

論 文 題 目

自動車用亜鉛めっき高張力鋼板の
レーザー溶接技術に関する研究

(Study on laser welding technology of galvanized
high-tensile strength steel sheets for automobile)

2018 年 9 月

門 格 史

自動車用亜鉛めっき高張力鋼板のレーザー溶接技術に関する研究

目 次

あらがき	1
1-1 目 的	1
1-2 本論文の構成	3
あらがきの参考文献	5
第 1 編 亜鉛めっき鋼板重ねレーザー溶接時のレーザー加熱変形前処理技術の開発	
第 1 章 緒言	6
1-1 自動車用亜鉛めっき鋼板	6
1-1-1 合金化溶融亜鉛めっき鋼板 (GA 鋼板) の特徴	6
1-1-2 高強度 GA 鋼板の開発	6
1-1-3 溶融亜鉛めっき鋼板 (GI 鋼板) の特徴	6
1-2 亜鉛めっき鋼板の重ね溶接の課題	8
1-2-1 鋼板間の初期間隙量が狭い場合	8
1-2-2 鋼板間の初期間隙量広い場合	10
1-3 亜鉛めっき鋼板の重ね溶接での課題に対する検討	11
1-3-1 初期間隙量が狭い場合における各溶接法での検討	11
1-3-1-1 アーク溶接	
1-3-1-2 レーザ溶接	
1-3-1-3 レーザ・アークハイブリッド溶接	
1-3-2 初期間隙量広い場合における各溶接法での検討	12
1-3-2-1 アーク溶接	
1-3-2-2 レーザ溶接	
1-3-2-3 レーザ・アークハイブリッド溶接	
1-4 これまでの検討における課題	13
1-5 レーザ加熱変形前処理技術の提案	15
1-5-1 レーザを用いた板材変形技術	15
1-5-2 レーザ加熱変形前処理の特徴および効果	16
1-5-2-1 レーザ加熱変形前処理の特徴	
1-5-2-2 レーザ加熱変形前処理の効果	

第2章 供試材料および実験方法	18
2-1 供試材料	18
2-2 実験方法および評価方法	19
2-2-1 実験装置	19
2-2-2 解析・実験方法および条件	20
2-2-2-1 レーザ加熱変形前処理による鋼板変形の挙動	
2-2-2-1-1 解析方法	
2-2-2-1-2 実験方法	
2-2-2-2 レーザ加熱変形前処理条件と鋼板変形の関係および溶接性	
2-2-2-2-1 実験方法	
2-2-2-3 レーザ加熱変形前処理ビードの配置による鋼板変形への影響	
2-2-2-3-1 解析方法	
2-2-2-3-2 実験方法	
2-2-3 評価方法	36
2-2-3-1 レーザ加熱変形前処理による変形量の測定	
2-2-3-2 断面観察	
2-2-3-3 X線透過検査	
2-2-3-4 引張せん断試験	
第3章 レーザ加熱変形前処理における適正条件の導出	40
3-1 レーザ加熱変形前処理による鋼板の温度分布と変形挙動	40
3-1-1 レーザ加熱変形前処理による鋼板の温度分布	40
3-1-2 レーザ加熱変形前処理による鋼板の変形挙動	40
3-1-3 レーザ加熱変形前処理による鋼板間の間隙制御	41
3-2 レーザ加熱変形前処理条件と鋼板変形の関係および溶接性	43
3-2-1 レーザ加熱変形前処理による鋼板の変形分布と変形量	43
3-2-1-1 レーザ加熱変形前処理による鋼板の変形分布の代表例	
3-2-1-2 レーザ加熱変形前処理による鋼板変形とレーザー出力および加工速度の関係	
3-2-1-3 レーザ加熱変形前処理による鋼板変形とレーザースポット径およびクランプ間距離の関係	
3-2-2 レーザ加熱変形前処理におけるエネルギー密度と鋼板変形との関係 (1枚板)	50
3-2-2-1 エネルギー密度の算出方法	
3-2-2-2 レーザスポット径におけるエネルギー密度と鋼板変形の関係	
3-2-2-3 エネルギー密度と鋼板変形の関係についての考察 (まとめ)	

3-2-3	レーザ加熱変形前処理による鋼板の変形挙動 (2枚板)	55
3-2-3-1	440 MPa 級高張力鋼板での鋼板の変形挙動	
3-2-3-1-1	鋼板間の初期間隙量 0.7 mm の場合	
3-2-3-1-2	鋼板間の初期間隙量 0 mm の場合	
3-2-3-2	780 MPa 級高張力鋼板での鋼板の変形挙動	
3-2-3-2-1	鋼板間の初期間隙量 0.8 mm の場合	
3-2-3-2-2	鋼板間の初期間隙量 0 mm の場合	
3-2-3-3	鋼板間の初期間隙が広い, 狭い場合のどちらへの対応可能な条件	
3-2-4	レーザ加熱変形前処理による溶接性への影響	64
3-2-4-1	レーザ加熱変形前処理後の代表的な溶接例	
3-2-4-2	440 MPa 級高張力鋼板におけるレーザ加熱変形前処理の効果	
3-2-4-3	780 MPa 級高張力鋼板におけるレーザ加熱変形前処理の効果	
3-2-4-4	レーザ加熱変形前処理効果のまとめ	
第4章	レーザ加熱変形前処理ビードの適正配置および溶接性	71
4-1	レーザ加熱変形前処理におけるビード長さおよび配置による 鋼板変形への影響	71
4-2	レーザ加熱変形前処理におけるビード配置が鋼板変形に及ぼす影響	74
4-2-1	解析結果	74
4-2-2	実験結果	77
4-3	レーザ加熱変形前処理におけるビード配置が溶接性に及ぼす影響	83
4-3-1	レーザ加熱変形前処理におけるビード配置と溶接性の関係	83
4-3-2	引張せん断強度への影響	87
第5章	結言	90
第1編	参考文献	92

第2編 ホットワイヤ・レーザ溶接法を用いた高張力鋼板重ねすみ肉溶接技術の開発

第1章 緒言	95
1-1 自動車用高張力鋼板	95
1-1-1 自動車用高張力鋼板適用による軽量化	95
1-1-2 自動車用高張力鋼板の種類	95
1-1-3 ホットスタンプを利用した自動車用超鋼張力鋼板	96
1-2 高張力鋼板溶接における課題	96
1-3 高張力鋼板溶接時の課題に対する検討	99
1-3-1 高張力鋼板の溶接部における課題に対する検討	99
1-3-1-1 アーク溶接	
1-3-1-2 レーザ溶接	
1-3-1-3 レーザ・アークハイブリッド溶接	
1-3-2 これまでの検討における課題	100
1-4 高張力鋼板溶接部の疲労強度の課題と疲労強度向上の検討	101
1-4-1 溶接部の疲労強度の課題	101
1-4-2 溶接部の疲労強度向上の検討	101
1-4-2-1 溶接方法, 止端部処理, 溶接金属の成分の検討	
1-4-2-1-1 溶接方法の検討	
1-4-2-1-2 溶接後の止端部処理の検討	
1-4-2-1-3 溶接金属の成分によるビード形状の検討	
1-4-2-2 低温変態溶接材料	
1-4-2-3 ピーニング処理	
1-4-3 これまでの検討における課題	103
1-5 ホットワイヤ・レーザ溶接法の提案	104
1-5-1 ホットワイヤ法	104
1-5-1-1 ホットワイヤ法とその課題	
1-5-1-2 ホットワイヤ法における課題に対する検討	
1-5-2 ホットワイヤ・レーザ溶接法の特徴と適用例	106
1-5-2-1 ホットワイヤ・レーザ溶接法の特徴	
1-5-2-2 ホットワイヤ・レーザ溶接法の適用例	
1-5-3 ホットワイヤ・レーザ溶接の亜鉛めっき高張力鋼板重ねすみ肉 溶接への適用	107
1-5-3-1 ホットワイヤ・レーザ溶接法適用の効果	
1-5-3-1-1 高張力鋼板の溶接部での効果	
1-5-3-1-2 鋼板間の間隙が狭い場合での効果	

