

Title	高張力鋼のレーザ・アークハイブリッド溶接現象の解明と溶接性の評価
Author(s)	潘, 慶竜
Citation	大阪大学, 2016, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/55912
rights	
Note	

Osaka University Knowledge Archive : OUKA

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

Osaka University

博士学位論文

高張力鋼のレーザ・アークハイブリッド
溶接現象の解明と溶接性の評価

潘 慶竜

2016年1月

大阪大学大学院工学研究科

目 次

第 1 章 緒論	1
1.1 本研究の背景	1
1.1.1 高張力鋼	1
1.1.2 各種溶接法の特徴と溶接用レーザの特性	1
1.1.3 レーザ・アークハイブリッド溶接の特徴	3
1.2 本研究の目的	6
1.3 本論文の構成	8
第 2 章 供試材および実験装置	11
2.1 供試材	11
2.2 レーザ溶接およびアーク溶接実験装置	12
2.2.1 10 kW および 16 kW 連続発振型ディスクレーザ装置	12
2.2.2 アーク溶接装置	14
2.3 溶接現象観察装置および分析装置	14
2.3.1 高速度ビデオカメラおよび 30 W 連続発振半導体レーザ装置	14
2.3.2 X 線透視撮影装置	15
2.3.3 光学顕微鏡およびエネルギー分散型分析装置 (EDX) 付き 走査型電子顕微鏡 (SEM)	17
2.3.4 酸素・窒素分析装置	17
2.4 溶接部の硬さ測定および溶接継手の機械の特性評価装置	18
2.4.1 硬さ測定装置	18
2.4.2 引張試験装置	19
2.4.3 シャルピー衝撃試験装置	19
第 3 章 高張力鋼 HT780 厚板のレーザ・MAG アークハイブリッド 溶接現象と溶接性	21
3.1 緒言	21
3.2 使用材料, 実験装置および実験方法	21
3.3 HT780 鋼板のハイブリッドによるメルトラン溶接結果	23
3.3.1 溶込み特性に及ぼすレーザパワーの影響	24

3.3.2	溶込み特性に及ぼす MAG アークの影響	26
3.3.3	溶込み特性に及ぼす溶接速度の影響	30
3.3.4	溶込み特性に及ぼすレーザ焦点はずし距離の影響	31
3.3.5	溶込み特性に及ぼすレーザ・アーク間距離および 溶接電流の影響	35
3.3.6	溶込み特性に及ぼす溶接方向の影響	37
3.4	HT780 鋼板のハイブリッドによる突合せ溶接結果	38
3.4.1	溶込み特性に及ぼす連続またはパルスアークの影響	40
3.4.2	溶込み特性に及ぼすレーザパワーおよびギャップの影響	42
3.4.3	溶込み特性に及ぼす溶接速度および溶接電流の影響	44
3.5	溶接欠陥の発生機構および防止法	47
3.6	結言	51
第 4 章	高張力鋼 HT780 厚板のレーザ・炭酸ガスアークハイブリッド 溶接現象と溶接性	55
4.1	緒言	55
4.2	使用材料, 実験装置および実験方法	55
4.3	スパッタ発生量に及ぼすアーク電圧の影響	56
4.4	溶込み特性に及ぼすレーザパワーの影響	58
4.5	結言	64
第 5 章	ハイブリッド溶接継手の特性評価	67
5.1	緒言	67
5.2	溶接ビード内部における Ni 含有量の EMPA 分析結果	67
5.3	ハイブリッド溶接部のマイクロビッカース硬さ分布	68
5.4	ハイブリッド溶接部のミクロ組織	70
5.5	ハイブリッド溶接継手の引張試験結果	71
5.6	ハイブリッド溶接継手のシャルピー衝撃試験結果	72
5.7	溶接金属部の酸素測定	75
5.8	結言	76

第 6 章 ハイブリッド溶接法の特徴改善と厚板への展開	79
6.1 緒言	79
6.2 レーザ・MIG アークまたは CMT アークハイブリッド溶接結果	79
6.3 板厚 25 mm の高張力鋼 HT780 のハイブリッド溶接性	84
6.3.1 両面 2 パスハイブリッド溶接における溶接性	84
6.3.2 片面 2 パスハイブリッド溶接における溶接性	88
6.4 板厚 24 mm の高張力鋼 HT980 のハイブリッド溶接性	92
6.4.1 両面 2 パスハイブリッド溶接における溶接性	92
6.4.2 片面 1 パスハイブリッド溶接における溶接性	92
6.5 結言	101
第 7 章 結論	105
謝辞	113
参考文献	115
本論文に関する著者の掲載および発表論文	127

第1章 緒論

1.1 本研究の背景

1.1.1 高張力鋼

溶接構造用高張力鋼 (High Tensile Strength Steel) とは、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切欠き靱性を向上させた引張強さが 490 MPa から約 1000 MPa の鋼材である。引張強さが 490 MPa から 590 MPa のものが主流であり、780 MPa 以上のものの利用拡大が期待されている。これに対して、引張強さが 490 MPa 未満の鋼材は軟鋼と呼ばれ、1000 MPa を超えるものは超高張力鋼と呼ばれる。溶接構造用鋼としては低炭素鋼が最も一般的で、溶接性も良好である。しかし、高張力鋼を使用すると、板厚を薄くして軽量化が図れ、板厚が薄くなることにより鋼材使用量が少なくなり、材料代や溶接加工費などのコストの低減が可能となる。近年、自動車、船舶、海洋構造物、橋梁、圧力容器、パイプラインなどの各種構造物において薄板から厚板までの高張力鋼が広く適用されており、今後さらに適用の拡大が予想される¹⁻¹²⁾。高張力鋼は、軟鋼に比べて使用条件や環境の厳しい構造物に適用され、厚板の溶接継手部的場合、脆性破壊が問題となり、溶接性の良好な鋼材が要求される。溶接性は最も重要な特性であり、その主要な点は、ポロシティや割れ、アンダカット、アンダフィルなどの溶接欠陥の発生の有無、熱影響部の硬化や軟化、延性や靱性の低下、溶接前後の熱処理による特性変化などがあげられる。

1.1.2 各種溶接法の特徴と溶接用レーザーの特性

従来、アーク溶接機が安いことから、各種アーク溶接法が鉄鋼材料の溶接に多く使用され、被覆アーク溶接、ガスシールドアーク溶接などが高張力鋼の溶接にも使われている。しかし、アーク溶接はパワー密度が低く、溶込み深さが浅いことにより、多くの溶接構造物が多層盛溶接により作製され、溶接施工条件（入熱量・パス間温度）の管理が求められ、生産性が低い問題がある。特に、アーク溶接は溶接速度が遅く、入熱量が大きいことによる熱影響部の組織は粗大化し、靱性が低下する問題がある。なお、サブマージアーク溶接では厚板の溶接が 1 パスで可能であるが、大電流を必要とし、過剰入熱によって溶接部の靱性が劣化することが多い。さらに、厚板の溶接には、開先の作製が必要となり、溶落ちを防

止するために裏当てが多く使用され、割れを防止するために予熱や後熱処理が必要となる¹³⁻²⁵⁾。

そこで、深溶込みを得るために、高パワー密度・高エネルギー密度の熱源である電子ビーム溶接法およびレーザー溶接法が適用される。電子ビーム溶接法は、真空中で陰極を加熱して放出された電子を高電圧で加速し、電磁コイルで集束することにより形成された高エネルギー密度のビームが被溶接材を加熱・溶融し接合する方法である。エネルギー密度がアークより千倍以上に高くなり、非常に深い溶込みを実現できる。しかし、大気中では、電子ビームは被溶接物に達するまでに空気や雰囲気ガスの分子と衝突し、エネルギーを失いかつ散乱されて電子密度が弱くなるため、電子ビーム溶接は真空中でしか利用できない。また、溶接時に X 線が発生するため、鉛板等で遮蔽する容器内で溶接する必要があり、実際の現地構造物への適用は困難になる²⁶⁻³⁰⁾。レーザー溶接部は、熱伝導型の浅い溶込みとキーホール型の深溶込みに区別される。薄板部品の精密接合する場合に主に熱伝導型が適用され、低レーザーパワーエネルギーが材料表面で吸収され、熱伝導により材料内部を加熱・溶融させる。厚板に対してはキーホール型の深溶込みの溶接部が対象となり、蒸発反跳力により溶融池表面を押し下げて形成されるキーホールを通して材料内部が直接加熱され、電子ビームと同様にパワー密度とエネルギー密度が高く、深い溶込みが得られる。また、溶接時には真空を必要としない³¹⁻³⁸⁾。

そこで、従来のレーザー溶接に使用される主なレーザー熱源としては、炭酸ガスレーザーおよび YAG レーザーが挙げられる。炭酸ガスレーザーは、10.6 μm の波長を有し、ビーム品質 BPP (Beam Parameter Product) が 3mm*mrad から 15 mm*mrad と優れている。波長 10.6 μm での高パワーで連続照射の場合、約 0.6 mm 程度に集光され、高パワー密度が実現できる。また、大出力化も進み、45 kW の大出力レーザー発振器が製造された。しかしながら、波長がファイバー材料である石英では吸収が存在し、ファイバー伝送できない。そのため、装置のサイズやレーザー光の取り回しなど、生産現場での自由度・柔軟性に制限がある。さらに、大出力レーザー溶接で Ar シールドガスを使用すると、Ar プラズマが発生し、逆制動放射過程により入射レーザー光が減衰し、浅い溶込みしか得られなくなるなどの課題がある³⁹⁻⁴¹⁾。このため、近年は大出力炭酸ガスレーザーの製造はされなくなっている。一方、YAG レーザーでは、波長が 1.064 μm であり、ファイバー伝送が可能で、自動化やロボット化に対応しやすく生産技術的に優れたレーザー熱源である。しか

しながら、ビーム品質 BPP が 25 mm*mrاد から 100 mm*mrاد と大きく、集光性はあまり良くなく、しかも電気-光変換効率が 4 %以下と低い⁴²⁻⁴⁵⁾。そこで、電気-光変換効率の高い半導体レーザーが開発された。波長は 800 nm から 1080 nm の近赤外域であり、ファイバー伝送が可能で、発振効率が 20%から 50%とよいので、電源装置や冷却装置が小型化でき、加工システム自身も小型化が容易である。また、大出力化により、最大 50 kW のものまで市販されている。しかしながら、ビーム品質は 200~300 mm*mrاد と悪く、薄板の溶接やブレイジングに用いられている。なお、最近、BPP の小さい半導体レーザーも開発されている⁴⁶⁻⁵⁰⁾。近年、最も注目されているレーザーは、高輝度・高出力であるディスクレーザーおよびファイバーレーザーである。波長は YAG レーザーに近い 1.03 μm および 1.07 μm であり、光ファイバー伝送が可能である。ファイバーレーザーのビーム品質は、2 mm*mrاد から 12 mm*mrاد と炭酸ガスレーザーと同等以上に優れ、ディスクレーザーもまた 4, 8 または 12 mm*mrاد と高ビーム品質となっている。現在、ファイバーレーザーは 100 kW の大出力化が達成されており、また、ディスクレーザーは 16 kW まで市販され、集光したレーザービームのスポット部では超高パワー密度が実現されている。発振効率もファイバーレーザーが 20~35%、ディスクレーザーが 15~25%と良く、レーザー溶接用熱源として適している⁵¹⁻⁵⁵⁾。しかし、レーザー溶接では通常 1 mm 以下に集光されたスポットビームを用いるので、ギャップ裕度が小さく、高い治具精度が必要である⁵⁶⁻⁶⁰⁾。

したがって、厚板高張力鋼の溶接では、高輝度・高出力のディスクレーザーやファイバーレーザーを用い、高速度・高品質・高生産性で、深溶込み溶接が可能な高性能・高効率のレーザー溶接法およびハイブリッド溶接法の開発が期待されている。特に、開先、裏当て、予熱や後熱処理なしで厚さが 10 mm を超える高張力鋼厚板の高品質な貫通溶接法の開発が期待されている。

1.1.3 レーザー・アークハイブリッド溶接の特徴

レーザー・アークハイブリッド溶接はレーザー熱源およびアーク熱源の二種類の異なる熱源を組み合わせ、同一時間および同一空間で同一熔融池あるいは接合部を形成して溶接を行う接合法である。1970 年代後半、イギリスのインペリアル大学の Steen 教授ら⁶¹⁾によって、2 kW 連続発振の炭酸ガス (CW CO₂) レーザーとティグ (TIG) アーク溶接機を使用し、小出力のレーザーを用いてより大出力レ

ーザに匹敵する効果を出す工夫として誕生した。その後、レーザとワイヤを用いる MIG または MAG のレーザ・アークハイブリッド溶接法が注目されている。その理由はレーザ溶接およびアーク溶接を単独で用いた場合に存在する固有の長所および短所が関連している。レーザ光は単色性、指向性、集光性および可干渉性（コヒーレント）に優れ、レンズまたはミラーで集光させるとパワー密度が極めて高い高輝度の熱源となる。このような特性からレーザ溶接は、他のアーク溶接等と異なり、以下に示す優れた特徴を有する。

- ① アーク溶接や抵抗溶接などの通常の溶接熱源と比べてパワー密度が高いため、材料を瞬時に熔融、蒸発させることができ、深溶込み溶接や高速溶接が可能である。
- ② 同様の溶込み深さを得ようとした場合、レーザ溶接はアークなどの他の熱源を用いた溶接と比べ、入熱が少なく、周辺への熱影響が小さいので熱歪み・熱変形を抑えることができ、高精度・高品質な溶接が可能である。
- ③ レーザはミラーやファイバーによって遠隔地に伝送可能であり、また、被加工物に対して接触せずに溶接ができるため、ロボット化、自動化、他の溶接システムとの複合化などが容易である⁶²⁻⁶⁵⁾。

しかしながら、これら多くの長所を有する反面、実際の現場では、レーザ溶接の適用拡大は遅れているが、その理由としては以下の短所が指摘されている。

- ① レーザビームはスポット径が小さいため、ギャップ裕度が小さく、溶接開先の組立て精度やレーザビームの狙い位置精度が厳しく、高い治具精度を必要とする。
- ② 深溶込み溶接時においてはポロシティと呼ばれる溶接欠陥が多数発生する場合がある⁶⁶⁻⁶⁷⁾。

一方、アーク溶接は以下に示す優れた特徴を有する。

- ① ギャップ裕度が大きい。
 - ② フィラー材・添加材の利用が容易である。
- また、アーク溶接の短所としては、
- ① パワー密度が低いため、溶込みが浅い。
 - ② 高速度で溶接すると溶接が不安定となり、ハンピングビードやアンダフィ

ルが生じる。
 などが挙げられる。

レーザー・アークハイブリッド溶接法は、単にレーザーとアークの足し算ではなく、レーザーとアークというエネルギー密度の異なる二つ熱源を効果的に組み合わせることで、各々の短所を補完するとともに長所を相乗させることで、さらに効率的な熱加工を行おうとするもので、同一時間および同一溶融池を形成し、溶接を行う接合法である。レーザー・アークハイブリッド溶接のメリットはレーザーとアークのそれぞれの長所を生かして相乗効果を引き出すところにある。つまりアークは熱と溶融金属を供給し、レーザーは深溶込みやアークの安定化、極点の誘導などの役割を持ち、これらの効果の組合せによって生産性や溶接品質を向上させることができる。以上のような特徴から、レーザー溶接およびアーク溶接とレーザー・アークハイブリッド溶接の特徴を比較して **Table 1** に示す。そこで、厚板高張力鋼の溶接における生産性向上のためには、深溶込みで高速度溶接が可能な高効率、高性能の新しい大出力レーザー・アークハイブリッド溶接が注目され、期待される。

Table 1 Comparison of hybrid welding to laser welding and arc welding.

特徴	レーザー溶接	アーク溶接	ハイブリッド溶接
長所	溶込みが深い 溶接速度が速い 溶接変形が少ない	ギャップ裕度が大きい	溶込みが深い ギャップ裕度が大きい 溶接速度が速い 溶接変形が少ない
短所	ギャップ裕度が小さい	溶接速度が遅い 溶込みが浅い 溶接変形が大きい	パラメータが多い 溶接現象が複雑

そこで、1980年代から現在まで報告されたレーザー・アークハイブリッド溶接研究例として、浜崎らによる5 kWのCO₂レーザーとTIGアークを用いた検討、松田らは、厚さ5 mmのステンレス鋼を用いて、CO₂レーザーとTIGアークハイブリッド溶接に関する研究が行われた。片山らは、YAGレーザー・TIGアークハイ

ブリッド溶接により、ポロシティの低減に及ぼすアーク電流やガス種の影響の研究や、溶融池内の湯流れ現象と溶込み深さに及ぼす各種因子の影響を解明した。また、レーザ・アークハイブリッド溶接の効果としては、溶込み深さの増加、溶接欠陥の制御、あるいはアークの誘導などの研究が多く報告されている⁶⁸⁻⁸⁰⁾。さらに、レーザ・アークハイブリッド溶接法の適用については、CO₂レーザあるいはYAGレーザとTIGアークのハイブリッド溶接を薄板のテーラードブランク溶接に適用し⁸¹⁾、CO₂レーザとMIGアークのハイブリッド溶接をオイルタンクの製作に適用する試みなど幅広い範囲での検討が報告された⁸²⁾。これまでの研究および適用において、用いたレーザはCO₂レーザおよびYAGレーザであり、また、ビード・オン・プレート溶接や薄板に関する研究が多く報告されている。高輝度・高出力ディスクレーザおよびファイバーレーザ開発されたことから、最近では厚板に対するハイブリッド溶接に関する研究を多く報告されている。例として、Wahbaら⁸³⁾は、厚さ14mmの軟鋼に対して、20kWのファイバーレーザと炭酸ガスアークを用い、すみ肉継手のハイブリッド溶接性を評価した。Rethmeierら⁸⁴⁾は、20kWのファイバーレーザとGMAアークを用い、レーザ出力19kW、1パスで予熱された厚さ20mmの貫通溶接継手を作製し、5パスで予熱された厚さ32mmの貫通溶接継手も作製された。このように、高出力ファイバーレーザを用いてハイブリッド溶接に関する研究が多数あり、厚板の溶接ではポロシティと割れの発生が問題であることが指摘されている。また、多くの研究においては、溶接する前に厚板に対して開先を作製し、予熱処理がされている⁸⁵⁻⁹³⁾。一方、高出力ディスクレーザを用い、開先や予熱・後熱なしでの高張力鋼厚板のハイブリッド貫通溶接に関する研究が少なく、溶接性に及ぼす各種溶接パラメータの影響とその関連性についてはまだ不明であり、溶接欠陥の発生条件と発生メカニズムにおいても未解明な部分が多い。

以上のことから、高張力鋼厚板における高出力ディスクレーザ・アークハイブリッド溶接技術の適用の可能性に関する研究が必要となる。

1.2 本研究の目的

本研究の目的は、厚さが約12mmおよび25mmの高張力鋼厚板に対して、高パワーディスクレーザとAr、MAGまたはCO₂ガスシールドアークのハイブリッド溶接を行い、溶接現象を明確にすると共に溶接欠陥のない貫通溶接部を作

製するための主因を明らかにすることである。そのため、以下の 3 項目について実験的研究を行った。

1) 高張力鋼厚板のディスクレーザ・MAG アーク溶接に関する研究

板厚 10 mm を超える高張力鋼厚板に対して、ディスクレーザ・MAG アークハイブリッドによるメルトラン（ビード・オン・プレート）溶接または突合せ溶接を行い、溶込み特性と溶接性に及ぼす各溶接パラメータの影響を評価し、溶接欠陥のない貫通溶接部を得るための主要因子を明らかにする。また、高速度ビデオカメラおよび X 線透視観察によりハイブリッド溶接現象について総合的に解明する。特に、溶接欠陥防止に有効な溶接条件の範囲を明らかにし、1 パスで裏当て、予熱・後熱なし良好な溶接部を作製するための最適溶接条件を明示する。

2) 高張力鋼厚板のレーザ・炭酸ガス (CO₂) アークハイブリッド溶接に関する研究

板厚 10 mm を超える高張力鋼厚板に対して、ディスクレーザと炭酸ガスアークを用いてハイブリッド溶接を行い、溶込み特性と溶接性に及ぼす各溶接パラメータの影響を評価する。また、作製した溶接継手に対して、硬さ分布、引張り試験、シャルピー衝撃試験および酸素含有量の測定を行って評価し、破壊断面を SEM-EDX で分析し、溶接部の機械的性質を評価する。さらに、溶接継手の酸素量を低減させるため、純 Ar ガス雰囲気中でレーザ・CMT アークハイブリッド溶接を行い、酸素量低減化の可能性と機械的特性に及ぼす低酸素量の影響について検討する。

3) 板厚 20 mm 超える高張力鋼厚板のレーザ・アークハイブリッド溶接に関する研究

板厚 20 mm 超える高張力鋼 HT780 および HT980 の突合せ継手に対し、16 kW ディスクレーザ・アークハイブリッド溶接による両面 2 パスまたは片面 2 パスのハイブリッド溶接を行い、また、10 kW ディスクレーザおよび 16 kW ディスクレーザ 2 台のレーザ発振器とアーク溶接機を使用して、片面 1 パスのハイブリッド溶接を行い、厚鋼板に対する最適な溶接条件を探求し、溶接性を評価する。

1.3 本論文の構成

本論文は7章で構成されている。その内容は以下の通りである。

第1章は、緒論であり、本研究の背景、目的および構成について述べている。特に、高張力鋼の特徴、従来の厚板溶接法、レーザ・アークハイブリッド溶接法の歴史と適用例について述べている。

第2章では、本研究で用いた使用材料（高張力鋼、アーク溶接用のワイヤ）について述べ、さらに、実験装置および分析装置について詳述している。

第3章では、厚さが12 mmの高張力鋼 HT780 に対して、ディスクレーザとMAGアークハイブリッド溶接法を用いて、メルトラン（ビード・オン・プレート）溶接またはI形突合せ溶接を行い、溶込み特性と溶接性に及ぼす各溶接パラメータの影響を評価し、高速度ビデオカメラおよびX線透視観察による溶融池内の湯流れ、ワイヤの溶融・溶滴移行、キーホール挙動などの溶接現象を解明し、ポロシティや割れなどの溶接欠陥の生成条件を明らかにし、裏面アンダフィルの生成・防止状況について明らかにしている。特に、良好な貫通溶接部を得るための条件について様々な検討を行い、溶接欠陥防止に有効な溶接条件範囲を明らかにしている。

第4章では、レーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接を行い、比較として、レーザ・MAGアークハイブリッド溶接を行っている。特に、スパッタ量に及ぼすアーク特性の影響について検討し、溶込み特性と溶接性に及ぼすレーザパワーの影響も検討し、良好な溶接部を作製するための条件について明示している。また、溶接現象の観察および貫通レーザ光の測定を行い、溶接中のキーホール挙動の推定を行い、炭酸ガスアークとMAGアーク利用時の差異について考察している。

第5章では、レーザとMAGアークまたは炭酸ガスアークのハイブリッド溶接により作製された良好な溶接継手に対して、EPMA元素分析、硬度分布、マイクロ組織、引張試験、シャルピー衝撃試験、酸素分析を行い、溶接継手の機械的性質と溶接性を評価している。

第6章では、純アルゴンガス中でのレーザ・CMTアークハイブリッド溶接を行い、スパッタ量と溶接金属部の酸素量を低減させる効果の有無について検討し、高速度ビデオカメラにより溶接現象を観察してそれぞれの効果を確認している。また、板厚25 mmの高張力鋼 HT780 に対して、両面2パスまたは片面2

パスのハイブリッド溶接による貫通溶接継手の作製を試み、溶込み特性と溶接性に及ぼす各種パラメータの影響を評価している。さらに、板厚 24 mm の高張力鋼 HT980 に対して、10 kW および 16 kW 2 台のディスクレーザと MAG アークを用いて、片面 1 パスハイブリッド溶接による貫通溶接継手の作製を試み、良好な厚板溶接部作製のための条件を見出している。

第 7 章は、結論であり、本研究で得られた成果を総括している。

第2章 供試材および実験装置

2.1 供試材

本研究で使用した2種類の高張力鋼板は、JFE スチール株式会社で製造されたHT780 および HT980 である。構造用鋼は要求特性に応じて、AR (圧延のまま)、N (焼ならし)、QT (焼入れ焼戻し)、TMCP (加工熱処理法) のいずれかの方法で製造され、HT780 級鋼から HT980 級鋼は QT 材または TMCP の直接焼入れ焼戻し材であり、Cr, Ni, Mo, Cu, V, B などの元素を添加して焼入性を高め、強度が上げられている。板厚が 12 mm のものが主であるが、板厚 11 mm および 25 mm の HT780 も使用した。HT780 鋼は主に第3章から第6章まで使用した。HT980 鋼は第6章で両面および片面ハイブリッド溶接に関する研究に使用した。それぞれの試験片の化学組成を **Table 2.1** に示す。また、レーザ・アークハイブリッド溶接時に用いたワイヤは、直径 1.2 mm の MG-80 および MGS-80 であり、それらのワイヤと材料のマッチングについては各章で紹介する。各ワイヤの化学組成を **Table 2.2** に示す。

Table 2.1 Chemical compositions of high tensile strength steel plates.

Materials	Thickness	Chemical compositions (mass%)					
		C	Si	Mn	P	S	Others
HT780	11, 12, 25 mm	0.09	0.21	0.95	0.006	0.002	Alloy elements
HT980	24 mm	0.14	0.41	1.19	0.005	0.001	Alloy elements

Table 2.2 Chemical compositions of filler wires.

Materials	Wire diameter	Chemical compositions (mass%)							
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
MG-80	1.2 mm	0.08	0.38	1.25	0.009	0.011	2.22	—	0.63
MGS-80	1.2 mm	0.09	0.32	1.05	0.008	0.010	2.71	0.24	0.49

2.2 レーザ溶接およびアーク溶接実験装置

2.2.1 10 kW および 16 kW 連続発振型ディスクレーザ装置

本研究で使用した連続発振型ディスクレーザ装置は、TRUMPF 社製の最大出力 10 kW ディスクレーザ装置（型式：TruDisk-10003）および 16 kW ディスクレーザ装置（型式：TruDisk-16002）である。これらのレーザ装置は YAG の結晶からなる 4 個のディスクを用い、波長 1030 nm のレーザビームを発振する。10 kW ディスクレーザ装置から発振されたレーザビームは、コア径 ϕ 300 μm のファイバーで伝送され、焦点距離 f : 200 mm のコリメーションレンズと焦点距離 f : 600 mm の集光レンズで構成された加工ヘッドによって集光され、スポット直径は最小で 900 μm まで集光される。ビーム品質（Beam Parameter Product）を表す BPP は 12 mm*mrad である。10 kW ディスクレーザ装置の発振器および冷却器（ORION 社製）の外観写真を Fig. 2.1 (a)および(b)に示す。

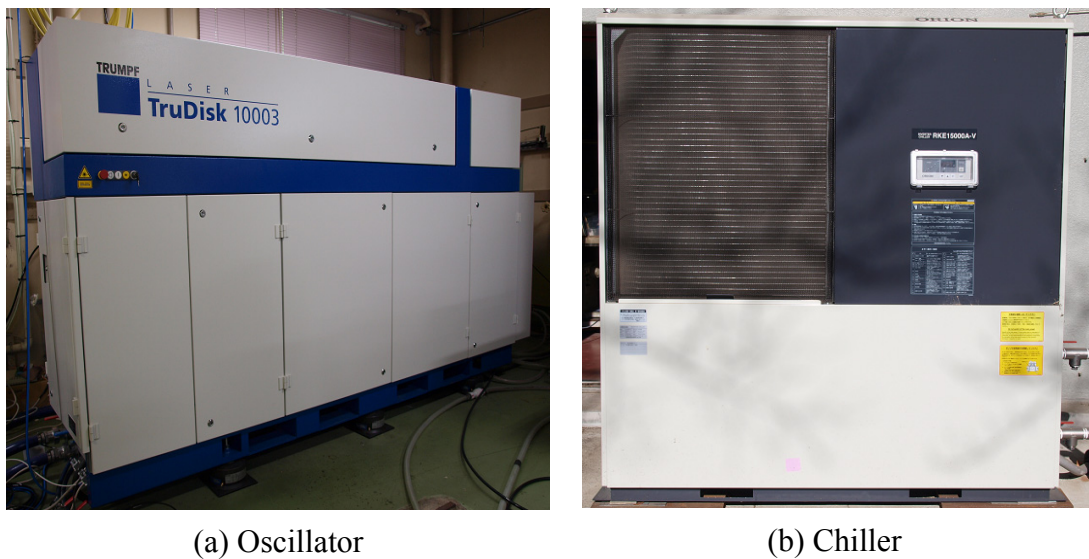


Fig. 2.1 General views of 10 kW disk laser apparatus used.

また、16 kW ディスクレーザ装置の発振器および冷却器の外観写真を Fig. 2.2 (a)および(b)に示す。16 kW ディスクレーザ装置から発振されたレーザビームは、コア径 ϕ 200 μm のファイバーによって伝送され、焦点距離 f : 200 mm のコリメーションレンズと焦点距離 f : 280 mm の集光レンズで構成された加工ヘッドによっ

て集光され、スポット直径は最小で 280 μm まで集光され、ビーム品質は 8 $\text{mm}\cdot\text{mrad}$ である。この集光条件におけるスポット径、ビーム形状およびビームモードを Fig. 2.3 に示す。16 kW でのピークパワー密度は最大で 270 kW/mm^2 である。



(a) Oscillator

(b) Chiller

Fig. 2.2 General views of 16 kW disk laser apparatus used.

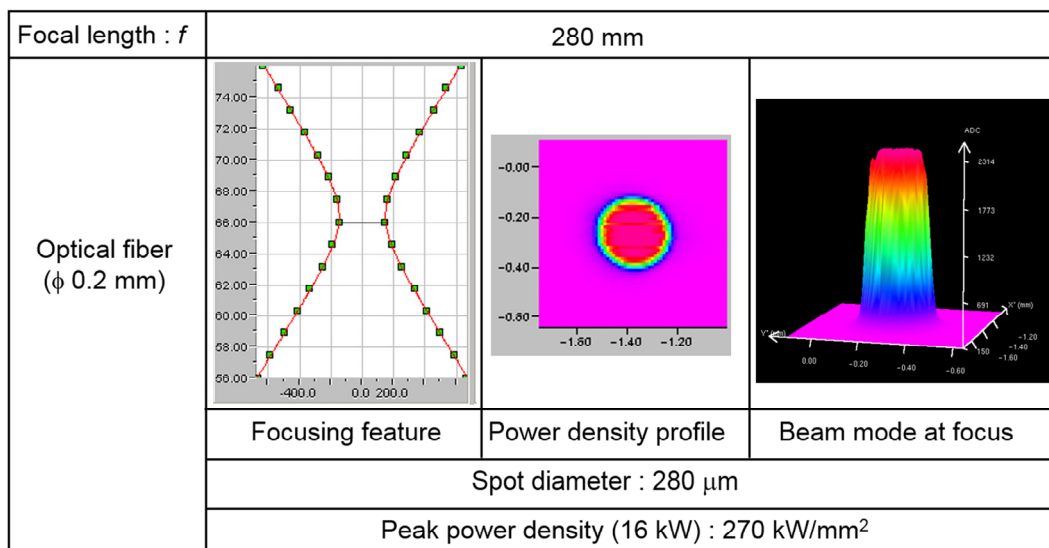


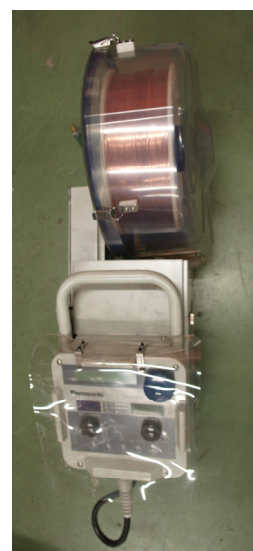
Fig. 2.3 Focusing situation of beam diameter, beam mode and power density of 16 kW disk laser.

2.2.2 アーク溶接装置

ハイブリッド溶接用アーク溶接機として、松下溶接システム株式会社製のフルデジタルパルス MAG/MIG 自動溶接機の直流電源 YD-350GE2、フルデジタル自動溶接機用ワイヤ送給装置 YW-35DE1 を使用した。本溶接装置の直流電源およびワイヤ送給装置部の外観写真をそれぞれ **Fig. 2.4 (a)**および**(b)**に示す。また、フルデジタル技術で高精度にパルス出力を制御することによって、1パルス1溶滴の最適な電流波形を出力し、これによりスパッタレスで綺麗な溶接ビードを作ることができる。また、設定電流を増加させると、ワイヤの送給速度も増えている。



(a) Power supply



(b) Wire feeder

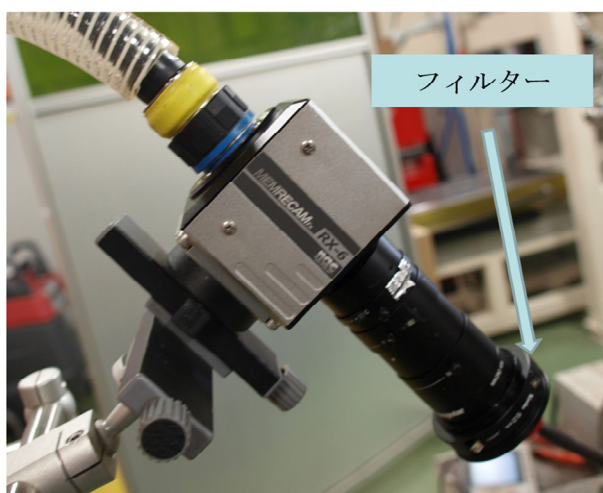
Fig. 2.4 General views of arc welding system used.

2.3 溶接現象観察装置および分析装置

2.3.1 高速度ビデオカメラおよび 30 W 連続発振半導体レーザー装置

溶接中における溶融池、アークワイヤ挙動およびレーザー誘起プルームの観察にはモノクローム (Monochrome) およびカラーの高速度ビデオカメラ ((株) ナックイメージテクノロジー社製: Memrecam fx Rx-6) を使用した。本高速度ビデ

カメラはフルフレームでは最高 4,000 frames/s、分割フレームでは最高 210,000 frames/s での撮影が可能である。そして、大容量のメモリを搭載しているため、例えば 10,000 frames/s では約 2.5 秒間の記録が可能であり、録画した画像データは FC-AL (1 Gbps) のネットワーク接続により PC に高速転送し、PC で専用ソフト「fxLink」を用いて画像処理およびデータの保存が可能である。本実験では、モノクロームカメラを用いて溶融池および供給される溶接ワイヤの挙動を観察し、カラーカメラを用いて溶接表面に見られるレーザ誘起プラズマを観察し、裏面の溶接現象も観察した。特に、溶接時の溶融池および供給されるワイヤの挙動をより鮮明に観察するために、最大出力 30 W の半導体レーザ装置 (NBT-S30-mk II SR) を照明光源として使い、高速度ビデオカメラと干渉フィルターを組み合わせて使用した。それぞれの外観写真をそれぞれ Fig. 2.5 (a)および (b)に示す。



(a) High-speed video camera



(b) Laser diode

Fig. 2.5 General views of high-speed video camera and laser diode system.

2.3.2 X線透視撮影装置

溶接時の試験片内部におけるレーザキーホール、気泡の発生状況やポロシティの生成機構などを調べるため、マイクロフォーカス X線透視撮影装置 ((株)島津製作所製, SAX-10SCT) を用いて観察を行った。装置の概略図を Fig. 2.6 に示す。本装置は、図のように X線源である X線管 (X-ray tube)、試験片を透過

した X 線の強度を可視化するイメージインテンシファイア，可視画像を記録する高速度ビデオカメラ，画像を確認する CRT とモニターから構成されている。

イメージインテンシファイアについては，その原理図を **Fig. 2.7** に示す。X 線管から照射された X 線は被写体である試験片を透過し，その像をイメージインテンシファイアの入力蛍光板へ照射する。この蛍光板は照射された X 線の強度に比例した光電子を放出し，それらは管内において電子レンズにより加速・収束され，出力蛍光板を励起して可視像を出力する。そのとき，出力可視像のスペクトルは Fig. 2.7 の右側に示すようなものとなる⁹⁴⁻⁹⁷⁾。

この装置における X 線管は特殊なマイクロフォーカス X 線管 (KEVEX 社製，KM16010EA，最大電圧 160 kV，最大電流 1 mA) を用いており，最小焦点寸法が 10 μm ~0.1 mm と非常に小さいため，良好な観察像を得ることができる。この装置を可視像の観察には，Nac 社製のモノクローム高速度ビデオカメラ (Hi-Dcam 2000SC) を用い，撮影は 250 Frames/s で行った。

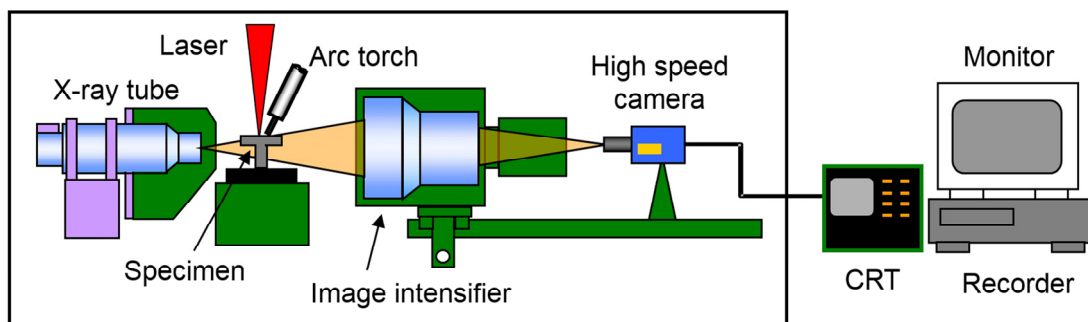


Fig. 2.6 Schematic arrangement of X-ray transmission imaging system.

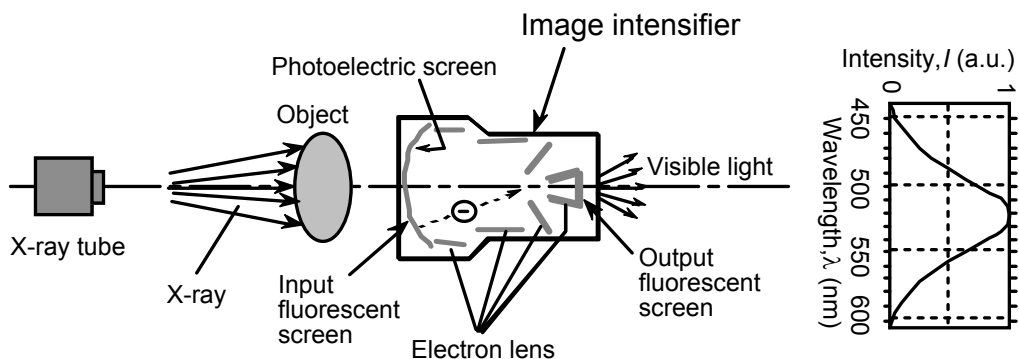


Fig. 2.7 Principle of imaging intensifier.

