

Nd:YAG レーザによる TIG アーク挙動の制御 及びレーザウィービング溶接への適用

2013 年度

村田 雄一郎

主 論 文 要 旨

報告番号	甲 第 号	氏 名	村田 雄一郎
主 論 文 題 目 :			
Nd:YAG レーザによる TIG アーク挙動の制御及びレーザーウィービング溶接への適用			
(内容の要旨)			
<p>タングステンイナートガス (TIG) アーク溶接法は、熱源である溶接アークが安定しており、その制御が比較的容易であることから、各種鋼板、アルミニウムなどの非鉄金属板など比較的薄い金属板の溶接に広く用いられている。しかし、溶接現場では円錐状に研磨されている非消耗式タングステン電極の先端がアーク熱による熔融、大気巻き込みによる酸化等により消耗して変形するという問題が生ずることが多い。この場合消耗した電極先端におけるアークの陰極点の移動が容易となり、その指向性が失われて不安定な状態となり、これが蛇行ビードの形成、溶け込み不足、溶接金属の溶け落ち等の溶接欠陥発生の原因となる。</p> <p>一方、ネオジウム・イットリウム・アルミニウム・ガーネット (Nd:YAG) レーザ溶接は熱源としてレーザー光を用いているためにその指向性およびエネルギー密度が高く、アーク溶接にレーザー溶接を組み合わせたハイブリッド溶接法が様々な目的で開発され実用されている。そこで、レーザーによるアークの安定化とその制御性に着目し、アークが不安定になりやすい電極の消耗状態におけるアークの安定化、さらにレーザーによるアークの誘導および制御の可能性について実験的に検討している。また、ハイブリッド溶接における溶接アーク近傍の温度分布を有限要素法 (FEM) により解析し、レーザー照射によるアークの誘導現象について解明している。以上の結果を参考に、レーザーの振動によるアークの左右方向への振動を誘起・制御するレーザーウィービング溶接法を提案し、これを用いたハイブリッド溶接によるオーステナイト系ステンレス鋼板の突合せ溶接を行い、その有効性を実験的に確認している。</p> <p>第1章は序論であり、本研究の背景、目的、本論文の構成などについて述べている。</p> <p>第2章は、各種溶接に関する原理と現象について述べている。</p> <p>第3章では、TIG アーク溶接装置、Nd:YAG レーザ溶接装置および制御システムなど、本研究で用いたシステムの概要について述べている。</p> <p>第4章では、Nd:YAG レーザと TIG アークを併用したハイブリッド溶接法を SUS304 ステンレス薄鋼板の溶接に適用し、その溶接性に関する実験的な検討を行っている。その結果、TIG アークにより形成された溶融池に対する Nd:YAG レーザの照射位置が、良好な溶接結果を得るための重要なパラメータの一つであることを示している。さらに、TIG アークの安定化及び誘導に対する Nd:YAG レーザ照射の効果について実験的な検討を行っている。</p> <p>第5章では、ステンレス薄鋼板のハイブリッド溶接における溶融池およびその近傍の温度分布を有限要素法により解析し、レーザー照射によるアークの誘導現象について検討している。その結果、適正な溶接条件を選定すれば、100 W 級の比較的 low 出力レーザーであっても、レーザー照射点の母材が加熱沸騰し、金属蒸気が発生してアークを誘導できる可能性を示している。</p> <p>第6章では、本手法を用いて板厚 2 mm のステンレス鋼板の突合せ溶接実験を行い、本研究で提案したレーザーウィービング溶接法を用いれば TIG 溶接電極先端が消耗するなどのアーク不安定条件下においても安定したアークの制御とともに突合せ溶接が可能であることを確認している。</p> <p>第7章は結論であり、各章で得られた内容をまとめ、本研究の成果を総括している。</p>			

SUMMARY OF Ph.D. DISSERTATION

School Integrated Design Engineering	Student Identification Number 80846100	First name Surname Yuichiro Murata
<p>Title</p> <p>Control of TIG Arc Behavior by Nd:YAG Laser and Its Application to Laser Weaving Welding</p>		
<p>Abstract</p> <p>TIG welding process is often used to join thin metal plates because of the stability of arc compared with the other arc welding processes. However, the temperature of the tungsten electrode of the TIG welding torch sometimes increases and oxidation occurs during welding process. Therefore, the electrode tip is consumed considerably, and the arc stability tends to decrease with welding time. Accordingly, it is important to administrate the electrode tip condition in order to keep the welding process stable. On the contrary, the laser beam has extraordinary stability and directivity because of the nature of the light beam. Therefore, the authors have proposed a new process to stabilize and control the unstable TIG arc by the laser beam. In this study, the control of the arc behavior in TIG welding of thin metal plates was performed using the Nd:YAG laser beam with relatively low power. Furthermore, a new process to oscillate TIG arc using laser weaving method was proposed. In order to discuss the mechanism of arc behavior control by the laser beam irradiation into weld fused metal, temperature distribution of the weld was calculated by heat conduction analysis using the finite element method (FEM). In this study the effects of the hybrid welding on the control of arc and the improvement of the welded results were investigated.</p> <p>Chapter 1 is introduction. The aim, the background and the outstanding feature of this study are described.</p> <p>In Chapter 2, Nd:YAG laser and TIG arc welding theory are described.</p> <p>In Chapter 3, Nd:YAG laser and TIG arc welding machines, welding robot, and welding control system are described.</p> <p>In Chapter 4, stabilization and control of the unstable TIG arc by the Nd:YAG laser beam is investigated. In particular, the feasibility of stabilization and control of welding arc by laser beam is studied using hybrid welding process combining TIG arc and low power Nd:YAG laser.</p> <p>In Chapter 5, in order to study the mechanism of arc control by the laser beam irradiation into weld molten metal, temperature distribution in the weld area is calculated by heat conduction analysis using FEM. As a result, it is seen that the occurrence of metal vapor at the laser spot has very important role in the control of arc and the laser weaving.</p> <p>In Chapter 6, butt welding experiments of SUS304 stainless steel plates are performed by TIG arc/ Nd:YAG laser hybrid welding using the laser weaving welding method, in which the arc is oscillated by moving the laser beam to lateral direction against the welding line, to control the fusion of both of the base metals to be welded in the welding is developed. The effectiveness of the hybrid welding using laser weaving is confirmed by the welded results and the tensile test results of butt welded joints.</p> <p>Chapter 7 summarizes the conclusions of this paper.</p>		

学位論文 博士（工学）

Nd:YAG レーザによる **TIG** アーク挙動の制御
及びレーザーウィービング溶接への適用

2013 年度

慶應義塾大学大学院理工学研究科

村田 雄一郎

目次

第1章 序論	4
1-1 研究背景	4
1-2 溶接技術の発展とその問題点	5
1-2-1 TIG アーク溶接	5
1-2-2 Nd:YAG レーザ溶接	7
1-2-3 ハイブリット溶接	7
1-2-4 運棒（ウィービング）	9
1-3 溶接に関する過去の研究	10
1-4 研究目的	11
1-5 研究概要	12
1-6 本論文の構成	13
第2章 各種溶接法の原理および現象	15
2-1 アーク溶接	15
2-1-1 溶接アーク現象	15
2-1-2 陽極点の形成	19
2-1-3 TIG アーク溶接	19
2-2 レーザ溶接	21
2-2-1 レーザ発振の原理	21
2-2-2 レーザ溶接のメカニズム	22
2-2-3 Nd:YAG レーザ溶接	23
2-3 ハイブリット溶接	23
2-3-1 TIG アーク溶接と Nd:YAG レーザ溶接の比較	23
2-3-2 ハイブリット溶接の現象	24
第3章 実験装置概要	26
3-1 実験装置構成	26
3-2 各溶接機の仕様	28
3-2-1 TIG アーク溶接機	28
3-2-2 Nd:YAG レーザ溶接機	28
3-3 CCD カメラ	29

3-4	駆動装置	29
3-4-1	3軸直交座標型アクチュエータ	29
3-4-2	母材移動用駆動テーブル	30
3-5	実験装置のセッティングと溶接ビードの計測	31
第4章	ハイブリット溶接におけるアークの誘導効果	32
4-1	実験材料選定	32
4-2	アークの安定条件	33
4-2-1	アークの不安定化に及ぼす外部要因	33
4-2-2	アークの不安定化に及ぼす溶接設備に関連する要因	33
4-3	基礎溶接実験	35
4-3-1	TIGアーク溶接単独による溶接実験	35
4-3-2	Nd:YAGレーザー溶接単独による溶接実験	38
4-3-3	TIGアークの安定化に対するレーザー照射の効果	39
4-3-4	結果の考察	43
4-4	レーザーアークハイブリット溶接結果に及ぼすレーザー照射位置の影響	43
4-4-1	溶接条件とレーザー照射位置の定義	45
4-4-2	溶接結果に及ぼすレーザー照射位置の影響	45
4-4-3	溶接ビードに及ぼすレーザー照射位置 (x軸方向) の影響	46
4-4-4	溶接ビードに及ぼすレーザー照射位置 (y軸方向) の影響	49
4-5	TIGアークに対するNd:YAGレーザー照射に関する総括	56
第5章	ハイブリット溶接における温度分布解析	57
5-1	溶接の伝熱現象	57
5-1-1	境界条件	58
5-1-2	熱伝導	61
5-2	熱伝導解析の数値解法	63
5-2-1	3次元熱伝導のFEM方程式	63
5-2-2	ICGG法による解法	65
5-3	溶接シミュレーション	66
5-3-1	溶接のモデル化	68
5-3-2	シミュレーション条件	70
5-4	シミュレーション結果と考察	72
5-4-1	アーク溶接のシミュレーション	72

5-4-2	レーザー溶接のシミュレーション	73
5-4-3	レーザーアークハイブリッド溶接のシミュレーション	74
5-4-4	溶接部の温度分布に及ぼす溶接電流とレーザー出力の影響	75
5-4-5	ハイブリッド溶接の進行に伴う温度分布の変化	80
5-4-6	低レーザー出力時におけるアーク誘導効果の実験と考察	83
5-4-7	溶接シミュレーションによる適正なレーザー出力値選定法の提案	87
第6章 レーザウイービング溶接法の提案		89
6-1	レーザーウイービング溶接法提案の背景	89
6-2	溶接実験法および溶接条件	90
6-3	溶接実験結果と考察	92
6-3-1	安定した TIG アーク溶接へのレーザーウイービング溶接法の適用	92
6-3-2	アークが不安定な条件下でのレーザーウイービング溶接法の適用	101
6-4	引張試験による評価	104
6-4-1	引張試験片の作製	104
6-4-2	母材の引張試験結果	104
6-4-3	レーザーアークハイブリッド溶接継手の引張試験結果	107
6-5	レーザーウイービング溶接法に関する総括	108
第7章 結論		110
7-1	まえがき	110
7-2	レーザー照射による TIG アークの安定化と誘導	111
7-3	ハイブリッド溶接における溶接部温度分布解析	111
7-4	レーザーウイービング溶接法の提案と溶接結果	112
謝辞		114
参考文献		115

第1章

序論

1-1 研究背景

近年、溶接技能者の減少は著しく、これを補うべく生産製造現場では溶接作業の自動化が進んでいる。また一方で溶接技術に関する様々な研究が行われ、品質と効率の向上を目指す取り組みが行われている。これらの取り組みは、人的資源やコスト管理など制約の厳しい状況においても、高い品質を維持したもののづくりを実現するためには必要不可欠なものである。

ロボットなど溶接の自動化に対するニーズとして主に以下の点があげられる。

- 1) 正確かつ確実に材料を接合させる。
- 2) 高速（短時間）にて接合を終了させる。
- 3) 長時間連続で作業を継続させる。
- 4) 変化する溶接環境にフレキシブルに対応できる。

これらの要求は難易度の低い部材接合に対しては、単純な機能で対応可能なため、自動溶接ロボットが普及してきた。その結果、自動車製造分野における薄板のスポット溶接ロボットは1980年頃から、また、造船などの中・厚板用アーク溶接ロボットは1990年頃から普及しはじめ、日本の産業を支えることとなった。しかし材料の発達、製品の進化、また製造方法の多様化により、溶接の適用範囲や手法も発展し続け、上述の要求も以前に比べて厳しいものとなっている。

本研究では、種々の溶接法のうち先端溶接法の一つであるレーザアークハイブリッド溶接に着目し、従来適用されてきた厚板溶接分野のみならず近年注目されている薄板製品の精密自動溶接分野への適用を試み、より安定した制御性に優れた実用性の高い新しい溶接法を開発する[1-1]。すなわち、非消耗電極式溶接法であるTIG溶接と一般に広く用いられているNd:YAGレーザ溶接とを組み合わせ合わせたハイブリッド溶接システムを構築し、薄板製品の精密溶接へ適用するに当たって問題となる比較的低電流領域における溶接アークの安定化、レーザ

によるアークの誘導，その現象を利用したレーザウィービング溶接法の開発について検討する．

1-2 溶接技術の発展とその問題点

溶接の定義は，「2個以上の部材をその接合部が連続性を持つように，熱または圧力もしくはその両方を加え，さらに必要があれば適当な溶加材を加えて部材を一体化させる操作」であるとされ，圧接，ろう接という3種の手法が存在する．

融接は被溶接材（母材という）の溶接しようとする部分を加熱，熔融し，その熔融された母材で，または母材と溶加材（溶接棒）を融合させて熔融金属を生成し，そしてこれを凝固させ接合する方法である．

圧接は接合部に摩擦熱，ガス炎などの熱エネルギーを付与した後，機械的圧力を加えて接合する方法である．

ろう接は母材を熔融することなく，母材よりも低い融点を持った金属の溶加材（ろう）を熔融させて，毛管現象を利用して接合面の間にこれをゆきわたらせて接合する方法である[1-2]．

これらのうち，アークを熱源とする融接，すなわちアーク溶接が広く利用されている．アーク溶接法にも被覆アーク溶接，ガスシールドアーク溶接，セルフシールドアーク溶接，サブマージアーク溶接，エレクトログスアーク溶接などがあり，またアーク以外の熱源を利用した溶接法も存在する．これら各種溶接法から，接合する母材や作業環境などの条件より最適な方法が選択される．

以下に本研究で用いたTIGアーク溶接及びNd:YAGレーザ溶接ならびにそれらを融合したレーザアークハイブリット溶接の基本的な特徴について述べる．

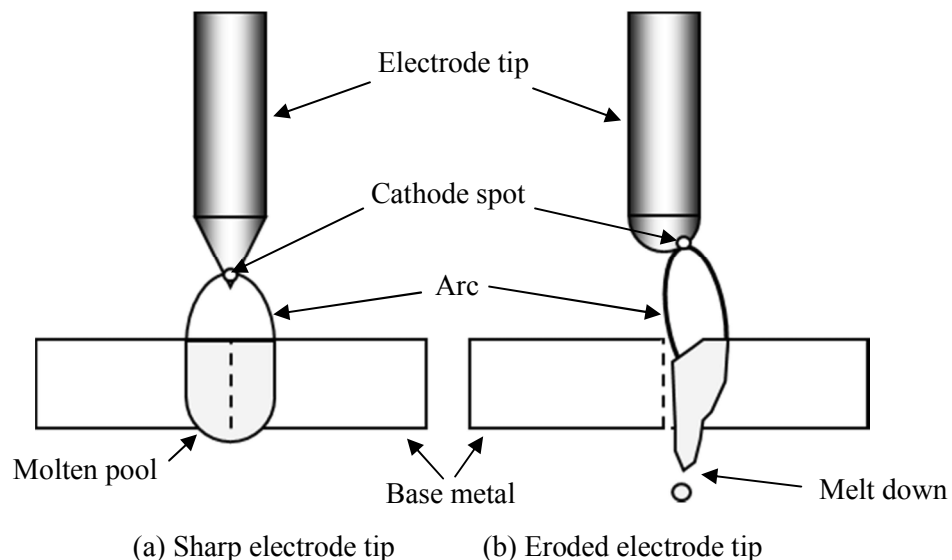
1-2-1 TIGアーク溶接

TIGアーク溶接は，耐熱性に優れた高融点のタングステン棒を非消耗電極とし，その周囲に不活性ガス（イナータガス）を流して溶接する方法である．本法によると不活性ガスにより溶接箇所への酸素の侵入を抑制し溶接金属の酸化を防止できるため，ステンレス鋼やアルミニウム合金をはじめとする様々な金属の薄板の溶接に適用されている．また熱源であるアークが比較的安定しており容易に制御できるため，欠陥の認められない良好な外観を有する溶接継手を製作することが可能である．

一方，非消耗電極であるタングステン電極の先端部は，アーク熱による熔融や大気巻き込みによる酸化などにより予期せぬ消耗と変形を生じる場合がある．この場合，アークの指向性が失われて溶接が不安定となり，その結果，重大な溶接欠陥を発生する可能性がある．電極先端の形状によってアークの状態

が変化する様子をFig.1-1(a)(b)に模式的に示す。Fig.1-1(a)では、タングステン電極の先端部分が尖った状態での溶接を示している。電極先端が鋭いため、アークの陰極点が先端に集中し、アークの指向性が高く、安定した状態で溶接が行なわれる。一方、Fig.1-1(b)では、タングステン電極の先端部分が消耗し、丸くなった状態での溶接を示している。このように電極先端が丸くなると、電極先端における陰極点の移動が容易となり、アークの指向性が失われ、不安定な状態となる。この時、陽極点が接合すべき2枚の母材の片側に移動しアーク熱が一方の母材に偏ると、アーク熱がその母材に集中することによって、溶け落ちなどの重大な問題を生じる可能性がある。

また、溶接作業環境によっては、アークブローと称する磁界の影響によるアークの偏向が生じ、その結果、不良ビードが形成される場合がある。また、タングステン電極先端が鋭く研磨された状態では安定した溶接が行えるが、電極が消耗・変形するとアークが不安定となり、溶接欠陥が発生する可能性が高くなる。したがって、TIGアーク溶接において、安定した高品質の溶接を実現するためには、電極先端形状を厳しく管理し、アークの安定化を図る必要がある。このように電極の消耗を抑止する必要があることから大電流による溶接が困難であり、このためTIGアーク溶接による深い溶け込みの溶接部を得ることが難しいといった欠点も持ち合わせている。



(a) Sharp electrode tip (b) Eroded electrode tip

Fig.1-1 Effect of electrode tip shape on arc stability

1-2-2 Nd:YAGレーザー溶接

Nd:YAG レーザ溶接は、エネルギー密度が高くかつ安定した指向性を持つ熱源であり、ビード幅および熱影響部幅の狭い溶接が得られるため母材の熱変形が少ない、ビームの指向性が強いと比べて格段に安定した精密溶接が可能などの利点がある。また、熱源として光を用いているため、アークとは異なり磁界の変動や気流などの外乱による影響を受けにくいという特徴を有している。しかし、反面ビーム径が細く、狭い範囲に熱が集中するため、接合すべき材料同士が接する面すなわち開先面の形状及び寸法精度を厳格に管理する必要がある。また、アーク溶接に比べて溶接部に大気巻き込みによる気孔が発生しやすく、さらに突合せ溶接における過大なルートギャップによるアンダーカットが発生しやすいため、ガスシールド法や開先形状の管理を徹底する必要がある。

加えてレーザーの発振効率（投入された電気エネルギーに対する出力された光エネルギーの比率）は、CO₂ レーザで約 20%、Nd:YAG レーザで約 3%であり[1-3]、エネルギー効率が極めて低い。なお、近年では超厚板溶接用に 50 KW 級の大出力レーザー溶接装置も開発されているが[1-4]、のような加工システムは極めて高価であり、適用事例は限られている。

1-2-3 ハイブリッド溶接

ハイブリッド溶接とは、2種の異なる熱源を持った溶接法を組み合わせ、相互の欠点を補完するとともに長所の相乗効果を狙った手法である。その中でレーザーとアークを用いたレーザーアークハイブリッド溶接法は、1970年代後半から1980年に英国のSteenらによって、2 KWのCO₂レーザーとTIGアークを組み合わせたハイブリッド溶接の研究が発表された[1-5][1-6]。当時はレーザー出力が小さく装置が高価であったため、溶接するのに十分な熱量を確保できる出力を有するレーザー装置を準備することが困難であった。そこで、小出力の比較的安価なレーザーを用いてより大出力のレーザーに匹敵する効果を出す工夫として、アークを組み合わせたハイブリッド溶接法が生まれたとされている[1-7]。しかし、研究が進むにつれて、レーザーとアークの相互作用や、キーホール形成現象、熔融池の挙動、アークの陰・陽極点の挙動、プラズマの挙動に対するアシストガスの影響など、多くの現象が絡み合っており、複雑な挙動を示すことが明らかになってきた。また、これらの現象を目的に応じて適正に組み合わせることにより生産効率や溶接品質の向上に大きな効果が得られることも明らかにされつつある[1-8][1-9]。したがって、現在の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を足し合わせたものではなく、エネルギー密度の異なった2つの熱源を効率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、さらなる効率化を図ろうとするものである。

レーザアークハイブリッド溶接について、代表的な例を以下にあげる。

1) アーク支援レーザ溶接

アークによる予熱によって、レーザを効率的に利用する。深い溶け込みや高速溶接を目指したレーザ主体の溶接。

2) レーザ安定化アーク溶接

レーザ照射で発生するプラズマを利用してアークの極点の移動をスムーズにしてアーク溶接の高速化や狭開先における溶接性の向上を図るアーク主体の溶接。

3) アーク強化レーザ溶接

レーザ溶接部は硬化して衝撃値が下がることが多いが、これをアーク側から適当な金属を添加して改善しようとするレーザ主体の溶接。

4) 複合熱源溶接

高エネルギー密度ビーム溶接特有の溶接欠陥を低エネルギー密度のアークによって抑制しようとする溶接。

5) LPLAC 溶接 (Leading path laser arc combination welding)

アークによる溶融金属の供給を前提として、キーホールができやすいようにあらかじめ突合せ部にレーザの通り道としてギャップを準備しておき、レーザ溶接の目はずれ精度を緩和するとともに、レーザの深溶込み特性を増加させることを目的とする溶接。

以上に述べたように、厚板の溶接における溶け込み深さの増加、溶接欠陥の抑制、アークの安定化などの様々な目的で、レーザ主体もしくはアーク主体とするハイブリッド溶接法が提案され実用に供されている[1-10]。一方で、レーザアークハイブリッド溶接法は2種類の異なる特性を持った熱源を組み合わせているため溶接現象が複雑であり、溶接施工時のパラメータの設定を含む実用上の煩雑さを避けることができない。したがって、上記の複合溶接法においては、実験を繰り返すことによって試行錯誤により最適な溶接条件を決定し、目的に応じた溶接を実現している。

以上に述べたように、従来のハイブリッド溶接に関する一連の研究は、アーク溶接単独では実現が困難な厚板溶接における狭いビード幅と深溶け込みの実現、それによる溶接効率の向上、大型構造物の継手品質の向上等を主たる目的として行われてきた。

しかし、熱源の安定性と精密性を要求される板厚3.0 mm以下の薄板溶接あるいは小型精密製品等へのハイブリッド溶接の適用に関する報告は見られない。これは、従来の薄板溶接等の精密性を要求される溶接現場では、アーク溶接トーチ・治具並びに周辺機器等の極めて厳格な管理によりその安定性を確保して

おり、あえてハイブリッド溶接を導入する必要性が生じなかったからに他ならない。また、従来のロボット溶接・自動溶接の適用は、あくまでも直線溶接あるいはパイプの円周溶接などの比較的単純な形状の溶接継手に限られており、微妙な制御を必要とする継手については高度な技能を有する熟練工が行うことで対処してきている。しかし、アークはそもそも放電現象を利用した不安定な熱源であり、以上で述べた溶接機器の厳格な管理の下でも予期せぬ外乱による不安定な挙動を示すことがあり、しばしば溶接欠陥による不良製品の発生が問題となる。このような予期せぬ不安定性を解消し、極めて安定した熱源を実現できれば、品質の高い精密製品を安定して生産することが可能となる。

本研究では、アークの安定化と熱源の制御を必要とする薄板あるいは小型精密製品の溶接を実現するために、Nd:YAGレーザ溶接とTIGアーク溶接との融合によるハイブリッド溶接を採用し、レーザによるアークの安定化および誘導について検討し、さらに次節で述べるレーザウィービング溶接の開発を試みた。

1-2-4 運棒（ウィービング）

アーク溶接では、良好な溶接ビードを形成するためにウィービングと称される運棒技術がしばしば用いられる。これは溶接トーチを溶接線に対して左右方向に振動することによって、アークによる加熱領域を一定のパターンで周期的に移動させる重要な手法である。この動作により、熱エネルギーを溶接接合箇所の必要な部分に適切に分配・供給し、安定した溶接ビードを形成することが可能となる。溶接ロボットによる厚板の突合せ溶接あるいは隅肉溶接では、多くの場合、溶接線に対して熱源を左右方向に規則的に振動させ、左右の母材を均等に溶融することによって溶接性の向上を図っている。

Fig.1-2(a)(b)にこれらの動きを模式的に示す。Fig.1-2(a)は溶接線に沿ってトーチを動かす、ウィービングを行うFig.1-2(b)では溶接線に対して左右にトーチを動かす。

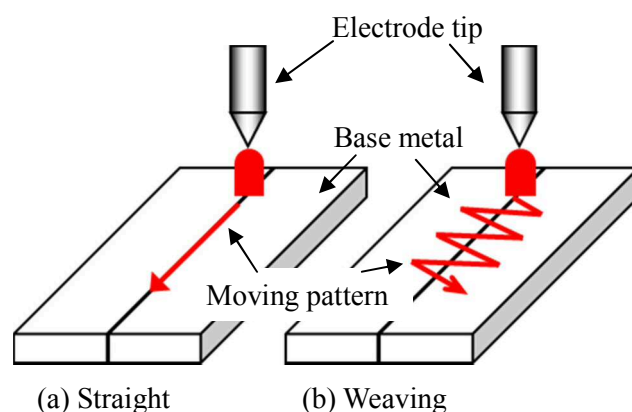


Fig.1-2 Moving pattern of welding torch

ウィービングは溶接には欠かせない重要な運棒技術であるが、比較的厚い鋼板の溶接ではウィービング動作に要求される精度は必ずしも高くはなかった。したがって、一般に、手動溶接におけるウィービングの運棒パターンは熟練技能者により様々であり、またロボットによる溶接では溶接線に対して直角方向にトーチを数ヘルツで振動させる単純なパターンが用いられている。しかも、従来のウィービング動作は、専ら溶接トーチを移動することによって行われている。これは、従来の大電流による厚板の溶接では、熔融池が比較的大きいので高い精度の振動動作を必要とせず、アーム型ロボットによるミリメートルオーダーの移動精度で問題を生じることがなかったためと考えられる。

これに対して、近年の溶接ロボットの薄板精密溶接への適用、あるいは微妙な溶接熱源制御による複雑な形状の製品の溶接を志向した高度な溶接システムを構築するためには、熱源の移動精度をミリメートルオーダー以上の高い精度で制御できることが望ましい。そこで、本研究では、アークの挙動をレーザ照射によって誘導し、その原理を用いて、アーク溶接トーチを移動することなく、指向性、制御性に優れ、かつ高精度で高速な動作が可能なレーザビームを振動することでアークを振動させる世界で初めてのレーザウィービング溶接法を提案し、その可能性を検討した。

1-3 溶接に関する過去の研究

現在では、レーザアークハイブリッド溶接法は、自動車、船舶、車両、重電などの分野で一部実用化される程度にまで発展してきている[1-11][1-12]。具体的に研究例を挙げると、三菱重工業（株）の石出らは、TIG 溶接と Nd:YAG レーザ溶接の同軸溶接ヘッドの製作を行った。溶接ヘッドの小型化、溶接姿勢のフレキシブル化を狙い、ファイバ伝送後のレーザビームを 2 分割することにより集光ビームとアークの照射点を同一化し、同軸 TIG/Nd:YAG 溶接システムを開発した[1-13]。(株)東芝の牧野らは、CO₂ レーザ溶接と MIG アーク溶接の複合化溶接によってブローホール低減の可能性を示した[1-14]。住友重機械工業（株）の吉川らは、アルミニウム板 (A5083-0) の溶接において小出力 (360 W) の Nd:YAG レーザ溶接と TIG 溶接を組み合わせることで 2 KW クラスの Nd:YAG レーザ溶接と同等の能力にまで高められることを実証した[1-15]。四国工業技術研究所の大家らは Nd:YAG レーザ溶接にエキシマレーザ溶接を併用することによって Nd:YAG レーザの入熱量が増加することを実証した[1-16]。またレーザアークハイブリッド溶接は造船[1-17]やパイプ製造[1-18]にも用いられ、20 KW 高出力レーザによる 32 mm 鋼板への適用も試みられている[1-19][1-20][1-21]。そして Bremer Institut für angewandte Strahltechnik の Frank Vollertsen らは肉厚材料へのレーザアークハイブリッド溶接適用により産業利用の有効性を示している[1-22]。

これら以外にも、レーザアークハイブリット溶接におけるギャップ（母材間の距離）を埋める能力に焦点をあてた研究[1-23]、様々なアークプロセスを用いた研究[1-24][1-25]、レーザアークハイブリット溶接プロセスの安定性に影響する要因の研究などが行われている[1-26][1-27][1-28]。またレーザ溶接およびレーザアークハイブリット溶接の現象研究活動として、ポロシティ形成の観察[1-29][1-30]、キーホールおよび熔融池特性のプロセス現象の観察なども進められている[1-31][1-32][1-33]。

また、ウィービング溶接における自動化は、アーク溶接において、溶接トーチの位置を制御することで、ウィービングを実現した例がある[1-34]。この手法では溶接トーチの動作を制御することでウィービング溶接を実現しているが、一方でアークの偏向に対しては対応ができない。またレーザ溶接においては、レーザを照射するスポットを高速偏向させることで、ウィービング溶接を実現し、溶け込みのばらつきを抑制している[1-35]。しかしアーク溶接に比べるとビード幅が狭い、より深い溶け込みを得るための大出力装置は高価、といった欠点がある。さらにハイブリット溶接では、アークとレーザを同軸上に配置した専用トーチが開発されている[1-36]。このトーチを用いれば、アーク溶接のビード幅とレーザ溶接の深い溶け込みを同時に得られることが可能であり、また誘導効果によりアークも安定する。またトーチの位置を制御することでウィービング溶接も可能であると考えられる。しかしこのようなトーチは未だに開発段階にあり、また高価でかつ重量が増大するなどの欠点を有している。

1-4 研究目的

ハイブリッド溶接は、アーク及びレーザ等の異なる熱源を持った2種類の溶接法を組み合わせ、相互の欠点を補完するとともに長所の相乗効果を狙った新しい溶接法である。本法は、アーク溶接単独では実現が困難な厚板溶接における狭いビード幅と深い溶け込みの実現、それによる溶接効率の向上、大型構造物の継手品質の向上等を目的として実用されてきた。しかし、高度な熱源の安定性と精密性を要求される薄板の溶接あるいは小型精密製品に対するハイブリッド溶接の適用に関する報告は見られない。

そこで、本研究では種々の溶接法のうち先端溶接法であるレーザアークハイブリット溶接に着目し、従来適用されてきた厚板溶接分野のみならず近年注目されている板厚3.0 mm以下の薄板製品の精密自動溶接分野への適用を念頭に置いて、より安定した制御性に優れた実用性の高い新しい溶接法を開発する。すなわち、非消耗電極式溶接法であるTIG溶接と一般に広く用いられているNd:YAGレーザ溶接を組み合わせたハイブリッド溶接システムを構築し、薄板製品の精密溶接へ適用するにあたって問題となる比較的低電流領域における溶接

アークの安定化，レーザによるアークの誘導，その現象を利用したレーザウィービング溶接法の開発について検討する．

まず，TIG アーク溶接箇所には 100 W 級の比較的出力の Nd:YAG レーザを照射し，アーク極点をレーザ照射位置に固定することでアークの安定化を図る．さらに，レーザ照射位置を変えることによりアークをレーザ照射点に誘導するための検討を行い，アークに対するレーザの誘導の可能性を追求する．

一方，溶接プロセスでは，溶接アークあるいはレーザビーム等の溶接熱源を一定のパターンで周期的に変動させるウィービングが多用される．これにより，溶接箇所の必要な部分に熱エネルギーを適切に分配でき，母材の溶融を制御することで安定した溶接ビードを形成することが可能となる．ウィービングは溶接には欠かせない重要な技術であるが，従来の比較的厚板の溶接ではウィービング動作精度に対する要求は低く，したがって，従来のロボット溶接では，溶接トーチを機械的に数ヘルツで振動させる単純なウィービング動作が用いられていた．

しかし，溶接ロボットによる薄板溶接あるいは適切な溶接熱源制御による複雑形状品の精密溶接を実現するためには，熱源の移動を高い精度で制御できる高度な溶接システムの開発が望まれている．本研究では，レーザによるアークの誘導効果を応用して，アーク溶接トーチを機械的に振動することなく，指向性，制御性に優れたレーザビームを振動することでアークを振動させる世界で初めての手法を提案することを目的とする．ここでは，本手法をレーザウィービング溶接法と称する．また，有限要素法を用いた熱伝導解析による溶接シミュレーションならびに溶接実験を行い，レーザウィービング溶接法の可能性とその実用化への指針を得るための検討を行い示す．

1-5 研究概要

本研究では，レーザによるアークの安定化とその制御性に着目し，アークが不安定になり偏向しやすい状況下でもレーザによる制御で安定した溶接を実現できること，またレーザ照射によりアークを左右方向に誘導できることを実験的に示した．またレーザアークハイブリッド溶接における溶接アーク近傍の温度分布を有限要素法（FEM）により解析し，レーザ照射によるアークの誘導現象について検討した．さらにその結果を元に最適と思われる溶接条件を選定し，レーザウィービング溶接法を用いたレーザアークハイブリッド溶接によりオーステナイト系ステンレス鋼板の突合せ溶接を行い，その有効性を実験的に確認した．本研究で提案するレーザウィービング溶接法とは，主熱源である TIG アークを溶接線に沿って直線的に移動させ，同時に Nd:YAG レーザビームを溶融池に照射しつつ Fig.1-3 に示すように溶接線に対して高精度で左右に振動させる

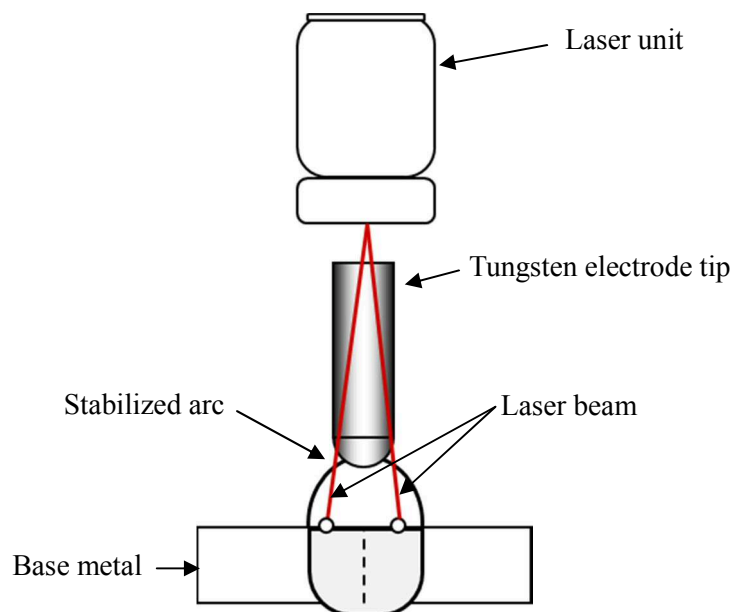


Fig.1-3 Hybrid-welding for laser weaving

方法である。

本手法を用いれば、消耗した電極による不安定な TIG 溶接においても、前述したレーザビームによるアークの誘導効果により、アークはレーザの振動に追従して左右に誘導されウィービング動作を実現でき、適正かつ安定な溶接が実現できる。

1-6 本論文の構成

本論文の構成を以下に示す。

第1章は序論であり、本研究の背景と従来の研究を概観し、本論文の構成を述べた。

第2章は溶接に関する理論を述べた。

第3章は実験装置の構成について述べた。装置は TIG アーク溶接機、Nd:YAG レーザ溶接機、3 軸直行座標型アクチュエータ、母材移動用テーブル、溶接制御用パーソナルコンピュータ等から構成されている。

第4章は TIG アーク溶接、Nd:YAG レーザ溶接、それぞれ単独での溶接および、これらを併用したレーザアークハイブリッド溶接の実験について述べた。これら溶接法を SUS304 ステンレス薄鋼板への溶接に適用し、その溶接性に関する実験的な検討を行い、レーザアークハイブリッド溶接法において、TIG アークにより形成された熔融池に対する Nd:YAG レーザの照射位置が、良好な溶接結果を得るための重要なパラメータの一つであること、さらに TIG アークの安定

化及び誘導に対する Nd:YAG レーザ照射の効果について示した。

第5章は溶接における溶融池の温度分布解析について述べた。SUS304 ステンレス薄鋼板へのレーザアークハイブリッド溶接法適用時における溶融池およびその近傍の温度分布を有限要素法により解析した。その結果、適正な溶接条件を選定すれば、100 W 級の比較的低出力レーザであっても、レーザ照射点の母材が加熱沸騰し、金属蒸気が発生してアークを誘導できる可能性を示した。

第6章はレーザウィービング溶接法により実現したアーク安定化実験の結果を述べた。板厚 2.0 mm の SUS304 ステンレス薄鋼板の突合せ溶接実験を行い、本研究で提案したレーザウィービング溶接法を用いれば TIG 溶接電極先端が消耗するなどのアーク不安定条件下においても安定した突合せ溶接が可能であることを確認した。

第7章は結論であり、各章で得られた内容をまとめ、本研究の成果を要約した。

第2章

各種溶接法の原理 および現象

本章では本研究にて使用したアーク溶接とレーザー溶接の基礎理論を以下に示す。

2-1 アーク溶接

2-1-1 溶接アーク現象

アークは融接の熱源として最も一般的に用いられている。溶接母材と溶接棒の双方を交流または直流の電源に接続し、これら二者を一旦電氣的に接触させてから徐々に引き離すとアークが発生する。ここで溶加材として使用する溶接棒とは、母材とともに熱により熔融し接合のつなぎとなる融点の低い金属である。アークの実態は高温のプラズマで、中性原子、陽イオン、電子で形成される。陽イオンの質量は電子の200倍以上で、速度ははるかに小さく、電荷は数倍にしか過ぎないので、陽イオンの電流への寄与は小さい。したがってアーク電流は主として電子によって流れている。ここでアークの電圧分布をFig.2-1に示す。