- 1-5-3-1-3 鋼板間の間隙が広い場合での効果
- 1-5-3-1-4 溶接継手部での疲労強度向上の効果

第2章 供試材料および実験方法	109
2-1 供試材料	109
2-2 実験方法および評価方法	110
2-2-1 実験装置	110
2-2-2 実験方法および実験条件	113
2-2-2-1 板厚 1 mm における重ねすみ肉溶接	
2-2-2-2 板厚 2 mm における重ねすみ肉溶接	
2-2-2-2-1 ホットワイヤ・レーザ溶接	
2-2-2-2-2 MAG 溶接	
2-2-3 評価方法	123
2-2-3-1 溶接現象可視化方法	
2-2-3-2 溶接部評価方法	
2-2-3-3 X線透過検査	
2-2-3-4 ビッカース硬さ試験	
2-2-3-5 引張せん断試験	
2-2-3-6 疲労試験	
2-2-3-7 ビーチマーク試験	
第3章 ホットワイヤ・レーザ溶接における適正溶接条件の導出	131
3-1 板厚 1 mm における適正溶接条件の導出	131
3-1-1 鋼板間の間隙 0 mm の場合	131
3-1-1-1 溶接速度一定の場合におけるレーザスポット径が溶接ビードに及ぼす影響（溶接ビード外観，X線透過検査および溶接時の可視化動画）	
3-1-1-2 各レーザスポット径における溶接速度が溶接ビードに及ぼす影響（溶接ビード外観，X線透過検査および溶接時の可視化動画）	
3-1-1-3 各レーザスポット径，溶接速度における溶接ビードの断面マクロ観察	
3-1-1-4 各レーザスポット径，溶接速度が溶接ビードへ及ぼす影響（まとめ）	
3-1-2 鋼板間の間隙が広い場合	141
3-1-2-1 溶接ビード外観，X線透過検査および溶接時の可視化動画	
3-1-2-2 溶接ビードの断面マクロ観察	

3-2	板厚 2 mm における適正溶接条件の導出	146
3-2-1	間隙 0 mm における溶接条件とビード形状の関係	146
3-2-1-1	溶接速度 1 m/min におけるワイヤ送給速度の影響	
3-2-1-1-1	溶接時の可視化画像	
3-2-1-1-2	溶接ビードの外観検査および X 線透過検査	
3-2-1-2	溶接速度 1.5 m/min におけるワイヤ送給速度の影響	
3-2-1-2-1	溶接時の可視化画像	
3-2-1-2-2	溶接ビードの外観検査および X 線透過検査	
3-2-1-3	ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接の比較	
3-2-1-3-1	溶接ビードの外観検査および X 線透過検査	
3-2-1-3-2	溶接ビードの断面マクロ・形状観察	
3-2-2	ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接における硬さ分布	157
第 4 章	ホットワイヤ・レーザ溶接継手の静的強度	159
4-1	板厚 1 mm における各溶接条件の引張せん断強度	159
4-1-1	溶接試験片の引張強度および試験片の破断形態	159
4-1-2	溶接条件と引張強度の関係	160
4-2	板厚 2 mm における各溶接条件の引張せん断強度	165
4-2-1	ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接における溶接条件と引張強度の関係	165
4-2-2	ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接における引張強度とストロークの関係	166
第 5 章	ホットワイヤ・レーザ溶接継手の疲労強度	170
5-1	ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接のビード形状と止端半径	170
5-2	ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接での疲労強度の把握	171
5-2-1	ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接の疲労強度の S-N 線図の把握	171
5-2-2	ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接疲労試験片の破面観察	172
5-2-3	ビーチマーク試験結果	173
5-3	溶接法および溶接条件が疲労強度に及ぼす影響 (まとめ)	173
5-4	高張力鋼板, 超高張力鋼板の溶接部における疲労強度向上へのフローチャート導出	174
第 6 章	結言	183

第2編の参考文献	184
総括	188
謝辞	194

あらがき

1-1 目的

自動車の製造では、軽量化、高剛性化や更なる製造時間短縮について取り組みが行われている。これらの取り組みに対して、溶接施工分野ではレーザー溶接が注目されている。レーザー溶接では、低入熱・高速での片側から非接触溶接が可能であるため、フランジの大幅な縮小や部品形状の自由度が高くなり、意匠の自由度向上や軽量化のための形状選択が可能となる。更に近年では、リモートレーザーによる溶接が注目されている。リモートレーザーは、ガルバノミラーと呼ばれる光学系の高速かつ精密な角度変化によりレーザー光を移動させるため、従来の溶接と比べて高速移動が可能であり、自動車の製造時間も大幅に短縮できる¹⁾³⁾。

しかし、自動車用薄板鋼板には防錆のため、表面にめっきが施された亜鉛めっき鋼板が多く使用されている。そのため、当該鋼板を重ねレーザー溶接する際には、鋼板間の間隙がほぼ 0 mm となる狭間隙において、重ね面に発生する亜鉛めっき蒸気によりピットやブローホール等の溶接欠陥が発生する。また、鋼板の間隙が 0.4 mm を超える広間隙では、溶接時に、上板の熔融部と下板が架橋しないため、上板熔融部の溶け落ちによる欠陥が発生する⁴⁾。⁵⁾ これらの欠陥抑制として、鋼板間の間隙を適正な範囲に制御することが有効であり、その範囲は 0.06~0.4 mm と報告されている⁶⁾。しかし、その範囲は非常に狭いため、実際の製造現場では、管理するのは難しく、管理をする場合、工程の増加、周辺機器の複雑化等の問題が生じる。そこで、レーザーを用いた板材変形技術を利用してレーザー加熱による変形前処理技術を提案した。本手法では、レーザー加熱による鋼板の熱膨張及び冷却時の塑性変形を使用して、鋼板を変形させて、鋼板間の間隙を制御する手法であり、鋼板を拘束治具に取り付けた状態でレーザー加熱が可能で、あらかじめ、溶接前に初期間隙を把握していなくても、初期間隙がある程度の間隙範囲になっていれば、溶接前にレーザー照射することにより、上板を変形させることで狭間隙、広間隙のどちらの場合でも、欠陥が発生しない範囲に間隙を制御できるため、欠陥が発生しない溶接が可能となる。そのため、特別な治具の追加や工程の増加は生じず、生産ラインを従来のまま使用することが可能であり、鋼板間の間隙に起因する溶接欠陥を防止する手法として期待ができる。

適用材料からの自動車軽量化の取り組みの一つとして、高張力鋼板・超高張力鋼板の利用がある。自動車車体や部品に高張力鋼板・超高張力鋼板を適用して、母材強度を向上させることにより、車体の剛性を確保しながら、材料の薄肉化を可能にすることができる。