2.3.3 光学顕微鏡およびエネルギー分散型分析装置 (EDX) 付き走査型電子顕微鏡 (SEM)

溶接した試験片を鏡面研磨した後、2%ナイトール液で腐食を行い、光学顕微鏡 ((株) キーエンス製, VHX-900) を用いてマイクロ組織の観察を行った。また、HITACHI 社製 (SU-70) の超高分散能分析走査電子顕微鏡 (FE-SEM: Field Emission Scanning Electronic Microscope) を用いてシャルピー試験した試験片の破面の観察を行った。使用装置の外観写真を Fig. 2.8 (a)および(b)に示す。SEM は電磁レンズを用いて細く絞った電子線を観察表面で走査させ、観察表面の形状、化学的・物理的性質に応じて発生する二次電子を検出して画面化している。電子線は可視光より短い波長を有するため分解能が非常に高い。また、プローブの開き角が小さいため光学顕微鏡と比べて焦点深度の深い像が得られることで観察表面の凹凸を観察できるようになる。さらに、高倍率モードでは 100~80,000 倍、低倍率モードでは 25~2,000 倍の倍率で観察できる。また、破面の元素分析が SEM-EDX (EDX: Energy Dispersive X-ray Spectrometer) を用いて実施した。



(a) VHX-900



(b) SU-70

Fig. 2.8 General views of optical microscope and scanning electron microscope used.

2.3.4 酸素・窒素分析装置

溶接後の溶融部に含まれる酸素量を測定するために使用した分析装置は、堀場製作所製の EMGA-520 酸素・窒素分析装置である。その外観写真を Fig. 2.9 に示す。本分析装置は、試料から分析用ガスを抽出する抽出部と、ガス中の酸素量

および窒素量を計測する計測部の2つによって構成されており、サンプル中に含まれる酸素および窒素を不活性ガス—インパルス加熱融解法によって抽出し、酸素を一酸化炭素として非分散赤外線吸収法にて、また窒素を熱伝導度法にて高精度に測定するものである。測定範囲は酸素が0~1000 wt ppm、窒素が0~5000 wt ppmであり、感度は0.1 wt ppm、測定精度は試料重量が1.0 g時において、1.5 wt ppm以下である。



Fig. 2.9 General view of oxygen and nitrogen machine used.

2.4 溶接部の硬さ測定および溶接継手の機械の特性評価装置

2.4.1 硬さ測定装置

溶接した試験片の溶融部および熱影響部におけるビッカース硬さを計測するため、松澤精機製のマイクロビッカース硬度計（型式：DMH-2）を使用した。マイクロビッカース硬度計の外観写真を Fig. 2.10 に示す。ビッカース硬さ試験は、対角面 136°の正四角錐のダイヤモンド圧子を一定荷重で試験面に押し込み、生じた永久くぼみの大きさから試料の硬さを求める試験方法であり、本研究では試験加重：1 kg、試験力保持時間：20 s の条件で試験を行った。



Fig. 2.10 General view of micro Vickers hardness testing machine used.

2.4.2 引張試験装置

本研究で使用した引張試験装置は、Instron 社製の model 5500R (MTS 30 kN) と定速ひずみ方式の島津製作所社製のコンピュータ計測制御精密万能試験機 (AG-10 kNE) であり、最大容量 10 kN で引っ張り、圧縮、曲げ試験などができる。その装置の外観写真を **Fig. 2.11** に示す。上下にチャックがあり、下部のチャックが下方に移動するものである。

2.4.3 シャルピー衝撃試験装置

溶接継手に対して、シャルピー衝撃試験を実施した。その装置の外観写真を **Fig. 2.12** に示す。試験装置は、島津製作所製 JIS シャルピー式衝撃試験装置 (容量 490 J) を使用した。手動にハンマーの昇降、落下、制御を行い、落下させたハンマーの振り上がり角度から、衝撃エネルギーの測定ができる。



Fig. 2.11 General view of tensile test machine used.



Fig. 2.12 General view of Charpy impact test machine used.

第3章 高張力鋼 HT780 厚板のレーザ・MAG アーク ハイブリッド溶接現象と溶接性

3.1 緒言

現在価格競争力を高くするために厚鋼板に対して1パスの貫通溶接法の確立が期待されている。レーザ溶接法は従来の溶接法と比べると、高パワー密度・高エネルギー密度の溶接法であり、深い溶込みが得られる。したがって、厚鋼板の高速度深溶込み溶接を目指すレーザ溶接の適用に対する研究が進んでいる。しかし、レーザ単独溶接の場合、レーザビームの集光スポット径が小さいため、ギャップ裕度が小さく、溶接継手部の開先の組立て精度やレーザビームの狙い位置精度が厳しく、高い治具精度が必要とされる。第1章で述べたように、ハイブリッド溶接法は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溶接法として多くの分野で注目され、期待されている。ハイブリッド溶接の長所としては高能率、深い溶込み、広いギャップ裕度などがある。

本章では、板厚 10 mm を超える高張力鋼 HT780 に対して、高出力ディスクレーザと MAG アークのハイブリッドによるメルトラン（ビード・オン・プレート）溶接および突合せ溶接を行い、溶接性に及ぼす各種ハイブリッド溶接条件の影響を検討した。また、各溶接条件における溶接中の熔融池の挙動や溶滴の移行、スパッタの発生状況などの溶接現象について、高速度ビデオカメラおよび X 線透視観察装置を用いて観察を行うことによりハイブリッド溶接現象を解明した。特に、ハンピング、アンダフィルや溶落ちなどの溶接欠陥防止に有効な溶接条件範囲を明らかにし、1パスで裏当て、予熱・後熱なしの条件で良好な貫通溶接部を作製するための最適な溶接条件を導出した。

3.2. 使用材料，実験装置および実験方法

本章で使用した高張力鋼は、HT780 であり、厚さが 12 mm である。また、供給する溶接ワイヤにはマグガス（80%Ar-20%CO₂）専用の直径 1.2 mm の MGS-80 ワイヤを使用した。

実験装置の概略図を Fig. 3.1 に示す。本章で使用したレーザ発振器は、最大出力 16 kW のディスクレーザであり、レーザビームの波長が 1030 nm である。レーザ光は発振器からコアφ 200 μm のファイバーに伝送され、焦点距離 f : 280 mm の集光レンズ

によりスポット径 $280\ \mu\text{m}$ に集光され、ビーム品質は $8\ \text{mm}\cdot\text{mrad}$ である。レーザービームは試料に対して垂直に照射した。アーク熱源としては最大電流が $350\ \text{A}$ であるパナソニック製 350 GE2 溶接機を用いた。

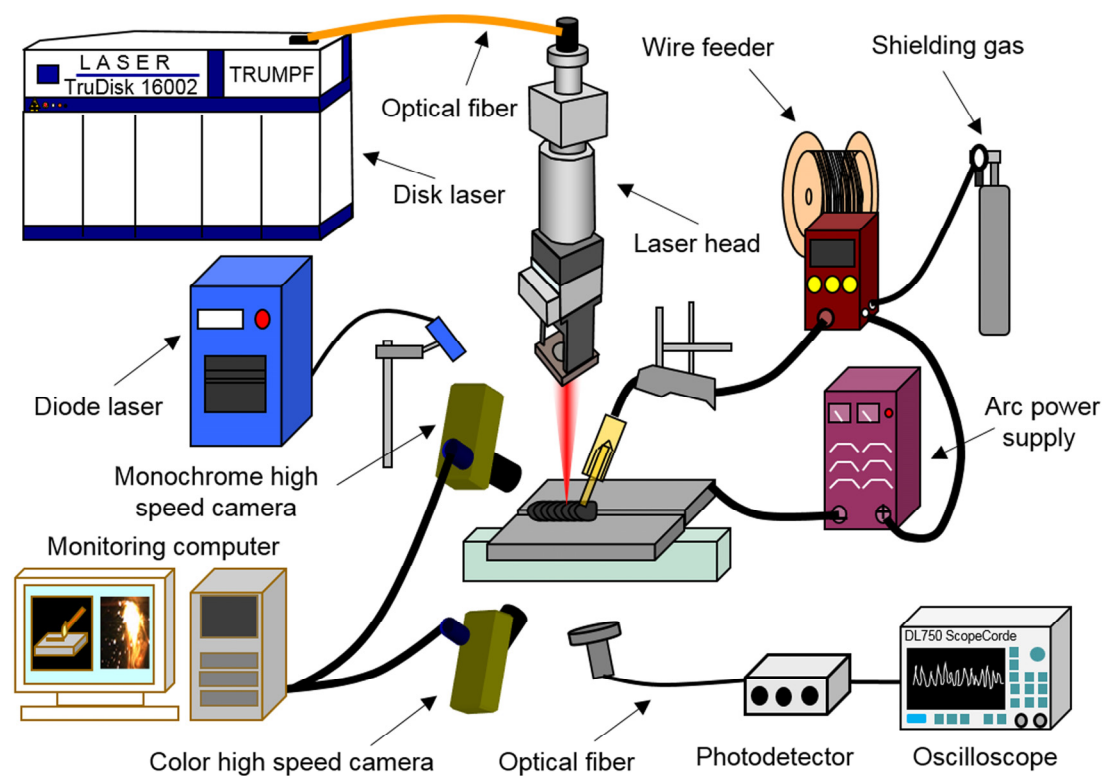


Fig. 3.1 Schematic experimental setup of laser-arc hybrid welding.

本実験においては、レーザービームと MAG 電極の幾何学の配置を示すパラメータとして、 α : 電極の水平からの傾き角、 ΔL : 試料表面上におけるアーク狙い位置とレーザースポット狙い位置間距離、 f_d : レーザ焦点はずし距離を定めた。その定義を **Fig. 3.2** に模式図的に示す。溶接方向については MAG アークを先行とした場合とレーザーを先行とした場合の 2 種類について行っているが、本論文においては便宜上、MAG アークを先行した場合の溶接を「MAG-Laser」、レーザーを先行した場合の溶接を「Laser-MAG」と称することにする。また、MAG アークの基本条件として、電極ワイヤのチップからの突出し長さは $15\ \text{mm}$ 、シールドガスとしてマグガス ($80\%\text{Ar}-20\%\text{CO}_2$) を内径 $16\ \text{mm}$ のアーク電極同軸ガスノズルより $30\ \text{L}/\text{min}$ で供給した。また、溶接中における溶融池、ワイヤ挙動およびレーザーキーホールの状況を

詳細に観察するため、モノクロ高速ビデオカメラを用いた。なお、溶接中のプラズマの強烈な発光による影響を防止するため、照明光源として半導体レーザ（最大出力 30 W、波長 980 nm）を使用し、カメラレンズの前に干渉フィルター（中心波長 973.4 nm）を用いた。

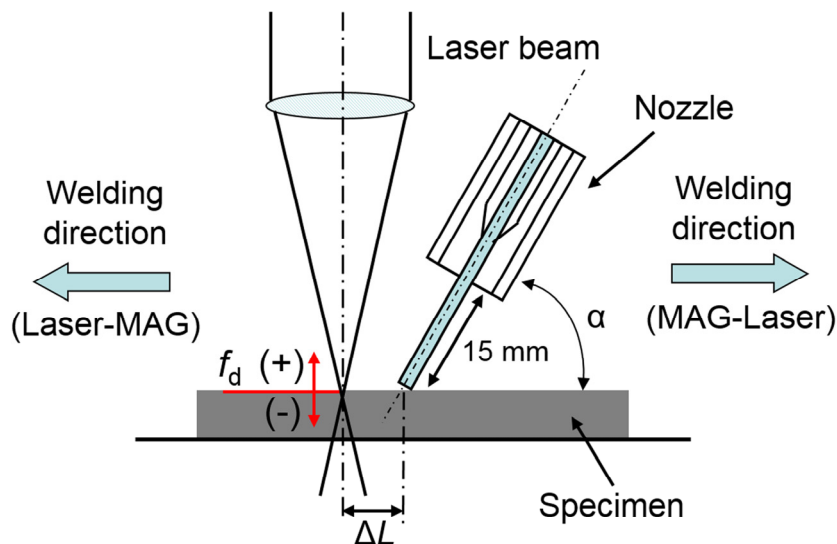


Fig. 3.2 Schematic experimental setup of laser and arc.

さらに、溶接した試料の溶込み深さ、溶接部断面形状およびポロシティの有無について調べるため、溶接ビードに対して垂直にマイクロカッターで切断し、その断面をエメリー紙により# 800 まで機械研磨した。最後に、溶接金属と母材の違いをはっきりと可視化させるため、10%ナイトール液で断面の腐食を行った。

3.3 HT780 鋼板のハイブリッドによるメルトラン溶接結果

本節では、レーザ・MAG アークハイブリッド溶接における溶込み特性および溶接現象を解明するために、厚さ 12 mm の高張力鋼 HT780 に対してメルトラン（ビード・オン・プレート）溶接を行った。そして、溶接部の溶込み深さや溶融部断面形状などの溶融特性に及ぼすレーザ出力、溶接速度、焦点はずし距離、溶接電流/電圧、レーザとアークの間距離、レーザ先行/アーク先行などの各種パラメータの影響について検討した。主な溶接条件を Table 3.1 に示す。

Table 3.1 Main conditions of bead-on-plate hybrid welding.

Laser	Laser power: P	1 kW ~ 10 kW
	Incident angle	0 deg
	Defocused distance: f_d	-12 mm ~ +12 mm
Arc	Welding current: I_a	50 A ~ 300 A
	Arc voltage: V_a	10 V ~ 30 V
	Torch angle: α	60 deg
	Wire	MGS-80
	Shielding gas	80%Ar-20%CO ₂ (30 L/min)
Welding speed: v		0.5 m/min ~ 6 m/min
Laser-Arc distance: ΔL		2 mm ~ 8 mm

3.3.1 溶込み特性に及ぼすレーザーパワーの影響

MAG アークに関する溶接条件を I_a : 150 A, V_a : 20 V, 溶接速度 1 m/min, 焦点はずし距離 f_d : 0 mm, アーク狙い位置とレーザースポット狙い位置間距離 ΔL : 4 mm と一定として, レーザパワーを 1 kW から 10 kW まで変化させてビード溶接を行った. 得られたビード外観および断面形状を **Fig. 3.3** に示す. レーザパワー 10 kW 以下においては, Laser-MAG および MAG-Laser 溶接のいずれもアンダカット, アンダフィルのない良好な部分溶込みの溶接ビードが得られた. 溶込みはレーザーパワーの増加に伴って深くなった. レーザパワー 1~3 kW の領域において, MAG-Laser 溶接で得られた溶接ビードが Laser-MAG 溶接で得られた溶接ビードより不安定となるが, 溶込みが深くなった. レーザパワー 5~8 kW の領域において, Laser-MAG 溶接が MAG-Laser 溶接より溶込みが深くなって, ビード幅が狭くなった. 一方, レーザパワー 10 kW においては, 貫通溶接ビードが得られたが, MAG-Laser 溶接, Laser-MAG 溶接ともに, 表面の溶接ビードはアンダフィルが顕著に発生し, 裏面の溶接ビードに大きなコブ (裏面ハンピング) が周期的に生じた. ハンピング生成機構および防止方法が後の 3.4 節で詳細に検討する.

また, レーザパワー 8 kW のレーザー単独溶接, MAG-Laser 溶接および Laser-MAG 溶接のそれぞれ得られたビード外観および断面形状を **Fig. 3.4** に示す. **Fig. 3.4** により, MAG-Laser および Laser-MAG 溶接のいずれの場合においても, レーザ単独溶

接より、溶込みが深くなり、それぞれ 1.1 mm および 2 mm 程度の増加することが確認された。そこで、ハイブリッド溶接は溶込み深さを増加させるのに有効であることがわかった。一方、ビード表面はMAG-Laser および Laser-MAG 溶接を行うことで、アンダカットおよびアンダフィルは完全になくなっていった。レーザ単独の場合に比べてアンダフィルが改善され、余盛のある安定したビード形状を形成することがわかった。また、溶込みは、MAG-Laser 溶接の場合ワインカップ形状となり、Laser-MAG 溶接の場合螺子形状となった。






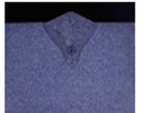


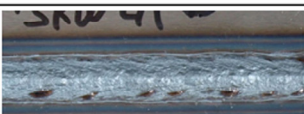
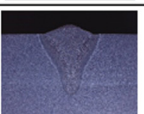
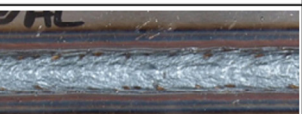
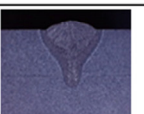

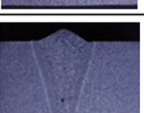
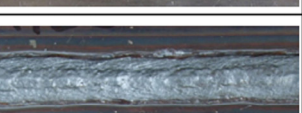
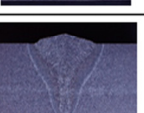
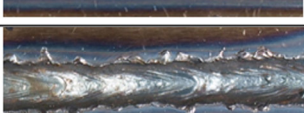


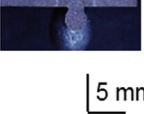




$v = 1 \text{ m/min}, f_d = 0 \text{ mm}, I_a = 150 \text{ A}, V_a = 20 \text{ V}, \Delta L = 4 \text{ mm}$				
Laser power	Laser-MAG		MAG-Laser	
	Surface appearance	Cross section	Surface appearance	Cross section
1 kW				
3 kW				
5 kW				
8 kW				
10 kW	 	 	 	 

Fig. 3.3 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by Laser-MAG or MAG-Laser hybrid welding at various laser powers.


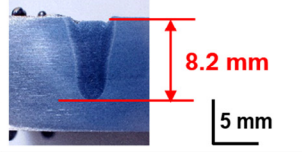
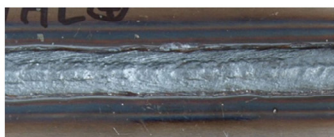
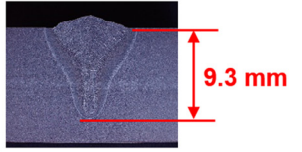
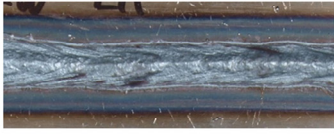
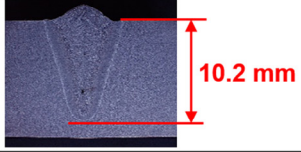
	Surface appearance	Cross section
Laser		
MAG-Laser		
Laser-MAG		

Fig. 3.4 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by laser welding, MAG-Laser hybrid welding and Laser-MAG hybrid welding.

3.3.2 溶込み特性に及ぼす MAG アークの影響

1) 溶接電流の影響

レーザパワーを 5 kW，溶接速度を 1 m/min，アーク電圧を 20 V，焦点はずし距離を 0 mm，アーク狙い位置とレーザスポット狙い位置間距離を 4 mm とし、溶接電流を 50 A から 250 A まで増加させて MAG-Laser 溶接を行った。得られた溶接ビード外観および断面形状を **Fig. 3.5** に示し、溶込み深さおよびビード幅に及ぼす溶接電流の影響を **Fig. 3.6** に示す。50 A から 250 A に溶接電流を増加させると、溶込み深さは 7.1 mm から 7.5 mm とほとんど増加せず、溶接ビード幅は 4.1 mm から 9 mm まで顕著に増加した。溶接電流の増加は、溶着量が増加したためワインカップ上部の幅が広くなり、溶接ビードの余盛を大きくさせるが、溶込み深さの増加にあまり寄与しないことが確認された。この理由は、アークによる入熱を増加させてもアークの集中が起こらず、その熱と湯流れは熔融池上部を拡大させるように作用し、底部まで伝導しなく、底部への湯流れも顕著でないためと推察され、溶込みについてはレーザによる深いキーホールが支配的であると考えられる。

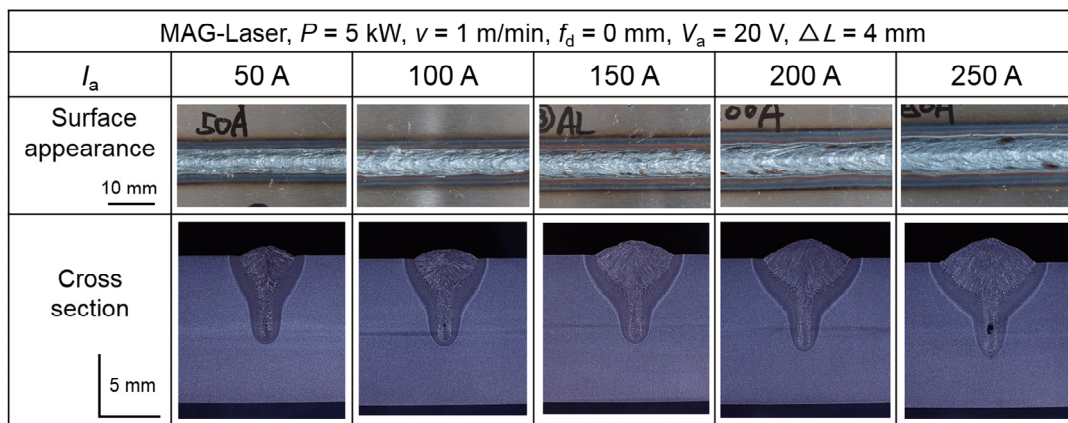


Fig. 3.5 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by hybrid welding at various welding currents.

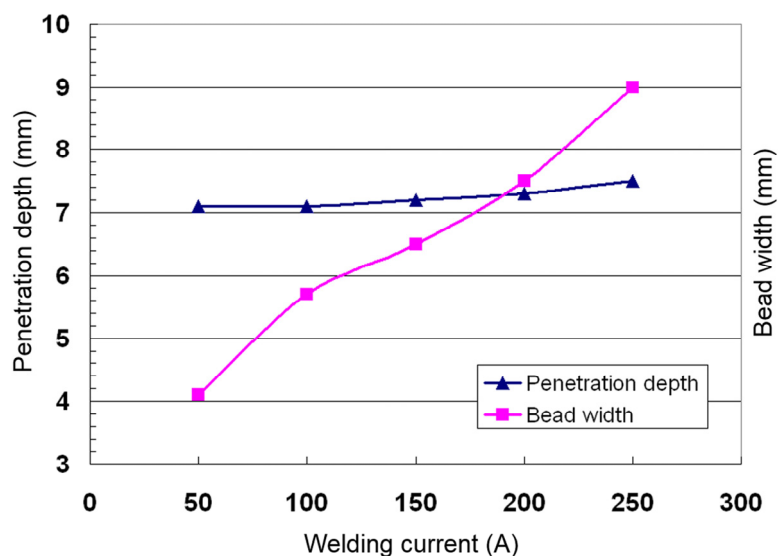


Fig. 3.6 Influence of welding current on penetration depth and bead width of weld beads made by hybrid welding.

2) アーク電圧の影響

レーザパワーを 5 kW，溶接速度を 1 m/min，溶接電流を 150 A として，アーク電圧を 10 V から 23 V まで増加させて MAG-Laser 溶接を行った．得られた溶接ビード外観および断面形状を **Fig. 3.7** に示し，溶込み深さおよびビード幅に及ぼすアーク電圧の影響を **Fig. 3.8** に示す．アーク電圧値を 10 V から 23 V までに増加すると，溶

接ビード幅は4.3 mm から 7.2 mm まで増加したが、溶込み深さはほとんど増加しなかった。アーク電圧 23 V では、多くのスパッタが発生することが確認された。この溶接現象を解明するため、溶融池表面の融液およびアークの振舞いについて、照明光源として半導体レーザを用いてフレームレート 2000 frames/s の高速度ビデオ撮影により詳細に観察した。電圧値 16 V および 23 V での観察結果を Fig. 3.9 および Fig. 3.10 に示す。

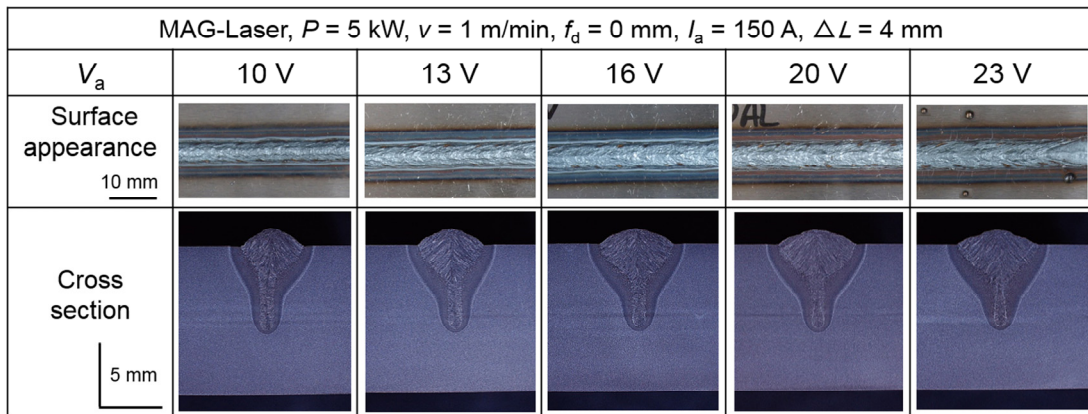


Fig. 3.7 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by MAG-Laser hybrid welding at various arc voltages.

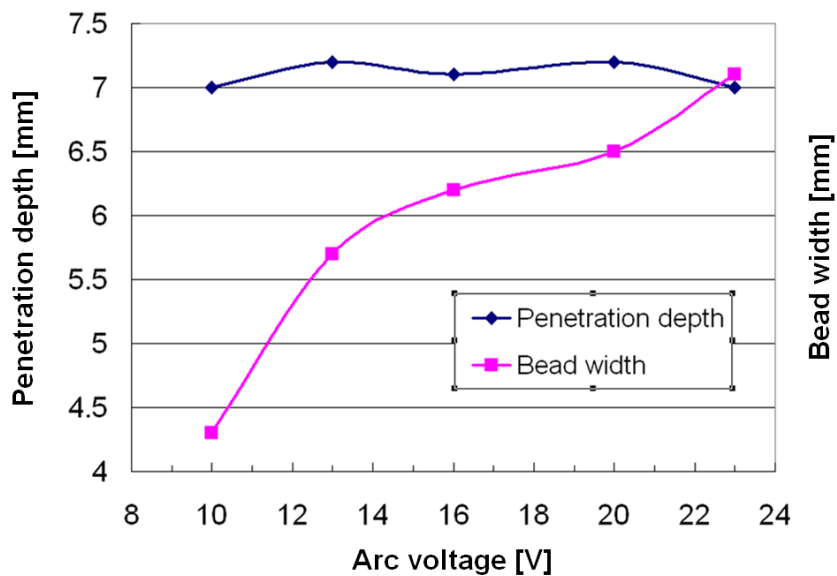


Fig. 3.8 Influence of arc voltage on penetration depth and bead width of weld beads made by hybrid welding.




MAG-Laser, $P = 5 \text{ kW}$, $v = 1 \text{ m/min}$, $f_d = 0 \text{ mm}$, $I_a = 150 \text{ A}$, $V_a = 16 \text{ V}$, $\Delta L = 4 \text{ mm}$			
Time	t_1	$t_1 + 2 \text{ ms}$	$t_1 + 8 \text{ ms}$
High-speed images (2000 F/s) 5 mm			

Fig. 3.9 High-speed video observation results of molten surface behavior during MAG-Laser hybrid welding at arc voltage of 16 V.





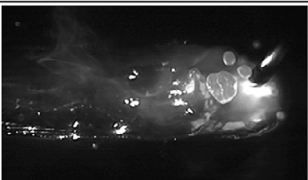
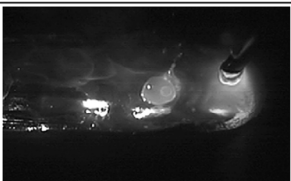
MAG-Laser, $P = 5 \text{ kW}$, $v = 1 \text{ m/min}$, $f_d = 0 \text{ mm}$, $I_a = 150 \text{ A}$, $V_a = 23 \text{ V}$, $\Delta L = 4 \text{ mm}$			
Time	t_2	$t_2 + 6 \text{ ms}$	$t_2 + 14 \text{ ms}$
High-speed images (2000 F/s) 5 mm			
	$t_2 + 19 \text{ ms}$	$t_2 + 22 \text{ ms}$	$t_2 + 29 \text{ ms}$
			

Fig. 3.10 High-speed video observation results of molten surface behavior during MAG-Laser hybrid welding at arc voltage of 23 V.

アーク電圧 16 V では、短いアークを形成し、溶滴が安定に移行する様子が観察され、さらに後方に長い溶融池を安定に形成することがわかった。一方、アーク電圧 23 V では、レーザ誘起ブルームの影響により溶滴がワイヤ先端から後ろに移行する様子 ($t_2 + 14 \text{ ms}$) が確認され、さらにその溶滴が溶融池より高い位置でワイヤ先端から離脱 ($t_2 + 19 \text{ ms}$) し、レーザ照射位置上方で分裂 ($t_2 + 22 \text{ ms}$) する状況が見られ、さらにスパッタとして飛散している様子 ($t_2 + 29 \text{ ms}$) が確認された。このような観察結果により、アーク電圧を増加すると、アーク長が長くなって、溶融池先端の幅が広くなることが確認された。このため、アーク電圧が増加すると、溶接ビード幅が増加することがわかった。

以上の結果より、高張力鋼 HT780 のレーザ・MAG アークハイブリッド溶接における溶込み深さは溶接電流およびアーク電圧の影響によるのではなく、レーザパワーの影響によると判断され、溶接電流およびアーク電圧の増加に伴い、溶接ビード幅が増加することが確認された。しかし、アーク電圧は高すぎると、スパッタが発生しやすくなることもわかった。これは、レーザ誘起プルームの噴出に伴って溶滴が溶融池への移行中に吹き飛ばされたためと推察された。

3.3.3 溶込み特性に及ぼす溶接速度の影響

レーザパワーを 5 kW 一定として、溶接速度を 0.5 m/min から 6 m/min まで変化させてハイブリッド溶接を行った。得られたビード外観および断面形状を **Fig. 3.11** に示す。溶接速度が速くなると、溶接ビード幅は狭くなり、溶込み深さを浅くすることがわかる。ビード外観はどの溶接速度においてもアンダフィルおよびアンダカットのない良好であった。なお、溶接速度 4 m/min 以上においては、多量のスパッタを形成することが確認され、スパッタを発生する現象を高速度ビデオ撮影により詳細に観察した。その観察結果を **Fig. 3.12** に示す。溶接速度 6 m/min の場合、ある時刻 t において、溶滴がワイヤ先端から移行する様子が見られ、溶接速度が速いため、その溶滴が溶融池上・後方に移行することが確認された ($t + 8$ ms)。次に、その溶滴がレーザ照射する位置まで遷移して ($t + 20$ ms)、レーザビームに直接に照射されたことが確認された ($t + 24$ ms)。その後、溶滴はレーザビームに照射されるため、分裂しているのが確認され ($t + 30$ ms)、さらにスパッタとして飛散している様子が確認された ($t + 36$ ms)。そこで、溶接速度は、アーク安定性に依存していると判断される。また、ハイブリッド溶接の場合のスパッタの発生機構は、主にアークの安定性と溶滴の挙動に依存することが判明した。すなわち、アーク電圧が高すぎたり、溶接速度が速すぎたりすると、アークが不安定になり、ワイヤ先端の溶滴が大きく上方へ飛翔してスパッタとなったり、溶滴にレーザが照射されてスパッタとして飛散していた。

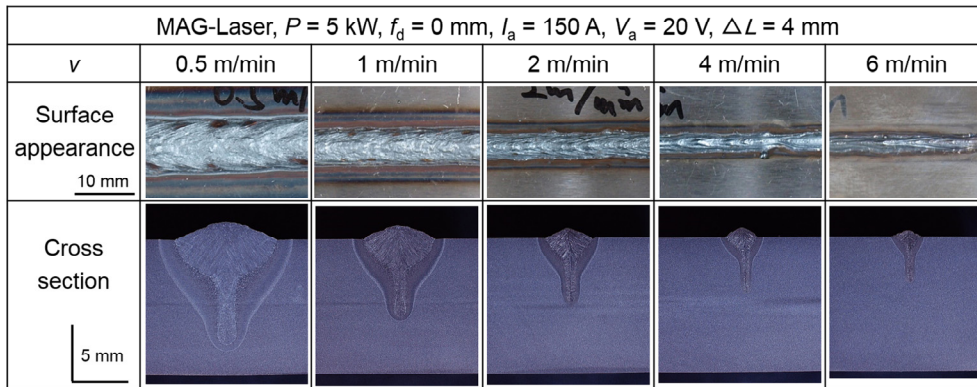


Fig. 3.11 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by MAG-Laser hybrid welding at various welding speeds.

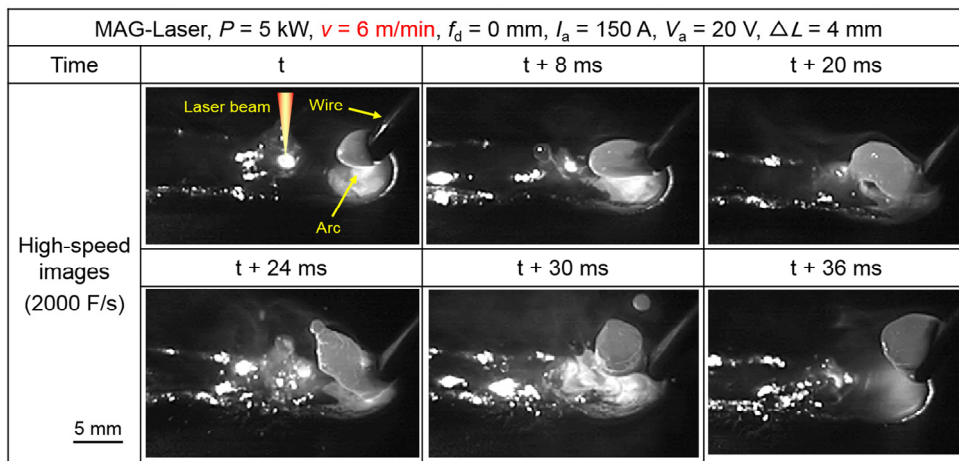


Fig. 3.12 High-speed video observation results of molten surface behavior and wire melting during MAG-Laser hybrid welding at welding speed of 6 m/min.

3.3.4 溶込み特性に及ぼすレーザ焦点はずし距離の影響

MAG-Laser ハイブリッド溶接において、溶込み特性に及ぼすレーザ焦点はずし距離の影響を検討するため、レーザパワーを 5 kW、溶接速度を 1 m/min として、レーザの焦点はずし距離を -12 mm から +12 mm まで変化させて溶接した。得られたビード外観、断面形状および溶込み深さに及ぼす焦点はずし距離の影響を **Fig. 3.13** および **Fig. 3.14** に示す。溶接ビード外観は、焦点はずし距離がプラス方向およびマイナス方向のいずれもアンダフィルおよびアンダカットがなく、良好であった。しかし、焦点はずし距離 -12 mm および +12 mm の場合において、スパッタが発

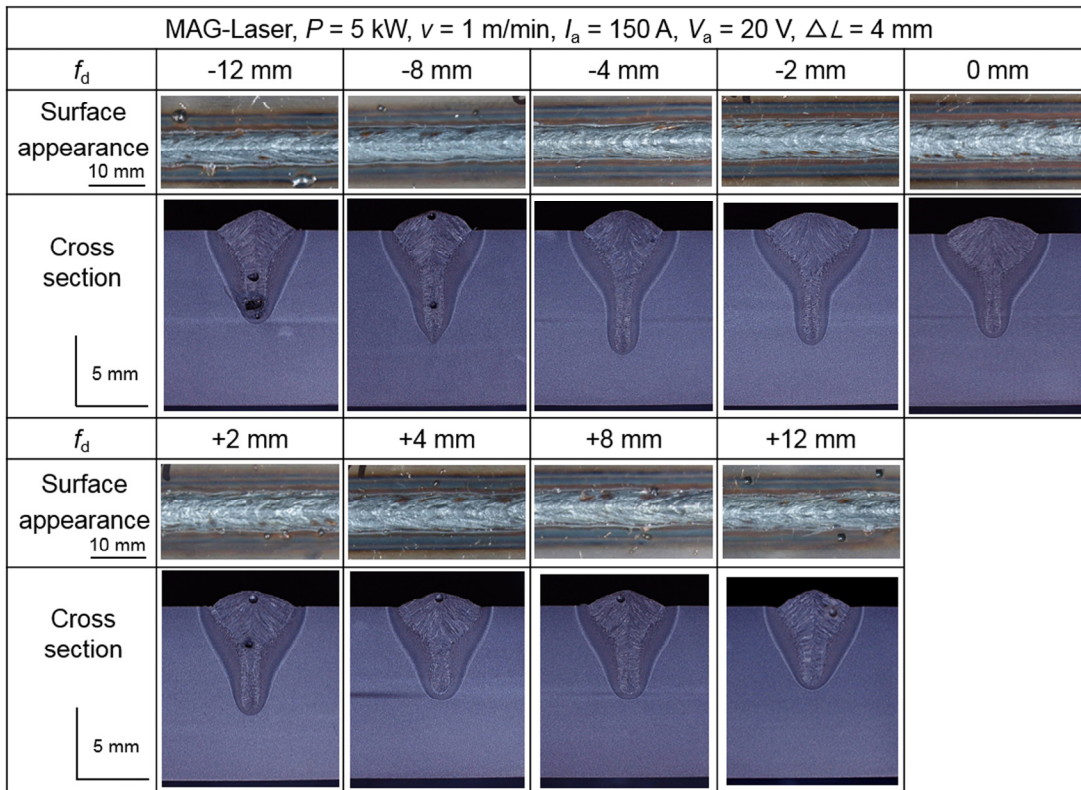


Fig. 3.13 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by MAG-Laser hybrid welding at various defocused distances.

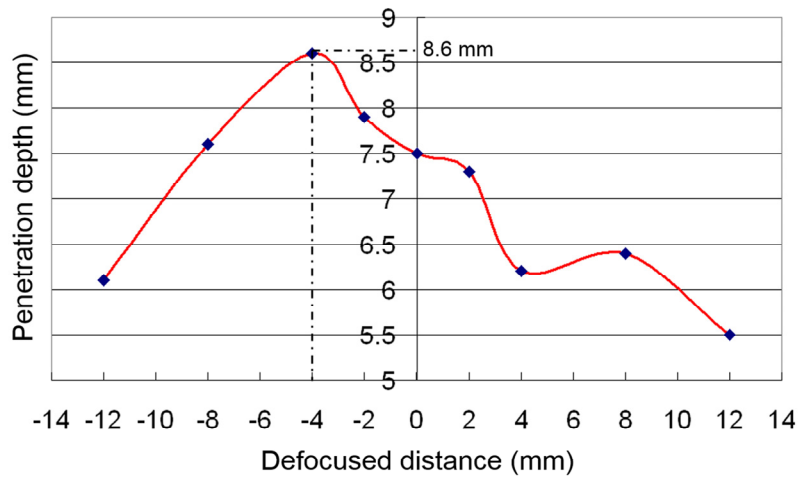


Fig. 3.14 Effect of defocused distance on penetration depths of weld beads produced by MAG-laser hybrid welding.

