

せた。溶接試験片形状を Fig. 3.1 に、また、溶接パラメータを Table 3.2 に示す。なお本章では最大出力 4kW 級の中出力ファイバーレーザ溶接機の貫通溶接が可能な鋼板厚さを考慮して、第 2 章の結果を参考して板厚 12 mm 板の貫通溶接ビードの形成を目指して、開先は Y 形開先としている。

溶接部断面のマクロおよびミクロ組織は 2%ナイタールで腐食し、光学顕微鏡を用いて観察した。マイクロ硬さはビッカース硬さ計を用い、荷重 1.96 N、保持時間は 5 秒で測定した。溶融池現象を把握するために、溶接中に高速度ビデオカメラ(NEC 製 RX-6)を用いて動的観察を行った。撮影速度は 5000frames/s とし 950 nm のバンドパスフィルターを使用した。また溶接部の内部欠陥を明らかにするために、X 線透過写真撮影を行った。

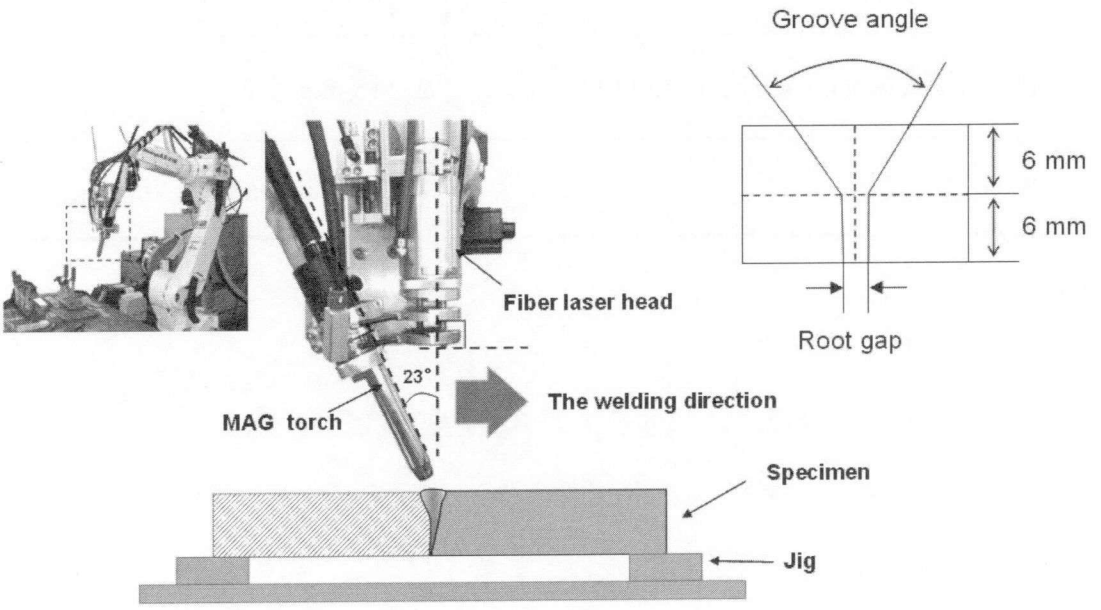


Fig. 3.1 Schematic experimental setup for the laser leading hybrid welding using 4kW class fiber laser welding system.

Table 3.1 Chemical compositions of steel specimens and welding wire used.

Material	Chemical composition (mass%)						
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Fe
SM490	0.18	0.55	1.60	0.035	0.035	-	Bal.
YGW15	0.09	0.37	1.04	0.011	0.009	0.02	Bal.

Table 3.2 Parameters for hybrid welding.

Laser	Power	4 kW
	Defocused distance	0 mm (surface of the plate)
MAG arc (Pulsed)	Arc current (Mean)	80 ~ 240 A
	Arc voltage	22 ~ 25 V
	Shielding gas flow rate	20% CO_2 + 80 %Ar, 25 L/min
Welding speed		0.5 m/min
Distance between laser beam and MAG arc		2 ~ 15 mm
Welding direction		Laser leading and arc trailing

3.3 実験結果および考察

3.3.1 ルートギャップなしにおける 1 パス貫通溶接ビード形成

まず、ルートギャップなし(0 mm)の条件におけるレーザ・アーク間距離 D_{LA} がハイブリッド溶接ビード形成に及ぼす影響を検討した結果を Fig. 3.2 に示す。開先角度は 60° とし、レーザ出力 4 kW、溶接速度 0.5 m/min、アーク電流 80 A である。溶接部断面、表面及び裏面外観より、レーザ・アーク間距離 D_{LA} が 2 mm の場合、貫通ビードが得られ、連続した裏波ビードが形成された。しかし、D_{LA}

が 5 mm では溶け込みが浅くなり、貫通ビードは得られたが不連続な裏波ビード形成であった。さらに DLA が 15 mm になると、裏波ビードの形成はできなかった。溶接部断面観察の結果、DLA 2 mm までは一つの溶融池によって溶融部が形成されるが、DLA 5 mm 以上では、溶融池がレーザとアークの溶融池に分離され、いわゆるハイブリッド溶接ができなかった。DLA 2 mm ではレーザビームはアーク溶融池内に照射されていると考えられ、レーザエネルギーの吸収率の増加などが溶け込み深さの増加に寄与したと考えられる。

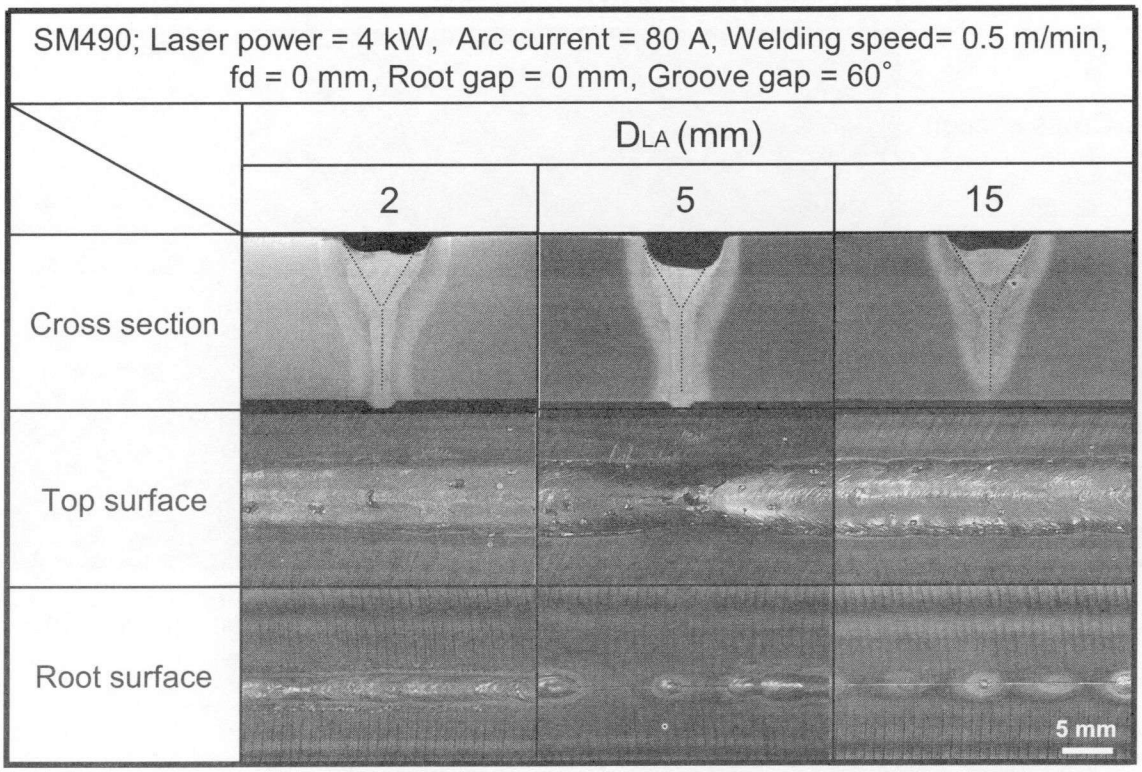


Fig. 3.2 Effect of DLA on weld bead formation of SM490 butt joint plates with root gap of 0 mm.

次に開先角度が溶接部形成に与える影響を Fig. 3.3 に示す。開先角度 30° および 40° では部分溶け込みとなったが開先角度 60° では、溶け込みは深くなり、貫通ビードが得られた。しかし、ビード表面にアンダフィルが発生した。ワイヤ供給量の不足および裏ビードの形成によりアンダフィルが発生したと考えられる。

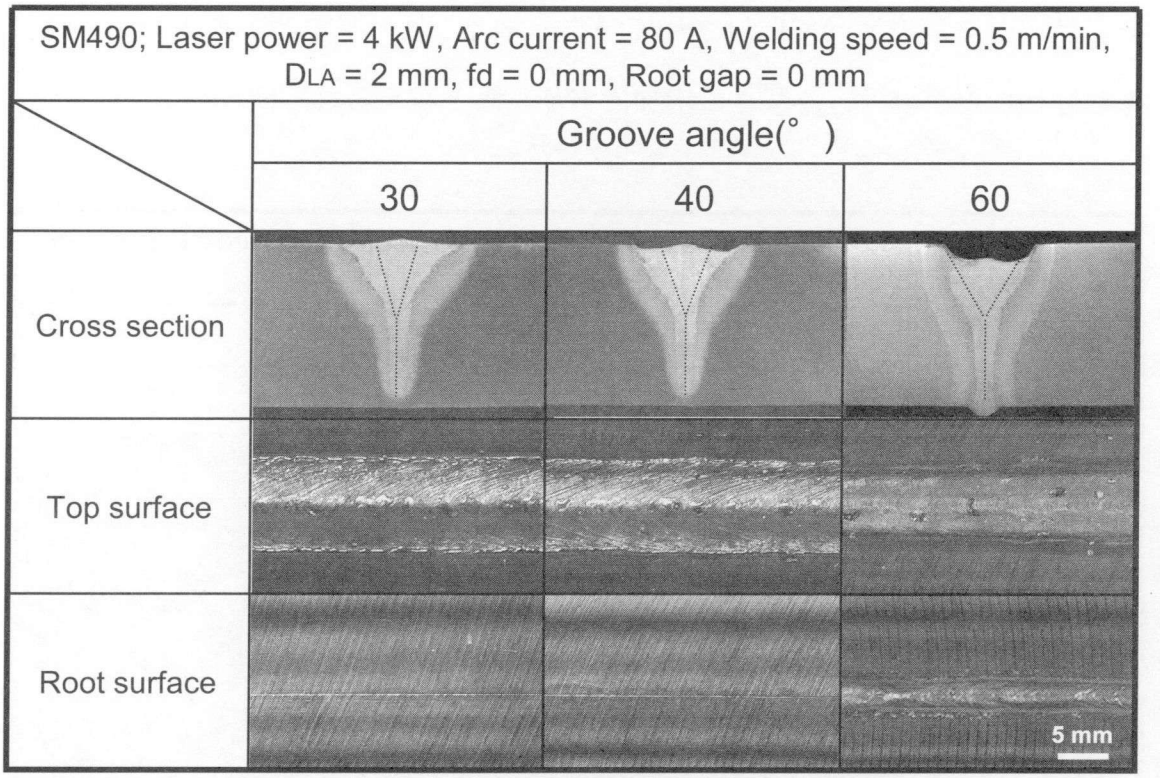


Fig. 3.3 Effect of groove angles on weld bead formation at root gap 0 mm.

3.3.2 ルートギャップがある場合の 1 パス貫通溶接ビード形成

まず、ハイブリッド溶接によるルートギャップ裕度拡大効果をレーザ単独溶接およびハイブリッド溶接と比較して Fig. 3.4 に示す。溶接条件は前節と同様とした。レーザ単独では溶接ビードの形成はギャップ 0.5 mm までが限界であったが、ハイブリッド溶接の場合には、溶接ワイヤ供給によりギャップ 1.5 mm まで溶接ビード形成が可能であった。しかし、アーク電流 80A では、ワイヤ供

給速度が 2.6 m/min であり、開先角度 60° では、ワイヤ供給量が少なく、余盛形成が不可能であった。

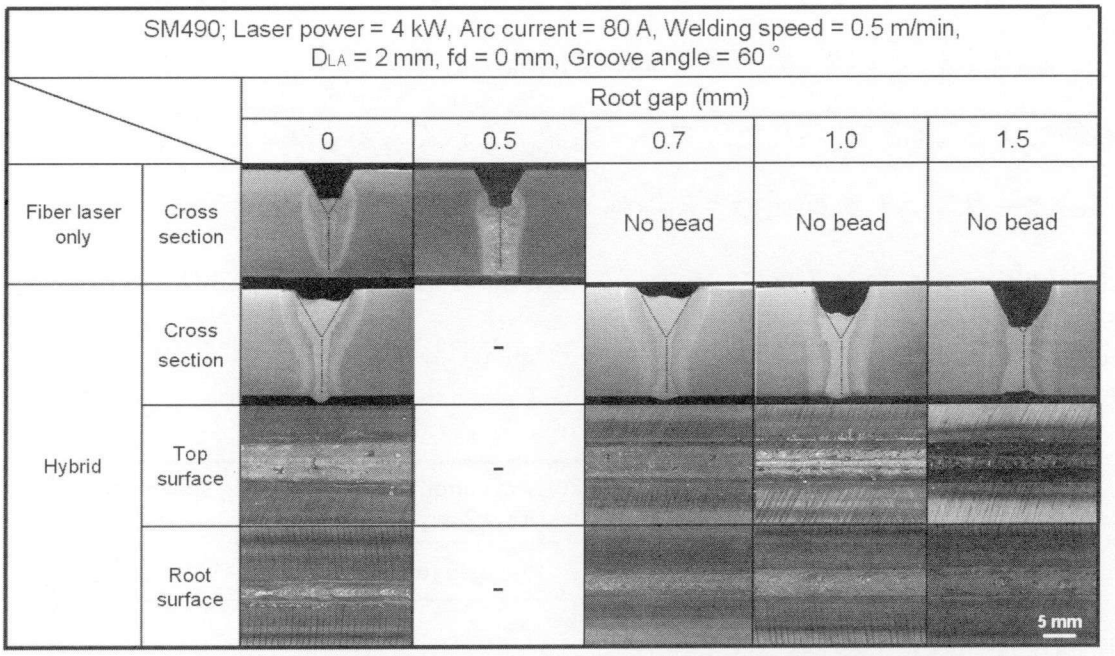


Fig. 3.4 Comparison of gap bridging ability between fiber laser welding only and hybrid welding.

3.3.3 溶接ビード形成に及ぼす開先角度及びギャップの影響

アーク電流 160 A およびワイヤ供給速度 5.16 m/min の場合、溶接部形成に及ぼす開先角度、ギャップ間隔の影響を検討した結果を Fig. 3.5 に示す。ギャップ 0 mm で開先 20° の場合、ビード表面には余盛が形成された。余盛の高さは開先角度が大きくなると減少し、開先 30° で母材とほぼ同様な高さとなった。開先 60° では裏ビードが得られたが、ビード表面にアンダフィルが発生した。

一方、ギャップ 0.7 mm では、いずれの開先角度でも 1 パス貫通ビードが得られた。特に、開先 20° および 30° の場合、アンダフィルなしの良好なビードが形成された。しかし、ギャップ 1.0 mm の場合、全ての開先条件で大きなアンダフィルが発生した。実用的な応用のためにはギャップ 1.0 mm でも良好な

貫通ビードを形成することが望ましい。開先角度 30°、ギャップ 1.0 mm、溶接速度 0.5 m/min の場合、余盛形成のためのワイヤ供給量は 10.5 m/min で、アーク電流は 300 A であった。しかし、Fig. 3.6 に示すように、240A では溶接ビードが不安定になり、アーク電流値が増加するとアンダフィルおよび溶け落ちが増加する傾向が見られた。アーク電流が大きくなるとアーク圧力も増大し、そのアーク圧力が溶融池の表面を強く押し込む作用を及ぼす。またそのアーク圧力はアーク電流の 2 乗に比例することが知られている[10]。このような理由により、アーク電流が増加すると溶け落ちが増加したと考えられる。

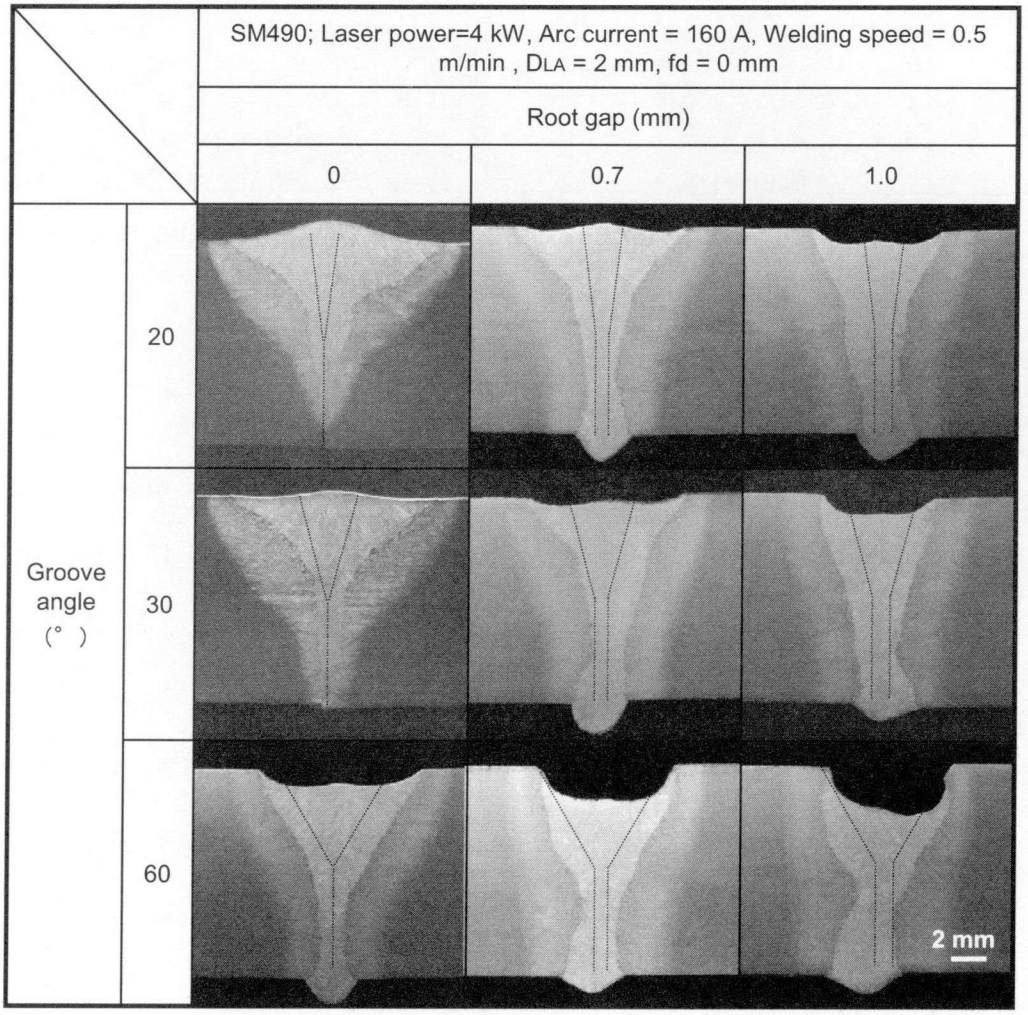


Fig. 3.5 Effects of groove angle and root gap on hybrid weld bead formation.

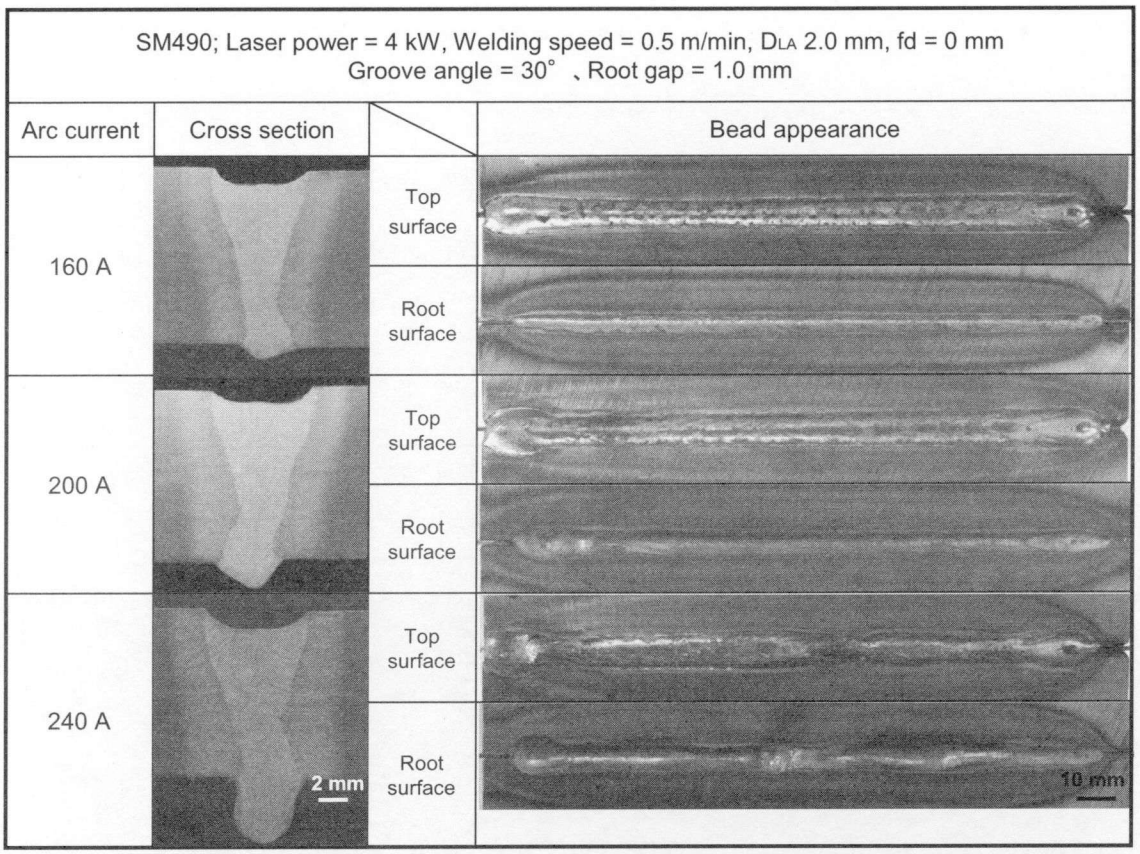


Fig. 3.6 Effect of arc current on cross section and bead appearances of hybrid welds at 160, 200 and 240 A.