両極間のアーク電圧 (V_a : Arc voltage) は陽極前面部の陽極電圧降下 (V_A : Anode voltage drop)、陰極前面部の陰極電圧降下 (V_k : Cathode voltage drop) およびそれらの中間のアーク柱におけるアーク柱電圧降下 (V_p : Positive column voltage drop) から成る。ここでアークの発生電力 P_a は次式で表せる。

$$P_a = V_a I = (V_A + V_p + V_k) I \quad (2-1)$$

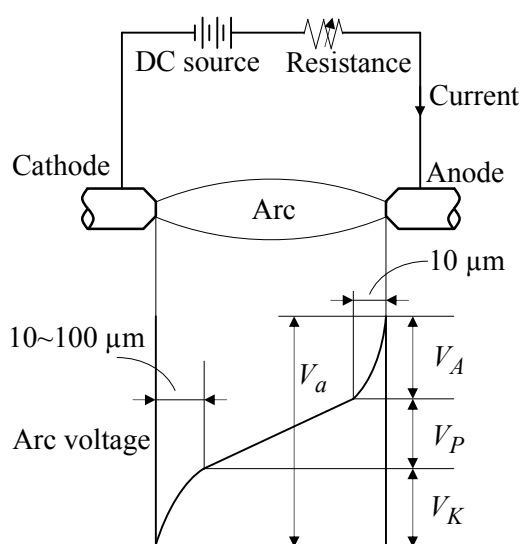


Fig.2-1 Distribution of arc voltage

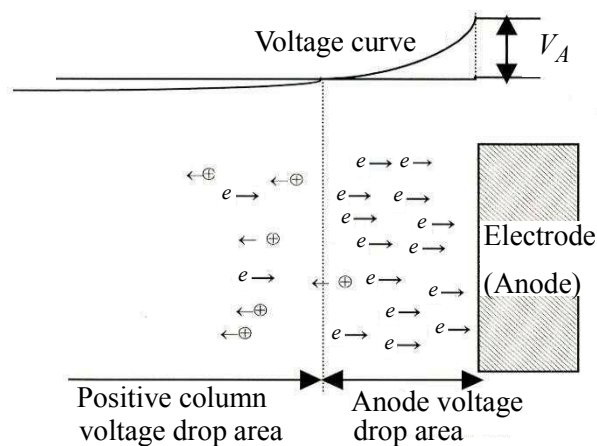


Fig.2-2 Plasma condition near the anode

2-1 式において I はアーク電流であり、アーク電圧はアーク長に比例して大きくなる。これはアーク中の単位長さあたりの電圧降下を表す電位傾度が一定であるためである。

陽極近傍には、陰極からやってきた電子がたまって負の空間電荷を帯びた厚さ約 $10 \mu\text{m}$ 程度の陽極電圧降下部が生じる。ところが、高電流領域ではこの部分は高温となるため、中性粒子の熱電離が十分に行われるので、 V_a はゼロに近づく。この様子を Fig.2-2 に示す。また陽極における加熱 P_A は次式で表せることができる。

$$P_A = (V_A + V_\omega + V_T)I \quad (2-2)$$

ここで、 V_ω は仕事関数、 V_T はアーク中において電子が保有する熱運動エネルギーである。

陰極近傍には、陽イオンが集中しているため急激な電圧降下が生じる。さらに陰極より熱電子が放出されているが、電子はあるエネルギー障壁により金属内に閉じ込められており、電子を放出するにはそのエネルギー準位に達するだけのエネルギーを加えてやる必要がある。金属の中で運動している自由電子のエネルギー分布は Fig.2-3 に示すような Fermi-Dirac の速度分布を有する。また電子のポテンシャル曲線を Fig.2-4 に示す。先に述べた金属内の電子のエネルギー

障壁にあたるのが W_h で表されている Fermi 準位である。電子は最低準位からの必要エネルギー W_g に達しなければ、たとえ W_h 以上にエネルギーが達したとしても金属内から放出されることはなく、保持エネルギー W_h 以下に戻ってしまう。物質表面から電子を放出するためには、次式で示すエネルギーを供給する必要がある。

$$W_\omega = eV_\omega = W_g - W_h \quad (2-3)$$

ここで W_ω は電子放出実質必要エネルギーである。金属温度が上昇すると、自由電子の移動速度が大きくなり電子のエネルギー分布も Fig.2-3 下図に示すように変化する。このことにより、金属表面より電子が放出される。温度 T における電流密度 j は Dashmann の式として以下に定義されている。

$$j = AT^2 \exp(-eV_\omega / k_B T) \quad (2-4)$$

ここで、 W_h は Boltzmann 定数、 A は材料固有の定数である。陰極における加熱 P_K は次式で示される。

$$P_K = (V_K - V_\omega - V_T)I \quad (2-5)$$

この式から、陰極は陽極に比べて加熱されにくいことが分かる。

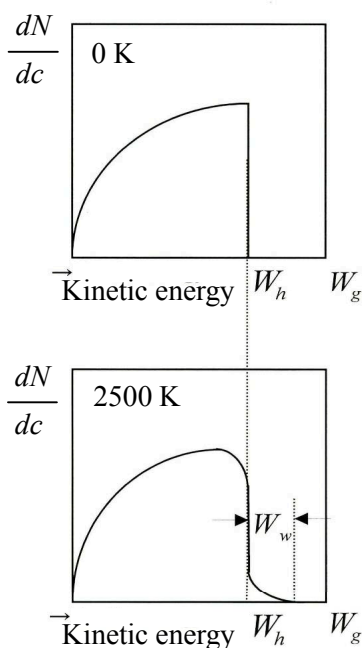


Fig.2-3 Fermi-Dirac's velocity distribution

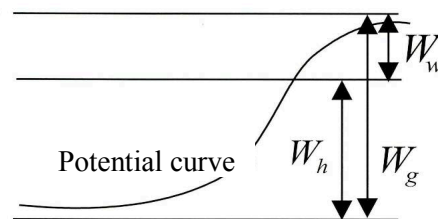


Fig.2-4 Potential curve of an electron

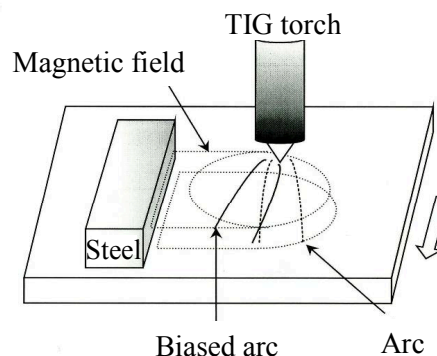


Fig.2-5 Image of magnetic arc blow

アークは空間中で自由であるが、陽極、陰極の両極間で集中した経路を流れる。これは、アーク電流が、自身の電流によって周囲に磁場を発生させ、その磁場が電流に及ぼす電磁力によってアーク自身を締め付ける方向に力が働いているためである。この電磁的なアークの緊縮作用のことをアークの磁氣的ピンチ効果 (Magnetic pinch effect) という。つまり、電極側から見て左回りに磁界が発生し、母材、電極間に流れる電流と、発生した磁場によってアーク中心方向に力が働くのである。さらに、アークを冷却すると緊縮して径が細くなる。そのことによって、アーク中心部ではアークの電流密度が増加し、アーク中心部ではかえって温度が上昇する。冷やせば冷やすほど中心部の温度は高くなる。

また、アークが空間中で自由であることは先に述べたが、自由であるがゆえに、周囲の磁場や風などの外部からの力によってその経路が変更されてしまう。特に、磁場の影響でアークが偏向してしまうことを磁気吹き (アークブロー) という。Fig.2-5 に示すように周囲の磁場がアークに対して非対称なときに生じる。特に直流電流の場合にこの現象は顕著に表れる。この状況を防ぐには、回路のループが広がる方向、アースの取り付け方向や、溶接線に平行に置かれた鋼材などの周囲の状況に特に注意する必要がある。しかし、最近ではこのアークブローを利用してアークを制御しようとする試みもなされている[2-1]。

2-1-2 陽極点の形成

アークの陽極では、その陽極電圧降下部において約0.1%の陽イオンの生成が必要とされる。一般に低電流アークでは、アーク柱から流入する多数の電子と中性粒子との衝突により陽極前面においてほぼ均一にイオン生成が行われるため、陽極表面の面積はアーク中の面積とほぼ等しいといわれている。したがって、陰極で見られるような電流の集中による極点の生成は見られず、陽極点は形成されない。しかし、電流が増加し陽極金属が蒸発するようになると、周囲のガスより電離電圧の低い金属蒸気の近傍にアーク柱が生成しやすくなり、アークはここに集中する。その結果、この領域に陽極エネルギーがさらに集中して蒸発が盛んになり、電流密度がアーク柱に比べてはるかに高くなり、結果的に陽極点が形成される。

一般にTIG溶接、MIG溶接などのガスシールドアーク溶接ではシールドガスとしてArガスが用いられる。Arガス原子は最外殻に8個の電子が存在し、安定しているので電子放出に必要なエネルギーが高く、したがって電離電圧は15.7 Vと比較的高い。これに対して、最外殻の電子が1個のLi, Na, Kなどのアルカリ金属の電離電圧は、それぞれ5.37, 5.12, 4.32, 3.87 Vと低い値を示す。鋼の主成分である鉄の蒸気の電離電圧は7.83 Vであり、周囲ガスの酸素および窒素の電離電圧13.55, 14.48 VならびにシールドガスとしてのArのそれ15.7 Vに比べてはるかに低い。したがって、アーク空間に鉄蒸気が生じた場合、Ar原子よりも電離電圧の低い鉄原子の方が先に電離されて、アークがそこに集中することになる。このように、陽極表面における金属の蒸発現象は陽極点の形成およびその挙動に重要な役割を果たしている[2-2]。

2-1-3 TIGアーク溶接

TIG (Tungsten inert gas) アーク溶接法は薄板溶接の分野において盛んに用いられている。比較的高級な溶接法として溶接が難しい材料に適用されることが多い。電極には非消耗電極であるタングステンを用い、溶融した金属の酸化を防ぐためにアルゴンやヘリウムなどの不活性ガスを用いる。本研究では、経済的なアルゴンガスをシールドガスとして用いた。TIGアーク溶接法の概略図をFig.2-6に示す。

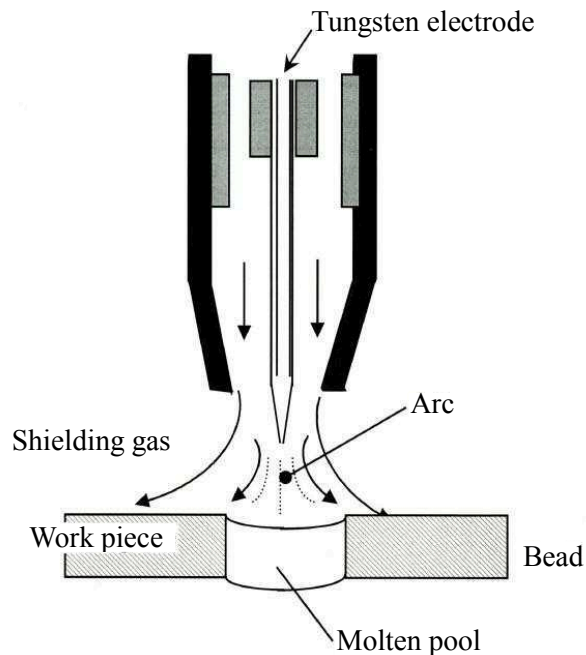


Fig.2-6 TIG welding process

TIG溶接の電源としては、直流、交流それぞれがあるが、特に直流の場合、母材を陽極側、電極を陰極にそれぞれ接続する場合とその逆の場合がある。前者を棒マイナス、後者を棒プラスと呼ぶ。棒マイナスの場合、電極棒から電子が母材に向かってアタックし、陽極側である母材が加熱されやすいので溶け込みの深いビードが得られる。一般のTIGアーク溶接では棒マイナスが用いられる。棒プラスの場合は、逆に母材側からタングステン電極側に熱電子が集中するため、電極が加熱されやすく消耗しやすい。また、母材の溶け込みは浅いものになる。ところで、この棒プラス特有の現象としてクリーニング作用がある。クリーニング作用とは、陰極点が母材表面の酸化皮膜をつぎつぎとたどり母材表面の酸化物を取り除く作用のことである。アルミニウムなどを加熱すると表面に酸化物を生じてしまうため非常に溶接困難であるが、このクリーニング作用を利用することで溶接を可能にしている。しかし電極が溶けやすく母材の溶け込みが浅くなるので、薄板以外ではあまり用いられない。

アークの極性を反転させる交流TIG溶接は、棒マイナス時に得られる深い溶け込みと棒プラス時に得られるクリーニング作用の効果を兼ね備えた溶接法である。棒プラスと棒マイナスを交互に用いるため電極の集中的な加熱が防止され消耗がそれほど激しくない。そのためアルミニウムの溶接に実用化されている。

交流電流の特徴量として極性比率があり、次式で表すことができる。

$$R_{EP} = \frac{I_{EP}T_{EP}}{I_{EP}T_{EP} + I_{EN}T_{EN}} \quad (2-6)$$

ここで、 I_{EP} ：棒プラス電流 (A)、 T_{EP} ：棒プラス時間 (s)、 I_{EN} ：棒マイナス電流 (A)、 T_{EN} ：棒マイナス時間 (s) である。極性比率を選ぶことでクリーニング領域や電極の消耗を調節することができる[2-1]。

2-2 レーザ溶接

2-2-1 レーザ発振の原理

レーザー (LASER) とは、「Light amplification by stimulated emission of radiation」の頭文字をとってできた言葉で、「誘導放出による光の増幅」の意味である。

レーザー発振は1960年、Maimanによって行われたルビーレーザーの発振が最初である。電子が原子核に最も近い軌道にあるとき、その状態は基底状態と言われ、原子のもつエネルギーは最低で最も安定している。この原子が光を吸収したり、他の原子と衝突したりしてエネルギーを受けると、エネルギーの高い励起状態へ移る。この励起状態は、非常に不安定な状態にあるため、電子は自然にエネルギーを放出して安定な基底状態に戻ろうとする。このとき放出される光の周波数は、励起状態のエネルギーを E_2 、基底状態のエネルギーを E_1 とすると、

$$\nu = (E_2 - E_1)/h \quad (2-7)$$

h はプランク定数と呼ばれ、 $h = 6.626 \times 10^{-34} \text{ J} \cdot \text{s}$ である。これより放出光の波長は、

$$\lambda = c/\nu \quad (c \text{ は光の速度}) \quad (2-8)$$

である。それゆえ、 E_1 、 E_2 が一定ならば波長も一定となる。

この光の自然放出が生じる前の励起状態の電子に対して外部から同じ波長 λ の光が入射されればこの入射光と同じ性質を持つ光が放出される。これが誘導放出と呼ばれる現象である。

もし、励起状態にある粒子の数が多ければ、まず自然放出により光が発生する。そしてその光によって誘導放出された光は、もとの光と同じ性質を持つことから、また別の粒子に対して誘導放出を促す。この現象が次々に発生し、同じ性質を持つ光が大量に放出される。これがレーザー発振の原理であるが、通常の熱平衡にある状態では基底状態にある粒子の数のほうが多く、誘導放出は起

こらない。そのため、励起状態にある粒子の数を増やすために、外部からエネルギーを与えて、基底状態にある粒子を励起状態にまでエネルギーレベルを上昇させてやる必要がある。この操作をポンピングと呼ぶ。ポンピングには通常光や放電エネルギーが使用される[2-3]。

2-2-2 レーザ溶接のメカニズム

レーザー溶接とは、レーザーの発振器によって作られた波長と位相のそろった光をレンズやミラーで細く絞って被溶接材料に照射し、この光を被溶接材料に吸収させることによって加熱、熔融して接合する方法である。レーザービームは電子ビームと同様に、高エネルギー密度による加工法として、穴あけ、切断などの除去加工、溶接、ブレイジング、ソルダーリングなどの表面改質加工などがある[2-4]。このなかで穴あけや切断と比較すると溶接には出力が大きいレーザーが使用される。穴あけや切断は活性な酸素アシストガスを使用して鉄との酸化反応熱を有効に利用できるが、溶接の場合は欠陥防止のため、熔融部を不活性ガスでシールドしなければならない。

材料表面に照射されたレーザービームは全てが熔融に有効に利用される訳ではなく、一部は反射したり、透過したりして役には立たない。ビームの吸収率は材料の表面状態（格子欠陥、酸化膜厚さ、粗さ、形状など）に大きく依存する。吸収率を上げるために材料の表面を研磨する、アークによる予熱によって表面を熔融状態にしておくなどの表面処理を施してからレーザーを照射すれば加工しやすくなる。一般的に材料に熔融が生じるとビーム吸収も増加する。

レーザービーム溶接ではレーザー照射部分に非常に高い密度のエネルギーが集中するため、熱影響部の幅を狭くおさえながら深い溶け込みが得られる。溶接熱影響部が狭いため、溶接部の熱変形も小さくすることができるという利点がある。また、高い溶接速度領域で現象が不安定になることもなく、高いエネルギー密度により材料が瞬時に熔融するため、高速溶接が可能である。しかし一方で、激しい蒸発現象が生じ、金属蒸気が充満した穴が形成される。この穴はキーホールと呼ばれ、その穴の壁面は熔融状態になっている。このキーホールに周囲の熔融金属が流れ込み、溶接ビードを形成する。厚板溶接の場合に必要とされる深溶け込みにはキーホールの生成が不可欠である。レーザービームの照射時に材料にキーホールを生成して深溶け込みが得られることは前述のとおりだが、そのキーホールに生じた金属蒸気が熔融金属に巻き込まれ、溶接部にポロシティと呼ばれる気孔ができやすい。この気孔は溶接部の強度を低下させ、大型構造物などの突然の破壊をもたらす欠陥である。またビーム径が細いため、当然被溶接物の開先要求精度も高くなる。正確に初期設定をしなければアンダーカットなどの欠陥を生じる原因となる。また、熱効率が固体レーザーで数%以下、

CO₂レーザで10~20%と低いうえに、溶融部の金属蒸気にレーザが当たってプラズマが生じ、このプラズマによってレーザが吸収されてしまうため、ますますエネルギー効率が低下するという欠点がある。さらに設備コストの問題があり、近年、大出力・低価格レーザの開発が進んではいるものの、大出力のレーザ発振装置はまだ非常に高価である。

2-2-3 Nd:YAGレーザ溶接

材料加工用に用いられるレーザとしては固体レーザであるNd:YAGレーザと気体レーザであるCO₂レーザが代表的なものとして挙げられる。Nd:YAGとは「Yttrium aluminum garnet」の頭文字をとったもので、この3つの物体が発振器の母体を形成している。本研究では固体レーザであるNd:YAGレーザを用いているが、Nd:YAGレーザの誘導放出光の波長は約1.06 μmであり、CO₂レーザの波長10.6 μmと比較すると約10分の1である。その波長の短さから、Nd:YAGレーザは光ファイバによる伝送が可能で、溶接装置システム全体のフレキシブル化が可能となる。CO₂レーザは鏡によってエネルギーが伝送されるが、光ファイバに比べ自由度が低く、装置全体も大がかりなものになってしまう。したがってCO₂レーザに比べ、Nd:YAGレーザは安価に装置を準備することができる。さらに波長が短い利点として、レーザ溶接部上部に生じるレーザ誘起プラズマによるレーザエネルギーの吸収が抑えられる。

レーザ発振形態には、連続発振CW (Continuous wave) レーザによる方法とパルスレーザによる方法の2種類がある。本研究ではパルスレーザ方式での実験を行った。電子ビーム溶接法と比較した際のNd:YAGレーザ溶接法の利点としては、人体に有害なX線の発生がない、電子ビームは作業環境が真空中であることが望まれるが、レーザは大気中でシールドガスを用いることで利用が可能である、電子ビームは金属の溶接しか行うことができないが、レーザは非金属の溶接も可能である、ことなどが挙げられる。

これらの利点を評価したうえで本研究ではNd:YAGレーザを採用した。

2-3 ハイブリット溶接

2-3-1 TIGアーク溶接とNd:YAGレーザ溶接の比較

本研究にて使用したTIGアーク溶接とNd:YAGレーザ溶接それぞれの特徴をTable 2-1に示す。

Table 2-1 Advantages and disadvantage of TIG arc welding and Nd:YAG laser welding

	TIG arc welding	Nd:YAG laser welding
Advantage	<ol style="list-style-type: none"> 1. Since the melting section is large, high beveling accuracy is not required. 2. The opening of a molten pool is large and tends to miss the air bubbles inside molten metal. Therefore, generating of a blow hole is deterred. 3. Energy efficiency is high. 	<ol style="list-style-type: none"> 1. The weld penetration over the width of a heat-affected zone is very deep. 2. Since energy density is high, there are little distortion of material to be welded and thermal deformation. 3. High-speed welding is possible.
Disadvantage	<ol style="list-style-type: none"> 1. Weld penetration is shallow. 2. Since energy density is low, a heat-affected zone is expanded, and welding distortion becomes large. 3. Welding speed is slow. (An arc becomes very unstable at the high-speed welding.) 	<ol style="list-style-type: none"> 1. Demand beveling accuracy is high. 2. Air bubbles are hard to escape and it is easy to generate a blow hole from a narrow keyhole opening. 3. Energy efficiency is low. 4. Equipment becomes expensive.

レーザアークハイブリッド溶接法は以上に示したアーク溶接，レーザ溶接それぞれの利点を相乗させ，互いの欠点を補完し合うという目的で1970年代から1980年代にかけて提案された。しかしレーザ発振器が非常に高価なことなどがネックとなり研究は下火になっていく。1990年代に入るとレーザ発振器の装置コストが低減され，レーザのキーホール現象にアークが誘導されることなどが確認され始めると再びその研究への関心が高まり現在に至っている。現在，自動車のスポット溶接や様々な大型構造物へのハイブリッド溶接法の適用が進められている。

2-3-2 ハイブリッド溶接の現象

ハイブリッド溶接において深い溶け込みの溶接部が形成される。まず，被溶接材料にレーザを照射すると，金属の溶融・蒸発により照射点にキーホールが形成され，その中に金属蒸気が充満する。そのキーホール内の金属蒸気にさらにレーザが照射されることによって，金属蒸気がプラズマに変化する。このプラズマはレーザのエネルギーを吸収し加熱効率を低下するため，レーザ単独溶接の場合はシールドガス等で除去する必要があるが，このプラズマがキーホー

ル上部にプルームを形成する。このプルームは周囲のシールドガスより電気伝導性に優れているため、電極から発生したアークはそのプルームに引き寄せられ、結果的にキーホールに導かれる。その結果、レーザによるキーホール内部にアークの熱が集中的に加えられ、深い溶け込みが得られるのである。

ハイブリッド溶接の基本的な原理は上述した通りであるが、様々な実験による検証によって、以下のメリットが確認されている[2-3][2-5]。

1) レーザ単独より深い溶け込み

一般に熔融状態の金属においてレーザの吸収効率は高くなる。そのためアークによる熔融池に対してレーザを照射することでレーザ単独溶接時と比べエネルギー効率が上がる。さらにレーザによるキーホールにアークの熱が集中するため、レーザ単独よりも深い溶け込みが得られる。

2) アークの安定化と溶接速度の向上

上述したとおりレーザによるキーホールによりアーク極点が安定化するため、アーク単独よりも高速での溶接が可能となる。また磁気によるアークの偏向・揺動が改善される。

3) 開先要求精度の緩和

アークによって形成された大きな熔融池にレーザを照射するため、レーザ単独溶接と比べて突合せ溶接時の開先要求精度が緩和される。

4) 高エネルギービーム溶接特有の欠陥の抑止

レーザ単独で溶接した際には溶接部で発生した金属蒸気を熔融金属が巻き込み、ポロシティを発生しやすい。しかしアーク熱源と併用することで熔融池開口部が大きくなり、巻き込まれた金属蒸気が外部に逃げやすくなる。その結果、レーザ単独溶接と比較してポロシティを減少させることができる。

5) レーザ発振器のコストの低減

低出力のレーザにアークの入熱を組み合わせることで、高出力レーザによる溶接と同様の溶け込みが得られる。そのためレーザ発振器のコストを抑えることができ、生産コストの低減につながる。

第3章

実験装置概要

3-1 実験装置構成

溶接機は溶接を行うための熱源を発生させる溶接機本体と、熱源が実際に発生し母材に与える電極などの先端部、それをつなぐケーブル類で構成されている。溶接において、トーチの電極先端部と母材との距離、溶接の進行速度などは溶接結果を大きく左右する要素である。そこで本研究では溶接を安定かつ高い精度で実施するため、溶接トーチの電極先端部やレーザ照射ユニットの位置を精確に制御し自動溶接が可能なパソコン制御による溶接実験装置を準備した。また自動溶接機において、発生している溶接の状況を知るためのセンサは必須であり、これには電源の電流変化を利用したアークセンサやタッチセンサなどがある。しかし本研究の実験では、レーザアークハイブリッド溶接の現象を観察することが目的であるので、画像を取得可能なCCDカメラセンサを採用した。

以下にこの装置構成を記す。

- 1) TIGアーク溶接機
- 2) Nd:YAGレーザ溶接機
- 3) CCDカメラ
- 4) 3軸直交座標型アクチュエータ
- 5) 母材移動用駆動テーブル
- 6) パーソナルコンピュータ

これら装置の組み合わせた全システムの概要をFig.3-1に示す。

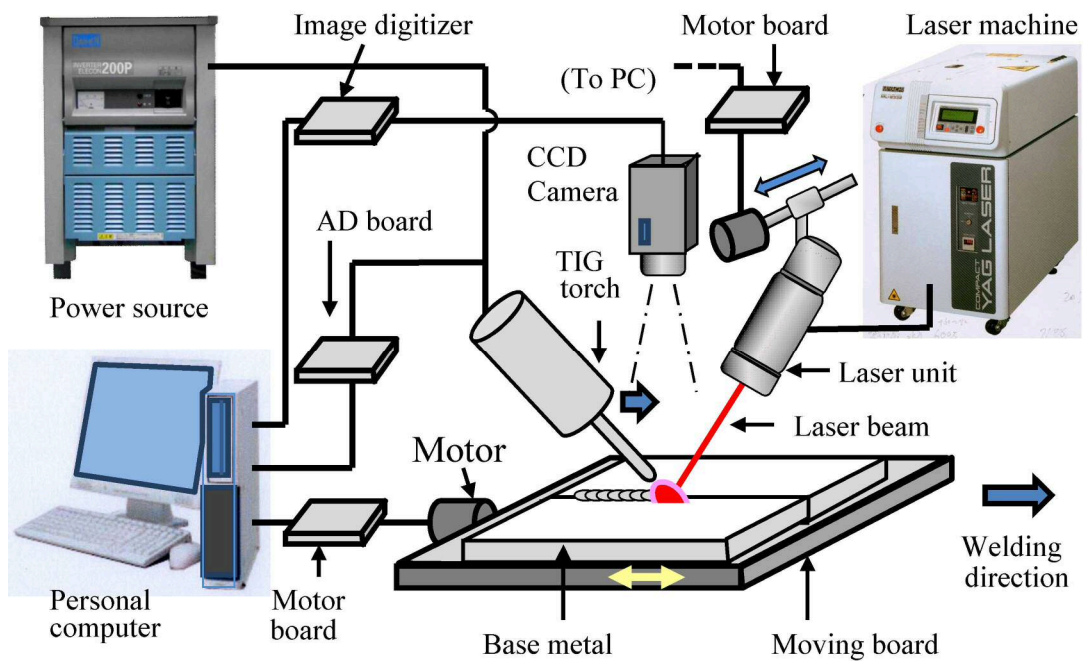


Fig.3-1 Composition of system

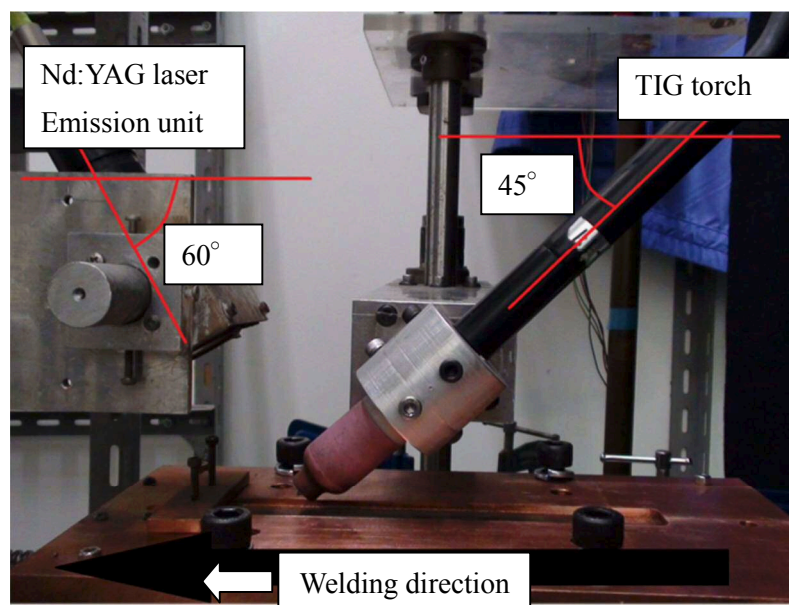


Fig.3-2 Components of welding robot
(TIG torch, Nd:YAG laser emission unit and driving table)

Table 3-1 Output specification of welding machine

TIG arc welder		Nd:YAG laser welder	
	Output (at 200 V)		Output (at 200 V)
D.C.	4 A ~ 200 A	Pulse width	0.3 ~ 20.0 ms
A.C.	10 A ~ 200 A	Voltage	150 ~ 510 V
		Periodicity	0 ~ 50 pps
		Number of shots	0 ~ 9999 time

3-2 各溶接機の仕様

本実験装置にて使用した溶接機の概要を示す。これらの溶接機の配置は、溶接の進行方向に対して、TIG溶接トーチが後方（迎角45°）、Nd:YAGレーザ照射ユニットが前方（迎角60°）とし、それぞれの角度は一定を保つようホルダに固定した。その写真をFig.3-2に示す。

3-2-1 TIGアーク溶接機

- 1) 溶接機本体 : ダイヘン製 インバータエレコン200P (AVP-200)
- 2) 溶接トーチ : ダイヘン製 AWP-17

本装置で使用したTIGアーク溶接機は直流・交流パルス溶接機であり一次電源として200 Vを給電した場合の出力能力をTable 3-1に示す。また交流電流は波形を正弦波か矩形波を選択できる。また電極には直径2.0 mmのタングステン用い、シールドガスとして純アルゴンガスを用いた。

3-2-2 Nd:YAGレーザ溶接機

- 1) 溶接機本体 : ミヤチテクノ製 ML-2331B
- 2) レーザ照射ユニット : ミヤチテクノ製 FOL-30A-7070-QB
- 3) 伝送光ファイバ : ミヤチテクノス製 SIH-02BA
(コア径200 μm 長さ5 m)

本装置で使用した Nd:YAG レーザ溶接機は、設定にて変更できるパラメータが、パルス幅 (ms)、電圧 (V)、周波数 (pps)、ショット回数 (回) の4要素である。それらの出力能力を Table 3-1 に示す。なおこれら個々のパラメータの設定範囲は相互関係があり、他のパラメータの設定値によって制限される。また、レーザ照射ユニットには保護ガラスを装着し、スパッタの跳ね返りなどからレーザ集光レンズを傷つけぬよう配慮した。

3-3 CCDカメラ

本実験装置ではCCD (Charge coupled device ; 電荷結合素子) カメラを視覚センサとして採用した。CCDとは光電子変換デバイスの一つであり、照射された光の強弱の光学像をその強弱に応じた信号電荷に変換することができる。CCDカメラは、このCCD素子を使用した固体撮像カメラであり、小型かつ軽量で残像や図形のひずみが少ないことなどが大きな特徴である。そのため現在では、ロボットの視覚センサとして用いられることが多い。本研究では、このCCDカメラにND400フィルタ及び、955 nmの赤外光領域を中心に透過させるバンドパスフィルタを適用し、母材に発生した熔融池の直上から画像を取得、画像処理ポートを経てPCに取り込んだ。

3-4 駆動装置

3-4-1 3軸直交座標型アクチュエータ

TIGアーク溶接により母材に発生した熔融池は、入熱量の違いによって形状が変化する。本研究にて実施したレーザアークハイブリット溶接では、この熔融池の形状に応じてNd:YAGレーザ溶接機が発振するレーザビームの熔融池に対する照射位置を細かく調整もしくは制御する必要がある。そこで、実験条件に応じてレーザ照射ユニットの位置を自在に制御するために、3軸直交座標型アクチュエータを準備した。アクチュエータは、レーザ照射ユニットの取り付けホルダ部、これを駆動するモータ部、駆動信号を受け取るドライバ部、PCからのモータ制御命令を実行するモータコントローラ等から構成される。

本アクチュエータは、2個のステッピングモータを使用している。ここでステッピングモータを使用しているのは以下の特性による。

- 1) 開ループ制御でフィードバックがなくても指示通り回転するのでシステムが簡単。
- 2) モータの回転角度と入力パルス数が完全に比例し、ゼロ回転から広範囲の変速が可能。
- 3) 1ステップあたりの角度誤差が少なく、誤差が累積されない。
- 4) 起動、停止、逆転の応答性が良好。

本研究で実施した実験では、熔融池の形状が刻々と変化するうえ、レーザの照射位置はスムーズに位置制御する必要がある。これを実現するために高度なフィードバックシステムを構成する案も考えられるが、溶接の最中においては、シールドガスやスパッタなどの発生が避けられないため、このような環境下に適するような保護されたセンサ類などの組み合わせによるフィードバックシステムを構成することは容易ではない。それに比べステッピングモータを用いたシステムであれば、繊細なフィードバックシステムを構築せず、容易に求めら

れた制御を実施することが可能である。

ステッピングモータはパルス発振器に同期して回転する同期モータであり、回転速度はパルスの周波数によって制御される。そのためモータを駆動する場合、モータの励磁切り換えのためのドライバと呼ばれる駆動回路と、回転速度や回転角度を決めモータに加減速制御や位置決め制御を指示するコントローラと呼ばれる制御回路が必要となる。ここではコントローラとして複数のモータドライバを管理し、制御することのできるモータコントローラボードを用いる。モータコントロールボードは、PCの命令によりモータドライバにパルスを出力してモータを駆動する。専用のライブラリ提供の関数によりステップ移動、ジョグ移動、加速減速、停止などの動作が可能である。本研究はモータコントロールボードとして、コンテック製 SMC-3 (PC) を用いた。

このステッピングモータで得た回転を、XYZ軸のボールねじにそれぞれ伝達することにより、ホルダ部の水平および垂直移動を実現した。

本研究で用いたステッピングモータの1パルスあたりの回転角は 0.9° であり、接続したボールねじのピッチは4.0 mmである。したがって、1パルスあたりのアクチュエータ移動量は0.01 mmとなっている。

3-4-2 母材移動用駆動テーブル

本実験において、TIGアーク溶接機のトーチの位置は一定である必要があるため固定された台座のホルダに取り付け、またNd:YAGレーザ溶接機のレーザ照射ユニットは細かい制御が必要のため駆動制御可能なアクチュエータに取り付けた。その上で溶接を進行させるために、これらの溶接トーチと照射ユニットを同時に移動させる装置を企画したが、やや複雑な構成になってしまうという問題が生じた。そこで本実験装置では、母材移動用に独立した1軸方向のみ移動する駆動テーブルを準備し、このテーブルを駆動することにより乗せた母材が溶接トーチに対して相対的に移動することで直線的な溶接を可能とした。テーブルの駆動には、3軸直交座標型アクチュエータと同様のステッピングモータを動力とし、特性も同様となっている。これによって、溶接トーチやレーザ照射ユニットの制御状況に干渉されずに安定した溶接進行スピードの確保が可能となる。

またテーブルには材料を固定するための台座として、アーク発生に必要な通電が可能である銅による専用のブロックを製作し採用した。

3-5 実験装置のセッティングと溶接ビードの計測

本実験装置において、テーブル上の銅ブロック両端には、母材移動用テーブルの進行方向の中心点が2点マークされている。この2点に対し、Nd:YAGレーザーホルダーの中心点、TIGアーク電極先端をそれぞれ、スコヤおよび150 mmの金尺にて同一芯上へ合わせることで、各アクチュエータのゼロ位置確認をしている。また本研究にて母材として使用したSUS304の薄鋼板は板厚2.0 mmであり、外形寸法を機械加工にて長さ100.0 mm、幅25.0 mmに加工した。これを母材移動用テーブルの中心点2点に合わせて設置し、動かないようボルトにて固定した。このように、実験装置をセッティングし、一定性を保った。

また、本研究の実験におけるビード幅測定にはノギスを利用した。これは、ステッピングモータによるアクチュエータの移動量、テーブルや母材製作時に使用した計測器具や加工機械の精度、さらに溶接の規模から、ビードの測定には0.01 mmオーダにて十分と判断したためである。溶接実験後、ビードは母材表面の被溶接部との境目に指先でわかる程度かつ視認できる段差が生じる。そこでこの段差を利用してビード幅を計測した。

これらより、本研究における実験の精度は0.01 mmオーダである。

第4章

ハイブリット溶接における アークの誘導効果

4-1 実験材料選定

ステンレス鋼は、鋼の耐食性を改善するために、Cr, Niなどを添加した合金鋼である。ステンレス鋼の種類は大きく分けて、マルテンサイト系、フェライト系、およびオーステナイト系の3つに分類される。本研究で用いたステンレス鋼SUS304は、オーステナイト系ステンレス鋼に分類される。オーステナイト系ステンレス鋼は、耐食性だけでなく、靱性・溶接性・高温強度に優れるため、ステンレス鋼の中でも最も広く用いられている。

本研究では、レーザアークハイブリット溶接法の開発を目的としているため、溶接技法はもっとも単純な突合せ溶接を選択した。またSUS304はSS400といった一般的な鋼材に比べ上述したような耐食性、高温強度に優れており、高級な重要構造物や製品に用いられることが多い。これらを考慮し、被溶接母材としてSUS304を選定した。

ステンレス鋼の物理的性質の特徴として、低い熱伝導率が挙げられる。オーステナイト系ステンレス鋼の熱伝導率の値は $16.3\sim 25.1\text{ W/m}\cdot\text{K}$ で、概ね炭素鋼の1/3である。また、熱膨張係数は炭素鋼の1.5倍と大きい。このため、オーステナイト系ステンレス鋼の溶接では変形やひずみが生じやすい。またステンレス鋼の溶接には、一般材料に適用されているほとんどの溶接法が使用可能である。中でもTIGアーク溶接は、溶着速度が小さいため能率は低いが、全姿勢溶接で欠陥の少ない健全な溶接部が得られやすいため、高品質を要求される溶接部の自動溶接およびパイプの裏波溶接などへ広く適用されている。

4-2 アークの安定条件

アーク溶接では、溶接中に様々な要因によってアークの不安定化が生じ、それが溶接欠陥の発生原因となりうる。この要因として以下があげられる。そこで、アークの不安定化に及ぼすこれら様々な要因を取り上げ、以下に解説する。

4-2-1 アークの不安定化に及ぼす外部要因

1) 風

溶接部周辺に流入する風によってシールドガス内に大気が混入すると、シールド効果が失われてアークが不安定になる。また、アーク中に大気が流入してアーク切れ（プラズマが電極から完全に剥離し、放電効果が失われてアークが消失すること）を生じることがある。TIGアーク溶接などのシールドガスアーク溶接法における溶接可能な最大風速は、約2 m/secと言われている[4-1]。

本研究で行った実験では、実験設備を屋内に設置し、また溶接装置周囲に遮光も兼ねたカーテンを設けることで、風の影響を受けないよう配慮した。

2) 磁界

アークは放電現象を利用した熱源であるため外部磁場による影響を受け、偏向などの問題が生じる。TIGアーク溶接では、290 Aの溶接電流にてアーク近傍に14 mTの磁界を付与した場合、アークの偏向があると報告されている[4-2]。またこの現象を利用して偏向制御を試みた例もあるが[4-3][4-4]、欠点として、アーク近傍に磁界発生装置を設置する必要がある、連続的に偏向方向を変えられないといった点が挙げられる。

一般に身の回りにおける磁界は、自然の地磁気からおおよそ0.035 mT～0.07 mTであり、電気製品から発生する磁界の強さはそれより低い[4-5]。

本研究では、後述する外乱実験を実施時以外、実験装置におけるアーク発生場所周辺に、アークの偏向を誘発するような磁界を発生する装置はなく、磁界によるアークの不安定化は考慮しない。