生することが確認された。また、いずれの焦点はずし距離においても、プラス方向よりマイナス方向の溶込みが深くなった。これは、低速度溶接において、キーホールがレーザービームのサイズ以上に大きくなり、レーザーが有効に内部に照射されたためと推察される。一方、溶込み深さは、焦点はずし距離+12 mm で 5.5 mm 程度、-12 mm で 6.1 mm 程度が得られ、焦点はずし距離が大きすぎると浅くなった。これは、板表面でのパワー密度が低下して、+側ではキーホール底部のパワー密度が低下するようになり、-側ではビーム径に比べて十分な大きさのキーホールが生成されず、キーホール底部でのパワー密度が低下したためと考えられる。

以上の検討結果から、レーザーの焦点はずし距離が変わると溶接ビードの溶込み深さおよびスパッタの発生状況が変化することがわかった。

さらに、高速度ビデオカメラを用い、溶接現象の観察を行った。焦点はずし距離-4 mm, +4 mm および+12 mm における観察結果をそれぞれ Fig. 3.15, Fig. 3.16 および Fig. 3.17 に示す。観察結果によると、焦点はずし距離を-4 mm から+12 mm まで増加すると、キーホールの大きさは大きくなり、+12 mm の場合においては、試料表面に大体直径 4 mm の円形状のキーホールが形成された。そこで、焦点はずし距離を増加することにより、レーザーパワー密度はキーホール内部ほど低くなっていくため、溶込み深さが浅くなると考えられる。また、Fig. 3.15 により、焦点はずし距離-4 mm においては、ある時刻 t_1 において、溶滴がワイヤ先端から形成し、さらに溶融池中に落ちた様子が見られた ($t_1 + 8$ ms)。その後、溶融金属が溶融池後方に安定に流動して、キーホールの大きさはほとんど一定であることが確認された。一方、焦点はずし距離+4 mm の場合は、溶融池が激しく変動し、それに伴い、キーホールは溶融池上下に移動する様子が見られた。Fig. 3.17 により、焦点はずし距離+12 mm においては、レーザー誘起プルームは顕著に生成された。このプルームの影響により溶滴がワイヤ先端から落ちにくくすることが確認された。さらに、キーホール口近傍に形状の不規則な大きさの溶滴が形成された。その溶滴はワイヤ先端の溶融金属の表面張力で支えることができず、ワイヤ先端から離脱することがわかった。そして、スパッタとして溶融池外に飛散する様子 ($t_3 + 40$ ms) が確認された。

以上の結果から、MAG-Laser ハイブリッド溶接においては、焦点はずし距離が大きすぎるとレーザープルームが顕著に形成し、溶滴の移行が妨害され、溶滴の影響によりキーホールが不安定となるため、溶込み深さが浅くなることがわかった。そし

て、MAG-Laser 溶接時に良好な深溶込み溶接部を得られるためには、キーホールの安定性を維持することが重要であることがわかった。

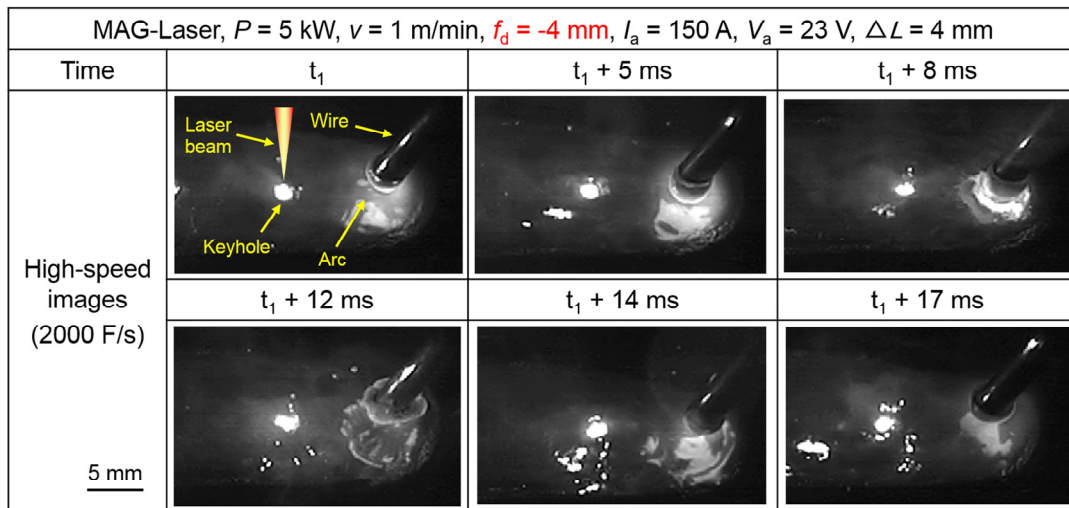


Fig. 3.15 High-speed video observation results of molten surface behavior during hybrid welding at defocused distance of -4 mm.

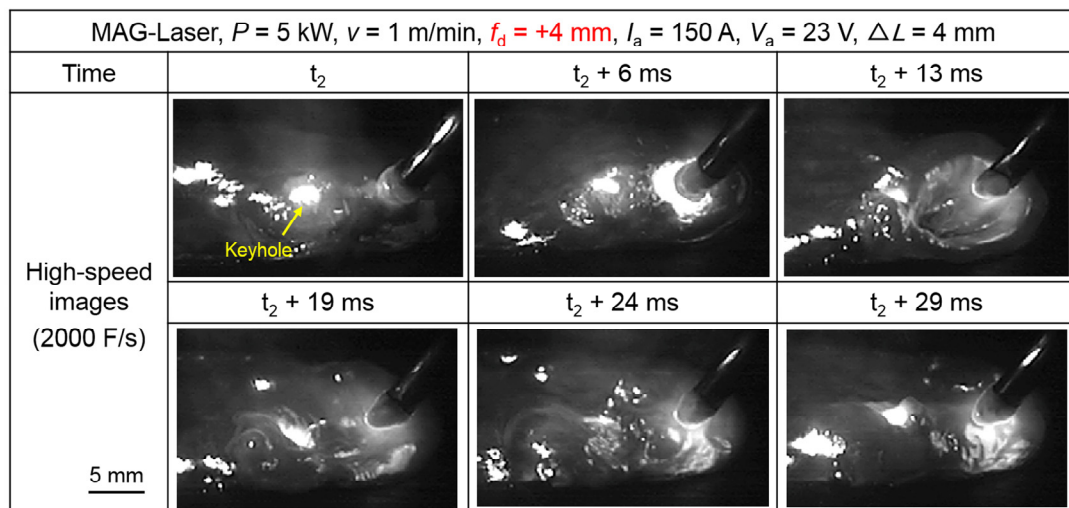


Fig. 3.16 High-speed video observation results of molten surface behavior during hybrid welding at defocused distance of +4 mm.

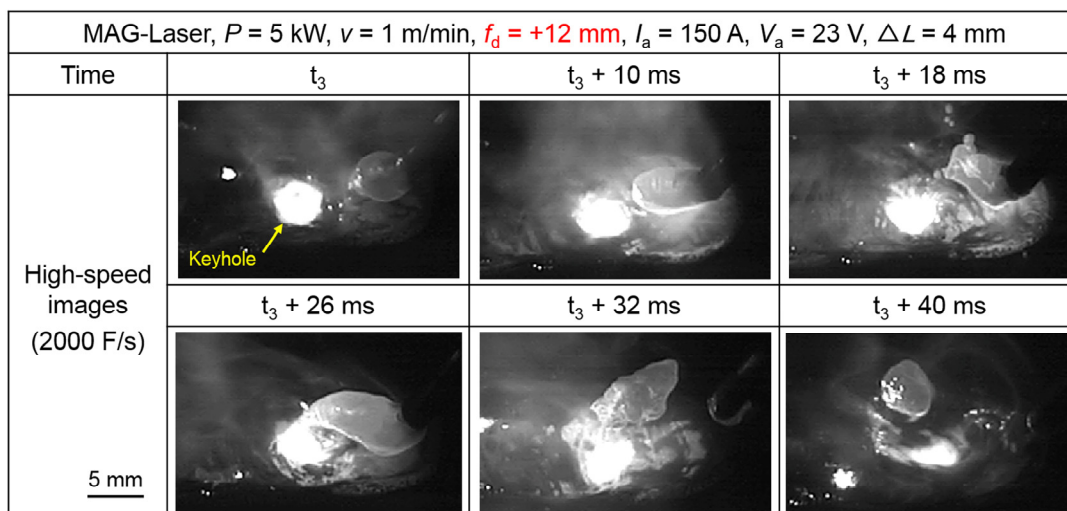


Fig. 3.17 High-speed video observation results of molten surface behavior during hybrid welding at defocused distance of +12 mm.

3.3.5 溶込み特性に及ぼすレーザ・アーク間距離および溶接電流の影響

MAG-Laser ハイブリッド溶接において、溶込み特性に影響を与えるパラメータの1つとして、レーザスポットとアーク狙い位置間距離がある。そこで、レーザパワーおよび溶接速度をそれぞれ5 kW および1 m/min と固定し、レーザ・アーク間の距離を2 mm から8 mm に変化させて溶接を行った。得られた溶接ビードの断面形状を**Fig. 3.18** に示す。二つ熱源間の距離を増加すると、パワー密度が低減することにより、母材への熱伝導が減少し、溶込み深さが浅くなることが確認された。熱源間距離2 mm の場合において最大7.9 mm 程度の溶込み深さが得られた。

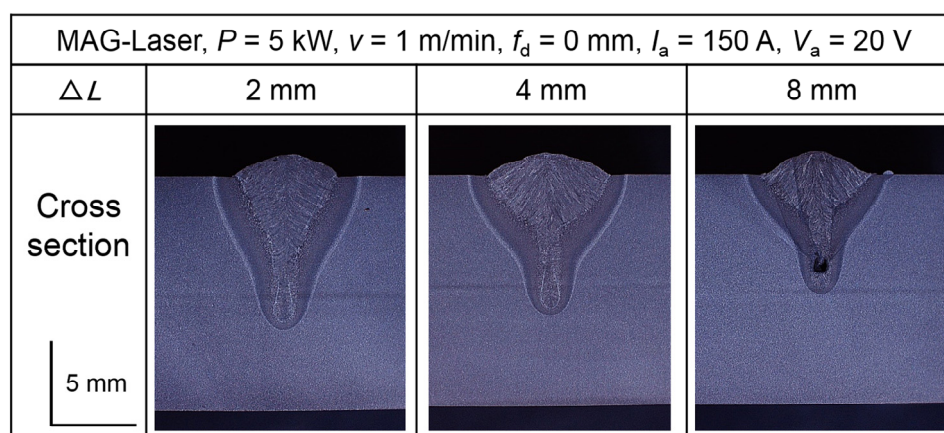


Fig. 3.18 Cross sections of weld beads produced by MAG-Laser hybrid welding at various laser-arc distances.

以上の結果より、MAG-Laser 溶接において、レーザー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深溶込みが得られることが明らかになった。また、溶接電流の増加に伴い、形成される溶融池が大きくなり、溶接ビードの幅が広くなることが確認された (3.3.2.1 節)。このことから、有効なレーザー・アーク間距離が溶接電流により変化することと推測される。

そこで、レーザーパワーを 8 kW、溶接速度を 1 m/min、レーザー・アーク間の距離を 4 mm と固定し、溶接電流を 150 A および 280 A で溶接した。得られた溶接ビード形状および観察結果を Fig. 3.19 に示す。いずれの溶接電流に対しても、余盛のある良好な溶接部を得られた。280 A の場合においては 10.5 mm 程度の深い溶込みが得られ、ビード幅も広がった。高速度ビデオ観察の結果により、レーザー・アーク間距離 4 mm では、溶接電流 280 A の方が 150 A より大きい溶融池を形成していた。そして、150 A の場合、溶融池が盛り上がりたりして、キーホール形成部の溶融池が変動したが、280 A の場合、高い溶接電流によるアーク力の作用により、溶融池が凹み、キーホールは安定な凹み部に形成していたため、溶込み深さは増加したと考えられる。これらの結果による、ハイブリッド溶接における有効なレーザー・アーク間の距離は溶接電流に影響されると判断され、溶接電流が変化し、溶融池の大きさが変化することからレーザー・アーク間の有効な距離が変化することが推察された。

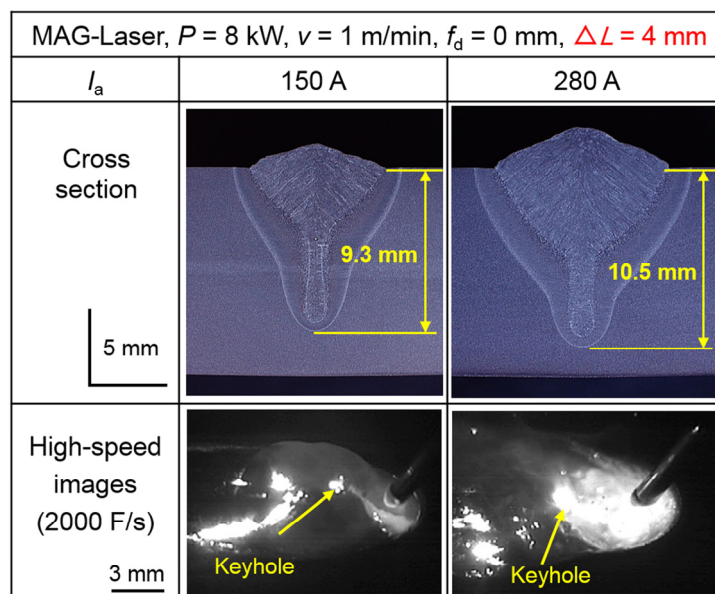


Fig. 3.19 Cross sections and high-speed video observation results during hybrid welding at welding currents of 150 A and 280 A.

3.3.6 溶込み特性に及ぼす溶接方向の影響

レーザパワーを 8 kW，溶接速度を 1 m/min をとして，MAG-Laser ハイブリッド溶接および Laser-MAG ハイブリッド溶接を行った．得られたビード外観および断面形状を **Fig. 3.20** に示す．いずれも貫通溶接ビードが得られた．しかし，Laser-MAG 溶接においては，表面がアンダフィルとなり，裏面には大きなコブが形成し，いわゆる裏面ハンピングが周期的に生じていることが確認された．一方，MAG-Laser 溶接では，アンダフィルのない表面ビードが形成し，比較的に良好な裏面ビードが得られた．そこで，貫通溶接においては，MAG-Laser 溶接は Laser-MAG 溶接より安定な溶接ビードが得られていると推察された．

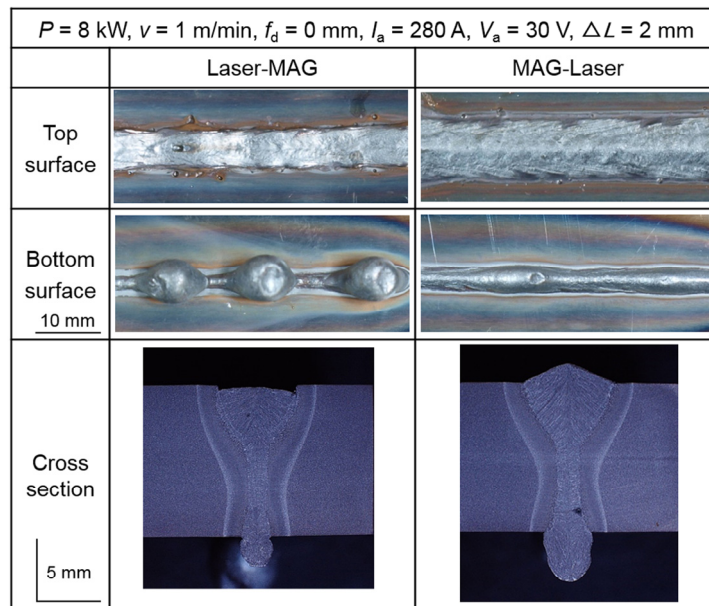


Fig. 3.20 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by Laser-MAG and MAG-Laser hybrid welding.

高速度ビデオ観察結果および表面溶融池とその表面の湯流れの模式図を **Fig. 3.21** に示す．Laser-MAG ハイブリッド溶接時には，ある時刻 t_1 において，レーザは先に固体金属に近い個所に照射され，MAG アークがレーザビーム後方に形成された．さらに，大きく窪んだ溶融池が形成することが確認された．その後，MAG アーク長が長くなり，窪んだ溶融池内に入る様子が見られた．この窪んだ

溶融池による表面ビードが凝固する溶融池後方では融液の不足でアンダフィルとなることがわかった。一方、溶融池表面に生成される酸化物が溶融池後方から先端に移動することが確認された。これらの湯流れにより、表面の溶融金属が試料裏面に流れることがわかった。多くの溶融金属が裏面に溜まることよりハンピング現象を発生すると考えられる。MAG-Laser ハイブリッド溶接時には、MAG アークにより溶融した金属表面に対して、レーザが照射されているのがわかった。溶融池が窪まないことが確認された。また、酸化物が溶融池の先端から後方に流れることより、溶融金属が試料裏面にあまり溜まらなかった。この結果、MAG-Laser ハイブリッド溶接では比較的良好な裏面の溶接ビードが得られることがわかった。

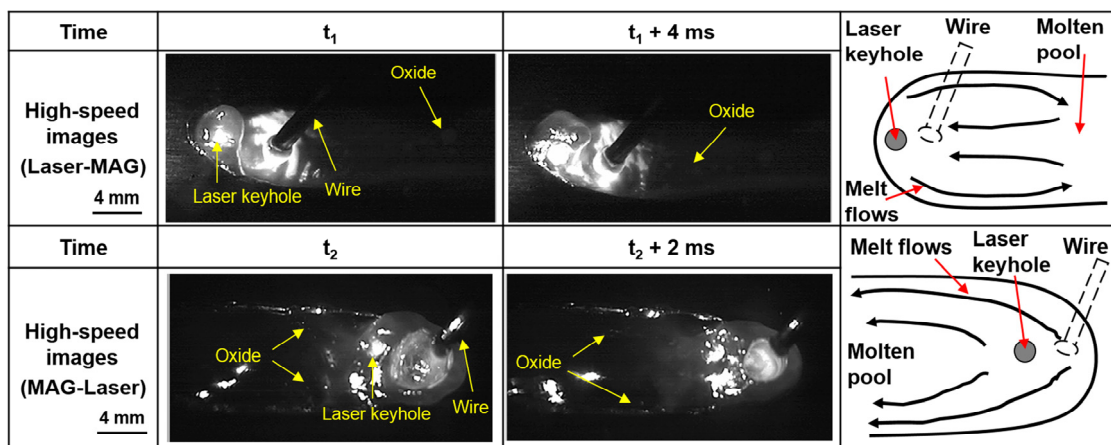


Fig. 3.21 High-speed video observation results of molten surface behavior and schematic melt flows during Laser-MAG and MAG-Laser hybrid welding.

以上、板厚 12 mm の HT780 鋼板のディスクレーザ・MAG アークハイブリッドによるメルトラン（ビード・オン・プレート）溶接における各種パラメータの影響が評価できた。

3.4 HT780 鋼板のハイブリッドによる突合せ溶接結果

板厚 12 mm の高張力鋼板の I 形突合せ開先における 1 パス貫通溶接継手の形成条件について検討し、評価した。I 形突合せ溶接実験用の試験片は、**Fig. 3.22**

に示すように、溶接する前に突合せ部の両端にシムを入れ、アークスポット溶接による仮付けを行い、ギャップのある突合せ継手を作製した。また、ギャップによって不足している金属の体積が供給するアークワイヤによって補われるように、式①で決定した。アークワイヤの供給速度と溶接電流の関係を **Fig. 3.23** に示す。主な溶接条件を **Table 3.2** に示す。

$$v_w = vwh/\pi r^2 \quad \dots \dots \dots \text{式①}$$

v_w : ワイヤ供給速度

v : 溶接速度

w : ギャップ幅

h : 板厚

r : ワイヤ半径

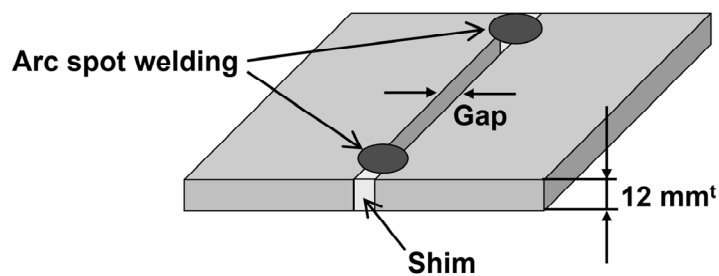


Fig. 3.22 Schematic representation of I-butt joint.

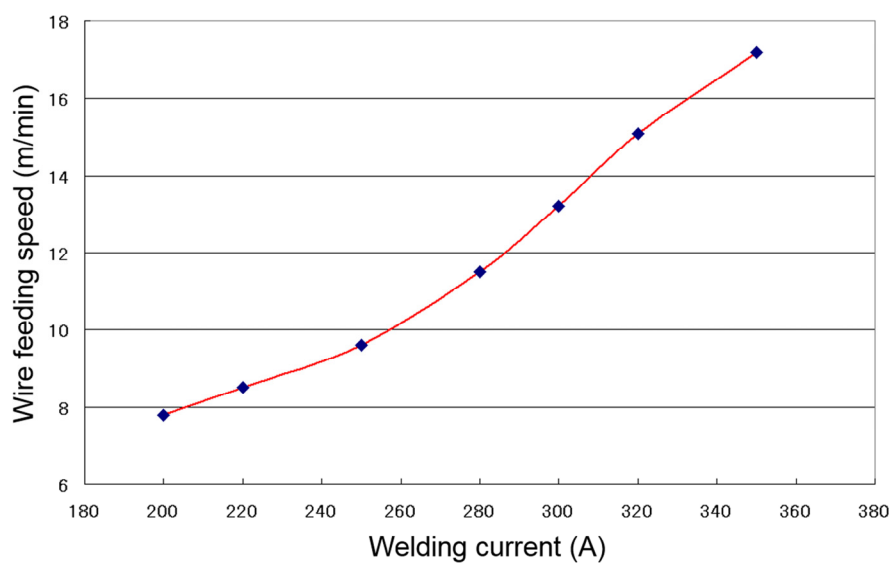


Fig. 3.23 Relationship between arc current and wire feeding speed.

Table 3.2 Main conditions of I-butt hybrid welding.

Laser	Laser power: P	8 kW ~ 16 kW
	Incident angle	0 deg
	Defocused distance: f_d	-1 mm
Arc	Welding current: I_a	200 A ~ 300 A
	Arc voltage	24.4 V ~ 37.4 V
	Torch angle: α	60 deg
	Wire	MGS-80
	Shielding gas	80%Ar-20%CO ₂ (30 L/min)
Welding speed: v		1 m/min ~ 2 m/min
Laser-Arc distance: ΔL		4 mm

3.4.1 溶込み特性に及ぼす連続アークまたはパルスアークの影響

レーザーパワーを 10 kW，ギャップを 1 mm，溶接速度を 2 m/min として，連続アークおよびパルスアークを用いてハイブリッド溶接を行った。得られた溶接ビードの外観および断面形状を **Fig. 3.24** に示す。いずれも貫通溶接ビードが得られたが，

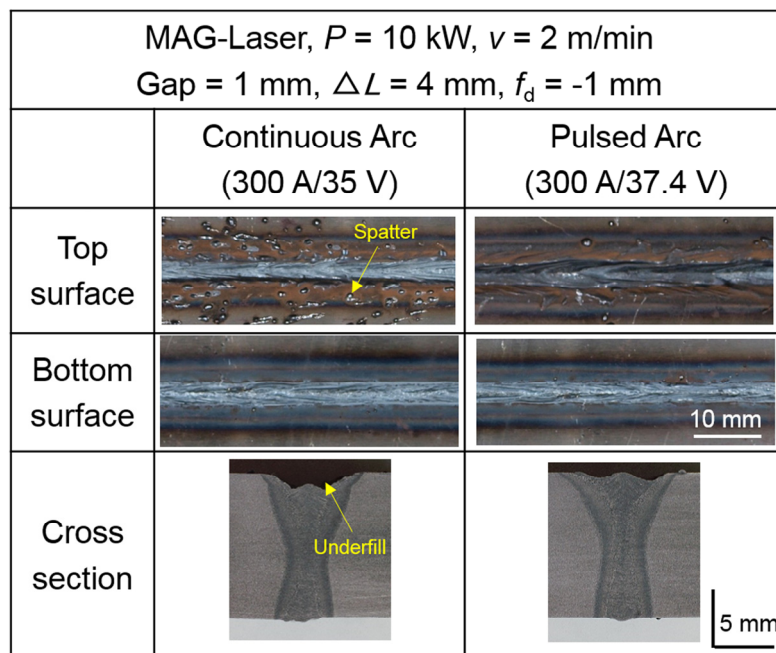


Fig. 3.24 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by hybrid welding with continuous arc and pulsed arc.

表面にアンダフィルが発生した。連続アークの場合、多くのスパッタが試料表面ビードに付着することがわかった。パルスアークが採用された場合、スパッタ量が顕著に低減する状況が確認された。また、パルスアークの方が表面アンダフィルに対して改善できることもわかった。

溶接中の観察結果を **Fig. 3.25** および **Fig. 3.26** に示す。連続アークでは、ある時刻 t_1 において、小さい溶滴がワイヤ先端から連続的に多量に分離する様子が見られた。さらに、それらの溶滴が速い速度で溶融池外に飛出すことも確認され ($t_1 + 6$ ms)、スパッタとなって溶接後方へ吹き飛ばされた溶滴が損失し、アンダフィルが形成することが明らかになった。一方、パルスアークでは、ある時刻 t_2 において、連続アークより大きい溶滴がワイヤ先端から形成し、さらに、その溶滴がワイヤ先端から離脱し、アークが中断したことが確認された ($t_2 + 4$ ms)。その後、離脱した溶滴がギャップ内に入った様子が見られ、アークが再点弧され、ワイヤ先端には次の溶滴が形成されることが確認された ($t_2 + 6$ ms)。この順番でパルスアークは溶滴移行を制御し、1 パルス 1 溶滴の制御ができ、溶融された溶滴が安定的にギャップ内に入ることによりスパッタおよびアンダフィルの改善ができることがわかった。以上の結果から、スパッタを抑制するため、以降、主にパルスアークを採用した。

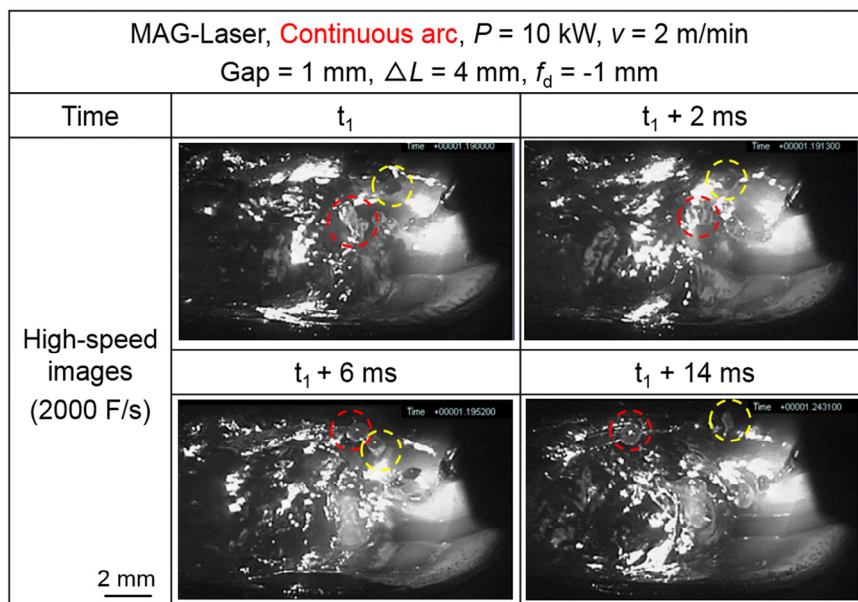


Fig. 3.25 High-speed video observation results of molten surface behavior during hybrid welding with continuous arc.

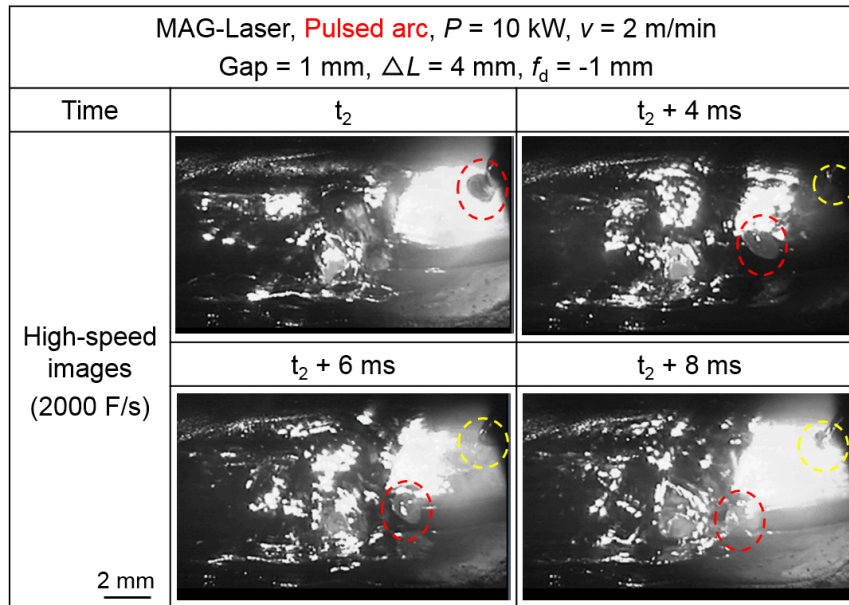


Fig. 3.26 High-speed video observation results of molten surface behavior during hybrid welding with pulsed arc.

3.4.2 溶込み特性に及ぼすレーザーパワーおよびギャップの影響

I形開先突合せ継手に対してMAGアークに関する溶接条件 $I_a : 300 \text{ A}$ (パルス), $V_a : 37.4 \text{ V}$ を一定として, 溶接速度 2 m/min , レーザパワーを 10 kW から 16 kW まで, ギャップを 0 mm から 1 mm まで変化させてMAG-Laserハイブリッドによる突合せ溶接を行った. 得られた溶接部の断面形状を **Fig. 3.27** に示す. ギャップ 0 mm の場合, レーザパワー 10 kW および 13 kW で部分溶込みの溶接部が形成された. 一方, ギャップが 0.5 mm または 1 mm に増加すると, いずれのレーザーパワーでも貫通溶接部が得られた. しかし, レーザパワー 16 kW で得られた貫通溶接の場合, いずれのギャップに対しても溶接ビード表面および裏面にアンダフィルが発生することが確認された. また, ギャップの増加に伴い, 裏面ビードにアンダフィルの発生する程度が大きくなる傾向が見られた. これはレーザーのパワー密度が高くなったことにより, 熔融金属が裏面から溶け落ち, 融液量が減少したためと考えられる. なお, 12 mm のHT780鋼板の突合せ溶接では, ギャップがあるとレーザーパワー 10 kW の条件で貫通溶接部が得られることが確認され, 一方, ギャップ 0.5 mm では比較的良好な溶接部を得られたが, アンダカットが発生していた. これは溶接電流または溶接速度が不適切であったためと推断される. アンダカ

ットは溶接ビードの溶融線に沿って母材部（熱影響部）近傍の溶融部がえぐられ、溝となって残っている部分を言う。ハイブリッド溶接時に、高い溶接電流の時に速いガス気流が発生し、それにより溶融金属が溶融池中心に流れ、表面近傍の一部の母材部が現出され、また、溶接速度が速いことによる凝固速度も速く、その後融液で満たされないうちに凝固したため、アンダカットが形成されたと考えられる。したがって、アンダカットを防止するには、溶接電流を減少させるか、溶接速度を低減させるのがよいと推察される。これについては、次項 3.4.3 で検討する。

以上の結果より、ハイブリッドによる突合せ溶接では、ギャップの有無とそれに対してレーザーパワーと溶接速度を適切に選択することが重要であることがわかった。厚さ 12 mm の HT780 鋼板の突合せ溶接では、レーザーパワー 10 kW、ギャップ 0.5 mm の場合に比較的良好な溶接ビードが得られた。


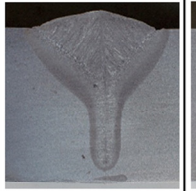
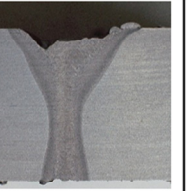
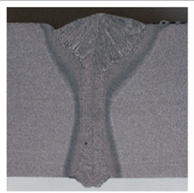
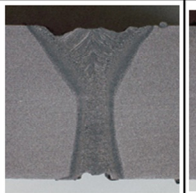
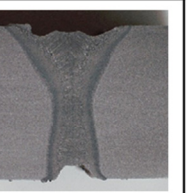
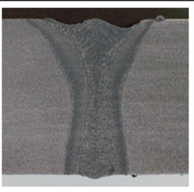
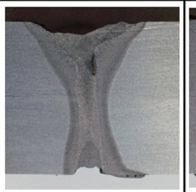

MAG-Laser, $v = 2 \text{ m/min}$, 300 A/37.4 V (Pulsed) wire = 13.3 m/min, $\Delta L = 4 \text{ mm}$, $f_d = -1 \text{ mm}$				
Gap \ P	10 kW	13 kW	16 kW	
0 mm				
0.5 mm				
1 mm				

Fig. 3.27 Cross sections of weld beads produced by MAG-Laser hybrid welding at various laser powers and gaps.

3.4.3 溶込み特性に及ぼす溶接速度および溶接電流の影響

試料に対してレーザパワーを 10 kW，ギャップを 0.5 mm 一定とし，溶接速度を 1 m/min から 2 m/min まで，溶接電流を 200 A から 300 A まで変えて突合せ溶接を行った。最初に，溶接電流を 300 A 一定とし，溶接速度を 1 m/min から 2 m/min まで変化させて得られたビード外観および断面形状を **Fig. 3.28** に示す。いずれも貫通溶接部を得られた。溶接速度 1 m/min の場合，ビード表面に 3 mm 程度のアンダフィルが形成し，これは入熱量が多いため，ビード裏面に溶落ちが発生したと考えられる。また，溶接速度を増加すると，アンダフィルの改善が見られ，2 m/min の場合，アンダフィルが発生していないことが確認された。しかし，溶接速度 1.5 m/min 以上の場合，ビード表面にアンダカットが形成された。したがって，アンダカットを防止するには，溶接速度を調整するだけではないことがわかった。

MAG-Laser, $P = 10 \text{ kW}$, 300 A/37.4 V (Pulsed) wire = 13.3 m/min, Gap = 0.5 mm, $\Delta L = 4 \text{ mm}$, $f_d = -1 \text{ mm}$			
v	Surface appearance		Cross section
1 m/min	Top		
	Bottom		
1.5 m/min	Top		
	Bottom		
2 m/min	Top		
	Bottom		

Fig. 3.28 Bead appearances and cross sections of weld beads produced by hybrid welding at various welding

次に，溶接速度および溶接電流の影響を検討した。溶接速度を 1 m/min として，溶接電流を 200 A から 300 A に増加させて得られた溶接部の表面と断面の観察結果

を Fig. 3.29 に示す. 式①によって理論的に計算するワイヤ供給速度が 5.3 m/min でギヤップによって不足体積を補われる. しかし, 実際的にいずれの溶接電流に対してビード表面にアンダフィルが発生した. 電流 200 A および 250 A の場合は 2 mm 以下のアンダフィルが発生し, 300 A の場合, 顕著なアンダフィルが発生した. これはアーク入熱量の増加とともに試料裏面から溶け落ちた熔融金属が増加したためと考えられる. そこで次に, 溶接速度を 1.5 m/min にし, 溶接電流を 200 A から 300 A まで増加させて得られた溶接ビードの外観および断面形状を Fig. 3.30 に示す. 溶接電流 200 A の場合は, ワイヤ供給量が足りないため (理論計算値 : 8 m/min), 溶接部に大きな穴が形成することが確認され, アークが不安定で溶接ビード表面に多量のスパッタが付着し, 表面ビードおよび裏面ビードにアンダフィルが発生した. 一方, 電流を 300 A に増加すると, アーク入熱量が多くなるため, 熔融金属が溶け落ちやすいことから溶接表面ビードにアンダフィルが発生することがわかった. 溶接電流 250 A では, 余盛なしの比較的に良好な溶接部を製作され, 250 A と 300 A の間の溶接電流において余盛ありの良好な溶接部を作製できると推察された.

$P = 10 \text{ kW}$, $v = 1 \text{ m/min}$, $\text{gap} = 0.5 \text{ mm}$ $\Delta L = 4 \text{ mm}$, $f_d = -1 \text{ mm}$			
I_a/V_a (wire)	Surface appearance		Cross section
200 A 24.4 V (7.8 m/min)	Top		
	Bottom		
250 A 28.6 V (9.6 m/min)	Top		
	Bottom		
300 A 37.4 V (13.3 m/min)	Top		
	Bottom		

Fig. 3.29 Bead appearances and cross sections of weld beads produced by hybrid welding at welding speed of 1 m/min.

$P = 10 \text{ kW}$, $v = 1.5 \text{ m/min}$, gap = 0.5 mm $\Delta L = 4 \text{ mm}$, $f_d = -1 \text{ mm}$			
I_a/V_a (wire)	Surface appearance		Cross section
200 A 24.4 V (7.8 m/min)	Top		
	Bottom		
250 A 28.6 V (9.6 m/min)	Top		
	Bottom		
300 A 37.4 V (13.3 m/min)	Top		
	Bottom		

Fig. 3.30 Bead appearances and cross sections of weld beads produced by hybrid welding at welding speed of 1.5 m/min.

そこで、溶接電流を 280 A、溶接速度を 1.5 m/min、ギャップを 0.5 mm 一定とし、レーザーパワー 8 kW から 10 kW まで変化させて溶接を行った。得られた溶接部の断面を **Fig. 3.31** に示す。Fig. 3.31 により、いずれもレーザーパワーに対して貫通溶接部を得られた。レーザーパワー 8 kW の場合、裏面の溶接ビードにハンピングが発生することが確認された。10 kW の場合、溶接両面ビードにアンダフィルが発生した。9 kW の場合、余盛ありの良好な貫通溶接部を作成できた。

$v = 1.5 \text{ m/min}$, gap = 0.5 mm, 280 A/30 V (Pulsed), (wire: 11.5 m/min), $\Delta L = 4 \text{ mm}$, $f_d = -1 \text{ mm}$					
8 kW		9 kW		10 kW	

Fig. 3.31 Bead appearances and cross sections of weld beads produced by hybrid welding at laser power of 8, 9 and 10 kW.

以上の結果より、12 mm の HT780 鋼板のディスクレーザ・MAG アークハイブリッド突合せ溶接では、良好な溶接部を製作するために必要な溶接条件の範囲は非常に狭いことが確認された。また、レーザパワー、溶接速度、ギャップおよび溶接電流を適切に選択することが重要であることもわかった。

3.5 溶接欠陥の発生機構および防止法

本節では、レーザ・MAG アークハイブリッド突合せ溶接時に発生するハンピングやポロシティなどの溶接欠陥の発生機構を解明するため、高速度ビデオカメラおよび X 線透視観察装置を用いて溶接現象を観察し、裏面ハンピングの防止方法を開発した。

まず、Fig. 3.31 中の溶接条件でのハイブリッド溶接中の裏面溶融池の高速度ビデオカメラの観察結果を Fig. 3.32 に示す。レーザパワー8 kW の場合、裏面の溶融金属は溶融池のすぐ後方で湯溜まりを形成し ($t_1 + 180$ ms)、流れこむ溶融金属によって大きく成長していった ($t_1 + 465$ ms)。その後、溶融金属が湯溜まりに流れていく経路が凝固して大きなコブとして裏面に残り、この現象を繰り返して裏面の周期的なコブ（ハンピングビード）が形成することが判明した。裏面に大きな湯溜まりを形成する一つ理由としては、マグガス（80%Ar-20%CO₂）使用によって溶融池中に混入さ

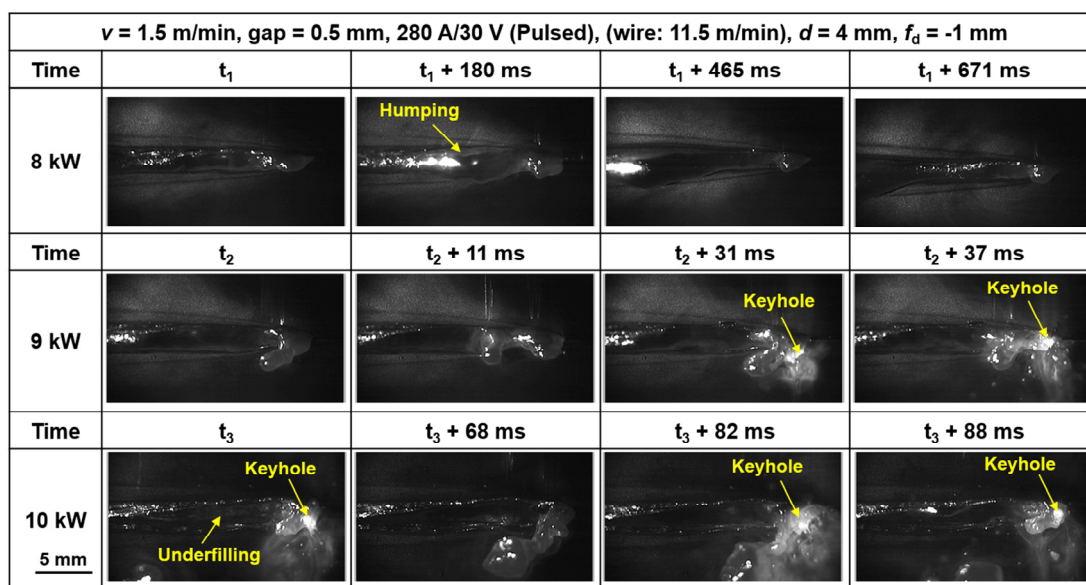


Fig. 3.32 High-speed video observation results of bottom molten pool during hybrid welding at 8, 9, and 10 kW.