近年では、高張力鋼板が適用される比率が増加し、自動車の車体に 1.2 GPa 級の超高張力

鋼板も適用されている^{7),8)}。しかし、従来のアーク溶接による高張力鋼板の溶接では、溶接熱影響部の軟化に伴う継手強度の低下や鋼板の母材強度が向上しても溶接部の疲労強度は向上しないなど溶接継手の機械的特性に課題がある。また、亜鉛めっき鋼板の重ね溶接では、鋼板間の隙間が狭い場合は、鋼板表面に施されている亜鉛めっきの蒸発により、ブローホールやピット等の欠陥が生じて、この場合も溶接継手の機械的強度が低下する⁹⁾。このような溶接継手の機械的性質の低下を抑制するには、低入熱・高速溶接法の適用が有効で、溶接法としてはレーザー溶接が考えられる。しかし、前述のとおり、亜鉛めっき鋼板の重ねレーザー溶接では、欠陥のない良好な溶接できる鋼板間の間隙範囲が狭い⁴⁾⁻⁶⁾。そこで、新たな溶接方法としてホットワイヤ・レーザー溶接法に着目した。ホットワイヤ・レーザー溶接法は、ホットワイヤシステムとレーザーを組み合わせた溶接方法でワイヤ溶融と母材溶融の独立制御ができ、低入熱・高能率溶接が可能となる利点があり、前述したアーク溶接やレーザー溶接での溶接継手の機械的特性の低下や亜鉛めっき鋼板でのブローホールの発生などの解決に期待ができる。

本研究の第1編では、亜鉛めっき鋼板の重ねレーザー溶接で問題となる狭間隙時のピット・ブローホール発生および広間隙時の溶け落ちの2つの課題を同時に解決する方法として、レーザー加熱変形前処理を提案して、検討を行った。

本研究の第2編では、高張力鋼板溶接継手での静的強度および疲労強度向上を目的に、ホットワイヤ・レーザー溶接法の自動車用亜鉛めっき高張力鋼板重ねすみ肉溶接への適用を提案して、検討を行った。

1-2 本論文の構成

本論文の構成を示す。本論文は第1編と第2編から構成されており、各章の論旨は以下のとおりである。

第1編では、亜鉛めっき鋼板の重ねレーザー溶接時の課題に対して、レーザー加熱変形前処理を提案して、レーザー加熱変形前処理における適正入熱条件の導出や溶接性および適正ビード配置などについて検討した。内容は、以下のとおりである。

第1章では、亜鉛めっき鋼板と、亜鉛めっき鋼板の重ね溶接時の課題や課題への取り組みについて調査を行い、自動車用亜鉛めっき鋼板の溶接技術の現状と課題を明らかにした。その調査結果から、亜鉛めっき鋼板の重ねレーザー溶接における課題に対して、レーザー加熱変形前処理の提案を行い、当該処理方法の特徴やメリットなどを明確にして、本研究開発の意義を明らかにした。

第2章では、第1編で用いた供試材料、実験方法、評価方法などについて詳細に記載した。

第3章では、提案するレーザー加熱変形前処理技術について、基礎的条件の導出を目的として、レーザー加熱変形前処理による鋼板の温度分布および鋼板変形の挙動、レーザー加熱前処理条件（レーザー出力、加工速度、レーザースポット径、クランプ間距離）と鋼板変形について詳細に調査・検討し、エネルギー密度と鋼板変形量の関係、レーザー加熱変形前処理による鋼板間の間隙制御および溶接性について検討を行った。

第4章では、レーザー加熱変形前処理の実生産ラインへの適用を想定して、溶接ビードに対するレーザー加熱前処理における前処理ビードの配置について、レーザー加熱変形前処理ビードの長さや本数による鋼板変形の特徴や鋼板間の間隙制御、レーザー加熱変形前処理後の溶接性について、検討を行った。

第5章では、第1編で得られた結果を総括した。

第2編では、亜鉛めっき高張力鋼板の重ねすみ肉継手に対してホットワイヤ・レーザー溶接法の適用を検討し、適正条件の導出や継手強度向上などについて検討した。内容は、以下のとおりである。

第1章は、高張力鋼板の溶接技術についての現状と課題および課題への取り組みについて調査を行った。併せて、溶接継手の疲労強度についても、現状と課題および課題に対する取り組みについて調査を行った。その調査結果から、自動車用高張力鋼板の溶接技術の現状と課題を明らかにし、自動車用高張力鋼板の重ねすみ肉溶接に対して、ホットワイヤ・レーザー溶接法の適用について提案を行い、当該溶接法の特徴やメリットなどを明確にして、

本研究開発の意義を明らかにした。

第2章では、第2編で用いた供試材料、実験方法、評価方法などについて詳細に記載した。

第3章では、高張力鋼板の重ねすみ肉溶接における適正条件の導出として、板厚1mmでは、溶接条件（レーザースポット径、溶接速度）と溶接ビードの関係や間隙裕度について検討を行った。また、板厚2mmでは、溶接条件と溶接ビードの関係や静的強度や疲労強度に影響を与えるビードの止端半径やのど厚の関係、溶接部の硬さ分布について検討を行った。

第4章では、溶接継手の静的強度について、板厚1mmでは、ホットワイヤ・レーザー溶接条件と溶接現象および継手強度との関係について検討を行った。板厚2mmの場合は、ホットワイヤ・レーザー溶接法で作製した溶接継手における静的強度低下の抑制について検討を行った。

第5章では、ホットワイヤ・レーザー溶接継手の疲労強度について、従来のMAG溶接との違いおよび当該溶接法適用による疲労強度向上の要因について検討を行った。

第6章では、本研究で得られた結果を総括した。

あらがきの参考文献

- 1) S. Katayama : Latest Development Trend of Laser Welding Technology, Journal of The Japan Welding Society, 80-7(2011), 593-601.
- 2) T. Higuchi : Remote Laser Welding - Development and Applications in American Automotive Industries-, Journal of The Japan Welding Society, 77-3(2008), 229-232.
- 3) K. Mori, T. Tarui , T. Hasegawa and N. Yoshikawa : Remote Laser Welding Application for Car Body, Journal of The Japan Welding Society, 77-3(2008), 215-219.
- 4) M. Uchihara : Joining Technologies for Automotive Steel Sheets, Journal of The Japan Welding Society, 77-8(2008), 722-730.
- 5) M. Ono : Laser weldability of high strength and zinc coated steel sheets for automotive use,Proc. 68th Laser Materials Conference, (2007), 71-80.
- 6) K. Shinozaki, M. Yamamoto, K. Kadoi, Y. Katakami and T. Ozaki : Gap Effect on Defect Formation during Laser Lap Welding for Galvannealed Steel Sheets, Preprints of the National Meeting of J.W.S,85(2009), 154-155.
- 7) A.Yoshitake and R.Ikeda: Weight Reduction Procedure by Utilizing High Strenght Steel Sheets, Journal of the Japan society for technology of plasticity 52,(2011), 766~771
- 8) A.Yoshikawa, K.Ishiuchi and T.Kondo : Development of High-Elongation 1.2GPa High Strength Steel and Adoption for Mass Production Vehicles,Journal of Society of Automotive Engineers of Japan 67-10(2012), 100-101
- 9) H.Matsui : Arc Welding of Galvanized Steel Sheets,J.JWS,66-6(1997), 423-427

第1編 亜鉛めっき鋼板重ねレーザー溶接時のレーザー加熱 変形前処理技術の開発

第1章 緒言

1-1 自動車用亜鉛めっき鋼板

自動車用鋼板には、表面にめっきが施されためっき鋼板が多く用いられている。自動車用鋼板にめっき鋼板が用いられる目的として、鋼板表面の腐食を防止することである。自動車用めっき鋼板では、一般的に亜鉛めっきが施された鋼板が多く用いられており、表面の亜鉛めっき層により防錆特性を確保している。亜鉛めっき鋼板には、様々な種類の当該鋼板が存在するが、自動車に用いられる亜鉛めっき鋼板は、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（Galvannealed steel sheet：GA 鋼板）と溶融亜鉛めっき鋼板（Galvanized steel sheet：GI 鋼板）の2種類に大きく分けられる。