4-2-2 アークの不安定化に及ぼす溶接設備に関連する要因

1) 安定した電源供給

電源から供給される電力が不安定であれば、アークも不安定となる。特に溶接機からトーチに至るまでの通電に接続不良などの障害が発生しないよう留意しなければならない。

2) TIG電極の消耗

タングステン電極は、溶接中の熱による溶融などにより先端が消耗してしまう。消耗した電極は、指向性が失われてしまいアークが不安定化する

要因となる。したがって、安定した溶接を継続するためには、常に電極先端形状を管理しアークの安定化を図る必要がある。通常、電極は角度の固定された専用の電極研磨機にて形状を整えて使用する。

電極先端は鋭利な状態から円弧上に消耗していくが、電極直径に対して25%の直径円弧でアークに不安定さが認められはじめ、50%の直径円弧では確実に不安定になってしまう[4-6]。本研究では2.0 mmのタングステン電極を使用している。実験には先端の直径円弧が電極直径の約25%程度となる前に、定期的に先端を鋭利に研磨した電極を使用している。なお、電極先端が消耗した状態を確実に再現するために、その先端を電極直径の約50%である1.0 mm程度に研削した電極を別に準備した。先端を鋭い状態に研磨した電極の写真をFig.4-1(a)、先端を直径1.0 mm程度に研削した状態の電極の写真をFig.4-1(b)に示す。

3) 母材の開先条件

アーク溶接では安定した溶接を実行するために加工する母材の開先形状や開先間距離を最適に選択する必要がある。1.2 mmから6.0 mmまでのステンレス薄板の場合、Fig.4-2に示す開先形状および開先間距離が適しているといわれている[4-7]。本研究では2.0 mmの薄板を使用しているので、開先形状はFig.4-2の左側に示すI型の開先形状が適している。実験用の薄板は機械加工にて切り出したが、加工部にバリの残らないように留意した。また実験装置に固定する際は、母材同士を接して並べ、開先間距離がほぼゼロとなるようセッティングした（突合せ溶接と呼ぶ）。したがって、本研究の実験では、常にI型開先形状を用い、開先間距離を0 mmとし、開先形状によるアークの不安定化は考慮しない。

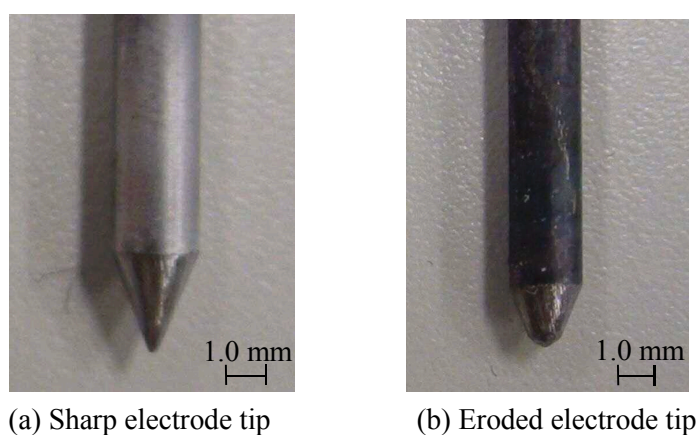


Fig.4-1 Electrode tip shape

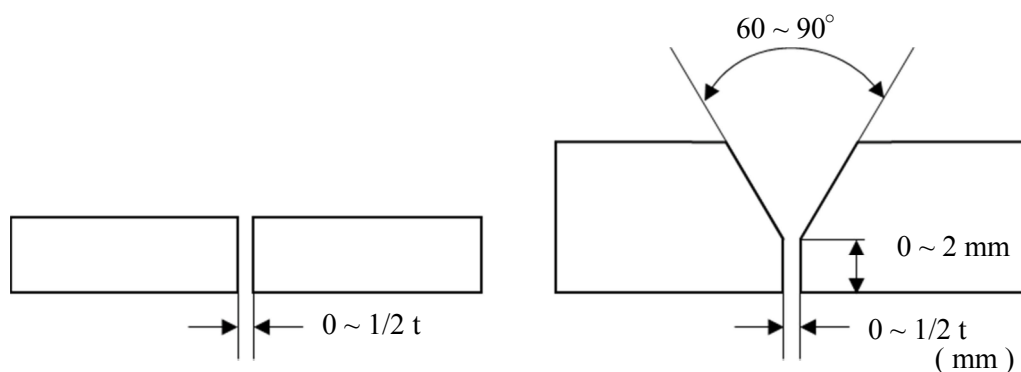


Fig.4-2 Shape of groove for stainless steel plate welding

4-3 基礎溶接実験

レーザウィービング動作を用いたレーザアークハイブリッド溶接実験を行うために、それぞれの熱源を単独に用いた場合の溶接の特徴を把握しておく必要がある。そこでハイブリッド化のための基礎実験として、TIGアークならびにNd:YAGレーザによる単独の突合せ溶接実験を行い、それぞれの溶接性を確認した。なおこれらの実験条件はすでに報告されているハイブリッド溶接実験に用いた値を参考にして設定した[4-8]。

4-3-1 TIGアーク溶接単独による溶接実験

TIGアークを用いて、オーステナイト系ステンレス鋼SUS304の突合せ溶接実験を行い、その溶接性を調査した。用いた実験条件を以下のTable 4-1に示す。本溶接条件を選定するに当たって予備実験を行い、裏ビード幅が十分得られない条件を溶接条件として設定した。一般的に鉄鋼材料のTIG溶接には、溶け込みの深いビードが得られる直流棒マイナスが用いられる。そのため本研究では直流電源を用い、極性として棒マイナス(DCEN)を使用した。また、溶接時には母材表面をアルゴンガスでシールドした。

タングステン電極は、Fig.4-1に示したように、先端の鋭い電極と、消耗した状態を再現した電極を用い、それぞれの条件において溶接実験を行い、その溶接性を比較した。

また突合わせ溶接を行う際には、溶接の進行に伴い溶接が進むにつれ熱の影響で母材が変形する。本研究では材料片の大きさの都合上、この変形によって溶接線上の開先間距離が変化する恐れがある。そこで熱による母材の変形を抑止するため、溶接実験を行う前にFig.4-3に示すように母材の両端2点に対してTIGアークによって仮止めの溶接を施した。以降、突合わせ溶接実験を行う際は仮止め溶接を行った状態で溶接実験を行うものとする。

Table 4-1 TIG arc welding conditions

Contents	Conditions
Base metal	SUS304 (t = 2.0 mm)
Power supply form	DCEN
Arc length	2 mm
Ar gas flow rate	13 l/min
Welding speed	100 mm/min
Welding current	56 A

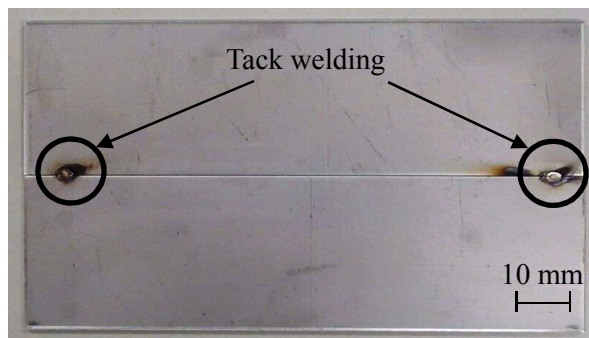


Fig.4-3 Tack welding

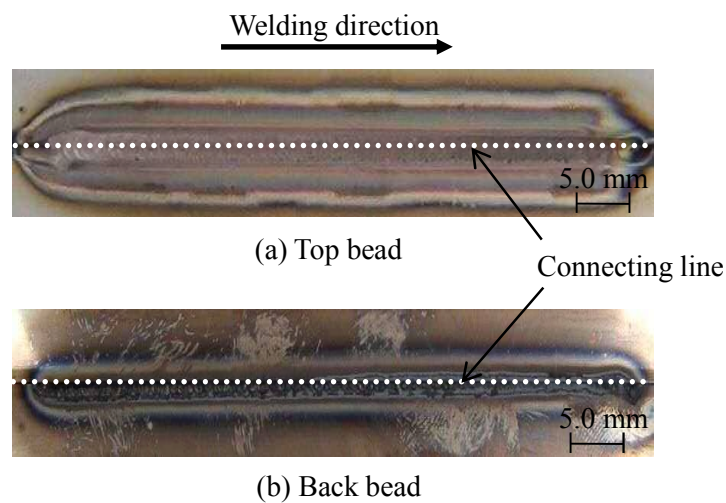


Fig.4-4 Appearance of TIG welding beads
(Sharp electrode tip)

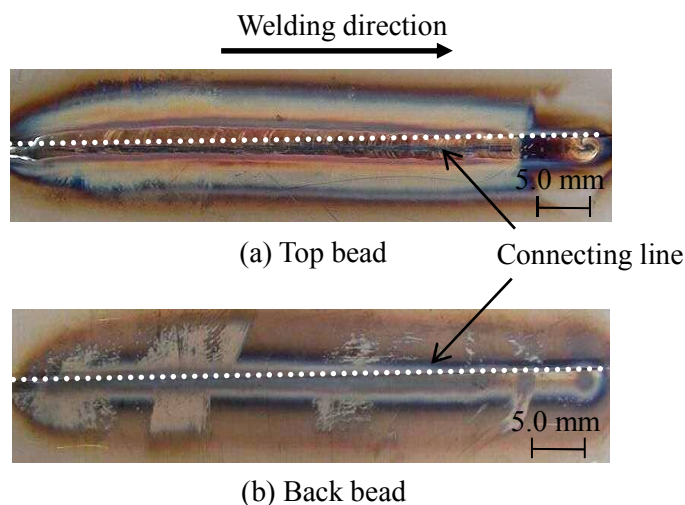


Fig.4-5 Appearance of TIG welding beads
(Eroded electrode tip)

電極先端を鋭く研磨した状態でTIG溶接実験を行った結果をFig.4-4に、電極先端を研削した状態でTIG溶接実験を行った結果をFig.4-5に示す。図中にはTIGアークによって形成された表ビードの概観写真をFig.4-4(a), Fig.4-5(a)に、裏ビードの外観写真をFig.4-4(b), Fig.4-5(b)に示す。なお、図中の白い線は、母材を突合わせた際の開先面、すなわち溶接線を示している。これらの実験結果より、以下のようなTIGアーク溶接における電極形状の影響を観察することができた。

1) TIG電極先端形状が鋭い場合

表ビードの外観を観察すると、滑らかで安定したビードが形成されている。しかし、母材裏側を観察すると、溶接序盤は接合部に対して下側の母材に溶け込みが集中し、上側の母材には十分な溶け込みが見られない。溶接中盤以降は、裏ビードが形成されておらず十分な溶け込みが得られていないことがわかる。これは、ハイブリッド溶接に用いるTIG溶接条件で溶接を行っているため、TIG溶接単独では、入熱が若干不足していることによる。入熱を増加することによって健全な裏ビードの溶接結果が得られるものと考えられる。

2) TIG電極先端が丸い（直径1.0 mm半球状）場合

表ビードの外観を観察すると、溶接序盤は接合部に対して上側母材にビードが形成され、溶接の進行に伴ってビード全体が下側母材に移動し溶接全体を通してアークが不安定であることが確認できる。この結果は、溶接序盤ではアークが偏向して上側母材に偏り、その後母材の下側に偏向したものと推察される。なお、母材裏側を観察すると、溶接入熱が若干低いた

め全体的に十分な溶け込みが得られていない。以上の実験結果から、TIG電極先端が消耗、変形している場合はアークの指向性が低下して偏向しやすくなり、鋭く研磨した電極の使用時に比べ、良好な溶接結果が得られ難いことが確認される。

4-3-2 Nd:YAGレーザー溶接単独による溶接実験

レーザーウィービングを用いたハイブリッド溶接実験を行うに当たって、Nd:YAGレーザー単独による溶接実験を行った。ここでは、レーザーウィービングを念頭に置いて、レーザービームを溶接線に対して左右方向に振動しつつ溶接実験を行い、その溶接性を調査した。用いた溶接条件をTable 4-2、レーザーのウィービングパターンをFig.4-6に示す。レーザー出力は、本装置のほぼ最大出力である96 Wとし、パルス周波数を10 pps、パルス幅を1.7 msに設定した。また、ウィービングは $f=20$ /min, $W=1.0$ mm, $t=0.5$ secとして実験を行った。

Table 4-2 Nd:YAG laser welding conditions

Contents	Conditions
Base metal	SUS304 ($t=2.0$ mm)
Welding speed	100 mm/min
Pulse width	1.7 ms
Pulse frequency	10 pps
Laser voltage	510 V
Power	96 W

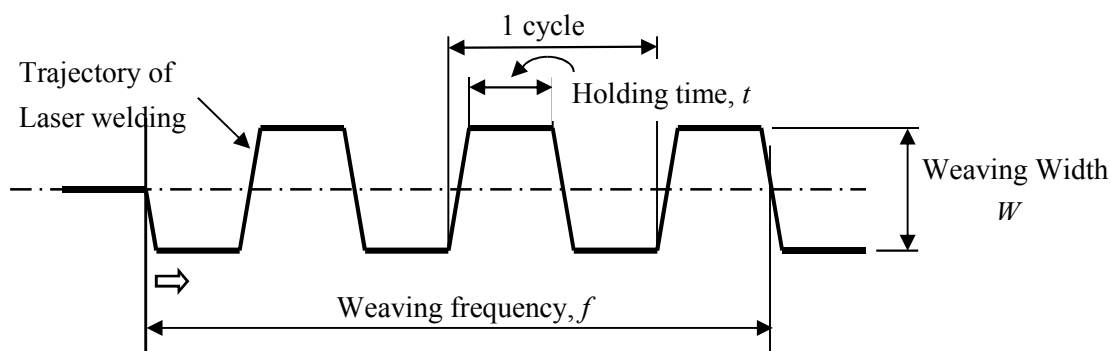


Fig.4-6 Nd:YAG laser weaving conditions

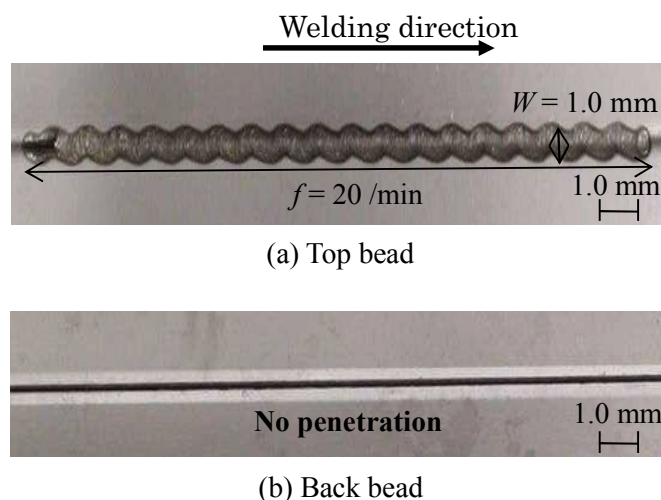


Fig.4-7 Appearance of Nd:YAG Laser welding beads

レーザ単独による溶接実験結果をFig.4-7に示す．図中にはNd:YAGレーザによって形成された表ビードの外観写真をFig.4-7(a)，母材裏側の写真をFig.4-7(b)に示す．表ビードを観察すると，高エネルギー密度のビームによって，設定されたレーザパターンに沿った連続ビードが形成されている．しかし，母材裏側を観察すると，2.0 mmの板厚のステンレス鋼を溶接するには出力不足であり，母材裏側までの溶け込みは全く見られない．

4-3-3 TIGアークの安定化に対するレーザ照射の効果

TIGアークの安定化に及ぼすレーザ照射の効果を調査するにあたって，外乱を再現する手段として磁界の適用を試みた．すなわち，Fig.4-8に示したように，溶接トーチ側面に電磁コイルを設置し，アーク近傍に左右非対称の磁場を生成することで，アークの偏向を誘発した．電流値（ i ），コイル中心線から溶接線までの距離（ d ），磁束密度（ B ）として，電磁コイルに通電時それぞれ関係をFig.4-9に示す．これより電流値（ i ）が低いほど，またコイル中心線から溶接線までの距離（ d ）が長くなるほど，磁束密度（ B ）は低下していることがわかる．磁束密度が高すぎると，アークが不安定になりすぎてアーク切れを起こし，また低すぎると磁界によるアークの偏向が認められない．予備実験の結果，電流値（ i ）を1.5 A，溶接線までの距離（ d ）を40 mmとして実験を行った．この時の磁密度（ B ）は1.5 mTである．

先ず，TIGアーク現象に対する磁界の影響について確認した．Fig.4-10(a)は溶接電流30 A，アーク電圧10 Vとし，ステンレス鋼板上にアークを発生した場合におけるCCDカメラにて観察したアーク外観を示し，Fig.4-10(b)は同条件に加えて

1.5 mTの磁界を付与したアーク外観を示す。

これより外乱の無い状態では、アークが電極中心位置より直下に向けておおむね球形を呈していることがわかる。一方磁界を付与した場合は、アークが電磁力（MF）を受けて右側に偏向している様子が観察できる。以上よりアークは磁界による外乱を受けて偏向し、不安定性を呈することがわかる。

この磁界を付与したアークに対し、Nd:YAGレーザを照射することによる効果について検討を行った。Fig.4-10(b)に示した偏向アークにレーザビームを照射した場合のアークの外観をFig.4-11に示す。この画像から、磁界によってアークが右側への電磁力を受けて若干偏向している様子が見られるが、プラズマ下部においては、レーザ照射点に生じたプラズマに引き寄せられて一体化している様子が確認できる。アークの陰極点はタングステン電極先端の陰極点に拘束されているものと考えられる。一方、陽極付近のアークプラズマがレーザプラズマと一体化していることから、陽極点はレーザ照射点あるいはその近傍に拘束されているものと推察される。この状態をFig.4-12にて模式的に示した。この時、この時、破線で示す右方向への電磁力を受けているアークは、結果として、図に示すように右側に膨らんだアーチ形を呈するものと考えられる。

以上のように、TIGアークに偏向が生じた場合においても、レーザプラズマによってアークプラズマを誘導し、陽極点をレーザ照射点近傍へ拘束することが可能であり、レーザアークハイブリット溶接を用いれば、指向性の高い安定した熱源が得られる。

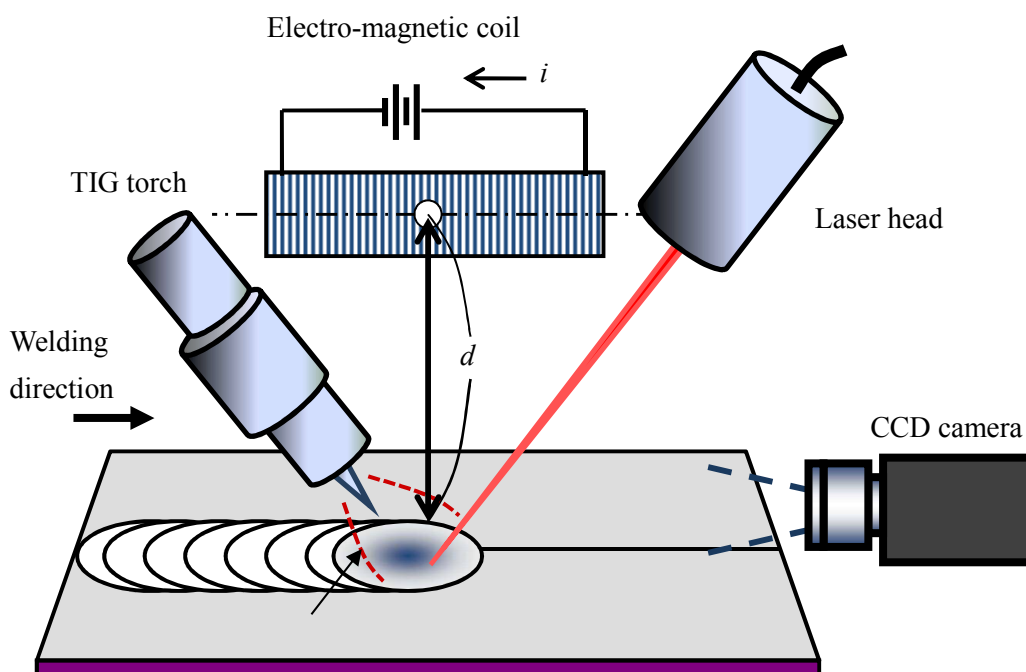


Fig.4-8 Equipment to apply electro-magnetic field

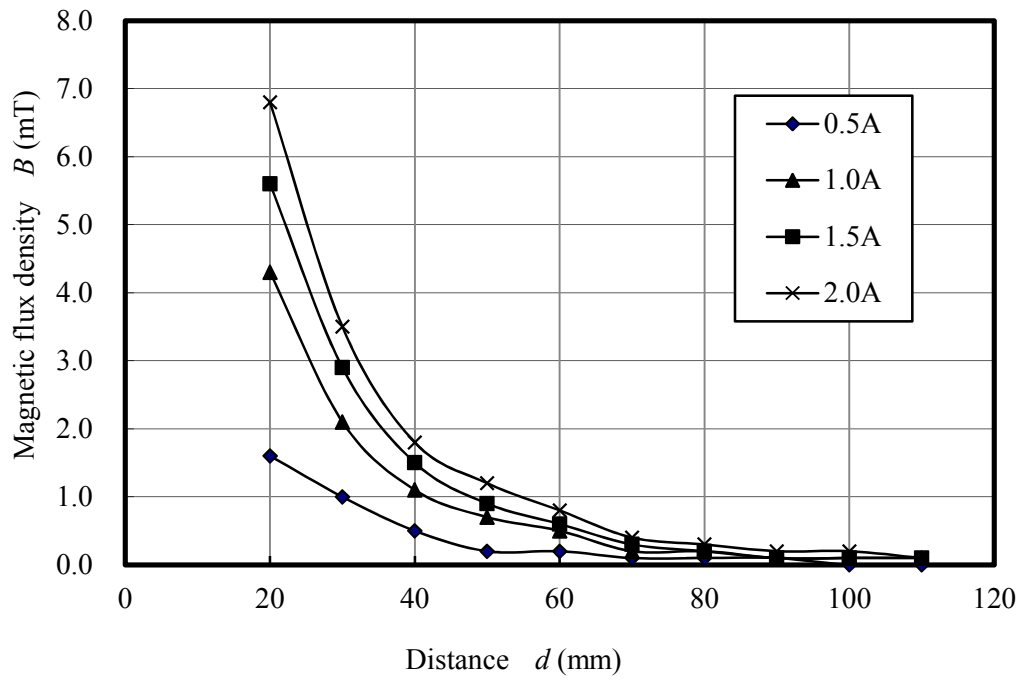
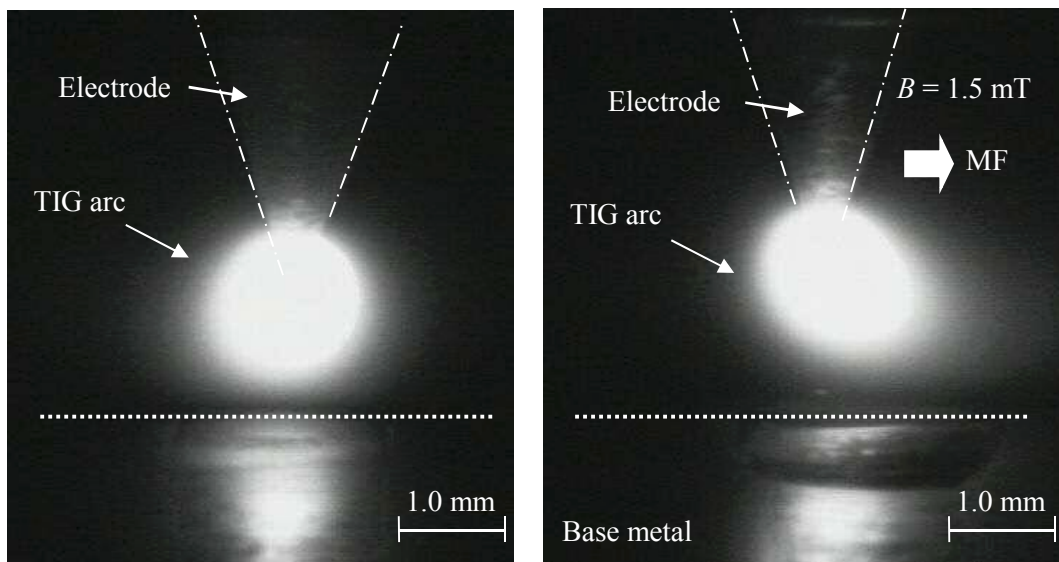


Fig.4-9 Relationship among magnetic flux density, coil current and distance from the coil center



(a) Without magnetic field (b) With magnetic field ($B = 1.5 \text{ mT}$)

Fig.4-10 Effect of magnetic field on appearance of TIG arc

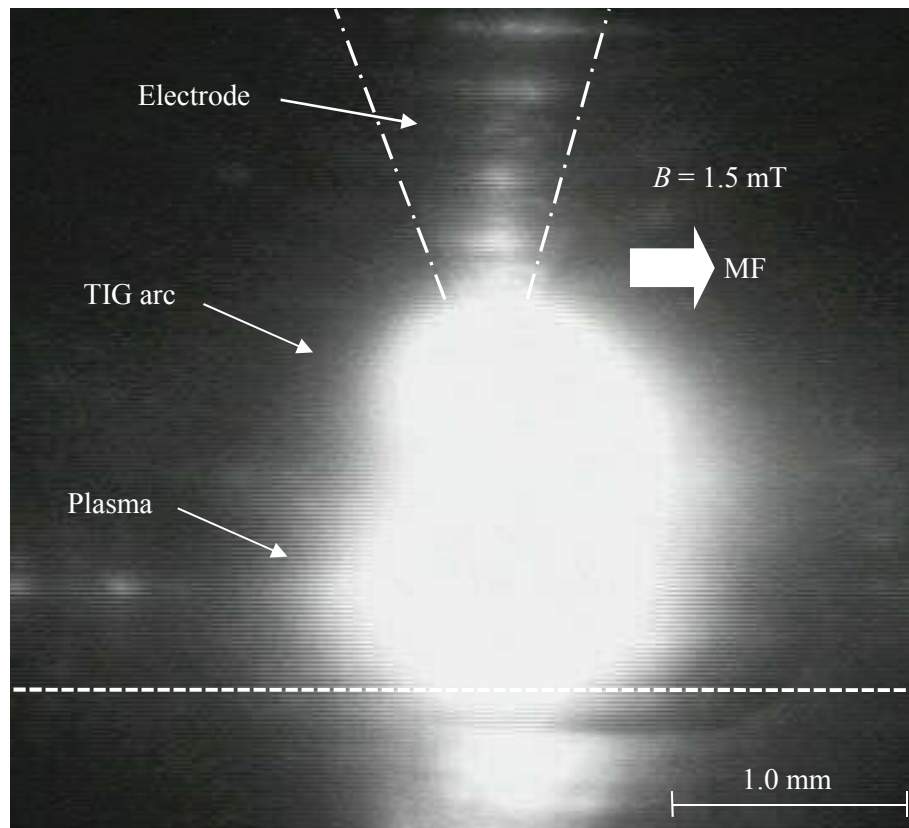


Fig.4-11 Effect of laser beam irradiation on appearance of arc plasma

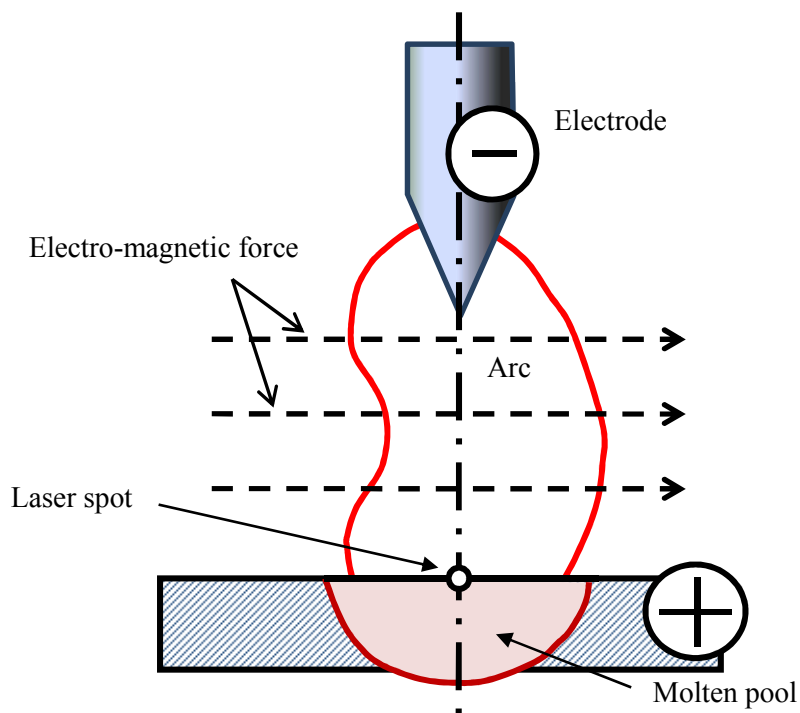


Fig.4-12 Schematic illustration showing effect of laser beam irradiation on the arc under magnetic field

4-3-4 結果の考察

以上で述べた基礎的な溶接実験を種々の溶接条件を用いて繰り返し行い、TIGアーク溶接およびNd:YAGレーザ溶接を併用したハイブリッド溶接を行うのに適したそれぞれの溶接条件を決定した。一般に、ハイブリッド溶接では、両溶接法の相乗効果により「溶け込み深さの増大」が見られる。したがって、TIGアークおよびNd:YAGレーザ単独での溶接では必ずしも十分な溶け込みが得られない条件であっても、これを組み合わせることで適切な溶け込みを有する溶接結果が得られる。したがって、この点を考慮して溶接条件を設定すべきである。このような観点から採用した溶接条件は以下の通りである。すなわち、TIGアークについては溶接電流56 A、Nd:YAGレーザについてはレーザ出力96 Wをハイブリッド化に適用する条件として決定した。また、磁界によって偏向したアークにレーザを照射することによってその偏向を抑制できたことから、レーザによるアークの安定化およびその誘導効果が確認された。

4-4 レーザアークハイブリッド溶接結果に及ぼすレーザ照射位置の影響

レーザアークハイブリッド溶接において、溶融池に対するレーザ照射位置は溶接品質に対して大きな影響を与えるパラメータであると考えられる。したがって、ハイブリッド溶接において良好な結果を得るためにはこのパラメータを厳密に設定する必要がある。つまり、溶融池に対する最適なレーザ照射位置を決定するためには、アークによる溶融池の形状を正確に認識し、レーザ照射位置がアークに及ぼす影響を理解する必要がある。しかし、溶融池の形状を正確に認識することは困難であり、レーザ照射位置を溶融池に対する相対位置で考えることはできない。そこで、本実験ではレーザ照射位置をTIGトーチ電極先端位置との相対位置で考え、その相対位置を変化させて溶接実験を行った。それぞれにおける溶接結果からレーザ照射位置が溶接結果に与える影響について検討を行うとともに、最適なレーザ照射位置の選定を行った。

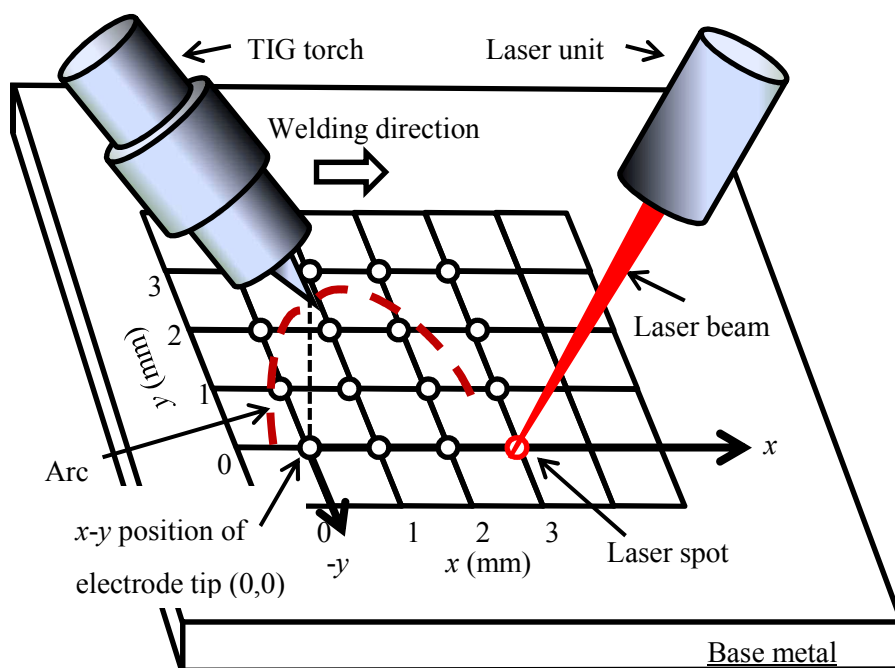


Fig.4-13 Cartesian coordinates for position of laser irradiating spot

Table 4-3 Hybrid welding conditions

TIG welding	
Welding current	D.C.56 A
Arc length	2.0 mm
Heat input	≒ 560 W
Nd:YAG laser welding	
Laser power	96 W
Voltage	510 V
Pulse frequency	10 Hz
Pulse width	1.7 ms
Laser position	$x = 1.0 \sim 4.0$ mm $y = 1.0 \sim 4.0$ mm
Both welding	
Welding speed	100 mm/min
Shielding gas	Ar 13 l/min
Base metal	SUS304, $t=2.0$ mm

4-4-1 溶接条件とレーザー照射位置の定義

本章で行うハイブリッド溶接実験に用いた基本的な溶接条件をTable 4-3に示す。本実験では、TIGトーチ電極先端直下の位置を原点とし、溶接方向に x 軸、水平方向に y 軸を取り、その相対位置によりレーザー照射位置を決定した。Fig.4-13にTIGトーチ電極位置とレーザー照射位置の相対関係を模式図で示す。

4-4-2 溶接結果に及ぼすレーザー照射位置の影響

ハイブリッド溶接結果に及ぼすレーザー照射位置の影響を検討するにあたり、傾向を確認すべくFig.4-13に示すレーザー照射位置 x と y について0 mmから4.0 mmまでの範囲で1.0 mmおきに計16か所について、予備実験を行った。その結果をFig.4-14示す。

ここで図中の○、△、×印は主観的な判断によるものであり、あくまでも一参考例として本図を示している。図中、○印は安定したアークにより蛇行の認められない良好な溶接結果が得られている場合、△印はアークに対するレーザーの誘導効果は認められるがビード形状がやや不安定な場合、×印はビード形状が不安定な場合あるいはレーザーによる誘導効果がほとんど認められない場合を示している。

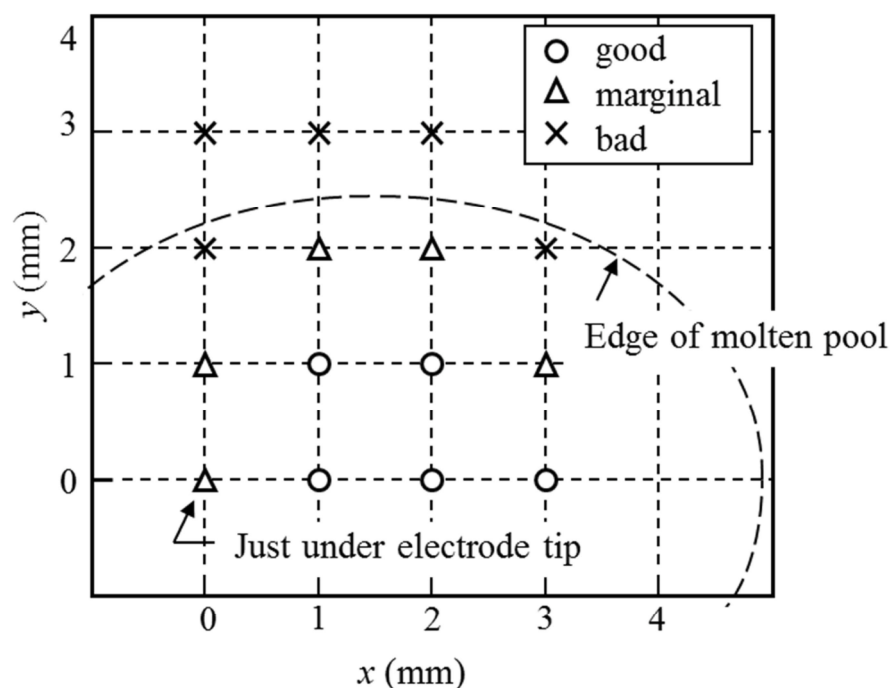


Fig.4-14 Effect of laser irradiation position on arc welding result

また、図中には参考のため、母材が溶融している領域（溶融池）を破線で示してある。本溶接実験結果をまとめると次のようになる。

レーザー照射位置が $y = 0 \text{ mm}$ 、すなわち溶接線上でかつ溶融池領域内の場合は、安定したアークにより直線的かつ良好な溶接結果が得られた。電極先端直下の $x = 0 \text{ mm}$ で△印となったのは、TIG トーチが 45° 傾いておりアークが $x = 1.0 \text{ mm}$ 、または 2.0 mm の位置方向に向いているためと考えられる。

レーザー照射位置が $y = 1.0 \text{ mm}$ の場合は $x = 1.0 \text{ mm}$ および 2.0 mm で良好な結果が得られたが、電極から離れている $x = 3.0 \text{ mm}$ では、レーザーの効果が減少している。

$y = 2.0 \text{ mm}$ を超える領域へのレーザー照射では、レーザーの効果は認められなかった。

以上の結果より、ハイブリッド溶接法による板厚 2.0 mm ステンレス鋼板の突合せ溶接において、 $y = \pm 1.0 \text{ mm}$ の範囲内でレーザー照射によるアークの明確な誘導効果が確認できることが示された。

4-4-3 溶接ビードに及ぼすレーザー照射位置（ x 軸方向）の影響

レーザー照射位置を y 軸については 0 mm に固定し、 x 軸方向に 0 から 4.0 mm まで 1.0 mm 毎に変化させてハイブリッド溶接実験を行った。溶接にはTable 4-3に示した溶接条件を用いた。Fig.4-15に、表ビードの外観写真および母材裏側の写真を示す。

この実験結果から、母材表面におけるビード外観および裏ビードの溶け込み深さを評価した。その結果を以下に述べる。

1) レーザー照射位置： $x = 1.0 \text{ mm}$

母材表側を観察すると、表面にレーザーが照射された痕跡が確認できる。これは溶融池に対して、レーザーを照射する位置が後方であったため、TIGアークによって形成された既に凝固しつつあるビード上に遅れてレーザーが照射されたことが原因である。また母材裏側を観察すると、裏ビードが全く形成されていないことが確認できる。以上の結果から、レーザー照射位置： $x = 1.0 \text{ mm}$ では、TIGアークとレーザーのハイブリッド効果が確認できなかった。

2) レーザー照射位置： $x = 2.0 \text{ mm}$

母材表側を観察すると、滑らかで安定したビードが形成されている。しかし母材裏側を観察すると、十分な溶け込みが見られない。したがってレーザー照射位置： $x = 2.0 \text{ mm}$ では、TIGアークとレーザーのハイブリッド効果が低いことがわかる。

3) レーザ照射位置： $x = 3.0$ mm

安定したビード外観および十分な溶け込みが確認できることから、レーザ照射位置： $x = 3.0$ mmでは、TIGアークとレーザのハイブリッド効果があることがわかる。