3.3.4 溶接ビード形成に及ぼすレーザ・アーク間距離 DLA の影響

ハイブリッド溶接におけるレーザの役割を明らかにするために、溶接中に高速度ビデオカメラを用い、溶融池表面を観察した。高速度ビデオカメラ影像と溶接部断面を対比して Fig. 3.7 に示す。アーク溶融池の前方の白い輝点はファイバーレーザの照射点であり、そこにはキーホールが形成されていると推定される。激しく揺れる溶融池の中でも輝点は維持されることが確認された。DLA 2 mm から 4 mm まではレーザ照射輝点が見える。しかし、DLA が 5 mm となるとレーザ照射輝点は見えなくなり、溶融池外にレーザが照射されることになる。以上の結果を溶接ビード断面と比べると、溶融池の中でレーザが照射される DLA 2 mm から 4 mm までの条件では、開先ルート内部までビードが形成され

るが、DLAが 5 mm となるアーク単独と同様なビードとなる。すなわち、レーザビームは開先ルート面を溶融することなく、その空隙を単に通過するのみとなる。以上の結果から、ギャップありの溶接部の場合には、レーザ照射位置が重要であり、特にギャップ 0.7 mm ではその有効距離はアーク狙い位置から 4 mm 以内であった。

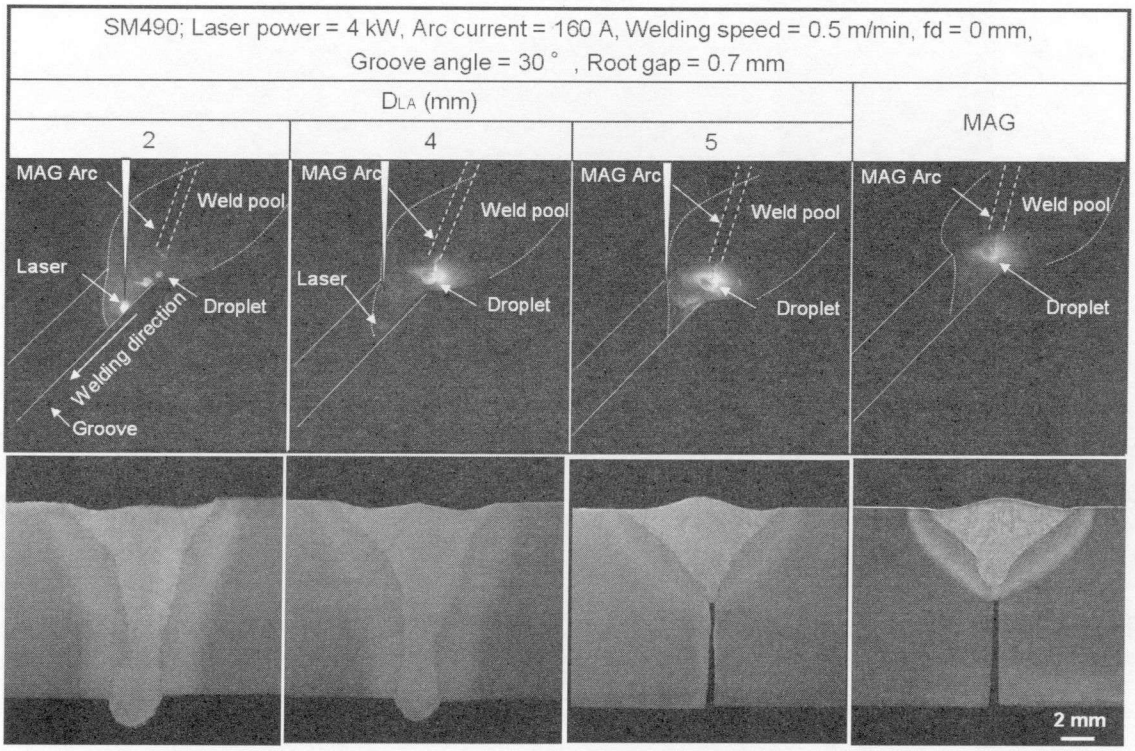


Fig. 3.7 High speed infrared video camera images and cross-sections of weld beads with different DLA.

3.3.5 溶接部の欠陥

レーザ出力 4 kW、アーク電流 160 A、開先角度 20° 、ギャップ 0.7 mm の条件で得られた良好なビード形状を有する 1 パス貫通ビードに対して X 線透過試験を行った結果、Fig. 3.8 に示すように気孔や割れなどの内部欠陥のない良好なハイブリッド溶接ビードが得られた。

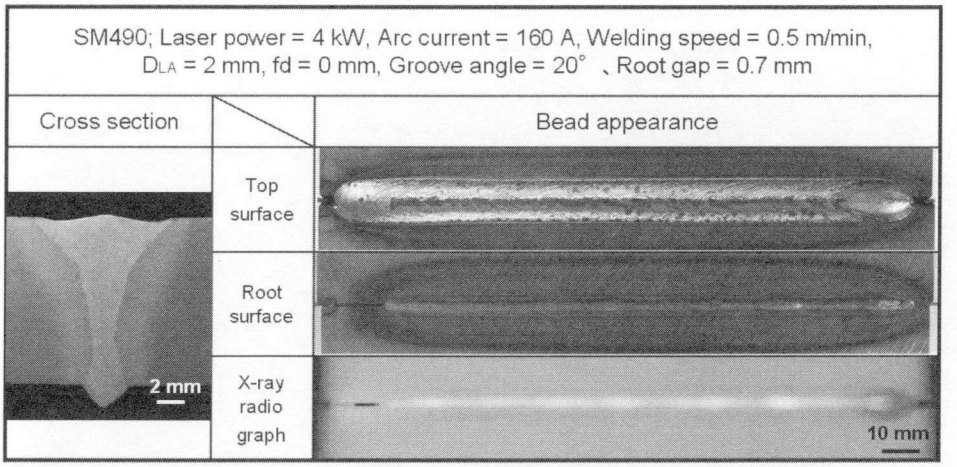


Fig. 3.8 X-ray radiograph inspection result of hybrid weld bead Y-groove butt joint with groove angle 20 degree and root gap 0.7 mm at laser power 4 kW, arc current 160 A, welding speed 0.5 m/min and DLA 2 mm.

3.3.6 溶接部の形成組織

Fig.3.9 に溶接部断面の硬さ分布を測定した結果を示す。開先角度は 30° 、ギャップ幅は 1.0 mm である。測定した部分はビード断面の上部、中部、下部で、それぞれ溶接ビード表面から 3 mm 下、中央部、裏ビードから 3 mm 上に対応する。母材は約 150 HV に対して、熱影響部は約 300 HV、溶接金属部は約 240 HV であった。上部、中央部、下部の硬さは同様であり、大きな相異差はなかった。

次に、ミクロ組織を Fig. 3.10 (a) および(b) に示す。(a) はレーザ単独溶接部である。灰色部分はマルテンサイトであり、黒い部分はベイナイトである。レーザ単独溶接部はマルテンサイトとベイナイトなどが混在されたもろい組織が形成された。一方(b) はハイブリッド溶接部である。白い部分がフェライトであり、フェライトの量が多く、レーザ単独溶接部と比べると、マルテンサイトとベイナイト量が少なくなっていた。従って、機械的特性はレーザ溶接単独の場合の溶接金属部に比して優れることが予想される。

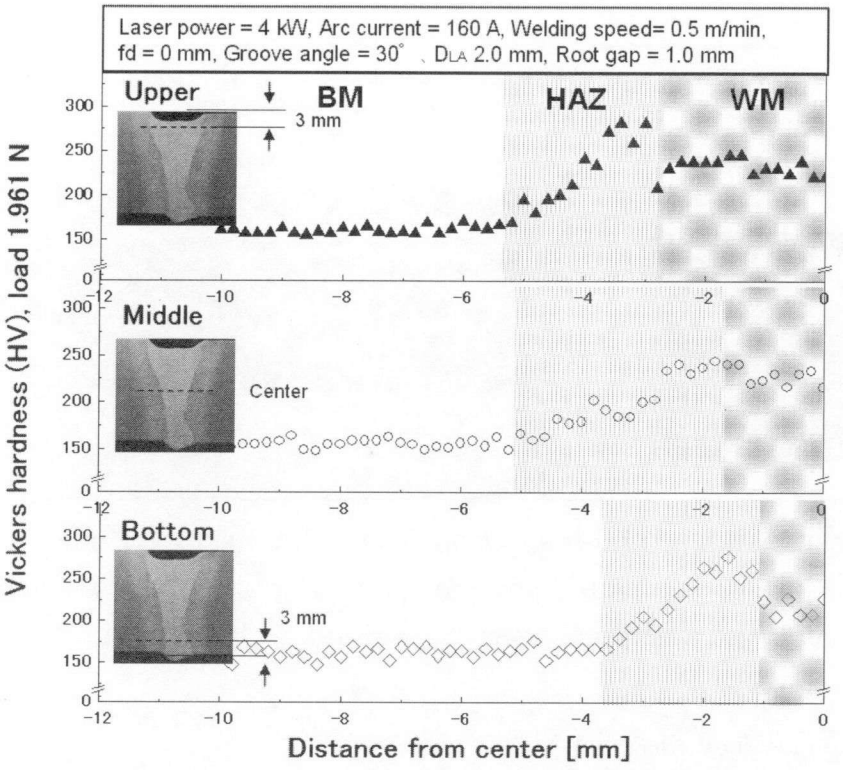


Fig. 3.9 Hardness profiles of the cross sections of the 1 pass full penetration hybrid weld bead.

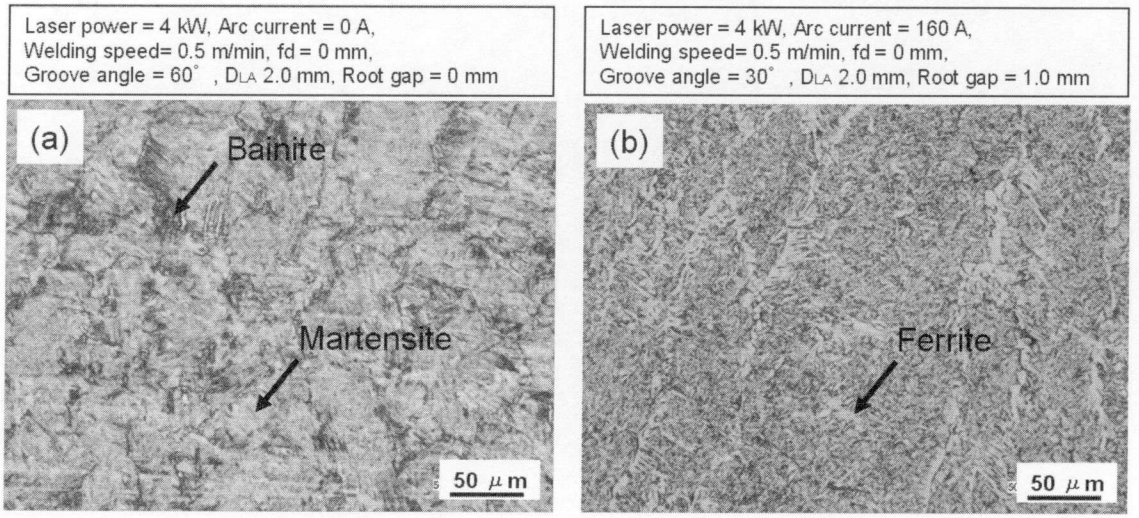


Fig. 3.10 Microstructure of a) laser only weld bead and b) hybrid weld bead.

3.4 結言

厚板 12 mm の SM490 鋼の突合せ溶接継手に対して 4 kW 級中出力のファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接による Y 形開先突合せ継手を用いた 1 パス貫通溶接ビード形成の検討を行い、以下の結果を得た。

(1) レーザ先行のハイブリッド溶接において、レーザ出力 4 kW、アーク電流 80 A、溶接速度 0.5 m/min の条件下では、D_{LA} 2 mm までは一つの溶融池によって溶接部が形成されるが、D_{LA} 5 mm 以上では、溶融池がレーザとアークの溶融池に分離され、ハイブリッド溶接ができなかった。

(2) レーザ単独溶接では溶接ビード形成はルートギャップ 0.5 mm までが限界であるが、ハイブリッド溶接の場合には、ルートギャップ 1.5 mm まで溶接ビード形成が可能であった。

(3) ルートギャップ 0.7 mm、開先角度 20° および 30° の場合、アンダフィルなしの良好な溶接ビードが形成された。

(4) 高速度ビデオカメラで観察した結果、ルートギャップありの場合にはレーザ照射位置が重要であり、特にギャップ 0.7 mm では D_{LA} は 4 mm 以内であった。

(5) レーザ出力 4 kW、アーク電流 160 A、溶接速度 0.5 m/min および開先角度 20° 、ルートギャップ 0.7 mm の条件において、気孔および割れ、さらにアンダカットのない良好な裏波ビードを有する 1 パス貫通ビードが得られた。

(6) ミクロ組織を観察した結果、レーザ単独溶接の場合に形成された脆いマルテンサイト+ベイナイト組織がハイブリッド溶接部にはほとんど形成されず、フェライトを中心とした組織となり、レーザ単独溶接よりも靭性に優れた機械的性質を呈していると推定された。

参考文献

[1] Z. Liu and M. Kutsuna: Microstructure and mechanical properties of CO_2 laser-MAG hybrid weld of high strength steel, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-4(2006), pp.344-349.

[2] H. Tong, T. Ueyama, T. Kihara, K. Nakata and M. Ushio: High speed welding of aluminium alloy sheets with laser/AC pulsed MIG hybrid process, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 22-1(2004), pp.27-36.

[3] B. Hu and I. M. Richardson: Microstructure and mechanical properties of AA7075(T6)hybrid laser/GMA welds, Materials Science and Engineering (A), 459(2007), pp.94-100.

[4] B. Hu and I. M. Richardson: Mechanism and possible solution for transverse solidification cracking in laser welding of high strength aluminum alloys, Materials Science and Engineering (A), 429(2006), pp.287-294.

[5] Z. Liu, M. Kutsuna and L. Sun: CO_2 Laser- MAG hybrid welding of 590 MPa high strength steel, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-1(2006), pp.17-25.

[6] L. Quintino, A. Costa, R. Miranda, D. Yapp, V. Kumar and C. J. Kong: Welding with high power fiber laser-a preliminary study, Materials and Design, 28(2007), pp.1231-1237.

[7] Z. Liu, G. Xu and M. Kutsuna: Laser and laser-MAG hybrid welding of high strength steel using fiber laser and CO_2 laser, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 25-2(2007), pp.254-260.

[8] L. Cui, G. Xu and M. Kutsuna: Effect of process parameters on bead profile and tensile properties of butt-joints in fiber laser-MIG hybrid welding of a commercially pure titanium, Preprints of the National Meeting of the Japan Welding Society, 83(2008), pp.234-235.

[9] H. Tong, T. Ueyama, T. Kihara, K. Nakata and M. Ushio: High speed welding of aluminum alloy sheets with laser/AC pulsed MIG hybrid process, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 22-1(2004), pp.27-36.

[10] J. F. Lancaster: Metallurgy of welding, 5th edition, Chapman and Hall, London, UK, (1993).

第4章　10 kW級ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接によるI形開先突合せ溶接継手形成に関する検討

4.1 緒言

前章に述べたように、最近、開発されたファイバーレーザは、従来のレーザと比べると高出力化が容易であり、かつ高出力範囲内でもビームの質が高い特徴がある[1]。また、装置が小型であり、発振効率も25%以上である[2]。しかし第2章で述べたようにレーザ単独溶接ではルートギャップ裕度が著しく狭いために実用的な継手溶接が不可能であり[3]、このためアークと組み合わせたハイブリッド溶接が必要となることが分かった。また、第3章で述べたようにレーザ出力が4 kW級では厚さ12 mmの鋼板を1パス貫通するためには、レーザ出力は十分ではなく、このためY形開先加工などにより実質的に板厚を減じる必要があった。

これらの結果を受けて本章では、最大出力10 kWの高出力ファイバーレーザを用いてマグアークとのハイブリッド溶接システムを構築し、それを用いて、板厚12 mmにおけるI形突合せ開先における高速溶接での1パス貫通溶接継手形成に関する検討を行い、その形成条件を明示し、評価した。

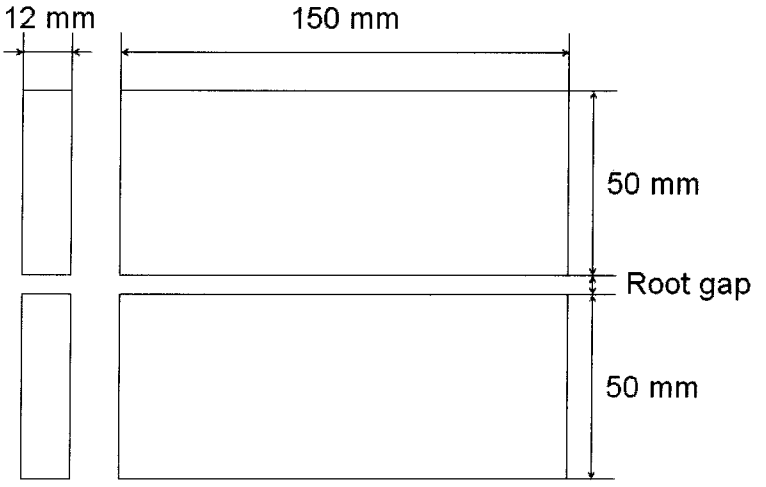
4.2 供試材および実験方法

母材は厚さ12 mmのSS400であり、溶接ワイヤは、ワイヤ径1.2 mmのYGW15である。その化学成分をTable 4.1に示す。シールドガスは20% CO_2+80%Arであり、マグアークトーチから供給した。溶接試片形状をFig. 4.1に示す。継手形状はI形開先とし、ルートギャップをギャップなしから1.0 mm

まで種々変化させた。ルートギャップの調整は所定の厚さを有するスペーサを試片両端の開先にはさみ込み、マグアークにより仮付溶接を行った。

Table 4.1 Chemical compositions of steel specimens and welding wire used.

Material	Chemical composition (mass%)						
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Fe
SS400	0.15	0.26	0.66	0.013	0.014	-	Bal.
YGW15	0.09	0.37	1.04	0.011	0.009	0.02	Bal.



(a) Side view (b) Top view

Fig. 4.1 Schematic of I shape groove butt joint used.

レーザは最大出力 10 kW ファイバーレーザ(IPG 製 YLR-10000)であり、マグアークは最大電流 DC500A パルスマーグ(ダイヘン DP500)を用いた。構築したハイブリッド溶接ヘッドを Fig. 4.2 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。レーザ焦点は材料の表面に固定した。レーザビーム伝送のファイバー径は 0.3 mm、焦点位置でのレーザビーム径は 0.48 mm である。ハイブリッド条件としてレーザ・アーク間距離 D を 2

mm から 10 mm まで変化させた。また溶接方向をレーザ先行 DLA とアーク先行 DAL に変化させた条件も検討した。それらのハイブリッド溶接条件をまとめて Table 4.2 に示す。溶接中の溶融池表面における溶融金属の流れを高速度ビデオカメラを用いて動的観察した。撮影速度は 2000 frames/s とし、950 nm のバンドパスフィルターを使用した。また溶接部の外観および断面観察により得られた溶接ビードの形成特性を評価した。溶接部断面は 2%ナイタール腐食液を用いて腐食をした後に溶け込み形状や欠陥発生などを観察した。

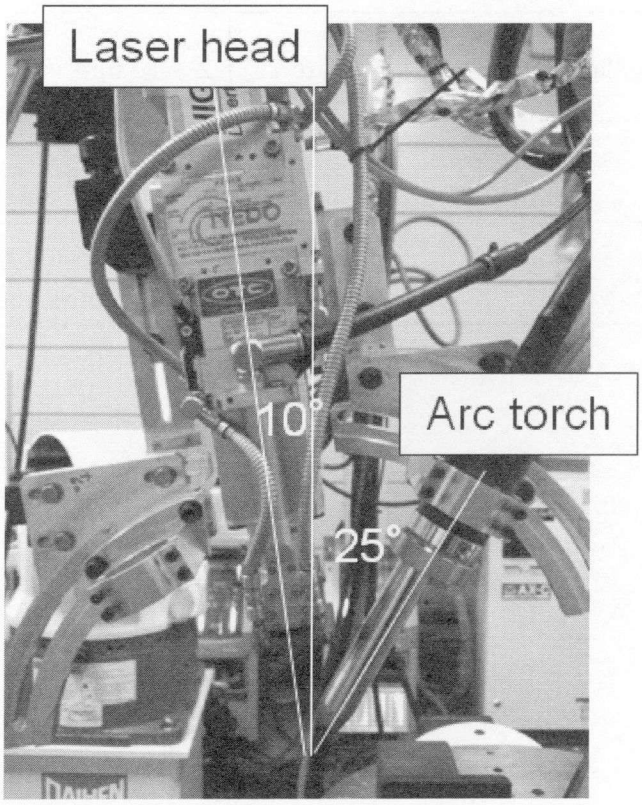


Fig. 4.2 Setup of 10 kW fiber laser head and MAG arc torch for hybrid welding.

Table 4.2 Parameters for hybrid welding.

Laser	Power	4 ~ 10 kW
	Defocused distance	0 mm (surface of the plate)
MAG arc (Pulsed)	Arc current (Mean)	300 A
	Arc voltage	30 V
	Shielding gas flow rate	20% CO_2 + 80 % Ar, 30 L/min
Welding speed		0.8 ~ 3.5 m/min
Distance between laser beam and MAG arc		2 ~ 10 mm
Root gap		0 ~ 1.0 mm
Welding direction		·Laser leading and arc trailing ·Arc leading and laser trailing

4.3 実験結果および考察

4.3.1 ルートギャップおよび溶接方向によるハイブリッド溶接プロセスマップ

まず開先なしの場合の突合せ溶接で得られた 1 パス貫通溶接ビードを外観及び断面形状で分類すると Fig. 4.3 のようになる。良好なビードは◎印、1 mm 未満のアンダフィルがある場合には○印、1 mm　以上のアンダフィルは△印、ハンピング状の不安定な裏ビードが形成された場合には▲印、部分溶け込みは×印で表示した。

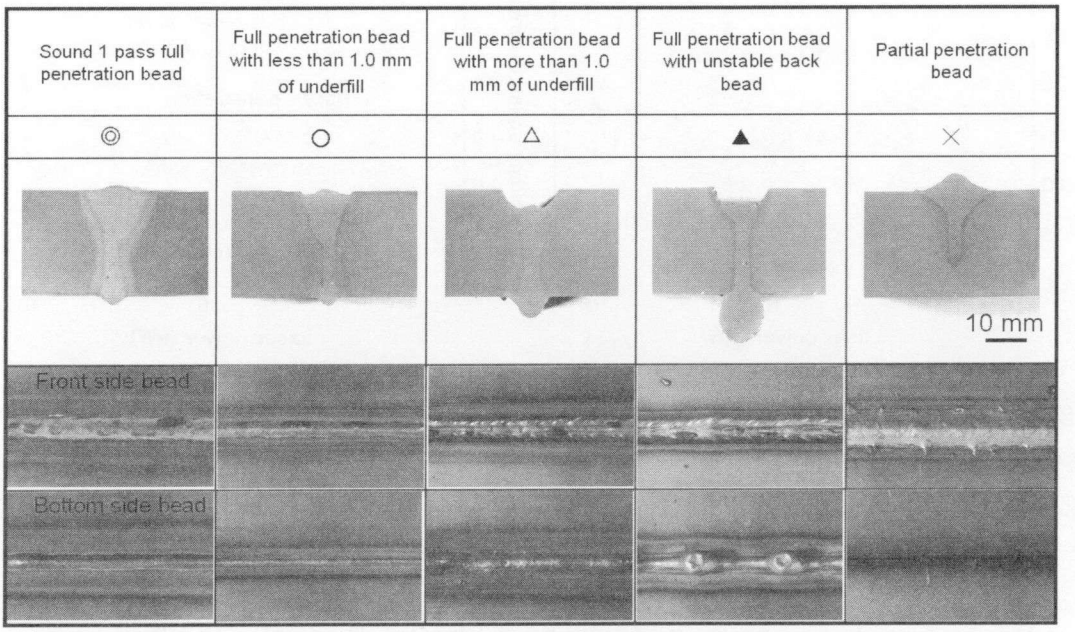


Fig. 4.3 Classification of hybrid weld bead depending on bead appearance and shape of bead penetration.

まず、レーザとアークの距離 D は 2 mm で固定し、溶接方向、ルートギャップ、レーザ出力、溶接速度を変化させて、溶接ビード形成の特徴を検討した。Fig. 4.4 にルートギャップ 0 mm の場合のプロセスマップを示す。レーザ先行 DLA では、検討した全領域のレーザ出力および溶接速度で不安定な裏ビードが形成された。一方、アーク先行 DAL では、レーザ出力 10 kW において、溶接速度 1.8 m/min から 2.5 m/min の範囲で良好な 1 パス貫通ビードが得られた。

次にルートギャップ 0.5 mm の結果を Fig. 4.5 に示す。ルートギャップ 0 mm と同様に、レーザ先行では、検討した全領域で不安定な裏波ビードが形成された。一方、アーク先行の場合、広い範囲でアンダフィルが 1 mm 未満の安定な裏波ビードが形成された。特に、レーザ出力 6 kW、溶接速度 1.3 m/min の場合に良好な溶接ビードが得られた。

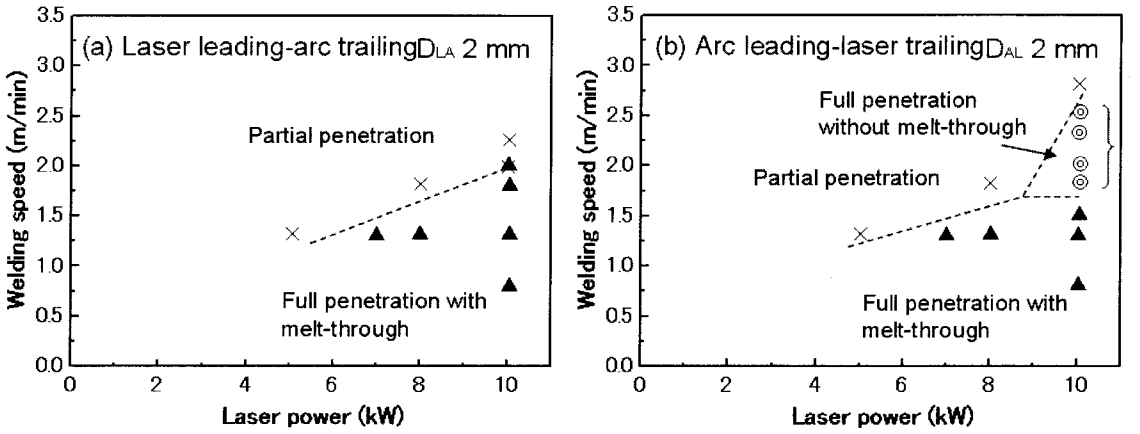


Fig. 4.4 Process windows for SS400 at 0 mm root gap in the case of laser leading-arc trailing and arc leading-laser trailing under constant distance between laser and arc, D: 2 mm.