れる酸素量が少ない条件では融液温度が低いほど表面張力が強く¹⁰⁰⁻¹⁰³⁾, 溶融池後方の温度が低いことより表面張力が強いので, 溶融金属が溶融池の後方に引っ張られることが考えられる. 9 kW の場合, 溶融金属が溶融池後方にスムーズに流れていき, フラットな状態を保ったまま凝固していた. レーザパワー10 kW において, 多くの溶融金属が裏面から溶け落ちることが確認された. 融液の損失により, 溶接ビード両面にアンダフィルが顕著に形成されることが明らかになった.

そこで, X 線透視観察装置を用いて溶接中における溶融池形状および湯流れの観察を行った. 一般に, 液体金属と固体金属では X 線透過率や吸収率がほぼ同程度であることから, 溶融池形状を観察するに, ギャップ中に白金 (Pt) のワイヤを埋め込んだ. 白金は, 鉄鋼と融点は近いが, 密度が大きいため母材より X 線透過能力が低く, 濃淡の差が表れるコントラストの強い画像が得られ, 溶融池形状を知ることができ, また, 白金の溶融状況の時間変化から, 流動状況を観察することもできる. 湯流れを観察には, 溶接する面の表面に, 直径 1 mm の穴を開け, トレーサ (タングステン球: 直径約 0.5 mm) を埋め込んだ. トレーサの移動より湯流れを知ることが可能である. 実験用の試験片は, **Fig. 3.33** に示す. **Fig. 3.31** の断面により, 溶落ちを防ぐ目的で, 厚さ 12 mm の試験片は上部に幅 20 mm, 厚さ 5 mm の形状を加工し, 両端にシムを入れ, スポット溶接による仮付けを行い, 透過方向の下部の厚さはギャップを除いて 5 mm に作製した. レーザパワー 8 kW および 9 kW の観察結果をそれぞれ **Fig. 3.34** および **Fig. 3.35** に示す. いずれのレーザパワーに対してもキーホールが溶融池を常に貫通しているわけではないことが確認された. レーザパワー 8 kW の場合, 白金の溶融状況から, 融液が上部から溶融池下部のハンピングと向かう湯流れを観察された. これは, ハンピング部の表面張力が大

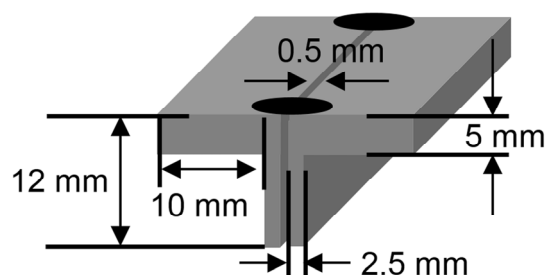


Fig. 3.33 Schematic representation of specimen used for x-ray transmission imaging observation.

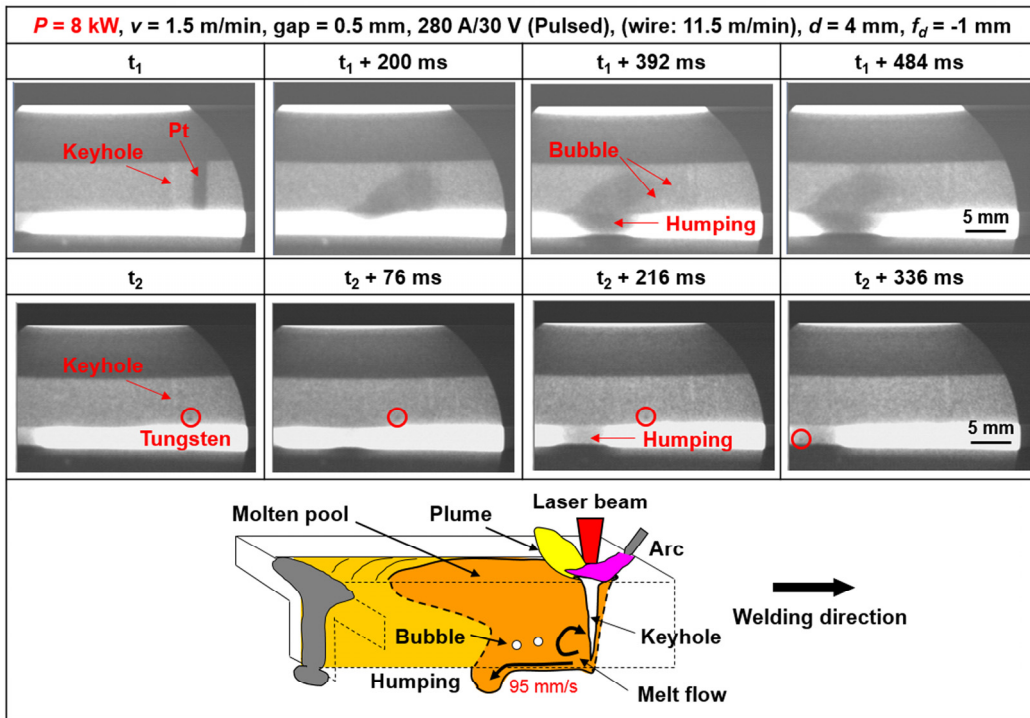


Fig. 3.34 X-ray transmission observation results during hybrid welding at laser power of 8 kW, and schematic melt flows inside molten

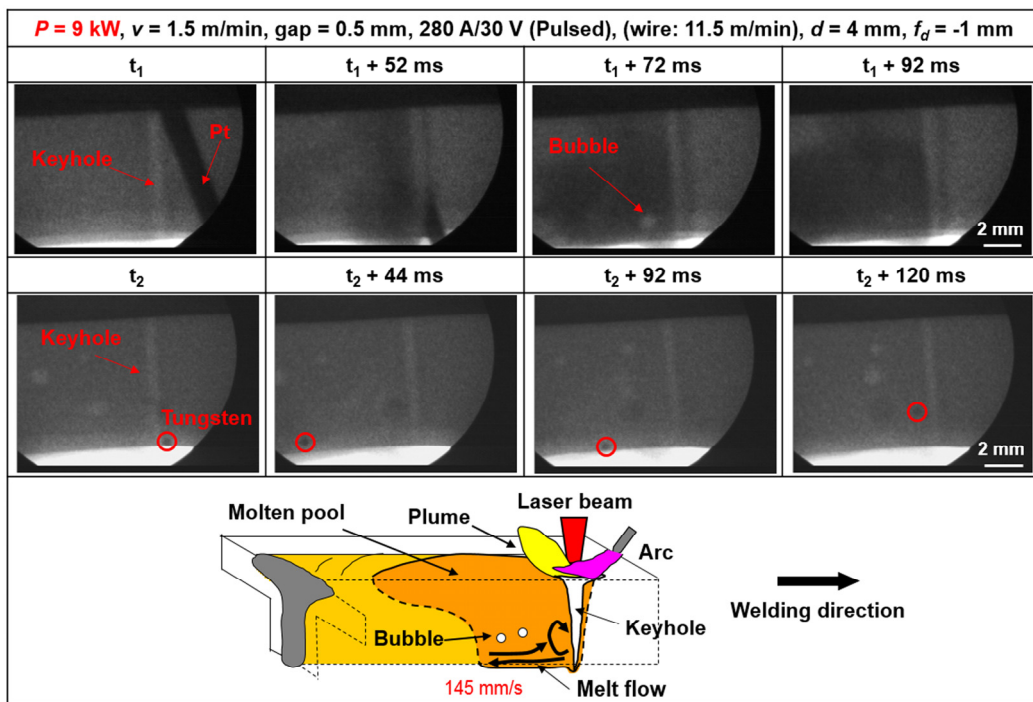


Fig. 3.35 X-ray transmission observation results during hybrid welding at laser power of 9 kW, and schematic melt flows inside molten

きいためと考えられる。また、タングステン粒子はレーザキーホール先端からハンピング部分に移動する流れを観察され、最後にハンピング部分に止まることが確認された。この湯流れの速度を計算すると、95 mm/s であった。一方、レーザパワー9 kW の場合、タングステン粒子はキーホール先端部から熔融池底部を後方へと移動する様子が見られ、その湯流れ速度は 145 mm/s であった。この湯流れは、キーホール先端部や壁面での激しい蒸発による反跳力がキーホール底部や壁面に作用したため生じたと考えられる。この湯流れはレーザパワーが強いほど強くなる。ハンピングビードを形成する二つ目の理由としては、裏面の湯流れ速度が遅いことより融液が落ちやすくなったと推察される。また、9 kW の場合、キーホール先端付近に戻る湯流れがあることがわかった。すなわち、熔融池内部の湯流れはレーザパワーにより異なることが確認された。さらに、レーザによるキーホール先端から気泡が発生することも観察された。これらの気泡が溶接金属部に残ることによりポロシティとなることもわかった。Fig. 3.27 により、レーザパワー16 kW の場合、溶接部にポロシティが発見してない理由はレーザキーホールが熔融池を常に貫通しているためと推察される。

次に、裏面の溶落ちをサポートし、後方への湯流れ速度を増加させるため、溶接中に裏面シールドガスを用いて、レーザパワー8 kW で実験を行った。得られた溶接ビードの外観写真を Fig. 3.36 に示す。裏面シールドガスを使用することにより、良好な裏面ビードが得られたことがわかる。なお、この場合、裏面の熔融池が酸化したことの影響も考えられる。いずれにしても、裏面ハンピング欠陥を改善できる方法として、溶接進行方向から後方へガスを流す方法が有効であったことが判明した。

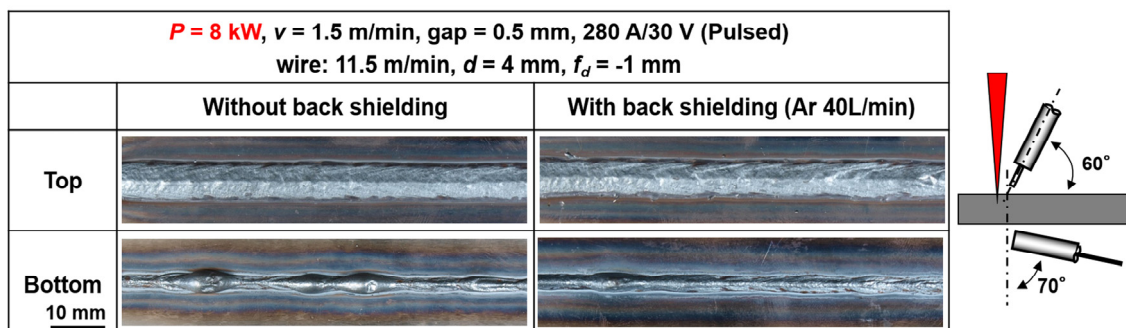


Fig. 3.36 Effect of back shielding gas on surface appearances in hybrid welds produced at laser of power of 8 kW.

3.6 結言

厚さ 12 mm の高張力鋼板 HT780 に対し、16 kW ディスクレーザおよび MAG アークを併用したハイブリッドによるメルトラン（ビード・オン・プレート）および I 形突合せ溶接を行い、溶込み特性に及ぼす各種パラメータの影響を検討した。同時に高速度ビデオカメラおよび X 線透視観察装置を用いて溶接現象を解明した。特に、ハンピング、アンダフィルや溶落ちなどの溶接欠陥防止に有効な溶接条件範囲を明らかにし、1 パスで裏当て、予熱・後熱なしの条件で良好な貫通溶接ビードを作製できる条件があることを見出した。本章で得られた結果をまとめると、以下の通りである。

- 1) 厚さ 12 mm の HT780 鋼板のディスクレーザ・MAG アークハイブリッドによるメルトラン（ビード・オン・プレート）溶接の結果
 - ① 溶接速度 1 m/min, レーザパワー 10 kW 以下の条件において部分溶込みの溶接部が形成された。レーザパワーの増加に伴い、溶込みが深くなった。レーザパワー 10 kW に増加すると、貫通溶接部を得られたが、表面ビードにアンダフィルが顕著に発生し、裏面ビードに大きなコブが周期的に生じた。
 - ② レーザ・MAG アークハイブリッド溶接における溶込み深さは溶接電流およびアーク電圧ではなく、レーザパワーの影響が大きいと判断され、溶接電流および電圧の増加に伴い、溶接ビード幅が増加することが確認された。
 - ③ MAG-Laser ハイブリッド溶接時には、溶接速度を増加すると溶込み深さは浅くなった。一方、4 m/min 以上の高速溶接ではアークが不安定になり、ワイヤ先端からの溶滴がスパッタとして発生することがわかった。
 - ④ 焦点はずし距離が大きすぎると、レーザプルームは顕著に形成し、溶滴の移行が妨害され、溶滴の影響によりキーホールが不安定となった。良好な深溶込みの溶接ビードを得るためには、キーホールの安定性を維持することが重要であることがわかった。
 - ⑤ レーザ・アーク間の距離を増加すると、溶込み深さが浅くなることを確認された。2 mm の場合において最大 7.9 mm 程度の溶込み深さが得られた。
 - ⑥ ハイブリッド溶接における有効なレーザ・アーク間の距離は溶接電流に依存していると判断された。同様な距離 $\Delta L = 4 \text{ mm}$ の条件において、溶接電流 280 A の方が 150 A より深い溶込み溶接部を得られた。溶接電流が変化する

と、溶融池の大きさが変化することからレーザーとアーク間の有効な距離が変化することがわかった。

- ⑦ レーザパワーを 8 kW，溶接速度を 1 m/min として，Laser-MAG ハイブリッド溶接時には多くの溶融金属が裏面に溜まることよりハンピング現象を発生した。MAG-Laser ハイブリッド溶接時には，溶融池が窪まないことが確認された。また，酸化物が溶融池の先端から後方に流れたことから，溶融金属が試料裏面にあまり留まらず，比較的良好な裏面ビードが得られた。

2) 12 mm HT780 鋼板のディスクレーザー・MAG アークハイブリッド突合せ溶接の結果

- ① ハイブリッド突合せ溶接の場合，連続アークを使用すると溶接表面ビードに多量のスパッタが付着した。一方，パルスアークが採用されると，スパッタ量が顕著に低減することが確認された。また，パルスアークはアンダフィルに対しても改善できることがわかった。
- ② レーザパワー13 kW 以上での貫通溶接の場合，いずれのギャップに対しても溶接ビード表面にアンダフィルが形成することが確認された。レーザーパワー 10 kW，ギャップ 0.5 mm，溶接速度 2 m/min の場合が比較的良好な溶接ビードが得られた。
- ③ レーザパワーを 10 kW，ギャップを 0.5 mm，溶接電流を 300 A 一定とし，溶接速度 1 m/min の場合，ビード裏面に溶落ちが発生することよりビード表面にアンダフィルが形成することがわかった。溶接速度を増加すると，アンダフィルの改善が見られ，2 m/min の場合，アンダフィルが発生していないことが確認された。また，アンダカットを防止するには，溶接速度を調整するだけではないこともわかった。
- ④ 溶接速度を 1.5 m/min，ギャップを 0.5 mm，溶接電流を 280 A 一定とし，レーザーパワー8 kW の場合，溶接裏面ビードにハンピングが発生することが確認された。9 kW の場合，余盛ありの良好な貫通溶接部を作製できた。10 kW の場合，溶接ビードの両面にアンダフィルが発生した。良好な溶接部を作製するために必要な溶接条件の範囲が非常に狭いことがわかった。
- ⑤ ハンピングを形成する一つの原因としては，溶融池中に酸素量が少ない条件では融液温度が低いほど表面張力が強く，溶融池後方の温度が低い

ことにより表面張力が強いので、溶融金属が溶融池の後方に引っ張られる機構が考えられる。二つ目の原因としては、裏面の湯流れ速度が遅いことによる融液が溶け落ちやすかったことが考えられる。

- ⑥ レーザパワーにより、溶融池内部の湯流れが異なることがわかった。レーザパワー8 kW の場合、裏面の湯流れ速度が 950 mm/s であったが、9 kW の場合、1450 mm/s と速かった。また、キーホール側にバックする湯流れも観察された。
- ⑦ レーザによるキーホールが溶融池の裏面において貫通していない場合、キーホール先端から気泡が形成され、これらの気泡が溶接部に残ることよりポロシティとなることがわかった。
- ⑧ 裏面にシールドガス吹き付け法を使用することにより、後方への湯流れ速度を増加させ、良好な裏面ビードが得られ、ハンピング欠陥が改善できることが判明した。なお、この場合、裏面の溶融池が酸化したことの影響も考えられる。

第4章 高張力鋼 HT780 厚板のレーザ・炭酸ガス アークハイブリッド溶接現象と溶接性

4.1 緒言

ガスシールドアーク溶接法の分類としては、基本的にシールドガスによる分類が用いられている。アルゴンなどの不活性ガスを用いる場合、ミグ溶接 (metal inert gas welding) と呼ばれ、炭酸ガス (CO₂) を用いる場合、炭酸ガスアーク溶接と呼ばれ、炭酸ガスとアルゴンガスを混合したガスを用いる場合、マグ溶接 (metal active gas welding) と呼ばれる。第3章では、マグ (MAG) アークを用いて高張力鋼のハイブリッド溶接性について検討した。その結果、1パスで良好な溶接部を製作できる溶接条件の範囲が狭いことが確認された。一方、日本での鉄鋼材料の溶接には炭酸ガスが特に安価であることからシールドガスとして広範囲に使用されている。炭酸ガスアーク溶接は、アークが集中し、MAGアーク溶接より溶込みが深くなり、高効率であると言われている。しかし、溶接中にアークは緊縮してワイヤ先端溶融部に集中するため、溶滴にアーク力による強力な押し上げ力が働き溶滴の離脱が困難となる。したがって、溶滴移行方向が不規則となり、溶滴がワイヤ先端から溶融池外に飛び出してスパッタが生じやすい⁹⁸⁻¹⁰³⁾。飛散するスパッタは周辺の可熱物や溶接作業員に当たることがあり、非常に危険である。また、母材表面に付着してビード外観を損じ、溶接装置内部に侵入して装置を壊すこともある。このため、炭酸ガスアーク溶接におけるスパッタを低減することが非常に重要である。

そこで、本章では、ディスクレーザと炭酸ガスアークのハイブリッドを用いてI形突合せ溶接を実施し、その溶接性についてレーザ・MAGアークハイブリッド溶接性と比較検討をした。また、高速度ビデオ観察法により溶接現象を解明し、スパッタを低減させるアークの条件を明示した。

4.2 使用材料、実験装置および実験方法

本章で使用した高張力鋼は、板厚が11mmのHT780である。供給する溶接ワイヤには炭酸ガス専用の直径1.2mmのMG-80ワイヤであり、レーザ・MAGアークハイブリッド溶接性と比較するため、MGS-80も使用した。

レーザ発振器は、最大出力16kWのディスクレーザである。実験装置の概略

図およびレーザーとアークの配置図は Fig. 3.1 および Fig. 3.2 と同様である。主な溶接条件を **Table 4.1** に示す。溶接方向はギャップに対する対応が容易なアーク先行/レーザー後行に設定した。また、溶接中における試料表面の熔融池およびワイヤ挙動の状況を詳細に観察するため、モノクロ高速度ビデオカメラおよび干渉フィルター（波長 973.4 nm）を用いた。なお、溶接中における試料裏面の熔融池、レーザー誘起プルーム、スパッタおよびレーザーキーホール発生状況をカラー高速度ビデオカメラで観察した。カラーレンズ前の干渉フィルターの波長は 300~900 nm である。また、溶接中にレーザーが熔融池を貫通できるかどうかを確認するため、試料裏面にフォトセンサおよびオシロスコープを用いてレーザー光信号を検出した。レンズの前に波長 1030 nm の干渉フィルターを使用した。

Table 4.1 Main conditions of laser-CO₂ hybrid welding.

Laser	Laser power: P	5 kW ~ 13 kW
	Incident angle	0 deg
	Defocused distance: f_d	-1 mm
Arc	Welding current: I_a	280 A
	Arc voltage	22 V ~ 30 V
	Torch angle: α	60 deg
	Wire	MG-80/MGS-80
	Shielding gas	100%CO ₂ (30 L/min) 80%Ar-20%CO ₂ (30 L/min)
Welding speed: v		1.5 m/min
Laser-Arc distance: ΔL		2 mm
Welding direction		Arc leading

4.3 スパッタ発生量に及ぼすアーク電圧の影響

レーザーパワーを 8 kW、溶接速度を 1.5 m/min、ギャップを 0.5 mm、溶接電流を 280 A として、アーク電圧を 22 V から 30 V まで増加させてレーザー・炭酸ガスアークハイブリッド溶接を行った。得られた溶接ビード外観および試料表面に付着するスパッタ量に及ぼすアーク電圧の影響をそれぞれ **Fig. 4.1** および **Fig.**

4.2 に示す。炭酸ガスアークを使用した場合，MAG よりスパッタが多く発生することがわかった。また，電圧 22 V および 30 V の場合多くのスパッタが試料表面に付着しているが，24 V の場合スパッタ量が一番少ない（6 個）ことが確認された。なお，アーク電圧が 24 V 以上において電圧の増加に伴い付着するスパッタ量は多くなることもわかった。

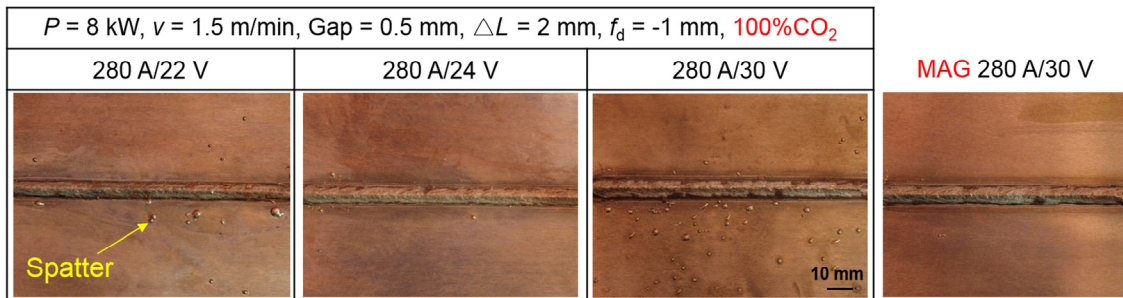


Fig. 4.1 Surface appearances of weld beads produced by hybrid welding with CO_2 and MAG shielding gases.

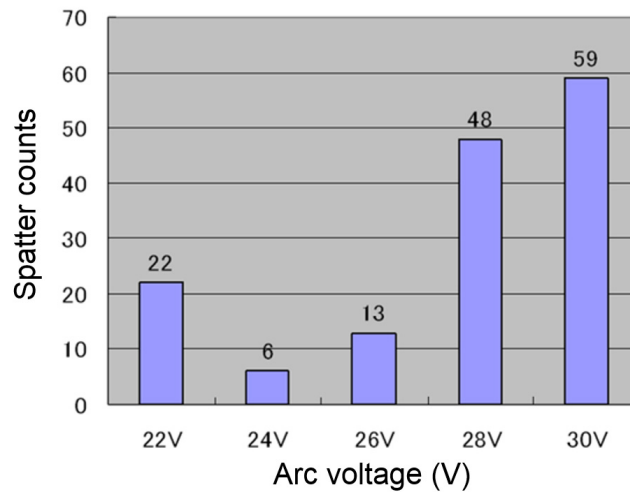


Fig. 4.2 Effect of arc voltage on spatter formation in hybrid welding with CO_2 shielding gas.

このスパッタ発生現象を理解するため，高速度ビデオカメラを用いて観察した。その結果を Fig. 4.3 に示す。アーク電圧を増加すると，アーク力が大きくなることにより溶融池先端の幅が広くなり，深さが深くなることがわかった。アー

ク電圧 22 V の場合, 溶滴がワイヤ先端から離脱しにくく, 大きく成長していた。その後, 短路による溶融池に当たる瞬間にスパッタとして溶融池外に飛び出すことが確認された。24 V の場合, ワイヤは溶融池下部に伸び出し, 埋れアークが形成され, 溶滴がスムーズに溶融池中に移行することが観察され, スパッタはほとんど形成されてないことがわかった。電圧が 30 V と高い場合, アークが長くなって, ワイヤ先端から離脱した溶滴がレーザ誘起プルーム噴出に伴う溶融池上方にスパッタとして飛び出すことがわかった。そこで, 炭酸ガスアークを用いてハイブリッド溶接を行う場合, 埋れアークを形成することにより, スパッタを低減できることが判明した。

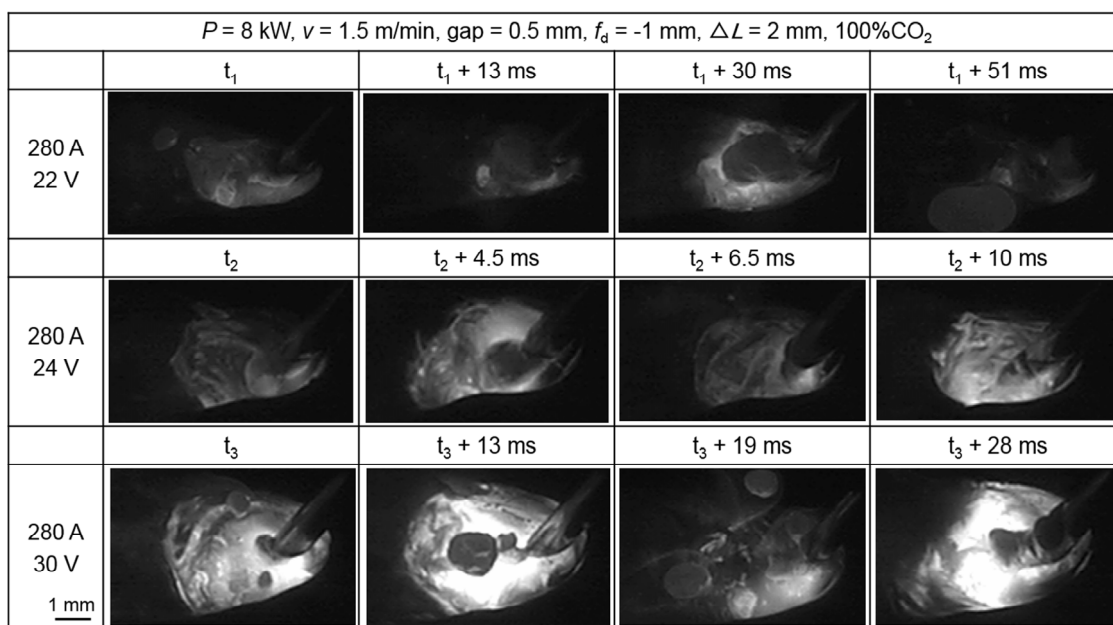


Fig. 4.3 High-speed video observation results of droplet transfer during hybrid welding with CO_2 shielding gas arc at 22, 24, and 30 V.

4.4 溶込み特性に及ぼすレーザパワーの影響

溶接速度を 1.5 m/min, ギャップを 0.5 mm, 溶接電流を 280 A, アーク電圧を 24 V とし, レーザパワーを 5 kW から 13 kW まで変化させてレーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接を行った。得られた溶接ビード外観および断面形状を **Fig. 4.4** に示す。その結果より, レーザパワー 5 kW の場合, 溶接ビードは連

続の貫通ビードではなく、ある箇所が部分貫通の溶接ビードになることがわかった。6 kW から 10 kW までの領域において、良好な貫通溶接ビードが得られた。良好な溶接部作製するための必要なレーザーパワーの範囲が広いことが確認された。また、レーザーパワーの増加に伴い、表面ビードの余盛が低くなり、裏面ビードの幅が広がったことがわかった。12 kW の場合、両面溶接ビードにアンダフィルが発生することが確認された。なお、いずれの溶接部でもポロシティは発生してないこともわかった。

そこで、比較するために、レーザーパワー6 kW から 9 kW までの MAG アークハイブリッド溶接結果を Fig. 4.5 に示す。6 kW において、部分貫通溶接ビードが得られ、MAG アークを使用することによって溶込み深さが浅くなることが確認された。7 kW 以上においていずれのレーザーパワーに対しても貫通溶接部を作製された。しかし、7 kW の場合、ハンピングビードを形成し、9 kW の場合、アンダフィルビードを形成し、8 kW で良好な溶接部を製作された。すなわち、良好な溶接部作製するためのレーザーパワー範囲が非常に狭いことがわかった。また、溶接ビードにポロシティが発生することが確認された。

以上の結果により、レーザー・炭酸ガスアークハイブリッド溶接の場合、溶込み深さが深くなり、ポロシティの発生がなく、レーザーパワーの広い範囲で良好な溶接部が作製できることがわかった。





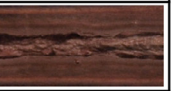
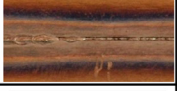
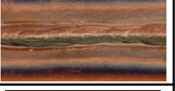


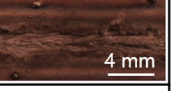
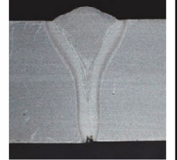
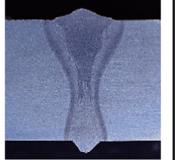
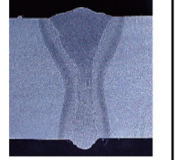
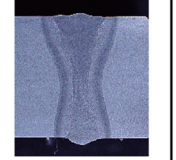
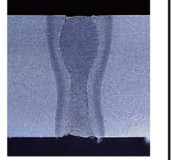
$v = 1.5 \text{ m/min}, \text{gap} = 0.5 \text{ mm}, 280 \text{ A}/24 \text{ V}, \Delta L = 2 \text{ mm}, f_d = -1 \text{ mm}, 100\% \text{CO}_2$					
P	5 kW	6 kW	8 kW	10 kW	12 kW
Top surface appearance					
Bottom surface appearance					
Cross section 5 mm					

Fig. 4.4 Surface appearances and cross sections of hybrid weld beads produced at laser power of 5 to 12 kW in CO₂ shielding gas.




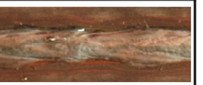
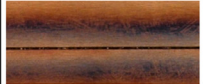



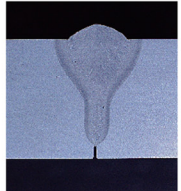
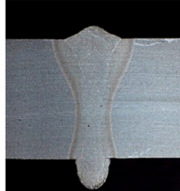
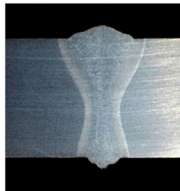

$v = 1.5 \text{ m/min}$, $\text{gap} = 0.5 \text{ mm}$, $280 \text{ A}/30 \text{ V}$ (Pulsed), $\Delta L = 2 \text{ mm}$, $f_d = -1 \text{ mm}$, MAG				
P	6 kW	7 kW	8 kW	9 kW
Top surface appearance				
Bottom surface appearance				
Cross section 5 mm				

Fig. 4.5 Surface appearances and cross sections of hybrid weld beads produced at laser power of 6 to 9 kW in MAG.

さらに、高速度ビデオカメラを用いて試料裏面の溶接現象を観察した。炭酸ガスの結果を **Fig. 4.6** に示す。裏面溶融池の長さ及びレーザーパワーの影響を **Fig. 4.7** に示す。いずれの場合でも、裏面のレーザーキーホール口から激しいプルームの噴出とともに小さいスパッタが多く発生していたことがわかった。12 kW 以下に裏面溶融池の長さがレーザーパワーの増加に伴い、長くなることが確認された。13 kW では 12 mm の短い溶融池を形成された。良好な裏面ビード形成するために必要な溶融池長さが 16 mm 以上になることがわかった。また、炭酸ガスアークハイブリッド溶接の場合、裏面ビードにハンピングが発生していないこともわかった。

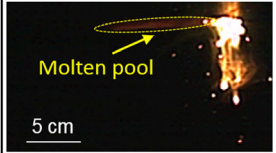



$v = 1.5 \text{ m/min}$, $\text{gap} = 0.5 \text{ mm}$, $280 \text{ A}/24 \text{ V}$, $\Delta L = 2 \text{ mm}$, $f_d = -1 \text{ mm}$, 100%CO ₂			
6 kW	8 kW	10 kW	12 kW
			

Fig. 4.6 High-speed video observation results at various laser powers during CO₂ hybrid welding.

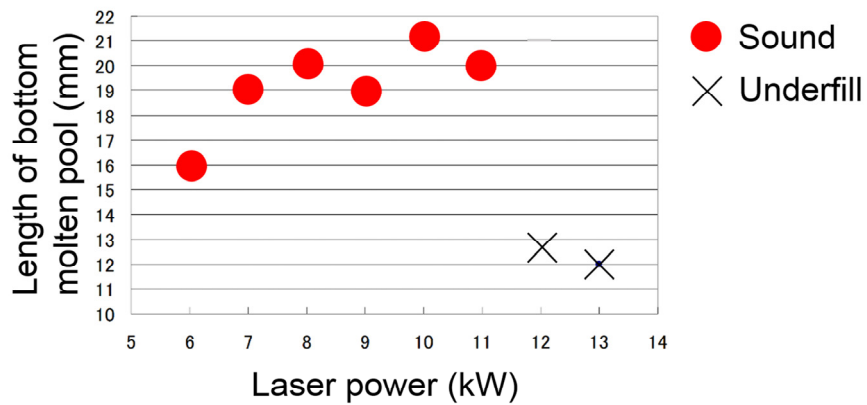


Fig. 4.7 Effect of laser power on length of bottom molten pool using CO₂ shielding gas.

そこで、レーザパワー8kWを固定してX線透視観察を行い、溶接中に裏面付近の湯流れについて観察した。その観察結果を **Fig. 4.8** に示す。

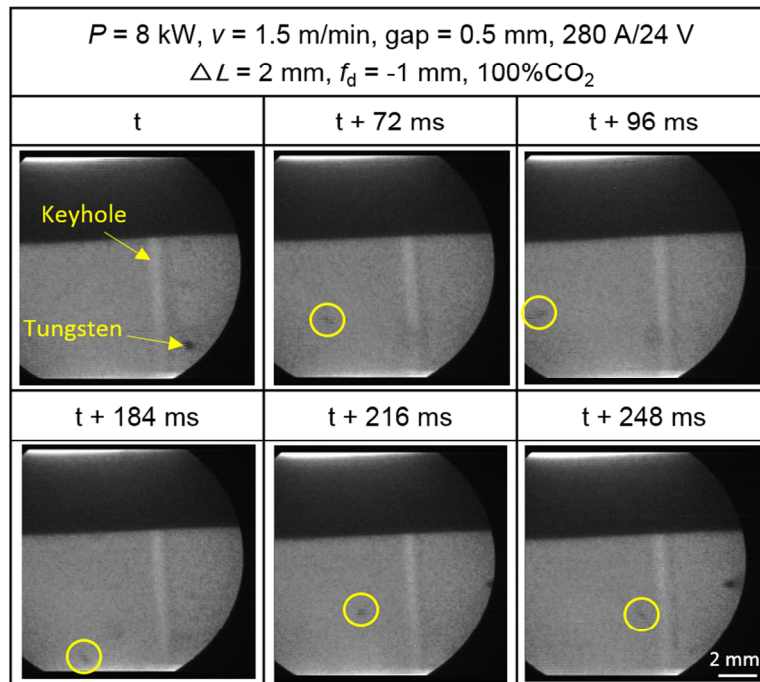
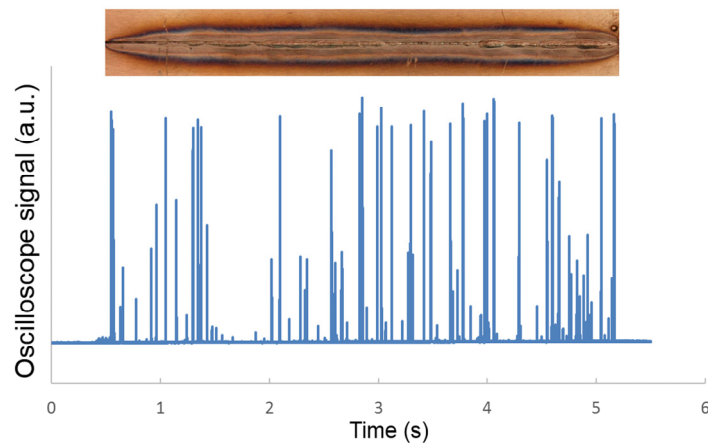


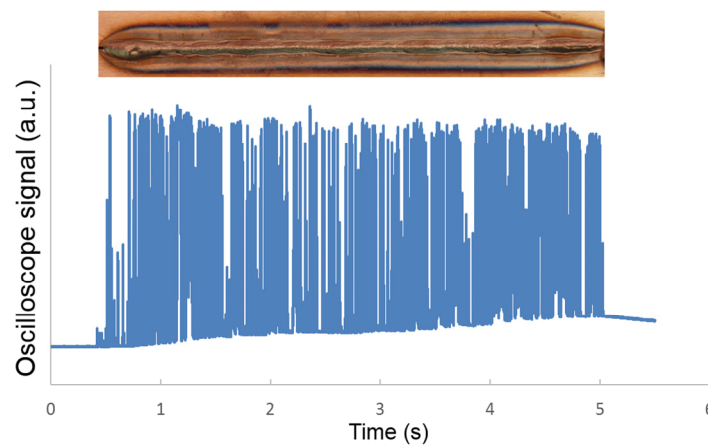
Fig. 4.8 X-ray transmission observation results during hybrid welding at laser power of 8 kW in CO₂ shielding gas.