1-1-1 合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA 鋼板）の特徴

合金化溶融亜鉛めっき鋼板（GA 鋼板）は、鋼板を溶融亜鉛浴に浸漬した後、合金化炉で加熱保持してめっき層を Fe 濃度 10 mass% 付近の Zn-Fe 合金化層としたもので、 Γ 相、 Γ_1 層、 δ_1 相、 ζ 相から構成されている。GA 鋼板は、めっきを厚くすることが容易、低コスト、防錆性、プレス性、溶接性などが優れている等の特徴を有している。これらの特徴から、日本の自動車産業では、GA 鋼板が多く使用されている¹⁾。

1-1-2 高強度 GA 鋼板の開発

車体軽量化に用いられている高強度鋼板への合金化溶融亜鉛めっきの適用についても検討が行われている。高強度鋼板への合金化溶融亜鉛めっきの適用については、①添加する Si、Mn、Cr などが亜鉛めっき性を阻害する、②P、Si が合金化を停滞させる、③非めっき鋼板とは異なる組織になる 等課題があり、適用が進んでいなかった。それらの課題を解決するため、めっきを阻害しない Mo を添加することや低 C 当量設計にするなど研究開発が行われている²⁾。現在では、780 MPa、980 MPa、1180 MPa 級合金化溶融亜鉛めっき鋼板等の開発が行われ、適用が進んでいる^{3)~5)}。

1-1-3 溶融亜鉛めっき鋼板（GI 鋼板）の特徴

溶融亜鉛めっき鋼板（GI 鋼板）は、溶融亜鉛浴に浸漬するのみでめっき層の合金化は行わず、めっき層は鋼板素地側に薄く Zn-Fe の合金化層がみられる以外は純 Zn で構成される¹⁾。GI 鋼板は、厚目付けの製品が製造しやすく、製造コストが安いなどの特徴がある。しか

し、表面品質やプレス加工などにおいて課題があり、これらの課題を解決するための検討が行われている⁶⁾。これらの特徴を有していることから、局部防錆と厚目付けが求められる欧州の自動車産業において GI 鋼板は、多く使用されている。

1-2 亜鉛めっき鋼板の重ね溶接の課題

1-2-1 鋼板間の初期間隙量が狭い場合

亜鉛めっき鋼板の重ね溶接では、鋼板間の間隙がほぼ 0 mm の場合、ピットやブローホールなどの欠陥が溶接部に発生する。亜鉛の沸点（約 906 °C）が鉄の融点（約 1,500 °C）よりも低いため、重ね溶接を行うと、鉄が溶融する前に亜鉛が気化する。その後、鉄が溶融するため、気化した蒸気は、鋼板間にある程度以上の間隙がないと、溶融池内へ侵入して溶融金属を飛散させたり、溶融池内に閉じ込められたりして気孔欠陥となる。その結果、Fig. 1-1 に示すような溶接金属内部や表面にピットやブローホールが発生して、溶接ビード外観の悪化や継手強度の低下が起こる^{7)~10)}。これを防止する方法として、鋼板間に適正な間隙を設けることが有効である。

板厚 1 mm の亜鉛めっき鋼板重ねレーザー溶接について、間隙裕度が欠陥形成に及ぼす影響の検討が行われており¹⁰⁾、その結果について、Fig. 1-2、Fig. 1-3 に示す。Fig. 1-2 に示す断面観察結果から、0~0.04 mm の狭間隙では、ブローホールの発生やビード表面形状の荒れが確認できる。鋼板間の間隙が 0.06 mm より大きくなると欠陥の発生やビード表面の荒れは確認されず、良好な断面となっている。Fig.1-3 に示す引張せん断試験結果を見ると、鋼板間の間隙が 0.06 mm を超えると高い継手強度が確保されるが、0~0.04 mm では継手強度が低下し、鋼板間の間隙が狭くなり 0 mm に近づくほど継手強度が下がる傾向にあることが報告されている¹⁰⁾。

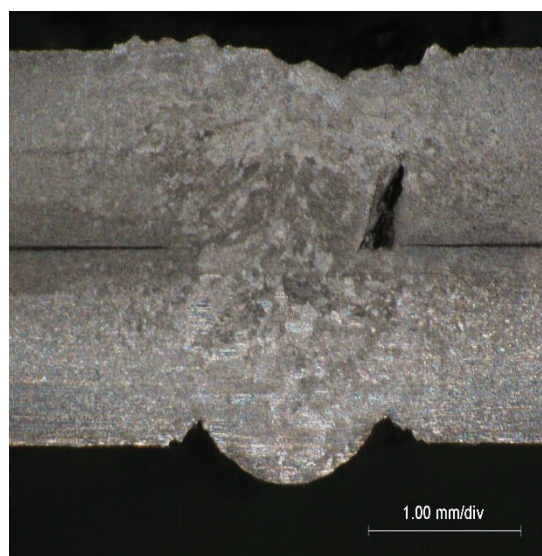


Fig. 1-1 Cross section of weld defect at 0 mm gap between steel sheets¹⁰⁾.

Laser power: 2.0 kW, Traveling speed: 2.0 m/min
 Df: 0 mm, Irradiation angle: 0 deg., Galvannealed steel, Thickness: 1.0 mm

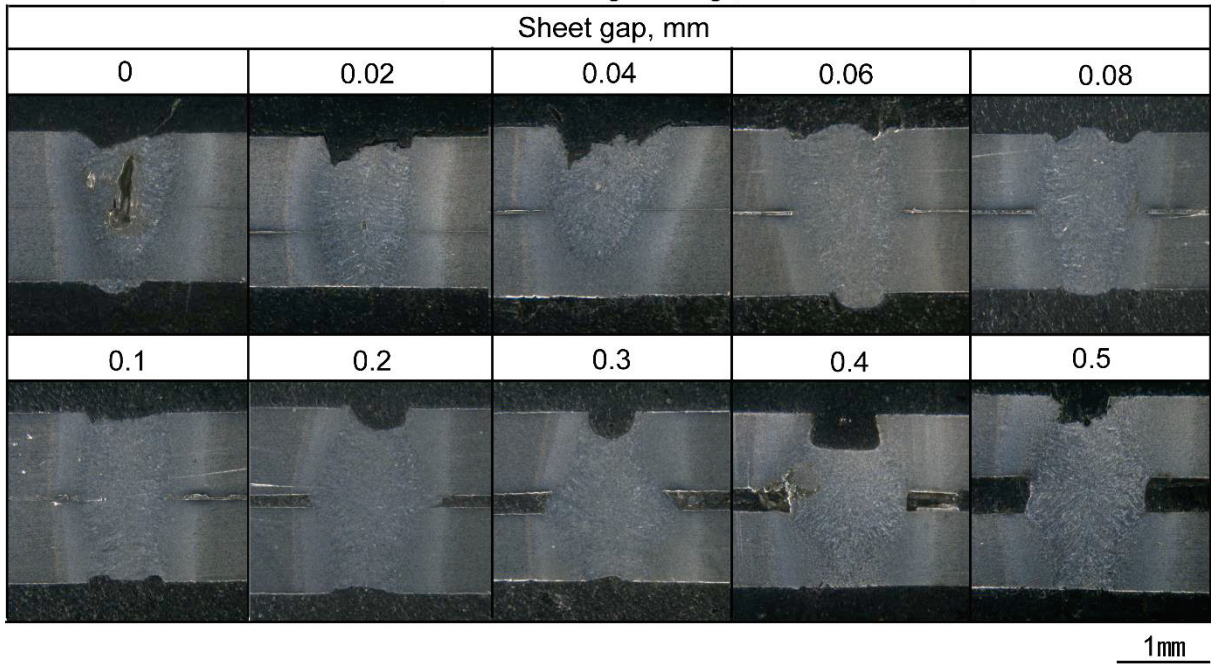


Fig. 1-2 Cross sections of laser lap welded joint of galvannealed steel sheets with 1.0 mm thickness ¹⁰⁾.