4) レーザ照射位置： $x = 4.0$ mm

母材表側を観察すると、所々にビードが黒く焦げたような跡が確認できる。これはアークが前方のレーザ照射方向に誘導されたため、溶接部に対して上方から十分なシールドガスを受けなかったことが原因である。その結果、溶接部が空気と反応し、ビードが黒く酸化した。また母材裏側を観察すると、裏ビード幅が狭い箇所と広い箇所があり、裏ビード全体を通して安定してないことが確認できる。したがって、レーザ照射位置： $x = 4.0$ mmは、TIGアークとレーザを組み合わせるに当たって、適正な条件ではないことがわかる。以上の結果から本溶接条件では、安定したビード外観及び十分な溶け込みが確認できる最適な x 軸方向のレーザ照射位置は $x = 3.0$ mmとした。

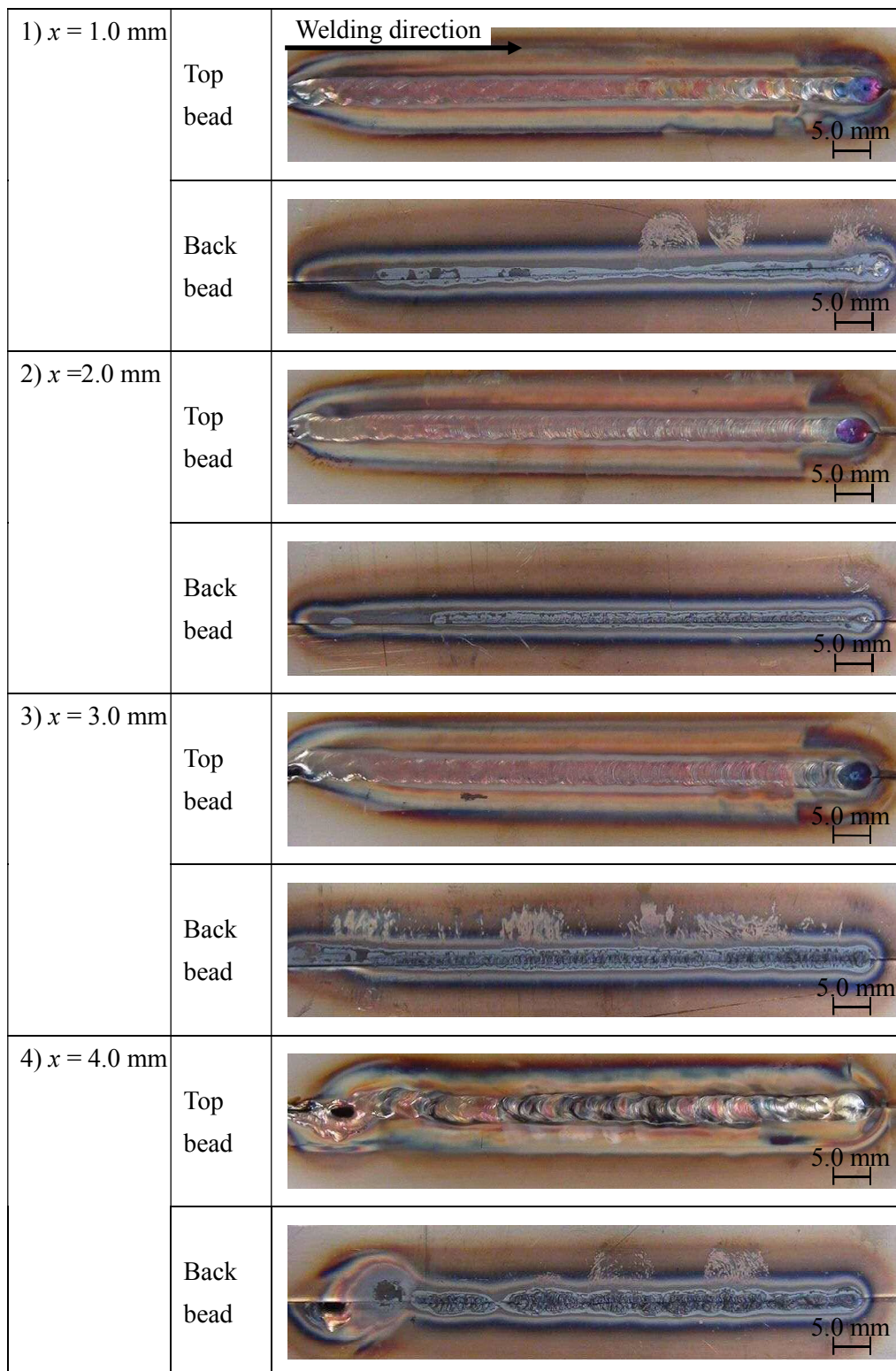


Fig.4-15 Appearance of hybrid welding beads

4-4-4 溶接ビードに及ぼすレーザ照射位置 (y 軸方向) の影響

4-4-3項における実験結果をふまえ、 x 軸方向のレーザ照射位置を $x = 3.0 \text{ mm}$ とし、 y 軸方向に 0.5 mm 間隔でレーザ照射位置を選出し、それぞれのレーザ照射位置においてレーザアークハイブリッド溶接実験を行いその写真をFig.4-16に示す。

また、レーザ照射によるアークの誘導効果について詳しく分析するために、得られた溶接ビードの形状・寸法をデータベース化した。すなわち、実験で得られた溶接ビードの左右の止端部の座標を溶接方向に沿って 5.0 mm 間隔で測定し、それを図にプロットした。これをFig.4-17～Fig.4-20に示す。この図は、実際のビード形状と対応している。また、図中の青線はレーザが照射された軌跡を示している。



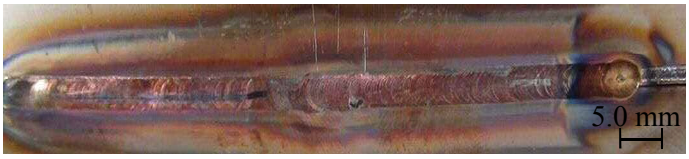



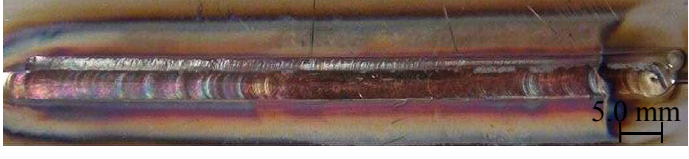

1) $y = 0.5$ mm	Top bead	
	Back bead	
2) $y = 1.0$ mm	Top bead	
	Back bead	
3) $y = 1.5$ mm	Top bead	
	Back bead	
4) $y = 2.0$ mm	Top bead	
	Back bead	

Fig.4-16 Appearance of hybrid welding beads

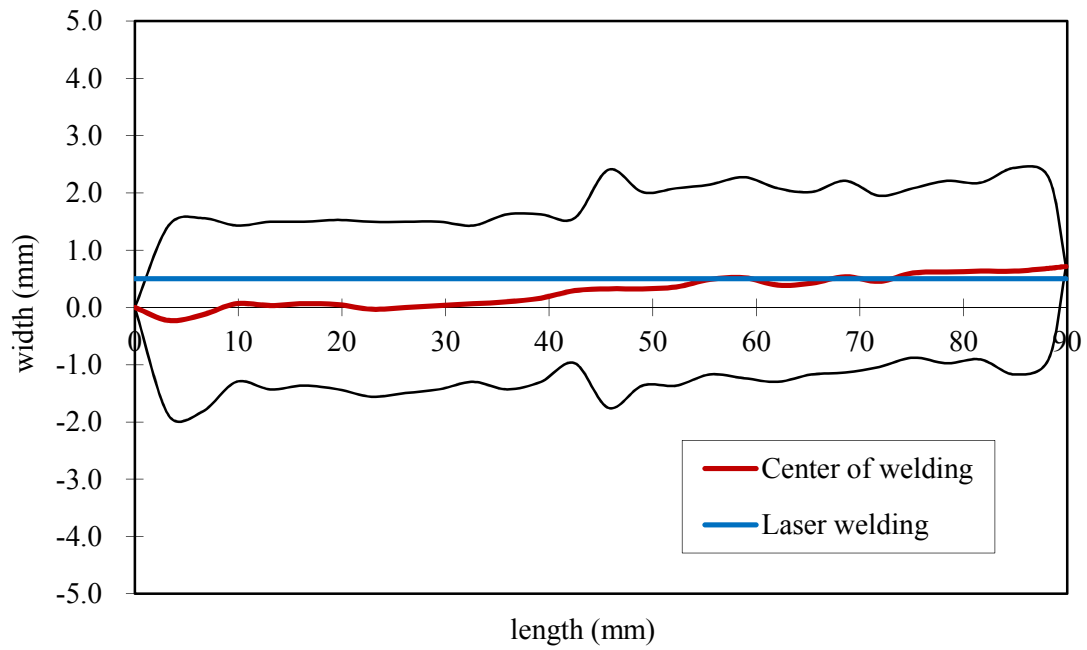


Fig.4-17 Shape of top bead ($y = 0.5$ mm)

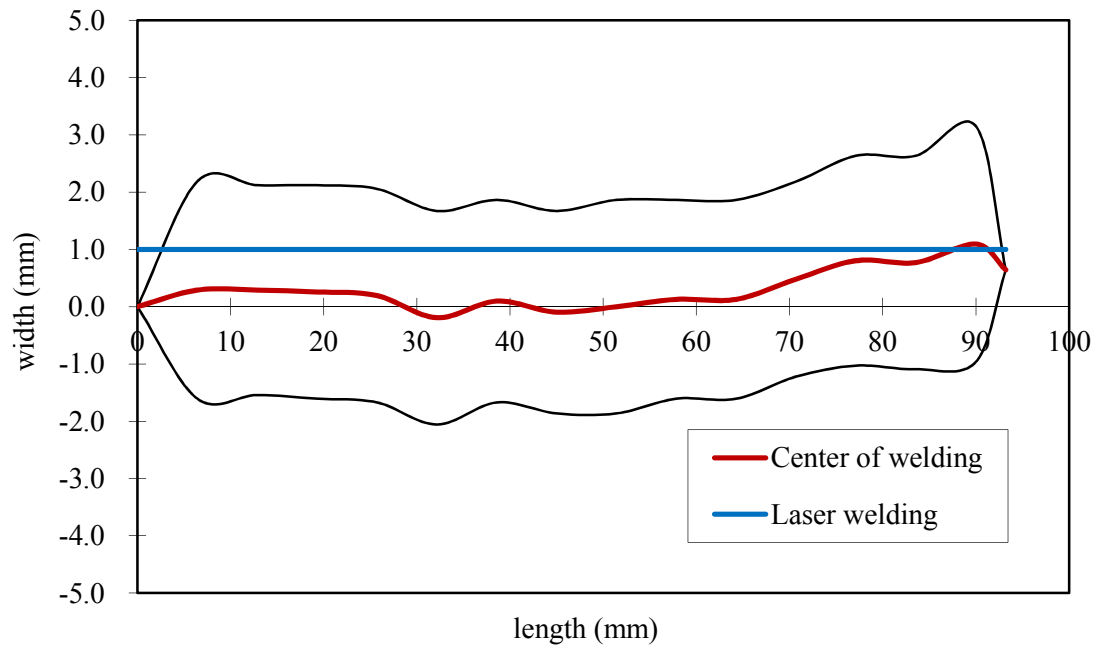


Fig.4-18 Shape of top bead ($y = 1.0$ mm)

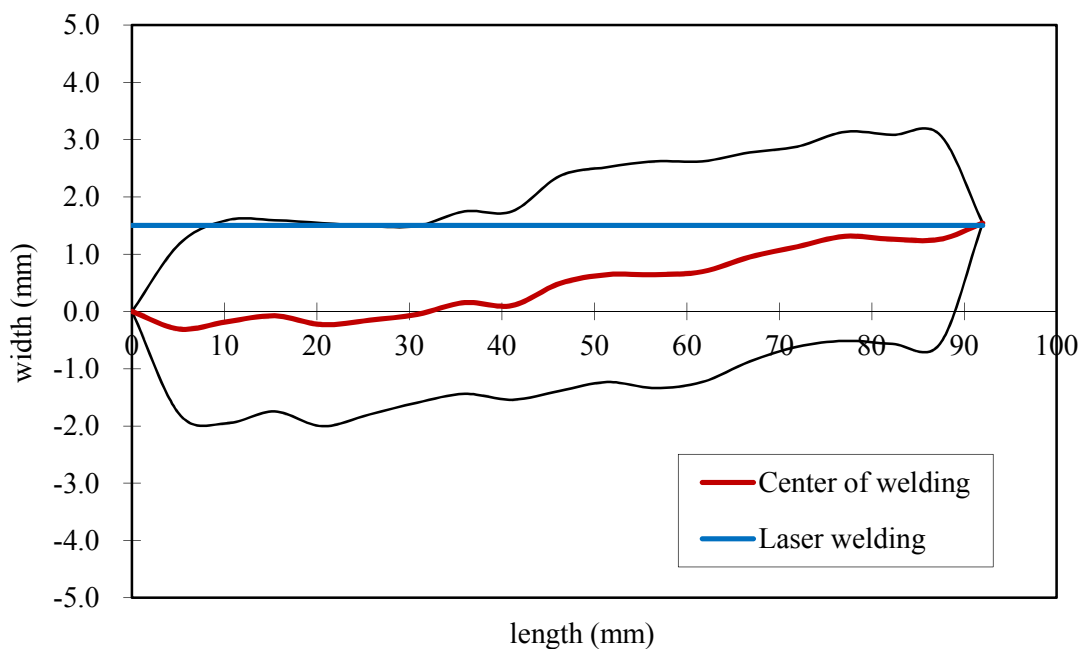


Fig.4-19 Shape of top bead ($y = 1.5 \text{ mm}$)

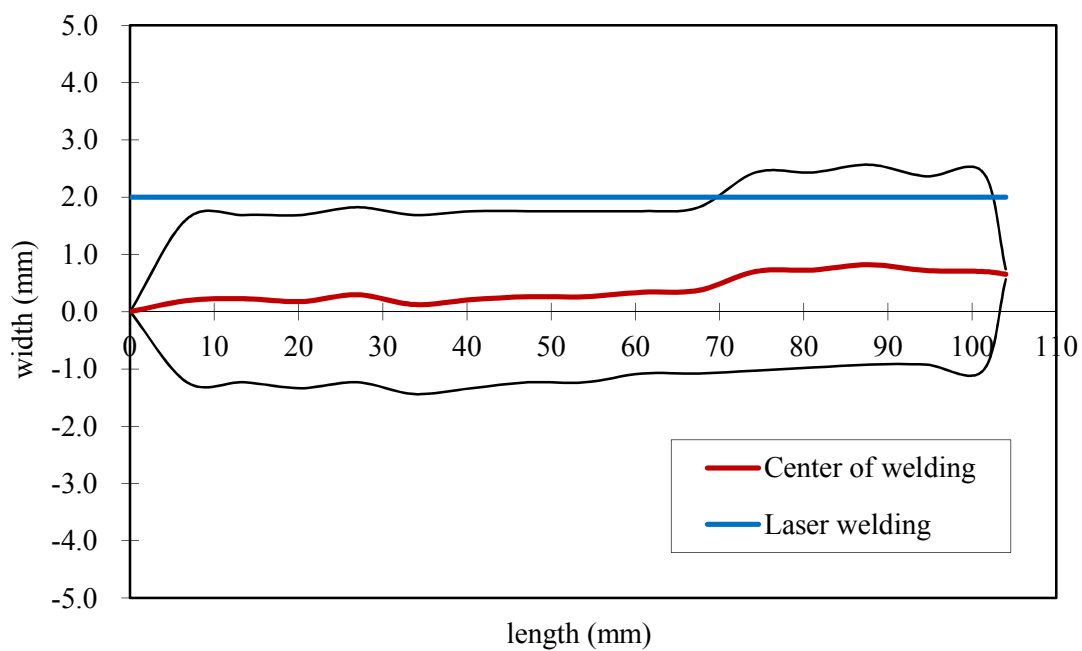


Fig.4-20 Shape of top bead ($y = 2.0 \text{ mm}$)

さらにハイブリッド溶接によって得られる「溶け込み深さの増大」を確認するため、得られた実験結果から裏ビード幅 Wb を測定する。それぞれのレーザ照射位置において、実験結果の写真から5.0 mm間隔で裏ビード幅を測定し、実際の寸法と一致するように縮尺した。測定結果をTable 4-4に示す。表中の $Wbav$ は裏ビード全体における裏ビード幅の平均値を示しており、 $Wbav2$ は溶接序盤、母材が十分に加熱されていない時のデータを除いた裏ビード幅の平均値を示している。

Table 4-4 Measurements of back bead width

	y = 0.5		y = 1.0		y = 1.5		y = 2.0	
	x(mm)	W(mm)	x(mm)	W(mm)	x(mm)	W(mm)	x(mm)	W(mm)
↑ W_{av} ↑ W_{av2} ↓	4.6	2.19	4.2	1.22	4.3	1.64	4.9	0.00
	9.1	2.05	8.4	1.09	8.6	1.56	9.8	0.00
	13.7	2.14	12.6	1.68	13.0	1.51	14.6	0.00
	18.2	2.14	16.8	0.97	17.3	1.64	19.5	0.00
	22.8	2.10	21.0	1.56	21.6	1.81	24.4	0.00
	27.3	2.10	25.2	1.26	25.9	1.56	29.3	0.00
	31.9	2.01	29.4	1.05	30.2	2.03	34.1	0.54
	36.5	2.14	33.6	1.81	34.6	2.29	39.0	1.51
	41.0	2.73	37.9	2.73	38.9	2.12	43.9	1.76
	45.6	2.73	42.1	2.86	43.2	2.12	48.8	2.24
	50.1	2.73	46.3	2.23	47.5	1.86	53.7	1.80
	54.7	2.60	50.5	2.48	51.8	1.94	58.5	1.41
	59.2	2.60	54.7	2.23	56.2	1.77	63.4	1.32
	63.8	1.82	58.9	2.10	60.5	※2.94	68.3	1.41
	68.4	1.69	63.1	2.10	64.8	※2.38	73.2	0.98
	72.9	1.82	67.3	1.85	69.1	※2.68	78.0	1.22
	77.6	1.64	71.5	1.47	73.4	※2.76	82.9	1.95
	82.0	1.82	75.7	1.60	77.8	※2.94	87.8	0.83
	86.6	1.82	80.0	1.26	82.1	※2.76	92.7	0.93
	—	—	—	—	86.4	※2.81	97.5	1.27
W_{bav}	—	2.15	—	1.77	—	※2.16	—	0.96
W_{bav}'						(1.83)		
W_{bav2}	—	2.16	—	1.91	—	※2.30	—	1.20
W_{bav2}'						(1.94)		

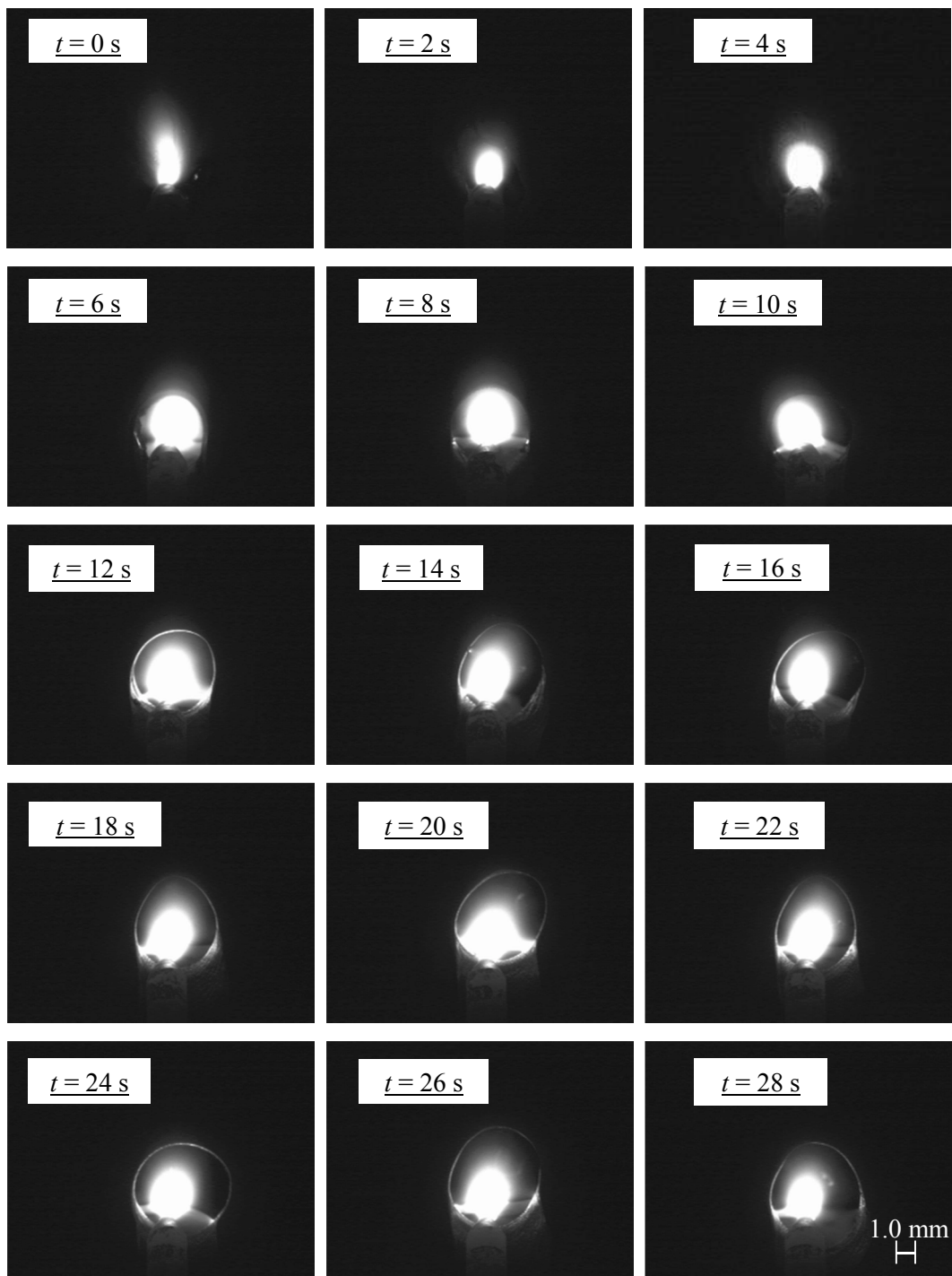


Fig.4-21 Image of molten pool and arc in hybrid welding ($y = 1.5$ mm)
(t : Time after arc start [s])

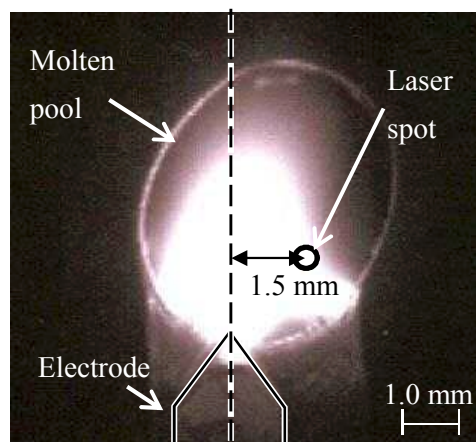


Fig.4-22 Deflection of arc and molten pool by laser beam irradiation

また本実験では，レーザ照射によるアークの誘導効果を確認するため，溶接中の様子を CCD カメラによって溶接上方から画像を取得した．アークの誘導が確認できる画像として，レーザ照射位置 $y = 1.5 \text{ mm}$ における画像を Fig.4-21 に示す．なお図中 t はアークスタート後の時間を示している．さらに，詳細な画像を Fig.4-22 に示す．

以上の実験結果から，母材表面におけるビード外観および裏ビードの溶け込み深さを評価し，結果を以下のように考察する．

1) レーザ照射位置： $y = 0.5 \text{ mm}$

Fig.4-17に示すように，溶接中盤からレーザ照射によるアークの誘導効果が確認できる．さらに裏ビード幅においても十分な溶け込みが得られており，ハイブリッド溶接による溶け込み深さの増大が確認できる．また， W_{bav} と W_{bav2} を比較すると，ほぼ同等の値を示しており，溶接序盤においてもTIGアークとレーザのハイブリッド効果が高いことがわかる．

2) レーザ照射位置： $y = 1.0 \text{ mm}$

Fig.4-18に示すように，溶接中盤から終盤にかけて徐々にアークが誘導されている様子が確認できる．また裏ビード幅において，TIGアーク溶接の実験結果と比較すると，溶け込み深さの増大が確認できるが， $y = 0.5 \text{ mm}$ と比較すると溶け込みは浅く，特に溶接序盤の溶け込み不足が顕著に見られる．したがって $y = 1.0 \text{ mm}$ において，誘導効果および溶け込み深さの増大は確認できるが， $y = 0.5 \text{ mm}$ と比較するとその効果は低くなることがわかる．

3) レーザ照射位置： $y = 1.5 \text{ mm}$

Fig.4-19に示すように，溶接中盤から徐々にアークが誘導されている様子が確認できるが，レーザ照射位置 $y = 1.5 \text{ mm}$ までアークが誘導されることは

なかった。また、裏ビード幅において溶け込み深さの増大が確認でき、 $y = 0.5$ mmにおける裏ビード幅と比較しても、それ以上の値を示している。この要因として、図中の※が記された位置から両母材に均等に裏ビードが形成されず、片側母材にアークが集中したことで、本来よりも溶け込み深さが増大したと考えられる。

ゆえに、片側母材に溶け込みが集中したと予測される※が記された値を除いたデータによって W_{bav} および W_{bav2} の平均値を求めた。この値を $y = 0.5$ mmにおける平均裏ビード幅と比較すると、 $y = 1.0$ mm同様、ハイブリッド効果は低くなることがわかる。

4) レーザ照射位置： $y = 2.0$ mm

Fig.4-20に示すように、レーザ照射によるアークの誘導効果は全く見られない。また、裏ビード幅においても、十分な溶け込みが得られていないことが確認できる。したがってレーザ照射位置 $y = 2.0$ mmは、アークに対してレーザを照射する距離が遠いため、TIGアークとレーザを組み合わせたことによるハイブリッド効果が低下することがわかる。

4-5 TIGアークに対するNd:YAGレーザ照射の効果に関する総括

本章における溶接実験結果および画像による観察結果より、TIGアークにより形成された溶融池に対するNd:YAGレーザの照射位置が、良好な溶接結果を得るための重要なパラメータの一つであることを示した。アークによって形成された溶融池に対し、レーザ照射位置が適正な範囲以内であれば、レーザ照射の効果が生じ、それにより陽極点がレーザ照射点方向に誘導されることが確認された。またこの特性より、レーザ照射によりアークの溶融池形状が安定することが確認できた。

第5章

ハイブリット溶接 における温度分布解析

5-1 溶接の伝熱現象

溶接現象を熱工学的にとらえれば，母材に局所的な入熱を施すことで母材内部に温度勾配を生じさせ，結果として熔融温度を超えた部分が熔融金属となりこれが凝固して溶接ビード部となることである．この現象を数理モデル化し数値解析を行うことで，種々の溶接条件に応じた溶接結果を仮想的に得ることが可能である．こうした溶接シミュレーションの実施は，基礎データ取得のための溶接作業実施の手間を減ずるのみならず，実験における諸環境，すなわち外気・母材・実験装置の初期温度や母材の表面処理状態・把持状態，溶接トーチ電極のコンディションなどをサンプル毎に完全に一致させることが可能であり，大変有用である．

溶接結果において溶接ビード部となる範囲は，溶接中の母材内部の温度勾配をシミュレートし，熔融温度以上となった部分を求めることで知る事ができる．このシミュレートのためには，境界条件，すなわち母材表面における外部との熱のやり取り（入熱と放熱），ならびに熱伝導，すなわち母材内部における熱の拡散現象のモデル化が必要である．Fig.5-1に溶接中の熱の移動の様子を示す．アークによって母材に入熱が行われ，母材内部では熱伝導によって熱が拡散し，母材表面から外気へ熱伝達や熱放射が生じ，熔融池表面からは熔融金属の揮発によって蒸発潜熱の損失が起こる．また，母材把持部からも装置側へ熱伝導が生じる[5-1]．

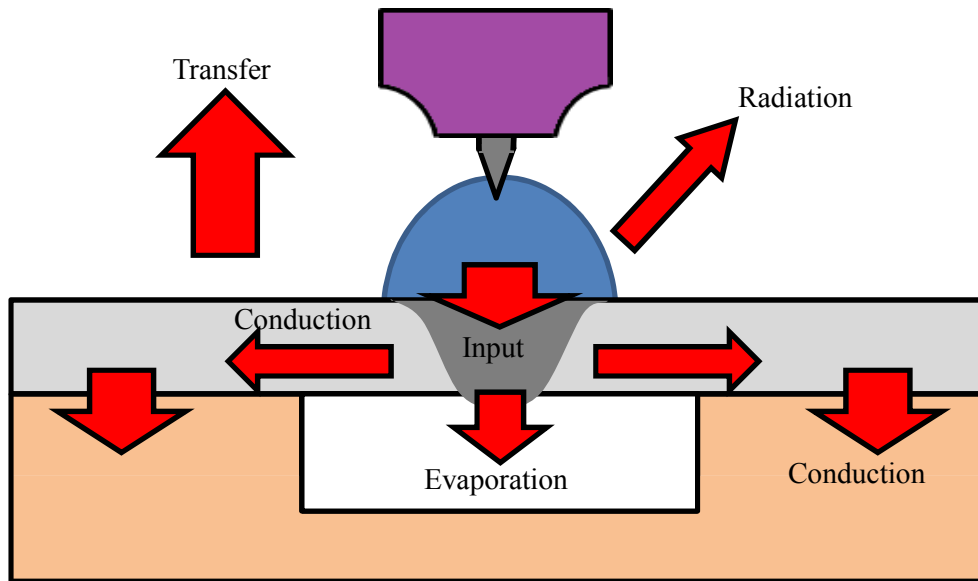


Fig.5-1 Heat flow in welding

5-1-1 境界条件

溶接シミュレーションにおける境界条件とは、Fig.5-1 に示した熱の移動のうち、母材表面での外部との熱のやり取りに他ならない。ここでは、入熱と放熱に分けて述べる[5-2][5-3].

1) 入熱形状のモデリング

アーク熱源は、釣鐘状の温度分布を示す。溶接シミュレーションを行う際のアーク熱源形状のモデル化については、電極位置座標を中心として円柱状に均一分布させた熱源モデル、円錐台状の熱源モデルといったように、これまでにいくつかの方法が提案されている。しかし、これらのモデルは計算コストの面で優れる反面、いずれもアーク熱源を正確に再現するには不十分である。そこで本研究では、ガウス分布形状の熱源モデルを使用した。このモデルは、熱源分布パラメータ σ の値によって種々のアーク熱源形状を再現することが可能であり、実験結果と非常によく一致する高精度なシミュレーション結果の実績がある。また、ガウス分布形状の熱源モデルはレーザー熱源にも応用が可能であり、アーク熱源モデルと組み合わせることでハイブリッド溶接を再現する手法が存在する。

ガウス分布の入熱量は、

$$q = \left[\frac{\eta VI}{2\pi\sigma^2} \exp\left(-\frac{(x^2+y^2)}{2\sigma^2}\right) \right] A \quad [\text{W}] \quad (5-1)$$

となる。ここで、 q ：伝熱量， η ：熱効率[無次元]， V ：溶接電圧[V]， I ：溶接電流[A]， σ ：熱源分布パラメータ[m]， A ：伝熱面積[m²]であり，熱源分布パラメータが大きいほどなだらかに広がった熱源分布が，小さいほど鋭くまとまった熱源分布が得られることが分かる。

熱源分布パラメータ σ は，M.I.T. のN.S.Tsai らによって，アーク電圧・アーク電流・アーク長・シールドガスの混成比などによって変化することが実験的に示されている。アーク長が長い場合，熱源分布パラメータは大きくなり，広くて浅い溶け込みが得られる。一方でアーク長が短い場合，熱源分布パラメータは小さくなり，狭くて深い溶け込みが得られる[5-4][5-5][5-6][5-7][5-8][5-9]。

2) 放熱現象のモデリング

Fig.5-1に示したように，母材内部の熱は表面から様々な形で熱損失が起こる。ここでは，熱伝達・熱放射・蒸発潜熱について述べる[5-10][5-11]。

(1) 熱伝達による熱損失

固体表面と流体との熱のやり取りを熱伝達 (Heat transfer) と呼ぶ。熱伝達はニュートンの冷却法則によれば，

$$q_{conv} = h(T - T_{\infty})A \quad [\text{W}] \quad (5-2)$$

と表される。ここで， q_{conv} ：伝熱量， h ：熱伝達係数[W/m²・K]， T ：固体の伝熱面の温度[K]， T_{∞} ：流体の温度[K]， A ：伝熱面積[m²]であり，熱伝達は固体の表面温度と流体の温度の差に比例することが分かる。

熱伝達係数 (Coefficient of heat transfer) は固体の表面性状や流体の速度などによって決まる値であるが，厳密な理論は確立していない。

(2) 熱放射による熱損失

物体の表面から電磁波によって熱が放出される現象を熱放射 (Radiation) と呼ぶ。物体表面の単位面積から，単位時間に放出される放射エネルギー量を放射度と呼び，完全黒体の放射度は，ステファン・ボルツマンの法則によれば，

$$E_B = \sigma T^4 \quad [\text{W/m}^2] \quad (5-3)$$

と表される。ここで， E_B ：黒体の放射能， σ ：ステファン・ボルツマン定数[W/m²・K⁴]， T ：黒体の温度[K] であり，熱放射は物体の温度の4乗に比例することが分かる。

一般の物体の放射度は，放射率 (Emissivity) $\epsilon < 1$ を用いて，

$$E = \epsilon \sigma T^4 \quad [\text{W/m}^2] \quad (5-4)$$

と表される。ここで、 E :放射能, ϵ :放射率[無次元]である。以上より、溶接中の母材表面からガス層への放射熱量は、以下のように表される。

$$q_{rad} = \sigma(\epsilon_w T_w^4 - \epsilon_g T_g^4)A \quad [\text{W}] \quad (5-5)$$

ここで、 q_{rad} : 固体表面から流体に逃げる放射による熱量, ϵ_w : 固体表面の放射率, T_w : 固体表面の温度, ϵ_g : 流体の放射率, T_g : 流体の温度, A : 伝熱面積[m²]である。

(3) 蒸発潜熱による熱損失

蒸発熱や融解熱といった、一定温度下で物体の相を変えるために使われる熱を潜熱 (Latentheat) と呼ぶ。溶接中の熔融池表面では熔融金属の揮発が生じており、この相変化によって失われる潜熱は、

$$q_{evap} = \dot{m}L_{evap}A \quad [\text{W}] \quad (5-6)$$

と表される。ここで、 q_{evap} : 蒸発潜熱によって失われる熱量, \dot{m} : 質量流量[kg/s・m²], L_{evap} : 蒸発潜熱[J/kg], A : 伝熱面積[m²]である。揮発する熔融金属の質量流量 \dot{m} は、

$$\dot{m} = \exp[2.5 + \log P_{atm} - 0.5 \log T] \quad (5-7)$$

と表される。ここで、

$$\log P_{atm} = 6.1210 - \frac{18836}{T} \quad (5-8)$$

である。

5-1-2 熱伝導

物体内の粒子の接触によって起こる熱の移動を熱伝導と呼ぶ。Fig.5-2 のように、均質等方な物体内部における温度場を $T_{(n,t)}$ [K] とすれば、任意の一点における微小面積 dA [m²] を単位時間に通過する熱量 dQ [W] は次式で与えられる。

$$dQ = -K \frac{\partial T}{\partial n} dA \quad (5-9)$$

これをフーリエの法則という。ここで、 K [W/m · K] は熱伝導率 (Thermal conductivity) と呼ばれる物性値であり、熱伝導は物体内部の温度勾配に比例することが分かる。

次に、Fig.5-3 に示すように、3次元直交座標系における物体内に直六面体の検査体積を設けてこの部分における熱の釣合いを考える。

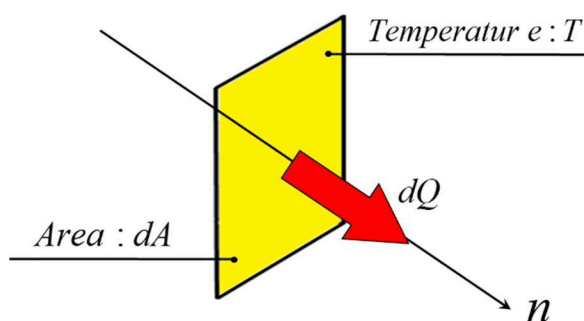


Fig.5-2 1-Dimensional heat flow

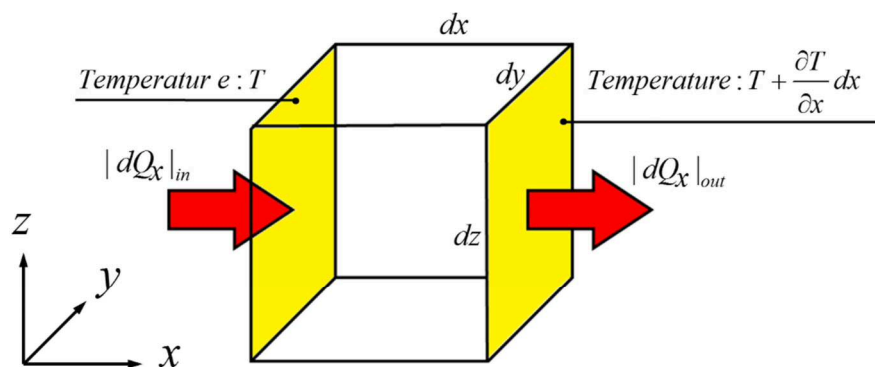


Fig.5-3 3-Dimensional heat flow

物体内の温度場を $T_{(x,y,z,t)}$ [K] とすれば, x 軸方向に時間 dt の間に流入する熱量 $|dQ_x|_{in}$ [W] および流出する熱量 $|dQ_x|_{out}$ [W] は, 式(5-9)を用いて,

$$|dQ_x|_{in} = -K \frac{\partial T}{\partial x} dydzdt \quad [\text{J}] \quad (5-10)$$

$$\begin{aligned} |dQ_x|_{out} &= -K \frac{\partial}{\partial x} \left[T + \frac{\partial T}{\partial x} dx \right] dydzdt \\ &= - \left[K \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial x} \left(K \frac{\partial T}{\partial x} \right) dx \right] dydzdt \quad [\text{J}] \end{aligned} \quad (5-11)$$

となる. 従って x 軸方向の熱伝導によって時間 dt の間に検査体積内で生じる熱量の変化は,

$$|dQ_x|_{in} - |dQ_x|_{out} = \frac{\partial}{\partial x} \left(K \frac{\partial T}{\partial x} \right) dx dy dz dt \quad (5-12)$$

である. 同様にして熱伝導を3軸方向に拡張すれば, 検査体積内で生じる熱量の変化は,

$$\left[\frac{\partial}{\partial x} \left(K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(K \frac{\partial T}{\partial z} \right) \right] dx dy dz dt \quad [\text{J}] \quad (5-13)$$

となる. ここで, 時間 dt の間に検査体積内で生じる温度の変化は温度場 $T_{(x,y,z,t)}$ を用いて,

$$\frac{\partial T}{\partial t} dt \quad [\text{K}] \quad (5-14)$$

と表現できるため, 熱量の変化は物体の密度 ρ [kg/m³] および比熱 c [J/kg·K] を用いて,

$$\frac{\partial T}{\partial t} dt \cdot \rho c dx dy dz \quad [\text{J}] \quad (5-15)$$

となる。式(5-13), (5-15)より,

$$\begin{aligned} \frac{\partial T}{\partial t} dt \cdot \rho c dx dy dz &= \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(K \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(K \frac{\partial T}{\partial z} \right) \right] dx dy dz dt \\ \Rightarrow \rho c \frac{\partial T}{\partial t} &= K \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\frac{\partial T}{\partial z} \right) \right] \end{aligned} \quad (5-16)$$

となる。直交座標系の微分演算子,

$$\nabla = \mathbf{i} \frac{\partial}{\partial x} + \mathbf{j} \frac{\partial}{\partial y} + \mathbf{k} \frac{\partial}{\partial z} \quad (5-17)$$

を用いれば,

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = K \nabla^2 T \quad (5-18)$$

となり, これを熱伝導の基礎方程式と呼ぶ[5-3][5-12].