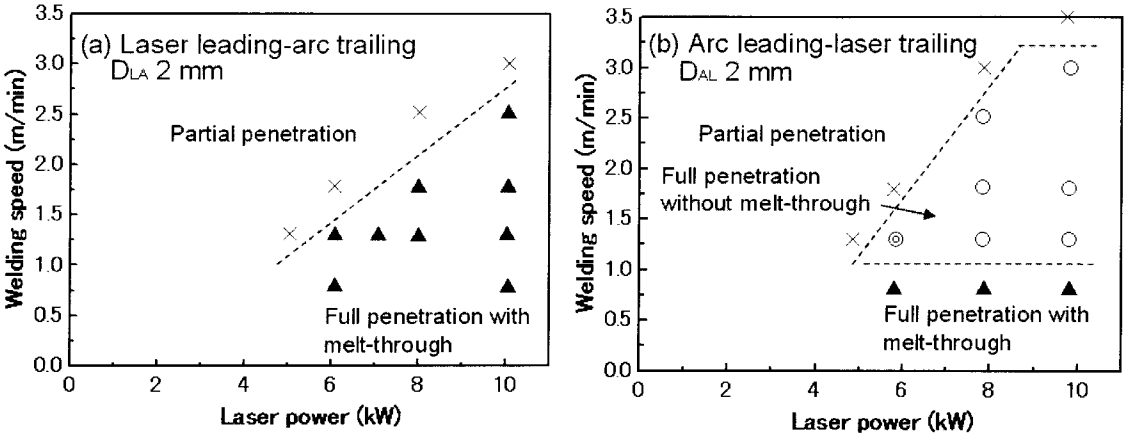


Fig. 4.5 Process windows for SS400 at 0.5 mm root gap in the case of laser leading-arc trailing and arc leading-laser trailing under constant distance between laser and arc, D: 2 mm.

ルートギャップ 1.0 mm の結果を Fig. 4.6 に示す。レーザ先行の場合、レーザ出力 5kW、溶接速度 1.4m/min の条件で安定な裏波ビードが形成されたが、他の範囲では不安定な裏波ビードが形成された。アーク先行では、広い範囲で安定な裏波ビードが形成されたが、良好な貫通ビードの形成は困難であった。

以上のようにルートギャップにかかわらずレーザ先行の場合には不安定な裏波ビードが形成されたのに対し、アーク先行では安定な裏波ビードを形成できる特徴があった。

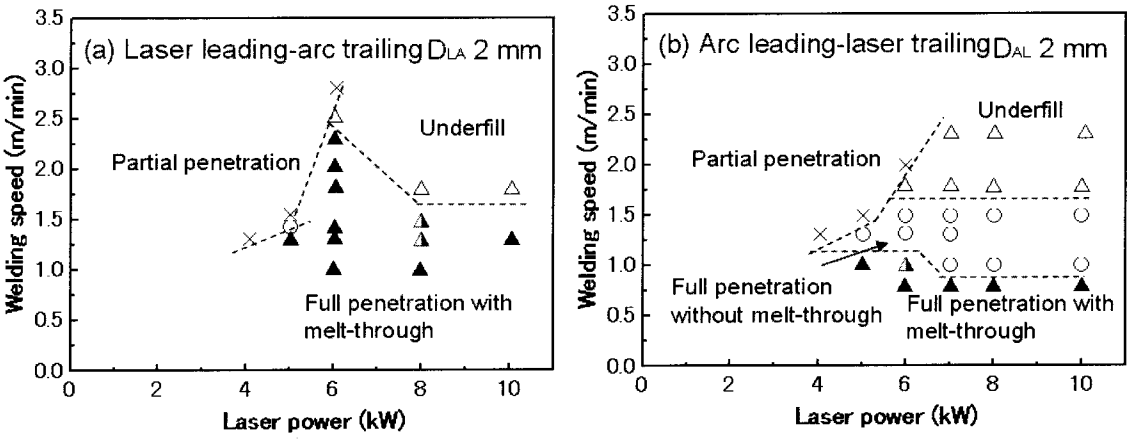


Fig. 4.6 Process windows for SS400 at 1.0 mm root gap in the case of laser leading-arc trailing and arc leading-laser trailing under constant distance between laser and arc, D: 2 mm.

4.3.2 溶接方向による溶接ビード形成機構

レーザ先行では裏ビード形成が不安定になりやすくなる原因を調べるために、高速度ビデオカメラを用いて、溶接中に溶接部の真横から観察を行い、裏ビード形成挙動を検討した。Fig. 4.7 および Fig. 4.8 にそれぞれレーザ先行およびアーク先行時の高速度ビデオカメラによる影像を示す。(1) ~ (4) はそれぞれ連続した影像の中の特徴的な影像を示したものである。レーザ先行の場合、Fig. 4.7 の(2) に示すように裏ビードのキーホール開口部からと思われる激しいスパッ

タ部の後方約 7 mm の位置に小さな溶融金属のたれ下がり部分が認められた。溶接の進行とともに (3) に示すようにスパッタ量が減少し、これにともなって溶融金属のたれ下がり部分は成長しながらスパッタ発生部から後方約 26 mm まで相対的に後退し、(4) ではさらに大きく球状に成長した。このとき、スパッタは再び激しくなる傾向にあった。そして(1) から(4) の一連の挙動がくり返される傾向を示した。一方、アーク先行では、Fig. 4.8 に示すようにスパッタにより吹き飛ばされる溶融金属量はレーザ先行と比べると多く、かつ定常的にスパッタが発生し、レーザ先行でみられた溶融金属のたれ下がり部分は認められなかった。逆に、表側の溶接ビード表面に余盛が形成されることが観察された。

以上の結果から、レーザ先行の場合には、裏面からスパッタにより吹き飛ばされる溶融金属量が一定ではなく、周期的に変動しており、スパッタ量が減少

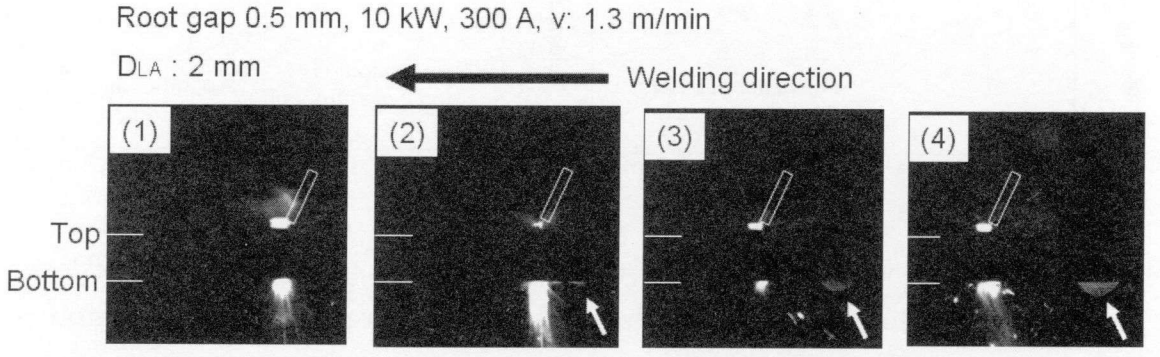


Fig. 4.7 High speed camera images of laser leading-arc trailing direction.

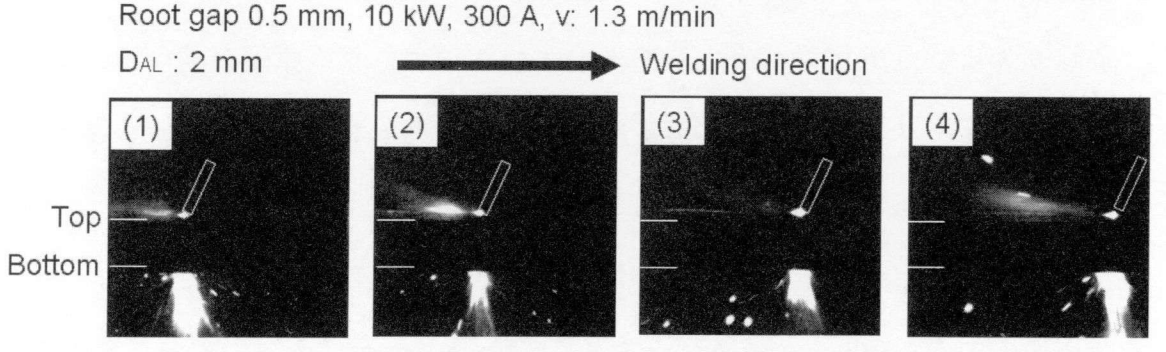


Fig. 4.8 High speed camera images of arc leading-laser trailing direction.

した場合にはその結果として、裏ビード表面における溶融金属量が増加し、いわゆるハンピングビード形成により不安定な裏ビードが形成されることが分かった。これに対して、アーク先行ではレーザビームが溶融池内に照射されることによりレーザビームの吸収率が増加するなどの効果が期待され、このために、いわゆるキーホールが安定に形成されやすくなり、裏面におけるスパッタの発生も安定し、なめらかな裏波ビードが形成されたと推察される。

4.3.3 溶接ビード形成に及ぼすレーザ・アーク間距離の影響

レーザ出力 10 kW、アーク電流 300 A および溶接速度を固定し、ルートギャップおよび溶接方向をパラメータとしたときの溶接ビード形成に及ぼすレーザ・アーク間距離の影響を検討した。まず、Fig. 4.9 に示すようにルートギャップ 0 mm ではレーザ先行で溶接速度が 2.0 m/min の場合、貫通溶接部は得られなかった。

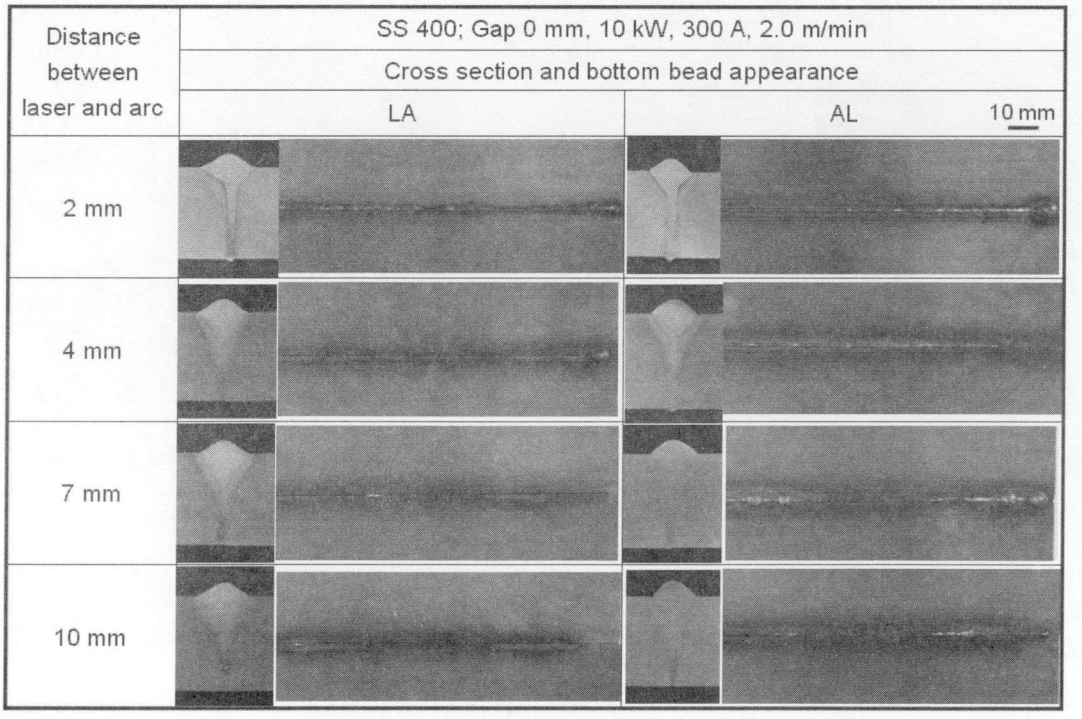


Fig. 4.9 Cross-sections and bottom beads of 0 mm root gap in the case of changing welding direction and distance of laser and arc.

一方、アーク先行では溶け込み深さが深くなり、アーク・レーザ間距離 DAL 2 mm から 4 mm まで裏波ビードが形成された。しかし、7 mm および 10 mm となると溶け込み深さが浅くなり貫通ビードは得られなかった。

次にルートギャップ 0.5 mm, 溶接速度 1.3 m/min の場合の結果を Fig. 4.10 に示す。レーザ先行では、DLA 2 mm から 10 mm までは不安定な裏ビードが形成され、良好なビードは得られなかった。一方、アーク先行では、DAL 4 mm までは良好なビードが得られた。しかし DAL 7 mm から 10 mm になると裏ビードが不安定となり、表面にもアンダフィルが発生した。

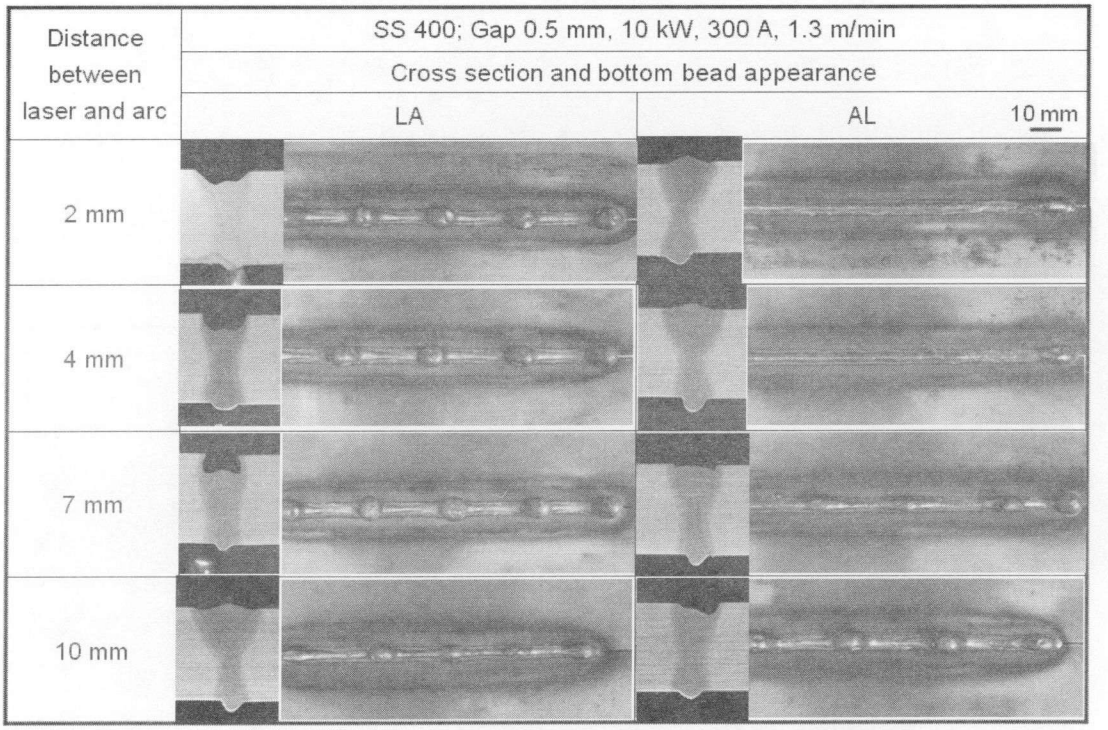


Fig. 4.10 Cross-sections and bottom beads of 0.5 mm root gap in the case of changing welding direction and distance of laser and arc.

さらに Fig 4.11 にルートギャップ 1.0 mm、溶接速度 1.3 m/min の結果を示す。レーザ先行の場合、DLA 2 mm から 4 mm においても安定な裏波ビードは形成されず、DLA 7 mm から 10 mm までは、先行のレーザビームの照射位置が

溶融池から離れてルート部が溶接できず、アーク単独と同様な溶接ビード断面となった。一方、アーク先行では、DAL 10 mm まで安定な裏波ビードが得られた。しかし、溶接部表面でアンダフィルが発生した。

以上の結果から良好な1パス貫通ビード形成にはルートギャップ 0 mm および 0.5 mm の場合にはアーク先行で、かつ DAL 4 mm の条件までが有効であることが明らかになった。

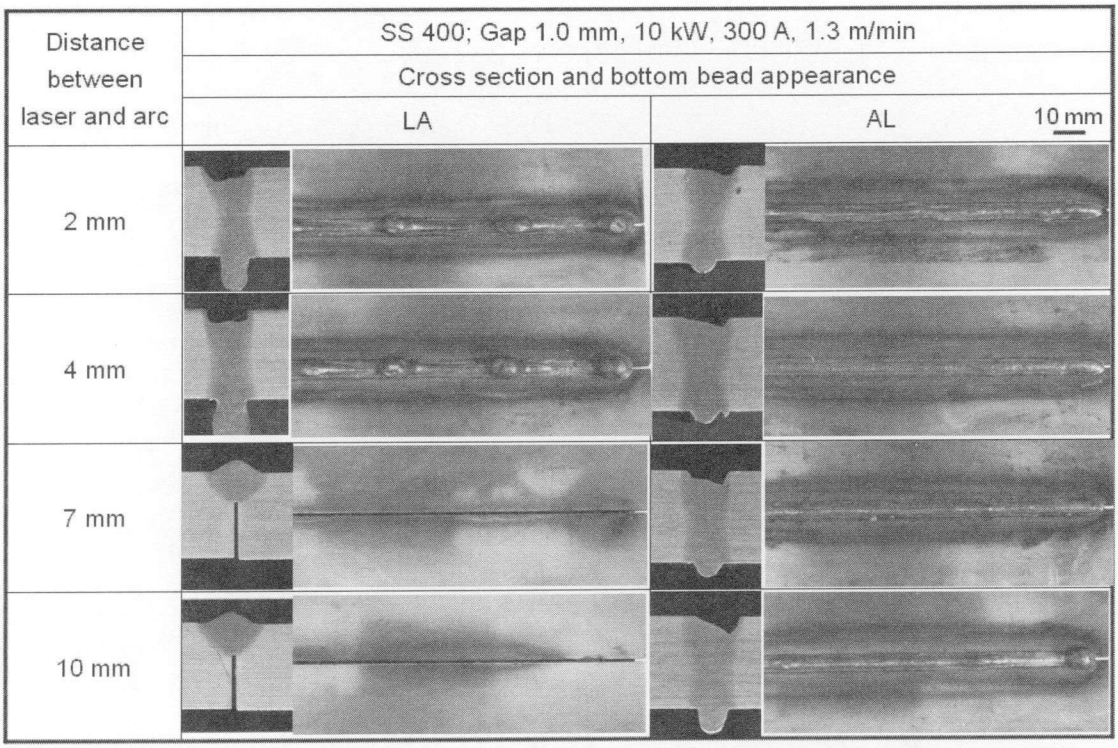


Fig. 4.11 Cross-sections and bottom beads of 1.0 mm root gap in the case of changing welding direction and distance of laser and arc.

以上のように良好な 1 パス貫通ビードが形成されるレーザとアークの有効距離が存在することが分かったので、その影響を明らかにするために高速度ビデオカメラを用いて溶融池表面の観察を行った。

ルートギャップ 0.5 mm における、レーザ・アーク間距離を変化した場合の溶融池表面の影像をレーザ先行およびアーク先行に対してそれぞれ Fig. 4.12 及

び Fig. 4.13 に示す。Fig. 4.12 のレーザ先行の場合、アーク前方にレーザによる輝点が見える。これがレーザビームにより形成されたキーホールと認められる。D_{LA} が大きくなり、7 mm となると溶融池から離れて、溶融池の前方にキーホールを形成する。一方、Fig. 4.13 はアーク先行の場合を示す。D_{AL} 7mm 以上となるとレーザ照射位置がアークから離れて溶融池後方に照射される。また、10 mm となると溶融池から完全に分離されることが分かった。アーク先行では D_{AL} 2 mm から 4 mm で良好な裏波ビードが形成される理由として、前述したように、高温の溶融池内にレーザビームが照射されることによりレーザビームの貫通能力が高くなると推察されるのに対して、D_{AL} 7 mm 以上では、照射位置が溶融池後方のより低温側となり、貫通能力が低下してキーホールが不安定になり、これがハンピング状裏波ビードの形成につながったと考えられる。

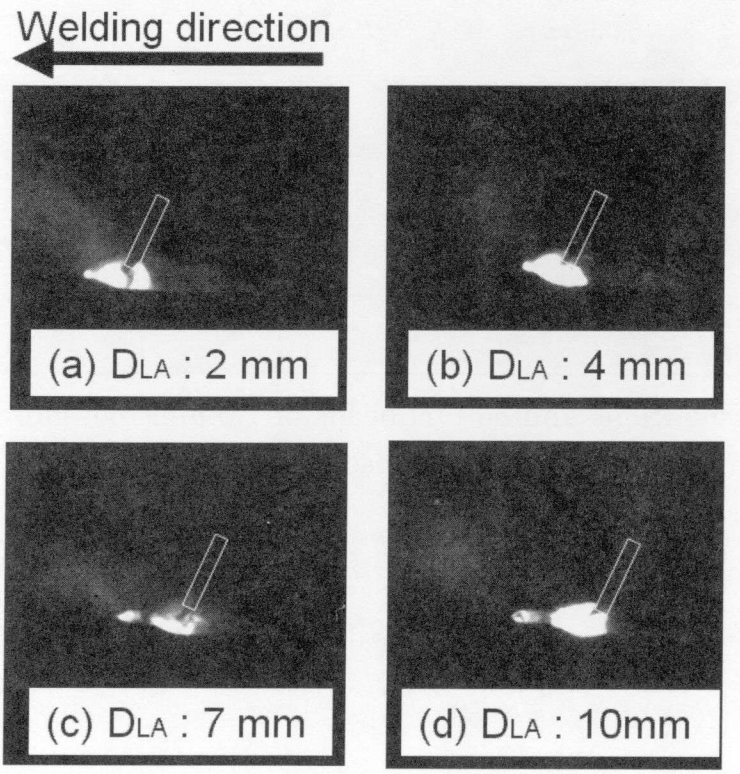


Fig. 4.12 High speed camera image of surface in laser leading-arc trailing hybrid weld bead welding with root gap of 0.5 mm.

以上の結果により、レーザ先行およびアーク先行において、ハイブリッド溶接に有効なレーザ・アーク間距離は 4 mm 以内であり、それはレーザビーム照射位置がアークにより形成される溶融池内に照射される条件であることが明らかになった。なお板厚が異なる場合には溶融池形状も変化するために、それに対応して有効なレーザ・アーク間距離も変化するものと推察される。

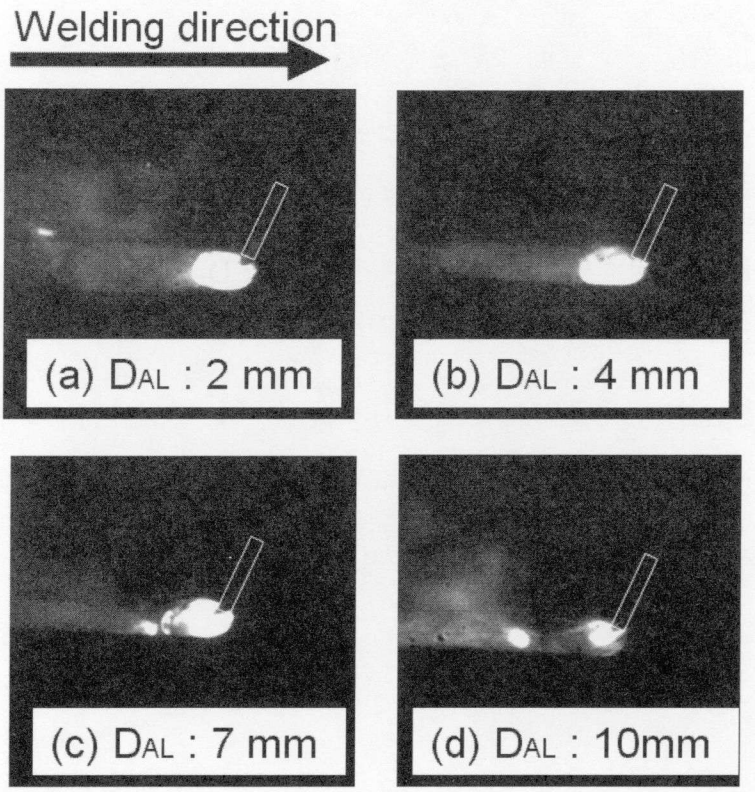


Fig. 4.13 High speed camera image of hybrid weld bead surface in arc leading-laser trailing at root gap 0.5 mm.