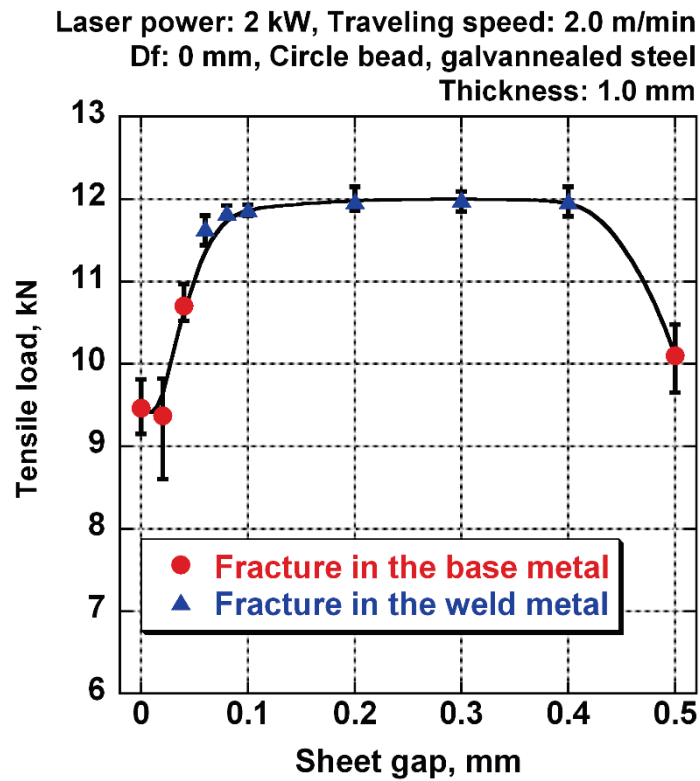


Fig. 1-3 Relationship between sheet gap and tensile load of laser lap welded joint using galvannealed steel sheets with 1.0 thickness mm ¹⁰⁾.

1-2-2 鋼板間の初期間隙量が広い場合

亜鉛めっき鋼板の重ね溶接において鋼板間の間隙が広くなりすぎると、熔融金属が間隙内に溶け落ちてしまい、熔融金属が不足して上板側にアンダーカットが生じる。更に間隙が広がると、Fig. 1-4 に示すように上板と下板が架橋しなくなり、上板の溶け落ちが生じる。このように、鋼板間の間隙が広すぎる場合にもビード外観の悪化や継手強度の低下が生じる^{7)~10)}。

Fig.1-2 に示す板厚 1 mm の亜鉛めっき鋼板重ねレーザー溶接についての検討結果¹⁰⁾を見ると、鋼板間の間隙が 0.06~0.3 mm の範囲では良好なビード断面となっていることがわかる。しかし、鋼板間の間隙が 0.4 mm を超えると次第に上板のアンダーカットが大きくなる傾向にあることがわかる。Fig.1-3 に示す引張せん断試験の結果を見ると、鋼板間の間隙が 0.06~0.4 mm の範囲では高い継手強度が確保されているが、0.4 mm を超えると継手強度が低下することが報告されている¹⁰⁾。



Fig. 1-4 Weld defect example on cross-section of laser welded lap joint with large gap between steel sheets¹⁰⁾.

1-3 亜鉛めっき鋼板の重ね溶接での課題に対する検討

前述のとおり、亜鉛めっき鋼板の重ね溶接において、鋼板間の初期間隙が 0 mm 程度と狭い場合ではピットやブローホールの発生、鋼板間の初期間隙が広い場合では、鋼板の溶け落ちの発生により継手強度が低下する。鋼板間の間隙による溶接欠陥の発生に対して、アーク溶接、レーザ溶接、レーザ・アークハイブリッド溶接等、各種溶接法において、これまでに様々な検討が行われている。

1-3-1 初期間隙量が狭い場合における各溶接法での検討

1-3-1-1 アーク溶接

アーク溶接では、鋼板間の初期間隙量が 0 mm の場合の亜鉛蒸気による欠陥発生について、アーク溶接の方法やシールドガス、ワイヤの成分の検討により、ピットやブローホール溶け落ちなどの溶接欠陥を抑制する検討が行われている^{11)~16)}。

松井らは、亜鉛めっき鋼板の消耗電極式パルスアーク溶接において、継手間隙から熔融池に侵入する亜鉛ガスによって形成される気泡に対して、熔融池底辺に沿った湯流れを誘起させて気泡を掻き落とす手法により、ブローホールが低減すると報告している¹²⁾。

川本らは、TAWER-Zi-Active 溶接法により、アーク力を適正にコントロールし、継手ルート部を露出させることで亜鉛蒸気を安定して外部に排出させることにより、スパッタ発生量を最大 95%低減させて、気孔も大幅に低減することができると報告している¹³⁾。

泉谷らは、Ar+30%CO₂のシールドガスと低 S+低 Mn の溶接ワイヤの適用、および低周波重畳パルスと 2 段パルスの溶接電源を組み合わせることにより、スパッタと気孔を大幅に低減できると報告している¹⁴⁾。

1-3-1-2 レーザ溶接

レーザ溶接では、鋼板間の初期間隙量が 0 mm の場合の亜鉛蒸気による欠陥発生について、溶接手法や鋼板への前処理等によってピットやブローホールの溶接欠陥の抑制について検討が行われている^{7)~10), 17)~25)}。

小野らは、亜鉛めっき量によらず、鋼板間の隙間量が増加するとスパッタ重量比が低下すること、亜鉛めっき量が増加すると欠陥の生じない適正隙間量が増加することを報告している⁷⁾。

篠崎らは、レーザにより亜鉛めっきを事前に加熱除去して、溶接欠陥が発生しない重ねレーザ溶接について検討している。亜鉛めっきをレーザにより事前に加熱除去することにより、溶接部の欠陥率が減少し、重ね面の両面を除去すると、機械的除去と同等の欠陥率にな

ることを報告している²¹⁾。

また、自動車製造ラインで実際に使用するため、溶接時の亜鉛蒸気による溶接欠陥の防止についても検討されている^{22)~26)}。

森らは、レーザー加工ヘッドに加圧機能を付加して、溶接部周辺を加圧することにより、強制的に鋼板間に隙間を設けて、溶接時に発生する亜鉛蒸気を逃がし、欠陥を抑制する方法を検討している²²⁾。

萩原らは、鋼板をプレス加工して成形する際に、併せてエンボスを設け、そのエンボスにより適切な隙間を形成することにより、溶接時に発生する亜鉛蒸気を逃がし、欠陥を抑制することを検討している²³⁾。

樽井らは、レーザー溶接前の処理として、上板にレーザー照射を行い、照射条件を適正にすることにより、レーザー照射面の反対側に0.07~0.3 mm程度の突起を形成させて、その後、鋼板を重ね合わせることにより、鋼板間の隙間を制御する方法を検討している。その結果、亜鉛めっきによる欠陥発生が抑制されることが報告されている²⁵⁾。

西尾は、リモートスキャナーにより、加工点にてレーザー光を高速で回転させることで溶融池を攪拌し、気化した亜鉛蒸気の排出を促すとともに、鋼板間の隙間が大きい場合でも溶接金属の揺動によって溶け落ちが生じない方法を検討している²⁶⁾。

1-3-1-3 レーザ・アークハイブリッド溶接

レーザー・アークハイブリッド溶接では、鋼板間の初期間隙量が0 mmの場合の亜鉛蒸気による欠陥発生について、種々の検討が行われている^{7), 27), 28)}。