まず、タングステン粒子はレーザキーホール先端から溶融池後方へと移動する様子が見られた。その後、キーホール付近に戻る様子も見られた。この理由としては、炭酸ガスを使用によって溶融池中に酸素量が多い場合（溶接部の酸素量を第5章で測定する）で溶融温度が低いほど表面張力が低く、キーホール先端付近の温度が高いことより表面張力が強いので、溶融金属がキーホール先端付近に引っ張られている。このため、溶融池後方に溶融金属が少ないことより湯溜まりの形成が困難となって、ハンピングが発生しないことが解明された。また、溶接中にキーホールが安定し、気泡が発生しないことが確認された。

さらに、試料裏面にフォトセンサおよびオシロスコープを用いてレーザ光信号の検査が実施した。その結果を Fig. 4.9 に示す。



(a) 5 kW



(b) 6 kW

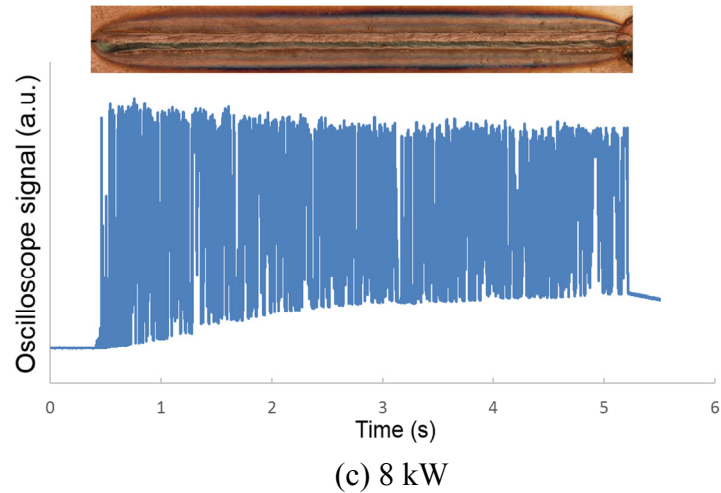
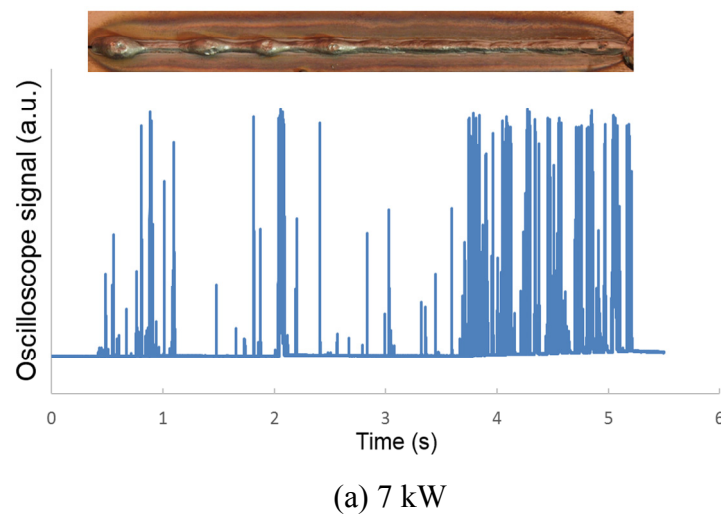


Fig. 4.9 Oscilloscope signal detection results during hybrid welding with CO₂ gas arc at laser power of 5 kW (a), 6 kW (b), and 8 kW (c).

レーザーパワー5kWで部分貫通溶接の場合、レーザーが溶融池を常に貫通しているわけではないことが確認された。6kW以上において、レーザーが溶融池をよく貫通したことがわかった。そこで、レーザー・炭酸ガスアークハイブリッド溶接ではレーザーがよく溶融池を貫通する条件による良好な溶接部を作製できることが解明された。

なお、レーザー・MAGアークハイブリッド溶接の検査結果を**Fig. 4.10**に示す。裏面からレーザー光の検出結果はレーザーパワー7~9kWでほぼ同じであることがわかった。レーザーパワー9kWにおいて溶落ちやアンダフィルが発生しても、レーザーが溶融池を常に貫通していないことが確認された。



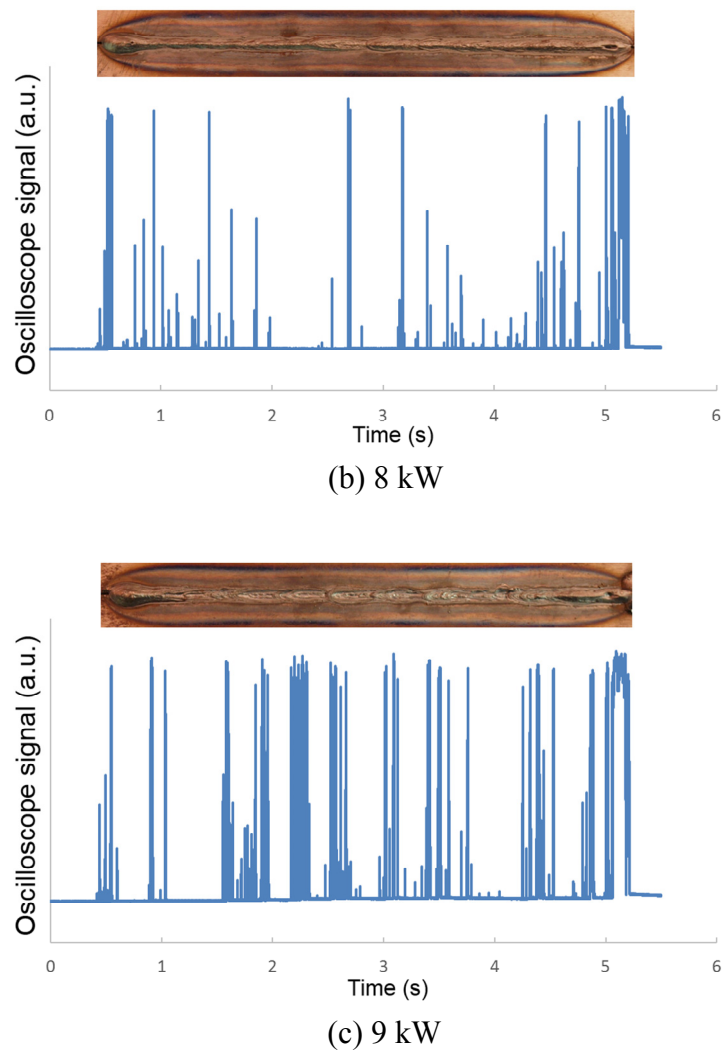


Fig. 4.10 Oscilloscope signal detection results during hybrid welding with MAG arc at laser power of 7 kW (a), 8 kW (b), and 9 kW(c).

4.5 結言

本章では、厚さ 11 mm の高張力鋼 HT780 厚板の I 形突合せ継手に対して、ディスクレーザと炭酸ガスアークのハイブリッド溶接を行った。そして、スパッタ発生量に及ぼすアーク電圧の影響について検討し、溶接性に及ぼすレーザパワーの影響についても検討した。また、高速度ビデオカメラ観察、X 線透視観察およびレーザ光の裏面透過傾向の測定を行い、溶接現象の解明を行った。得られた結果は以下の通りである。

- 1) 炭酸ガス利用ハイブリッド溶接の場合，MAG よりスパッタが多く発生することがわかった．このスパッタの低減に埋れアークを形成することが有効であることも判明した．
- 2) 炭酸ガス利用ハイブリッド溶接の場合，ギャップ 0.5 mm の突合せ継手に対して，溶接速度 1.5 m/min では，レーザパワーが 6 kW から 10 kW までの領域において，良好な貫通溶接部が得られた．この結果から，MAG アークの場合レーザパワーが 8 kW で良好な溶接部得られたが，炭酸ガスアークの場合に良好な溶接部が得られるレーザパワーの範囲は，MAG アークの場合より広いことが明白となった．
- 3) MAG アークの場合，ポロシティが発生したが，炭酸ガスアークの場合，ポロシティは発生していなかった．
- 4) 裏面の溶融池を高速度ビデオカメラで観察した結果，レーザパワー6 kW から 10 kW の領域において，裏面のキーホール口から激しいプルームの噴出とともに小さいスパッタが多く発生していた．しかし，良好な形状の溶接ビードが得られることが判明した．
- 5) 12 kW 以下に裏面溶融池の長さがレーザパワーの増加に伴い，長くなることが確認された．13 kW では 12 mm の短い溶融池を形成していた．良好な裏面ビードを形成するために必要な溶融池長さは 16 mm 以上に長いことがわかった．
- 6) X 線透視観察の結果，タングステン粒子はレーザキーホール先端から溶融池底部において後方へと移動する様子が見られ，その後，溶融池底部でキーホール付近に戻る湯流れも観察された．また，溶接中のキーホールは安定であり，気泡が発生していないことが確認された．
- 7) 炭酸ガスを使用した場合，溶融池内の酸素量が多い条件では溶融温度が低いほど表面張力が低く，キーホール先端付近の温度が高いことより表面張力が強いので，溶融金属がキーホール先端付近に引っ張られる様子が観察された．このために，溶融池後方に溶融金属が少ないことにより湯溜まりの形成が困難となって，ハンピングが発生しなかったと推察された．
- 8) 裏面貫通レーザ光の検出の結果，レーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接は，レーザが溶融池をよく貫通して良好な溶接部を作製できることがわかった．一方，MAG アークの場合，溶落ちが発生した場合でも，レーザが溶融池を常に貫通しているわけではないことが判明した．このことから，MAG 利用と炭

酸ガス利用のハイブリッド溶接において、キーホール形成傾向が異なることがわかった。

第5章 ハイブリッド溶接継手の特性評価

5.1 緒言

第3章および第4章では、ディスクレーザとMAGアークまたは炭酸ガスアークを用いて高張力鋼HT780厚板のハイブリッド溶接を行った。溶接性に及ぼす種々の溶接パラメータの影響を明らかにした。いずれのシールドガスに対しても1パスで良好な貫通溶接継手を作製することができた。MAGガスの場合、良好な溶接部を作製するために必要なレーザパワーの範囲は狭く、溶接ビードにポロシティが形成することがわかった。一方、炭酸ガスの場合、良好な溶接部を作製できるレーザパワーの範囲は広く、また、ポロシティが発生していないことが確認された。

そこで、本章では、作製された表面形状の良好な溶接継手に対して、EPMA元素分析、ビッカース硬さ、引張試験、シャルピー衝撃試験、酸素測定などを行い、溶接継手の機械的性質を評価した。使用した材料は高張力HT780溶接継手である。実験方法について、各節で詳細に述べる。

5.2 溶接ビード内部におけるNi含有量のEPMA分析結果

MAGアークおよび炭酸ガスアークのハイブリッド溶接において溶融部に供給されるワイヤの混合状況を調査するため、溶融部のNi量の分布をEPMAにより測定した。母材のNi含有量は0.95%であり、ワイヤMGS-80およびMG-80はそれぞれ2.72%および2.22%のNiを有しており、いずれのワイヤもNi量が母材より高い。

ハイブリッド溶接継手の断面におけるNi量のEPMA測定結果をFig. 5.1に示す。いずれの場合においても溶接金属部でNi量が多いことが認められ、ワイヤは溶融部の底部まで混ざっていることがわかった。なお、溶融部上部では下部よりワイヤ成分が多いことも確認された。

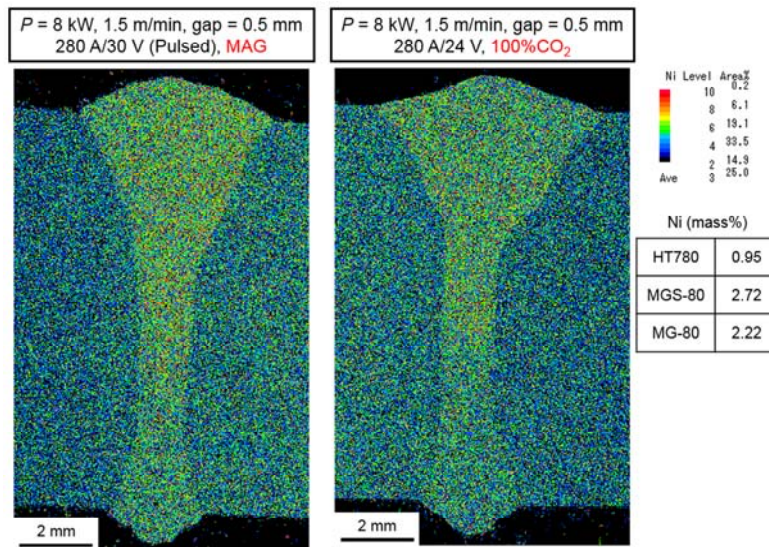


Fig. 5.1 Distribution of Ni in hybrid welds produced in MAG and CO₂ shielding gas.

5.3 ハイブリッド溶接部のマイクロビッカース硬さ分布

作製した突合せ溶接継手の溶融部とその周辺部においてマイクロビッカース硬さ試験を実施した。溶接継手における上部、中部および下部三つの位置で試験荷重：1 kg，試験力保持時間：20 s の条件で硬さを測定した。MAG および炭酸ガスの測定結果をそれぞれ **Fig. 5.2** および **Fig. 5.3** に示す。母材 (base material: BM) の硬さはおよそ 300 HV であった。いずれのシールドガスに対しても溶接金属部 (fusion zone: FZ) は母材より硬化していた。MAG アークの場合、硬さがおよそ HV : 350~370 である。炭酸ガスアークの場合、およそ 320~370 HV であり、変動幅が大きかった。また、ボンド部から少し離れると硬さはおよそ 270 HV 程度で、逆に母材以下に低下し、熱影響部 (heat affected zone: HAZ) 軟化が起こることが判明した。いずれの位置に対して HAZ の幅はおよそ 1 mm であることが確認された。硬化は硬いマルテンサイト相が生成したためと推察される。また、HAZ 軟化は、温度履歴において加熱部に一部フェライト相が生成したためと推察される。これについては次節で検討する。

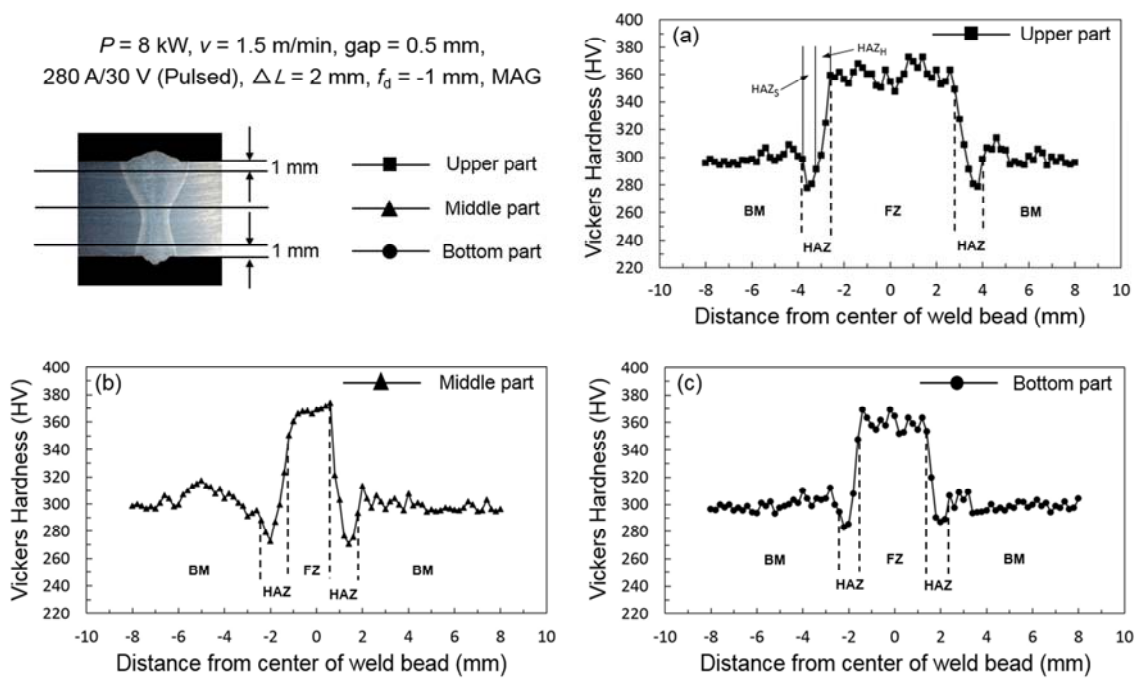


Fig. 5.2 Distribution of Vickers hardness on cross section of hybrid weld joint produced with MAG arc. (a) upper part. (b) middle part and (c) bottom part.

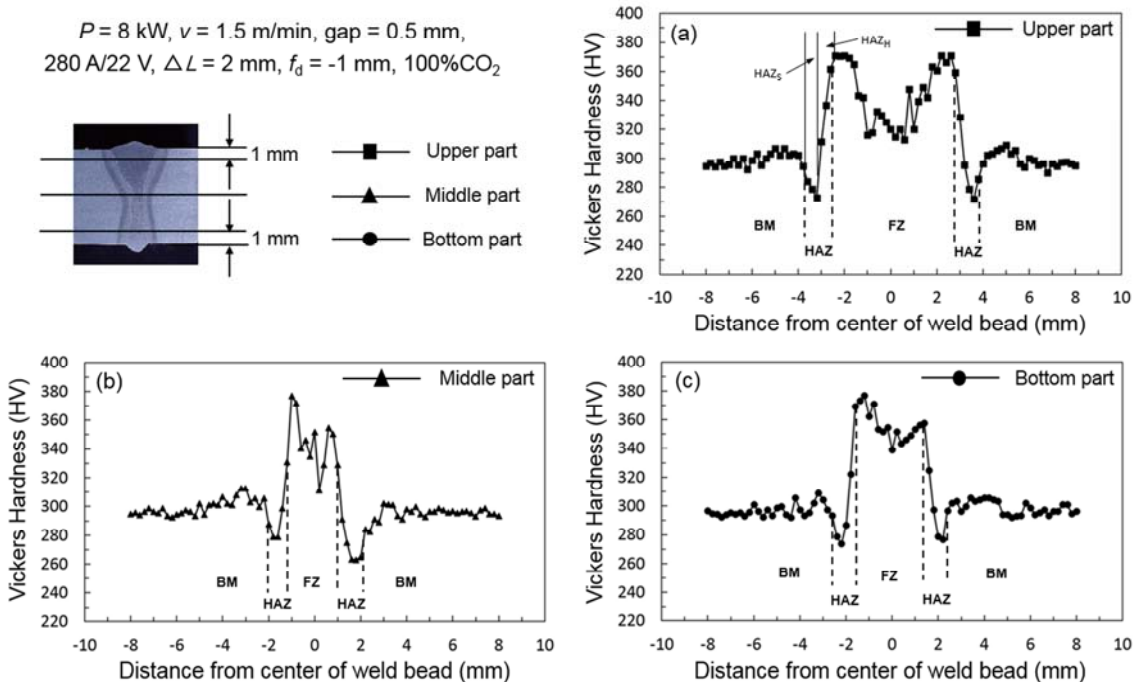


Fig. 5.3 Distribution of Vickers hardness on cross section of hybrid weld joint produced with CO_2 arc. (a) upper part, (b) middle part and (c) bottom part.

5.4 ハイブリッド溶接部のマイクロ組織

前節では、溶接継手の金属部が硬化し、熱影響部が軟化することがわかった。その原因を調べるため、溶接部のマイクロ組織を観察した。試料を鏡面研磨した後、2%ナイトール液で腐食を行い、光学顕微鏡（VHX-900）を用いてマイクロ組織の観察を行った。得られたマイクロ組織の観察結果を **Fig. 5.4** および **Fig. 5.5** に示す。高張力鋼 HT780 の母材は主にベイナイト組織である。いずれのシールドガスに対しても相似な組織が観察された。熱影響部は複雑な組織分布になって、母材近傍の熱影響部にフェライト相が形成しており、軟化が生じたのはこの軟らかいフェライト相の生成によることが確認された。溶接金属近傍の熱影響部には結晶粒の粗大化とマルテンサイト組織の形成が認められ、硬化はマルテンサイトの生成によることも確認された。また、溶接金属部ではマルテンサイトおよびベイナイト混合組織が観察された。

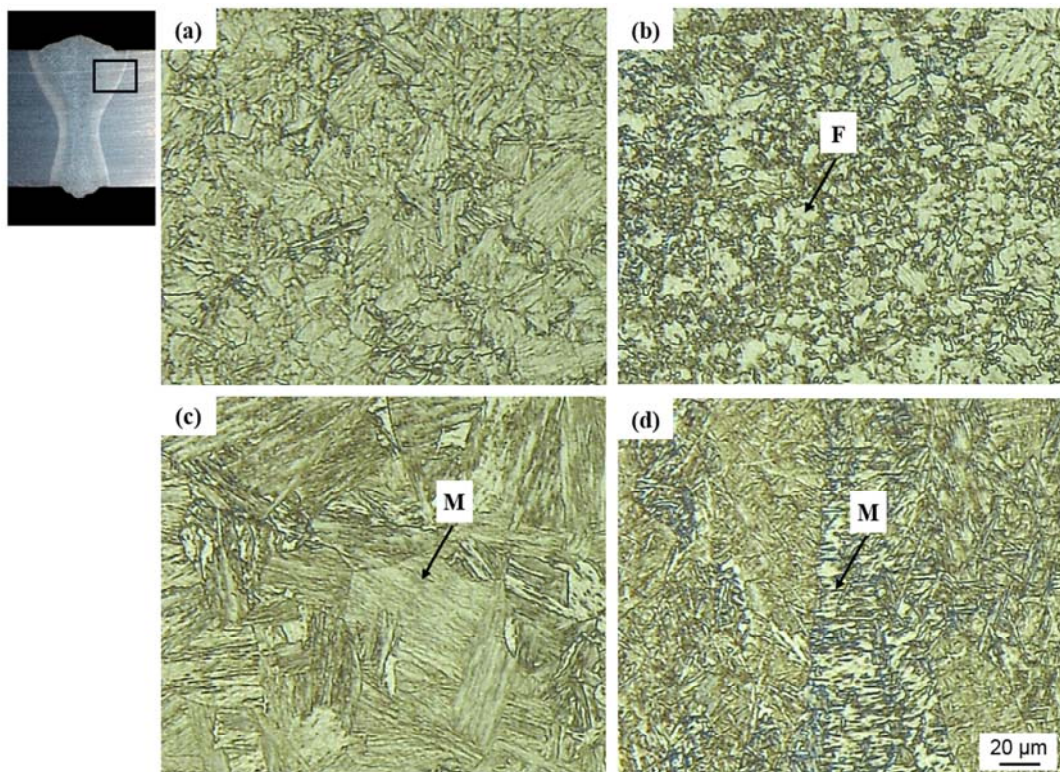


Fig. 5.4 Microstructure of hybrid weld joint with MAG arc. (a) base material, (b) incomplete recrystallization heat affected zone, (c) coarse grained heat affected zone, (d) weld fusion zone.

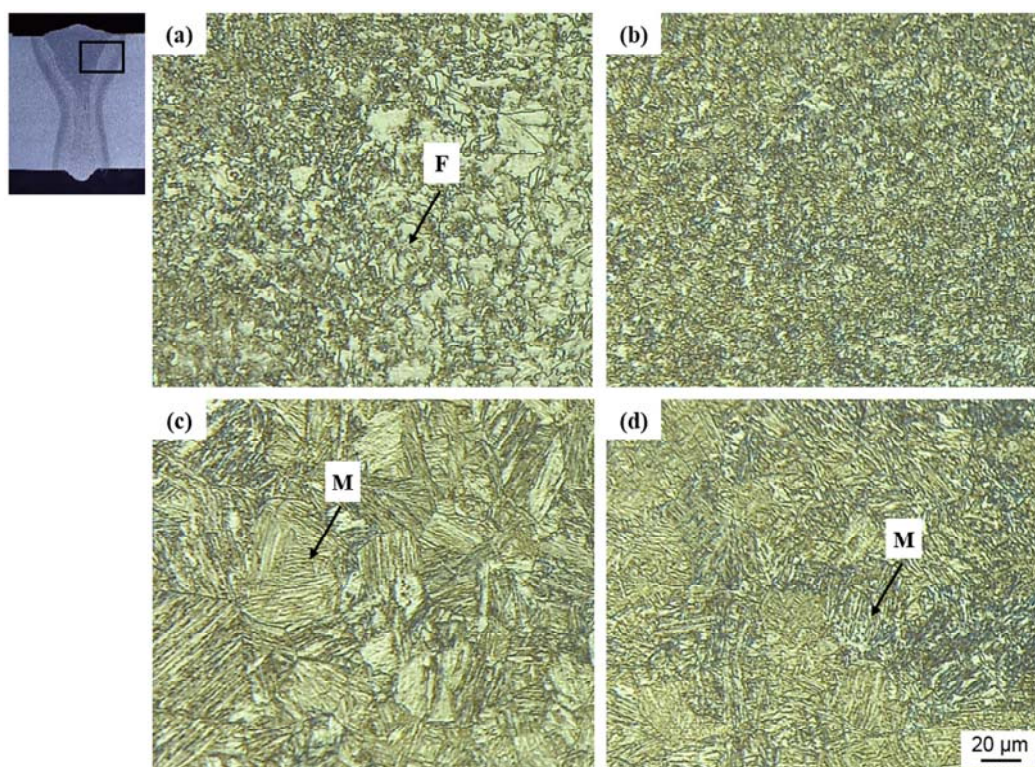


Fig. 5.5 Microstructure of hybrid weld joint with CO₂ arc. (a) incomplete recrystallization heat affected zone, (b) fine grained heat affected zone, (c) coarse grained heat affected zone, (d) weld fusion zone.

5.5. ハイブリッド溶接継手の引張試験結果

熱影響部に軟化部が認められたことから、軟化が溶接継手の強度低下に影響を及ぼすかどうかを確認するため、引張試験を行った。試験片の形状は ASTM E8M-04 標準に準拠しており、**Fig. 5.6** に示す。また、溶接ビード表面および裏面を削除し、引張速度 5 mm/min で実施した。その結果を **Fig. 5.7** に示す。いずれの試験片とも母材破断を示し、溶接継手の引張強度は母材より高いことがわかった。母材の最大引張強さがおよそ 870 MPa であった。さらに、レーザ・アークハイブリッド溶接においては、軟化部の幅は約 0.5 mm であり、板厚に比べて十分に狭かったため、熱影響部の軟化が溶接継手の強度低下に影響を及ぼさなかったことが確認された。

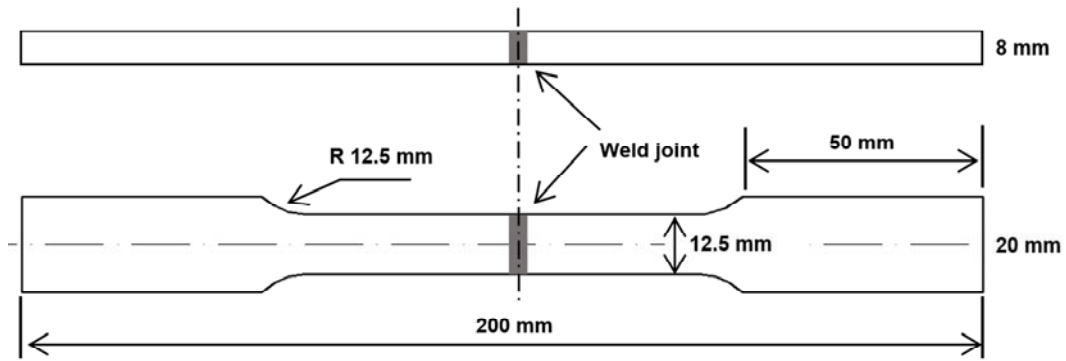


Fig. 5.6 Configuration of tensile test specimen used.

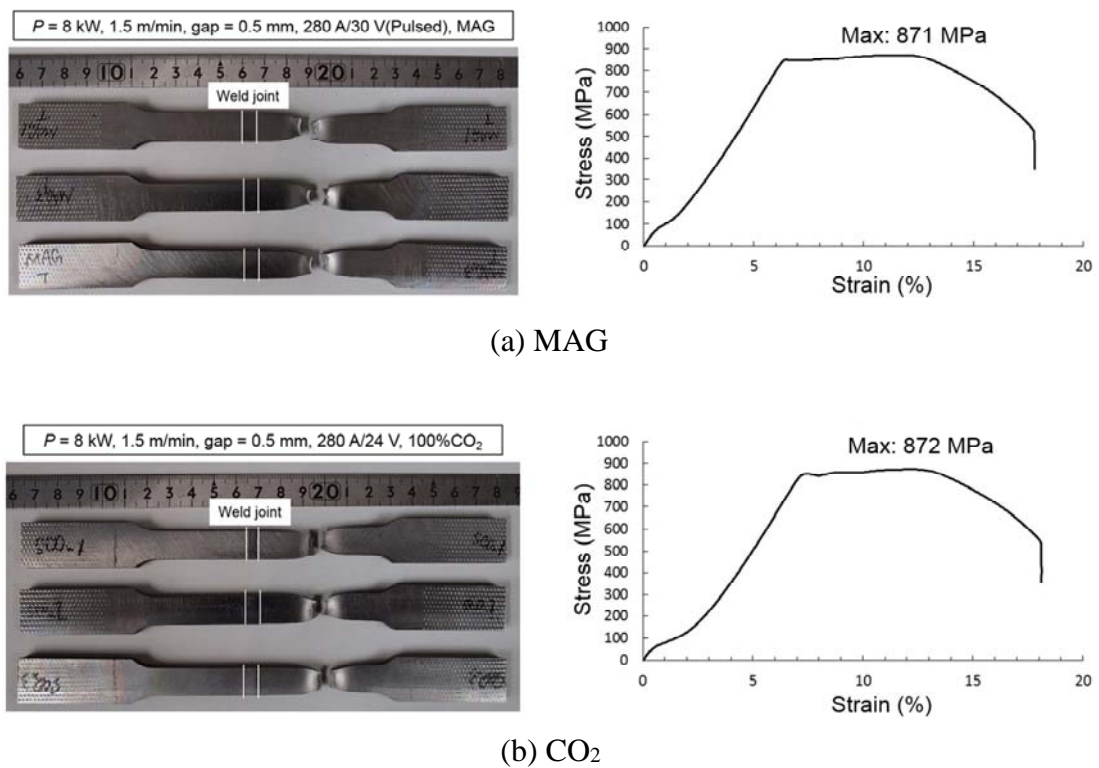


Fig. 5.7 Tensile test results of hybrid weld joints produced in MAG (a) and CO₂ gas (b).

5.6 ハイブリッド溶接継手のシャルピー衝撃試験結果

溶接継手の靱性を評価するため、シャルピー衝撃試験を行った。試験片の形状を Fig. 5.8 に示す。ASTM E23-02a 標準に準拠して加工した。溶接ビードの表面および裏面を削除し、溶接金属部の中央部に V ノッチ形状を加工した。さら

に、-40、-10 および 20°C の温度で試験を行い、いずれの温度でも三つのサンプルを測定した。-40 および-10°C の試験片は液体窒素で冷却して準備した。得られた試験結果を **Fig. 5.9** に示す。

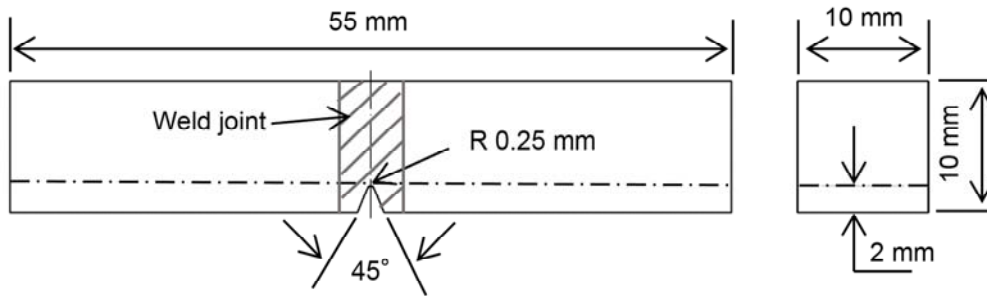


Fig. 5.8 Configuration of toughness test specimen used.

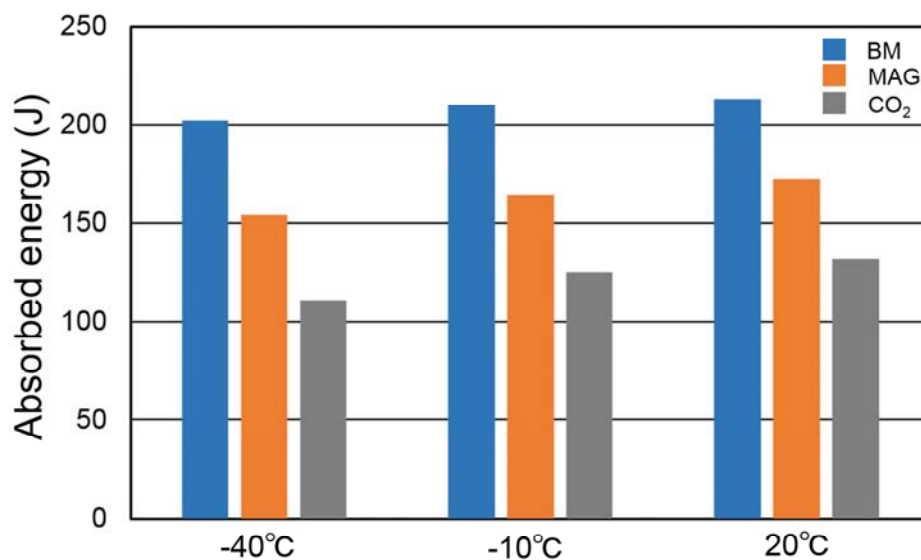


Fig. 5.9 Results of Charpy impact test of base metal and hybrid weld joints with MAG arc and CO₂ gas arc at -40, -10 and 20 °C.

母材および溶接継手の吸収エネルギーは温度の下降とともに低減していくことがわかった。どの試験片でも吸収エネルギーは 100 J 以上と高かった。なお、母材の吸収エネルギーはいずれの温度に対して 200 J 以上と高く、靱性が十分高いことがわかった。炭酸ガスを使用した場合、MAG ガスより吸収エネルギーは低く、靱性が若干劣ることが推察された。そこで、-40°C における破断面を SEM

で観察し、EDX で分析した。それぞれで得られた破面の観察結果を **Fig. 5.10** および **Fig. 5.11** に示す。

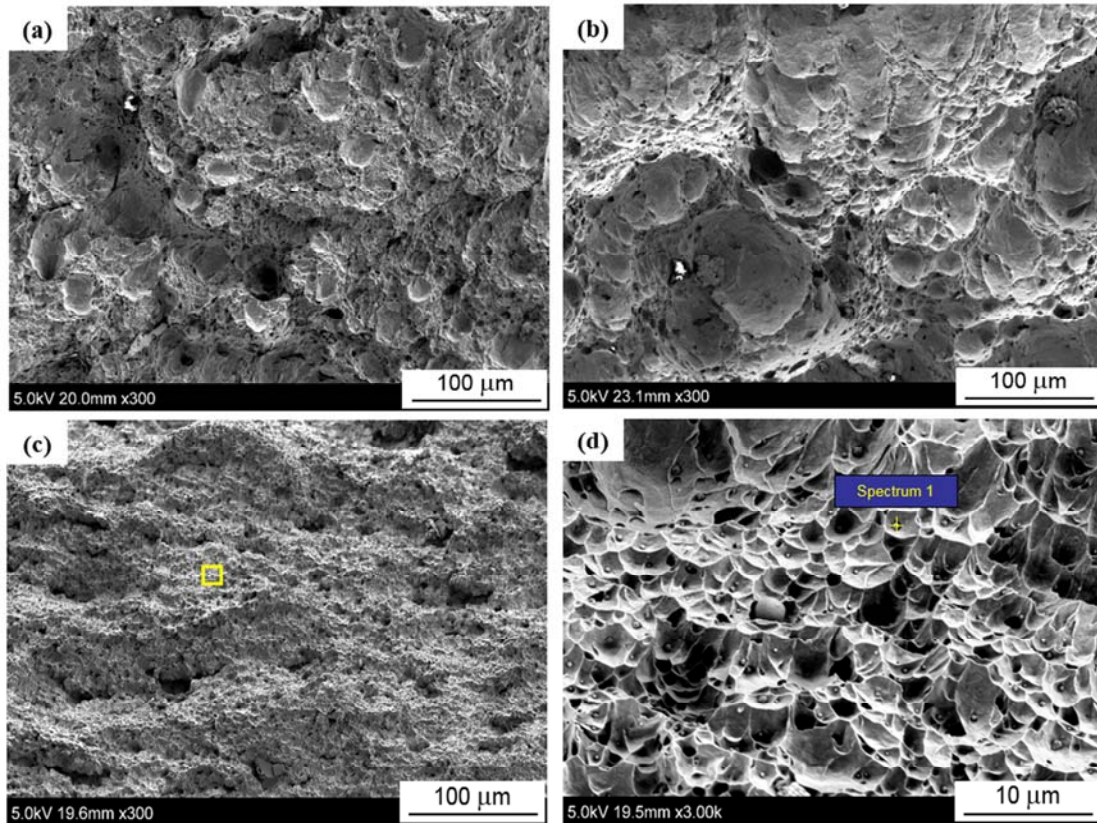


Fig. 5.10 SEM micrographs of impact fractured samples of hybrid weld joints tested at -40°C . (a) base material, (b) hybrid weld with MAG arc, (c) hybrid weld with CO_2 gas arc, and (d) SEM photo of (c) at higher magnification.

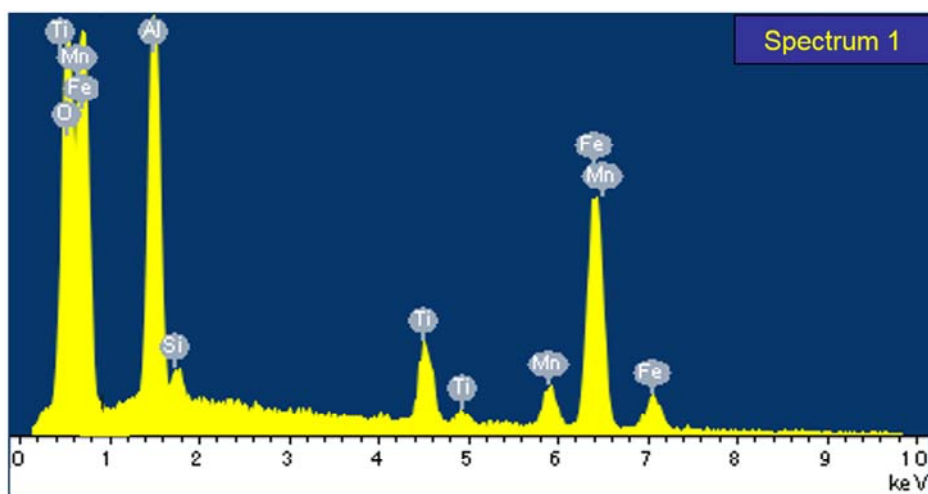


Fig. 5.11 EDX analytical result of inclusion in Fig. 5.10 (d).