4.4 結言

本章では、厚板 12 mm の SS400 における I 形突合せ継手に対して 10 kW 級ファイバーレーザとマグアークによるハイブリッド溶接に実施し、その溶接パラメータが溶接部形状に及ぼす影響を検討した。得られた結果を以下にまとめる。

(1) レーザ先行／アーク後行の場合、検討したルートギャップおよびレーザ出力、溶接速度の範囲では裏波ビードが不安定となり、いわゆるハンピングビード現象が発生し、良好な 1 パス貫通ビード形成が困難であった。しかし、アーク先行／レーザ後行の場合、安定な裏波ビードが広い範囲で得られた。

(2)高速度ビデオカメラによる観察結果により、不安定な裏波ビードが形成されるレーザ先行では、裏面でのスパッタ量が周期的に変動し、スパッタ量が減少した時にこれに対応して裏面に溶融金属が増加して、こぶ状にたれ下がり、いわゆるハンピングビード形状を呈したと考えられる。

(3) アーク先行／レーザ後行、ルートギャップ 0 mm および 0.5 mm の場合、本研究の溶接条件の範囲ではアークとレーザの距離 DAL 2 mm および 4 mm で良好な 1 パス貫通ビードが得られた。

(4) レーザ先行／アーク後行およびアーク先行／レーザ後行のいずれの溶接方向でも、ハイブリッド溶接が可能なレーザとアークの有効距離は 4 mm 以内であり、レーザビーム照射位置が溶融池内にある条件と一致した。

参考文献

[1] L. Quintino, A. Costa, R. Miranda, D. Yapp, V. Kumar and C. J. Kong: Welding with high power fiber lasers-a preliminary study, Materials and Design, 28(2007), pp.1231-1237.

[2] Z. Liu, G. Xu and M. Kutsuna: Laser and laser-MAG hybrid welding of high strength steel using fiber laser and CO_2 laser, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 25-2(2007), pp.254-260.

[3] M. Shin and K. Nakata: Single pass full penetration welding of high-tensile steel thick-plate using 4 kW fiber laser and MAG arc hybrid welding process, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 27-2(2009), pp.80s-84s.

第 5 章 厚鋼板の T 形水平すみ肉溶接における 1 パス貫通溶接継手形成に及ぼすレーザ・マグアークハイブリッド溶接条件の検討

5.1 緒言

第 1 章に述べたように最近、開発された高出力ファイバーレーザは発振効率が 25%～30%と高く[1]、高出力でビーム品質が優れるため、厚板鋼板への適用による高速、高効率溶接の実用化が期待されている。しかし、第 2 章で検討した結果によるとレーザ単独溶接では、開先ギャップ裕度が小さいことやポロシティおよびアンダフィルが発生しやすいなどの短所があることが明らかになった。一方、第 3 章および第 4 章に述べたように、レーザに、マグアークを組合せたハイブリッド溶接では、アーク溶接から電極ワイヤとして供給される溶融金属によってギャップ裕度が広くなり、また、アンダフィルも抑制され、速い溶接速度範囲でも安定な溶接ビードの形成が可能になることが分かった。

一方、これまで各種のレーザとアークを組み合わせたハイブリッド溶接において多くの研究が行われている[2-19]が、実用化の観点から厚板継手を対象とした研究は少なく[4, 7, 19]、このうち大部分は突合せ継手であり、T 形すみ肉継手への検討はほとんどない。

従って、本章では 10 kW 級高出力ファイバーレーザとマグアークを組合せたハイブリッド溶接法を用い、板厚 12 mm の厚鋼板の T 形すみ肉溶接継手における溶接部形成に及ぼすハイブリッド溶接パラメータの影響を検討し、ハイブリッド溶接に特徴的な T 形すみ肉溶接継手における 1 パス貫通溶接条件を明らかにし、その可能性を検討したものである。

5.2 供試材および実験方法

5.2.1 供試材料

使用した供試材料および溶接ワイヤは、それぞれ市販の軟鋼 SS400 と Z3312 G 78A 4 M N5CM3T であり、溶接ビード部へのワイヤ成分の溶け込みおよび分布状態を評価するために Ni の多い Z3312 G 78A 4 M N5CM3T を使用した。化学組成を Table 5.1 に示す。板厚は 12 mm、ワイヤ径は 1.2 mm である。

Table 5.1 Chemical composition of SS400 steel plate and filler wire Z3312 G 78A 4 M N5CM3T used.

Material	Chemical composition (mass%)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
SS400	0.15	0.26	0.66	0.013	0.014	-	-	-	Bal.
Z3312*	0.09	0.32	1.05	0.008	0.010	2.71	0.24	0.49	Bal.

* Z3312 G 78A 4 M N5CM3T

5.2.2 ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接法

本研究で用いたハイブリッド溶接システムは、最大出力 10 kW 級ファイバーレーザと最大出力電流 300A のインバータ制御式パルスマグアーク溶接機の組合せにより構成されており、レーザヘッドとマグアーク溶接トーチは溶接ロボットで保持した。

供試材の寸法は、150 mm (L) ×50 mm (W) ×12 mm (t) であり、T 形片面水平すみ肉溶接を実施した。継手形状、寸法およびハイブリッド溶接ヘッドの配置の平面図および側面図をそれぞれ Fig. 5.1 (a) および (b) に示す。開先面は機械加工面であり、溶接直前にアセトンにより脱脂を行った。ハイブリッド溶接においては多数の溶接パラメータがある。本章ではそれらをレーザパラメータ、アークパラメータおよびハイブリッドパラメータの 3 つに分類した。レーザパラメータとして、レーザ出力、ビーム径、レーザ焦点位置、レーザ傾角度(La)、

レーザ垂直オフセット(Vo)、またアークパラメータとしてアーク電流、アーク電圧、水平板上でのアーク狙い位置のオフセット(Ho)およびトーチ角度、さらにハイブリッドパラメータとしてレーザ・アーク間距離 D、および溶接方向(レーザ先行 DLA もしくはアーク先行 DAL)を選定した。

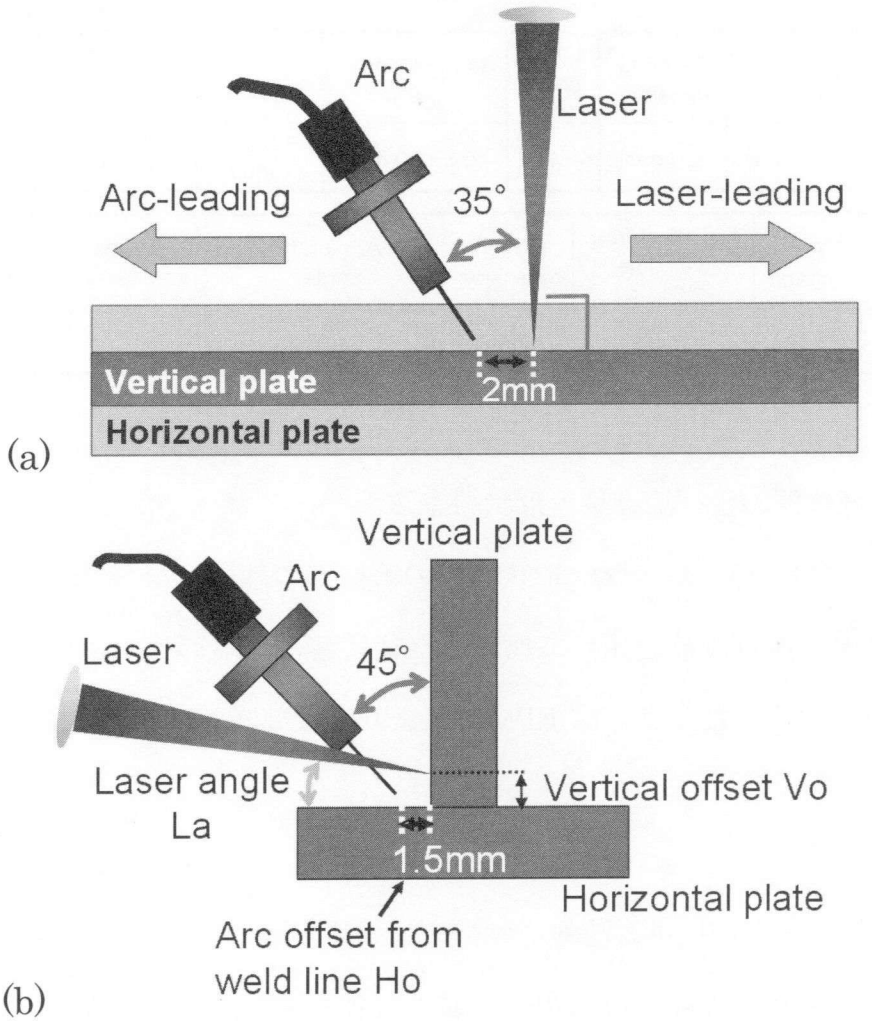


Fig. 5.1 Shape and sizes of T-joint specimen and setup of hybrid welding, (a) vertical view and (b) side view.

これら溶接条件を Table 5.2 にまとめて示す。これらのパラメータのうち、レ

ーザパラメータでは、レーザ出力、レーザ照射位置(垂直板上におけるオフセット Vo)およびレーザ照射角度 La、アークパラメータではアーク電流およびアーク電圧、またハイブリッドパラメータでは溶接速度、溶接方向をそれぞれ変化させて、溶接ビード形成に及ぼすこれらのパラメータの影響を主に検討した。

Table 5.2 Hybrid welding parameters used.

Laser power	Laser beam size	Defocus distance	Laser angle (La)	Vertical offset (Vo)	Welding speed	Distance/ laser and arc	Shielding gas
3~9 kW	0.48 mm	±0 mm	7~11 °	0.5~2.0 mm	1.0~2.0 m/min	2 mm	CO_2 20% +Ar 80%

Arc current (Mean)	Arc voltage	Arc offset from weld line (Ho)	Wire extension	Arc torch angle	Arc angle from laser	Welding direction
100~300 A	27~30 V	1.5 mm	15 mm	45 ° (From vertical plate)	35 °	Laser leading, Arc leading

5.2.3 溶接部外観および溶け込み形状観察法

溶接ビードおよびクレーター形状などの溶接部の外観、ならびに溶接部断面を 2%ナイタール腐食液を用いて腐食した後に溶け込み形状および欠陥発生傾向を観察し、評価した。さらに EPMA により溶接部断面における Ni 分布を測定した。

5.2.4 ハイブリッド溶接中の溶融池挙動の動的観察法

溶接中の溶融池表面における溶融金属の流れを高速度ビデオカメラを用い動的観察した。撮影速度は 2000 frames/s とし、950 nm のバンドパスフィルターを使用した。

5.3 実験結果および考察

5.3.1 レーザ単独およびアーク単独すみ肉溶接ビード形成

Fig. 5.2 にレーザ単独溶接部の外観および断面マクロ写真を示す。レーザ単独ではビード幅は非常に狭く、スパッタも多く発生し、良好なビード形成が困難であった。溶け込みは後述のアーク単独よりは著しく深く、レーザ出力 9 kW, 溶接速度 1.5 m/min の条件では、垂直板を貫通し、裏ビードの形成が可能であった。しかし、余盛形状は凸状であり、垂直板と水平板との間に融合不良などの溶接欠陥の発生が確認された。

Fig. 5.2 に比較のためにアーク単独でトーチ前進角と後退角における溶接部の外観写真および断面マクロ写真を示す。溶接速度が 1.5 m/min と速いために溶け込みが非常に浅く、良好なビード形状を得ることができなかった。後退角の場合には、余盛形状は凸状となり大きなアンダカットが発生した。これに対して前進角の場合には、若干のアンダカットが発生したが、ビード余盛は滑らかな形状であった。このようなアークトーチの傾き角度によるビード形状の変化は良く知られた現象である。

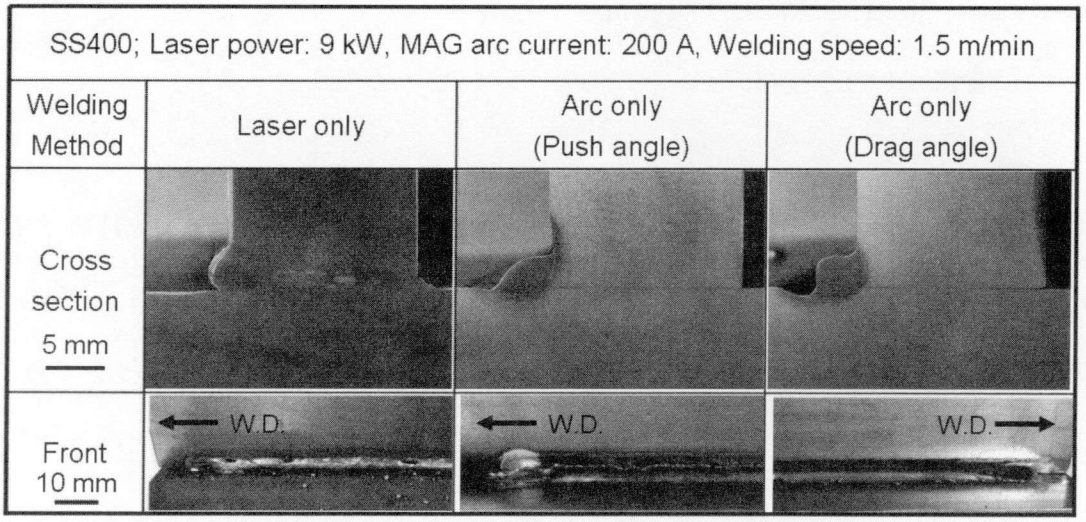


Fig. 5.2 Cross sections and appearances of weld beads made by laser welding and MAG arc welding at different torch angles, W.D.: Welding direction.

5.3.2 ハイブリッド溶接

ハイブリッド溶接による水平すみ肉溶接における溶け込み形状に及ぼす溶接パラメータとしてレーザ出力、レーザ照射位置の垂直オフセットおよびレーザ照射角度、溶接速度、アーク電流、アーク電圧、溶接方向の 7 条件を選定し、その影響を明らかにした。なお溶接条件として Table 5.3 に示す条件を基本条件とした。またアークトーチの傾き角度は 5.3.1 の結果を参照してアークトーチ前進角を基本条件とした。

Table 5.3 Fundamental parameters of hybrid welding used.

Laser power	Laser angle (La)	Vertical offset (Vo)	Welding speed	Arc current (Mean)	Arc voltage	Distance/ laser and arc (D)
9 kW	7 °	1.0 mm	1.5 m/min	200 A	27 V	2 mm

5.3.2.1 レーザパラメータ

溶接変形を抑制するために、小さな溶接入熱により水平すみ肉溶接で垂直板の反対側まで貫通する 1 パス貫通溶接ビードを得るためには、レーザ出力、レーザビームの照射位置および照射角度が重要なパラメータとなる。ここではそれらの影響について検討した。

(1) レーザ出力

Fig. 5.3 に、レーザ照射垂直オフセット Vo 1.0 mm およびレーザ照射角度 La 7°においてレーザ出力を 3 kW から 9 kW まで変化させたハイブリッド溶接部外観および断面写真を示す。ビード外観に大きな変化は見られず、滑らかで良好なビード外観が得られた。溶け込み深さはレーザ出力とともに増加し 9 kW では垂直板を貫通して垂直板反対側の裏面に裏ビードが形成された。後述 5.3.2.2 の結果を考慮するとビード外観はアーク溶接が主に影響を及ぼしており、一方、

ビード断面形状から、溶け込みの大部分はレーザ溶接による深溶け込み効果によって形成されていると推察される。

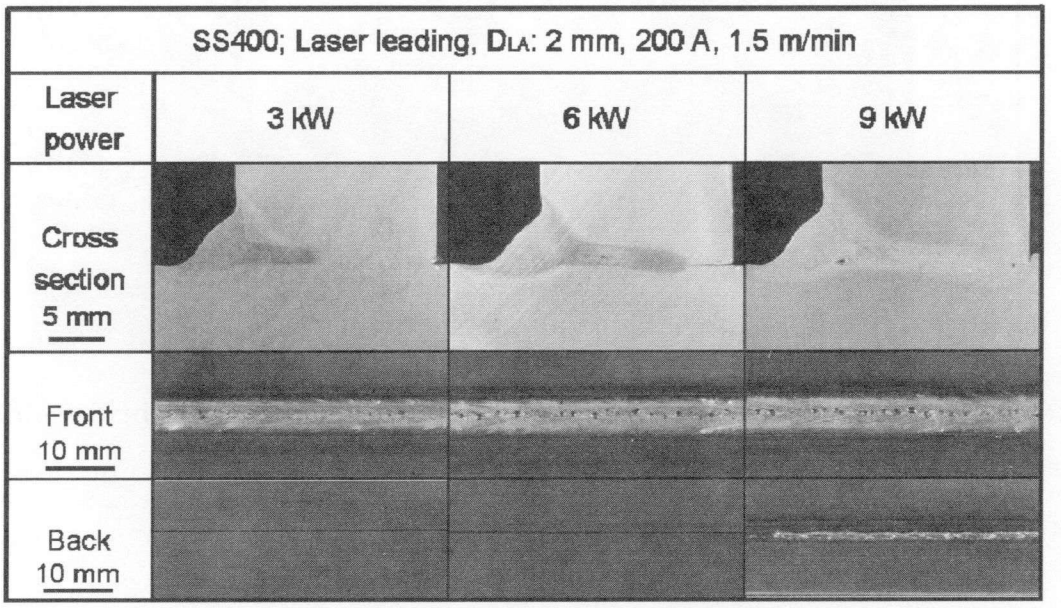


Fig. 5.3 Cross sections and appearances of weld beads by hybrid welding with different laser powers at laser leading.

(2) レーザ照射位置の垂直板上での垂直オフッセト Vo およびレーザ照射角度 La

Fig. 5.4 はレーザ照射角度 7°において、垂直板オフセット Vo を 0.5 mm～2.0 mm に変化させたハイブリッド溶接部外観および断面マクロ写真を示す。垂直板オフセットが 0.5 mm と 1.0 mm の条件では、良好なビード外観が得られたが、1.5 mm と 2.0 mm では、ハンピングビード状の不連続ビードとなり、大きなピットが発生した。またその断面では、垂直板オフセットが 1.0 mm 以上においては、貫通ビードが形成されたが、水平板と垂直板との間に融合不良およびボイドが発生し、オフセット量が大きいほど顕著であった。一方、0.5 mm では融合不良は解消されたが、その条件では連続した裏ビードの形成はなかった。

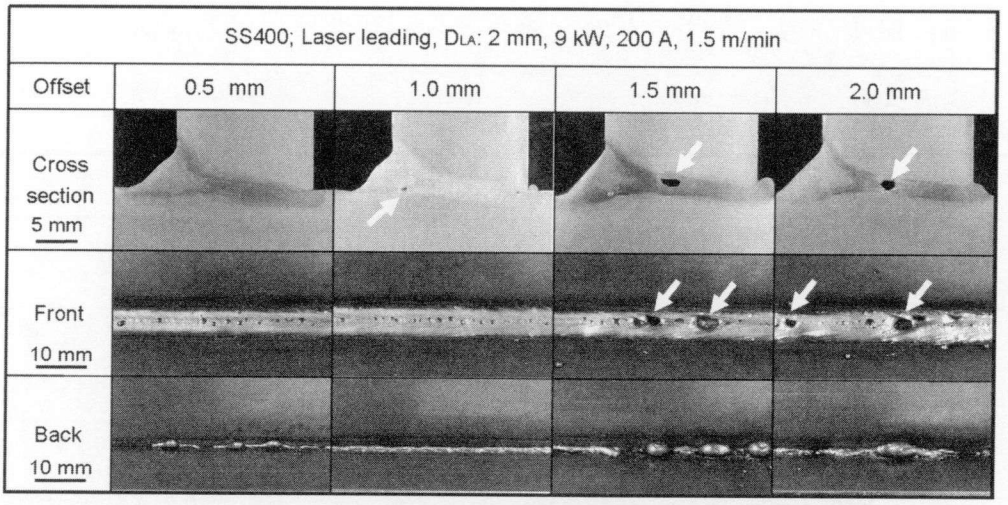


Fig. 5.4 Cross sections and appearances of weld beads by hybrid welding with different offset values Vo of laser beam irradiation position on vertical plate side at laser leading DLA.

ピットの発生原因を明らかにするために高速度ビデオカメラにより、オフセット 1.5 mm 条件で溶融池表面の観察を行った。Fig. 5.5 (a) から(c) に一連の連続影像の中から代表的な影像を示す。レーザビームは溶融池の垂直板側エッジ部に照射されており、(a) に示すように溶接中にレーザビーム孔近傍の溶融池内の垂直板にそってピットが発生し、(b) ではピットが大きく成長しており、溶融金属が垂直板側に十分にぬれなかったために発生したと推察される。

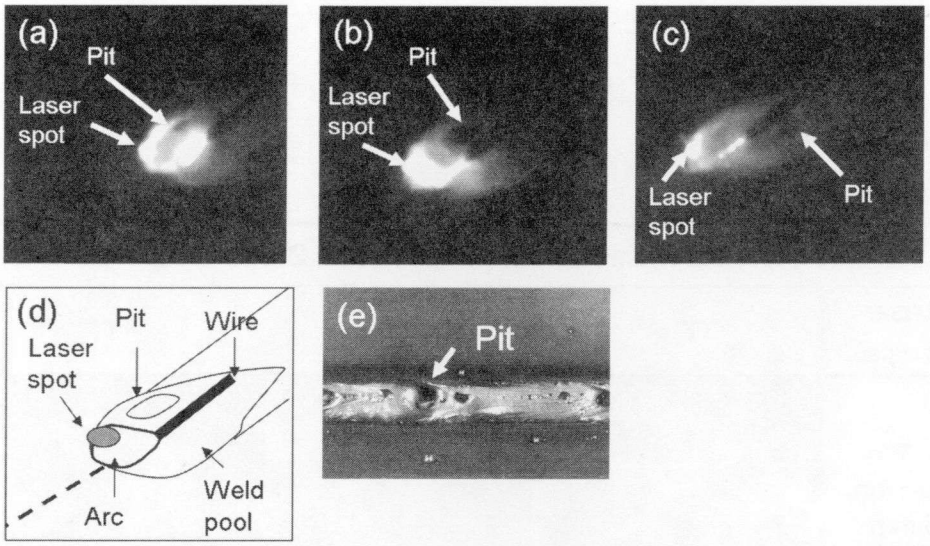


Fig. 5.5 high speed video camera images showing a pit formation on the surface of weld bead at vertical offset 1.5 mm and 9 kW, 200 A, 1.5 m/min at DLA : 2 mm, appeared in Fig. 5.4.