5-2 熱伝導解析の数値解法

自然界の現象の多くは, 変化率を含む微分方程式で記述される。式(5-18)に示した熱伝導の基礎方程式は, 物体の温度が4つの独立変数に依存する偏微分方程式の形式で表現されている。近年ではレーザアークハイブリット溶接の数値シミュレーションが身近になっているが[5-13][5-14][5-15], 本研究では, 解析的に解くことが難しい微分方程式の近似解を数値的に得る方法の一つである有限要素法 (Finite element method, FEM) による定式化を行い, ICCG (Incomplete cholesky conjugate gradient) 法による解析を行うことで, 熱伝導方程式の近似解を求める。

5-2-1 3次元熱伝導のFEM方程式

3次元の非定常熱伝導問題の支配方程式は, 前述の式(5-18)で表される。この式を有限要素法で定式化すると, 要素の方程式は次式で表される。

$$[\mathbf{K}_e] \{\mathbf{T}_e\} + [\mathbf{C}_e] \frac{\partial \{\mathbf{T}_e\}}{\partial t} = \{\mathbf{F}_e\} \quad (5-19)$$

ここで, $[\mathbf{K}_e]$ は要素の熱伝導マトリックス, $\{\mathbf{T}_e\}$ は要素節点の温度ベクトル,

$[C_e]$ は要素の熱容量マトリックス, $\{F_e\}$ は境界条件で決まる右辺ベクトルである. 全要素について式(5-19)を合わせると, 全体の方程式は次式となる.

$$[K]\{T\} + [C] \frac{\partial \{T\}}{\partial t} = \{F\} \quad (5-20)$$

ここで, $[K]$: 全体の熱伝導マトリックス, $\{T\}$: 全節点の温度ベクトル, $[C]$: 全体の熱容量マトリックス, $\{F\}$: 全体の右辺ベクトルである.

定常問題の場合, 式(5-20)左辺の第2項を0とおいて,

$$[K]\{T\} = \{F\} \quad (5-21)$$

となる. 非定常の場合は, ある時刻 t における温度 $\{T_b\}$ が既知で, 微小時間 Δt 後の温度 $\{T\}$ を求めるとすれば,

$$[K] \frac{1}{2} (\{T\} + \{T_b\}) + [C] \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \{T\}}{\partial t} + \frac{\partial \{T_b\}}{\partial t} \right) = \{F\} \quad (5-22)$$

と表される. ここで, 台形則により,

$$\{T\} - \{T_b\} = \Delta t \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \{T\}}{\partial t} + \frac{\partial \{T_b\}}{\partial t} \right) \quad (5-23)$$

$$\Rightarrow \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \{T\}}{\partial t} + \frac{\partial \{T_b\}}{\partial t} \right) = \frac{\{T\} - \{T_b\}}{\Delta t} \quad (5-24)$$

式(5-24)を式(5-22)に代入すると,

$$[K] \frac{1}{2} (\{T\} + \{T_b\}) + [C] \frac{\{T\} - \{T_b\}}{\Delta t} = \{F\} \quad (5-25)$$

$$\Rightarrow \left([K] + [C] \frac{2}{\Delta t} \right) \{T\} = 2\{F\} - \left([K] - [C] \frac{2}{\Delta t} \right) \{T_b\} \quad (5-26)$$

が得られる. 式(5-26)の右辺はすべて既知項であり, 式(5-21)と同様に1次方程式となる. 定常問題では式(5-21), 非定常問題では式(5-26)を解くことにより, 所定時間毎の各部の節点温度 $\{T\}$ を算出できる[5-16].

5-2-2 ICCG法による解法

ICCG法とは、連立方程式の解法のひとつである共役勾配法 (Conjugate gradient method, CG法) に、不完全コレスキー分解 (Incomplete cholesky decomposition) による前処理行列を用いた、前処理付き共役勾配法の1種である。FEM方程式の基本的解法としては、バンドマトリックス計算法があるが、計算時間が節点変数の約3乗で増加し、節点変数の多い大規模構造の解析には不向きである。一方、ICCG法の計算時間は、節点変数の約1.5乗以下の増加にとどまるため、大規模FEMに適している。以下にICCG法の計算式を述べる[5-16][5-17]。

- 1) FEMの行列方程式を次式で定義する。

$$\mathbf{Ax}=\mathbf{b} \quad (5-27)$$

ここで、 \mathbf{A} : 式(5-21), (5-26)の左辺の行列に相当する対称正定値行列(各要素を a_{ij} とする), \mathbf{x} : 式(5-21), (5-26)の左辺の $\{\mathbf{T}\}$ に相当する解ベクトル, \mathbf{b} : 式(5-21), (5-26)の右辺に相当する右辺ベクトルである。

- 2) 不完全コレスキー分解を行い、 \mathbf{A} を次式のように表す。

$$\mathbf{A}\approx\mathbf{LDL}^T=\mathbf{C} \quad (5-28)$$

ここで、 \mathbf{L} :左下三角行列(各要素を l_{ij} とする), \mathbf{D} :対角行列(対角要素を d_i とする), \mathbf{C} :前処理行列である。ただし、上付きのTは転置行列を意味する。行列 \mathbf{L} , \mathbf{D} の各要素は次式で計算する。

$$l_{ii} = a_{ii} - \sum_{j=1}^{i-1} d_j l_{ij}^2 \quad (5-29)$$

$$d_i = \frac{1}{l_{ii}} \quad (5-30)$$

$$l_{ij} = a_{ij} - \sum_{k=1}^{j-1} d_k l_{ik} l_{jk} \quad (5-31)$$

ただし、 $a_{ij} \neq 0$ の場合のみ計算する。

- 3) 初期値 \mathbf{x}_0 を適宜設定し、次式によりベクトル \mathbf{r}_0 , \mathbf{p}_0 を算出する。

$$\mathbf{r}_0 = \mathbf{b} - \mathbf{Ax}_0 \quad (5-32)$$

$$\mathbf{p}_0 = \mathbf{C}^{-1}\mathbf{r}_0 \quad (5-33)$$

4) $k=0,1,2,\dots$ について下記を順次求めることで計算できる.

$$\alpha_k = \frac{\mathbf{p}_k^T \mathbf{r}_k}{\mathbf{p}_k^T \mathbf{A} \mathbf{p}_k} \quad (5-34)$$

$$\mathbf{x}_{k+1} = \mathbf{x}_k + \alpha_k \mathbf{p}_k \quad (5-35)$$

$$\mathbf{r}_{k+1} = \mathbf{r}_k - \alpha_k \mathbf{A} \mathbf{p}_k \quad (5-36)$$

$$\beta_k = -\frac{(\mathbf{C}^{-1} \mathbf{r}_{k+1})^T \mathbf{A} \mathbf{p}_k}{\mathbf{p}_k^T \mathbf{A} \mathbf{p}_k} \quad (5-37)$$

$$\mathbf{p}_{k+1} = \mathbf{C}^{-1} \mathbf{r}_{k+1} + \beta_k \mathbf{p}_k \quad (5-38)$$

5-3 溶接シミュレーション

レーザウイービングを用いたハイブリッド溶接の有効性を検証するため、有限要素法によるモデルを作成し、溶接部の温度分布を溶接シミュレーションにより推定し、その結果の検討を行った。溶接部の温度分布を求めるためのシミュレーション開始から終了までの一連の流れを Fig.5-4 に示す。本シミュレーションでは $\Delta t = 0.001 \text{ s}$, $v = 5/3 \text{ mm/s}$ として処理を行った。

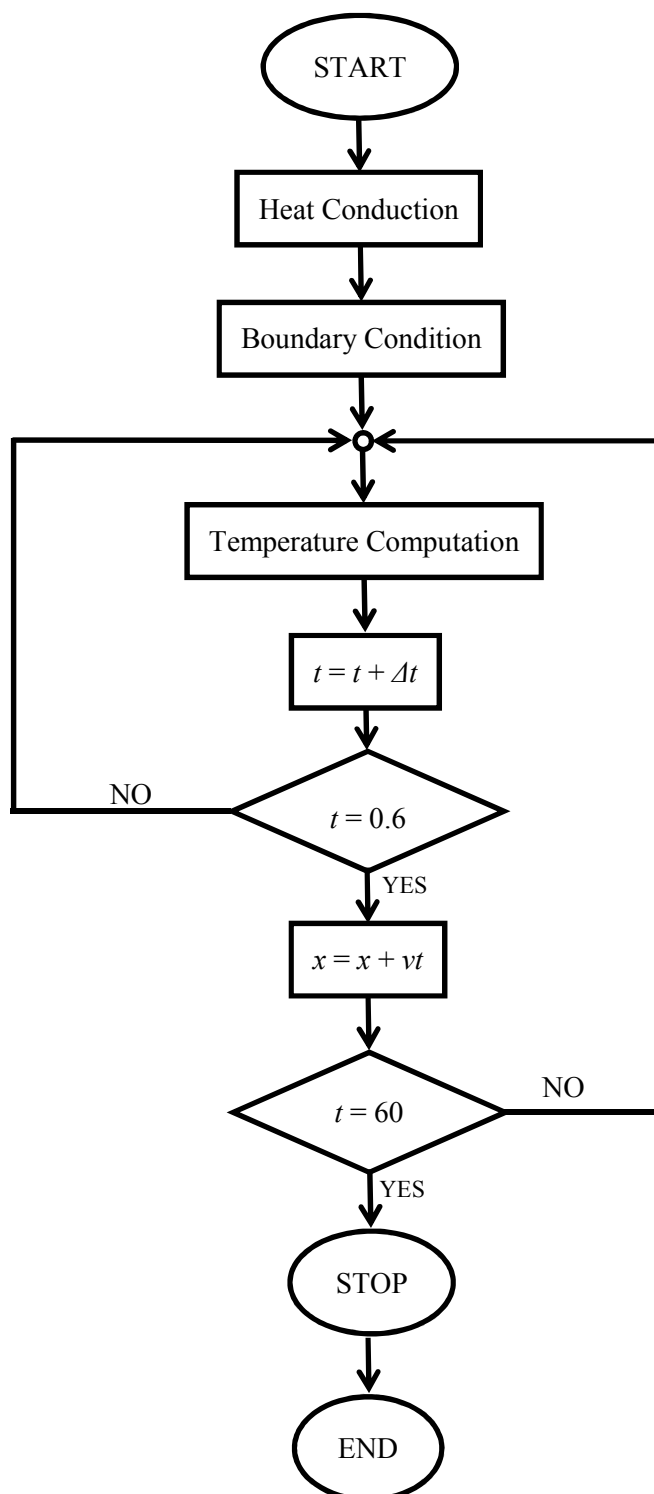


Fig.5-4 Flow chart of simulating

5-3-1 溶接のモデル化

有限要素法では数々の形状・接点の要素が使用されている。本研究ではFig.5-5に示す六面体20接点のアイソパラメトリック要素を使用した。

SUS304母材モデルの外観をFig.5-6に、それぞれの要素のサイズをTable 5-1に示す。計算簡略化のため、溶接部に大きく影響を及ぼすと考えられる部位以外の要素は大きく作成して要素数の減少を図った。

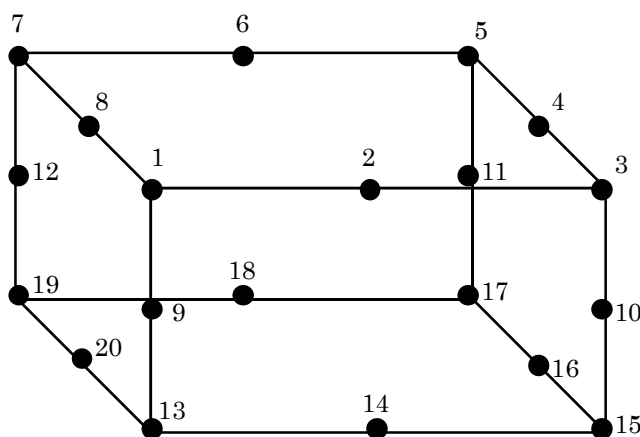


Fig.5-5 Hexahedral isoparametric element with 20 contacts

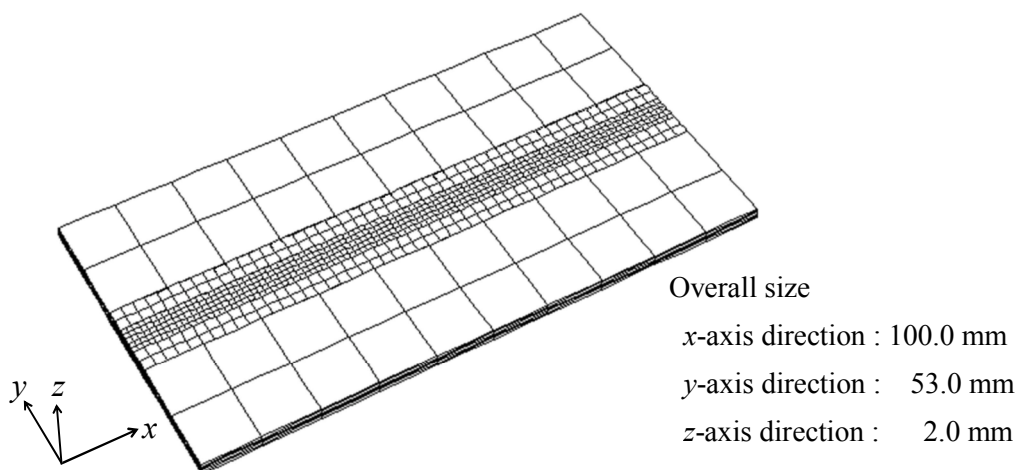


Fig.5-6 Model of the SUS304 base material

Table 5-1 Sizes of each element

	x-axis direction	y-axis direction	z-axis direction
Inner portion	1.0 mm	1.0 mm	0.40 mm
Middle portion	2.0 mm	2.0 mm	0.40 mm
Outer portion	10.0 mm	10.0 mm	0.40 mm

溶接台モデルの外観をFig.5-7に示す．本研究では銅製の溶接台の上に母材を固定し，全ての溶接実験を行なった．純粋な銅の熱伝導率は室温において $386 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ であり，空気 ($0.0241 \text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$) に比べて非常に大きい値を有する．そのため，溶接時の熱の移動に大きな影響を与えると考えられ，本シミュレーションではその熱損失を考慮に入れるため溶接台モデルを用いた．

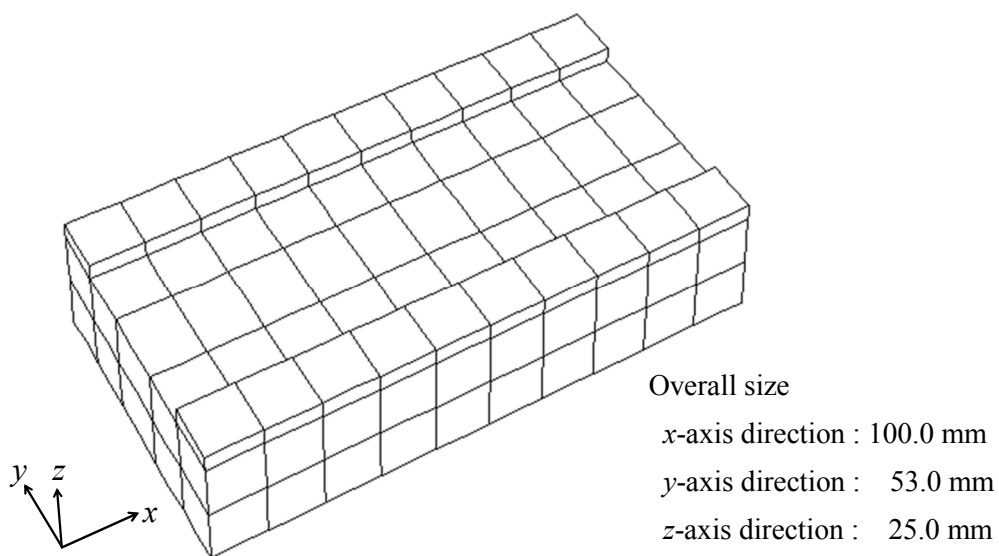


Fig.5-7 Model of the Cu welding table

Table 5-2 Property values of base material and welding table

SUS304 base material		
Initial temperature [K]	Melting point [K]	Density [kg/m ³]
293	1723	7930
Temperature range [K]	Specific heat [j/(kg·K)]	Thermal conductivity [j/(m·s·K)]
T ≤ 303	490	17.0
303 < T ≤ 403	510	18.2
403 < T ≤ 503	530	20.0
503 < T ≤ 603	548	20.8
603 < T ≤ 703	570	23.0
703 < T ≤ 803	590	24.2
803 < T ≤ 903	610	26.4
903 < T ≤ 1003	631	26.4
1003 < T ≤ 1128	650	28.0
1128 < T ≤ 1373	670	30.3
1373 < T ≤ 1576	690	33.2
1576 < T ≤ 1722	690	37.5
1722 < T ≤ 1723	270690	40.6
1723 < T	690	40.6
Cu welding table		
Density [kg/m ³]	Specific heat [j/(kg·K)]	Thermal conductivity [j/(m·s·K)]
8960	385	386

5-3-2 シミュレーション条件

母材及び溶接台の物性に係るパラメータを Table 5-2 のように定めた。母材である SUS304 の比熱及び熱伝導率は温度に依存して大きく変化するため、温度区分に応じて値を変えて用いるようにした。また、熔融温度は 1723 K とし、熔融の際に必要な熔融熱を考慮するため、溶解温度に達する際の比熱に熔融熱を含めた値を用いた[5-18]。

入熱量は式(5-1)で表されるが、周囲の環境に係る熱源分布パラメータおよび熱効率を Table 5-3 のように定め、溶接条件に係るパラメータを Table 5-4 のように定めた。

シミュレーション開始時における母材温度は 293 K とした。なお、本シミュレーションでは計算の簡略化のため、外気への熱伝達、熱放射を無視することにした。

Table 5-3 Parameter for adjustment

	TIG welding	Nd:YAG laser welding
Distribution parameter, σ [m]	0.65	0.20
Heat efficiency, η [-]	0.60	0.90

Table 5-4 Welding conditions

TIG welding	
Welding current	D.C.56 A
Arc length	2.0 mm
Heat input	≈ 560 W
Nd:YAG laser welding	
Laser power	96 W
Voltage	510 V
Pulse frequency	10 Hz
Pulse width	1.7 ms
Laser position	$x = 3.0$ mm
Both welding	
Welding speed	100 mm/min
Shielding gas	Ar 13 l/min
Base metal	SUS304, $t = 2.0$ mm

溶接中はレーザやアークによる熱により外気温が複雑に変化するため、計算を一概に行うことが困難である。そのため、外部への熱の移動は母材を乗せている銅製の溶接台のみとし、調整用パラメータを用いることでシミュレーション精度の向上を図った。

5-4 シミュレーション結果と考察

5-4-1 アーク溶接のシミュレーション

アーク溶接のシミュレーションにより得られた溶接部表面の温度分布を Fig.5-8 に、溶接部断面の温度分布を Fig.5-9 にそれぞれ示す。温度単位は℃である。SUS304 の融点は約 1450 °C であり、図中にこれを超える温度領域を白色で示してある。ここに示した図は溶接開始から 12 mm 地点に到達した時点における温度分布である。

第4章の Fig.4-4, Fig.4-5 に示した溶接実験結果では、溶融池の幅がおよそ 4.0 mm 程度であり、また裏ビードは十分に形成されていなかった。この溶接条件に対応した溶接パラメータを用いてシミュレーションした結果を Fig.5-8, Fig.5-9 に示す。これらの図を見ると、溶融池幅が約 4.0 mm を示しており、実験結果と一致している。また、Fig.5-9 おいて、溶け込みが母材裏面にかろうじて到達しているものの裏ビードを形成できる状態ではないことが示されており、この結果も先の実験結果と一致している。以上のように、シミュレーションによる推定結果は第4章で得られた実験結果と良好な一致を示しており、本シミュレーションが溶接プロセスの推定に有効であることが示された。

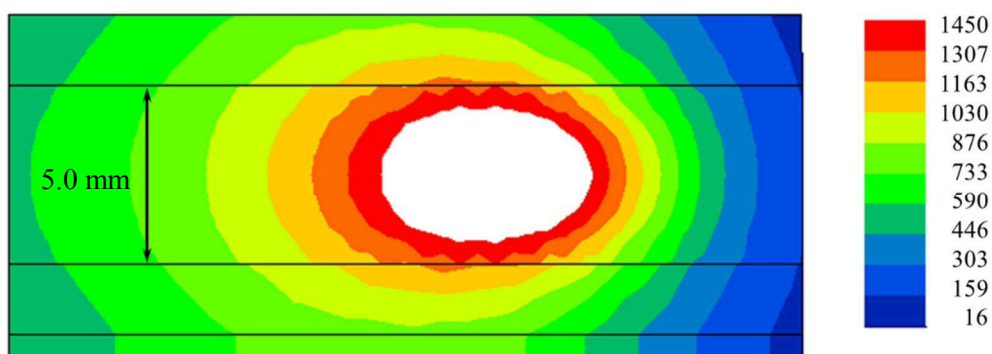


Fig.5-8 Temperature distribution on the surface in arc welding simulation

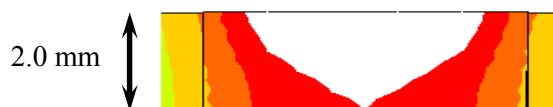


Fig.5-9 Temperature distribution on the weld section in arc welding simulation

5-4-2 レーザ溶接のシミュレーション

ここでは、5-4-1項で述べたアーク溶接のシミュレーションと同様に、レーザ溶接におけるシミュレーションを行った。これにより求めた溶接部表面の温度分布をFig.5-10に、溶接部断面における温度分布をFig.5-11にそれぞれ示す。温度単位は℃で、SUS304の融点を超えた領域を白色で表してある。本結果は溶接始から12 mm地点に到達した時点での温度分布を示している。

第4章のFig.4-7に示した溶接実験結果では、溶融池の幅がおよそ1.0 mm以下程度であり、また溶け込みは全く母材の裏側に到達していない。これに対してFig.5-10, Fig.5-11に示すシミュレーション結果を見ると、溶融池幅の推定値がおよそ1.0 mmであり、また溶け込み深さは僅か0.2 mm程度であった。このシミュレーションによる推定結果は第4章で得られたレーザ溶接実験結果と良好な一致を示しており、本シミュレーションがレーザ溶接プロセスの推定に対しても有効であることが示された。

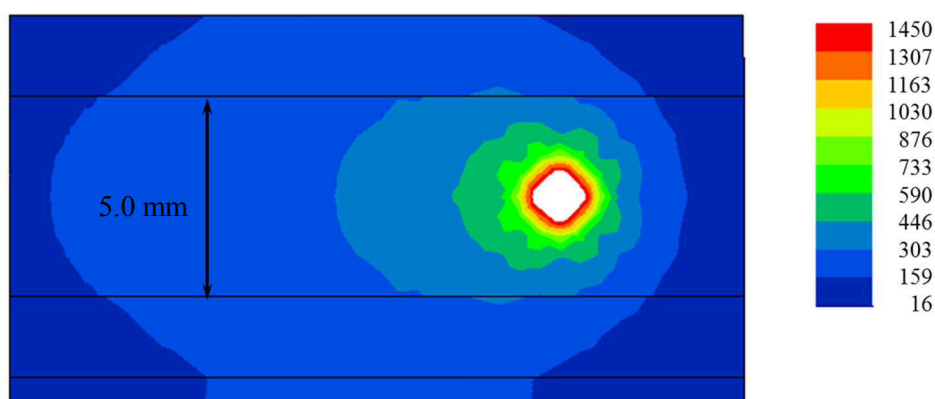


Fig.5-10 Temperature distribution on the surface in laser welding simulation

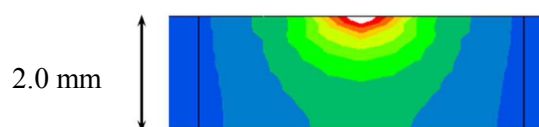


Fig.5-11 Temperature distribution on the weld section in laser welding simulation

5-4-3 レーザアークハイブリット溶接のシミュレーション

前項で述べたアーク溶接及びレーザー溶接のシミュレーションで使用した条件と同一の溶接条件を用いてハイブリット溶接におけるシミュレーションを行った。その結果得られた溶接部の温度分布をFig.5-12, Fig.5-13, Fig.5-14に示す。なお、アーク溶接トーチとレーザー照射位置との幾何学的関係をFig.5-15に示す。ここでは、レーザーの照射位置を、電極先端直下を原点として、 x 方向及び y 方向への距離で表す。レーザー照射位置の x 座標については3.0 mmに固定し、 y 座標を0 mm, 1.0 mm, 2.0 mmとしたときのシミュレーションによる母材表面温度分布をFig.5-12～Fig.5-14に示してある。これらは溶接開始から12 mm地点に到達した時点での温度分布である、温度の単位は $^{\circ}\text{C}$ であり、図中、約2600 $^{\circ}\text{C}$ と言われるSUS304の沸点を超えた領域を白色で表した。

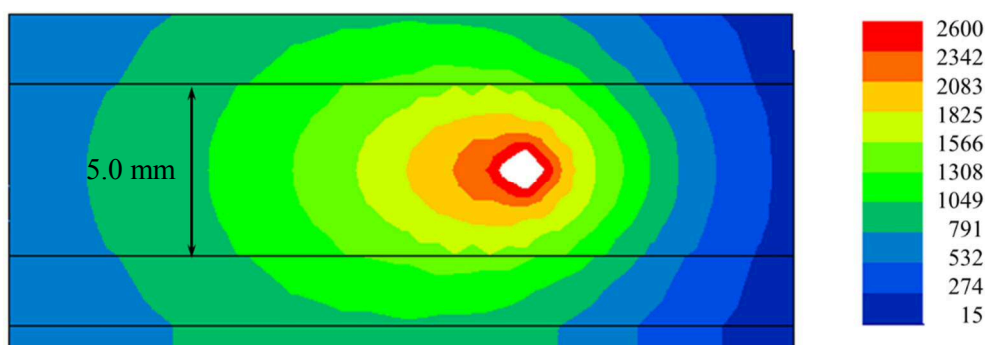


Fig.5-12 Temperature distribution on the surface in hybrid welding simulation ($x = 3.0, y = 0$)

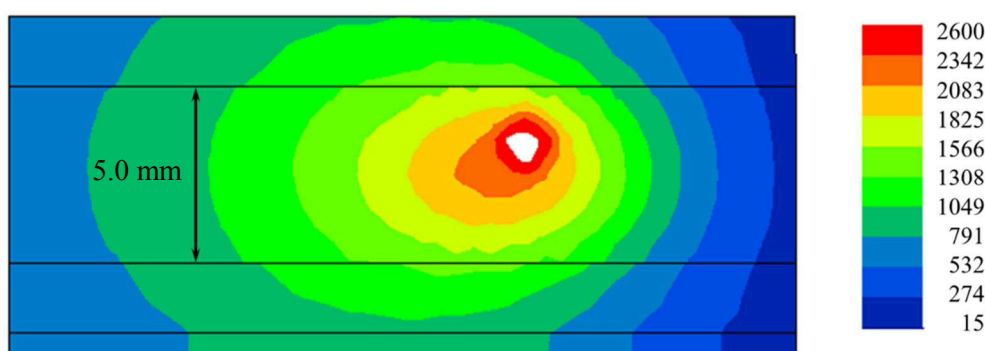


Fig.5-13 Temperature distribution on the surface in hybrid welding simulation ($x = 3.0, y = 1.0$)

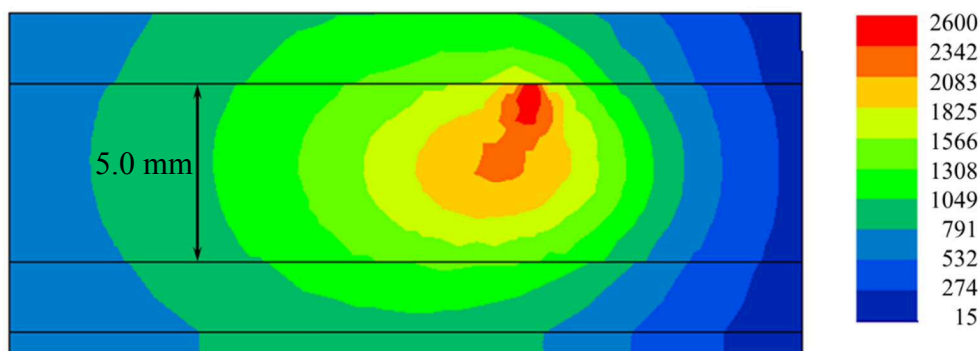


Fig.5-14 Temperature distribution on the surface in hybrid welding simulation ($x = 3.0, y = 2.0$)

これらの結果より、 $y = 0 \text{ mm}$ 及び $y = 1.0 \text{ mm}$ においてはレーザ照射点の温度が SUS304 の沸点に達しており、その領域で金属蒸気が発しているものと推定される。これはアークの誘導効果に関わる大きな要因となる。一方、 $y = 2.0 \text{ mm}$ においては $2600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ に達している領域がないことが見て取れる。これは入熱量のモデルとして用いたガウス分布の特性上、中心点から離れるほど値が小さくなることに起因していると考えられる。このような条件の下では溶接部の温度が沸点に達していないため金属蒸気は十分に発生せず、アークに対する誘導効果が生じにくいと考えられる。

5-4-4 溶接部の温度分布に及ぼす溶接電流とレーザ出力の影響

Table 5-4 の溶接条件を用いて行った溶接シミュレーションでは、溶接実験結果に近い溶融池幅および溶け込みが得られ、シミュレーションの有効性が確認された。そこで、レーザ照射位置は Fig.5-15 における $x = 3.0 \text{ mm}, y = 0 \text{ mm}$ とし、溶接電流、レーザ出力値を Table 5-5 に示す値に変化させて溶接シミュレーションを行い、溶接部表面温度分布を求めて金属蒸気の発生状態の検証を行った。このシミュレーション結果を Fig.5-16～Fig.5-18 に示す。

Table 5-5 Welding conditions

Welding current [A]	Laser power [W]
50	80
60	100
70	120
	140

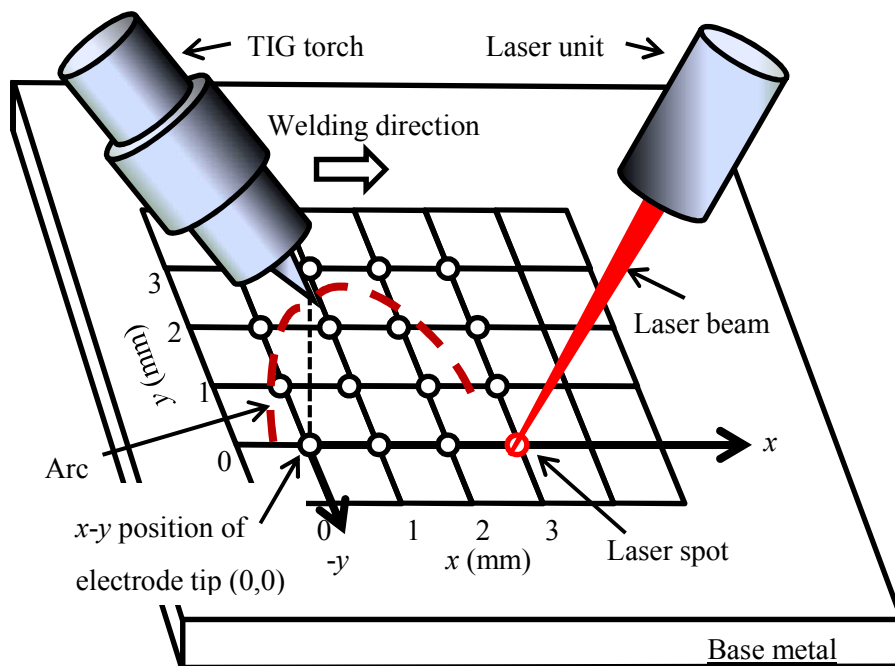
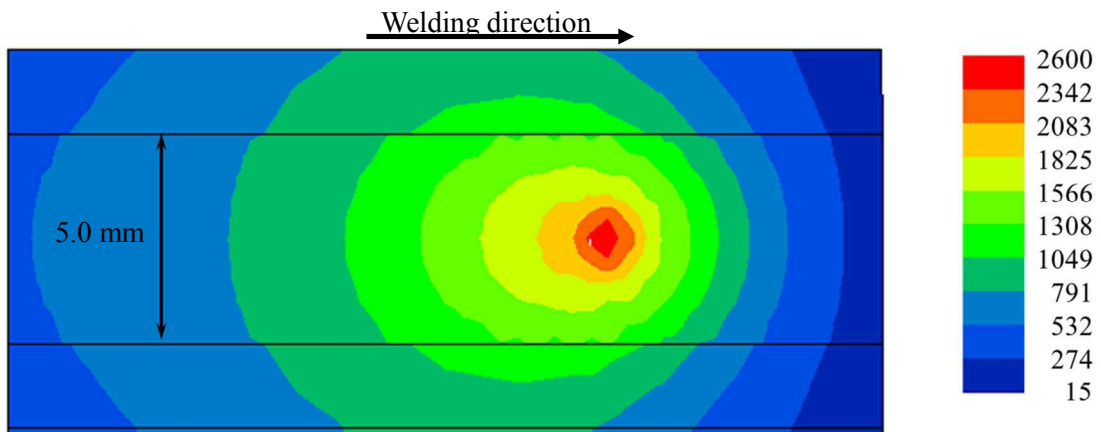
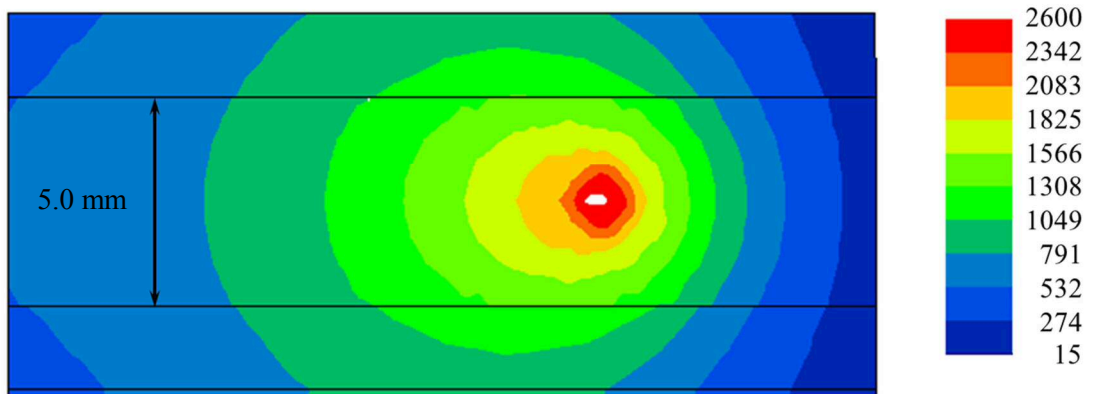


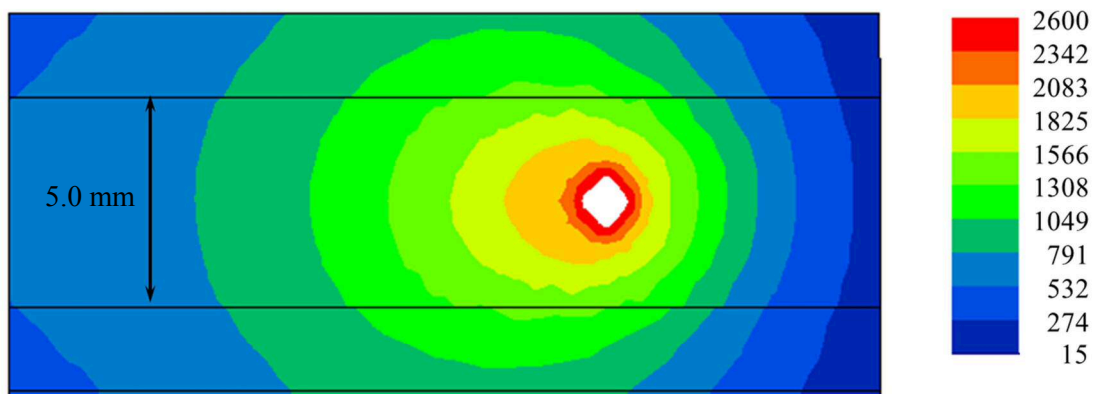
Fig.5-15 Cartesian coordinates of laser spot position



(a) Laser power : 80 W

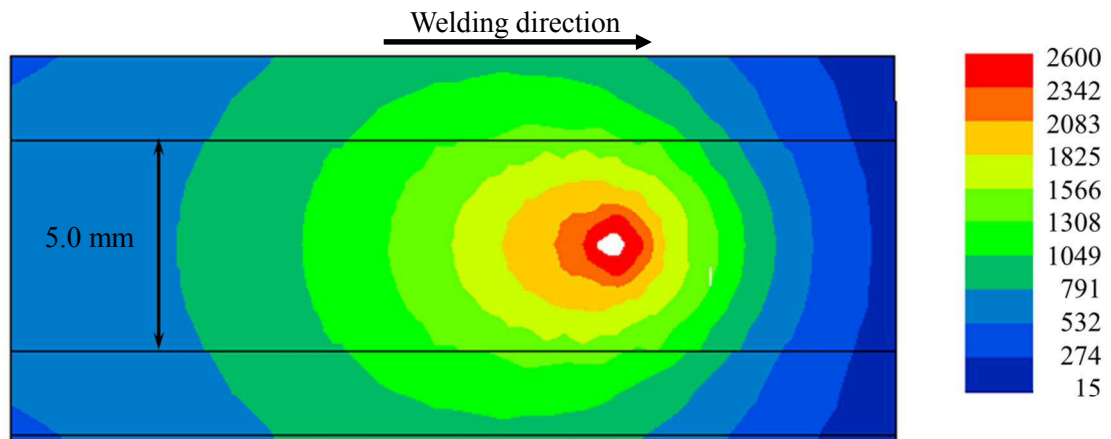


(b) Laser power : 100 W

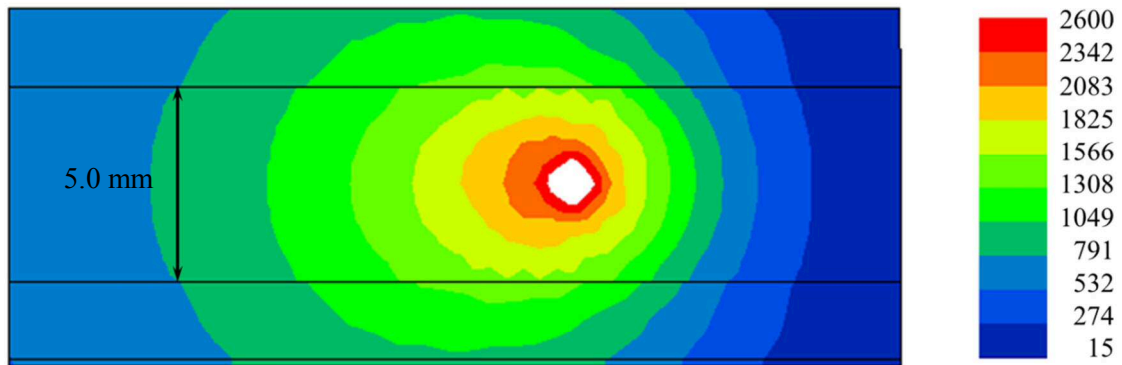


(c) Laser power : 120 W

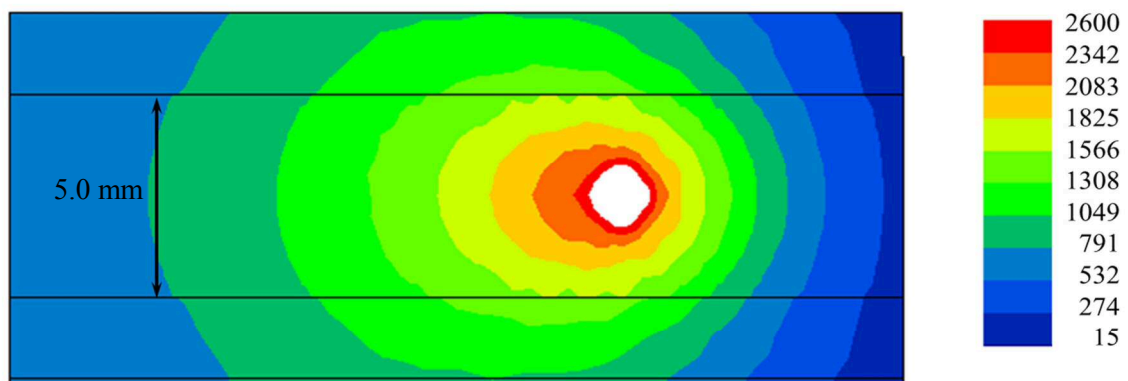
Fig.5-16 Temperature distribution on the surface in hybrid welding simulation
(Welding current: 50 A, Laser power: (a) 80 W (b) 100 W and (c) 120 W)