小野らは、レーザー・アークハイブリッド溶接法の亜鉛めっき鋼板重ね溶接への適用を検討している。レーザー溶接と比較すると、鋼板間の隙間裕度が大きい、ブローホールの発生が少ない、レーザー溶接並みの高速溶接が可能となることを報告している⁷⁾。

鷹尾らは、レーザー・アークハイブリッド溶接法による高速溶接について検討している。溶接速度3 m/minにおいて、MIG溶接単体ではビード形成ができないのに対して、レーザーとMIG溶接のハイブリッド溶接では、レーザーのデフォーカスを適正にすることにより、アークおよび溶滴移行が非常に安定して、スパッタが増加しないという報告をしている²⁷⁾。

1-3-2 初期間隙量が多い場合における各溶接法での検討

1-3-2-1 アーク溶接

アーク溶接では、初期間隙量が多い場合に対して、以下のような検討が行われている^{29)~31)}。

大村は、重ねすみ肉溶接時に発生する溶け落ちに対して、溶接ワイヤの成分について検討している。溶接ワイヤ中の Si の調整による架橋性の向上や、ワイヤの脱酸元素の制御、合金元素の添加による耐気孔性の向上を報告している²⁹⁾。

1-3-2-2 レーザ溶接

レーザー溶接では、鋼板間の間隙が広い場合に対して、以下のような検討が行われている。

内藤らは、溶接時にフィラーワイヤを揺動させる手法（フィラー揺動溶接）を検討している。フィラーを揺動させることにより、レーザー照射と熔融金属の供給が周期的に繰り返され、良好な貫通溶接が可能となり、鋼板間の間隙裕度が向上する結果を得ている¹⁶⁾。

また、自動車製造ラインで実際に使用するため、間隙が広い場合の溶接欠陥の防止について検討されている。

西尾は、リモートスキャナーにより、加工点にてレーザー光を高速で回転させることで熔融池を攪拌し、気化した亜鉛排出を促すとともに、溶接金属の揺動により鋼板間の間隙が大きい場合でも溶け落ちない方法を検討している²⁶⁾。

1-3-2-3 レーザ・アークハイブリッド溶接

レーザー・アークハイブリッド溶接では、初期間隙量が広い場合に対して検討が行われている^{7),32)}。

小野らは、レーザー・アークハイブリッド溶接法の亜鉛めっき鋼板の重ね溶接への適用を検討している。当該溶接法は、レーザー溶接と比較して、鋼板間の隙間裕度が大きい、ブローホールの発生が少ない、レーザー溶接並みの高速溶接が可能などの結果を得ている⁷⁾。

1-4 これまでの検討における課題

亜鉛めっき鋼板の重ねレーザー溶接では、鋼板間の間隙を 0.06~0.4 mm 程度の適正範囲に制御できれば、ピット、ブローホールおよび溶け落ちなどの溶接欠陥は大幅に減少することが明らかとなった。しかし、自動車部品の製造は、プレス加工により成形を行うため、スプリングバックが発生する。そのため、それぞれの部品同士を重ね合わせると、鋼板間の間隙は一定にならず、0 mm に近い狭間隙の場合、適正範囲の場合、適正範囲を越える広間隙の場合と様々な間隙量が存在するため、すべての間隙量に対して適正な鋼板間の間隙制御することは困難である。また、溶接箇所の間隙量を溶接前に把握することも困難である。そのため、実生産ラインで鋼板間の間隙量の管理を行おうとすると、押さえ治具の増加やプレス加工時のエンボス形成などが必要となり、生産ラインの複雑化や工程数増加等の課題

が生じる。また、アーク溶接では、入熱過剰なため、特に板厚 1mm 程度となる薄板の重ね溶接では、上下鋼板の溶け落ちが生じやすくなる課題がある。また、現状よりも高速溶接が困難であることも課題である。レーザ・アークハイブリッド溶接では、アーク溶接を利用していることから、入熱の増加により安定的に薄板溶接が行えない課題がある。

以上のような背景から、亜鉛めっき鋼板の重ね溶接時に、生産ラインが複雑にならず、工程数も増加しない鋼板間の間隙を適正範囲に制御できる技術が強く望まれている。さらに、鋼板間の間隙を事前に把握しなくても、狭間隙および広間隙の両方に対応できる鋼板間の間隙制御手法が望まれている。

1-5 レーザ加熱変形前処理技術の提案

1-5-1 レーザを用いた板材変形技術

レーザを用いた板材変形技術は、レーザ光を板材に照射して加熱を行い、レーザ照射部に生ずる体積変化・熱応力を利用して、素材に塑性変形を生じさせるものであり、一般的にレーザフォーミングと呼ばれている。これには、TGM (Temperature Gradient Mechanism), BM (Buckling Mechanism), UM (Upsetting Mechanism) の3つの代表的な変形機構があり、レーザの照射条件や種類による板厚方向の温度勾配の違いにより、板を上側, 下側に変形させることが可能である³³⁾。

TGMにおける鋼板変形の模式図を Fig. 1-5 に示す。TGM とは、板厚方向に温度勾配が大きい場合に変形が起きるモードである。加熱工程のレーザ照射部近傍では、当該部に圧縮の熱応力が発生して、降伏応力を超えると圧縮の塑性ひずみが発生する。その後、レーザ照射が終了すると冷却過程となり、照射部の温度が下がり、加熱過程で生じていた圧縮の塑性ひずみの分だけ高温部分は小さくなり、板材は上に曲がり、下側に変形する³³⁾。

この技術を用いることにより、金型を利用しなくても少量の製品成形・作製が可能のため、金型作製が不要になり、生産のサイクルタイムおよびコストの削減が可能になる。

本技術の検討例として、造船分野における船殻外板の曲面形成で利用されるぎょう鉄作業の自動化を目的として、レーザフォーミングを利用した数値解析や実験による検討が行われている³⁴⁾。また、金属やプラスチックに対して、板材の曲げやパイプの加工、3次元成形などへの適用が行われている³⁵⁾。

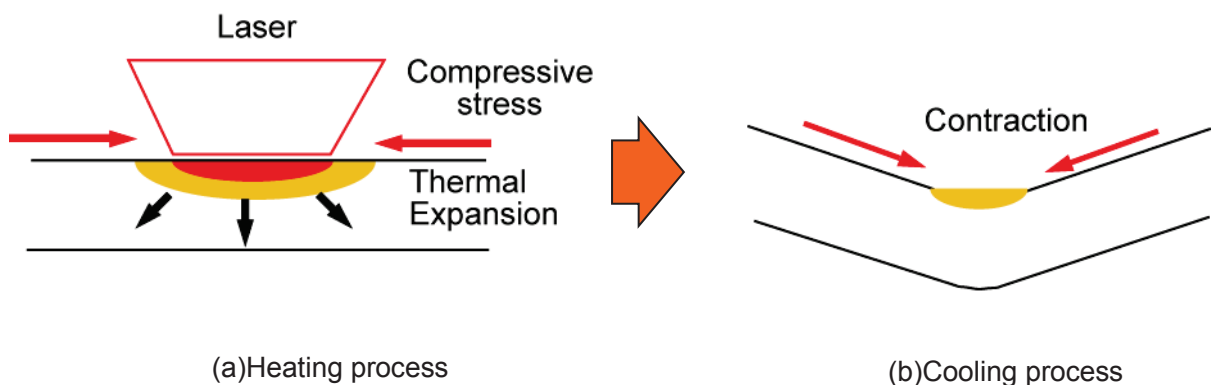


Fig 1-5 Sheet deformation by laser forming³³⁾.