次に Fig. 5.6 にレーザ照射垂直オフセット Vo 1.0 mm とした場合のレーザ照射角度 7°、9° および 11°におけるハイブリッド溶接部の外観および断面写真を比較して示す。ビード表面外観に大きな変化は見られなかったが、断面形状を比較すると、レーザ照射角度 7°では貫通ビードは形成されたが、融合不良が発生した。一方、9° と 11°では融合不良の発生は解消されが、貫通ビードは形成されなかった。このようにレーザ照射位置およびレーザ照射角度はビード形状に大きな影響を及ぼす。これは、ファイバーレーザビーム径が細いために、レーザ照射角度及び照射位置（垂直オフセット Vo）により、T 形突合せ部分の溶融領域が幾何学的に限定されるためと考えられる。すなわち、Fig. 5.7 示すように、ビード表面側にはアークによる溶接ビード部分が形成され、アークの直下では水平板側も十分に溶け込み部分が形成される。しかし、垂直板の板厚中央部分では溶融はレーザビーム経路の周辺に限定される。このため、Fig. 5.6 のレーザ照射角度 7° の場合はビーム経路より若干離れるために水平板側の溶

け込みが不十分となり融合不良部分が発生し易くなる。また、Fig 5.4 の垂直板オフセット Vo が大きい場合においても同様の理由で融合不良が発生したと考えられる。

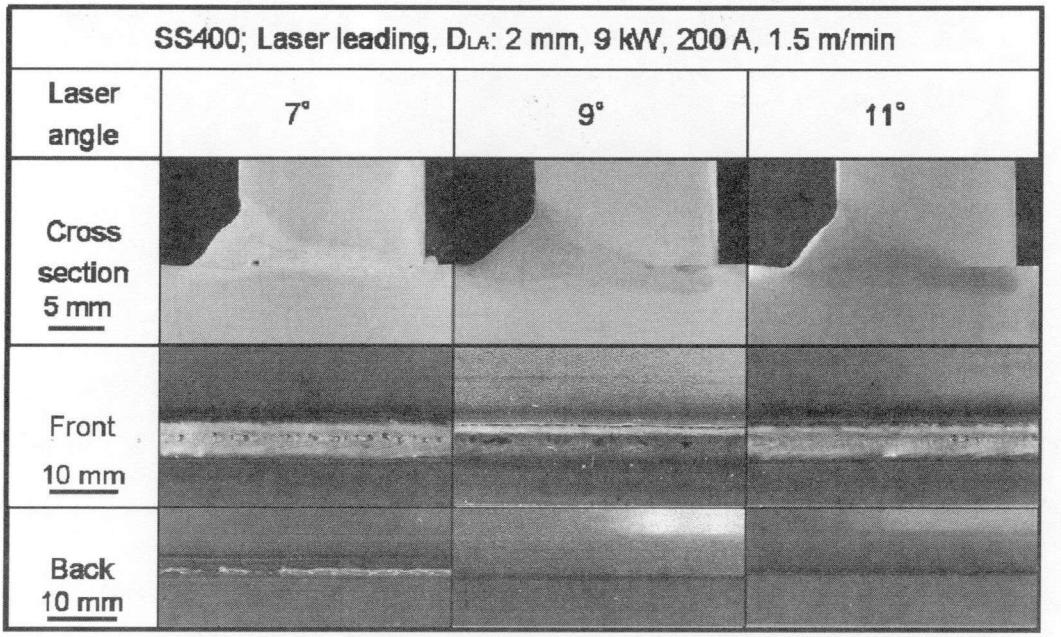


Fig. 5.6 Cross sections and appearances of weld beads by hybrid welding with different laser angles at laser leading.

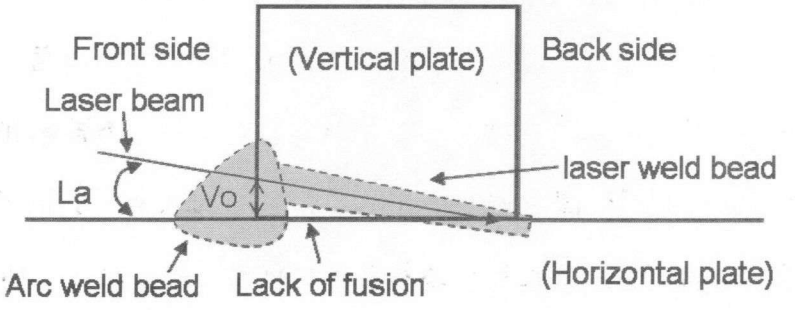


Fig. 5.7 Geometrical drawing of weld bead penetration at T-joint for lack of fusion occurring between weld metal and horizontal plate.

5.3.2.2 アークパラメータ

アーク条件として、アーク電流と電圧をそれぞれ変化させて、その影響を検討した。Fig. 5.8 にアーク電流値を 100A~300A まで変化させたハイブリッド溶接部外観および断面マクロ写真を示す。アーク電流の増大に伴い、ビード幅が大きくなり、またスパッタ発生量が減少する傾向にあった。

また、断面形状は、アーク電流の増加に伴ない脚長が増加するとともに、溶接部上部のワインカップ部分も大きくなり、水平板側の溶け込み部分も増大した。このため 300A では、水平板側の融合不良が解消された。

以上の結果、アーク電流によって溶接ビード表面形状および溶け込み上部のワインカップ形状が大きく影響を受けることが分かった。

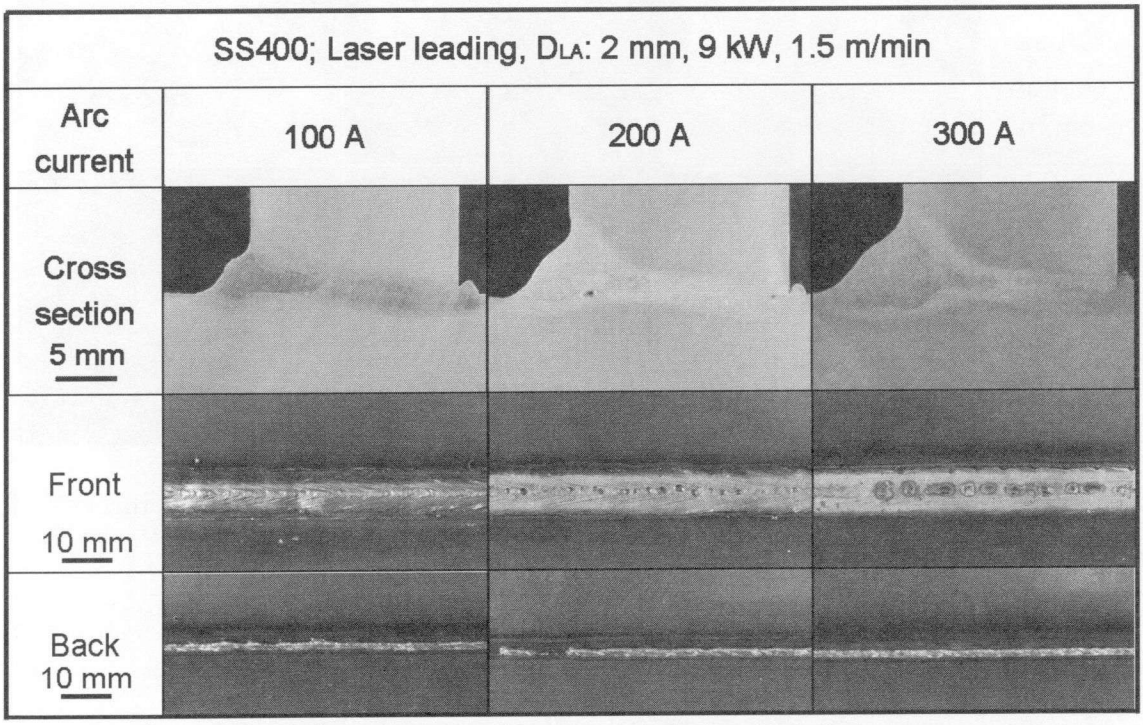


Fig. 5.8 Cross sections and appearances of weld beads by hybrid welding with different arc currents at laser leading DLA.

次に Fig. 5.9 にアーク電圧を変化させたハイブリッド溶接部外観および断面マクロ写真を示す。アーク電圧の増加に伴いアークは不安定となり、垂直板側でのアンダカットや水平板の融合不良が発生しやすい傾向にあった。溶接中の高速ビデオ映像によりアーク電圧の増加、すなわちアーク長の増加に伴い、アークが垂直板上方へも広がっていることが確認された。このため、アンダカットが発生し易くなり、またアークの集中性が悪くなるために溶け込み上部のワインカップ部分が小さくなり、水平板側に融合不良が発生したと考えられる。

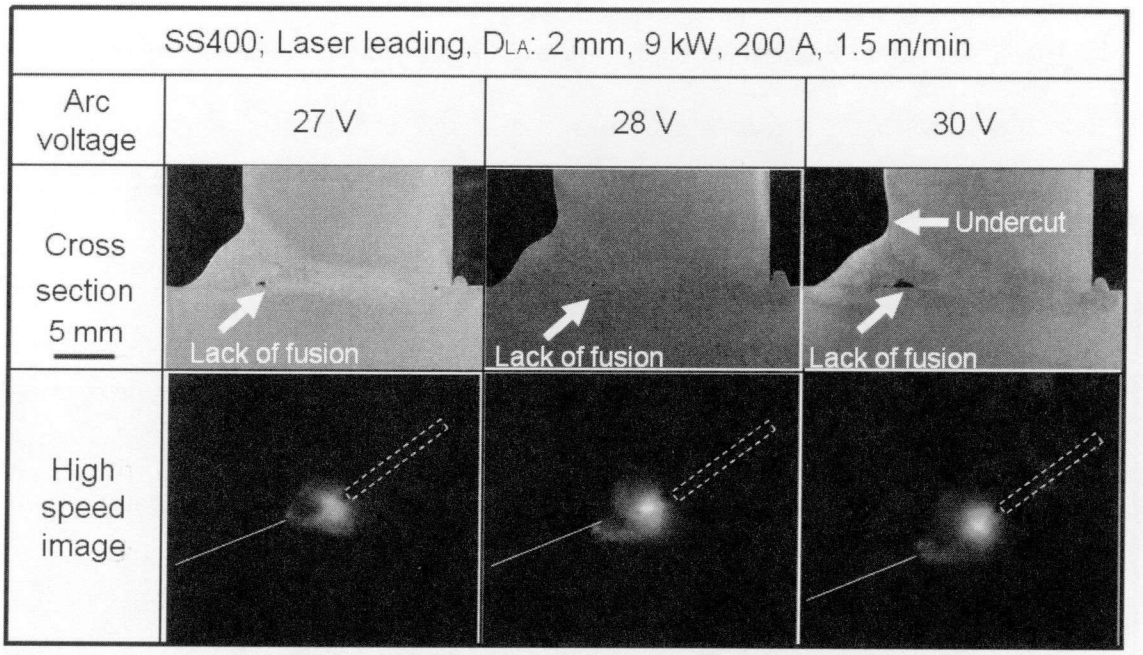


Fig. 5.9 Cross sections of weld beads and high speed video camera images of arc during hybrid welding with different arc voltages.

5.3.2.3 ハイブリッドパラメータ

レーザ・アークハイブリッド溶接に特有のパラメータとしてレーザ・アーク間距離 D と溶接方向(レーザ先行、もしくはアーク先行)がある。レーザ・アーク間距離の影響に関しては、第 4 章の結果に基づき D=2 mm 一定として、ここでは溶接方向の影響のみに注目して検討した。

(1) 溶接方向

Fig. 5.10 に溶接方向を変化させたレーザ先行とアーク先行の溶接部外観および断面マクロ写真を示す。レーザ先行では余盛形状が滑らかであり、アンダカットやピットは認められず、またビード内部のボイドも認められなかった。一方、アーク先行では、余盛形状はレーザ先行よりも凸形となり、ビード幅も狭く、水平板側にはアンダカットが発生し、大きなピットやボイドが確認された。しかし両者の溶け込み深さに大きな相異はみられなかった。

以上の結果、水平すみ肉溶接においてはレーザ先行の方がアーク先行と比較すると、良好な溶接部が得られることが分かった。ハイブリッド溶接におけるすみ肉溶接においては、そのビード外観形状は 5.3.2.1 および 5.3.2.2 の結果から明らかなように基本的にアーク溶接が支配的と考えられ、このようなハイブリッド溶接における溶接方向の違いによるビード形状の違いは、5.3.1 で述べたアーク単独溶接におけるものと同様の現象と考えられる。

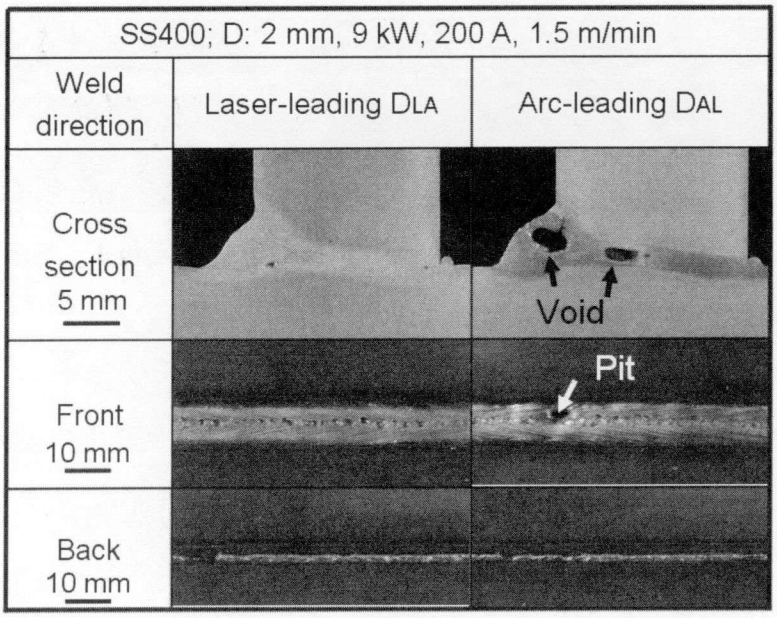


Fig. 5.10 Cross sections and appearances of weld beads by hybrid welding with different welding directions of laser leading DLA and arc leading DAL.

(2) 溶接速度

Fig. 5.11 に溶接速度を 1.0 m/min~2.0 m/min まで変化させたハイブリッド溶接部外観および断面マクロ写真を示す。溶接速度 1.0 m/min では、1.5 m/min と比べるとすみ肉溶接部の脚長が大きくなり、また融合不良が解消された。一方、溶接速度の増加とともに脚長は減少した。溶接速度 1.75 m/min までは良好なビード外観が得られたが 2.0 m/min では水平板側のビード止端部にアンダカットが発生し、良好な外観を有するビード形成は困難であった。

すなわち溶接速度は溶接ビード形状に大きな影響を及ぼし、従来のアーク溶接と同様に溶接速度の増加によるアンダカットやハンピングビードの発生がその適用限界速度を律速していることが分かった。

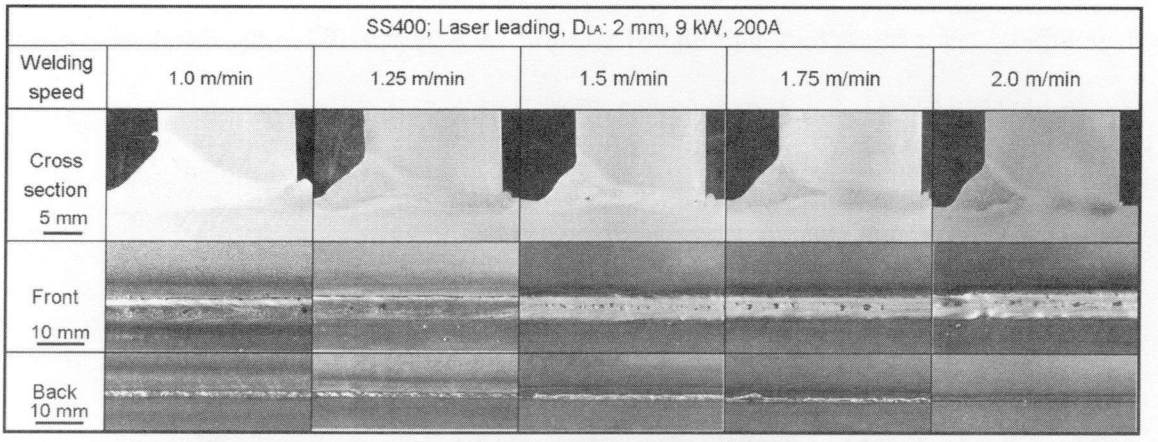


Fig. 5.11 Cross sections and appearances of weld beads by hybrid welding with different welding speeds at laser-leading DLA.

5.3.3 レーザ先行とアーク先行における溶融池内の溶融金属流の動的観察

5.3.2.3 で述べたようにレーザ先行 DLA とアーク先行 DAL とでビード形状が大きく異なることから、このパラメータに注目し、ハイブリッド溶接中の溶融池表面を高速度ビデオカメラを用いて撮影し、観察を行った。代表的な静止画像

を Fig. 5.12 に、またその模式図を Fig. 5.13 に示す。レーザ先行の場合は Fig. 5.12 (a) に示すように図中の溶融池の先端にある輝点がレーザ照射点である。レーザによるキーホールが生じ、その後方にアークによる溶融池が形成されている。Fig. 5.13 (a) に示すようにレーザ先行の場合にはアークトーチが前進角となって進むために、アーク直下では、溶接方向に向かう強いプラズマ気流によって、溶融池表面流はまず溶接方向に流れる。その後、周辺部に向かい、さらに周辺流となって溶接方向とは逆方向の流れとなり溶融池後方に向かう。このためにビード幅は拡がる傾向になる。

一方、アーク先行の場合は、Fig. 5.12 (b) に示すように、アークによって形成された溶融池内にレーザが照射されている。また、Fig. 5.13 (b) に示すようにアークトーチは後退角となり、強いプラズマ気流が溶融池後方への流れと同じ方向に働くので、アーク直下の溶融金属がプラズマ気流で後方に速やかに押し流される。その結果、溶融金属が不足して溶融池底部の凝固壁が露出する場合があり、その際にシールドガスが混入して、ピットやボイドを形成すると考えられる。また、このような溶融池後方への強い湯流れによって溶融池の形状は、細長いものになり、さらに、ビード表面が盛り上がり、いわゆるハンピング形状となりやすい。

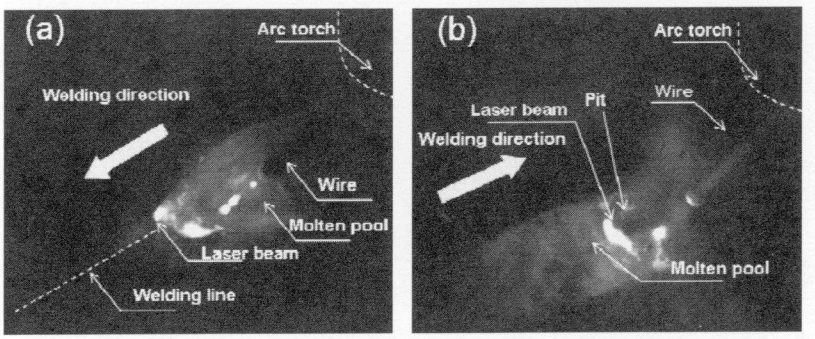


Fig. 5.12 Typical frame of weld pool surface during hybrid welding in (a) laser leading-arc trailing and (b) arc leading-laser trailing by high speed video camera, at the same welding conditions in Fig. 5.10.

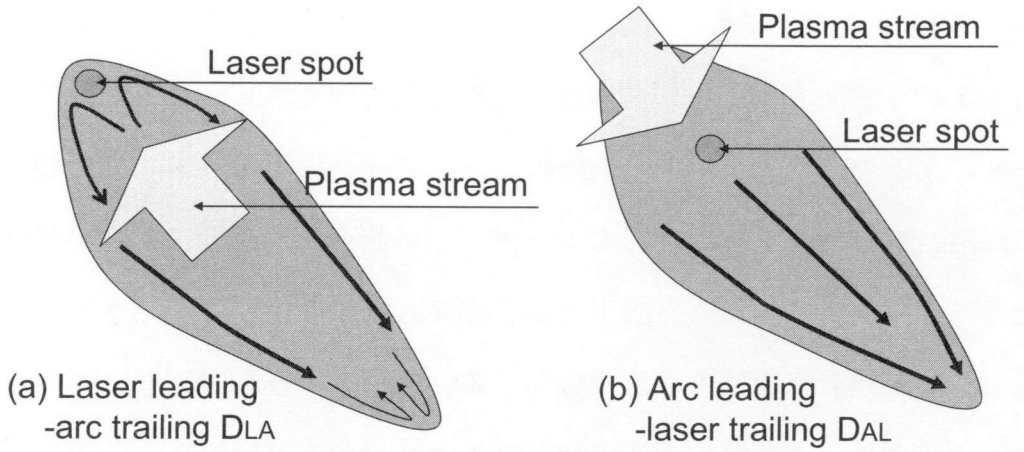


Fig. 5.13 Schematics of molten metal flow in weld pool at (a) laser leading DLA and (b) arc leading DAL conditions observed in Fig. 5.12.

5.3.4 EPMA による溶接ビード内部における Ni の分布分析結果

レーザ先行およびアーク先行時の溶接ビード内部の Ni の分布を EPMA で測定した結果を Fig. 5.14 (a)および(b)にそれぞれ示す。溶接条件はレーザ出力 9 kW、アーク電流 200 A、溶接速度 1.5 m/min、D 2 mm であり、(a)では水平板側の融合不良と溶け込み下部ビード部での割れ、(b)では同じく水平板側の融合不良とさらに大きなボイドが認められ、いずれも適正溶接条件ではない。

レーザ先行の場合には、ビード表面から溶け込み深さ約 1/3 地点で Ni 濃度が最も高いことが分かった。これは、後行アークのプラズマ気流により溶融池先端部分に集中してきた溶融金属が、先行レーザによるキーホールによって内部方向に流され、ビード深さ約 1/3 地点まで到達したと推測される。しかし、主にレーザにより溶融されたビード下部には Ni が残存しないことが分かった。

一方、アーク先行の場合、アークが後退角のため、溶融金属が後行レーザの影響を受けずに溶融池後方に表面流として速やかに流され、ほとんどの Ni はビード表面に残存したと考えられる。

以上の結果から、本研究で用いた開先を有しない T 形すみ肉継手ではレーザ

先行およびアーク先行のいずれの場合でも溶接ワイヤの溶融金属がビード下部方向にまで移動することは困難であり、全体としてビード上部に残存する傾向が強いことが分かった。すなわち、ハイブリッド溶接の特徴である溶接ワイヤによる溶接部の合金成分制御はビード上部に制限される傾向にある。

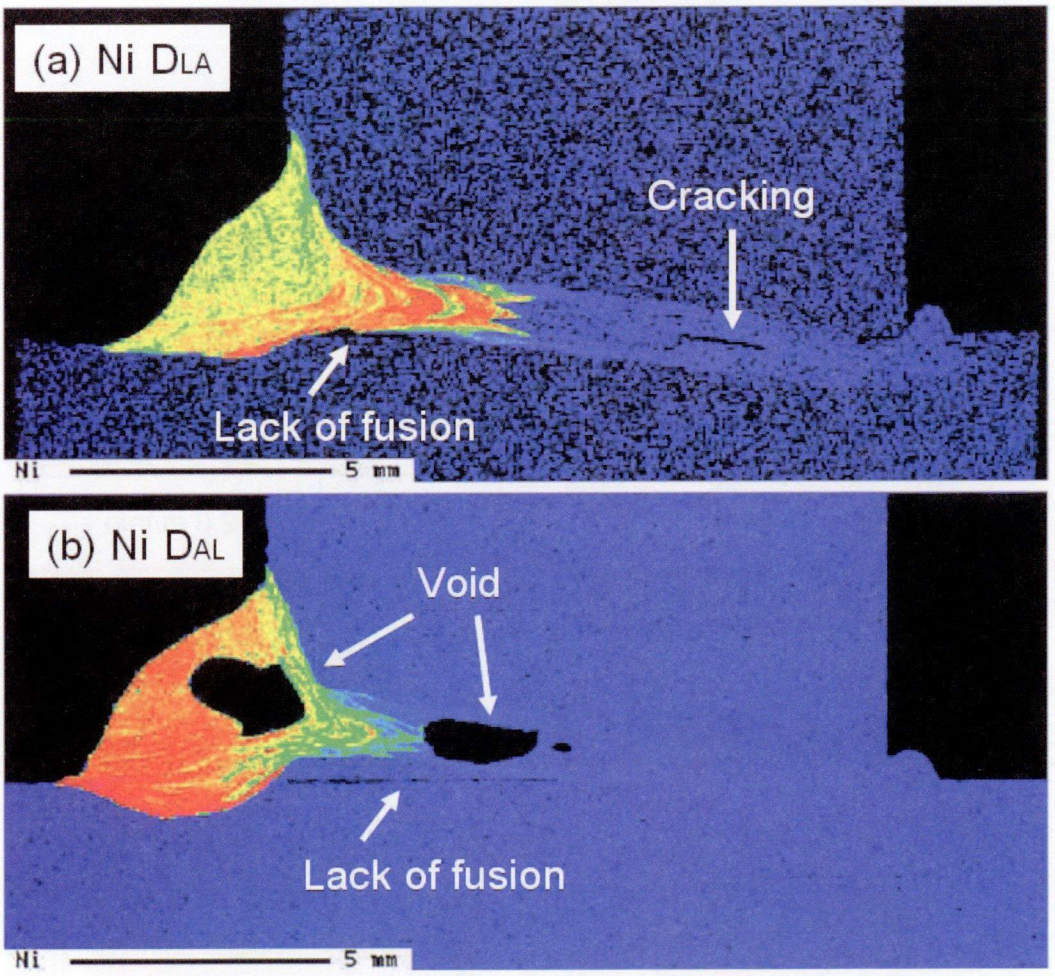


Fig. 5.14 Distribution of Ni added from electrode wire in the weld bead at different welding directions; (a) laser leading, (b) arc leading.