(a) Laser power : 80 W

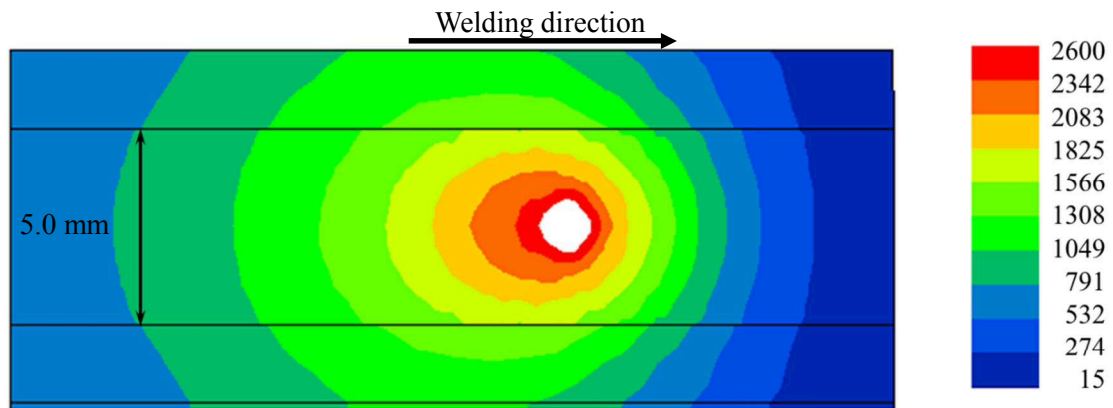


(b) Laser power : 100 W

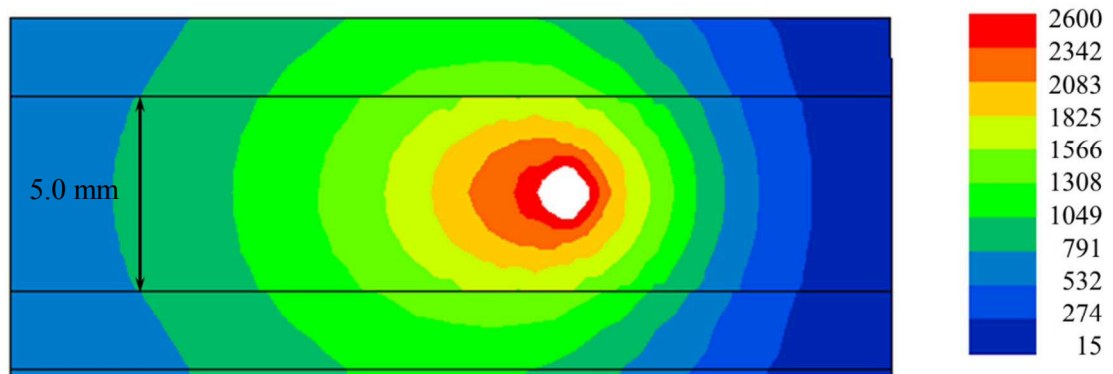


(c) Laser power : 120 W

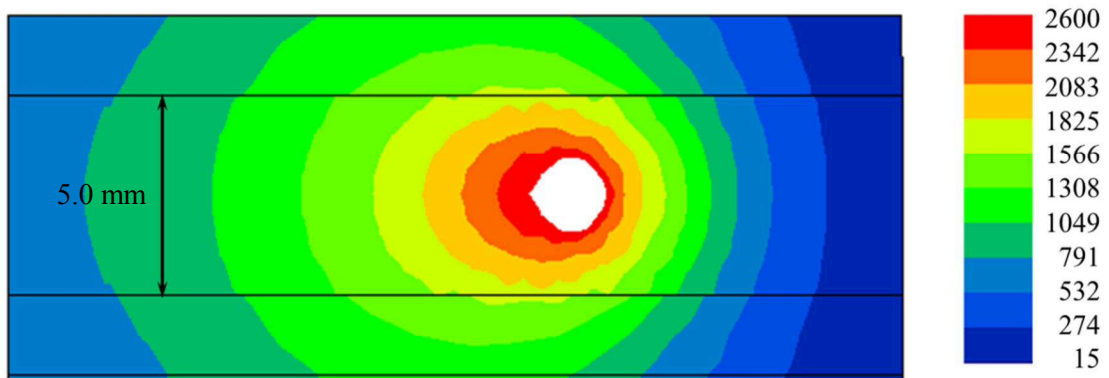
Fig.5-17 Temperature distribution on the surface in hybrid welding simulation
(Welding current: 60 A, Laser power: (a) 80 W (b) 100 W and (c) 120 W)



(a) Laser power : 80 W



(b) Laser power : 100 W



(c) Laser power : 120 W

Fig.5-18 Temperature distribution on the surface in hybrid welding simulation
(Welding current: 70 A, Laser power: (a) 80 W (b) 100 W and (c) 120 W)

Fig.5-16(a)に示すように、溶接電流 50 A でレーザー出力 80 W のときはレーザー照射点が 2600 °Cまで上昇せず、十分な金属蒸気が発生していないと考えられる。一方 Fig.5-16(b), (c)に示すように、溶接電流が 50 A でレーザー出力が 100 W 以上の場合では、レーザー照射点付近の温度が SUS の沸点である 2600 °Cを超えており、金属蒸気の発生が期待できる。また、Fig.5-17, Fig.5-18 に示すように、溶接電流 60 A 以上のとき、レーザー出力 80~120 W の範囲ではレーザー照射点付近の温度が 2600 °Cを超え、金属蒸気の発生が期待できる。

5-4-5 ハイブリッド溶接の進行に伴う温度分布の変化

5-4-3 項において、レーザー照射位置を Fig.5-15 における $x=3.0$ mm, $y=1.0$ mm に設定した場合、レーザーによって熔融池の一部に金属蒸気が発生し、アークの誘導効果が期待できることを示した。そこで、このレーザー照射位置における、レーザー出力値を Table 5-5 に示す種々の値に変化させて溶接シミュレーションを行い、溶接進行に対する金属蒸気の発生の検証を行った。このシミュレーション結果の一部として、溶接電流を 50 A, レーザ出力を 80 W とした場合の温度分布を Fig.5-19 に、溶接電流を 60 A, レーザ出力を 100 W とした場合の温度分布を Fig.5-20 に示す。

Fig.5-20 に示すように、レーザー照射位置を Fig.5-15 における $x=3.0$ mm, $y=1.0$ mm に設定した場合、溶接開始直後では図中に金属蒸気の発生領域は認められない。しかし、溶接の進行と共に、白色で示す金属蒸気発生領域の生成と拡大傾向が見られ、金属蒸気の発生が確認される。そこで、シミュレーション結果画像における白色領域の面積を計測し、金属蒸気発生領域の面積の時間変化を調査した。その結果を、Fig.5-21~Fig.5-23 に示す。

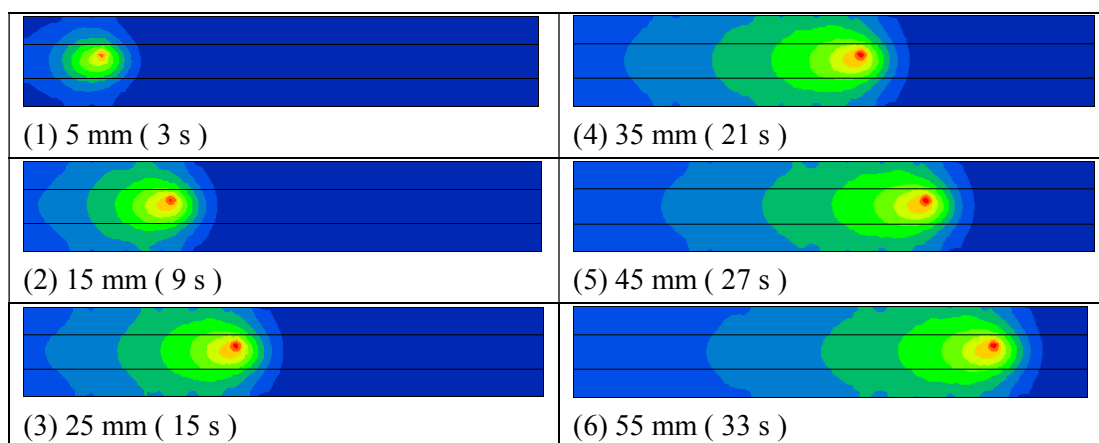


Fig.5-19 Time variation of temperature distribution on the surface
in hybrid welding simulation
(Welding current: 50 A, Laser power: 80 W)

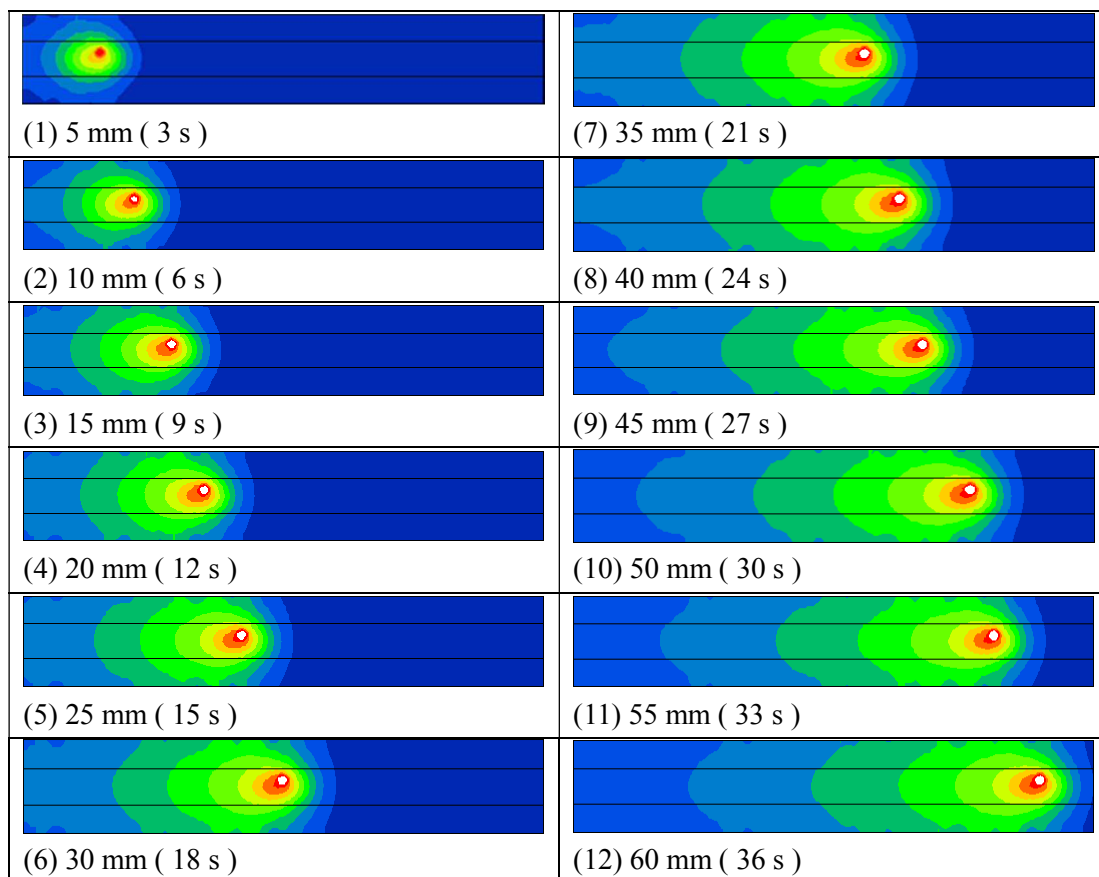


Fig.5-20 Time variation of temperature distribution on the surface
in hybrid welding simulation
(Welding current: 60 A, Laser power: 100 W)

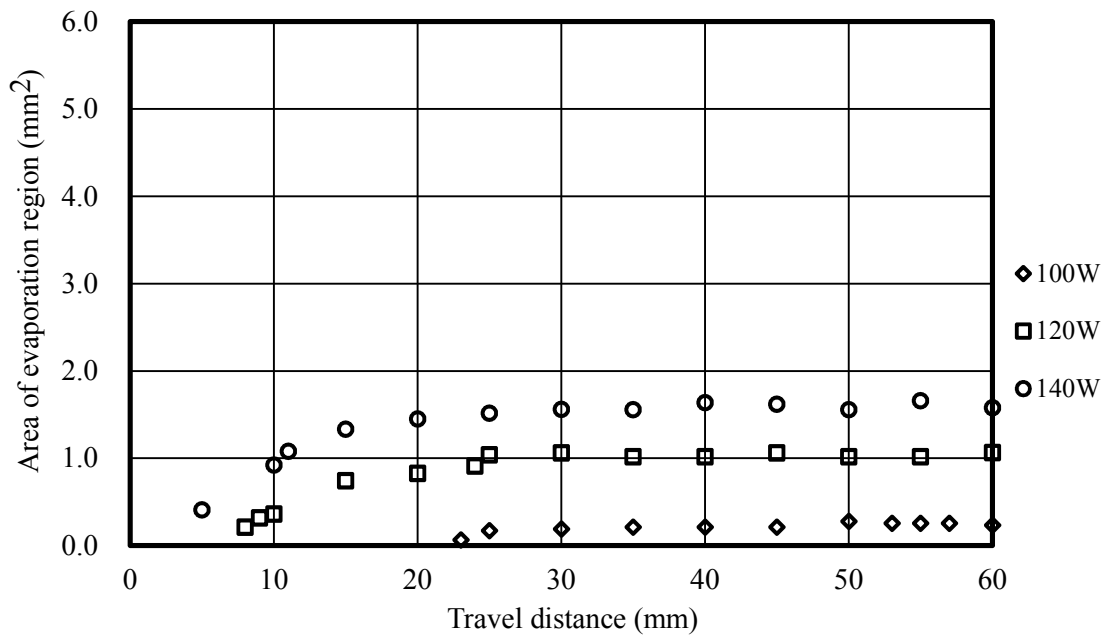


Fig.5-21 Relation between travel distance and area of evaporation region
(Welding current: 50 A)

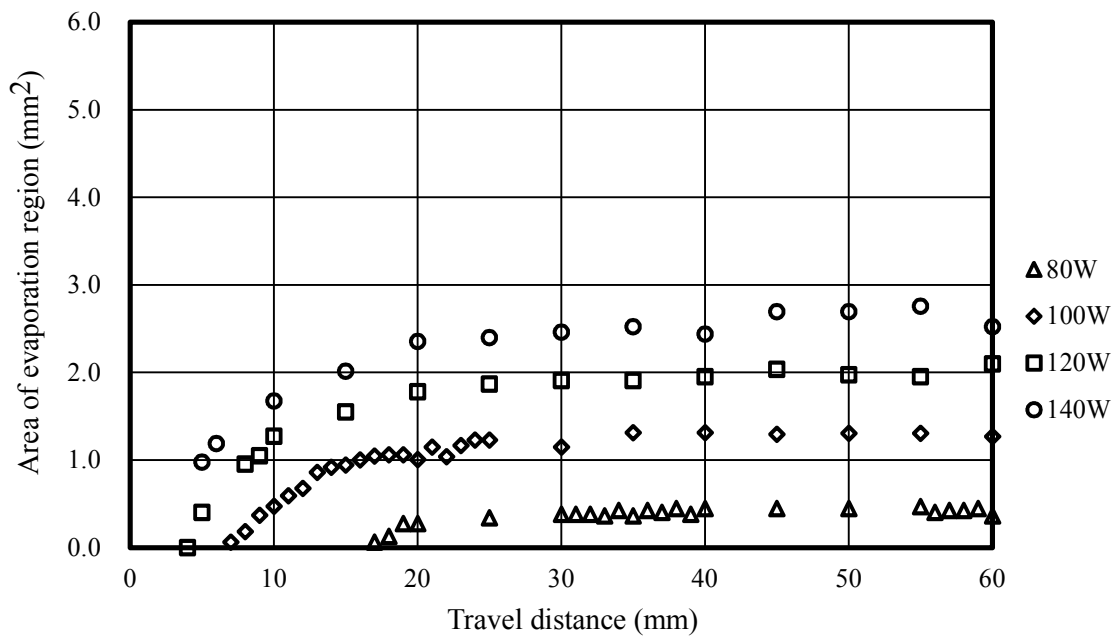


Fig.5-22 Relation between travel distance and area of evaporation region
(Welding current: 60 A)

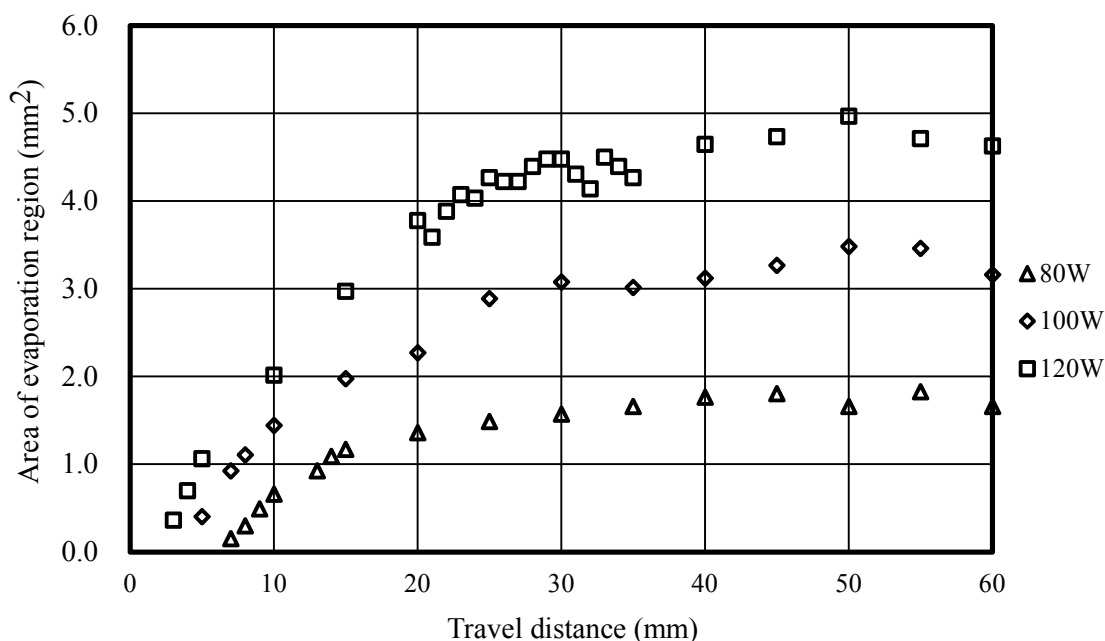


Fig.5-23 Relation between travel distance and area of evaporation region
(Welding current: 70 A)

Fig.5-21～Fig.5-23に示すように、いずれの溶接電流とレーザ出力の組み合わせにおいても、溶接が開始点より概略30 mm進行した位置から金属蒸気の発生領域が一定となる傾向が見られる。

一方、Fig.5-19より、アーク溶接電流を50 A、レーザ出力を80 Wとした場合は、Fig.5-16(a)と同様に、時間の経過に拘らずSUS304の沸点を超える領域が認められない。すなわち、熔融池からの金属蒸気の発生は不十分であり、レーザ照射によるアークの誘導効果は期待できないものと考えられる。

5-4-6 低レーザ出力時におけるアーク誘導効果の実験と考察

5-4-5 項で行った溶接シミュレーションにおいて、レーザ出力を 96 W より低い 80 W に設定した場合でも、溶接電流によってはレーザ照射点が沸点を超え、誘導効果が得られる可能性を示した。そこで、レーザ出力を 80 W、レーザ照射位置を Fig.5-15 における $x = 3.0$ mm、 $y = 1.0$ mm とし、溶接電流を変化させて実際に溶接実験を行い、結果の検証を行った。実験結果における表ビードの外観画像を Fig.5-24 に示す。

また、実験により得られたビード形状の計測を行ってデータベース化を行った。Fig.5-25～Fig.5-27 にその結果を図示した。

図中、横軸はビードの開始点からの距離を、また縦軸は溶接線位置からビー

ドの左右の止端部までの距離を示したもので、2本の黒色の曲線はビードの輪郭に相当する。これは実際のビード形状と一致している。図中の赤線はビード中央の軌跡を示したもので、実際のアークの移動に対応している。また、図中の青線はレーザーが照射された軌跡を示している。

Fig.5-25 に示すように、溶接電流が 50 A の場合は、オフセットされたレーザーによってビード中心がレーザー側にずれるものの、レーザー照射点に誘導されているとは言い難い結果となった。これより Fig.5-19 にて示したシミュレーション結果のように、金属蒸気が発生する領域がない場合、誘導効果は得られないものと考えられる。

Fig.5-26 に示すように、溶接電流が 60 A の場合は、溶接進行距離が 60 mm を超えたあたりでビード中心がレーザー照射点付近に辛うじて接近している。これは Fig.5-22 で示したグラフにおける、金属蒸気発生領域の面積が十分成長していない点に関係しているものと思われる。

Fig.5-27 に示すように、溶接電流が 70 A の場合は、溶接進行距離が 13 mm 付近でビード中心がレーザー照射点に誘導され、これ以降は誘導効果が安定している。また誘導されたアークはその後、レーザー照射点より内側付近で推移していることが分かる。これは、金属蒸気が発生している領域が広く、レーザー照射点から少しずれた部分でも金属蒸気が発生しているためと考えられる。

また、Fig.5-23 において、レーザー出力 80 W の場合、溶接開始から 13 mm 付近での金属蒸気発生領域の面積が、約 1.0 mm^2 に達している。この結果およびその他の実験結果を総合的に判断すると、アークが誘導されるためには、約 1.0 mm^2 程度以上の金属蒸気発生領域が必要であると考えられる。Fig.5-22 で示したように、溶接電流が 60 A に対して、レーザー出力が 80 W である場合、金属蒸気発生領域は 1.0 mm^2 まで達しない。ゆえに Fig.5-26 に示したように、誘導効果が得られなかったものと考えられる。

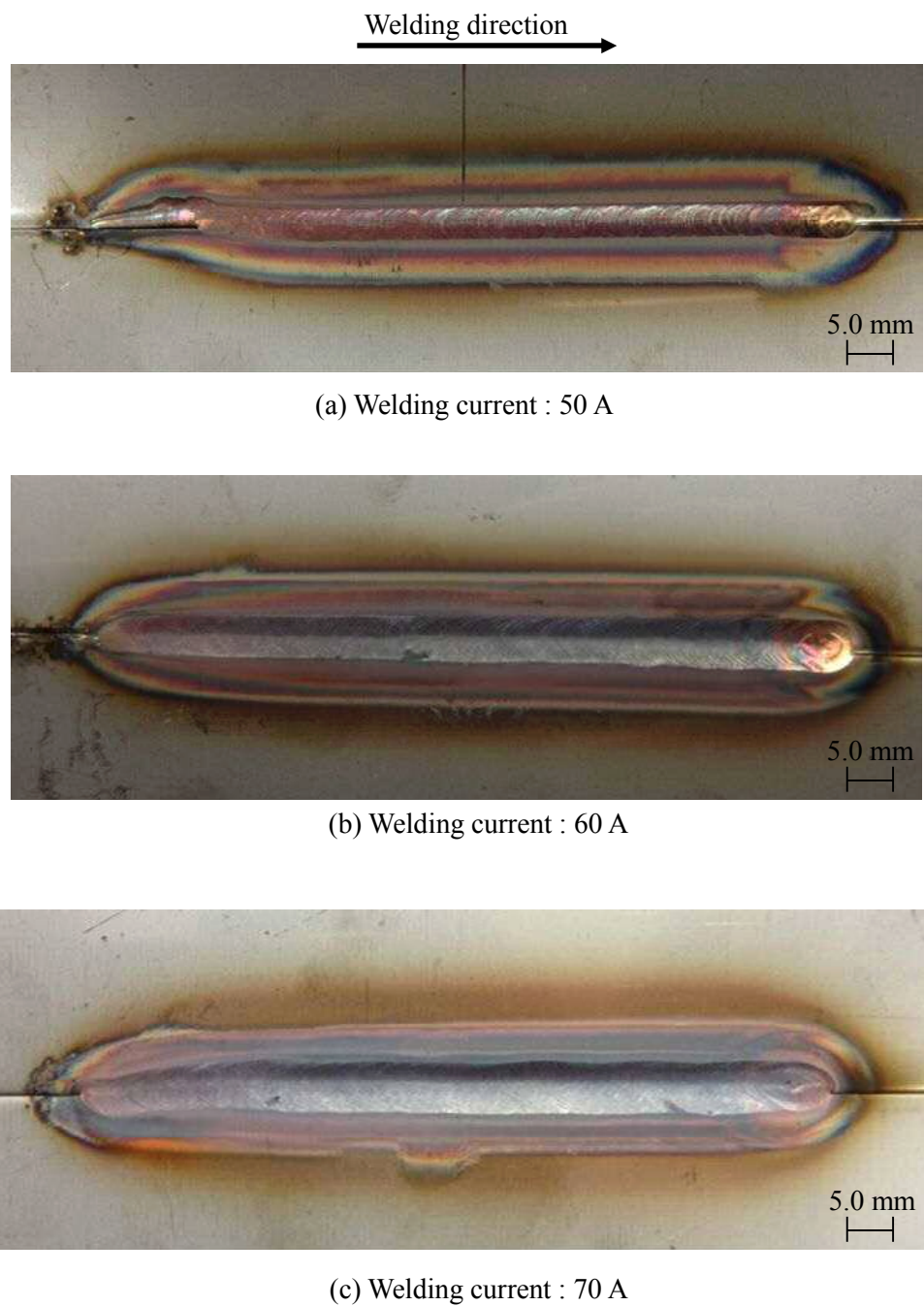


Fig.5-24 Appearance of welding beads
(Laser power: 80W, Welding current: (a) 50A (b) 60A and (c) 70A)

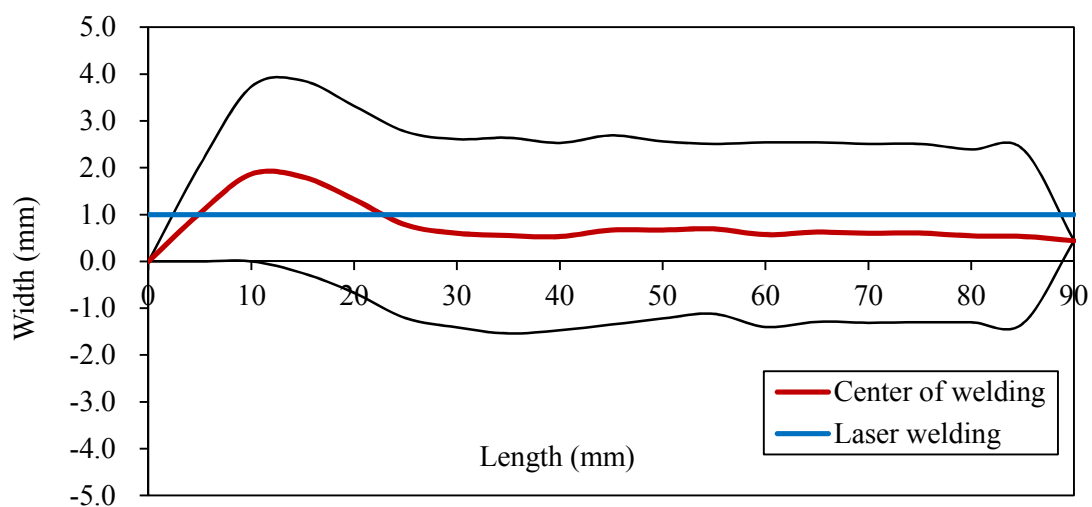


Fig.5-25 Shape of top bead (Laser power: 80 W, Welding current: 50 A)

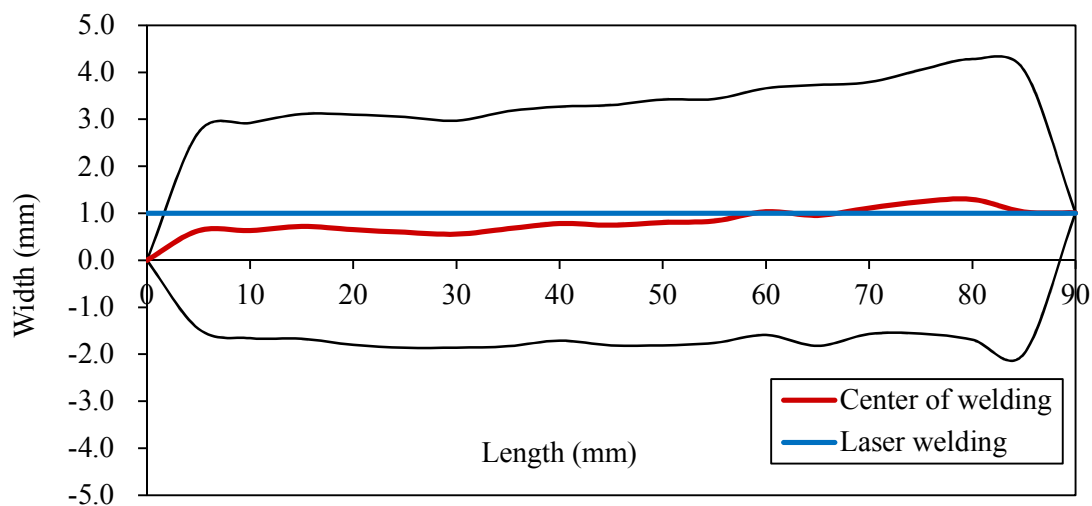


Fig.5-26 Shape of top bead (Laser power: 80 W, Welding current: 60 A)

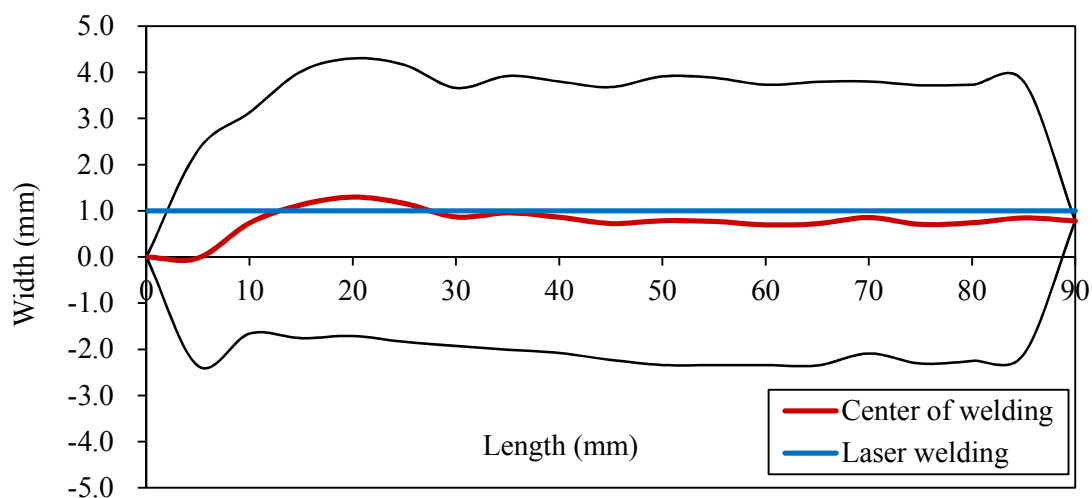


Fig.5-27 Shape of top bead (Laser power: 80 W, Welding current: 70 A)

5-4-7 溶接シミュレーションによる適正なレーザ出力値選定法の提案

5-4-3 項に示したように、レーザ照射位置が溶融池中心に近いほどレーザ照射点の温度が高くなり、逆に離れるほどその温度が低下することがわかる。また、5-4-5 項に示したように、溶接電流とレーザ出力の組み合わせによってレーザ照射点における発熱量に違いが生じ、その結果、レーザ照射点の温度が変わることが示された。このとき、照射点の温度が沸点に到達すれば金属蒸気が発生し、その面積が増大すると金属蒸気の発生量が変化することが示された。ここで、5-4-6 項で示したシミュレーション結果より、レーザ照射による金属蒸気の発生領域面積が 1.0 mm^2 以上となる条件で、アークが誘導されるのに必要な量の金属蒸気が発生するものと判断した。

Fig.5-21～Fig.5-23 に示したように、溶接速度 100 mm/min での SUS304 ステンレス鋼板の溶接において、金属蒸気の発生領域面積が 1.0 mm^2 以上に達するまでの溶接開始点からの溶接距離は、溶接電流とレーザ出力の組み合わせによって異なる。そこで、溶接シミュレーション結果より、それぞれの溶接条件において金属蒸気の発生領域面積が以上となる溶接距離を求め、グラフ化したものを Fig.5-28 に示す。本図を用いれば、溶接電流とレーザ出力の組み合わせを変更した場合においても、金属蒸気が十分に発生しアークの誘導効果が表れるまでの溶接距離を推定することができる。

また Fig.5-21～Fig.5-23 において、いずれの条件においても、溶接開始からの溶接進行距離が約 30 mm の位置で金属蒸気発生領域の面積がおおよそ一定となることが示された。また、金属蒸気発生領域の面積が安定している溶接条件下においては、レーザ出力とその面積とは比例関係を有しているものと考えられる。そこで、Fig.5-21～Fig.5-23 より溶接進行距離が約 30 mm 以上の金属蒸気発生領域面積が定常状態になった位置でのその面積を抽出した。そして、金属蒸気発生領域面積が丁度 1.0 mm^2 となる溶接電流とレーザ出力の関係を求め、Fig.5-29 に示した。図中に示した線の右上の領域が、金属蒸気発生領域面積が 1.0 mm^2 以上となる領域で、アークの誘導効果が期待できる条件範囲を示している。この図を用いれば、どのような溶接電流とレーザ出力の組み合わせを用いれば、レーザ照射によるアークの誘導効果が得られるか判断することができる。

なお、第4章及び第5章における主要な溶接実験では、Table 5-4 に示したように、アークの溶接電流 56 A に対して、レーザ出力は 96 W を用いている。Fig.5-29 のグラフによれば、溶接電流 56 A に対してアークの誘導効果に必要なレーザ出力の推定値は 105 W となる。実際の溶接実験において 96 W でアークの誘導効果が発揮されていることが確認されているので、シミュレーションによる推定結果は 9% 程度の誤差が存在することになる。シミュレーションは単純な境界条件の下での数値計算であるため誤差が生じるのはやむを得ないと考えら

れるが、推定誤差がこの程度であれば、アークの誘導効果が発揮されるレーザー出力値の推定法として十分実用に供することができると考えられる。

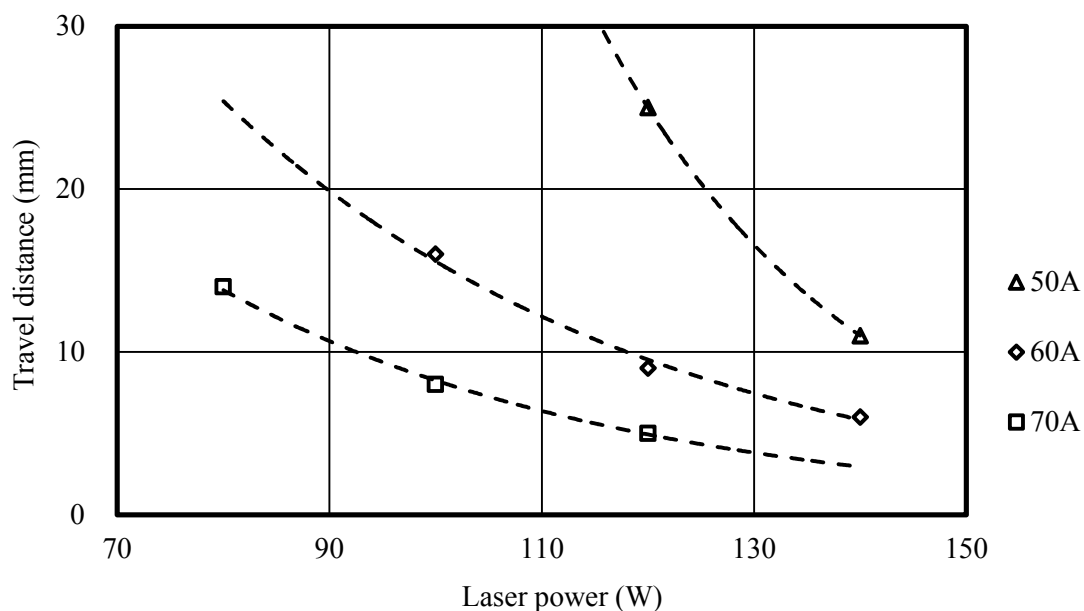


Fig.5-28 Travel distance until evaporation area fills 1 mm²

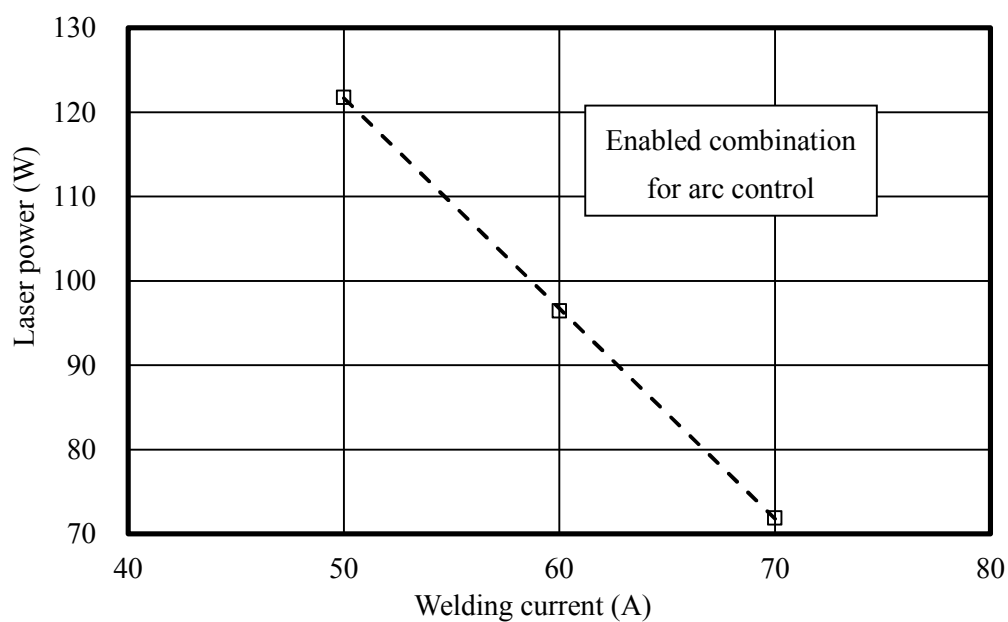


Fig.5-29 Relation between welding current and laser power for arc control

第6章

レーザウィービング 溶接法の提案

6-1 レーザウィービング溶接法提案の背景

一般に、アーク溶接では、溶接トーチを溶接線と直交した方向に一定のパターンで周期的に振動させつつ溶接する技術が多用される。この溶接動作をウィービングと称し、これを用いた溶接法をウィービング溶接法と称する。これにより、溶接箇所の必要な部分に熱エネルギーを適切に分配でき、接合すべき2枚の母材の溶融を制御することで安定した溶接ビードを形成することが可能となる。このようにウィービングは溶接には欠かせない重要な技術であるが、従来適用されていた比較的厚板の溶接では、ウィービング動作における要求精度は必ずしも高くはなかった。したがって、従来のロボット溶接では、溶接トーチを溶接線に対して横方向に数ヘルツで振動させるという単純なウィービング動作が用いられていた。