1-5-2 レーザ加熱変形前処理の特徴および効果

1-5-2-1 レーザ加熱変形前処理の特徴

本研究では、レーザを用いた板材変形技術を利用してレーザ加熱変形前処理技術について提案して、検討を行う。本手法は、レーザ加熱による鋼板の熱膨張および冷却時の塑性変形を使用して鋼板を変形させ、鋼板間の間隙を制御する手法である。その概要を Fig. 1-6 に示す。図に示すとおり、鋼板を拘束治具に取り付けた状態でのレーザ加熱が可能で、Fig. 1-6(a)の狭間隙に対しては、レーザ加熱により上板を下側に変形させることにより上板を下板へ押し当てて変形させることで間隙を生じさせる。Fig. 1-6(b) に示す広間隙に対しては、同様にレーザ加熱により上板を下側に変形させることで上板と下板の間隙を狭くする。

このように、本手法では、溶接前に初期間隙量を把握していなくても、初期間隙量がある程度の間隙範囲になっていれば、溶接前にレーザ照射することにより、上板を変形させることで狭間隙および広間隙のどちらの場合でも、欠陥が発生しない範囲に間隙を制御でき、欠陥が発生しない溶接が可能となる。

1-5-2-2 レーザ加熱変形前処理の効果

レーザ加熱変形前処理技術について、亜鉛めっき鋼板重ねレーザ溶接に適用すると様々な効果が考えられる。通常、重ね溶接では、溶接前に鋼板間の初期間隙量を把握することは困難であるが、本手法では、鋼板間の間隙量を事前に把握していなくても、初期間隙量がある範囲になっていれば、レーザ加熱変形前処理により、上鋼板を下側に変形させることで、鋼板間の初期間隙が広い場合、狭い場合のどちらにおいても、溶接欠陥が発生しない範囲に鋼板間の間隙を制御することが可能である。また、従来の手法では、鋼板間の間隙を適正に確保するため、特別な治具や工程の追加が必要であったが、本手法に使用するレーザ熱源を用いたレーザ加熱のみで鋼板間の間隙を適正に制御できる。そのため、特別な治具の追加や工程の増加は生じず、生産ラインを従来のまま使用することも可能である。また、鋼板を重ねたまま、レーザ加熱して鋼板間の間隙を制御することが可能なため、レーザ加熱変形前処理工程後の上板の反転も不要であり、工程の追加は生じない。

自動車用部品のスポット溶接の代替を検討した場合、レーザ加熱ビードを適正に配置することにより、鋼板間の間隙制御も可能となり、スポット溶接の生産ラインをそのまま利用して、レーザ溶接に代替することも可能と考えられる。更に、レーザ加熱変形前処理は、高速処理が可能のため、高速でレーザ照射が可能なりモートレーザを利用することにより、レーザ加熱変形前処理とレーザ溶接を含めた加工時間の大幅な短縮も可能となる。

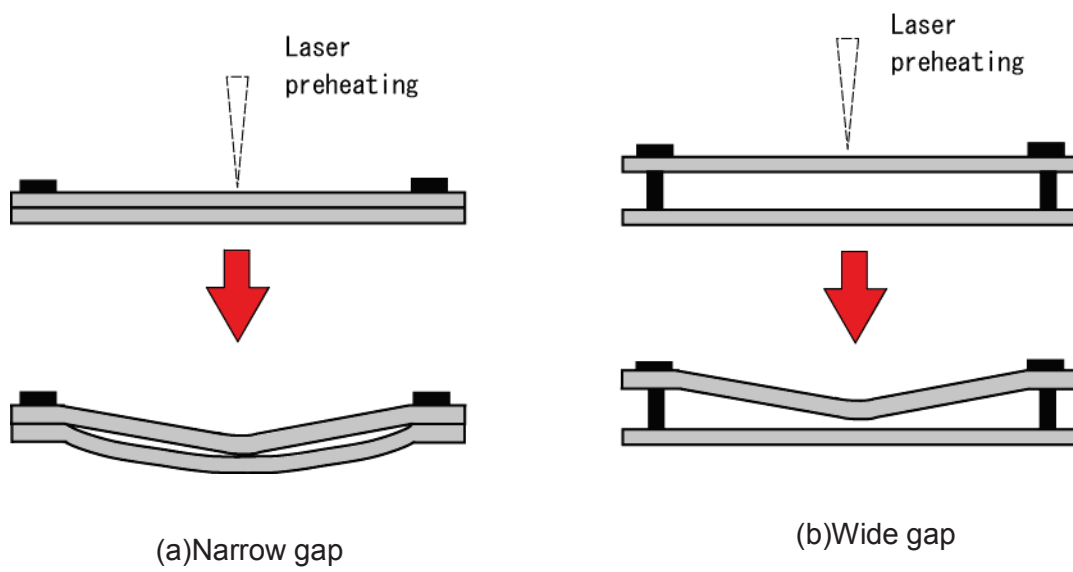


Fig.1-6 Schematic illustration of sheet clearance controlling method.

第2章 供試材料および実験方法

2-1 供試材料

本実験には、供試材料として母材表面に亜鉛めっきが施されている 440 MPa 級および 780 MPa 級合金化溶解亜鉛めっき鋼板（めっき付着量 55 g/m²，板厚 1 mm）を使用した。それぞれの化学組成を Table 2-1 に示す。試験片サイズは 100 × 66 mm とし、実験に使用した 4 点支持拘束用治具を Fig. 2-1 に示す。鋼板の 4 隅に穴開け加工をして、Fig. 2-1 に示す 4 点支持拘束用治具に固定した。クランプ間距離は 60 および 90 mm の 2 種類とした。

Table 2-1 Chemical composition of test piece.

	C	Si	Mn	P	S	Fe
GA60 steel sheet 440MPa t=1mm	0.15	0.01	0.99	0.019	0.004	Bal.
GA60 steel sheet 780MPa t=1mm	0.11	0.07	2.5	0.009	0.001	Bal.

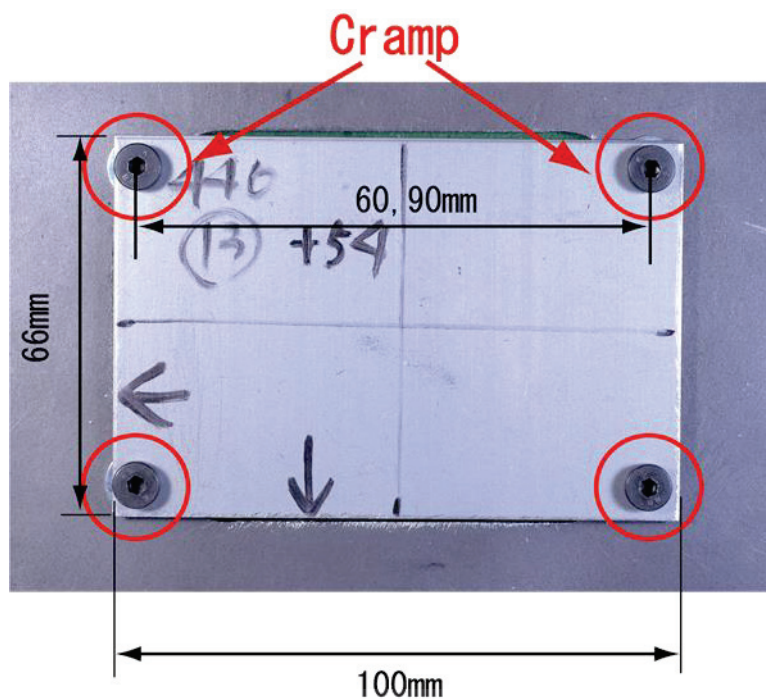


Fig. 2-1 Schematic illustration of method 4-spot clamp.