従って、溶接ワイヤ成分の混合合金化による溶接金属の特性改善を目的とする場合には、例えば第 3 章でも述べたような適切な開先が必要と考えられる。

5.3.5 溶接割れおよび融合不良

T 形水平すみ肉溶接部では溶接条件によっては溶接割れおよび融合不良が発生することが分かった。溶接速度が溶接割れおよび融合不良に与える影響を Fig. 5.15 に示す。溶接速度 1.0 m/min では、溶接割れおよび融合不良は見られず、良好な溶接ビードが得られた。しかし、溶接速度が 1.5 m/min に増大するとアークにより形成された溶け込み上部のワインカップ部直下の溶接線にそって融合不良が発生した。また主にレーザビームにより形成されたビード中部から下部の中央に割れが発生することが分かった。

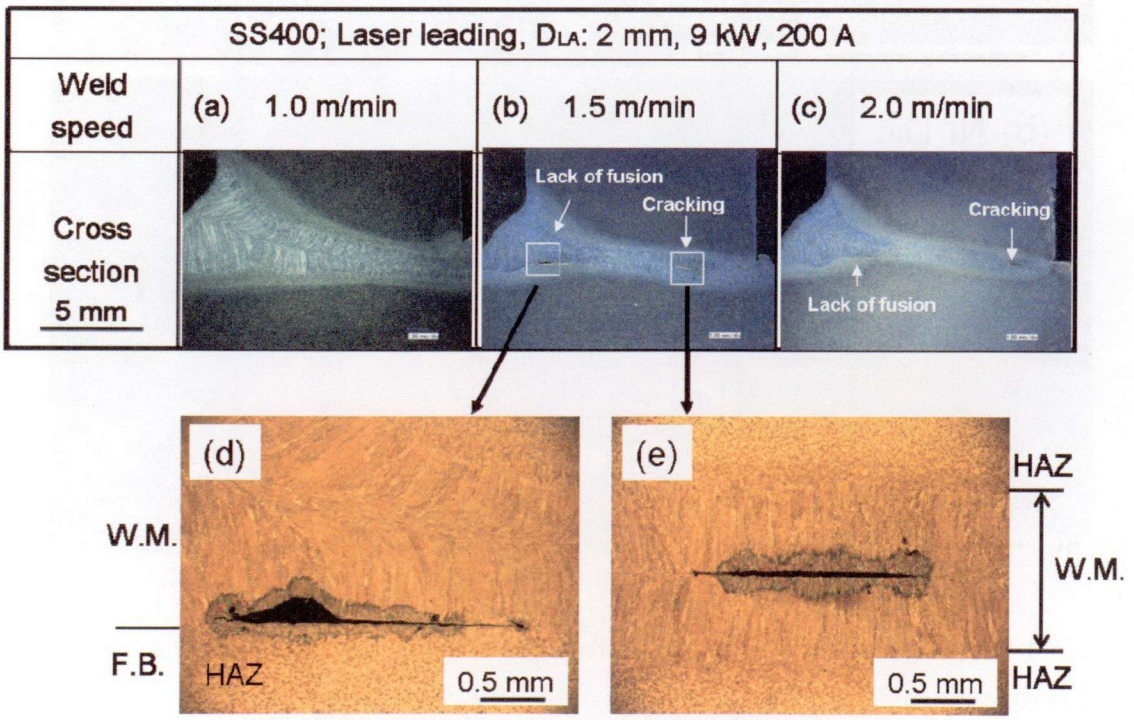


Fig. 5.15 Effect of welding speed on the shape of weld penetration (a)-(c), and on the occurrence of lack of fusion (d) and cracking (e).

さらに溶接速度が 2.0 m/min と速くなると融合不良は大きくなり、ビード下部の割れも観察された。溶接速度が遅くなると Fig. 5.7 でも示したアークにより溶融される溶け込み上部のワインカップ部分が大きくなり、融合不良が解消され、さらに溶け込み形状がろうと状に上部に向って拡がる形状に変化することにより溶け込み中下部における溶接割れの発生が抑制されたと考えられる。

一方、アーク電流が溶接割れおよび融合不良に与える影響を Fig. 5.16 に示す。アーク電流 100 A および 200 A では、融合不良および溶接割れが存在した。しかし、アーク電流が 300 A になると、融合不良および溶接割れが解消され、良好な溶接ビードが得られた。これは、溶接速度の変化による結果と同様に、アーク電流増加により溶接ビード上部の溶融部が拡大することにより、融合不良や割れの発生傾向が改善されたと考えられる。

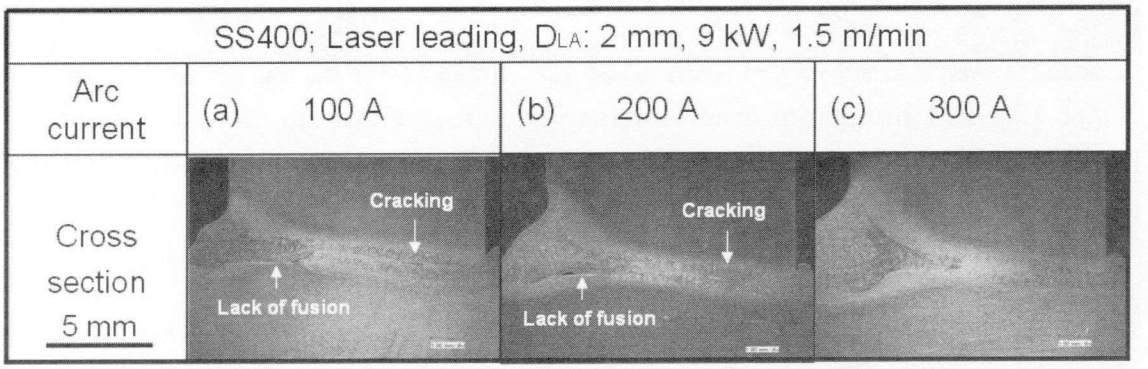


Fig. 5.16 Effect of arc current on the shape of weld penetration (a)-(c) and on the occurrence of lack of fusion and cracking (a), (b).

Fig. 5.17 は溶接割れ破面の SEM 写真を示す。割れ破面は凹凸のあるデンドライト突起が明瞭に認められ、典型的な凝固割れの形態を示している。また、割れ発生位置はいずれの条件においてもビード溶け込みの中部から下部にかけてであり、かつ、これらの条件ではビード上部のワインカップ部分と割れ発生部との間のビード幅が一担狭くなるネッキング部が認められ、その下方の割れ

発生部でビード幅が局所的に拡がる特徴を呈している。このような溶け込み形状となる理由は明らかではないが、この部分で凝固の遅れが生じ、いわゆる、なし形ビード割れ[20]と同様の機構で凝固割れが発生したと推察される。溶接速度 1 m/min では上部の溶け込み部が拡大して中央部のくびれ部分がなくなっており、溶接入熱の増加により溶け込み形状が改善され、凝固割れの防止につながったと考えられる。

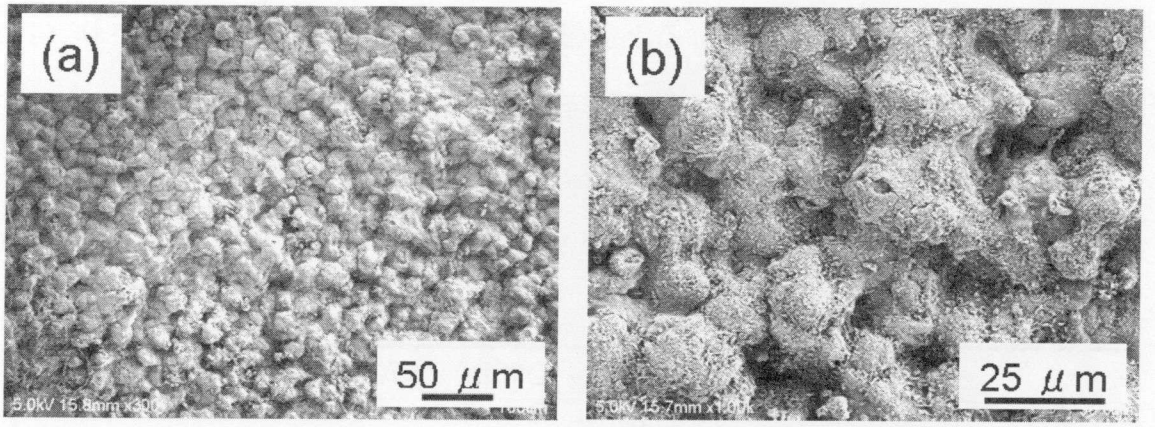


Fig. 5.17 SEM images of crack surface showing dendritic morphology at (a) low and (b) high magnifications (its surface was corroded by etching treatment, and therefore coated with rust).

5.4 結言

本章では開先なしの T 形水平すみ肉溶接において 1 パス貫通すみ肉溶接ビード形成に及ぼすレーザ・アークハイブリッド溶接の各種パラメータの影響ついて検討を行い、欠陥のない良好な溶接ビードが得られる条件を明らかにし、その形成機構を検討した。得られた主要なる結果は以下のようになる。

(1) 開先なしの水平すみ肉溶接においてレーザ・アークハイブリッド溶接部は、主にマグアーク溶接によって形成される溶け込み上部のいわゆるすみ肉溶接部分と、レーザ溶接の深溶け込み効果によって形成される溶け込み中央部から下

部の突合せ部分から成る。

(2) 上部すみ肉溶接部のビード外観はアーク溶接条件であるアーク電流、アーク電圧および溶接速度の影響を大きく受け、適正条件を外れるとアンダカットの発生をもたらした。溶け込み中央部から下部はレーザ溶接条件であるレーザ出力とレーザビーム照射角度および照射位置の影響を大きく受け、適正条件を外れると溶け込み不足、融合不良および溶接割れの発生をもたらした。

(3) 同一ハイブリッド条件においても、レーザ先行とアーク先行により溶接ビード形状は大きく変化し、レーザ先行では滑らかな表面形状で、かつピットなどの欠陥のない溶接ビードが形成できるのに対して、アーク先行ではアンダカットやピットおよびボイドが発生しやすい傾向を示した。

(4) アーク電流が小さい、あるいは溶接速度が速いなどの溶接入熱が小さな条件において、溶接部中央部でビード幅が局所的に狭くなるいわゆる、くびれた溶け込み形状を呈する場合には、溶接部中部から下部で凝固割れの発生が認められた。しかし、溶接速度の減少、あるいはアーク電流の増加により中央部での溶け込みのくびれ現象を解消することにより凝固割れの発生は防止可能であった。

(5) 溶接ワイヤ成分である Ni は、溶接方向に関係なく、アークにより形成される上部すみ肉溶接部に偏在し、ビード下部には混在しなかった。

(6) 板厚 12 mm の開先なし T 形水平すみ肉溶接において、溶接条件の最適化により溶接ビード表面が滑らかで欠陥のない良好な 1 パス貫通溶接ビードの形成が可能であることを示した。本研究の内ではレーザ出力 9 kW、アーク電流 200A、溶接速度 1.0 m/min の溶接条件およびレーザ出力 9 kW、アーク電流 300A、溶接速度 1.5 m/min の溶接条件が好適条件とした。

参考文献

[1] L. Quintino, A. Costa, R. Miranda, D. Yapp, V. Kumar and C. J. Kong: Welding with high power fiber lasers-a preliminary study, Materials and Design, 28(2007), pp.1231-1237.

[2] J. Matsuda, A. Utsumi, M. Yoneda, M. Katsumura, H. Yanou and T. Araki: Stabilization of TIG arc by CO_2 laser-Study on high speed surface treatment by arc with laser (1st report), Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 15-3(1997), pp.445-452.

[3] Y. Chen, Z. Lei, L. Li, L. Wu and C. Xie: Novel hybrid method: Pulsed CO_2 laser-TIG hybrid welding by coordinated control, China Welding, 15-1(2006), pp.20-25.

[4] T. Hayashi, S. Katayama, N. Abe and A. Ohmori: Highpower CO_2 laser-MIG hybrid welding process for increased gap tolerance-hybrid weldability of thick steel plates with square groove, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 21-4(2003), pp.522-531.

[5] X. Zhang, W. Chen, Y. Shuang and K. Wang: Coaxial hybrid CO_2-MIG welding system and its application in welding aluminum alloys, The International Society for Optical Engineering, 5629(2005), pp.161-168.

[6] A. Fellman and V. Kujanpa: The effect of shielding gas composition on welding performance and weld properties in hybrid CO_2 laser-gas metal arc welding of carbon manganese steel, Journal of Laser Applications, 18-1(2006), pp.12-20.

[7] M. Kutsuna and L. Chen: Interaction of both plasmas in CO_2 laser- MAG hybrid welding of carbon steel, The International Society for Optical

Engineering, 4831(2002), pp.341-346.

[8] H. Chae, C. Kim, J. Kim and S. Rhee: The effect of process parameters on the gap bridging capability for CO_2 laser-GMA hybrid welding, ICALEO 2005, (2005), pp.169-273.

[9] S.M. Joo, Y.P. Kim, C.S. Ro, H.S. Bang and J.U. Park: Basic experiments by hybrid welding to steels for shipbuilding, Key Engineering Materials, 270-273(2004), pp.2383-2388.

[10] S. Katayama, Y. Naito, S. Uchiumi and M. Mizutani: Penetration, porosity prevention mechanism and welding phenomena in laser-arc hybrid welding, Conference on Lasers and Electro-optics Europe, 2005, Article Number 1568437.

[11] S. Katayama, Y. Naito and M. Mizutani: YAG laser and TIG arc hybrid welding phenomena, ASM conference proceedings: Joining of Advanced and Specialty Materials, 2005, pp.183-188.

[12] Y. Naito, M. Mizutani and S. Katayama: Electrical measurement of arc during hybrid welding, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-1(2006), pp.45-51.

[13] Y. Naito, M. Mizutani and S. Katayama: Elucidation of penetration characteristics, porosity prevention mechanism and flows in molten pool during laser-arc hybrid welding, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-2(2006), pp.149-161.

[14] Y. Naito, M. Mizutani and S. Katayama: Effect of ambient atmosphere on penetration geometry in single laser and laser-arc hybrid welding, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-1(2006), pp.39-44.

[15] K. Shibata, H. Sakamoto and T. Iwase: Laser- MIG hybrid welding of aluminum alloys, Welding in the World, 50, 1-2(2006) pp.28-34.

[16] P.L. Moore, D.S. Howse and E.R. Wallach: Development of Nd:YAG laser and laser/MAG hybrid welding for land pipeline applications, Welding Research Abroad, 50-11(2004) pp.38-43.

[17] T. Jokinen, T. Viherva, H. Riikonen and V. Kujanpaa: Welding of ship structural steel A36 using a Nd:YAG laser and gas-metal arc welding : Journal of Laser Applications, 12-5(2000), pp.185-188.

[18] H. Tong, T. Ueyama, T. Kihara, K. Nakata and M. Ushio: High speed wedling of aluminum alloy sheets with laser/ AC pulsed MIG hybrid process, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 22-1(2004), pp.27-36.

[19] Z. Liu, M. Kutsuna and L. Sun: CO_2 Laser-MAG hybrid welding of 590 MPa high strength steel, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 24-1(2006), pp.17-25.

[20] Japan welding society, Handbook of welding and joining, Second edition, Maruzen, (2003), pp.293-294.

第 6 章　高張力鋼のレーザ・マグアークハイブリッド溶接による溶接継手形成とその特性評価

6.1 緒言

高張力鋼は、炭素以外の合金元素を少量添加し、また製造工程の工夫をして溶接性とじん性を向上させた引張強さが 500MPa から 1000MPa の鋼材である。これに対し引張強さが 500MPa 未満の鋼材は軟鋼とよばれ、1000MPa を超えるものは超高張力鋼とよばれる[1]。 鋼構造物の軽量化、高強度化により、高張力鋼の使用が拡大されている。しかし、高張力鋼は、溶接金属や熱影響部で低温割れが発生し易く溶接に際しては予熱処理を行うなどの特別の注意が必要である。この低温割れの主因子として拡散性水素、割れに敏感なマルテンサイトなどのミクロ組織、引張残留応力の三つが挙げられている[2]。

レーザビームはエネルギー密度が既存のアークより著しく高いためレーザ溶接では、アーク溶接よりも低入熱量で深い溶け込みが形成でき、熱影響部が非常に狭く、熱変形が小さい特長がある。また、高出力レーザ溶接では中厚鋼板に対しても速い溶接速度で 1 パス溶接が可能であるため、溶接速度が相対的に遅く、マルチパス溶接が必要なアーク溶接と比べると、溶接部における拡散性水素の影響が少ないことが予想される。従って、これらの観点から高張力鋼の溶接にレーザ溶接を適用した場合、アーク溶接より低温割れが低減できると期待される。しかし、その一方、著しく速い冷却速度のために脆いマルテンサイト組織が形成しやすい欠点がある。

また、第 2 章でも述べたように狭い継手ギャップ裕度により突合せ継手溶接ビード形成が困難な問題点が明らかになっている。ハイブリッド溶接法はレー

ザ短所を補完し、ギャップ裕度も広くなる溶接法であり、ファイバーレーザでマグアークを組み合わせたハイブリッド溶接を適用すると割れやポロシティなどの欠陥のない良好な突合せ溶接継手やすみ肉溶接継手が可能となることを、本研究においてはSS400鋼材を対象として第4章および第5章で明らかにした。しかし、より高強度の高張力鋼へのファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接の検討例はこれまでほとんどない[3]。

本章では、軽量構造材料として近年特に注目されている1000MPa級高張力鋼板に着目し、アーク溶接では低温割れが発生しやすいために予熱処理が不可欠とされている、この種の超高張力鋼に高出力ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接法を適用し、予熱処理なしの条件で低温割れなどの溶接欠陥のない良好な1パス貫通溶接ビード形成を検討し、評価した。

6.2 供試材および実験方法

6.2.1 供試材料

供試材料および溶接ワイヤはHT980およびZ3312 G 78A 4 M N5CM3Tであり、供試材料の寸法は250 mm(L) ×50 mm(W) ×11mm (t)である。溶接ワイヤの径は1.2 mmである。その化学成分はTable 6.1に示す。

Table 6.1 Chemical compositions of HT980 steel plate and Z3312 G 78A 4 M N5CM3T filler wire used.

Material	Chemical composition (mass%)												
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	B	Fe
HT980	0.14	0.41	1.19	0.005	0.001	0.02	0.01	0.49	0.41	0.04	-	0.001	Bal.
Z3312*	0.09	0.32	1.05	0.008	0.010	-	2.71	0.24	0.49	-	-	-	Bal.

*Z3312 G 78A 4 M N5CM3T

6.2.2 ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接方法

6.2.2.1 突合せ溶接法

本章で用いた、ハイブリッド溶接システムは、第 4 章と同じである。レーザは 10 kW 級ファイバーレーザ(IPG 製 YLR-10000)であり、マグアークは最大電流 500A(ダイヘン製 DP500)インバータ制御式パルスマグアーク溶接機である。構築したハイブリッド溶接ヘッドを Fig. 6.1 に示す。ビーム転送ファイバー径は 0.3 mm、焦点距離は 310 mm、焦点位置のレーザスポット径は約 0.48 mm である。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。シールドガスはマグアークトーチから供給した。第 4 章の良好な 1 パス貫通ビードが得られた溶接条件を参考し、ハイブリッド溶接パラメータを設定した。突合せ溶接用ハイブリッド溶接パラメータを Table 6.2 にまとめて示す。

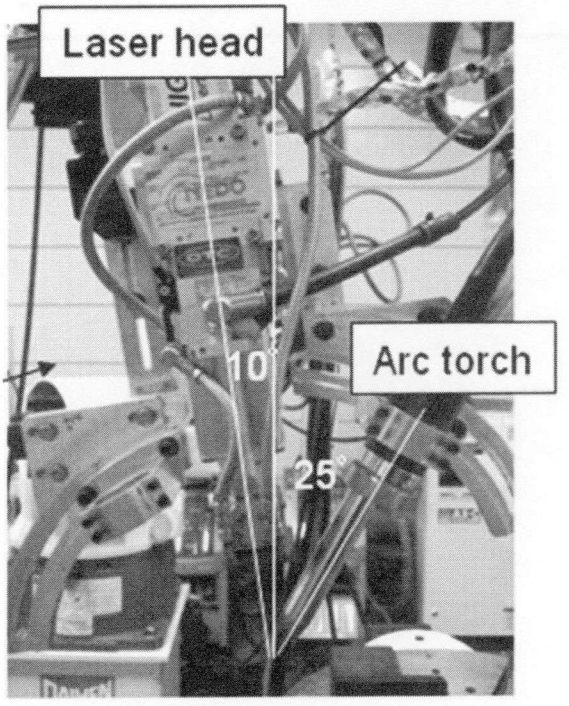


Fig. 6.1 Setup of 10 kW fiber laser head and MAG arc torch for hybrid welding.

Table 6.2 Hybrid welding parameters for I butt joint.

Laser	Power	10 kW
	Defocused distance	0 mm (surface of the plate)
MAG arc (Pulsed)	Arc current (Mean)	300 A
	Arc voltage	30.0 V
	Shielding gas flow rate	20% CO_2 + 80 % Ar, 30 L/min
Welding speed		1.3 m/min
Distance between laser beam and MAG arc		2 mm
Root gap		0 ~ 1.0 mm
Welding direction		Arc leading and laser trailing

6.2.2.2 T 形水平すみ肉溶接法

継手形状、寸法およびハイブリッド溶接ヘッドの配置の平面図および側面図をそれぞれ Fig 6.2 (a)および(b)に示す。また、第 5 章の研究結果を参考してハイブリッドパラメータを設定した。本章で実施したすみ肉溶接用ハイブリッド溶接パラメータを、Table 6.3 にまとめて示す。

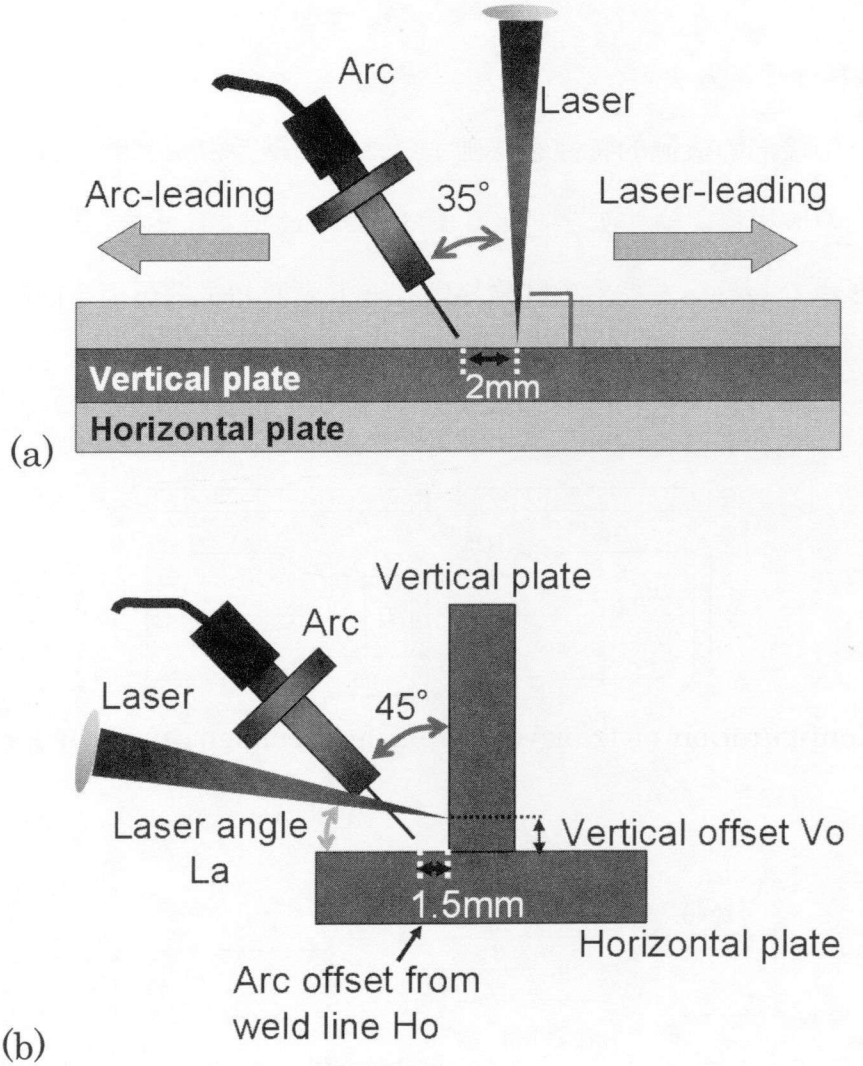


Fig. 6.2 Shape and sizes of T-joint specimen and setup of hybrid welding, (a) vertical view and (b) side view.