Fig. 5.10 により、いずれの破面とも延性破壊面であることが確認された。母材および MAG 断面において、深く大きいディンプルが見られた。一方、炭酸ガスの場合、小さいディンプルを形成することがわかった。また、断面に多くの小さい丸形状の介在物が付着していることが確認された。さらに、EDX 分析結果より、丸形状の介在物は酸化物であると判断された。

以上の結果より、溶接金属部に酸化物が多く形成することにより溶接継手の靱性が低下することが確認させた。

5.7 溶接金属部の酸素測定

前節では、溶接継手の靱性に酸化物の形成が関与していることが確認されたので、本節では、酸素量の測定をレコ分析法により行った。使用したサンプルは Fig. 5.12 に示すように、溶接ビード表面を削除し、放電加工による溶接金属部からサイズおよそ $1\text{ mm} \times 1\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ のサンプルを切り出した。その後、サンプル表面の酸化物を研磨し、測定するまで純エタノール液体中に保存した。

各箇所での酸素量の測定結果を Fig. 5.13 に示す。母材の酸素含有量はおよそ 25 ppm と非常に低いことがわかる。使用したワイヤ MGS-80 および MG-80 は約 45 ppm である。MAG および炭酸ガスの場合それぞれ約 270 ppm および 480 ppm であり、シールドガス中で得られた溶接金属部の酸素量は母材より非常に高いことが確認される。したがって、溶接金属部の酸素量が多いことから酸化物が多量に形成したことが推測され、溶接継手の靱性の低下は多量の酸化物の形成によると判断された。

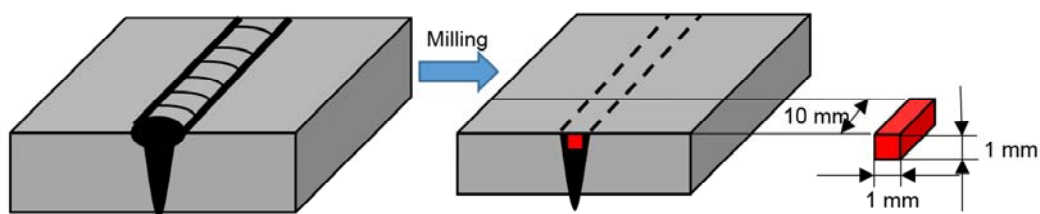


Fig. 5.12 Schematic process of specimen preparation for oxygen measurement.

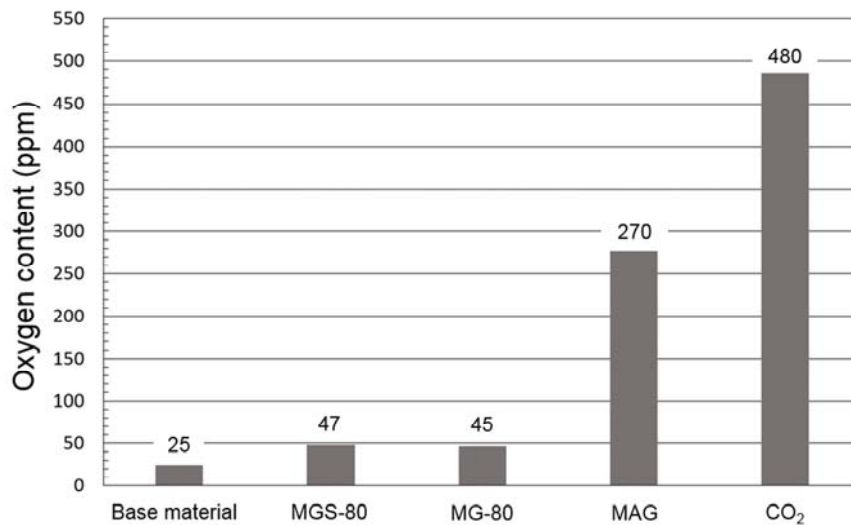


Fig. 5.13 Measurement results of oxygen contents in base material, wires and hybrid weld fusion zones produced in MAG or CO₂ gas.

5.8 結言

本章では、ディスクレーザおよびMAGアークと炭酸ガスアークハイブリッド溶接により作製された良好な溶接継手に対して、EPMA元素分析、ビッカース硬さ、引張試験、シャルピー衝撃試験、酸素含有量の測定および破面観察により機械的性質を評価した。得られた結果は以下の通りである。

- 1) いずれのシールドガスにおいてもワイヤは溶融部の底部まで混ざっていることが確認された。また、溶融部上部では下部よりワイヤ成分が若干多いこともわかった。
- 2) 母材の硬さはおよそ300HV程度であった。溶接金属部は母材より硬化していった。熱影響部に硬化および軟化が起こることが判明した。
- 3) 母材は主にベイナイト組織である。熱影響部は複雑な組織分布を呈し、母材近傍の熱影響部にフェライトを形成することによる軟化が起こり、溶接金属近傍の熱影響部では旧オーステナイト粒界が粗大化するが、マルテンサイト組織を形成していた。この硬いマルテンサイトの生成により硬化していることもわかった。一方、溶接金属部はマルテンサイトおよびベイナイト混合組

織であることが観察した。

- 4) 溶接継手の引張試験の結果、試験片は母材で破断した、溶接継手の引張強さが母材より高くなることがわかった。熱影響部の幅が約 0.5 mm と板厚に比べて狭いことにより、熱影響部の軟化が溶接継手の強度に影響しないことが確認された。
- 5) シャルピー衝撃試験の結果、吸収エネルギーは炭酸ガスを使用した場合、MAG ガスより低く、靱性が低いことがわかった。破面は延性破断面であることが確認された。また、破断面に多くの酸化物が付着していることが確認された。溶接継手の靱性の低下は、溶接金属部に多量の酸化物を形成したためであると推察された。
- 6) 母材の酸素含有量は約 25 ppm と非常に低いが、シールドガスで得られたハイブリッド溶接金属部の酸素量は母材より非常に高くなった。溶接金属部には酸化物が多量に形成し、酸素量が多いことが確認された。

第 6 章 ハイブリッド溶接法の特性改善と厚板への展開

6.1 緒言

第 4 章では、レーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接をする場合、MAG アークよりスパッタが多く発生するが、埋れアークを形成することによってスパッタが低減できることを明らかにした。また、前章では、溶接継手の特性評価を行った結果、溶接金属部の酸素量が多く、酸化物が多数形成されて、溶接継手の靱性が低下することが確認された。

したがって、純アルゴン (Ar) ガス中におけるハイブリッド溶接を行い、酸素含有量低減の可能性とその靱性に及ぼす影響を検討することが重要と考えられる。しかし、鉄鋼材料に対する純 Ar ガス中でのアーク溶接は、一般に、ワイヤの離脱が困難であり、溶接部が安定に得られないため、行われない。

ところで、アーク溶接法においては、短絡現象により多量のスパッタが発生することが知られている。このスパッタを低減・防止する方法として、短絡すると、それを直ちに検知して電流を低下させるとともにワイヤを供給方向と逆方向に引き戻す機構を有する CMT (Cold Metal Transfer) アーク溶接機が開発されている。この溶接法は低電流の範囲で有効であることが知られている。最近、このアーク熱源はハイブリッド溶接用熱源として注目されて使われようとしている¹⁰⁴⁻¹⁰⁹⁾。しかし、十分な検討は行われていない。

そこで、本章では、高張力鋼に対して溶接中のスパッタおよび溶接金属部の酸素量を低減させ、靱性向上の可能性について検討するために、純 Ar ガスをシールドガスとして使用し、レーザ・MIG アークまたは CMT アークハイブリッド溶接を行い、それぞれの有効性について検討した。また、これまで、厚さ約 12 mm の鋼板に対しては、良好な貫通溶接部を作製するためのハイブリッド溶接条件について明らかにしたが、更に厚い鋼板のハイブリッド溶接法の確立が要望されている。したがって、厚さ 20 mm を超える高張力鋼突合せ継手に対し、両面または片面からの 2 パスハイブリッド溶接を行い、最適な溶接条件を探索し、溶接性を評価した。

6.2 レーザ・MIG アークまたは CMT アークハイブリッド溶接結果

前章では、溶接継手の靱性の評価結果より、溶接金属部に酸化物が多数形成し

たため溶接継手の靱性が低下することがわかった。そこで、溶接金属部の酸素量を低減させるため、厚さ 11 mm の高張力鋼 HT780 に対して純 Ar ガスを用いてレーザ・MIG アークハイブリッド溶接を行った。使用したワイヤは MGS-80 である。溶接ビード外観および溶接中の観察結果をそれぞれ Fig. 6.1 および Fig. 6.2 に示す。レーザパワー 10 kW、溶接速度 1.5 m/min の条件で部分貫通溶接部を得られた。アルゴンガスを使用した場合、溶込み深さは MAG および炭酸ガスより浅くなることがわかった(第4章での MAG および炭酸ガスでの結果との比較)。また、多くのスパッタは試料表面に付着し、溶接ビードが不安定になった。溶接中の観察結果より、溶融したワイヤ先端部が鞭打つように揺らいだ不安定なアークとなり、溶滴がワイヤ先端から離脱することが困難となっていた。したがって、純アルゴンガスを用いたレーザ・MIG アークハイブリッド溶接では良好な溶接部を作製することが困難であると判断された。

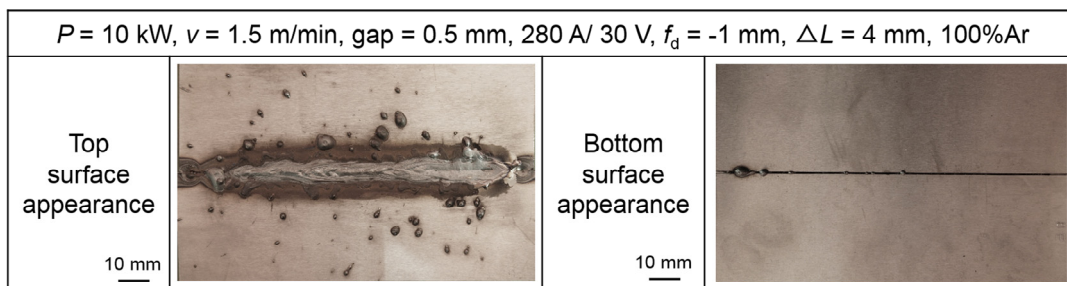


Fig. 6.1 Top and bottom surface appearances of hybrid weld bead produced by laser-MIG arc hybrid welding in 100%Ar shielding gas.

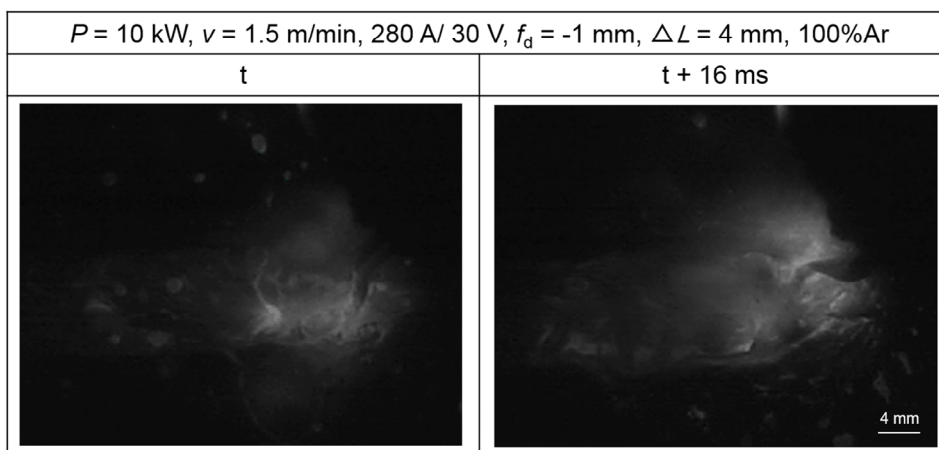


Fig. 6.2 High-speed video observation results during laser-MIG arc hybrid welding in 100% Ar shielding gas.

そこで、スパッタの少ないアーク溶接法として CMT (Cold Metal Transfer) 溶接法が知られており、この CMT アーク溶接機および純アルゴンガスを用いてハイブリッド溶接を行った。得られた溶接結果を **Fig. 6.3** に示す。比較的良好な部分溶込みの未貫通溶接部を得られた。溶接中の観察結果を **Fig. 6.4** に示す。ある時間 t において、アーク発生時にワイヤは溶融池に向かって進行していた。次に ($t+6\text{ ms}$ では)、ワイヤは溶融池に達して短絡状態になり、アークが消えた。その後 ($t+9.5\text{ ms}$)、ワイヤを引き戻すことによって溶滴が切断された。この結果、スパッタの少ない安定な溶滴移行を実現されていることが確認された。

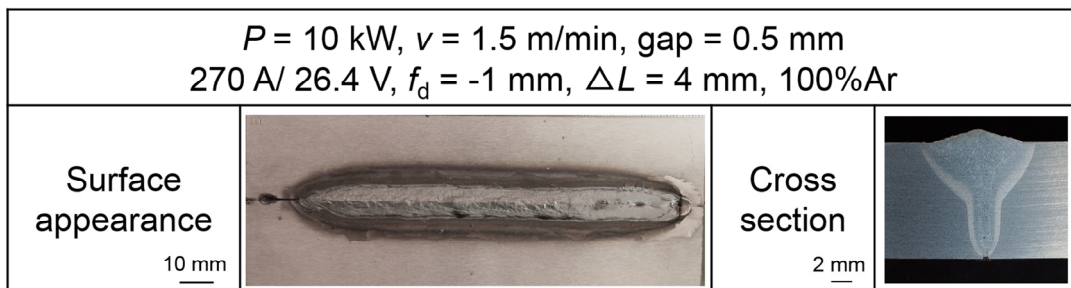


Fig. 6.3 Surface appearance and cross section of hybrid weld bead produced by laser-CMT arc hybrid welding.

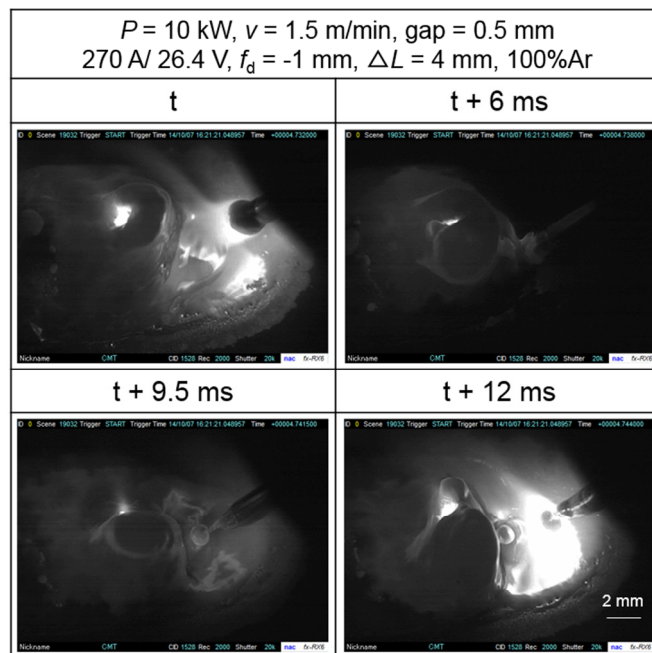


Fig. 6.4 High-speed video observation results during laser-CMT arc hybrid welding.

そこで、貫通溶接部を得るために、レーザーパワーを増加させて溶接を行った。11 および 12 kW で得られた溶接ビード外観を **Fig. 6.5** に示す。いずれも貫通溶接ビードが得られたが、レーザーパワー11 kW においては、表面はアンダフィルとなり、裏面にはハンピングが発生した。12 kW の場合、両面ともアンダフィルが発生した。ここで、純アルゴンガスを用いたレーザー・CMT ハイブリッド溶接において、裏面ハンピングや溶落ちは発生しやすく、1 パスで良好な貫通溶接部を作製することが困難であることが確認された。





$v = 1.5 \text{ m/min}$, $\text{gap} = 0.5 \text{ mm}$, $270 \text{ A} / 26.4 \text{ V}$ $f_d = -1 \text{ mm}$, $\Delta L = 4 \text{ mm}$, $100\% \text{ Ar}$		
P	11 kW	12 kW
Top surface appearance		
Bottom surface appearance		

Fig. 6.5 Surface appearances of hybrid weld beads produced with laser-CMT arc hybrid welding at laser power of 11 kW and 12 kW.

さらに、ハンピングや溶落ちを防止するために、裏当てを使用して溶接を行った。裏当て材は、母材と同じの HT780 である。得られた溶接結果を **Fig. 6.6** に示



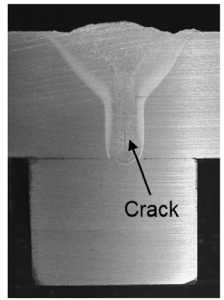
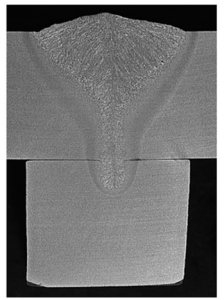
$P = 12 \text{ kW}$, $v = 1.5 \text{ m/min}$, $\text{gap} = 0.5 \text{ mm}$, $270 \text{ A} / 26.4 \text{ V}$ $f_d = -1 \text{ mm}$, $\Delta L = 4 \text{ mm}$, $100\% \text{ Ar}$		
v	1.5 m/min	1 m/min
Top surface appearance		
Cross section		

Fig. 6.6 Surface appearances and cross sections of hybrid weld beads produced with laser-CMT arc hybrid welding at welding speed of 1.5 m/min and 1 m/min.

す。裏当てを使用した場合、比較的良好な貫通溶接部を得られた。しかし、溶接速度 1.5 m/min の条件で溶接金属下部に凝固割れが発生していた。割れを防止するために溶接速度を 1 m/min に減少させた結果、割れのない良好な溶接部を作製できた。

次に、良好な溶接部に対して溶接金属部の酸素量および靱性を評価した。得られた結果を **Fig. 6.7** および **Fig. 6.8** に示す。溶接金属部の酸素量がおよそ 64 ppm であり、Ar ガスを使用した場合、MAG (270 ppm) ガスおよび炭酸ガス (480 ppm)

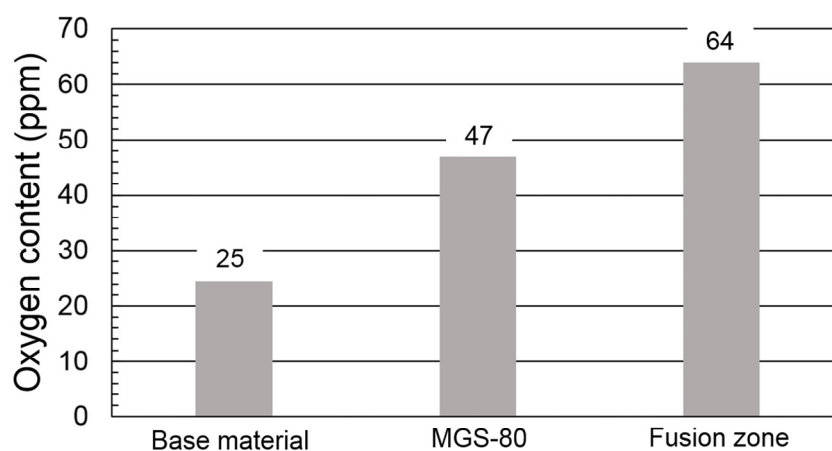


Fig. 6.7 Measurement results of oxygen contents in base material, wires and fusion zones made with Ar gas.

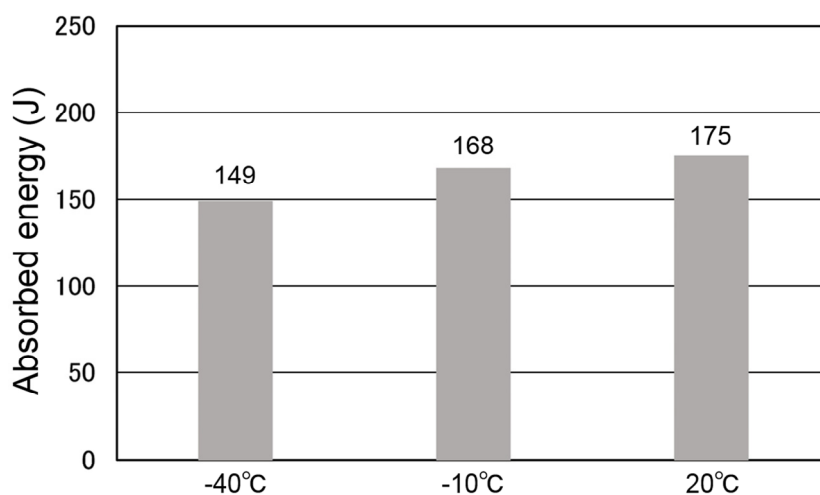


Fig. 6.8 Results of Charpy impact test of hybrid weld joint produced in Ar gas arc at -40, -10 and 20 °C.

より低くなることがわかった。また、酸素量が少ない場合には良好な裏面溶接ビードを形成することが困難になることもわかった。シャルピー衝撃試験の結果、溶接継手の吸収エネルギーは温度の下降とともに若干低減していたが、いずれの温度に対して 140 J 以上の吸収エネルギーであった。溶接継手の靱性は MAG アークのものと同様であり、炭酸ガスのものよりは高くなっていることがわかった。したがって、衝撃値が母材より低いのは、溶接金属部の酸素量の影響だけではなく、溶接金属部の形成相（マルテンサイト相）も靱性に影響を及ぼすことが推察された。

6.3 板厚 25 mm の高張力鋼 HT780 のハイブリッド溶接性

本節では、レーザ・アークハイブリッド溶接法により、板厚 25 mm の高張力鋼 HT780 の I 形開先突合せ溶接継手の作製に関する検討を行い、その形成条件を評価した。

6.3.1 両面 2 パスハイブリッド溶接における溶接性

最初に、ギャップ 0.5 mm の I 形突合せ継手の鋼板に対して、レーザパワーを 16 kW、溶接速度を 1 m/min 一定とし、溶接電流を 300 A から 340 A まで増加させてレーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接を行った。得られた溶接ビードの外観および断面形状を Fig. 6.9 に示す。溶接電流 300 A および 320 A の場合、部分溶込みの未貫通溶接部が得られた。340 A に増加すると、貫通溶接部が得られたが、溶落ちが顕著に発生し、レーザ切断に類似の表面ビードが形成し、裏面にハンピングが形成した。また、いずれの溶接金属においても割れが発生することがわかった。

そこで、割れが生じていた部分の水平断面および割れ破面を SEM で観察した結果を Fig. 6.10 および Fig. 6.11 に示す。Fig. 6.10 より、溶接割れは連続ではなく、そして割れが生じていた部分の溶接ビード幅が広がっていることが確認された。一方、破断面では、Fig. 6.11 の実線で囲まれた範囲が高倍率の観察結果より割れの生じていた部分であると判断された。Area 1 の高倍率の観察結果では、破断面に対して垂直方向に成長した凹凸のあるデンドライト状の形態が観察された。これは Area 2 で見られる小さいディンプルとは特徴が異なる。なお、割れの発生していない溶接金属部の強制破断面はディンプルの形成から延性が

あることがわかる。これらの観察結果より、溶融池の後方での凝固が連続して起こっていないで、溶融が一部閉じ込められたところが形成し、凝固する際に、溶接金属部の中央付近まで固相が到達した段階で、融液の不足となり凝固割れが生じたものと推察され、割れの形成機構は梨形割れと同様であると考えられる。

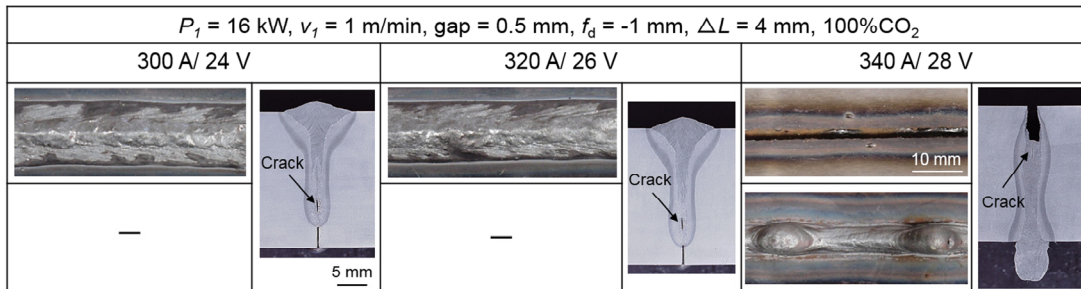


Fig. 6.9 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by laser-CO₂ arc hybrid welding at various welding currents.

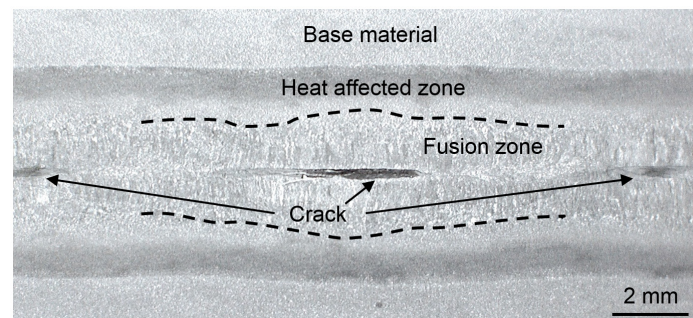


Fig. 6.10 Horizontal section of hybrid weld, showing discontinuous cracks along weld bead centerline.

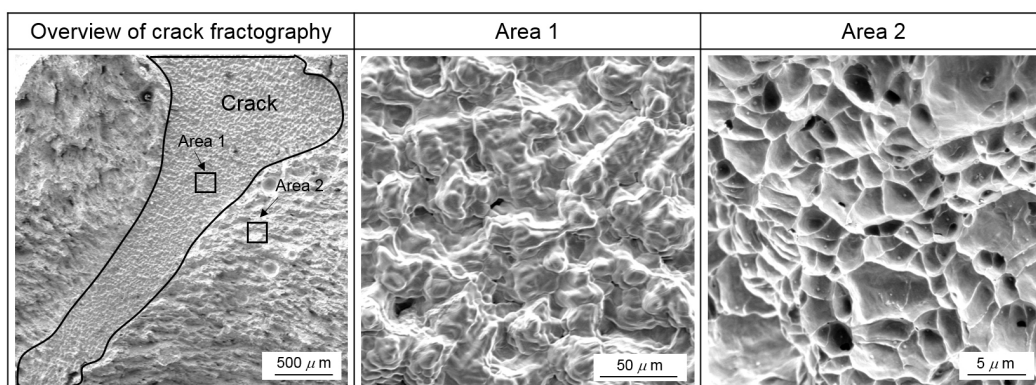


Fig. 6.11 SEM observation photos, showing crack surface and artificially-fractured surface of hybrid weld fusion zone

そこで次に、溶接電流を 300 A 一定とし、ギャップを 1 mm に増加させてハイブリッド溶接を行った。得られた溶接ビード外観を Fig. 6.12 に示す。ギャップを 0.7 mm または 1 mm に増加すると、貫通溶接部を得られたが、いずれの溶接表面ビードにアンダフィルが発生し、裏面にハンピングが形成することが確認された。また、ギャップ 1 mm の場合、多くのスパッタが表面ビードに付着する様子が見られた。これはギャップの増加によってアークが不安定になったためと考えられる。

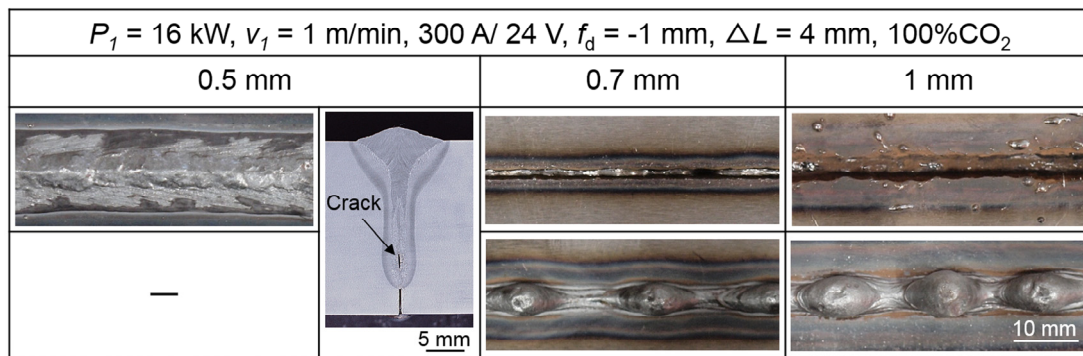


Fig. 6.12 Surface appearances of weld beads produced by laser-CO₂ arc hybrid welding at various gaps.

次に、ギャップを 0.7 mm と固定して溶接速度を 1 m/min から 1.7 m/min まで変化させて溶接を行った。得られた溶接ビードの外観を Fig. 6.13 に示す。溶接速度が 1.6 m/min 以下の場合、貫通の溶接ビードが形成されたが、表面がアンダフィルとなり、裏面ビードにハンピングが発生した。一方、速度 1.7 m/min では、表面にアンダフィルを有する部分溶込みの溶接部となり、貫通溶接部が得られなかった。そこで、板厚 25 mm の高張力鋼 HT780 の突合せ溶接は 1 パスで良好な貫通溶接部を作製することが非常に困難であると判断された。そこで、次に、両面からの 2 パスハイブリッド溶接を行った。まず、ギャップ 0.5 mm の I 形突合せ継手に対して、レーザパワーを 16 kW、溶接速度を 1 m/min と固定して 1 パス目のハイブリッド溶接を行い、その後、試料を反転させて 2 パス目のハイブリッド溶接を行った。溶接結果に及ぼす 2 パス目のレーザパワーおよび溶接速度の影響を Fig. 6.14 に示す。両面からの 2 パスハイブリッド溶接の場合は、比較的良好的な貫通ビードが得られた。レーザパワー 6 kW の場合、割れが 2 パス目

の溶融金属の下部に発生した。そこで、レーザパワーを 4 kW に減少すると、溶接欠陥のない良好な溶接ビードが形成された。この場合、1 パス目の割れは溶融除去された。この結果より、溶接速度およびレーザパワーを減少する条件は、割れの防止に有効であると推察された。

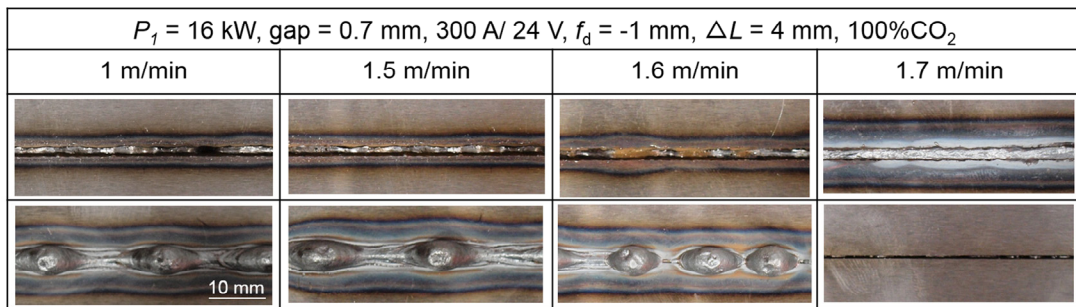


Fig. 6.13 Surface appearances of weld beads produced by laser-CO₂ arc hybrid welding at various welding speeds.

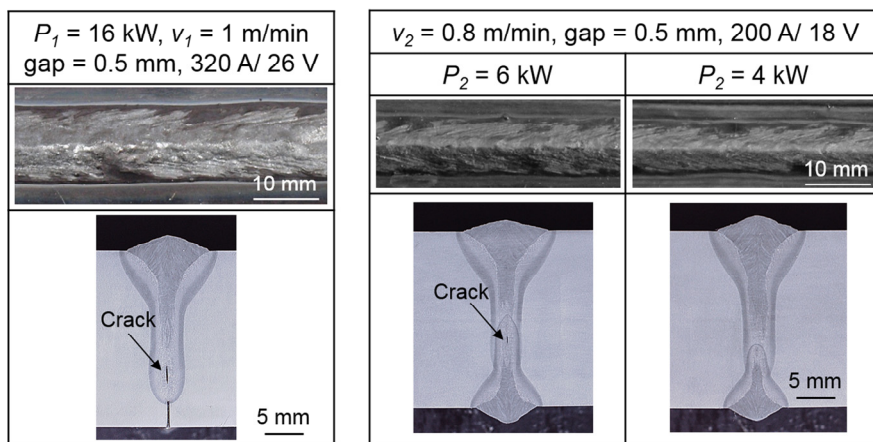


Fig. 6.14 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by two-sided laser-CO₂ arc hybrid welding.

そこで次に、MAG アークを用いて同様の方法でハイブリッド溶接を行った。溶接条件および得られた溶接結果を **Fig. 6.15** に示す。良好な溶接部が形成されることが確認された。

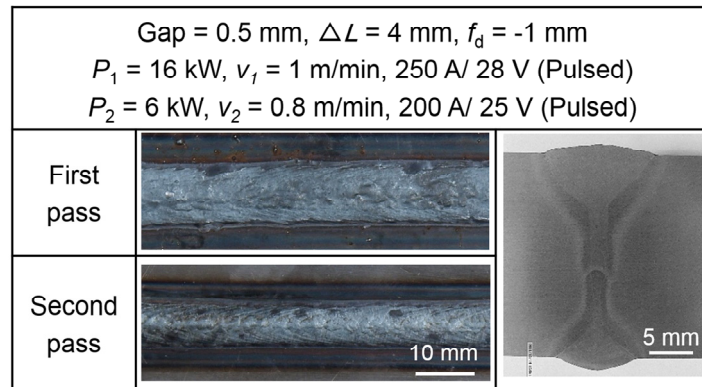


Fig. 6.15 Surface appearances and cross section of weld bead produced by two-sided laser-MAG arc hybrid welding.

6.3.2 片面2パスハイブリッド溶接における溶接性

前節では、両面2パスハイブリッド溶接法より、良好な貫通溶接部を作製できる条件があることがわかった。しかし、大型鋼板の反転作業は危険であり困難であることや、反転のためのクレーン待ちなどの生産性の低下が問題となる。

そこで本節では、片面からの2パスハイブリッド溶接を行った。第4章の結果より、MAGアークを使用した場合、良好な溶接部作製するための溶接条件範囲が非常に狭かった。特に、裏面ハンピングや溶落ちなどの欠陥を発生しやすいことがわかった。そこで、本節は炭酸ガスアークを用いてハイブリッド溶接を行った。

まず、1パス目で良好な裏面ビードを作製することを目的として、溶接性に及ぼす焦点はずし距離の影響を検討した。ギャップ0.7 mmのI形突合せ鋼板に対して、レーザーパワーを16 kW、溶接速度を1.5 m/minと固定して焦点はずし距離を-5 mmから-18 mmまで変化させて1パス目のハイブリッド溶接を行った。得られた溶接ビード外観および断面形状を**Fig. 6.16**に示す。-5 mmから-14 mmまでの範囲において、貫通溶接部が得られた。また、焦点はずし距離をマイナス方向に増加させると、裏面ビードにハンピングの改善が見られた。しかし、-18 mmでは、部分貫通溶接部が形成した。これは、試料表面のレーザーパワー密度が低くなったことにより、レーザービームの周辺が試料の表面に照射され、底部に照射されるレーザーが低下したためと考えられる。一方、-14 mmの場合、溶接金属中部に割れが発生した。部分貫通溶接の場合、溶接金属下部に割れが発生することが多いことがわかった。

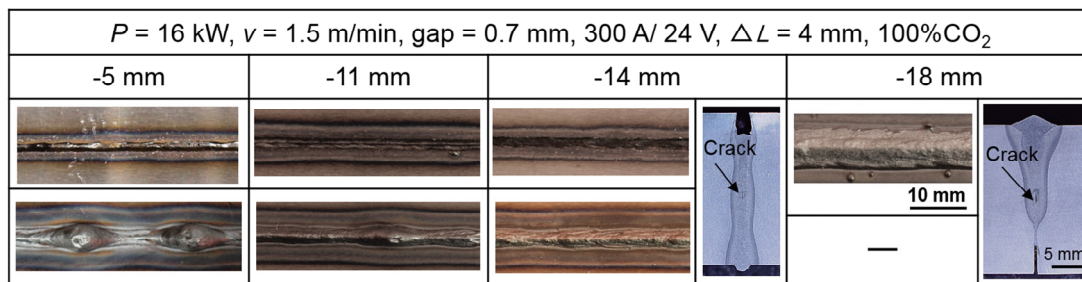


Fig. 6.16 Surface appearances and cross sections of hybrid weld beads produced at various defocused distances.

次に、レーザの焦点はずし距離を-14 mm と固定してギャップを 0.5 mm から 1 mm まで、溶接電流を 260 A から 350 A まで変化させてハイブリッド溶接を行った。得られた溶接結果を **Fig. 6.17** および **Fig. 6.18** に示す。Fig. 6.17 より、いずれのギャップに対しても貫通溶接部が得られたが、表面はレーザ切断と類似の形状となることがわかった。0.5 mm の場合裏面ビードにハンピングが発生し、1 mm の場合裏面がアンダフィルとなり、0.7 mm の場合良好な裏面ビードが得られた。また、0.5 mm および 0.7 mm において溶接金属の中央部に割れが発生していることが確認された。特に、溶接ビード幅が広いところに見られるようである。一方、1 mm の場合、溶接部に割れは発生していなかった。これらのことから、溶接ビードにおいて融液が多量の残り、中央部の凝固が遅れる場合、サブマージ溶接法でよく知られている梨型割れと類似の機構で割れが発生したものと推察される。一方、1 mm の場合溶接中に溶融金属を裏面から溶け落ちることにより融液が少なくなり、凝固遅れの生じる溶融池が形成されず、割れが発生しなかったと考えられる。

Fig. 6.18 より、ギャップ 0.7 mm の場合、溶接電流 260 A では、裏面にアンダフィルが発生していた。溶接電流を増加させると、アンダフィルの改善が見られた。320 A では、ハンピングが発生したが、電流 300 A では、良好な裏面ビードを製作された。一方、1 mm の場合、電流 300 A および 330 A で溶接ビード裏面にアンダフィルが発生することが確認された。これはギャップが大きくなったことにより、レーザが溶融池をよく貫通し、溶融金属が溶け落ちたためと考えられる。電流 350 A では、良好な裏面ビードを得られたが、溶接部に溶融不良が発生した。

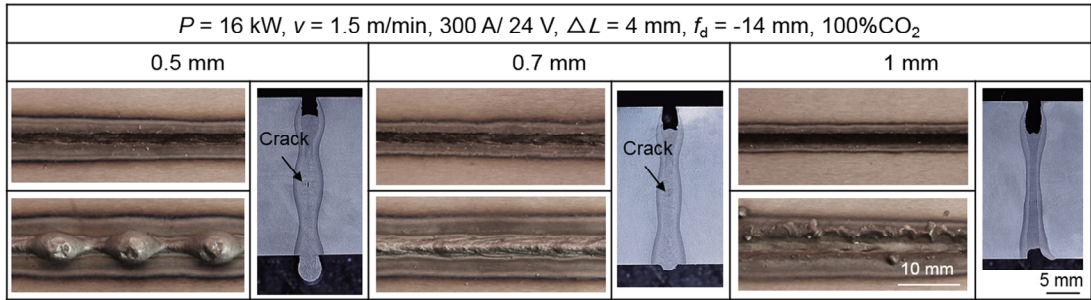


Fig. 6.17 Surface appearances and cross sections of hybrid weld beads produced at various gaps.

$P = 16 \text{ kW}, v = 1.5 \text{ m/min}, f_d = -14 \text{ mm}, \Delta L = 4 \text{ mm}, 100\% \text{CO}_2$			
Gap	Welding current	Bottom surface appearance	Cross section
0.7 mm	260 A		
0.7 mm	280 A		
0.7 mm	300 A		
0.7 mm	320 A		—
1 mm	300 A		—
1 mm	330 A		—
1 mm	350 A		

Fig. 6.18 Bottom surface appearances and cross sections of hybrid weld beads produced at various gaps and welding currents.