しかし、溶接ロボットによる薄板溶接あるいは適切な溶接熱源制御による複雑形状品のアーク溶接を実現するためには、熱源の移動を高い精度で制御できる高度な溶接システムの開発が望まれる。そこで、著者らは、第4章において示したレーザによるアークの安定と誘導効果を応用し、また第5章における熱伝導解析結果を参考に、アーク溶接トーチを機械的に振動することなく、レーザビームを振動することでアークを振動させる世界で初めてのレーザウィービング溶接法を提案する。本章ではその原理と有効性を確認するため、単純なウィービング動作を用いた基礎的な溶接実験を行う。すでに知られているように、レーザは光であるためアークに比べて指向性および制御性に優れており、かつ高精度で高速な動作が可能である。したがって、制御性に優れた熱源が求められる薄板のロボット溶接に対して、本溶接法は極めて有効であると考えられる。

6-2 溶接実験法および溶接条件

本章では、レーザ照射によるアークの誘導効果を利用し、レーザウィービングを用いたTIGアーク・Nd:YAGレーザハイブリッド溶接実験を行う。レーザウィービング溶接法を実施している状況を溶接進行方向から見た模式図をFig.6-1に示す。図より、レーザユニットとTIG電極を同一溶接線上に配置し、突き合わせ溶接を行う。ここで、レーザユニットを溶接線に対して左右方向に周期的に振動させることで、レーザ光を両母材に均等に照射する。第5章において熱伝導解析により検証したように、適正な条件の下でハイブリッド溶接が行われれば、移動しつつあるレーザ照射点から金属蒸気が発生し、これによりアークが誘導されてアークも左右に振動することになる。これによりレーザウィービング溶接が実現する。

Fig.6-2に、レーザウィービングにおける振動パターンの一例を模式図で示す。振動パターンについては様々な形態が考えられるが、本研究では、台形のパターンを採用した。このパターンを採用することによって、振動周波数 f の大小に拘わらず、左右の母材上でのレーザの保持時間 t を確保することができ、各母材への溶接熱の移動を確実に実現できると考えたからである。本研究はレーザウィービング溶接法の基礎的研究であるので、矩形波状の振動パターンに限定して実験を行ったが、将来的には様々なパターンについて検討する必要がある。なお、レーザの振動周波数 f は10~40 /minの範囲で10 /min毎に、また振幅 W は0~2.0 mmの範囲で0.5 mm毎に変化させて実験を行った。ここでは、保持時間 t は0.5 secとした。実験に用いた各種溶接条件をTable 6-1に示す。

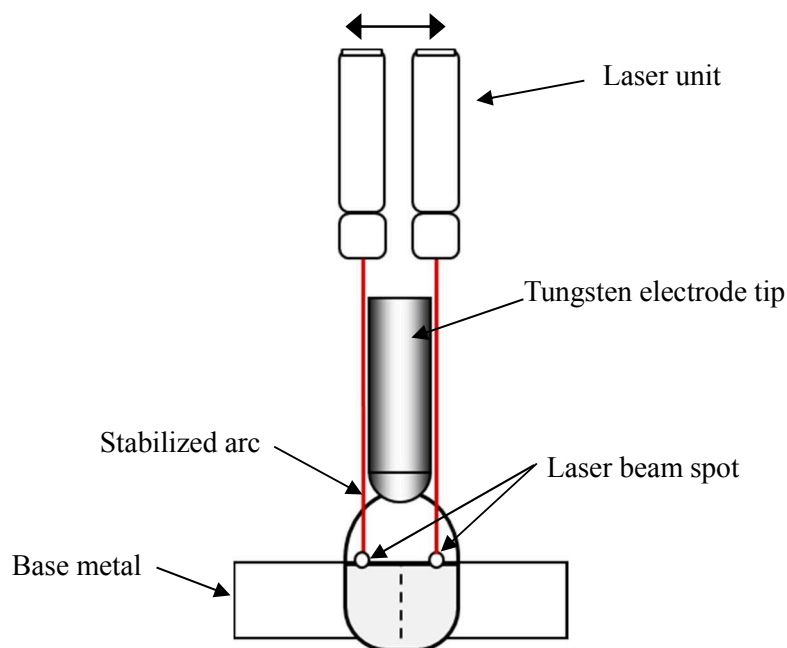


Fig.6-1 Hybrid-welding for laser weaving

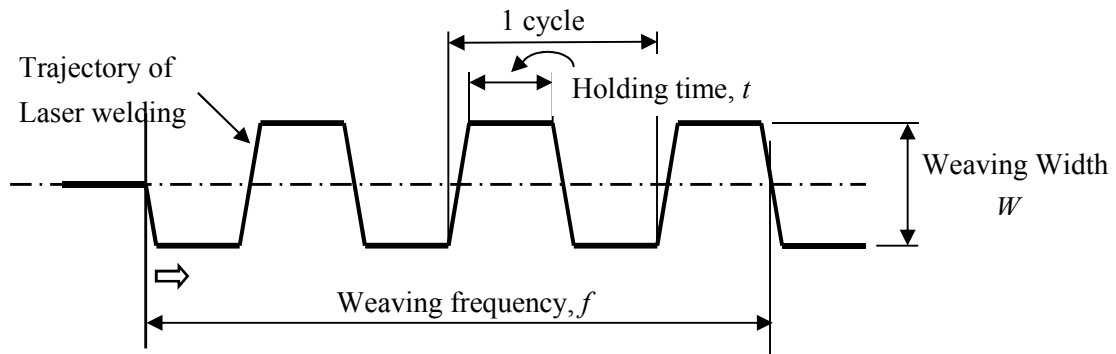


Fig.6-2 Nd:YAG laser weaving conditions

Table 6-1 Hybrid welding conditions

TIG welding	
Welding current	D.C.56 A
Arc length	2.0 mm
Heat input	≒ 560 W
Nd:YAG laser welding	
Laser power	96 W
Voltage	510 V
Pulse frequency	10 Hz
Pulse width	1.7 ms
Laser position	$x = 3.0$ mm
Both welding	
Welding speed	100 mm/min
Shielding gas	Ar 13 l/min
Base metal	SUS304, $t=2.0$ mm

6-3 溶接実験結果と考察

6-3-1 安定したTIGアーク溶接へのレーザウィービング溶接法の適用

レーザウィービング溶接法の有効性を検討するため、まず、安定した溶接条件による TIG アーク溶接にレーザウィービング溶接法を適用し、ステンレス鋼板の突合せ溶接実験を行った。Fig.6-3～Fig.6-7に、レーザ振幅 W を 0～2.0 mm の範囲で変化させ、溶接実験を繰り返して得られた突合せ溶接継手の表ビードおよび裏ビードの外観写真を示す。実験の再現性を確認するため溶接実験は各条件について少なくとも 2 回以上行い、その中で典型的と思われる溶接ビードを代表例として図に示した。ビードの表面および裏面の写真は、いずれも茶褐色又はブルーの色を呈しているが、これは溶接直後の母材が高温にある状態でシールドガスを停止することによってその表面が酸化したことによるもので、溶接継手の性能には影響しないことが知られている。熱により溶融・凝固した部分を溶接ビードと称しているが、その表面にはウィービングの振動に対応したリップルが観察され、また裏面はやや凸状の濃いグレーの領域として確認することができる。

なお、溶接の開始時には、TIG 溶接電極およびレーザ光が精確に溶接線を移動するように母材を所定位置に設置し、その母材が溶接中に熱変形等によって動くことを防止するため溶接台に治具にて固定した。

溶接結果の評価については、この分野では外観検査による官能試験に頼ることが多く、欠陥の有無、ビードの幅、その均一性、ビードの表面性情（リップルの規則性、滑らかさ）などで判断される。本研究においてもこの方法を採用しているが、一部裏ビード幅を測定し、その比較を行った。

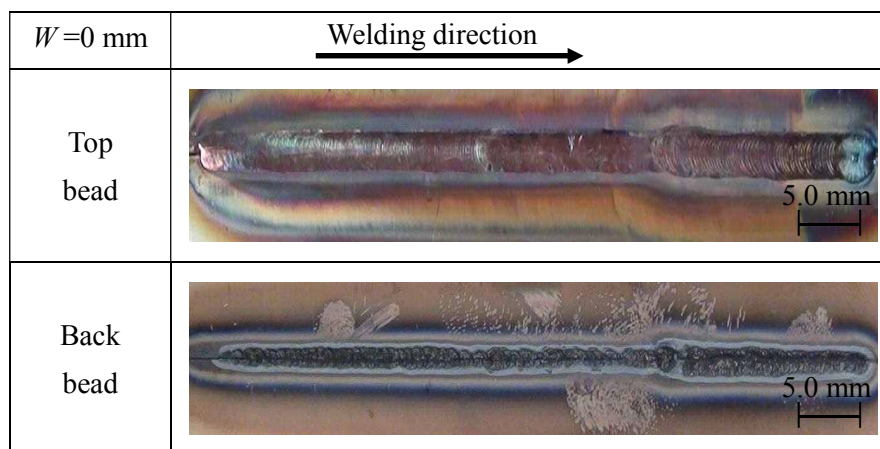


Fig.6-3 Appearance of hybrid welding beads without laser weaving ($W=0$ mm)

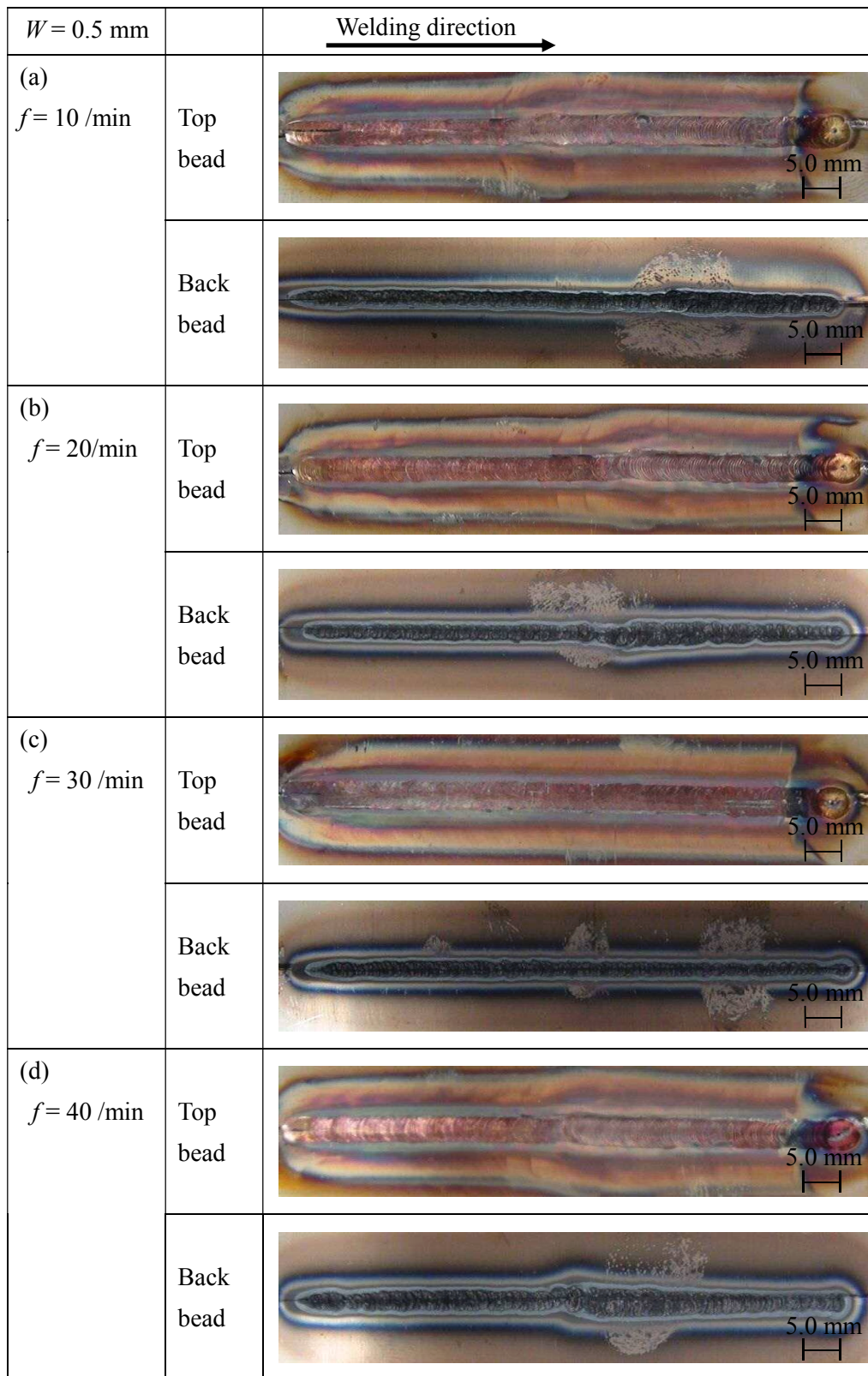


Fig.6-4 Appearance of hybrid welding beads using laser weaving ($W = 0.5 \text{ mm}$)

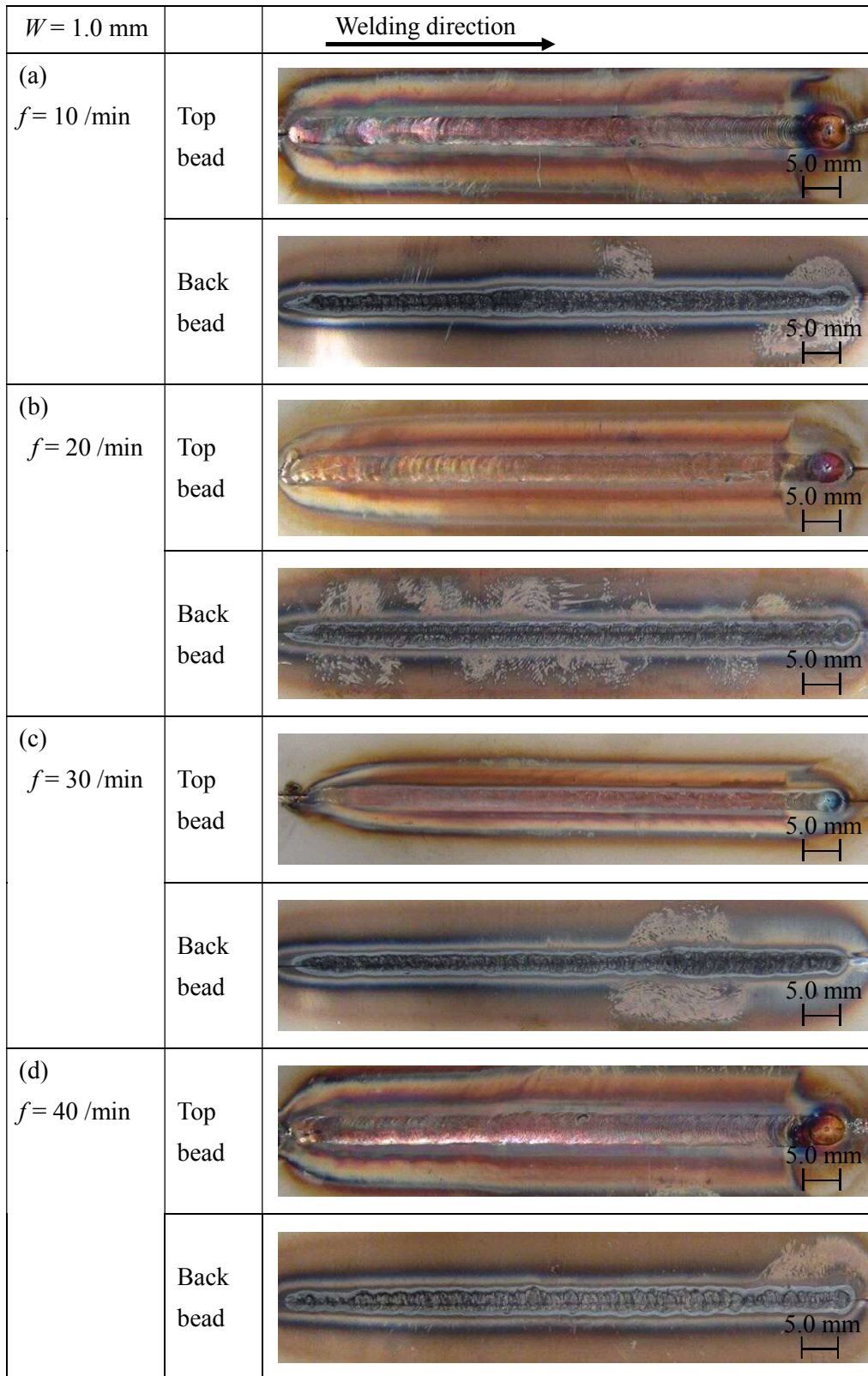


Fig.6-5 Appearance of hybrid welding beads using laser weaving ($W = 1.0 \text{ mm}$)

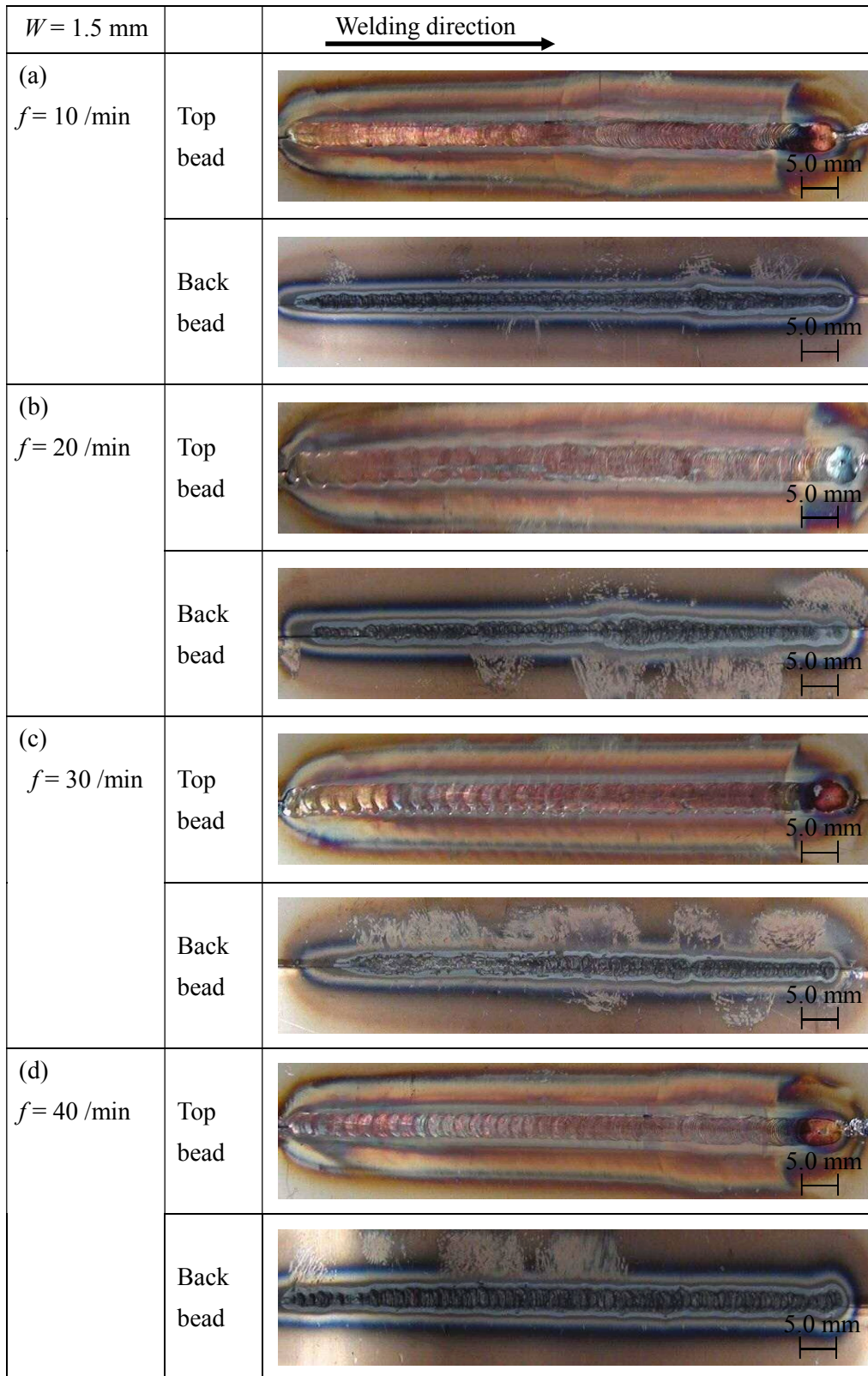


Fig.6-6 Appearance of hybrid welding beads using laser weaving ($W = 1.5 \text{ mm}$)

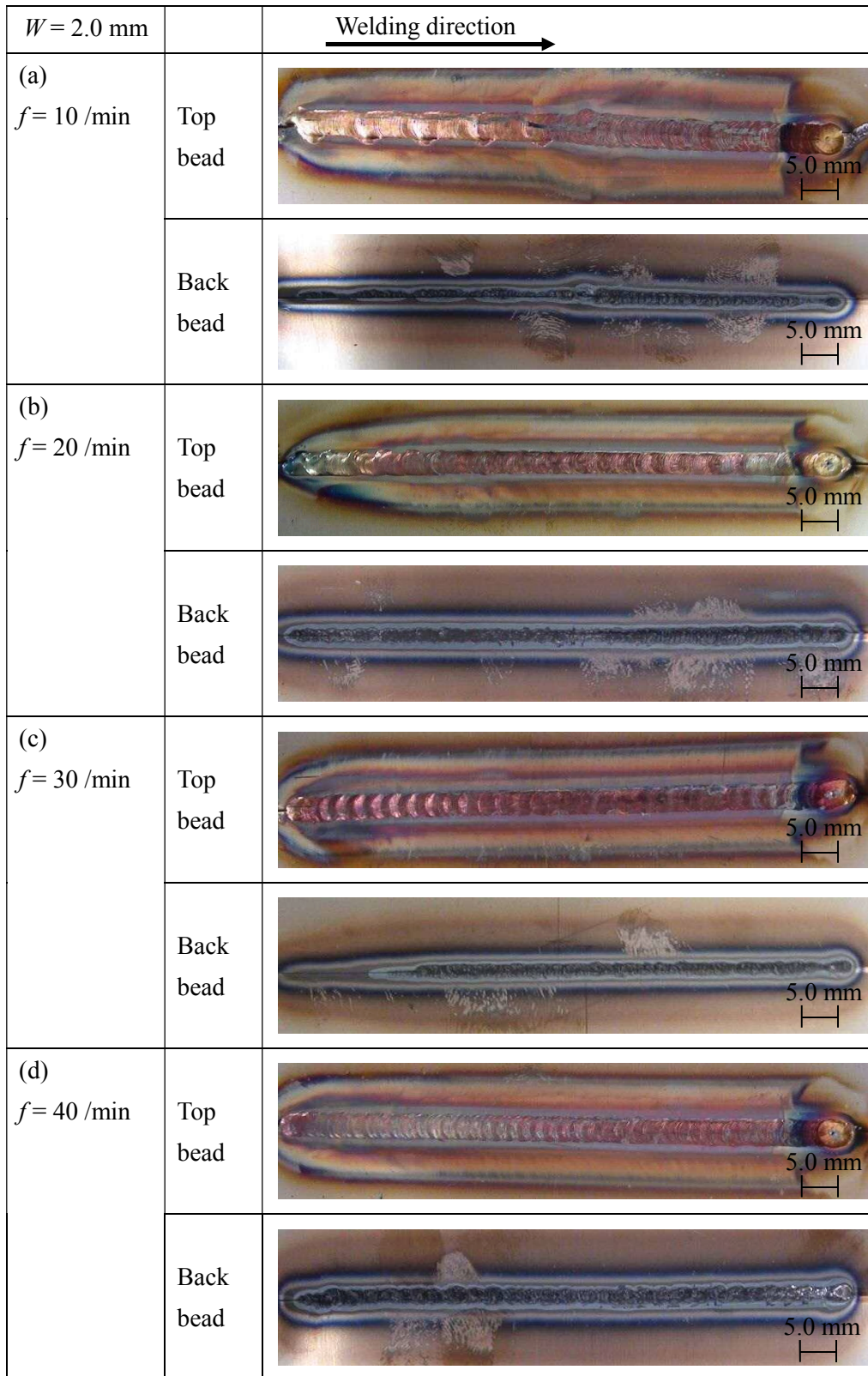


Fig.6-7 Appearance of hybrid welding beads using laser weaving ($W = 2.0 \text{ mm}$)

さらに、レーザウィービング溶接法を用いたハイブリッド溶接法の有効性を評価するため、得られた実験結果から裏ビード幅の測定および溶接継手の断面の観察を行った。

裏ビード幅の測定には、それぞれのレーザ振動条件において、5.0 mm 間隔で裏ビード幅 Wb を測定し、その平均値 $Wbav$ を求めた。その測定結果を Table 6-2 に、また様々なウィービング振幅 W におけるウィービング振動周波数 f とビード幅 Wb との関係を Fig.6-8 に示す。

溶接継手の断面を観察するため、ハイブリッド溶接によって得られた溶接継手を溶接線に対して直角方向に切断し、溶接部横断面を研磨した後、腐食させて観察した。なお、本実験で用いた母材 SUS304 を腐食させるに当たって、王水（濃硝酸と濃塩酸を 1:3 の割合で混合したもの）を使用した。溶接継手の断面写真を Fig.6-9 に示す。Fig.6-9(a)に TIG 溶接、Fig.6-9(b)にレーザ溶接、Fig.6-9(c)に振動条件 $W=1.0$ mm, $f=20$ /min におけるハイブリッド溶接、Fig.6-9(d) に振動条件 $W=2.0$ mm, $f=20$ /min におけるハイブリッド溶接より得られた溶接継手の断面写真を示す。

Table 6-2 Measurements of back bead width in every laser weaving conditions

W (mm)	0	0.50				1.00			
f (1/min)	0	10.0	20.0	30.0	40.0	10.0	20.0	30.0	40.0
$Wbav$ (mm)	1.88	2.22	2.18	1.99	2.27	2.53	2.50	2.33	2.57

W (mm)	1.50				2.00			
f (1/min)	10.0	20.0	30.0	40.0	10.0	20.0	30.0	40.0
$Wbav$ (mm)	1.83	1.81	1.79	1.81	1.41	1.53	1.51	1.56

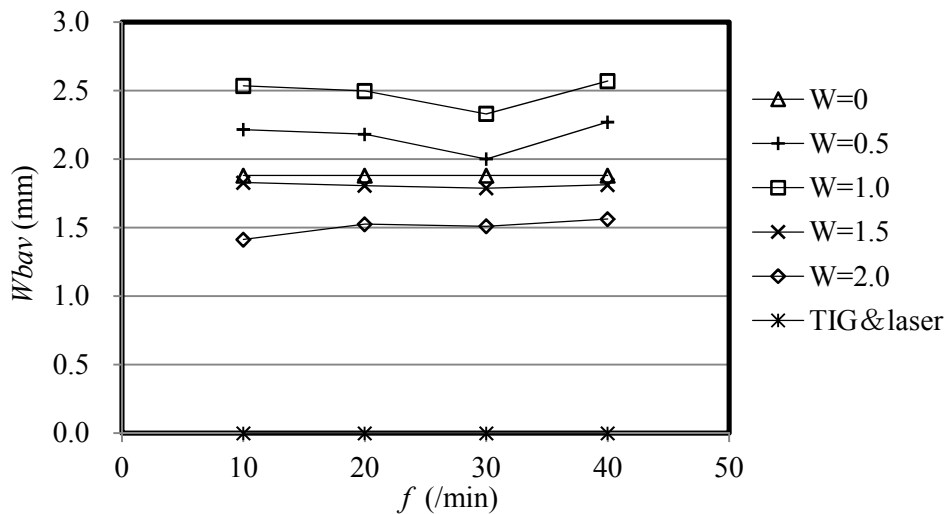


Fig.6-8 Back bead width in every laser weaving conditions

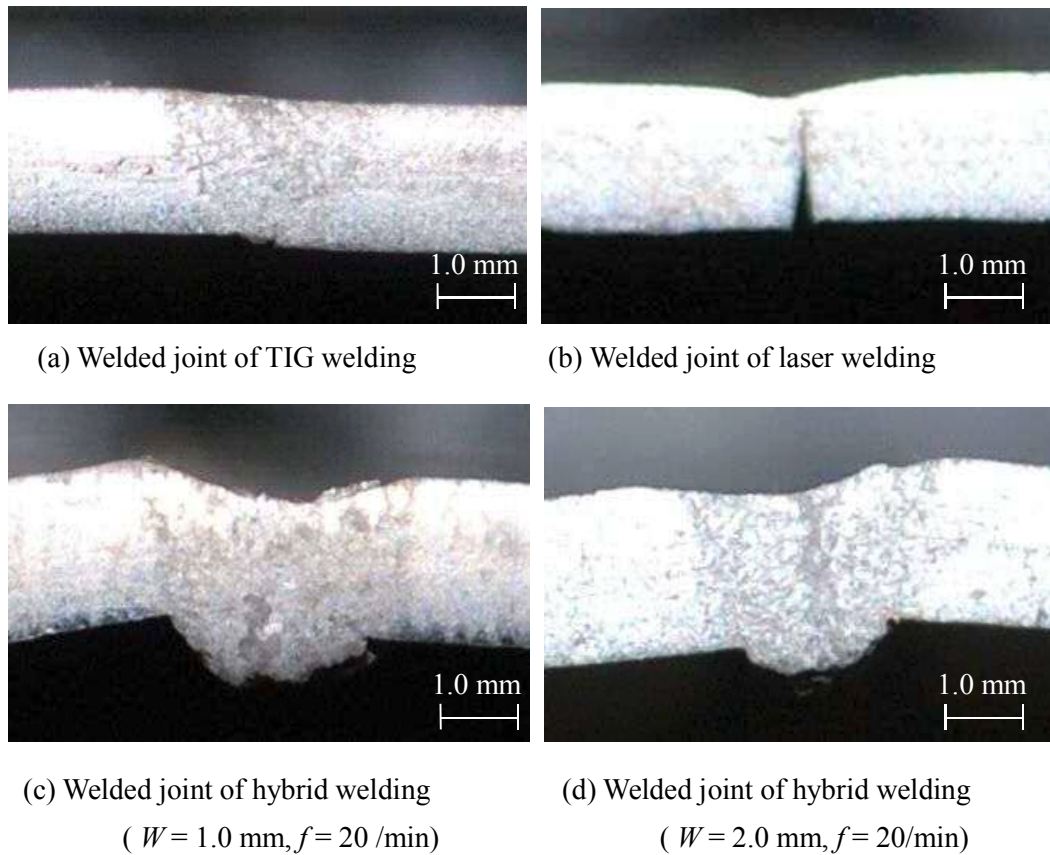


Fig.6-9 Cross section of welded joint

以上の実験結果から、様々な振動条件におけるレーザウィービング溶接実験結果とレーザウィービングを行わなかった場合、すなわち振幅条件 W を 0 mm とした場合の溶接実験結果とを比較し、レーザウィービング溶接法の有効性について検討した。ここでは、レーザウィービング溶接法における重要な条件因子と考えられるレーザ振動周期 f およびレーザ振幅 W の溶接結果に対する影響について検討を行った。

1) ウィービングを行わないハイブリッド溶接結果

Fig.6-3 は、先端の尖った電極を用いてウィービングを行わずにハイブリッド溶接した場合のビードの外観を示したものである。写真より、比較的直線的な表ビードと連続した裏ビードが形成されており、また目外れやアンダーカットなどの欠陥の発生も認められない。これは正常な先端形状の電極を用いているためアークが比較的安定していたものと考えられる。ただし、後半の一箇所に瞬間的なアークの乱れによる不連続部が観察される。概ね良好な溶接結果が得られていると判断されるが、このような現象は好ましいものとは言えない。

2) 結果に及ぼすレーザウィービング周波数 f の影響

Fig.6-4～Fig.6-7は、ウィービング溶接による溶接結果を示したもので、それぞれの図にはウィービング周波数 f を10 /min～40 /minに変化させて得た4条件による突合せ溶接ビードの外観写真が示されている。いずれの図からも、表ビード表面にウィービングの周波数に対応したリップルと称する表面の紋様がみられる。周波数が低いものはリップルの間隔が広く、周波数の高いものはリップルの幅が狭いことが確認される。一般に紋様としての規則的なリップルの存在は問題にはならないが、一方でビード表面は滑らかであることが好ましいとされている。本実験の範囲内では、 f が10 /minの結果よりも40 /minの結果の方が比較的間隔の狭い規則的なリップルを呈していることから、後者の方が良好な外観といえる。

なお、本実験では溶接速度を100 mm/minに一定としている。しかし、ウィービング周波数 f を固定した状態で溶接速度を変えると、リップルの間隔が変化し、ビード外観などの溶接結果に影響を及ぼす。一般には、高速の溶接では、溶接に支障のない限り溶接速度に比例して周波数を増大することが好ましい。

一方、振動周波数 f が極端に小さくなった場合は、片側母材へのレーザ照射時間が長くなるため、周期的に片側母材に熱が集中することになる。したがって、 f の極端な低下は施工上好ましいとは言えない。

また、振動周波数 f が極端に大きくなった場合は、レーザの振動速度に対するアークの追従性が問題となることも考えられる。この点については、現段階では確認していないので将来検討する必要があると思われるが、本溶接条件およびレーザの振動条件においては、アークの追従性に問題はないと考えられる。

3) 溶接結果に及ぼすレーザウィービング振幅 W の影響

Fig.6-4～Fig.6-7は、それぞれウィービングの振動振幅 W を0.5 mmから2.0 mmに0.5 mm毎に変えて溶接実験した結果を示したものである。以下、各図について説明する。

(a) $W=0.5$ mm の場合

Fig.6-4で示したレーザウィービング溶接における裏ビードは、Fig.6-3で示したレーザウィービングを行わなかった場合($W=0$ mm)と比較して、その幅が増大している。Table 6-2およびFig.6-8より、振動周波数 f の値に拘わらずこの傾向がみられた。しかし、 $W=1.0$ mmにおける実験結果と比較すると、裏ビード幅が小さくなっている。この要因は、振幅 $W=0.5$ mmは両母材のエッジ部分にレーザが照射されていることになり、レーザ照射の影響を受けた範囲が $W=1.0$ mmに比べて狭かったため、裏

ビード幅が減少したと考えられる。

(b) $W = 1.0 \text{ mm}$ の場合

レーザウイーピングを行わなかった振幅条件 $W = 0 \text{ mm}$ および他の全ての振幅条件における実験結果と比較して、本条件において最も広い裏ビード幅を示した。すなわち、振幅 1.0 mm の場合の裏ビード形成効率が最も高く本実験範囲内では最適な条件と判断される。第4章における誘導実験および5章における熱伝導解析において、振幅を 1.0 mm とした場合、レーザ照射点の金属蒸気発生量が最も多く、アークの誘導効果が高いことが示されているが、本溶接実験結果と定性的な一致を示している。また溶接を実施した母材の断面を観察すると、TIGアーク溶接のみを適用した Fig.6-9(a)およびレーザ溶接のみを適用した Fig.6-9(b)に比べ、本条件にてレーザウイーピングを適用した Fig.6-9(c)では、広い溶融池幅と深い溶け込み、それらによる裏ビードの形成が観察でき、本手法の有効性が確認できる。

(c) $W = 1.5 \text{ mm}$ の場合

Table 6-2 および Fig.6-8 から明らかなように、本条件によるとレーザウイーピングを行わなかった振幅条件 $W = 0 \text{ mm}$ における実験結果と比較して、裏ビード幅が若干減少している。この結果は、第4章および第5章で得られた結果から推察できるように、レーザ照射距離が溶接線から離れることで、溶接入熱が分散し、母材の溶融効率が低下したことが要因であると考えられる。

(d) $W = 2.0 \text{ mm}$ の場合

Table 6-2 および Fig.6-8 から明らかなように、本条件によるとレーザウイーピングを行わなかった振幅条件 $W = 0 \text{ mm}$ および他の全ての振幅条件における実験結果と比較して、最も狭い裏ビード幅を示している。Fig.6-9(c)と Fig.6-9(d)の断面図を比較しても、裏ビードのみならず、母材に溶け込んだ溶融部全体が狭くなっていることが観察できる。レーザ振幅が過大なため溶接入熱が分散して母材の溶融効率がより低下し、溶け込みが浅くなったものと考えられる。

以上の結果から $W = 0.5 \text{ mm}$ および $W = 1.0 \text{ mm}$ において、レーザウイーピングを行わないハイブリッド溶接結果と比較して、良好な溶接結果が得られることを確認した。特に、振幅 1.0 mm の場合、裏ビード形成効率が最も高く本実験範囲内では最適な条件と判断される。したがって、レーザウイーピングを用いたハイブリッド溶接法は有効であると判断した。

6-3-2 アークが不安定な条件下でのレーザーウィービング溶接法の適用

6-3-1 項において、レーザーウィービングを用いた TIG アーク・Nd:YAG レーザハイブリッド溶接法による一連の溶接実験結果について述べた。その結果、ウィービング振幅 $W = 1.0 \text{ mm}$ において、最も良好な溶接性を示すことが確認された。本実験では、さらにアークが不安定な状況下における本溶接法の実用性を確認するための実験を行った。アークの不安定性を助長する要因として、不十分なシールドガス流量、不均一な磁界によるアークブロー、電極先端の消耗などが挙げられる。ここでは、アークが不安定な状況を再現するために、タングステン電極先端を直径 1.0 mm 程度の半球形に加工した電極を用い、その条件下でレーザーウィービング溶接実験を行い、レーザーウィービングの溶接プロセスの安定化に対する有効性について検討を行う。本溶接実験では 6-3-1 項と同様に、Table 6-1 に示す溶接条件を用いた。