Table 6.3 Hybrid welding parameters for T fillet joint.

Laser power	Laser beam size	Defocus distance	Laser angle (La)	Vertical offset (Vo)	Welding speed	Distance/ laser and arc	Shielding gas
9 kW	0.48 mm	±0 mm	7 °	1.0 mm	1.0 m/min	2 mm	CO_2 20% +Ar 80%

Arc current (Mean)	Arc voltage	Arc offset from weld line (Ho)	Wire extension	Arc torch angle	Arc angle from laser	Welding direction
200 A	28 V	1.5 mm	15 mm	45 ° (From vertical plate)	35 °	Laser leading-arc trailing

6.2.3 機械特性評価方法

得られた溶接部の機械的特性を評価するために継手引張試験を行った。継手引張試験片の形状および寸法を Fig. 6.3 および Fig. 6.4 に示す。それぞれ平板および丸棒形状である。また平板試験片はビード表面および裏面を削除した平滑試験片とした。

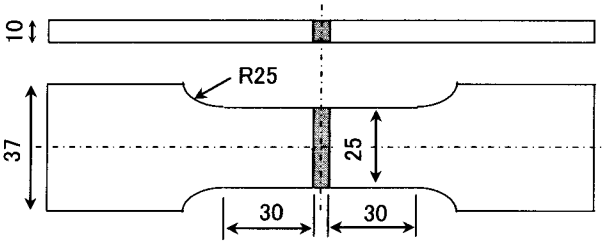


Fig. 6.3 Configuration of transverse tensile specimens used in the present study.

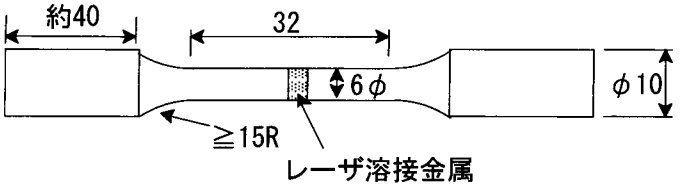


Fig. 6.4 Configuration of round shape transverse tensile specimens used in the present study.

6.3 実験結果および考察

6.3.1 I 形突合せ溶接継手形成

6.3.1.1 溶接ビード形成に及ぼすルートギャップの影響

アーク先行でレーザ出力 10 kW、アーク電流 300 A、溶接速度 1.3 m/min、DAL 2 mm の溶接条件でルートギャップを 0 mm から 1.0 mm まで変化した場合に得られた溶接ビードの断面および外観観察結果を Fig. 6.5 に示す。ルートギャップ 0 mm から 1.0 mm まで溶接ビードが形成可能であり、良好な裏波ビード形状を有する 1 パス貫通溶接継手が得られた。いずれのルートギャップ条件でも溶接ビード上部のビード幅は広くなり、ワインカップ状になる特徴が認められた。しかし、ルートギャップが広くなるとビード表面の溶融境界部にそってアンダカットが発生し、大きくなる傾向があった。

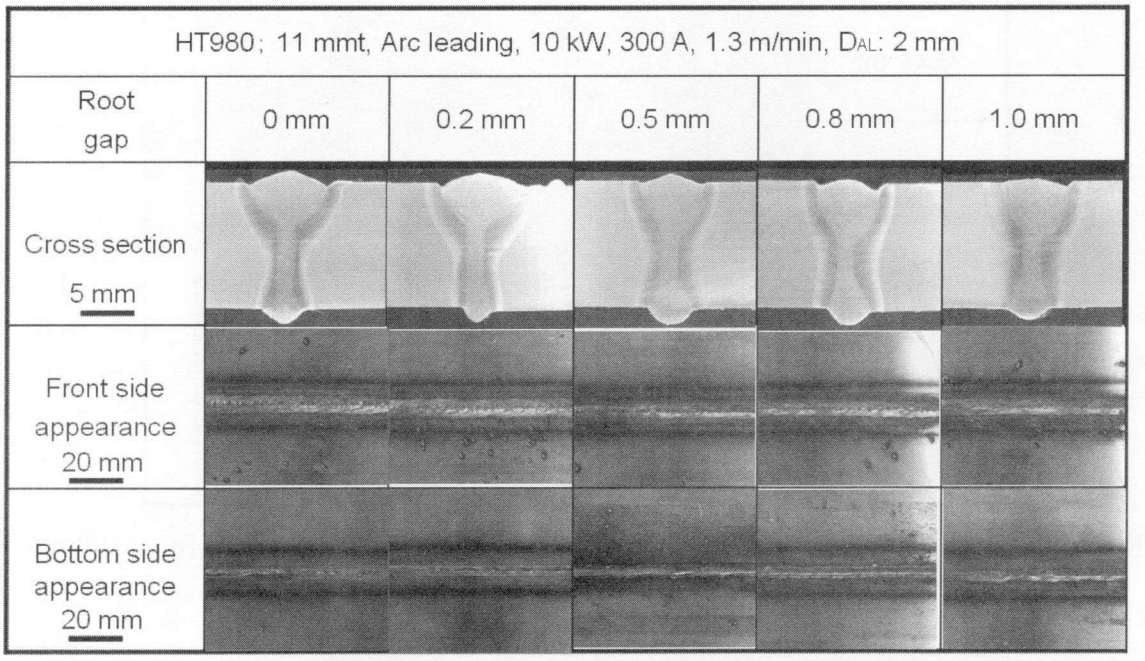


Fig. 6.5 Cross sections and appearances of I-type butt joint weld beads made by fiber laser・MAG arc hybrid welding with various root gaps up to 1.0 mm for HT980 MPa steel plate of 11 mm thickness.

6.3.1.2 X 線透過観察による内部欠陥検討

得られた溶接ビードの内部欠陥を確認するために X 線透過観察を行った。その結果を Fig. 6.6 に示す。いずれの溶接条件においても内部欠陥であるポロシティや割れが発生せず、良好な 1 パス貫通ビードが得られた。この結果により、ルートギャップが変化した場合でも、安定した溶接が行えることが分かった。また、レーザ・アークハイブリッド溶接により HT980 鋼においても予熱処理なしで低温割れが発生しない良好な突合せ継手溶接部が得られることが明らかになった。

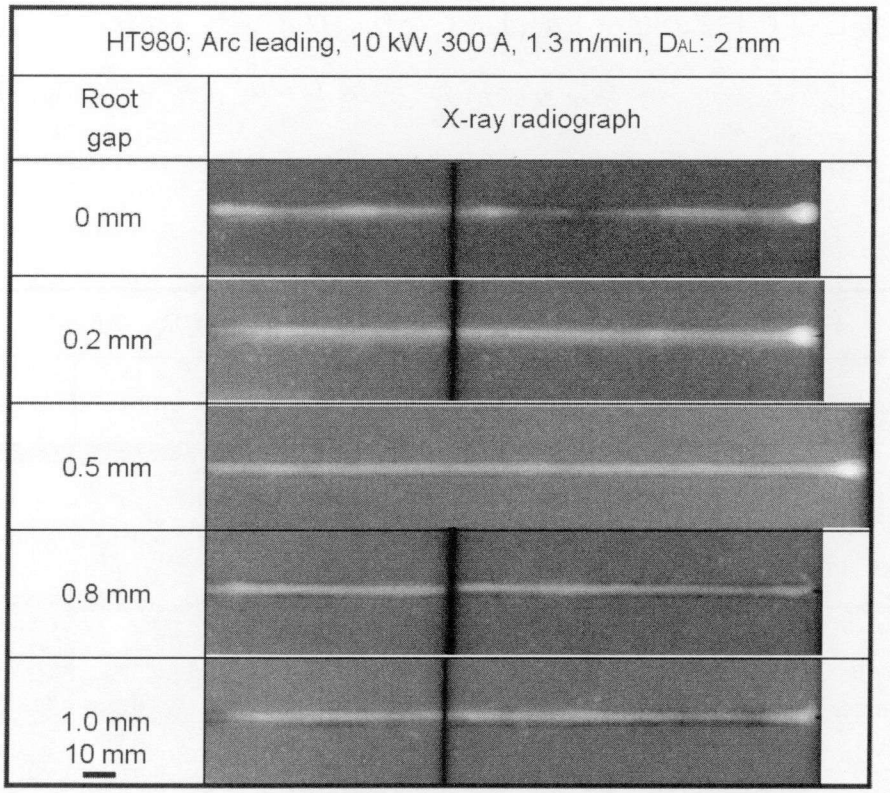


Fig. 6.6 X-ray radiography inspection result for 11 mm thick plate of HT980. (Black lines show mechanically cut parts)

6.3.1.3 溶接部の形成組織

母材、熱影響部、上部溶接金属部、中部溶接金属部および下部溶接金属部のミクロ組織をそれぞれ Fig. 6.7 (1)から(5)に示す。(1)の HT980 の母材は微細な

ベイナイトであり、熱影響部(2)および溶接金属部(3)~(5)はベイナイトとマルテンサイト混合組織である。特に下部溶融金属部の(5)の場合、下部(3)および中部(4)と比べると、より微細な組織が形成されることが分かった。これは、第3章でも述べたようにビード下部は主にレーザ単独加熱による溶融で形成されるため冷却速度が速いためと考えられる。

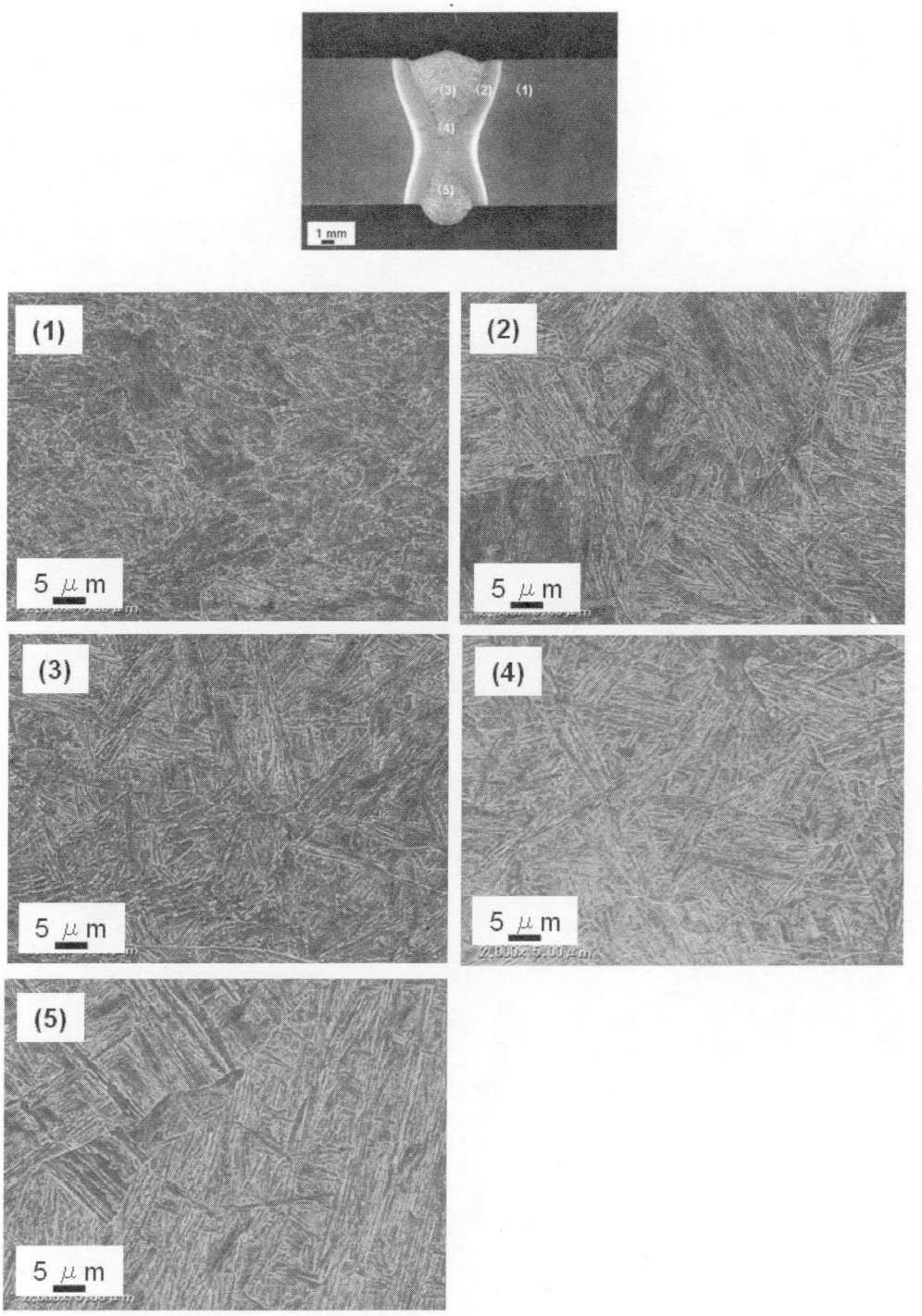


Fig. 6.7 Macro and microstructures on cross section of I-type butt joint of HT980 with 0.5 mm root gap welded by hybrid welding at 10 kW, 300 A, 1.3 m/min, DAL 2 mm ; (1) base metal, (2) HAZ, (3) weld metal at upper part, (4) weld metal at center part and (5) weld metal at bottom part.

6.3.1.4 継手硬さ分布

突合せ継手溶接ビード部における上部、中部、下部の硬さ測定結果を Fig. 6.8 に示す。ビード上部の場合、母材が約 360 HV に対して熱影響部は約 430 HV、溶接部は約 400 HV であった。中部の場合、上部とほぼ同様な結果が得られた。また、下部の場合には熱影響部が約 430HV、溶接部は約 420 HV であり若干増加する傾向が認められた。これは、溶接部下部ビードは溶加材成分が混合させずレーザによる単独加熱より形成され、かつ冷却速度が速いため、他の部分より微細なベイナイトとマルテンサイト混合組織が形成されたためと考えられる。

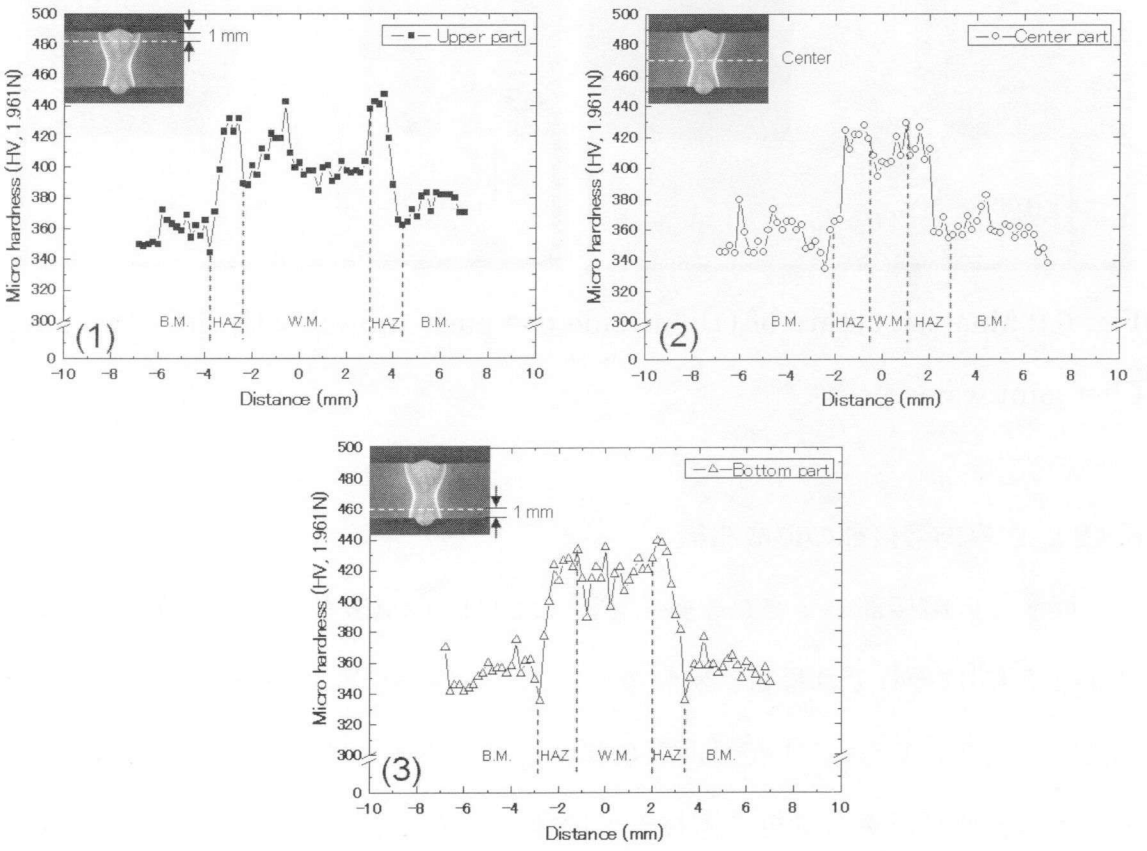


Fig. 6.8 Distribution of Vickers micro-hardness on cross section of hybrid weld of HT980 with 0.5 mm root gap welded at 10 kW, 300 A, 1.3 m/min, DAL 2 mm; (1) upper part, (2) center part and (3) bottom part.

6.3.2 T 形水平すみ肉溶接継手形成

6.3.2.1 T 形水平すみ肉溶接部の断面マクロ組織

片面および両面 T 形水平すみ肉ハイブリッド溶接部のマクロ組織をそれぞれ Fig. 6.9 (1) および(2) に示す。いずれの場合もボイドおよび割れなどの溶接欠陥の発生がなく、アンダカットのない滑らかな溶接ビード表面を有するすみ肉溶接部が得られた。またいずれの場合も低温割れは認められなかった。

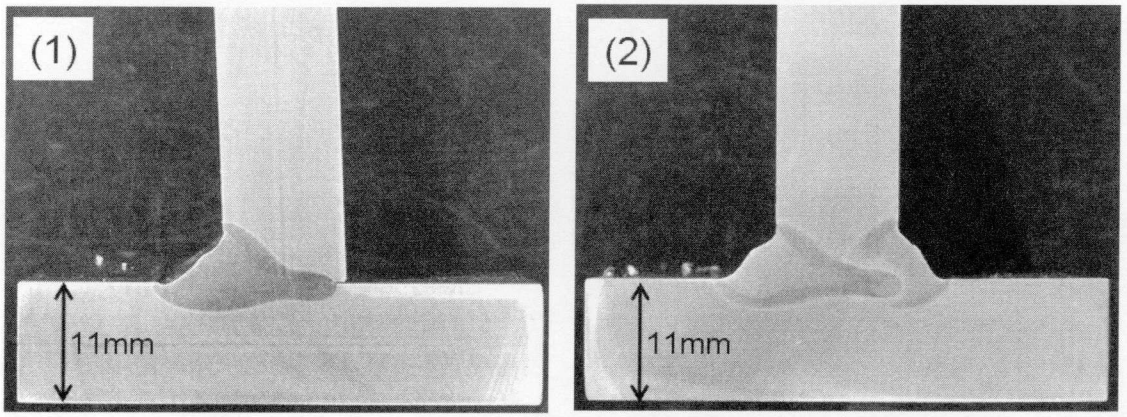


Fig. 6.9 Macrostructure of (1) one side one pass and (2) both sides two pass fillet joint welds.

6.3.2.2 すみ肉溶接部の形成組織

片面すみ肉溶接部のミクロ組織を Fig. 6.10 (1)から(5)まで示す。(1)、(2)、(3)、(4)および(5)はそれぞれ母材、熱影響部、上部溶接金属部、中部溶接金属部、下部溶接金属部である。(1) の HT980 母材はベイナイトであり、熱影響部(2) および溶接金属部は突合せ継手溶接部と同様にベイナイトとマルテンサイトの混合組織である。特に、下部溶接金属部(5) の場合、下部(3)および中部(4)と比べるとより微細な組織が形成されることが分かった。6.3.1.3 に述べたようにビード下部はレーザ単独による溶接で形成され、冷却速度が速いためと考えられる。

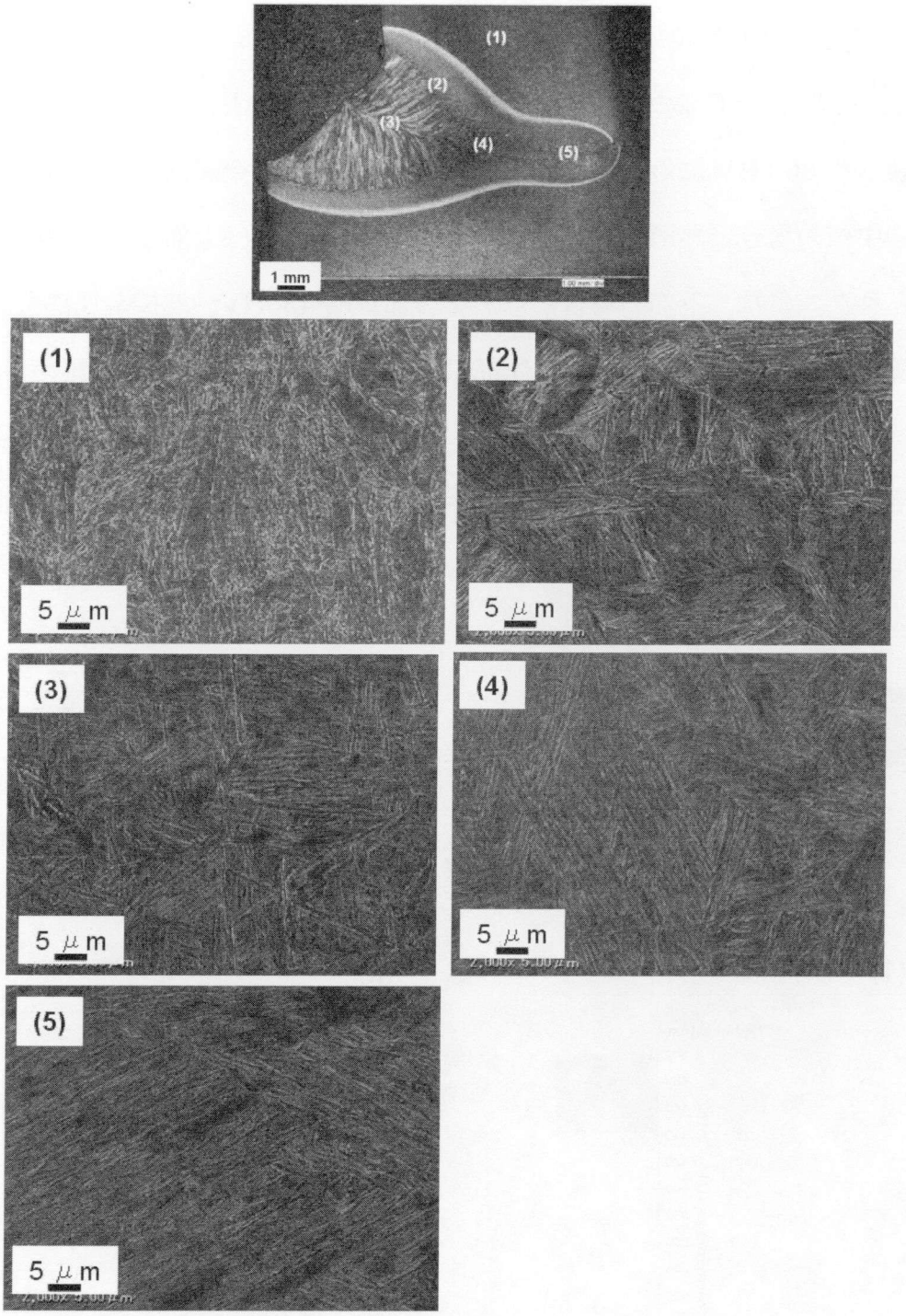


Fig. 6.10 Macro and microstructures on cross section of one side one pass fillet weld joint of HT980 by hybrid welding at 9 kW, 200 A, 1 m/min, DLA 2 mm; (1) base metal, (2) HAZ, (3) weld metal at upper part, (4)weld metal at center part and (5) weld metal at bottom part.