続いて、2パス目のハイブリッド溶接を行った。溶接条件および得られた結果を Fig. 6.19 に示す。いずれも貫通溶接部を作製できたが、レーザパワー：12 kW、溶接速度：1.5 m/min の条件で割れが2パス目の溶接ビードの下部に発生していた。レーザパワー8 kW および溶接速度 0.8 m/min に減少させた場合、割れのない良好な溶接ビードが作製できることがわかった。溶接割れを防止するためには、2パス目の溶接部の溶込み深さを制限する必要があることがわかった。

Parameter	Figure 6.20 (a)		Figure 6.20 (b)	
	First pass	Second pass	First pass	Second pass
Laser power	16 kW	12 kW	16 kW	8 kW
Gap	0.7 mm	—	0.7 mm	—
Welding speed	1.5 m/min	1.5 m/min	1.5 m/min	0.8 m/min
Welding current	300 A	350 A	300 A	200 A
Focal position	-14 mm	-1 mm	-14 mm	-1 mm

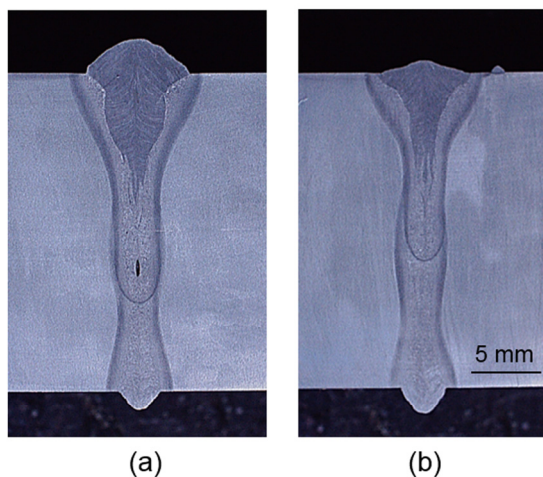


Fig. 6.19 Cross sections of weld beads produced by one-sided hybrid two-passes welding.

以上の結果より、25 mm の高張力鋼に対して、両面2パスおよび片面2パスレーザ・アークハイブリッド溶接により適切な溶接条件を選定すると、表面および裏面にハンピングやアンダフィルのなく、割れのない良好な貫通溶接部が作製できることがわかった。

6.4 板厚 24 mm の高張力鋼 HT980 のハイブリッド溶接性

引張強さが 980 MPa 以上の高張力鋼は靱性などの機械的性質を維持するため、溶接部に酸素が極力入らないように、通常、マグガスをシールドガスとして溶接している。そこで、本節では、厚さ 24 mm の HT980 高張力鋼に対して、レーザ・MAG アークハイブリッド溶接により、両面 2 パスまたは片面 1 パスでの溶接性について検討した。

6.4.1 両面 2 パスハイブリッド溶接における溶接性

厚さ 24 mm の高張力鋼 HT980 板に対して、1 パス目のハイブリッド溶接を行い、その後、試料を反転させて 2 パス目のハイブリッド溶接を行った。得られた溶接ビードの外観および断面形状を Fig. 6.20 に示す。良好な溶接部が形成できることが確認された。

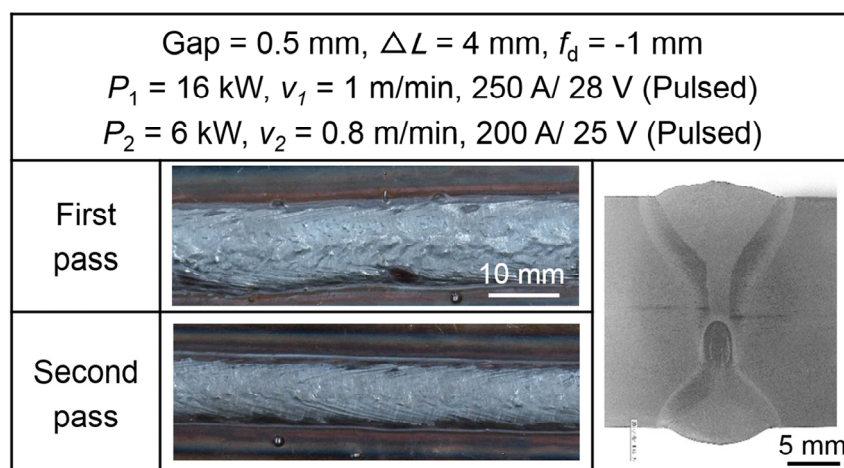


Fig. 6.20 Surface appearances and cross section of weld bead produced by two-sided laser-MAG arc hybrid welding.

6.4.2 片面 1 パスハイブリッド溶接における溶接性

本項目では、2 台のディスクレーザと 1 台の MAG アーク溶接機を用い、厚さ 24 mm の HT980 高張力鋼板に対して片面 1 パスハイブリッド溶接による貫通溶接継手の作製を試みた。実験装置の概略図を Fig. 6.21 に示す。使用したレーザ発振器は、最大出力 10 kW および 16 kW のディスクレーザであり、10 kW 発振器のレーザ光はコア $\phi 300 \mu\text{m}$ のファイバーに伝送され、焦点距離 $f: 200$ mm のコリ

メーションレンズと焦点距離 f : 600 mm の集光レンズで構成された加工ヘッドによってスポット径 900 μm に集光され、レーザビームは垂直から 10° 傾いて試料に照射された。16 kW 発振器のレーザ光はコア ϕ 200 μm のファイバーで伝送され、焦点距離 f : 200 mm のコリメーションレンズと焦点距離 f : 280 mm の集光レンズで構成された加工ヘッドによってスポット径 280 μm に集光され、レーザビームは試料に垂直に照射された。MAG アークを使用し、溶接方向はアーク先行である。レーザとアークの配置の模式図を Fig. 6.22 に示す。試料について、Fig. 6.23 に示すように、

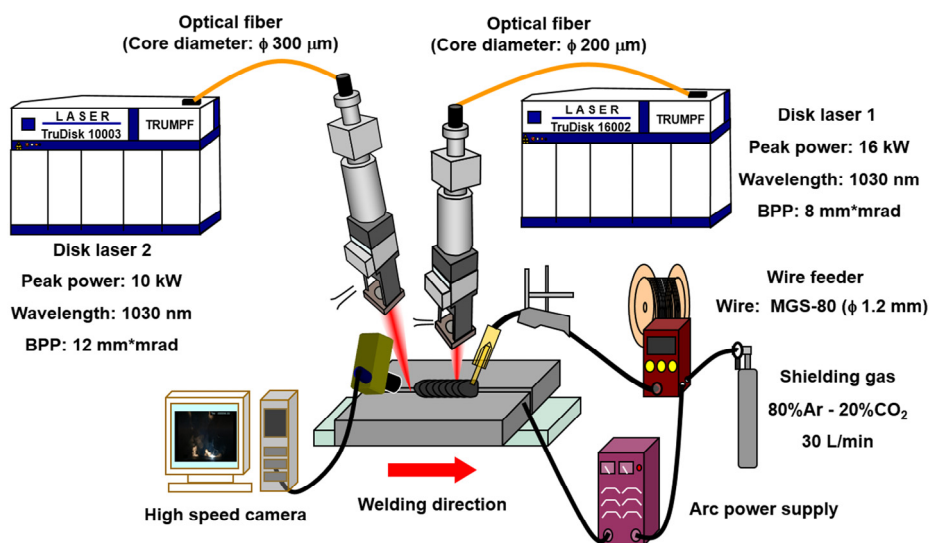


Fig. 6.21 Schematic experimental setup of laser-MAG arc hybrid welding using two disk lasers.

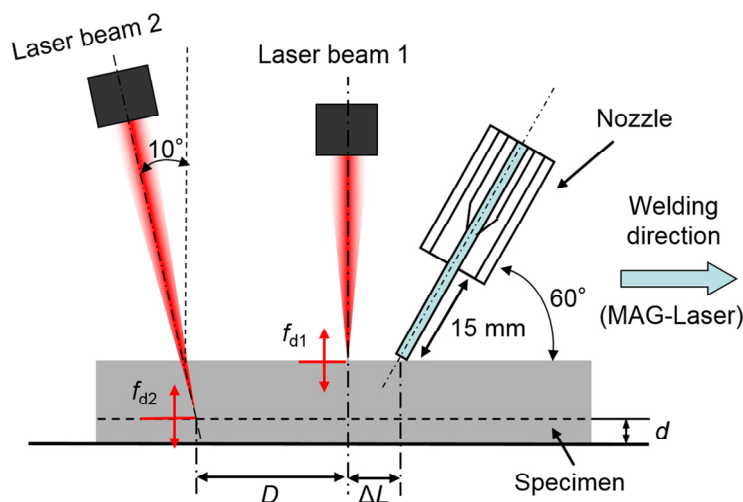


Fig. 6.22 Schematic experimental setup of lasers and arc.

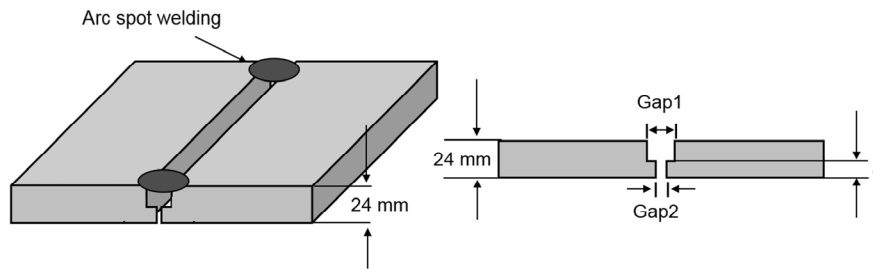


Fig. 6.23 Schematic representation of butt joint for 24 mm thick HT980 steel plates.

開先面がルート厚さを有するように加工した．突合せ溶接する前に突合せ部の両端にシムを入れ，アークスポット溶接によりギャップのある突合せ継手を作製した．主な溶接条件を **Table 6.1** に示す．

Table 6.1 Main conditions of laser-MAG arc hybrid welding.

Laser	Disk laser power1, P_1	10 kW ~ 16 kW
	Disk laser power2, P_2	8 kW ~ 10 kW
	Defocused distance 1, f_{d1}	-1 mm
	Defocused distance 2, f_{d2}	-5 mm
	Incident angle	Disk1: 0 deg, Disk2: 10 deg
Arc	Welding current/Arc voltage	350 A/37 V (Pulsed)
	Torch angle	60 deg
	Wire	MGS-80
	Shielding gas	80%Ar-20%CO ₂ (30 L/min)
Root thickness		8 mm, 10 mm, 12 mm
Welding speed		0.8 m/min, 1 m/min
Laser1-Laser2 distance, D		30 mm
Laser1-Arc distance, ΔL		4 mm

最初に、レーザパワー P_1 : 16 kW, P_2 : 8 kW, 溶接速度 : 1 m/min, ギャップ1を2 mm から 3 mm まで変化させて溶接を行い、溶込み特性に及ぼすギャップの影響を検討した。得られた溶接ビードの外観および溶接部形状を **Fig. 6.24** に示す。いずれのギャップにおいても貫通溶接部が形成できることがわかった。ギャップ 2 mm および 2.5 mm の場合は、余盛のある良好な表面ビードが形成された。しかし、裏面ビードにおよそ 1 mm 程度のアンダフィルが発生した。一方、ギャップ 3 mm の場合は、表面ビードにアンダフィルの発生が確認された。また、いずれも溶接金属部に割れが発生することがわかった。

次に、ギャップ1 : 2 mm, レーザパワー P_1 : 16 kW, P_2 : 8 kW, 溶接速度 : 1 m/min と固定し、ルート厚さを 12 mm から 8 mm まで減少させて溶込み特性に及ぼすルート厚さの影響を検討した。得られた溶接ビードの外観および溶接部形状を **Fig. 6.25** に示す。ルート厚さの減少に伴い、裏面ビードにアンダフィルの形成傾向の増加が見られ、8 mm の場合には溶落ちが顕著に発生し、およそ 2 mm 程度のアンダフィルが形成した。一方、いずれの溶接金属部においても割れが発生した。ルート厚さの減少により割れの長さが増加することもわかった。

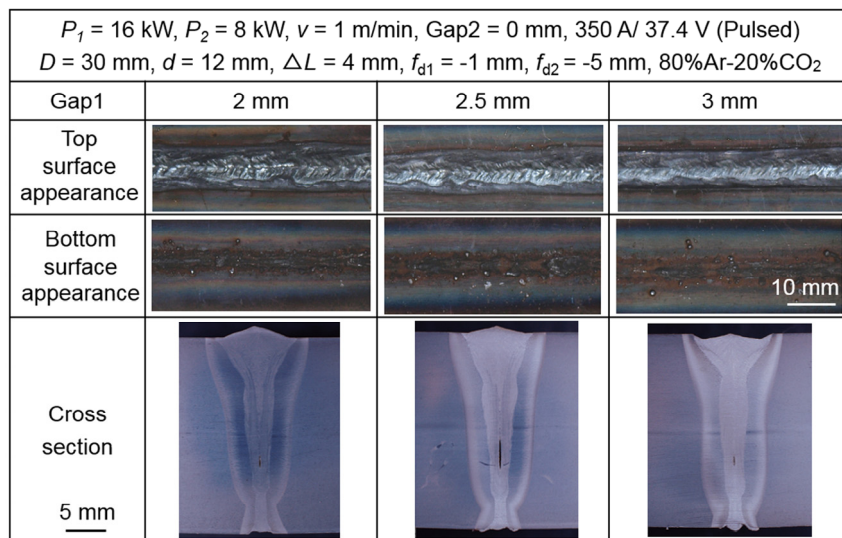


Fig. 6.24 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by laser-MAG hybrid welding at various gaps.










$P_1 = 16 \text{ kW}, P_2 = 8 \text{ kW}, v = 1 \text{ m/min}, \text{Gap1} = 2 \text{ mm}, \text{Gap2} = 0 \text{ mm}, 350 \text{ A} / 37.4 \text{ V (Pulsed)}$ $D = 30 \text{ mm}, \Delta L = 4 \text{ mm}, f_{d1} = -1 \text{ mm}, f_{d2} = -5 \text{ mm}, 80\% \text{Ar}-20\% \text{CO}_2$			
d	12 mm	10 mm	8 mm
Top surface appearance			
Bottom surface appearance			
Cross section			

Fig. 6.25 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by laser-MAG hybrid welding at various root thicknesses.

そこで、溶接ビード形状に及ぼすギャップおよびルート厚さの影響をまとめて **Fig. 6.26** に示す。ルートギャップ (Gap2) : 0 mm において、いずれの場合に


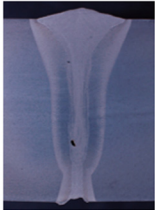

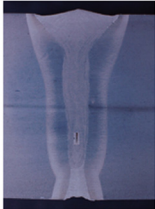


$P_1 = 16 \text{ kW}, P_2 = 8 \text{ kW}, v = 1 \text{ m/min}, \text{Gap2} = 0 \text{ mm}, 350 \text{ A} / 37.4 \text{ V (Pulsed)}, D = 30 \text{ mm}, \Delta L = 4 \text{ mm}, f_{d1} = -1 \text{ mm}, f_{d2} = -5 \text{ mm}, 80\% \text{Ar}-20\% \text{CO}_2$			
Gap1 \ d	8 mm	10 mm	12 mm
2 mm			
2.5 mm	—		
3 mm	—	—	

Fig. 6.26 Cross sections of weld beads produced by laser-MAG hybrid welding at various root thicknesses and gaps.

は裏面ビードが不安定になった. いわゆる, 裏面にアンダフィルが発生しやすいことがわかった. ルート厚さ d : 12 mm, Gap1 : 2 mm の場合には, 裏面のアンダフィルが減少し, 比較的良好な貫通溶接部が得られることがわかった.

さらに, ルート厚さ : 12 mm, Gap2 : 0.3 mm, Gap1 : 2.3 mm, レーザパワー P_2 : 8 kW, 溶接速度 v : 1 m/min と固定して, レーザパワー P_1 を 10 kW から 16 kW まで変化させて溶込み特性に及ぼすレーザーパワーの影響を検討した. 得られた溶接ビードの外観および溶接部形状を **Fig. 6.27** に示す. ルートギャップ 2 を 0.3 mm に設定した場合には, 比較的な安定な溶接裏面ビードが得られた. 一方, レーザパワーの増加に伴い, 溶接部に割れの長さは短くなることが確認され, 16 kW の場合に長さ約 0.5 mm の割れが形成していた.

そこで, レーザパワー P_1 : 16 kW と固定し, レーザパワー P_2 を 6 kW から 10 kW まで変化させてハイブリッド溶接を行った. 得られた溶接結果を **Fig. 6.28** に示す. レーザパワー P_2 : 6 kW の場合は, 溶融不良な溶接部を形成し, 裏面ビードにおよそ 1 mm のアンダフィルが発生することが確認された. レーザパワー P_2 : 10 kW の場合は, 溶接部の形状が不規則となり, 底部におよそ 1 mm の割れが形成した. すなわち, レーザパワー P_1 : 16 kW, レーザパワー P_2 : 8 kW で比較的良好な貫通溶接部が得られることがわかった. しかし, 溶接裏面ビードに少し溶落ちを発生し, 溶接部におよそ 0.5 mm の割れが形成した.

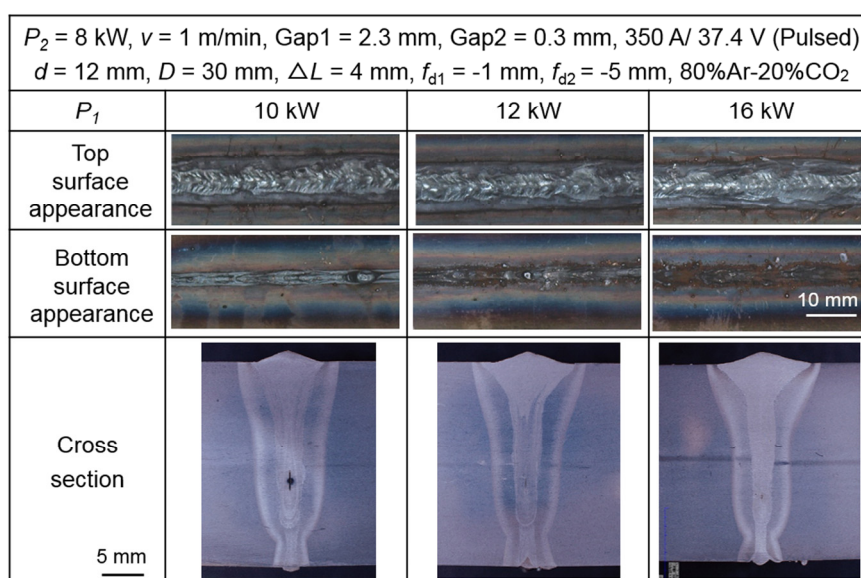


Fig. 6.27 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by laser-MAG hybrid welding at various laser powers P_1 .


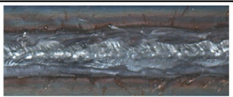


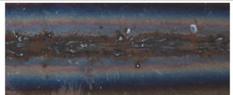

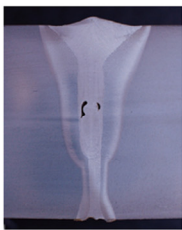

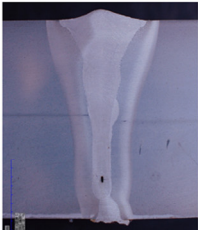
$P_1 = 16 \text{ kW}$, $v = 1 \text{ m/min}$, $\text{Gap1} = 2.3 \text{ mm}$, $\text{Gap2} = 0.3 \text{ mm}$, $350 \text{ A} / 37.4 \text{ V (Pulsed)}$ $d = 12 \text{ mm}$, $D = 30 \text{ mm}$, $\Delta L = 4 \text{ mm}$, $f_{d1} = -1 \text{ mm}$, $f_{d2} = -5 \text{ mm}$, $80\% \text{Ar}-20\% \text{CO}_2$			
P_2	6 kW	8 kW	10 kW
Top surface appearance			
Bottom surface appearance			
Cross section			

Fig. 6.28 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by laser-MAG hybrid welding at various laser powers P_2 .

そこで、割れのない溶接ビードを得るため、速度を 0.8 m/min に落として溶接を行った。得られた結果を溶接速度 1 m/min と比較して **Fig. 6.29** に示す。速度を 0.8 m/min に遅くすると、表面ビード幅および溶接部の幅が広くなり、溶接部に約 4 mm の長い割れが発生した。さらに、高速度ビデオカメラを用いて溶接中


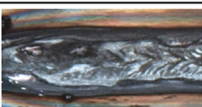
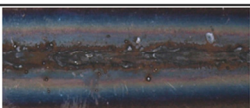
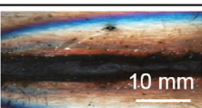
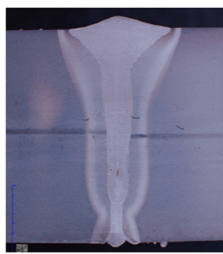
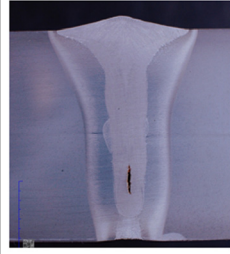
v	1 m/min	0.8 m/min
Top surface appearance		
Bottom surface appearance		
Cross section		

Fig. 6.29 Surface appearances and cross sections of weld beads produced by laser-MAG hybrid welding at 1 m/min and 0.8 m/min .

のプルーム挙動を観察した。その観察結果を **Fig. 6.30** に示す。二つのレーザにおいて溶接中に高いプルームが発生することが確認された。高いレーザ誘起プルームの発生は、レーザビームと相互作用をしてキーホールを不安定にして溶込み深さなどを不安定にしていることが推察される。

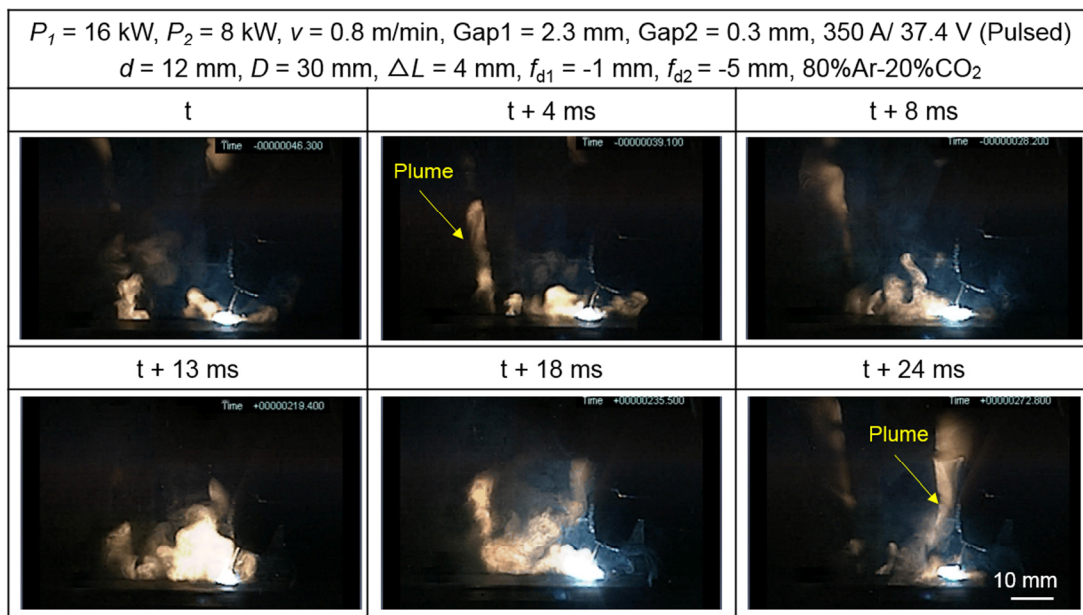


Fig. 6.30 High-speed video observation results of laser-induced plume during laser-MAG arc hybrid welding at 0.8 m/min.

そこで、レーザプルームを除去するため、ガスジェット法を用いて溶接を行った。実験の概略図を **Fig. 6.31 (a)** に示す。レーザビーム 1 の近い位置でガスジェットのノズルを固定し、流量 100 L/min の N_2 ガスを流した。得られた溶接ビードの外観および断面形状をガスジェットノズルなしの場合と比較して **Fig. 6.31 (b)** に示す。ガスジェットノズルを使用した場合、1 パスで割れのない良好な貫通溶接部を作製できた。ガスジェットノズルを用いた場合のプルーム挙動の観察結果を **Fig. 6.32** に示す。ガスジェットノズルを用いた場合は、10 kW および 16 kW のレーザプルームは短くなることが確認された。

以上、厚さ 24 mm の HT980 高張力鋼板に対して、2 台レーザを併用して片面 1 パスハイブリッド溶接を行った結果、ガスジェットノズルを用いてレーザ誘起プルームの高さを抑制することにより割れのない比較的良好な貫通溶接部が作

製できることがわかった. なお, 余盛のある裏面ビードの形成は困難であると判断された.

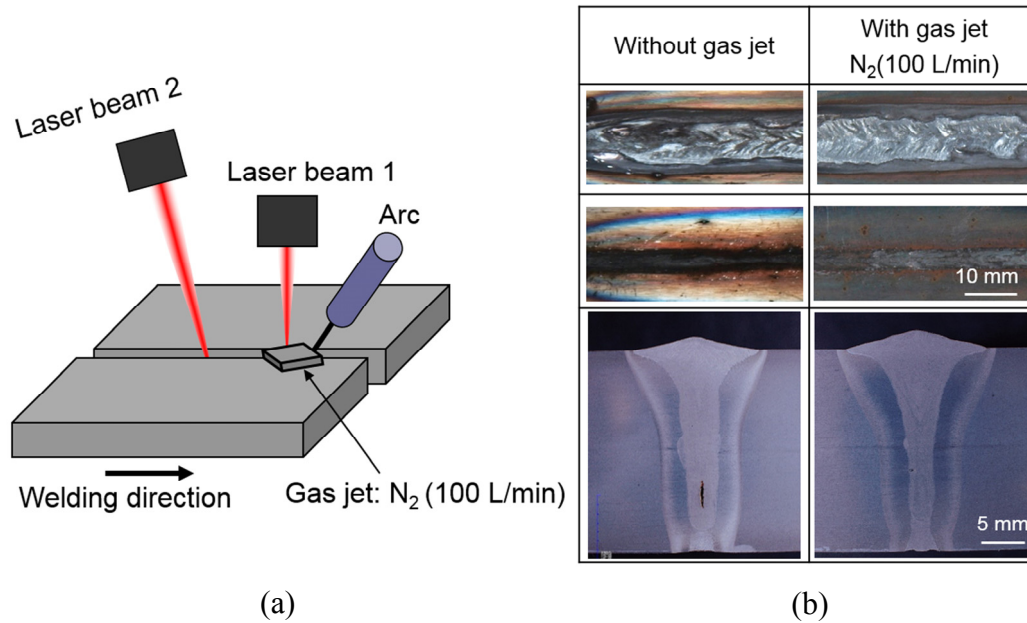


Fig. 6.31 (a) Schematic representation of using gas jet. (b) Surface appearances and cross sections of weld beads produced by laser-MAG arc hybrid welding without using gas jet and with using gas jet.

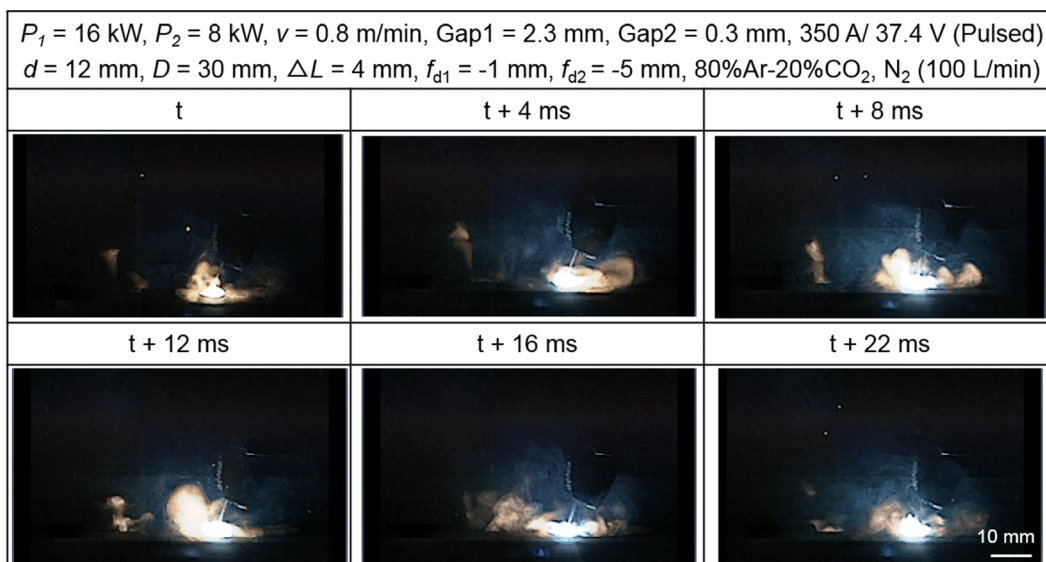


Fig. 6.32 High-speed video observation results of laser-induced plume during laser-MAG arc hybrid welding at 0.8 m/min with using gas jet.

6.5 結言

本章では、溶接時のスパッタおよび溶接金属部の酸素量を低減させるため、純アルゴンガスを用いてレーザ・MIG アークまたは CMT アークハイブリッド溶接を行った。その効果を評価し、高速度ビデオカメラによる溶接現象を解明した。また、板厚 25 mm の高張力鋼 HT780 に対して、両面 2 パスおよび片面 2 パスハイブリッド溶接による貫通溶接継手の作製を試み、溶込み特性に及ぼす各種パラメータの影響を検討した。さらに、板厚 24 mm の高張力鋼 HT980 に対して、10 kW および 16 kW 2 台のディスクレーザと MAG アークを用いて、片面 1 パスハイブリッド溶接による貫通溶接継手の作製を試みた。溶込み特性と割れ発生の有無に及ぼす各種条件の影響について検討し、レーザプルームの影響について言及した。本章で得られた結果をまとめると、以下の通りである。

1) レーザ・MIG アークまたは CMT アークハイブリッド溶接の結果

- ① アルゴンガスを使用した MIG アークとのハイブリッド溶接の場合、溶込み深さが MAG および炭酸ガスより浅くなることがわかった。
- ② CMT アークハイブリッド溶接時には、ワイヤの動きを制御でき、アーク発生時にワイヤは溶融池に向かって進行し、ワイヤは溶融池に接して短絡状態になると、アークが消え、ワイヤを引き戻すことによって溶滴が切断された。この結果、安定な溶滴移行が起きていることがわかった。
- ③ 純アルゴンガスを用いてレーザ・CMT ハイブリッド溶接において、裏面ハンピングや溶落ちが発生しやすいことがわかった。1 パスで良好な貫通溶接部を作製することが困難であることが確認された。
- ④ ハンピングや溶落ちを防止するために、裏当てを使用して良好な貫通溶接部を得られた。また、割れを防止するために溶接速度を減少させることが有効であった。
- ⑤ レーザ・CMT アークハイブリッド溶接では、溶接金属部の酸素量を約 64 ppm に低減できることがわかった。酸素量が少ない場合には良好な裏面溶接ビードを形成することが困難であることもわかった。
- ⑥ シャルピー衝撃試験の結果、 $-40\sim 20^{\circ}\text{C}$ の温度において吸収エネルギーは 140 J 以上に高かった。溶接継手の靱性は炭酸ガスより高く、MAG アークとほぼ同等であることがわかった。

2) 厚さ 25 mm 高張力鋼 HT780 のハイブリッド溶接の結果

(1) 両面 2 パスレーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接結果

- ① I 形突合せ継手に対して、レーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接による 1 パスで良好な貫通溶接部を作製することが非常に困難であると判断された。
- ② 両面からの 2 パスハイブリッド溶接の場合、比較的な良好な貫通溶接部が得られた。
- ③ 1 パス目の溶接は、レーザパワー：16 kW、溶接速度：1/min、ギャップ：0.5 mm の条件で深い溶込みの溶接部を作製でき、割れが溶接金属下部に発生した。
- ④ 部分溶込みの溶接ビードにおいて割れが発生したが、この割れは融液が多量に残り、中央部の凝固が遅れ、その中央部に割れが発生したと推察され、高温割れ（凝固割れ）と判定された。
- ⑤ 2 パス目の溶接は、レーザパワー：4 kW および溶接速度：0.8 m/min に減少させると、割れの防止に有効であり、良好な貫通溶接部が形成できることがわかった。

(2) 片面 2 パスレーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接結果

- ① 焦点はずし距離を-5 mm から-18 mm まで変化させて 1 パス目のハイブリッド溶接結果、-5 mm から-14 mm まで貫通溶接部が得られた。焦点はずし距離をマイナス方向に増加させると、裏面ビードにハンピングの改善ができた。-18 mm の場合、部分貫通溶接部が形成された。
- ② レーザ焦点はずし距離を-14 mm と固定してギャップを 0.5 mm から 1 mm まで変化させて 1 パス目溶接結果、0.5 mm の場合、裏面ビードにハンピングが発生した。1 mm の場合、裏面がアンダフィルとなった。0.7 mm の場合、良好な裏面ビードが得られた。
- ③ 1 パス目、レーザパワー：16 kW、溶接速度 1.5 m/min、ギャップ 0.7 mm の場合、溶接電流を増加させると、アンダフィルの改善が見られた。しかし、320 A では、ハンピングが発生したが、電流 300 A では、良好な裏面ビードを製作された。
- ④ 1 パス目、レーザパワー：16 kW、溶接速度 1.5 m/min、ギャップ 1 mm の場合、電流 300 A および 330 A で溶接ビード裏面にアンダフィルが発生す

ることが確認された。電流 350 A では、良好な裏面ビードを得られたが、溶接部に溶融不良が発生した。

- ⑤ 2 パス目，レーザーパワー 8 kW および溶接速度 0.8 m/min を減少させると，割れのない良好な溶接ビードが作製できることがわかった。

3) 24 mm 高張力鋼 HT980 のハイブリッド溶接の結果

- ① 上部のギャップを 2 mm から 3 mm まで変化させて溶接を行った結果，いずれのギャップに対しても貫通溶接部が形成できた。ギャップ 3 mm の場合は，表面ビードにアンダフィルの発生が確認された。また，いずれの溶接金属部においても割れが発生することがわかった。
- ② ルート厚さの減少に伴い，裏面ビードにアンダフィルの形成が増加する傾向が見られ，8 mm の場合にはおよそ 2 mm 程度のアンダフィルが形成された。いずれの溶接部においても，割れが発生することが確認された。ルート厚さの減少により割れの長さが増加することがわかった。
- ③ ルートギャップを 0.3 mm に設定した場合には，安定な溶接裏面ビードが得られ，先行レーザーのパワーの増加に伴い，溶接部に発生する割れの長さは短くなることがわかった。先行レーザーパワー：16 kW，ハイブリッド用レーザーパワー：8 kW の場合に，およそ 0.5 mm の割れが形成することが確認された。
- ④ ガスジェットノズルを使用した場合，レーザー誘起プルームの噴出を抑制し，1 パスハイブリッド溶接によりアンダフィルおよび割れのない良好な貫通溶接部が作製できた。なお，裏面ビードの余盛の形成は困難であると判断された。

第7章 結 論

高張力鋼は、省エネルギーの観点から製品の更なる軽量化が要望されていることで、近年、自動車、船舶、海洋構造物、橋梁、圧力容器、パイプラインなどの各種構造物において薄板から厚板まで広く適用されており、今後さらに適用の拡大が予想されている。特に、高張力鋼厚板の溶接法としては、二つの異なる熱源を用いるレーザー・アークハイブリッド溶接法が注目されている。その理由はレーザーとアークの異なる特徴を有する熱源を効果的に組み合わせることで各々の短所を補完するとともに長所を生かして相乗効果を引き出すところにある。つまり、アークは溶融金属を供給してギャップ裕度を改善し、レーザーは深溶込みなどの役割を持ち、高速溶接も可能であり、溶接生産性を向上させることができる。高張力鋼厚板の溶接における生産性向上のためには、深溶込みで高速度溶接が可能な高効率、高性能の大出力レーザー・アークハイブリッド溶接法の確立が期待される。

そこで、本研究では、まず、厚さが約 12 mm の高張力鋼 HT780 に対して、ディスクレーザーと MAG アーク、炭酸ガスアークまたは MIG アークを用いてハイブリッド溶接を行った。溶込み特性と溶接性に及ぼす各溶接パラメータの影響を評価し、高速度ビデオカメラおよび X 線透視観察により、溶融池内の湯流れ、ワイヤの溶融・溶滴移行、キーホール挙動などの溶接現象を解明し、ポロシティや割れなどの溶接欠陥の生成条件を明らかにし、さらに、裏面アンダフィルの生成・防止状況についても明らかにしている。特に、良好な貫通溶接部を得るための条件について様々な検討を行い、溶接欠陥防止に有効な溶接条件範囲を明らかにしている。また、作製された良好な溶接継手に対して、硬さ分布、マイクロ組織、引張試験、シャルピー衝撃試験、溶接金属部の酸素含有量の測定を行い、溶接継手の機械的性質や溶接性を評価した。さらに、厚さが約 25 mm の高張力鋼 HT780 および HT980 に対して、両面または片面からレーザー・アークハイブリッド溶接を行い、良好な溶接部を作製するための最適溶接条件について検討した。

本研究で得られた重要な結果を以下に総括する。

第 1 章は、緒論であり、本研究の背景、目的および構成について述べた。特に、高張力鋼の特徴、従来の厚板溶接法、レーザー・アークハイブリッド溶接法の歴史と適用例について述べた。

第 2 章では、本研究で用いた使用材料である高張力鋼およびアーク溶接用のワイヤについて述べ、さらに、使用した実験装置および分析装置について詳述した。一般には、ギャップを有する突合せ溶接のため、アークが先行し、レーザが溶融池に照射されるアーク・レーザハイブリッド溶接を行った。

第 3 章では、厚さが約 12 mm の高張力鋼 HT780 に対して、レーザ・MAG アークハイブリッド溶接法を用いて、メルトランまたは I 形突合せ溶接を行い、溶込み特性と溶接性に及ぼす各溶接パラメータの影響を評価し、高速度ビデオカメラおよび X 線透視観察による溶融池内の湯流れ、ワイヤの溶融・溶滴移行、キーホール挙動などの溶接現象を解明し、ポロシティや割れなどの溶接欠陥の生成条件を明らかにし、裏面アンダフィルの生成・防止状況について明らかにした。特に、良好な貫通溶接部を得るための条件について様々な検討を行い、溶接欠陥防止に有効な溶接条件の範囲を明らかにした。得られ結論は以下の通りである。

1) 厚さ 12 mm HT780 鋼板のディスクレーザ・MAG アークハイブリッドによるメルトラン溶接の結果

- ① レーザ・MAG アーク (MAG-Laser) ハイブリッド溶接における溶込み深さはレーザパワーに大きく影響され、溶接電流およびアーク電圧の増加に伴い、溶接ビード幅が増加することが確認された。
- ② MAG-Laser ハイブリッド溶接時には、溶接速度を増加すると溶込み深さは浅くなった。一方、4 m/min 以上の高速溶接ではアークが不安定になり、ワイヤ先端からの溶滴がスパッタとして発生することがわかった。
- ③ 焦点はずし距離が大きすぎると、レーザ誘起プルームが顕著に形成し、溶滴の移行が妨害された。また、レーザビームに対して、移行中の溶滴が遮断するような相互作用をするため、キーホールが不安定となることが判明した。
- ④ レーザ・アーク間の距離を増加すると、溶込み深さが浅くなった。最も深い溶込みはレーザ・アーク間の距離が約 2 mm の場合に得られた。
- ⑤ ハイブリッド溶接における有効なレーザとアーク間の距離は溶接電流に依存していた。溶接電流が変化すると、溶融池の大きさが変化することからレーザ・アーク間の有効な距離も変化することがわかった。