Fig.6-10 にレーザ振幅 $W = 0 \text{ mm}$ の場合の表ビードおよび裏ビードの外観写真を示す。また、Fig.6-11 に $W = 1.0 \text{ mm}$ としてレーザーウィービング周波数 f を $10 / \text{min} \sim 40 / \text{min}$ に変えた場合の表ビードおよび裏ビードの外観写真を示す。さらに、レーザーウィービング溶接法を用いたハイブリッド溶接法の有効性を評価するため、得られた実験結果から裏ビード幅 Wb を測定した。すなわち、それぞれのレーザ振動条件を用いて得られた溶接ビードについて、 5.0 mm 間隔で裏ビード幅 Wb を測定し、その平均値 Wb_{av} を求めた。測定結果を Table 6-3 に示す。

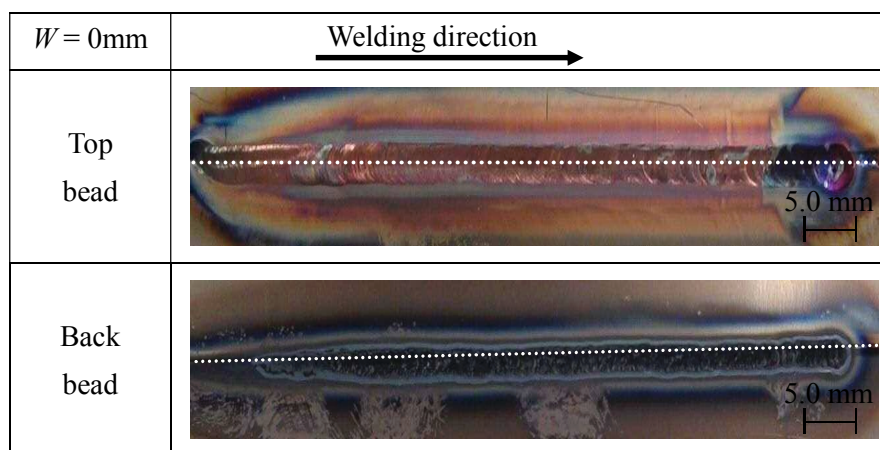


Fig.6-10 Appearance of hybrid welding beads without laser weaving ($W = 0 \text{ mm}$)

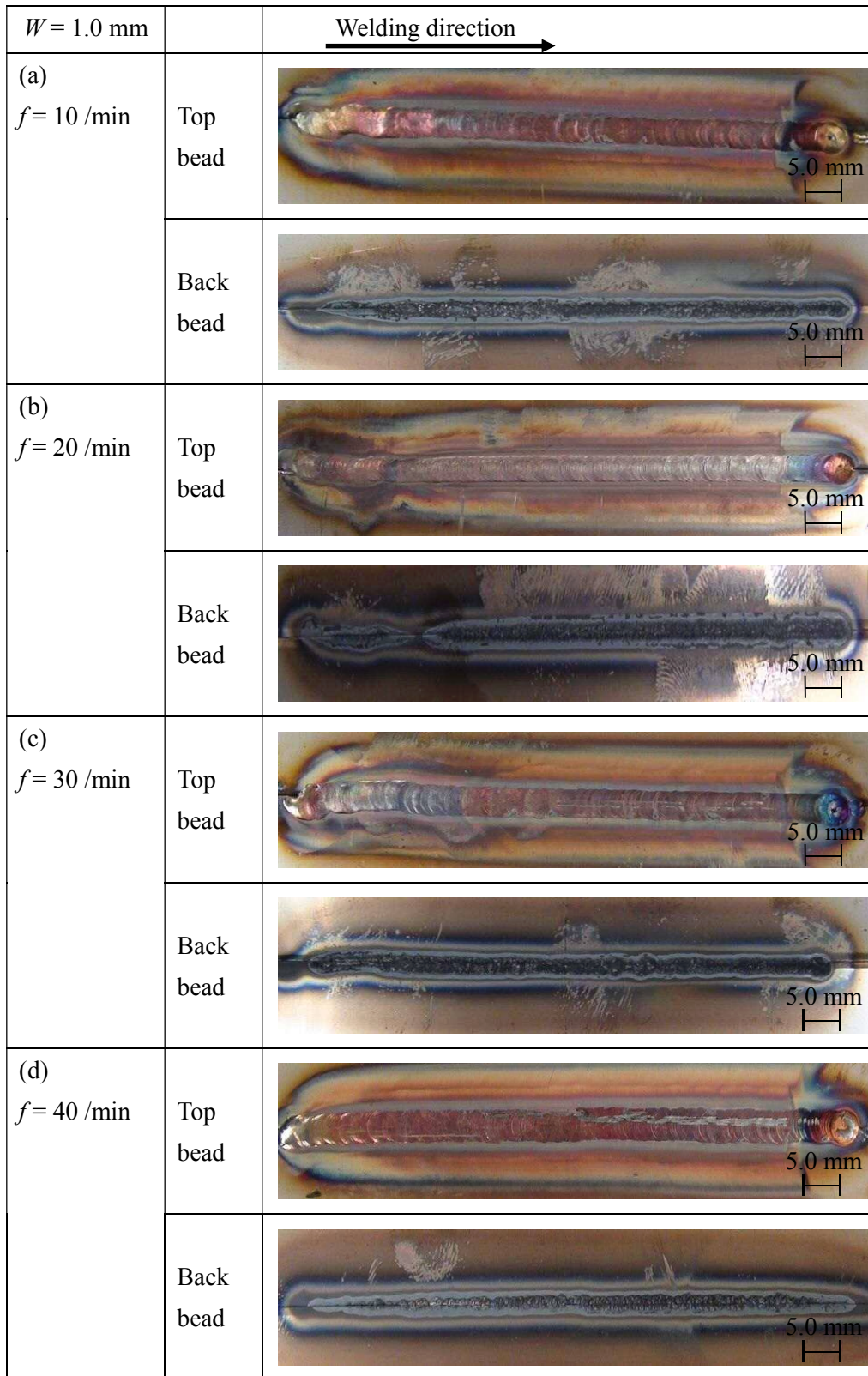


Fig.6-11 Appearance of hybrid welding beads using laser weaving ($W = 1.0 \text{ mm}$)
(Eroded electrode tip)

Table 6-3 Measurements of back bead width in every laser weaving conditions

W (mm)	0	1.00			
f (1/min)	0	10.0	20.0	30.0	40.0
W_{bav} (mm)	1.71	1.95	2.01	1.75	1.64
W_{bav2} (mm)	2.08	2.27	2.35	2.12	1.99

Table 6-3 において、平均値 W_{bav} に対し、 W_{bav2} は第 5 章 Fig5-28 を参考に、誘導効果が安定したと考えられる溶接開始から 20 mm 以降の平均値を示している。

以上から、アークが不安定な状況下におけるレーザウィービングを用いたハイブリッド溶接法の有効性について評価を行った。結果を以下のように考察する。

Fig.6-10 に示す写真には溶接線の位置に白色の点線を記入してある。これらの写真から、ウィービングを行わない場合、すなわち $W=0$ mm における表および裏ビードは共に赤線から若干ずれていることがわかる。

この結果には、可能性として 2 つの原因が考えられる。第 1 の要因としてレーザ照射位置のずれが挙げられる。レーザが正確に 2 枚の母材の中心に照射されず、どちらか片方の母材にレーザが照射された場合、その照射方向にアークが誘導され、溶け込みに偏りが生じる可能性がある。本実験では、実験前にレーザ照射位置を正確に設定しているため、レーザ照射位置の誤差とは考えにくい。第 2 の要因としては、アークが不安定であることから、アークが傾いた状態でビードが形成されたことが挙げられる。一度片側の母材のみに裏ビードが形成された場合、もう一方の母材には裏ビードは形成され難くなる。このような状態で接合部にレーザを照射しても、アークの偏りを完全に是正するに至らず若干偏ったビードが形成されたものと考えられる。

それに対して、Fig.6-11 に示すレーザウィービングを行った場合の溶接では、両母材が均等に溶融・凝固した裏ビードが形成され、安定した溶け込みが得られていることがわかる。なお、溶接序盤に、母材表側には不安定なビードが形成され、母材裏側には十分な溶け込みが得られていない傾向が見られる。これは、第 5 章で確認したように、溶接開始直後はレーザ照射による金属蒸気の発生が不足しており、アークの誘導効果が不十分であったためと考えられる。しかし、溶接の進行とともに母材表側および裏側に安定したビードが形成されるようになり、十分な溶け込みの健全な溶接が実現していることがわかる。この結果から、アークが不安定化する要因を持つ過酷な溶接環境であっても、レーザウィービング溶接を行うことで、アークの安定化と安定した溶け込みの健全な溶接継手の製作が可能なが確認された。

6-4 引張試験による評価

溶接部の機械的性質を評価するために本研究では引張り試験を行った。特にここでは、母材とハイブリッド溶接により得られた溶接継手の引張試験結果について検証する。

SUS304 の板材母材と溶接継手を JIS 規格に規定されている形状及び寸法に仕上げた後、引張試験を行いその比較検討した。

6-4-1 引張試験片の作製

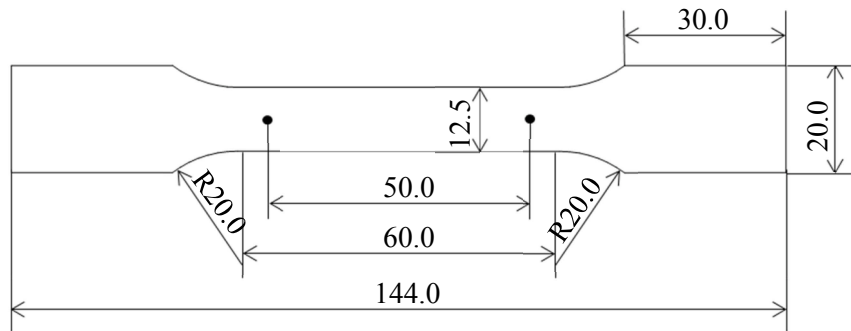
母材の引張試験片の形状及び寸法を Fig.6-12(a)に示す。板厚は 2.0 mm である。溶接継手の引張試験片については、幅 75.0 mm、長さ 100.0 mm、板厚 2.0 mm の SUS304 ステンレス鋼板を 2 枚用意し、それを Table 6-1 に示した溶接条件を用いて突合せ溶接した後、Fig.6-12(b)のように母材と同一の寸法に加工した。

母材の平滑試験片と比較して、溶接継手は突合せ部分における凹凸など、断面形状の変化が認められる。しかしここでは、実用上の溶接継手性能を考慮し、溶接後の表面仕上げなどの前加工を行わず、溶接したままの試験片を用いた。本研究では標点距離を 50.0 mm とした。

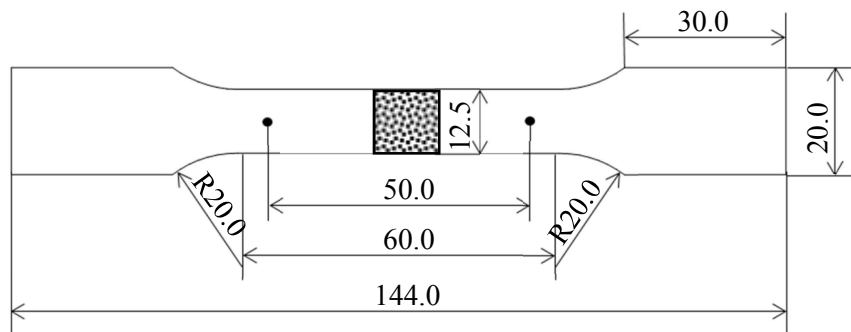
6-4-2 母材の引張試験結果

母材の引張試験後の外観を Fig. 6-13 に示す。破断位置はいずれも試験片の中央部であった。Fig. 6-13(a) は破断部付近の表面の外観を、Fig. 6-13(b) は破断部の側面の外観を示す。破断方向は荷重方向に対しておよそ 45° 傾斜している。

Table 6-4 に 3 本の試験片について最大荷重、引張強さ、母材の伸びの計測結果をまとめて示す。引張強さは、最大荷重を試験片の寸法より求めた原断面積の 22.0 mm² で除して求めた。母材試験片の平均引張強さは 603.2 MPa、平均伸び率は 54.1%であり、いずれもステンレス協会が公表している機械的性質に近い結果であった。その内容を Table 6-5 に示す[6-1]。



(a) Test piece of base metal



(b) Test piece of welded joint

Fig.6-12 Dimension of test pieces for tensile test



(a) Top view of fractured piece



(b) Side view of fractured piece

Fig. 6-13 Appearance of fractured tensile test specimen (Base metal)

Table 6-4 Results of tensile test (Base metal)

	Maximum tensile load (kg)	Tensile Strength (MPa)	Maximum deformation (mm)	Elongation (%)
Base metal 1	1520	600.9	26.9	53.8
Base metal 2	1530	603.1	26.8	53.6
Base metal 3	1520	605.6	27.5	55.0
Average	1523.3	603.2	27.1	54.1

Table 6-5 Mechanical properties of SUS304 [6-1]

	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
SUS304 (austenitic stainless steel)	588	60



(a)Top view of fractured piece



(b)Back view of fractured piece



(c)Side view of fractured piece

Fig. 6-14 Appearance of fractured tensile test specimen (Welded joint)

6-4-3 レーザアークハイブリッド溶接継手の引張試験結果

ハイブリッド溶接により得られた溶接継手の引張試験後の外観写真を Fig.6-14 に示す。3本の試験片全てが溶接部で破断した。Fig.6-14(a)は破断部である溶接部の表ビード、(b)は裏ビードである。表はビードの中央部で、裏は熱影響部でいずれも破断した。(c)の側面外観から、前述した板状母材の破断面と同様に 45° の傾斜をなしていることが判る。これらの写真からわかるように、破断した部分は金属が酸化して黒ずんでいることと、不均一な形状から、母材に比べて強度が低下することが予測できる。

破断部の引張強さを求めるために、溶接継手の断面積の計測を行った。溶接継手はハイブリッド溶接を行ってから加工を施したので幅は 12.5 mm である。一方、溶接部の厚さ方向の形状は複雑であり、破断部の厚さを特定できないので位置をずらしてノギスで 10 回測定し、その平均値を算出した。その測定結果を Table 6-6 に示す。この平均値と幅を乗じて溶接部破断位置の断面積として引張強さを推定した。

Table 6-6 Measured values of welded joint

	value 1	value 2	value 3	value 4	value 5	value 6	value 7	value 8	value 9	value 10	Average (mm)
Weded joint 1	1.97	1.92	1.93	1.96	1.95	1.93	1.93	1.92	1.88	1.92	1.93
Weded joint 2	1.90	1.89	1.89	1.91	1.91	1.94	1.94	1.94	1.91	1.88	1.91
Weded joint 3	1.88	1.82	1.87	1.91	1.88	1.90	1.90	1.92	1.81	1.88	1.88

Table 6-7 Results of tensile test (Welded joint)

	Maximum tensile load (kg)	Tensile Strength (MPa)	Maximum deformation (mm)	Elongation (%)
Weded joint 1	1480	600.9	21.8	43.6
Weded joint 2	1470	603.1	22.1	44.2
Weded joint 3	1450	605.7	21.3	42.6
Average	1466.7	603.2	21.7	43.5

Table 6-8 Mechanical properties of base metal and hybrid welded joint

	Base metal	Weded joint	Efficiency (%)
Maximum tensile load (kg)	1523.3	1466.7	96.3
Tensile Strength (MPa)	603.2	603.2	100.0
Maximum deformation (mm)	27.1	21.7	80.3
Elongation (%)	54.1	43.5	80.3

Table 6-7 に、溶接継手の引張試験によって得られた最大荷重、引張強さ、伸びを示した。また、母材と溶接継手の引張試験結果を比較し Table 6-8 にまとめた。これらの表より、溶接継手の最大荷重、伸びについては母材のそれらの値に比べ低い値を示した。一方、引張強さについては母材と同等の値を示している。

一般に、溶接部に溶加材と称する添加金属を供給しないで溶接を行う場合は、余盛が形成されないために溶接部の厚さが母材の板厚に比べて薄くなる。したがって、溶接部の断面積が小さくなるので、このような場合の継手の強度が母材のそれに比べて低くなることは当然とされている。本試験結果では、継手の最大荷重は母材に劣るものの、引張強さについては母材と同等な値を示していることから、継手は十分な強度を有しているものと判断される。なお、溶接継手の強度をさらに改善する必要がある場合には、溶接時に裏側からのバックシールドガスを用いる、溶加材を用いて溶接部に金属を添加するなどの方法が考えられる。

また、伸びについては母材の 54.1%に対して溶接継手は 43.5%であり、妥当な値を示しているものと考えられる。以上の結果を総合すると、本溶接継手は実用上十分な性能を有しているものと判断される。

6-5 レーザウィービング溶接法に関する総括

本章では、TIG アークと Nd:YAG レーザを組み合わせたハイブリッド溶接を用い、さらにレーザー照射によるアークの誘導効果を利用して、レーザービームの振動によるアークのウィーピングを実現するレーザーウィービング溶接法と称する新しい溶接法を世界で初めて提案した。また、レーザーウィービング溶接法におけるレーザーの振動条件が溶接結果に及ぼす影響について実験的な検討を行い、本溶接法の実用に対する振動条件の選定指針を示した。これらの溶接実験で得られた結果については、第 5 章で示した熱伝導解析による溶接シミュレーショ

ンにて得られた知見と良好な一致を示している。これよりレーザ照射条件を適切に設定すれば、レーザによるアークの安定化・制御あるいはレーザウィービングの実現が可能であること、その設定条件はシミュレーションを用いて推定可能なことを示した。

さらに、板厚 2.0 mm の SUS304 ステンレス鋼板のレーザウィービング溶接法による突合せ溶接において、適正な溶接条件を用いれば欠陥の認められない良好な溶接ビードおよび十分な引張強さを有する継手が作成できることを示した。また、アークの不安定要因となる外乱を想定して、先端を球面状に加工し消耗電極を模擬した電極による溶接実験を行い、アークが不安定化する要因を持つ過酷な溶接環境であっても、レーザウィービング溶接法を行うことで、アークの安定化と安定した溶け込みの健全な溶接継手の製作が可能であることを示した。以上の結果より、新しく提案した本溶接法の有効性が確認された。

第7章

結論

7-1 まえがき

アーク溶接とレーザー溶接を組み合わせたハイブリッド溶接法は、アーク溶接単独では実現が困難な厚板溶接における狭いビード幅と深い溶け込みの実現，それによる溶接効率の向上，大型構造物の継手品質の向上等を主たる目的として開発され，実用されてきた。しかし，熱源の安定性と精密性が要求される薄板溶接あるいは小型精密製品の溶接では，上記のハイブリッド溶接の特徴を生かすニーズが少なく，その適用例はほとんど見られなかった。

一方，アーク溶接では，溶接トーチを溶接線に対して直角方向に一定の周期で振動するウィービングと称する手法が用いられる。これを用いることにより，溶接箇所の必要な部分に熱エネルギーを適切に分配・供給し，安定した溶接ビードを形成することが可能となるため，比較的厚板のロボット溶接に多用されていた。ただし，厚板溶接への適用が主体であったため，その動作精度は必ずしも高くはなかった。

これに対して，近年，溶接ロボットの薄板精密溶接への適用，微妙な溶接熱源制御による複雑な形状の製品の溶接を志向した高度な溶接システムの開発に対する要求が増大しており，これを実現するために，安定した熱源およびその移動を高い精度で制御する技術の開発が期待されている。

本研究では，先ず，薄板溶接に多用されるTIGアークと比較的低出力のNd:YAGレーザーを組み合わせたハイブリッド溶接法を採用し，レーザーによる溶接アークの誘導と安定した熱源の実現を図った。さらに，微妙な制御が可能な熱源による薄板構造物あるいは複雑形状の精密製品の溶接を実現するために，レーザーによるアークの誘導現象を利用したレーザーウィービング溶接法を提案した。

本手法の有効性を確認するため，ハイブリッド溶接における溶融池近傍の温度分布を有限要素法（FEM）にて解析し，レーザー照射による溶接アークの誘導現象について溶融金属の蒸発現象と関連付けて検討した。その結果を参考に，

レーザウィービング溶接法における適正な溶接条件を選定し、オーステナイト系ステンレス薄鋼板の突合せ溶接を実施した。本研究にて得られた結論を以下に述べる。

7-2 レーザ照射による TIG アークの安定化と誘導

TIG アークと Nd:YAG レーザを組み合わせたハイブリッド溶接法を用いて板厚 2.0 mm の SUS304 オーステナイト系ステンレス鋼板の溶接実験を行い、レーザ照射によるアークの安定化と誘導効果について検討を行った。なお、溶接条件については、多くの予備実験を行って適正と判断された条件（本文中の Table 4-1 および Table 4-2）を用いた。

- 1) TIG アーク溶接中に、外乱として外部から磁界を付与し、アークの偏向を誘発した。この状態で溶融池にレーザビームを照射したところ、アークの陽極点が高温のレーザ照射点に拘束される現象が確認された。
- 2) レーザ照射によるアークの安定化と誘導を実現するためには、レーザビームの照射位置を溶融池内とし、また TIG 電極の先端より溶接進行方向前方（本研究における溶接条件では $x = 3.0 \text{ mm}$ ）とすることが望ましい。
- 3) レーザ照射によるアークの誘導効果を確認するため、レーザ照射位置を種々に変えて突合せ溶接実験を行った。その結果、 $x = 3.0 \text{ mm}$, $y = 1.0 \text{ mm}$ の位置にレーザを照射した場合にアークの安定化と誘導効果が認められ、これにより安定した表ビードと裏ビードが得られることが示された。
- 4) 電極の消耗によるアークの不安定化を想定し、先端を円形に加工した電極による溶接実験を行った。その結果、本溶接条件においてもレーザ照射によるアークの安定化と誘導効果が認められ、これにより安定した表ビードと裏ビードが得られることが示された。
- 5) アークにより形成された溶融池にレーザを照射するとその表面から電気伝導性の高い金属蒸気が発生し、アークの陽極点がこれに誘導されて拘束されると考えられる。したがって、アークの安定化と誘導を実現するためには、レーザ照射点に金属蒸気が十分に発生する溶接条件を設定する必要がある。

以上の結果より、適正な溶接条件とレーザの照射位置を選定すれば、不安定性を有する溶接環境下においても、アークの安定化と誘導を実現でき、良好な溶接が可能であることが示された。

7-3 ハイブリッド溶接における溶接部温度分布解析

レーザウィービングを用いたハイブリッド溶接における様々な溶接現象を解明するために、有限要素法を用いて溶接シミュレーションを行い、溶接部の温

度分布を推定した。

- 1) アーク溶接およびレーザー溶接単独による溶接シミュレーションを行い、溶接部の温度分布を求めた。その結果、実験と同一溶接条件を用いた場合、シミュレーションで推定した融点以上の領域（熔融池）の形状・寸法が溶接実験による結果と良好な一致を示した。これより、用いた溶接シミュレーションの妥当性が確認された。
- 2) ハイブリッド溶接による溶接シミュレーションを行い、溶接部の温度分布を求めた。このシミュレーション結果と溶接実験結果を比較検討した結果、レーザー照射点における金属蒸気発生領域の面積がレーザーによるアークの誘導効果を左右する重要なパラメータであることを示した。一例として、本研究における溶接条件下では、その面積が約 1.0 mm^2 以上必要であることが示された。
- 3) ハイブリッド溶接実験より、溶接開始後の初期段階では、アークの誘導効果が認められないものの、溶接の進行に伴ってその効果が現れる傾向が見られた。シミュレーションの結果、これは溶接の進行に伴う金属蒸気発生領域の出現とその面積の増大によることが明らかとなった。（Fig. 5-20）
- 4) ハイブリッド溶接において、溶接部の温度分布に及ぼす溶接電流およびレーザー出力の影響について検討し、アークの安定化と誘導を実現するために必要な2つの熱源の出力条件の組み合わせを明らかにした。（Fig. 5-29）

7-4 レーザウィーピング溶接法の提案と溶接結果

- 1) TIG アークと Nd:YAG レーザを組み合わせたハイブリッド溶接を用い、さらにレーザー照射によるアークの誘導効果を利用して、レーザービームの振動によるアークのウィーピングを実現するレーザーウィーピング溶接法と称する新しい溶接法を新たに提案した。
- 2) レーザウィーピングを用いたハイブリッド溶接法による SUS304 オーステナイト系ステンレス鋼板の突合せ溶接実験を行い、適正な溶接条件を選定すれば、欠陥の認められない良好な溶接結果が得られることを示した。本研究では、予備実験の結果より適正と判断された条件（Table 6-1 および Fig.6-2）を用いている。溶接条件の設定には、溶接シミュレーションが有効である。その手順の概略は以下の通りである。
 - ① 過去のデータベースや予備実験により TIG アーク溶接の条件を決定する。
 - ② レーザ照射位置およびウィーピング振幅、周波数を決定する（本研究では、 $x = 3.0 \text{ mm}$, $y = 1.0 \text{ mm}$, $W = 1.0 \text{ mm}$, $f = 40 / \text{min}$ とした）。
 - ③ 金属蒸気発生領域の面積 1.0 mm^2 を目安に、本文中の Fig.2-29 よりレー

ザ出力を決定する。

なお、溶接開始から、レーザウィービング溶接法が有効となるまでの溶接距離は、Fig.5-28 を参照し推定する。

- 3) 本溶接法によって作製された溶接継手は十分な引張強さを有している。
- 4) 電極の消耗を模擬して先端を球形に加工した TIG 電極を使用するなどのアークが不安定化する要因を持つ過酷な溶接環境であっても、レーザウィービング溶接を行うことで、アークの安定化および規則的なリップルと十分な溶け込みを有する健全な溶接継手の製作が可能である。

以上の結果より、新しく提案した本溶接法の有効性が確認された。なお、本研究はレーザハイブリッド溶接の可能性を検討することを主眼とした初期的な研究であり、明らかにすべき多くの課題を抱えている。残された課題については、今後、さらに検討を進めていく所存である。

謝辞

本研究報告を終えるにあたり，長年にわたって適切なご指導，さらには多大なるご支援を与えて下さった慶應義塾大学理工学部の菅泰雄名誉教授に深く感謝いたします。また，菅研究室解散後に面倒を見てくださりご指導頂いた慶應義塾大学理工学部の閻紀旺教授にも同様に深く感謝いたします。

学位論文をまとめるにあたり，適切なご指導をくださった慶應義塾大学理工学部の三木則尚准教授，大宮正毅准教授，柿沼康弘准教授，3名の准教授方にもまた厚く御礼申し上げます。

また、本研究を進めるにあたって共に活動し，御協力をして下さった慶應義塾大学大学院理工学研究科菅研究室卒業生の横山浩一氏，伊藤亮彦氏，伊藤崇文氏にも同様に感謝の意を表します。

最後に，本研究の支援など様々な形で御協力頂いた菅研究室の皆様をはじめ関係各所の方々に対し，御礼を申し上げます。

村田 雄一郎

参考文献

- [1-1] 竹内直記、菅哲男
“大型構造物ロボット溶接教本 -建築鉄骨・造船・橋梁-”
成山堂(1998) P.5
- [1-2] 溶接学会編
“溶接・接合技術特論溶接学会編”
産報出版株式会社(2003) P.12
- [1-3] 溶接学会編
“溶接・接合技術”
産報出版株式会社(2007) P.98
- [1-4] F. Vollertsen
“Properties and Prospects of High Brightness Solid State Laser”
Laser Technik Journal, (2009)Vol.5 P.27-31
- [1-5] W.M.Steen and M.Eboo
Metal Construction(1979) P.332-335
- [1-6] J.Alexander and W.M.Steen
“Penetration Studies on Arc Argumented Laser Welding”
Welding Research in The 1980's Osaka, (1980) P.121-126
- [1-7] 片山聖二
“レーザ溶接技術開発の最新動向”
溶接学会誌, 第 80 卷, (2011)第 7 号 P.11-19
- [1-8] M. Kutsuna, L. Chen
“Interaction of Both Plasma in CO₂ Laser-MAG Hybrid Welding
of Carbon Steel”
IIW, Dec. (2002), XII-1708-02
- [1-9] E. Beyer, U. Dilthey, R. Imhoff, C. Majer, J. Neuenhahn, K. Behler
“New Aspects in Laser Welding with an Increased Efficiency”
Proc. of ICALEO1994, (1994) P.183-192
- [1-10] 荒谷雄
“レーザ・アークハイブリット溶接の組み合わせと用途”
溶接技術, 第 11 号(2010) P.61-68

- [1-11] 片山聖二
“レーザ・アークハイブリッド溶接はどう進んでいるか”
溶接学会誌, 56 巻, 第 4 号(2008) P.51-57
- [1-12] F. Olsen
“Hybrid laser arc welding”
Woodhead Publishing(2009)
- [1-13] 石出孝、橋本義男、長島是、渡辺真生、
“ティグアーク同軸化 YAG レーザ溶接法の開発”
溶接技術, 第 1 号 (1999) P.90-94
- [1-14] 牧野吉延、木村盛一郎、稚原克典、浅井知、多紀圭歴、南勝則、
“レーザ.MIG アークの複合化溶接-ステンレス鋼の厚板高品質溶接-”
溶接学会全国大会講演概要, 第 67 集(2000) P.118-119
- [1-15] 吉川光昭、黒沢隆、
“YAG レーザ溶接における周辺機器の開発と応用”
第 41 回レーザ熱加工研究会論文集 (1997) P.79-88
- [1-16] 大家利彦、米田理史、勝村宗英、
“レーザハイブリッド溶接法の開発”
溶接技術, 第 11 号 (1999) P.78-82
- [1-17] F. Roland, T. Reinert, G. Pethan
“Laser Welding in shipbuilding –an overview if the activities at Meyer Werft”
Welding Research Abroad, Vol.49 (2002) No.4, P.39-51
- [1-18] Y. Inaba, S. Shintani
“The present status and applications of laser processing
–a hybrid manufacturing process for laser welding of stainless steel pipes”
Welding International, Vol.7 (1993) No.6, P.487-492
- [1-19] M. Rethmeier, S. Gook, M. Lammers, A. Gumenyok
“Laser-Hybrid Welding of Thick Plates up to 32mm
Using a 20kW Fibre Laser”
溶接学会論文集, 第 27 巻, 第 2 号(2009) P.74s-79s
- [1-20] C. Thomy, T. Seefeld, F. Vollertsen, F. Vietz
“Application of FiberLasers to Pipeline Girth Welding”
Welding Journal, (2006) P.30-33
- [1-21] S. Gook, A. Gumennyuk, M. Rethmeier
“Orbital Laser-Hybrid Welding of Pipelines using a 20kW Fiber Laser”
Proceedings of the 5th International WLT-Conference
on Laser in Manufacturing, (2009) P.65-70

- [1-22] Frank Vollertsen and Stefan Grunenwald
“科学的・産業的利用における肉厚材料のレーザー溶接
およびレーザーハイブリット溶接”
溶接学会誌, 80 巻, 第 1 号(2011) P.94-101
- [1-23] G. Shi, P. Hilton
“A comparison of the gap bridging capability of CO₂ laser
and hybrid CO₂ laser MAG welding on 8mm thickness C-Mn steel plate”
58th Annual Assembly and International Conference
of International Institute of Welding, 14-15, July 2005
- [1-24] U. Dilthey, U. Reisgen, A. Wieschmann
“Hybrid Technology Laser Beam-Arc Welding”
Proceedings of the 7th International Conference on Sheet Metal,
(1999) P.399-406
- [1-25] T. Ishida, S. Tsubota, M. Watanabe
“Latest MIG,TIG Arc-YAG Laser Hybrid Welding System
for Various Welding Products”
Proceedings of SPIE, (2003) P.347-352
- [1-26] C. Walz, T. Seefeld, G. Sepold
“Laser-GMA welding and it’s influence on bead geometry
and process stability”
Proc. of 1st International WLT-Conference on Laser
in Manufacturing (LIM2001), (2001) P.444-452
- [1-27] A. Fellmann, P. Jernstrom, V. Kujanpaa
“CO₂-GMA Hybrid Welding of Carbon Steel –The effect of
Shielding Gas Composition”
Proc. of 22nd International Congress on Applications
of Laser & Electro-Optics(ICALEO2003), (2003) P.308
- [1-28] G. Tani, G. Campana, A. Fortunato, A. Ascari
“The influence of shielding gas in hybrid Laser-MIG welding”
Applied Surface Science, (2007) P.8050-8053
- [1-29] S. Katayama, N. Seto, M. Mizutani, A. Matsunawa
“Formation Mechanism of Porosity in High Power YAG Laser Welding”
Proc. of 19th International Congress on Applications
of Lasers & Electro Optics(ICALEO2000), (2000) P.16-25

- [1-30] S. Katayama, Y. Kawahito, M. Mizutani
“Collaboration of physical and metallurgical viewpoints for understanding and process development of laser welding”
Proc. of 26th International Congress on Applications of Lasers & Electro Optics(ICALEO2007), (2007) P.306-369
- [1-31] A. Matsunawa, N. Seto, J. D. Kim, M. Mizutani, S. Katayama
“Dynamics of Keyhole and Molten Pool in High Power CO₂ Laser Welding”
Proceedings of SPIE, (2000)Vol.3888 P.34-45
- [1-32] Y. Naito, M. Mizutani, S. Katayama
“Observation of Keyhole Behavior and Melt Flows during Laser-Arc Hybrid welding”
Proc. of 22th International Congress on Applications of Lasers & Electro Optics(ICALEO2003), (2003) P.1005
- [1-33] M. Geiger, C. Kageler, M. Schmidt
“High-power laser welding of contaminated steel sheets”
Prod. Eng. Res. Devel., (2007)Vol.2, P.235-240
- [1-34] 井上芳英, 西田吉晴
“溶接ロボットのウィービング動作制御”
神戸成功技報, 54 巻, 第 2 号(2004) P.91-95
- [1-35] 加野潤二, 平本誠剛, 花井正博
“ビーム溶接”
溶接学会誌, 81 巻, 第 5 号(2012) P.67
- [1-36] 石出孝, 名山理介, 渡辺眞生, 長嶋是
“アークと YAG レーザのハイブリット化”
溶接学会誌, 70 巻, 第 4 号(2001) P.12-17
- [2-1] 菅泰雄
“材料加工学—高温加工編—”
槇書店 P.28-96
- [2-2] 安藤弘平、長谷川光雄、
“溶接アーク現象<増補版>”
海文社
- [2-3] 阿部信行, 林雅一
“レーザ・アーク複合溶接法の現状と将来”
溶接学会誌, 70 巻, 第 4 号(2001) P.7-11

- [2-4] 片山聖二
“溶接・接合プロセスとシステム化技術 高エネルギービーム加工”
溶接学会誌, 82 卷, 第 5 号(2013) P.58
- [2-5] 牧野吉延, 稚原克典, 浅井知
“CO₂ レーザ・アークハイブリッド溶接法”
溶接学会誌, 70 卷, 第 4 号(2001) P.18-22
- [4-1] 日本建築学会
“鉄骨工事技術指針 工場製作編”
技報堂 (1996) P.342-343
- [4-2] 安藤弘平, 西川淳, 山本信幸
“TIG アークにおけるビード形成におよぼす磁場の影響”
溶接学会誌, 37 卷, 第 3 号(1968) P.249-254
- [4-3] G.B.Serdyuk
“Calculation of a welding arc in a transverse magnetic field”
Automat. Weld, No.11-13 (1960) P.31-37
- [4-4] 野村和史, 萩野陽輔, 芳賀拓弥, 平田好則
“永久磁石による TIG アークプラズマの磁気偏向制御”
溶接学会誌, 80 卷, 第 3 号(2011) P.8-11
- [4-5] 環境省 環境保健部 環境安全課
“身の回りの電磁界について”
環境省 (2013) P.8-9
- [4-6] 浮田静雄, 清水寛一郎, 増子知樹
“DCEN 高速 TIG 溶接における電極形状がアーク特性に及ぼす影響”
溶接学会全国大会講演, 56 卷(1995) P.102-103
- [4-7] 向井善彦
“ステンレス鋼板の溶接”
日刊工業新聞社 (1999 年)
- [4-8] 金泰元
“YAG レーザ・TIG アークハイブリッド溶接法による
薄板溶接に関する研究”
慶應義塾大学理工学研究科 博士論文 (2004) P.51
- [5-1] 西川ら
“機械工学基礎講座 伝熱学”
理工学社(1982)

- [5-2] Zhang Y.M
“Numerical dynamic analysis of moving GTA weld pool”
Transactions of the ASME Journal of Manufacturing Science
and Engineering, (1998)Vol.120 P.137-178
- [5-3] 渡辺ら
“溶接工学”
理工学社(1979) P.29-42
- [5-4] C.C.Doumanidis,
“Thermal modeling and adaptive control of scan welding”
Welding journal(1998) P.465-476
- [5-5] G.Korizis
“Scan welding : Thermal modeling and control of material processing”
Transactions of the ASME Journal of Manufacturing Science
and Engineering, (1999)Vol.121 P417-424
- [5-6] K.S.Boo
“Transient temperature distribution in arc welding of finite thickness plate”
Proc. Instn Mech. Engrs, (1990) Vol.204 P.175-183
- [5-7] N.S.Tsai
“Distribution of the heat and Current Fluxes in Gas Tungsten Arcs”
Metallurgical Transaction B, (1985) Vol.16B P.841-847
- [5-8] Zhi Zeng
“Numerical and experiment analysis of residual stress on magnesium alloy
and steel butt joint by hybrid laser-TIG welding”
Computational Materials Science 50, (2011) P.1763-1769
- [5-9] Fanrong Kong
“Numerical and experimental study of thermally induced residual
stress in the hybrid laser–GMA welding process”
Journal of Materials Processing Technology, (2011) P.1102-1111
- [5-10] M.Choi
“A STUDY OF THE HEAT TRANSFER DURING ARC WELDING WITH
APPLICATIONS TO PURE MATERIALS OR ALLOYS AND LOW OR
HIGH BOILING TEMPERATURE MATERIALS”
Numerical Heat Transfer, (1987) Vol.11 P.477-489
- [5-11] 谷下
“工学基礎熱力学”
裳華房 (1998) P.323

- [5-12] K.Mundra
 “NUMERICAL PREDICTION OF FLUID FLOW AND HEAT TRANSFER
 IN WELDING WITH A MOVING HEAT SOURCE”
 Numerical Heat Transfer, (1996) Part A Vol.29, P.115-129
- [5-13] M. Geiger, K. Leitz, H. Koch, A. Otto
 “A 3D transient model of keyhole and melt pool dynamics
 in laser beam welding applied to the joining of zinc coated sheet”
 Prod. Eng. Res. Devel., (2009) Vol.3 P.127-136
- [5-14] E. LeGuen, R. Fabbro, F. Coste, M. Carin, P. LeMasson
 “Analysis and modelling of hybrid laser
 Nd:YAG-MIG/MAG welding process”
 Proceedings of the 5th International WLT-Conference
 on Lasers in Manufacturing(LIM2009), (2009) P.95-98
- [5-15] S. J. Na, J. H. Cho
 “Three dimensional analysis of molten pool in GMA-Laser Hybrid welding”
 Welding Journal, No.88, (2009) Vol.1 P.35-43
- [5-16] 黒田英夫
 “3次元熱伝導解析プログラム”
 CQ出版社 (2003) P.10-34
- [5-17] 名取亮
 “線形計算”
 朝倉書店 (1993) P.108-121
- [5-18] “ステンレス鋼便覧”
 日刊工業新聞社 (1995) P.143-147
- [6-1] ステンレス協会
<http://www.jssa.gr.jp/>