6.3.2.3 硬さ分布測定結果

上部、中部、下部の硬さ測定結果を Fig. 6.11 に示す。上部の場合、母材の平均硬さ約 360 HV に対し熱影響部は約 440 HV、溶接金属部は約 420 HV であった。中部の場合、熱影響部は約 430HV、溶接金属部は上部とほぼ同様な結果が得られた。また、下部の場合には熱影響部が約 450HV、溶接金属部は約 430 HV であり熱影響部および溶接金属部の硬さが若干増加する傾向が認められた。これは、突合せ継手溶接の場合と同様に下部溶接ビードはレーザ単独加熱であり、溶加材成分が混合されずに、かつ冷却速度が速いために微細なベイナイトとマルテンサイトの混合組織が形成され、硬さが増加したと考えられる。

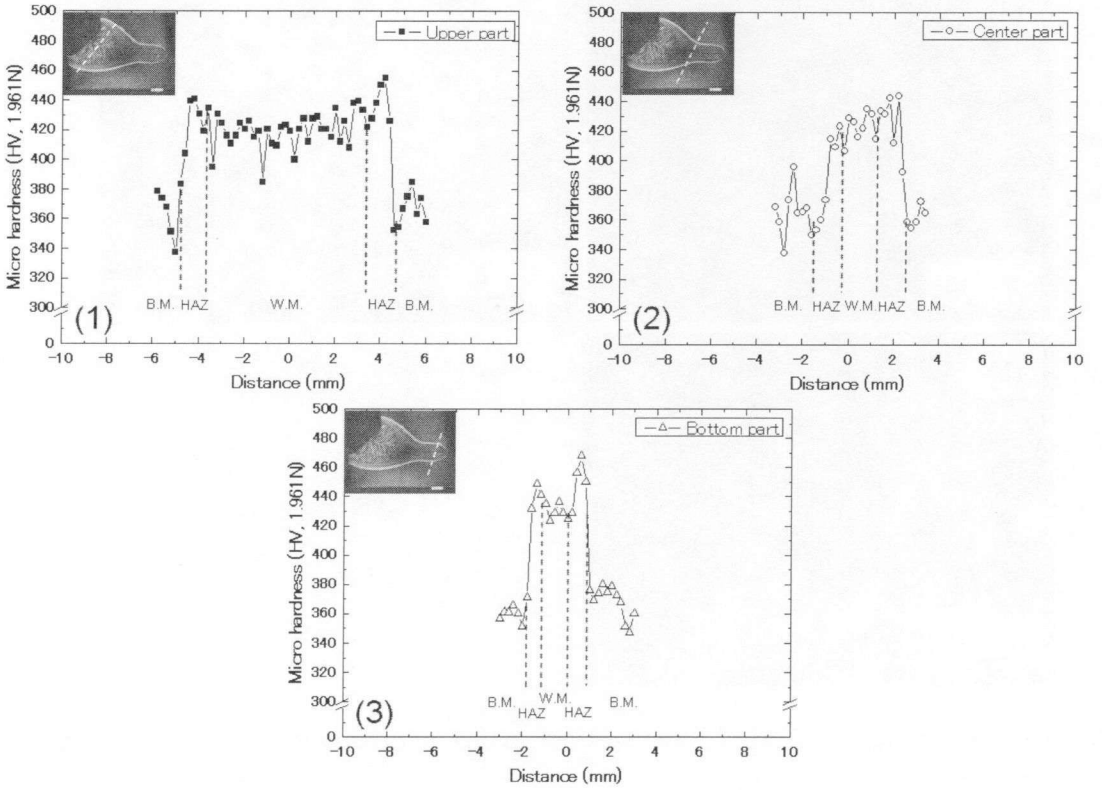


Fig. 6.11 Distribution of Vickers micro-hardness on cross section of hybrid weld of HT980 at 9 kW, 200 A, 1 m/min, DLA 2 mm; (1) upper part, (2) center part and (3) bottom part.

6.3.3 突合せ溶接継手の引張試験結果

突合せ溶接継手の引張試験結果および試験片の外観を平板平滑試験片および丸棒試験片に対してそれぞれ Table 6.4 および Table 6.5 ならびに Fig.6.12 および Fig. 6.13 に示す。いずれの試験片も共に母材破断を示し、引張強さも 1076 MPa~1087 MPa の値を示した。

以上の結果により、検討したハイブリッド溶接パラメータ条件を用いて予熱処理なしの条件において良好な1パス貫通突合せ溶接継手が得られることが明らかになった。

Table 6.4 Tensile property of butt joint of HT980 in flat plate shape tensile test specimen.

Test specimen No.	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
1	1,076	13
2	1,077	13

Table 6.5 Tensile property of butt joint of HT980 in round rod shape tensile test specimen.

Test specimen No.	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
1	1,086	15
2	1,087	15

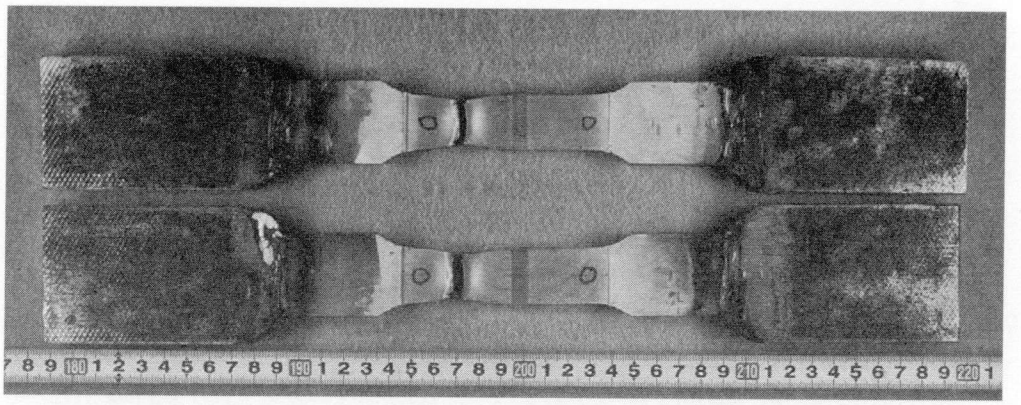


Fig. 6.12 Appearance of tensile tested specimens of hybrid welded joint of HT980 in flat plate shape tensile test specimen.

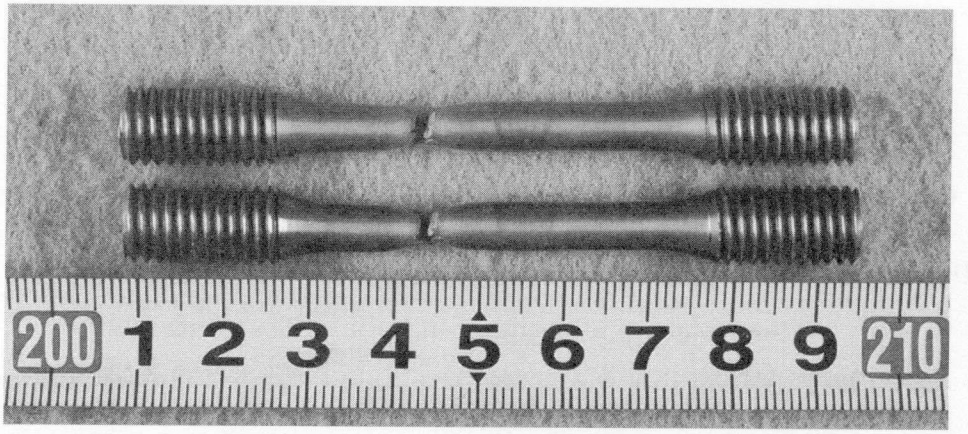


Fig. 6.13 Appearance of tensile tested specimens of hybrid welded joint of HT980 in round rod shape tensile test specimen.

6.4 結言

厚板 11 mm の HT980 高張力鋼の突合せ溶接継手および T 形水平すみ肉溶接継手に高出力ファイバーレーザ・アークハイブリッド溶接を適用し、その溶接特性を評価した。その結果をまとめると、以下のようになる。

(1) 突合せ溶接継手の場合、ルートギャップが 0 mm から 1 mm までの広い条件で良好な裏波ビード形状を有する 1 パス貫通溶接継手の形成が可能であり、高温割れやポロシティのない良好な溶接部が得られた。また予熱フリーの条件

においても、低温割れの発生は認められなかった。

(2) T 形水平すみ肉溶接継手においても片面 1 パス溶接および両面各 1 パス溶接を行った結果、ポロシティ、高温割れ、アンダカットのない良好な溶接ビードが得られた。また、突合せ溶接の場合と同様に予熱フリーの条件においても低温割れの発生は認められなかった。

(3) 継手のミクロ組織は、母材はベイナイト組織であり、熱影響部および溶接金属部はベイナイトとマルテンサイトの混合組織であった。また、突合せ継手溶接部のミクロ組織と T 形水平すみ肉溶接部の形成ミクロ組織はほぼ同様であった。

(4) 熱影響部および溶接金属部は母材よりも高い硬さを示した。また、上部溶接部より下部溶接部の硬さが増加し、その傾向は突合せ継手溶接部および T 形水平すみ肉溶接部でも同様であった。

(5) 突合せ溶接継手の引張試験結果より、溶接継手は母材破断を呈し、1077 MPa~1087 MPa の引張強度が得られ、良好な 1 パス貫通ビード形成が可能であることが分かった。

参考文献

[1] Japan welding society, Hand book of welding and joining, Second edition, Maruzen, (2003), pp. 817.

[2] Z. Satoru, H. Naoya, Y. Junji, H. Kazuo, M. Yasushi, K. Takahiro, Y. Koichi and A. Keniti : Development of new low transformation-temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds , Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 23-1(2005), pp. 95-102.

[3] Z. Liu, G. Xu and M. Kutsuna : Laser and laser-MAG hybrid welding of high strength steel using fiber laser and CO_2 laser, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 25-2(2007), pp. 254-260.

第 7 章　総括

本研究では高出力ファイバーレーザとマグアークを組み合わせたハイブリッド溶接法に注目し、本溶接法を用いた中厚鋼板の突合せおよびすみ肉溶接継手における 1 パス貫通溶接ビード形成とその溶接特性に及ぼすレーザ、アークおよびハイブリッドパラメータの影響因子を、主に SS400 軟鋼 12 mm 厚鋼板を用いて詳細に検討し、溶接欠陥のない良好な溶接継手が得られる条件を明らかにするとともに、超高張力鋼 HT980 への予熱処理フリーにおける当該溶接法の適用の可能性を評価した。本研究で得られた結果について、各章ごとにまとめると以下のようになる。

第 1 章では、ハイブリッド溶接の原理、ファイバーレーザの特徴、レーザとアークの溶接特性比較について述べている。また、最近のハイブリッド溶接の研究例を紹介し、本研究の目的を明らかにした。

第 2 章では、ハイブリッド溶接における基礎的データを得るために厚さ 16 mm の SS400 厚板を用い、10 kW 級高出力ファイバーレーザ溶接における溶接パラメータが溶接ビード形成に与える影響を検討し 1 パス貫通裏波溶接の可能性を明らかにした。得られた結果をまとめると次のとおりである。

(1) 焦点位置におけるビーム径約 0.2 mm の高出力ファイバーレーザにより非常に細長い形状の溶け込みを有する溶接ビードが形成された。

(2) 溶け込み深さは焦点位置により大きく変化し、焦点位置を板表面より内部に 4 mm から 10 mm の位置に設定した場合には溶け込み深さが最も増加し、これより焦点位置が内部および表面に向かうに従って溶け込み深さは

減少した。特に焦点位置-7 mm、レーザ出力 10 kW、溶接速度 1.5 m/min の条件で厚さ 16 mm に対し良好な 1 パス貫通溶接ビードが得られた。

(3) 部分溶け込み溶接の場合のポロシティ内部の残留ガスは大部分が Ar ガスであり、これより部分溶け込み溶接部で発生したポロシティはキーホールが不安定となりシールドガスである Ar が閉じ込められことが原因と推察された。

一方、貫通溶接の場合にもポロシティが発生したが、残留ガスの大部分は N_2 もしくは CO であり、これより裏面に開口したキーホールから巻き込まれた大気中の N_2、もしくは、材料内部の炭素と大気中の酸素の反応による CO が原因であると推察された。

(4) 突合せ継手のルートギャップ裕度はほぼビーム径相当までであった。

第 3 章では、ファイバーレーザとアークを組み合わせたレーザ・アークハイブリッド溶接を用い、厚鋼板における貫通溶接特性を、まず、中出力の 4 kW 級ファイバーレーザとパルスマグアークとを組み合わせたハイブリッド溶接法を用いて評価した。得られた結果を要約すると以下にようになる。

(1) レーザ先行のハイブリッド溶接において、レーザ出力 4 kW、アーク電流 80 A、溶接速度 0.5 m/min の条件下では、D_{LA} 2 mm までは一つの溶融池によって溶接部が形成されるが、D_{LA} 5 mm 以上では、溶融池がレーザとアークの溶融池に分離され、ハイブリッド溶接ができなかった。

(2) レーザ単独溶接では溶接ビード形成はルートギャップ 0.5 mm までが限界であるが、ハイブリッド溶接の場合には、ルートギャップ 1.5 mm まで溶接ビード形成が可能であった。

(3) ルートギャップ 0.7 mm、開先角度 20° および 30° の場合、アンダフィ

ルなしの良好な溶接ビードが形成された。

(4) 高速度ビデオカメラで観察した結果、ルートギャップありの場合にはレーザ照射位置が重要であり、特にギャップ 0.7 mm では DLA は 4 mm 以内であった。

(5) レーザ出力 4 kW、アーク電流 160 A、溶接速度 0.5 m/min および開先角度 20°、ルートギャップ 0.7 mm の条件において、気孔および割れ、さらにアンダカットのない良好な裏波ビードを有する 1 パス貫通ビードが得られた。

(6) ミクロ組織を観察した結果、レーザ単独溶接の場合に形成された脆いマルテンサイト+ベイナイト組織がハイブリッド溶接部にはほとんど形成されず、フェライトを中心とした組織となり、レーザ単独溶接よりも靭性に優れた機械的性質を呈していると推定された。

第 4 章では、最大出力 10 kW の高出力ファイバーレーザを用いてマグアークとのハイブリッド溶接システムを構築し、それを用いて、板厚 12 mm における I 形突合せ開先における高速溶接での 1 パス貫通溶接継手形成に関する検討を行い、その形成条件を明示し、評価した。得られた結果をまとめると次のようになる。

(1) レーザ先行／アーク後行の場合、検討したルートギャップおよびレーザ出力、溶接速度の範囲では裏波ビードが不安定となり、いわゆるハンピングビード現象が発生し、良好な 1 パス貫通ビード形成が困難であった。しかし、アーク先行／レーザ後行の場合、安定な裏波ビードが広い範囲で得られた。

(2) 高速度ビデオカメラによる観察結果により、不安定な裏波ビードが形成さ

れるレーザ先行では、裏面でのスパッタ量が周期的に変動し、スパッタ量が減少した時にこれに対応して裏面に溶融金属が増加して、こぶ状にたれ下がり、いわゆるハンピングビード形状を呈したと考えられる。

(3) アーク先行／レーザ後行、ルートギャップ 0 mm および 0.5 mm の場合、本研究の溶接条件の範囲ではアークとレーザの距離 DAL 2 mm および 4 mm で良好な 1 パス貫通ビードが得られた。

(4) レーザ先行／アーク後行およびアーク先行／レーザ後行のいずれの溶接方向でも、ハイブリッド溶接が可能なレーザとアークの有効距離は 4 mm 以内であり、レーザビーム照射位置が溶融池内にある条件と一致した。

第 5 章では、10 kW 級高出力ファイバーレーザとマグアークを組合せたハイブリッド溶接法を用い、板厚 12 mm の厚鋼板の T 形すみ肉溶接継手における溶接部形成に及ぼすハイブリッド溶接パラメータの影響を検討し、ハイブリッド溶接に特徴的な T 形すみ肉溶接継手における 1 パス貫通溶接条件を明らかにし、その可能性を検討した。得られた結果をまとめると次のようになる。

(1) 開先なしの水平すみ肉溶接においてレーザ・アークハイブリッド溶接部は主にマグアーク溶接によって形成される溶け込み上部のいわゆるすみ肉溶接部分と、レーザ溶接の深溶け込み効果によって形成される溶け込み中央部から下部の突合せ部分から成る。

(2) 上部すみ肉溶接部のビード外観はアーク溶接条件であるアーク電流、アーク電圧および溶接速度の影響を大きく受け、適正条件を外れるとアンダカットの発生をもたらした。溶け込み中央部から下部はレーザ溶接条件であるレーザ出力とレーザビーム照射角度および照射位置の影響を大きく受け、適正条件を外れると溶け込み不足、融合不良および溶接割れの発生を

もたらした。

(3) 同一ハイブリッド条件においても、レーザ先行とアーク先行により溶接ビード形状は大きく変化し、レーザ先行では滑らかな表面形状で、かつピットなどの欠陥のない溶接ビードが形成できるのに対して、アーク先行ではアンダカットやピットおよびボイドが発生しやすい傾向を示した。

(4) アーク電流が小さい、あるいは溶接速度が速いなどの溶接入熱が小さな条件において、溶接部中央部でビード幅が局所的に狭くなるいわゆる、くびれた溶け込み形状を呈する場合には、溶接部中部から下部で凝固割れの発生が認められた。しかし、溶接速度の減少、あるいはアーク電流の増加により中央部での溶け込みのくびれ現象を解消することにより凝固割れの発生は防止可能であった。

(5) 溶接ワイヤ成分である Ni は、溶接方向に関係なく、アークにより形成される上部すみ肉溶接部に偏在し、ビード下部には混在しなかった。

(6) 板厚 12 mm の開先なし T 形水平すみ肉溶接において、溶接条件の最適化により溶接ビード表面が滑らかで欠陥のない良好な 1 パス貫通溶接ビードの形成が可能であることを示した。本研究の内ではレーザ出力 9 kW、アーク電流 200A、溶接速度 1.0 m/min の溶接条件およびレーザ出力 9 kW、アーク電流 300A、溶接速度 1.5 m/min の溶接条件が好適条件とした。

第 6 章では、軽量構造材料として近年特に注目されている 1000MPa 級高張力鋼板に着目し、アーク溶接では低温割れが発生しやすいために予熱処理が不可欠とされている、この種の超高張力鋼に高出力ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接法を適用し、予熱処理なしの条件で低温割れなどの溶接欠陥のない良好な 1 パス貫通溶接ビード形成を検討し、評価した。本章で得られ

主要な結果をまとめると以下のようになる。

(1) 突合せ溶接継手の場合、ルートギャップが 0 mm から 1 mm までの広い条件で良好な裏波ビード形状を有する 1 パス貫通溶接継手の形成が可能であり、高温割れやポロシティのない良好な溶接部が得られた。また予熱フリーの条件においても、低温割れの発生は認められなかった。

(2) T 形水平すみ肉溶接継手においても片面 1 パス溶接および両面各 1 パス溶接を行った結果、ポロシティ、高温割れ、アンダカットのない良好な溶接ビードが得られた。また、突合せ溶接の場合と同様に予熱フリーの条件においても低温割れの発生は認められなかった。

(3) 継手のミクロ組織は、母材はベイナイト組織であり、熱影響部および溶接金属部はベイナイトとマルテンサイトの混合組織であった。また、突合せ継手溶接部のミクロ組織と T 形水平すみ肉溶接部の形成ミクロ組織はほぼ同様であった。

(4) 熱影響部および溶接金属部は母材よりも高い硬さを示した。また、上部溶接部より下部溶接部の硬さが増加し、その傾向は突合せ継手溶接部および T 形水平すみ肉溶接部でも同様であった。

(5) 突合せ溶接継手の引張試験結果より、溶接継手は母材破断を呈し、1077 MPa~1087 MPa の引張強度が得られ、良好な 1 パス貫通ビード形成が可能であることが分かった。

第 7 章では、本研究で得られた主な結果について総括した。

謝辞

本研究は、大阪大学接合科学研究所エネルギープロセス学分野教授　中田一博　博士の御指導と御教示を賜って遂行したものです。3年間の研究活動を通じて、本研究の全般にわたり始終絶え間ない御指導と御鞭撻を賜りました。ここに心から厚くお礼申しあげます。

本論文をまとめるにあたり、大阪大学接合科学研究所教授　片山　聖二　博士、大阪大学接合科学研究所教授　田中　学　博士より有益な御指導と御鞭撻を賜りました。また、御多忙にもかかわらず御指導と御討論を賜り、数々の適切な御助言を頂きました大阪大学接合科学研究所准教授　川人　洋介　博士に厚く御礼申し上げます。

また、本研究の遂行にあたり、大阪大学接合科学研究所エネルギープロセス学分野助教　津村　卓也　博士に本研究の実施、結果の検討など御指導と御鞭撻を賜りました。心から厚く御礼申し上げます。

本研究を遂行するにおいて、JFE スチール株式会社より供試材の御提供等、多大な御助言と御援助を頂きました。同社スチール研究所主席研究員部長　安田　功一　博士をはじめ、関係各位の皆様に深く感謝の意を表します。

学生生活を送るにあたり、大変お世話になりました、接合科学研究所長秘書柏原　美佐緒　氏に心より感謝するとともに御礼申しあげます。

本研究を進めるにあたり、大阪大学接合科学研究所技術専門職員　塔本　健次　氏、水谷　正海　氏をはじめ、技術スタッフの皆様にも御協力を頂きました。深く感謝致します。

研究室で生活するあたり、お世話になった本研究室の特任研究員　劉 宏　博士、劉 多　博士、共同研究員　荒木　淑司　氏、株式会社栗本鐵工所　山本　尚

嗣　博士、鹿児島県工業技術センター　瀬知　啓久　氏に感謝致します。

また、本研究室の良き後輩として、本実験の協力者でもあった大阪大学大学院修士課程２年　植村　亮　氏をはじめ、瀬尾　友章　氏、鉄　婉玉　氏、西尾　浩之　氏、修士課程１年生　上川　路太雅　氏、村上　孝浩　氏、大阪大学工学部４年　池畑　佳祐　氏、松山　敏和　氏にお世話になりました。ここに、感謝致します。

本研究の一部は、財団法人金属系材料研究開発センター(JRCM)が新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)からの業務委託により実施する「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」に依ったことを記し、謝意を表します。

最後に、これまで私の健康と論文作成が無事終わるまで応援してくださった両親や親類、留学生活において色々とお世話になった皆様方、日本で私の健康と学業が順調にできますように精一杯支えてくれた妻　京美に心から深く感謝致します。

本研究に関係した発表論文

(1) M.H. Shin, K. Nakata: Single pass full penetration welding of high-tensile steel thick-plate using 4 kW fiber laser and MAG arc hybrid welding process, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Vol. 27 (2009), No. 2 pp.80s-84s.

(2) M.H. Shin, K. Nakata: Weld bead formation by a 10 kW class high power fiber laser on 16 mm thickness carbon steel plate, Transactions of JWRI, Vol. 39(2010), No.1 pp.33-38.

(3) 申　玟孝、中田　一博: 10 kW 級ファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接によるＩ形開先突合せ溶接継手形成に関する検討、溶接学会論文集投稿中.

(4) 申　玟孝、中田　一博: 厚鋼板のＴ形水平すみ肉溶接における１パス貫通溶接継手形成に及ぼすファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接条件の検討、溶接学会論文集投稿中.

本研究に関係した国際会議発表

(1) M.H. Shin, K. Nakata: Effect of gap width and groove angle on weld formation of thick carbon steel by 4 kW fiber laser and MAG arc hybrid welding, Proceedings of the 8th international welding symposium of JWS, Kyoto, Japan, (November 2008), pp.241.

(2) T. Murakami, M.H. Shin, K. Nakata: Effect of welding direction on weld bead formation in high power fiber laser and MAG arc hybrid welding,

Proceedings of Visual-JW2010, Volume 1, Osaka, Japan, (November 2010), pp.195-196.

本研究に関係した学会発表

(1) 申　玟孝、小野　数彦、足立　浩隆、堅田　寛治、津村　卓也、中田　一博: 厚板鋼板のファイバーレーザ溶接ビード形成、溶接学会全国大会講概要、第81集(2007)、 pp. 340-341.

(2) 申　玟孝、中田　一博: 厚鋼板におけるファイバーレーザ・マグアークハイブリッド溶接特性、溶接学会全国大会講演概要、第82集(2008)、pp. 10-11.

(3) 申　玟孝、中田　一博: 10kW級高出力ファイバーレーザマグアークハイブリッド溶接による厚さ12 mm鋼板の突合せ溶接部形成に関する研究、溶接学会全国大会講演概要、 第84集(2009)、 pp. 204-205.