- ⑥ 溶接方向について、Laser-MAG ハイブリッド溶接を行った場合、多くの溶融金属が裏面に溜まることによりハンピングが発生した。MAG-Laser ハイブリッドの場合、溶融金属が溶融池の先端から後方に流れることにより試料裏面に融液があまり溜まらず、比較的良好な裏面溶接ビードが得られた。このことから、MAG-Laser ハイブリッド溶接の方が良好な溶接部を作製するのに適していると推断される。

2) 12 mm HT780 鋼板のディスクレーザ・MAG アーク (MAG-Laser) ハイブリッド突合せ溶接を行った結果

- ① パルスアークを使用した場合、1 パルス 1 溶滴の制御ができ、溶滴が安定的にギャップ内に入ることによりスパッタおよびアンダフィルが改善できることがわかった。
- ② 溶接速度を増加すると、アンダフィルの改善が見られ、2 m/min の場合、アンダフィルが発生していないことが確認された。
- ③ 良好な溶接部製作するために必要な溶接条件の範囲が非常に狭いことがわかった。
- ④ 裏面ビード部にハンピングが形成する原因としては、溶融池中に酸素量が少ない条件では融液温度が低いほど表面張力が強く、溶融池後方の温度が低いことより表面張力が強いので、溶融金属が溶融池の後方に引っ張られる機構が考えられる。なお、裏面の後方への湯流れ速度が遅いため融液が溶け落ちやすくなっていたことも考えられる。
- ⑤ レーザパワーにより溶融池内部の湯流れが異なることがわかった。また、良好な形状の溶接ビードが形成している場合、キーホール側にバックする湯流れが観察された。
- ⑥ レーザによるキーホールが溶融池の裏面に十分に貫通していない場合、キーホール先端から気泡が発生し、これらの気泡が溶接金属部に残ることよりポロシティとなることがわかった。
- ⑦ 裏面にシールドガス吹き付け法を使用することにより、良好な裏面ビードが得られ、ハンピング欠陥が改善できることが判明した。

第4章では、厚さ11mmの高張力鋼HT780板に対し、レーザおよび炭酸ガスアーク(CO₂-Laser)を用いてI形突合せハイブリッド溶接を行った。スパッタの発生量に及ぼすアーク特性の影響について検討し、溶接性に及ぼすレーザパワーの影響も検討した。また、溶接現象の観察および裏面での貫通レーザ光の検出を行った。得られた結果は以下の通りである。

- 1) 炭酸ガス利用ハイブリッド溶接の場合、MAGよりスパッタが多く発生することがわかった。なお、このスパッタの低減には埋れアークを形成することが有効であることも判明した。
- 2) 炭酸ガス利用ハイブリッド溶接の場合、レーザパワーが6kWから10kWまでの領域において、良好な貫通溶接部が得られた。良好な溶接部が得られる溶接条件の範囲が広いことが明白となった。
- 3) 裏面のキーホール口から激しいプルームの噴出とともに小さいスパッタが多く発生していた。しかし、良好な形状の溶接ビードが得られることが判明した。
- 4) X線透視リアルタイム観察の結果、タングステン粒子はレーザキーホール先端から溶融池後方へと溶融池底部を移動する様子が見られ、その後、溶融池底部近傍において再びキーホール付近に戻る湯流れも観察された。また、溶接中のキーホールは安定であり、気泡が発生していないことが確認された。
- 5) 裏面レーザ光の検出の結果、レーザが溶融池をよく貫通して良好な溶接部を作製できることがわかった。一方、MAGアークの場合、溶落ちが発生した場合でも、レーザが溶融池を常に貫通しているわけではないことが判明した。このことから、炭酸ガスとMAG利用の場合、ハイブリッド溶接時のキーホールの形成状況が異なることが推察される。

第5章では、ディスクレーザとMAGアークまたは炭酸ガスアークによるハイブリッド溶接により作製された良好な溶接継手に対して、EPMA元素分析、ビッカース硬さ測定、引張試験、シャルピー衝撃試験、酸素含有量の測定および破面観察を行い、機械的性質を評価した。得られた結果は以下の通りである。

- 1) いずれのシールドガスにおいてもワイヤは溶融部の底部まで混ざっていることが確認された。また、溶融部上部では下部よりワイヤ成分が若干多いこ

ともわかった。

- 2) 溶接金属部は母材より硬化していった。熱影響部では溶接金属部に近いところで硬化し、母材に近いところで軟化が起こることが判明した。
- 3) 母材は主にベイナイト組織である。母材近傍の熱影響部にフェライトを形成することによる軟化が起こり、溶接金属近傍の熱影響部では旧オーステナイト粒界が粗大化するが、マルテンサイト組織を形成していた。この硬いマルテンサイト相の生成により硬化していることもわかった。一方、溶接金属部はマルテンサイトおよびベイナイト混合組織であることが観察された。
- 4) 溶接継手の引張試験の結果、試験片は母材で破断した、溶接継手の引張強さが母材より高くなることがわかった。熱影響部の幅が約 0.5 mm と板厚に比べて狭いことにより、熱影響部の軟化が溶接継手の強度に影響しなかったことが確認された。
- 5) MAG または炭酸ガスなどのシールドガスで得られたハイブリッド溶接金属部は酸素量が母材より非常に高かった。溶接金属部には酸化物が多量に形成し、酸素量が多いことが確認された。
- 6) シャルピー衝撃試験の結果、吸収エネルギーは炭酸ガスを使用した場合、MAG ガスより低く、靱性が低いことがわかった。破面は延性破断面であることが確認された。また、破断面に多くの酸化物が付着していることが確認された。溶接継手の靱性の低下は、溶接金属部に多量の酸化物を形成したためであると推断された。

第 6 章では、純アルゴンガスをシールドガスとして、レーザ・MIG アークまたは CMT アークハイブリッド溶接を行い、スパッタ量および溶接金属部の酸素量を低減させる効果について評価した。また、板厚 25 mm の高張力鋼 HT780 に対して、両面 2 パスおよび片面 2 パスハイブリッド溶接による貫通溶接継手の作製を試み、溶込み特性と溶接性に及ぼす各種パラメータの影響を検討した。さらに、板厚 24 mm の高張力鋼 HT980 に対して、10 kW および 16 kW 2 台のディスクレーザと MAG アークを用いて、片面 1 パスハイブリッド溶接による貫通溶接継手の作製を試みた。得られた結果をまとめると、以下の通りである。

- 1) レーザ・MIG アークまたは CMT アークハイブリッド溶接の結果

- ① アルゴンガスを使用した MIG アークハイブリッド溶接の場合、溶込み深さが MAG および炭酸ガスより浅くなることがわかった。
- ② CMT アークハイブリッド溶接時には、ワイヤの動きを制御でき、アーク発生時にワイヤは溶融池に向かって進行し、ワイヤは溶融池に接して短絡状態になると、アークが消え、ワイヤを引き戻すことによって溶滴が切断され、スパッタを発生しなかった。この結果、安定な溶滴移行が起こることがわかった。
- ③ アルゴンガス中での高張力鋼の貫通溶接では、ハンピングや溶落ちが起こりやすかった。このハンピングや溶落ちを防止するために、裏当てを使用することによって良好な溶接部を得られた。また、割れを防止するために溶接速度を減少させることが有効であった。
- ④ レーザ・CMT アークハイブリッド溶接では、溶接金属部の酸素量を約 64 ppm に低減できることがわかった。酸素量が少ない場合には良好な裏面溶接ビードを形成することが困難であることもわかった。
- ⑤ シャルピー衝撃試験の結果、 $-40\sim 20^{\circ}\text{C}$ の温度において吸収エネルギーは 140 J 以上に高かった。溶接継手の靱性は炭酸ガスより高く、MAG アークとほぼ同等であることがわかった。したがって、形成相も靱性に影響を及ぼすことが推察された。

2) 厚さ 25 mm 高張力鋼 HT780 のハイブリッド溶接の結果

(1) 両面 2 パスレーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接の結果

- ① I 形突合せ継手に対して、レーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接による 1 パスで良好な貫通溶接部を作製することが非常に困難であると判断された。
- ② 両面からの 2 パスハイブリッド溶接の場合、比較的な良好な貫通溶接部が得られた。2 パス目の溶接は、レーザパワーおよび溶接速度を減少させると、割れの防止に有効であり、良好な貫通溶接部が形成できることがわかった。
- ③ 部分溶込みの溶接ビードにおいて割れが発生したが、この割れは融液が多量に残り、中央部の凝固が遅れ、その中央部に割れが発生したと推察され、高温割れ（凝固割れ）と判定された。

(2) 片面2パスレーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接結果

- ① 1パス目で良好な裏面ビードを作製することを目的として、レーザ焦点はずし距離をマイナス方向に増加させると、裏面ビードのハンピングを改善することができた。
- ② 1パス目ハイブリッド溶接において、割れは板厚中央部付近にビード幅の広い部分に発生していた。2パス目、レーザパワーおよび溶接速度を減少させると、1パス目の割れを溶融除去し、さらに2パス目にも割れがなく、良好な溶接ビードが作製できることがわかった。

3) 厚さ 24 mm の高張力鋼 HT980 板に対して1方向からレーザとハイブリッド溶接を行った結果

- ① 突合せ板の底部をレーザ溶接し、上部をハイブリッド溶接することで1パスのレーザ+ハイブリッド溶接が可能であることがわかった。
- ② いずれの溶接金属部においても割れが発生することがわかった。
- ③ ルート厚さの減少に伴い、裏面ビードにアンダフィルの形成が増加する傾向が見られた。ルート厚さの減少により割れの長さが増加することがわかった。
- ④ ガスジェットノズルを使用した場合、レーザ誘起プルームの噴出を抑制し、1パスハイブリッド溶接によりアンダフィルおよび割れのない良好な貫通溶接部が作製できた。

謝 辞

本研究は、大阪大学接合科学研究所 レーザ接合機構学分野 片山聖二教授の御指導と御教示により完成し得たものであります。ここに、数年間の研究活動を通じて、終始、懇切丁寧な御指導と御助言を頂きましたことに心から厚くお礼申し上げます。

本論文をまとめるにあたり、大阪大学工学研究科機械工学専攻箕島弘二教授および接合科学研究所近藤勝義教授より有益なご指示とご討論を頂きましたことに深く感謝申し上げます。

また、本研究の遂行にあたり、ご指導とご鞭撻を頂きました大阪大学接合科学研究所 レーザ接合機構学分野 川人洋介准教授に深く感謝の意を表します。

さらに、本研究の遂行にあたり、常に的確なご助言、また、実験時や試料作製時に多大なご協力を頂きました大阪大学接合科学研究所 水谷正海技官に対し、深く感謝の意を表します。

そして、本研究の一部は、NEDO プロジェクト「高級鋼材の革新の溶接接合技術の基盤開発」の一環として行った研究であり、関係者各位に感謝申し上げます。また、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。主任研究員木谷 靖氏および角 博幸氏をはじめ、関係者各位に感謝申し上げます。

なお、本研究の遂行にあたり、多大なる援助と励ましを頂きました大阪大学大学院博士課程先輩 鄭 光云氏、李 修真氏、修士課程 2 年次 中田光紀氏、野崎友哉氏、卒業生 井戸諒治氏に深く感謝の意を表します。

最後に、留学生活中にあたり、私の研究に理解を示し、支持してくれた家族と友達に感謝します。特に、私の日常生活を支えてくれた父母に心から深く感謝致します。

参考文献

- 1) 溶接学会編：“第2版 溶接・接合便覧”，(2003), pp. 817-854.
- 2) Y. Miwada, T. Ishiguro, E. Abe, N. Yukawa, T. Ishikawa and T. Suganuma: “Cold forge spot-bonding of high tensile strength steel and aluminum alloy sheets”, *Procedia Engineering*, Vol. 81, (2014), pp. 2006-2011.
- 3) H. J. Kim, G. A. Keoleian and S. J. Skerlos: “Economic assessment of greenhouse gas emissions reduction by vehicle lightweighting using aluminum and high-strength steel”, *Journal of Industrial Ecology*, Vol. 15, No. 1, (2011), pp. 64-80.
- 4) D. Parkes, D. Westerbaan, S. S. Nayak, Y. Zhou, F. Goodwin, S. Bhole and D. L. Chen: “Tensile properties of fiber laser welded joints of high strength low alloy and dual-phase steels at warm and low temperatures”, *Materials and Design*, Vol. 56, (2014), pp. 193-199.
- 5) 北田博重：“材料研究・最近の動向（その8）TMCP鋼の有効利用”，*日本造船学会誌*，Vol. 726, No. 12, (1995), pp. 797-808.
- 6) 川畑友弥，西畑ひとみ：“素材開発（2）鉄鋼材料—高張力鋼—”*溶接学会誌*，Vol. 81, No. 3, (2012), pp. 184-191.
- 7) C. Miki, K. Homma and T. Tominaga: “High strength and high performance steels and their use in bridge structures”, *Journal of Constructional Steel Research*, Vol. 58, No. 1, (2002), pp. 3-20.
- 8) P. Collin and B. Johansson: “Bridges in high strength steel”, *Iabse Symposium Report*, Vol. 92, No. 4, (2006), pp. 1-9.
- 9) S. H. Hashemi: “Strength-hardness statistical correlation in API X65 steel”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528, No. 3, (2011), pp. 1648-1655.
- 10) B. Ma, J. Shuai, D. Liu and K. Xu: “Assessment on failure pressure of high strength pipeline with corrosion defects”, *Engineering Failure Analysis*, Vol. 32, (2013), pp. 209-219.
- 11) S. S. Lim, J. C. Mun, T. W. Kim and C. G. Kang: “Development of low-temperature high-strength integral steel casting for offshore construction by casting process engineering”, *International Journal of Naval Architecture and*

- Ocean Engineering, Vol. 6, No. 4, (2014), pp. 922-934.
- 12) B. K. Show, R. Veerababu, R. Balamuralikrishnan and G. Malakondaiah: “Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel”, Materials Science and Engineering: A, Vol. 527, No. 6, (2010), pp. 1595-1604.
 - 13) P. Bilmes, C. Llorente and J. P. Ipiña: “Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high-strength steel welds”, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 9, No. 6, (2000), pp. 609-615.
 - 14) S. R. Nathan, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi and A. G. Rao: “Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints”, Defence Technology, Vol. 11, No. 3, (2015), pp. 308-317.
 - 15) G. Magudeeswaran, V. Balasubramanian, G. M. Reddy, and T. S. Balasubramanian: “Effect of welding processes and consumables on tensile and impact properties of high strength quenched and tempered steel joints”, Journal of Iron and Steel Research, International, Vol. 15, No. 6, (2008), pp. 87-94.
 - 16) A. Lambert, J. Drillet, A. F. Gourgues, T. Sturel and A. Pineau: “Microstructure of martensite-austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties”, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 5, No. 3, (2000), pp. 168-173.
 - 17) W. Sun, G. Wang, J. Zhang, D. Xia and H. Sun: “Microstructure characterization of high-heat-input welding joint of HSLA steel plate for oil storage construction”, Journal of Materials Science and Technology, Vol. 25, No. 6, (2009), pp. 857-860.
 - 18) G. M. Reddy, T. Mohandas and K. K. Papukutty: “Effect of welding process on the ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments”, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 74, No. 1, (1998), pp. 27-35.
 - 19) D. Wojnowski, Y. K. Oh and J. E. Indacochea: “Metallurgical assessment of the softened HAZ region during multipass welding”, Journal of Manufacturing Science and Engineering, Vol. 122, No. 2, (2000), pp. 310-315.
 - 20) B. Dixon and K. Hakansson: “Effects of welding parameters on weld zone toughness and hardness in 690 MPa steel”, Welding Journal, Vol. 74, No. 4,

- (1995), pp. 122s-132s.
- 21) J. A. Gianetto, N. J. Smith, J. T. McGrath and J. T. Bowker: “Effect of composition and energy input on structure and properties of high-strength weld metals”, *Welding Journal*, Vol. 71, (1992), pp. 407s-419s.
 - 22) Y. Chen, C. Yang, H. Chen, H. Zhang and S. Chen: “Microstructure and mechanical properties of HSLA thick plates welded by novel double-sided gas metal arc welding”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 78, No. 1-4, (2015), 78, pp. 457-464.
 - 23) K. Prasad and D. K. Dwivedi: “Some investigations on microstructure and mechanical properties of submerged arc welded HSLA steel joints”, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 36, No. 5-6, (2008), pp. 475-483.
 - 24) L. Lan, C. Qiu, D. Zhao, X. Gao and L. Du: “Analysis of microstructural variation and mechanical behaviors in submerged arc welded joint of high strength low carbon bainitic steel”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 558, (2012), pp. 592-601.
 - 25) R. Cao, S. S. Zhu, W. Feng, Y. Peng, F. Jiang, W. S. Du and J. H. Chen: “Effects of weld metal property and fraction on the toughness of welding joints of a 8% Ni 980MPa high strength steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 211, No. 4, (2011), pp. 759-772.
 - 26) 入江宏定: “電子ビーム溶接”, *溶接学会誌*, 第 64 卷, 第 3 号, (1995), pp. 582-597.
 - 27) Y. Peng, K. H. Wang, Q. Zhou, Y. J. Wang and P. F. Fu: “Beam quality test technology and devices of electron beam welding”, *Vacuum*, Vol. 86, No. 3, (2011), pp. 261-266.
 - 28) G. Zhang, X. Yang, X. He, J. Li and H. Hu: “Enhancement of mechanical properties and failure mechanism of electron beam welded 300M ultrahigh strength steel joints”, *Materials and Design*, Vol. 45, (2013), pp. 56-66.
 - 29) S. Khodir, T. Shibayanagi, M. Takahashi, H. Abdel-Aleem and K. Ikeuchi: “Microstructural evolution and mechanical properties of high strength 3-9% Ni-steel alloys weld metals produced by electron beam welding”, *Materials and Design*, Vol. 60, (2014), pp. 391-400.

- 30) A. Kaur, C. Ribton and W. Balachandaran: "Electron beam characterisation methods and devices for welding equipment", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 221, (2015), pp. 225-232.
- 31) J. Onoro and C. Ranninger: "Fatigue behaviour of laser welds of high-strength low-alloy steels", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 68, No. 1, (1997), pp. 68-70.
- 32) L. Mei, G. Chen, X. Jin, Y. Zhang and Q. Wu: "Research on laser welding of high-strength galvanized automobile steel sheets", *Optics and Lasers in Engineering*, Vol. 47, No. 11, (2009), 47, pp. 1117-1124.
- 33) Y. Y. Zhao, Y. S. Zhang and W. Hu: "Effect of welding speed on microstructure, hardness and tensile properties in laser welding of advanced high strength steel", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 18, No. 7, (2013), pp. 581-590.
- 34) C. Gerritsen, S. Vanrostenberghe and M. Doré: "Diode laser weld toe re-melting as a means of fatigue strength improvement in high strength steels", *Procedia Engineering*, Vol. 66, (2013), pp. 171-180.
- 35) W. Guo, Q. Liu, J. A. Francis, D. Crowther, A. Thompson, Z. Liu and L. Li: "Comparison of laser welds in thick section S700 high-strength steel manufactured in flat (1G) and horizontal (2G) positions", *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, Vol. 64, No. 1, (2015), pp. 197-200.
- 36) M. Sokolov, A. Salminen, E. I. Khlusova, M. M. Pronin, M. Golubeva and M. Kuznetsov: "Testing of new materials and computer aided optimization of laser beam welding of high-strength steels", *Physics Procedia*, Vol. 78, (2015), pp. 255-264.
- 37) M. V. L. Ramesh, P. S. Rao, V. V. Rao and K. P. Prabhakar: "Structure-properties evaluation in laser beam welds of high strength low alloy steel", *Materials Today: Proceedings*, Vol. 2, No. 4, (2015), pp. 2532-2537.
- 38) 片山聖二, 井戸諒治, 西本浩司, 水谷正海, 川人洋介: "低真空中における高出力ディスクレーザ溶接による高張力鋼厚板の貫通溶接", *溶接学会論文集*, Vol. 33, No. 3, (2015), pp. 262-270.
- 39) 宮本勇: "レーザ溶接の基礎", 第 26 回レーザ熱加工研究会論文集, (1991), pp. 1-17.

- 40) 安田耕三, 室幹雄: “大型部材に対する高信頼性レーザー溶接技術の開発”, レーザ研究, Vol. 27, No. 10, (1999), pp. 665-669.
- 41) 松縄朗, 瀬渡直樹, 片山聖二: “高出力炭酸ガスレーザー溶接現象の解明 シールドガスとポロシティ欠陥発生との関係”, レーザ研究, Vol. 28, No. 11, (2000), pp. 745-749.
- 42) S. Katayama: “Handbook of laser welding technologies”, Elsevier, (2013), pp. 3-13.
- 43) K. Abderrazak, W. B. Salem, H. Mhiri, P. Bournot and M. Autric: “Nd: YAG laser welding of AZ91 magnesium alloy for aerospace industries”, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 40, No. 1, (2009), pp. 54-61.
- 44) Q. S. Liu, S. M. Mahdavian, D. Aswin and S. Ding: “Experimental study of temperature and clamping force during Nd: YAG laser butt welding”, Optics and Laser Technology, Vol. 41, No. 6, (2009), pp. 794-799.
- 45) I. N. Nawi, M. Fadhali, M. S. Hussain, J. Ali and P. P. Yupapin: “Nd: YAG laser welding of stainless steel 304 for photonics device packaging”, Procedia Engineering, Vol. 8, (2011), pp. 374-379.
- 46) L. Li: “The advances and characteristics of high-power diode laser materials processing”, Optics and Lasers in Engineering, Vol. 34, No. 4, (2000), pp. 231-253.
- 47) F. Bachmann: “Industrial applications of high power diode lasers in materials processing”, Applied Surface Science, Vol. 208, (2003), pp. 125-136.
- 48) J. M. Sánchez-Amaya, T. Delgado, J. J. De Damborenea, V. Lopez and F. J. Botana: “Laser welding of AA 5083 samples by high power diode laser”, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 14, No. 1, (2009), pp. 78-86.
- 49) 江嶋亮: “レーザー加工用高出力半導体レーザー装置の現状とその応用”, 軽金属溶接, Vol. 46, No. 10, (2008), pp. 437-440.
- 50) K. Labisz, E. Jonda, T. Tański, W. Borek and M. Czaja: “High power diode laser application for metals surface treatment based on wear resistance investigation”, Advanced Materials Research, Vol. 1036, (2014), pp. 482-489.
- 51) 門屋輝慶: “高出力ディスクレーザー”, レーザ加工学会誌, Vol. 12, No. 2, (2007), pp. 14-19.

- 52) Y. Kawahito, M. Mizutani and S. Katayama: “Elucidation of high-power fibre laser welding phenomena of stainless steel and effect of factors on weld geometry”, *Journal of Physics D: Applied Physics*, Vol. 40, No. 19, (2007), pp. 5854-5859.
- 53) U. Diltthey, D. Fuest and W. Scheller: “Laser welding with filler wire”, *Optical and Quantum Electronics*, Vol. 27, No. 12, (1995), pp. 1181-1191.
- 54) Z. Sun and M. Kuo: “Bridging the joint gap with wire feed laser welding”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 87, No. 1, (1999), pp. 213-222.
- 55) 辻 正和 : “IPG ファイバーレーザの性能とそのアプリケーションの紹介”, *溶接学会全国大会講演概要*, 第 83 集, (2008), pp. F38-F42.
- 56) J. B. Wang, H. Nishimura, K. Fujii, S. Katayama and M. Mizutani: “Study of improvement of gap tolerance in laser MIG arc hybrid welding of aluminium alloy”, *Welding International*, Vol. 23, No. 10, (2009), pp. 723-733.
- 57) S. Katayama, Y. Kawahito and M. Mizutani: “Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting weld penetration and welding defects”, *Physics Procedia*, Vol. 5, (2010), pp. 9-17.
- 58) S. Zhang, Y. Shen and H. Qiu: “The technology and welding joint properties of hybrid laser-tig welding on thick plate”, *Optics and Laser Technology*, Vol. 48, (2013), pp. 381-388.
- 59) M. Todo, K. Shinozaki, M. Yamamoto, K. Kadoi, M. Yamamoto, R. Phaonaim and T. Okagaito: “Hot-wire laser welding process using laser diode for large-diameter pipe with narrow gap joint”, *溶接学会論文集*, Vol. 33, No. 2, (2015), pp. 107s-110s.
- 60) J. Näsström, J. Frostevarg and T. Silver: “Hot-wire laser welding of deep and wide gaps”, *Physics Procedia*, Vol. 78, (2015), pp. 247-254.
- 61) W. M. Steen: “Arc augmented laser processing of materials”, *Journal of Applied Physics*, Vol. 51, No. 11, (1980), pp. 5636-5641.
- 62) 内原正人 : “自動車用薄鋼板の高エネルギー溶接技術”, *溶接学会誌*, Vol.77, No. 8, (2008), pp.10-18.
- 63) S. Katayama, A. Yohei, M. Mizutani and Y. Kawahito: “Development of deep penetration welding technology with high brightness laser under vacuum”,

- Physics Procedia, Vol. 12, (2011), pp. 75-80.
- 64) S. Katayama, Y. Kawahito and M. Mizutani: “Latest progress in performance and understanding of laser welding”, Physics Procedia, Vol. 39, (2012), pp. 8-16.
- 65) K. W. Jung, Y. Kawahito, M. Takahashi and S. Katayama: “Laser direct joining of carbon fiber reinforced plastic to zinc-coated steel”, Materials and Design, Vol. 47, (2013), pp. 179-188.
- 66) M. Wahba, M. Mizutani, Y. Kawahito and S. Katayama: “Laser welding of die-cast AZ91D magnesium alloy”, Materials and Design, Vol. 33, (2012), pp. 569-576.
- 67) A. W. AlShaer, L. Li and A. Mistry: “The effects of short pulse laser surface cleaning on porosity formation and reduction in laser welding of aluminium alloy for automotive component manufacture”, Optics and Laser Technology, Vol. 64 (2014), pp. 162-171.
- 68) 浜崎正信, 勝村宗英, 松田純, 田重幸: “ティグ・レーザ併用溶接におけるティグ電流の影響について”, 高温学会誌, Vol. 9, No. 2, (1983), pp. 79-83.
- 69) 松田純, 内海明博, 米田理史, 勝村宗英, 矢納広靖, 荒木孝雄: “CO₂ レーザによる TIG アークの安定化”, 溶接学会論文集, Vol. 15, No. 3, (1997), pp. 445-452.
- 70) 石出孝, 名山理介, 渡辺眞生, 長嶋是: “同軸 TIG-YAG, MIG-YAG 溶接法の開発”, 溶接学会誌, Vol. 70, No. 4, (2001), pp. 12-17.
- 71) M. El Rayes, C. Walz and G. Sepold: “The influence of various hybrid welding parameters on bead geometry”, Weld. J, Vol. 83, No. 5, (2004), pp. 147-153.
- 72) 内藤恭章, 水谷正海, 片山聖二: “YAG レーザ・TIG アークハイブリッド溶接における溶込み特性とアーク・プラズマ/プルーム挙動—YAG レーザ・TIG アークハイブリッド溶接現象の解明 (第 1 報)—”, 溶接学会論文集, Vol. 24, No. 1, (2006), pp. 32-38.
- 73) 内藤恭章, 水谷正海, 片山聖二: “ハイブリッド溶接時におけるアークの電気的特性—YAG レーザ・TIG アークハイブリッド溶接現象の解明 (第 3 報)—”, 溶接学会論文集, Vol. 24, No. 1, (2006), pp. 45-51.
- 74) 内藤恭章, 水谷正海, 片山聖二: “ハイブリッド溶接における溶込み特性,

- ポロシティの防止機構および溶融池内湯流れ現象の解明－YAG レーザ・TIG アークハイブリッド溶接現象の解明（第 4 報）－”，溶接学会論文集，Vol. 24, No. 2, (2006), pp. 149-161.
- 75) 水戸岡豊，村上浩二，日野実：“高張力鋼への YAG レーザ-TIG ハイブリッド溶接の適用”，レーザ加工学会誌，Vol. 13. No. 1, (2006), pp. 48-53.
- 76) S. Katayama, Y. Naito, S. Uchiumi and M. Mizutani: “Penetration and porosity prevention mechanism in laser-arc hybrid welding”, Proceedings of the 3rd International WLT Conference on Lasers in Manufacturing, (2005), pp. 193-198.
- 77) S. Katayama, S. Uchiumi, M. Mizutani, J. Wang and K. Fujii: “Penetration and porosity prevention mechanism in YAG laser-MIG hybrid welding”, Welding International, Vol. 21, No. 1, (2007), pp. 25-31.
- 78) G. Campana, A. Fortunato, A. Ascari, G. Tani and L. Tomesani: “The influence of arc transfer mode in hybrid laser-MIG welding”, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 191, No. 1, (2007), pp. 111-113.
- 79) 村田雄一郎，横山浩一，金泰元，菅泰雄：“Stabilization and control of arc in TIG welding by laser irradiation (Development of Laser Weaving Process in Arc Welding I)”，日本機械学会論文集 C 編，Vol. 77, No. 781, (2011), pp. 3532-3542.
- 80) E. Le Guen, R. Fabbro, M. Carin, F. Coste and P. Le Masson: “Analysis of hybrid Nd: Yag laser-MAG arc welding processes”, Optics and Laser Technology, Vol. 43, No. 7, (2011), pp. 1155-1166.
- 81) U. Diltthey and A. Wieschemann: “Prospects by combining and coupling laser beam and arc welding processes”, Rivista Italiana della Saldatura, Vol. 52, No. 6, (2000), pp. 749-759.
- 82) S. Kaierle, K. Bongard, M. Dahmen and R. Poprawe: “Innovative hybrid welding process in an industrial application”, ICALEO 2000, (2000), pp. C91-C98.
- 83) M. Wahba, M. Mizutani and S. Katayama: “Hybrid welding with fiber laser and CO₂ gas shielded arc”, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 221, (2015), pp. 146-153.
- 84) M. Rethmeier, S. Gook, M. Lammers and A. Gumenyuk: “Laser-hybrid welding

- of thick plates up to 32 mm using a 20 kW fibre laser”, 溶接学会論文集, Vol. 27, No. 2, (2009), pp: 74s-79s.
- 85) X. Cao, P. Wanjara, J. Huang, C. Munro and A. Nolting: “Hybrid fiber laser-Arc welding of thick section high strength low alloy steel”, *Materials and Design*, Vol. 32, No. 6, (2011), pp. 3399-3413.
- 86) Y. Chen, J. Feng, L. Li, S. Chang and G. Ma: “Microstructure and mechanical properties of a thick-section high-strength steel welded joint by novel double-sided hybrid fibre laser-arc welding”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 582, (2013), pp. 284-293.
- 87) F. Vollertsen and S. Grünenwald: “Defects and process tolerances in welding of thick plates”, *ICALEO 2008*, (2008), pp. 489-497.
- 88) G. Turichin, M. Kuznetsov, M. Sokolov and A. Salminen: “Hybrid laser arc welding of X80 steel: Influence of welding speed and preheating on the microstructure and mechanical properties”, *Physics Procedia*, Vol. 78, (2015), pp. 35-44.
- 89) L. H. Hu, J. Huang, Z. G. Li and Y. X. Wu: “Effects of preheating temperature on cold cracks, microstructures and properties of high power laser hybrid welded 10Ni3CrMoV steel”, *Materials and Design*, Vol. 32, No. 4, (2011), pp. 1931-1939.
- 90) S. Webster, J. K. Kristensen and D. Petring: “Joining of thick section steels using hybrid laser welding”, *Ironmaking and Steelmaking*, Vol. 35, No. 7, (2008), pp. 496-504.
- 91) R. Lahdo, O. Seffer, A. Springer, S. Kaierle and L. Overmeyer: “GMA-laser hybrid welding of high-strength fine-grain structural steel with an inductive preheating”, *Physics Procedia*, Vol. 56, (2014), pp. 637-645.
- 92) V. Kujanpää: “Thick-section laser and hybrid welding of austenitic stainless steels”, *Physics Procedia*, Vol. 56, (2014), pp. 630-636.
- 93) F. Farrokhi, S. E. Nielsen, R. H. Schmidt, S. S. Pedersen and M. Kristiansen: “Effect of cut quality on hybrid laser arc welding of thick section steels”, *Physics Procedia*, Vol. 78, (2015), pp. 65-73.
- 94) A. Matsunawa, J. D. Kim, N. Seto, M. Mizutani and S. Katayama: “Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding”, *Journal of Laser Applications*,

Vol. 10, No. 6, (1998), pp. 247-254.

- 95) N. Seto, S. Katayama and A. Matsunawa: “High-speed simultaneous observation of plasma and keyhole behavior during high power CO₂ laser welding: effect of shielding gas on porosity formation”, *Journal of Laser Applications*, Vol. 12, No. 6, (2000), pp. 245-250.
- 96) S. Katayama and Y. Kawahito: “Visualization of welding phenomena with high speed video camera and x-ray transmission real-time observation system”, *Journal of High Temperature Society*, Vol. 33, (2007), pp. 118-127.
- 97) Y. Kawahito, M. Mizutani and S. Katayama: “Optical interaction between laser beam and induced plume in the ultra-high power density fiber laser welding of stainless steel”, *Transactions of JWRI*, Vol. 37, No. 2, (2008), pp. 19-25.
- 98) 伊藤崇明, 輿石房樹, 佐藤正晴, 菅哲男, 牛尾誠夫: “炭酸ガスパルアーク溶接法におけるスパッタ低減に関する検討”, *溶接学会論文集*, Vol. 15, No. 3, (1997), pp. 432-437.
- 99) 橋本哲哉, 森本朋和: “溶接作業環境 ガスシールドアーク溶接材料における低スパッタ化”, *溶接学会誌*, Vol. 75, No. 7, (2006), pp. 560-564.
- 100) 恵良哲生, 上山智之: “溶接作業環境 電流波形制御による GMA 溶接のスパッタ低減”, *溶接学会誌*, Vol. 75, No. 7, (2006), pp. 565-569.
- 101) 池上祐一, 宮内秀樹, 山本信也, 内原正人: “溶接作業環境 シールドガスによるスパッタ低減について”, *溶接学会誌*, Vol. 75, No. 7, (2006), pp. 570-574.
- 102) 鈴木励一: “ガスシールドアーク溶接における溶滴および熔融池の制御プロセスの最新動向”, *溶接学会誌*, Vol. 79, No. 6, (2010), pp. 569-575.
- 103) 草場卓哉, 木治昇, 片岡時彦, 池田倫正: “スプレー移行型炭酸ガスアーク溶接法の造船への適用”, *溶接学会全国大会講演概要*, Vol. 89, (2011), pp. 356-357.
- 104) A. SCHIERL: “The CMT process a revolution in welding technology”, *Welding in the World*, Vol. (49), 2005, pp: I38.
- 105) C. G. Pickin and K. Young: “Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy”, *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. (11), No. (5), (2006), pp: 583-585.
- 106) K. Furukawa: “New CMT arc welding process—welding of steel to aluminium

- dissimilar metals and welding of super-thin aluminium sheets”, *Welding international*, Vol. (20), No. (6), (2006), pp: 440-445.
- 107) H. Pinto, A. Pyzalla, H. Hackl and J. Bruckner: “A comparative study of microstructure and residual stresses of CMT-, MIG-and laser-hybrid welds”, *Materials Science Forum*, Vol. (524), 2006, pp. 627-632.
- 108) I. Michalec, J. Bárta, J. Jančár, K. Bártová and M. Marônek: “Metallurgical joining of steel sheets treated by nitrooxidation by a hybrid CMT-laser process”, *Proceedings 20th Conference on Metallurgy and Materials*, Brno, CZ, Ostrava, (2011), pp: 1-6.
- 109) J. Lamas, J. Frostevarg and A. F. Kaplan: “Gap bridging for two modes of laser arc hybrid welding”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 224, (2015), pp. 73-79.

本研究に関連した掲載論文

1. Qinglong Pan, Masami Mizutani, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: “High power disk laser-metal active gas arc hybrid welding of thick high tensile strength steel plates”, Journal of Laser Applications, Vol. 28, No. 1, (2016), pp: 012004(1-9).
2. Qinglong Pan, Masami Mizutani, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: “Laser-arc hybrid welding of thick high tensile strength steel plates”, Proceeding of 34th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics (ICALEO), (2015), pp: 495-502. (査読あり)
3. 潘 慶竜, 水谷正海, 川人洋介, 片山聖二: “高張力鋼厚板のレーザ・炭酸ガスアークハイブリッド溶接における溶込み特性”, レーザ加工学会誌, 掲載予定, 2016年6月.
4. Qinglong Pan, Masami Mizutani, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: “Effect of shielding gas on laser-MAG arc hybrid welding results of thick high tensile strength steel plates”, Welding in the World. (under the review)

本研究に関連した国際会議論文

1. Qinglong Pan, Masami Mizutani, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: “Laser-arc hybrid welding phenomena of thick high-tensile strength steel plates”, 68th Annual Assembly of Int. Ins. Welding (IIW), (2015), Doc. XII-2245-15/IV-1236-15/212-1396-15/I-1234-15.
2. Jan Forstevarg, Pan Qinglong, Masami Mizutani, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: “Investigation of laser-arc hybrid welding utilizing CMT, effects upon oxygen and nitrogen contents as well as the weld stability due to oxygen contents of the shielding gas and gap oxides”, 68th Annual Assembly of Int. Ins. Welding (IIW), (2015), Doc. XII-2248-15/IV-1247-15/212-1398-15/I-1237-15.

本研究に関連した国際・国内会議発表

1. Qinglong Pan, Masami Mizutani, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: “Laser-arc hybrid weldability of high-tensile strength steel and welding phenomena”, The 7th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, LAMP-2015, (2015), A082.
2. Qinglong Pan, Masami Mizutani, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: “High power disk laser-GMA hybrid welding of thick section high tensile strength steel”, 3rd International Conference in Africa and Asia, Welding and Failure Analysis of Engineering Materials (WAFA-2015), (2015), A-14.
3. 潘 慶竜, 水谷正海, 川人洋介, 片山聖二: “レーザ・アークハイブリッド溶接による厚板高張力鋼の溶接性”, 溶接学会全国大会講演概要, (2015).
4. 潘 慶竜, 水谷正海, 川人洋介, 片山聖二: “高張力鋼 HT780 のレーザ・アークハイブリッド溶接におけるシールドガスの影響”, 溶接学会全国大会講演概要, Vol. 2015s, (2015), pp: 152-153.
5. 潘 慶竜, 水谷正海, 川人洋介, 片山聖二: “高張力鋼 HT780 のレーザ・アークハイブリッド溶接性と溶接現象”, 溶接学会全国大会講演概要, Vol. 2014f, (2014).
6. Qinglong Pan, Kawahito Youseke and Katayama Seiji: “Weldability of thick high strength steel by hybrid disk laser-MAG arc welding”, 19th Annual Meeting of IAPS International Workshop, (2012).
7. 潘 慶竜, 川人洋介, 片山聖二: “高張力鋼厚板のレーザ・アークハイブリッド溶接性”, 第 77 回レーザ加工学会講演論文集, (2012), pp. 157.
8. 潘 慶竜, 鄭 光云, 川人洋介, 片山聖二: “レーザ・アークハイブリッド溶接による鋼板高張力鋼の溶接性”, 溶接学会全国大会講演概要, 第 90 集, (2012), pp. 34-35.
9. 潘 慶竜, 川人洋介, 片山聖二: “レーザ・アークハイブリッド溶接による高張力鋼板 (HT780) の溶接性”, 第 76 回レーザ加工学会講演論文集, (2011), pp. 190.