2-2 実験方法および評価方法

2-2-1 実験装置

実験は、ファイバーレーザを用いて行った。レーザヘッドは6軸多関節ロボットに固定し、加工テーブルを移動させることによりレーザ加熱変形前処理および溶接を行った。

(a) ファイバーレーザ

レーザ発振器に IPG 製 YLR-3000S (定格出力 3 kW) を用いた。発信器の外観を Fig. 2-2 に示す。発振用ファイバー内に固体 Yb-YAG (Ytterbium-Yttrium Aluminum Garnet, Y3Al5O12) を挿入してレーザ発振を行っている。レーザ波長は 1070 nm, ビーム品質は 5.4 mm・mrad である。焦点レンズは、焦点距離 400 mm のものを使用した。実験で使ったレーザ加工ヘッドを Fig. 2-3 に示す。レーザ加熱変形前処理および溶接はレーザヘッドを6軸多関節ロボットに固定し、加工テーブルを移動させることにより行った。



Fig. 2-2 Appearance of fiber laser.



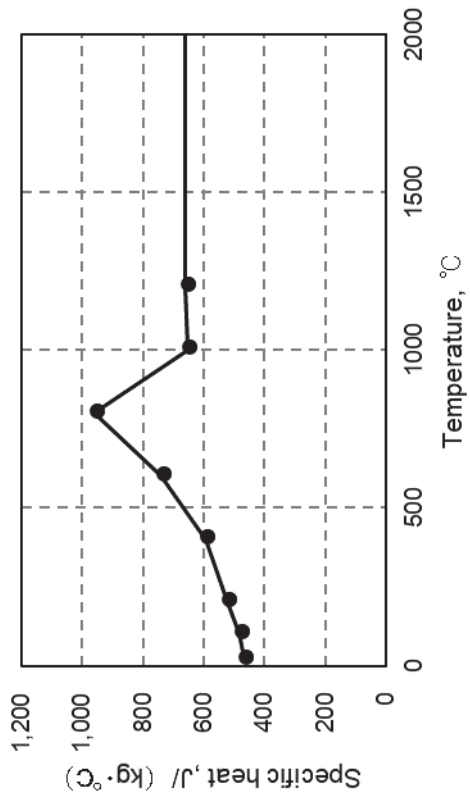
Fig. 2-3 Appearance of laser head.

2-2-2 解析・実験方法および条件

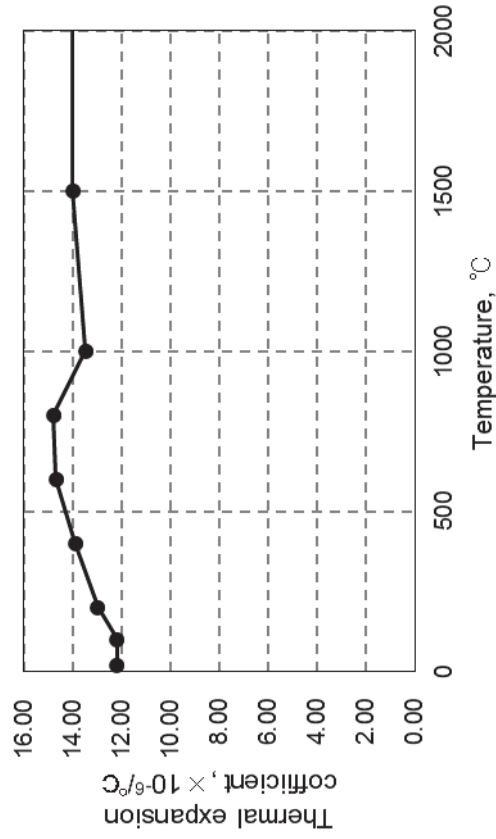
2-2-2-1 レーザ加熱変形前処理による鋼板変形の挙動

2-2-2-1-1 解析方法

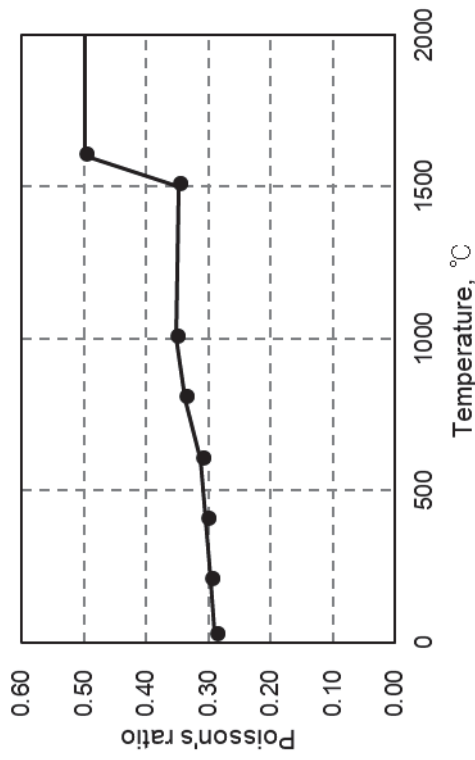
有限要素法解析により，レーザ加熱変形前処理による温度履歴および変形履歴について，調査した．本解析に使用した 440 MPa 級高張力鋼板（板厚 1 mm）の各種材料物性値を Fig. 2-4 に，解析モデルを Fig. 2-5 に示す．解析には，有限要素法解析コード Marc (MSC 社製) を用いた．解析モデルは，ハーフサイズモデル（50×66 mm）として，レーザ照射付近において，X 方向 0～5 mm 間では 0.1 mm ピッチ，5～10 mm 間では 0.2 mm ピッチ，Y 方向 0～66 mm 間では 0.1 mm ピッチ，Z 方向 0～1 mm 間では 0.1 mm ピッチのメッシュサイズとした．レーザ照射条件は，レーザ出力 3 kW，レーザスポット径を 9 mm とした．Fig. 2-5(a) に示すとおり，レーザ光は鋼板中央部を 1 mm ピッチでビード長さ 40 mm を加工速度 6 m/min で移動させた．また，鋼板は，端部両サイドから 5 mm の位置を 2 箇所拘束した．解析により得られた温度変化の参照位置は，Fig. 2-5 に示すとおり，鋼板中央部 33 mm の位置において，板厚 (Z) 方向の 0, 0.2, 0.5, 1.0 mm の点とした．解析により得られた変形量の参照位置は，Fig. 2-5 に示すとおり，鋼板中央部の 33 mm の位置において，実験と同様に板厚 (Z) 方向 1.0 mm の点とした．



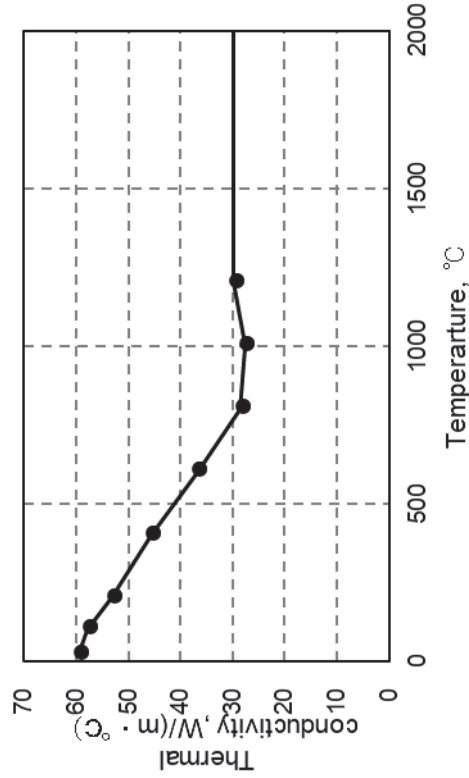
(a) Specific heat



(b) Thermal expansion



(c) Poisson's ratio



(d) Thermal conductivity

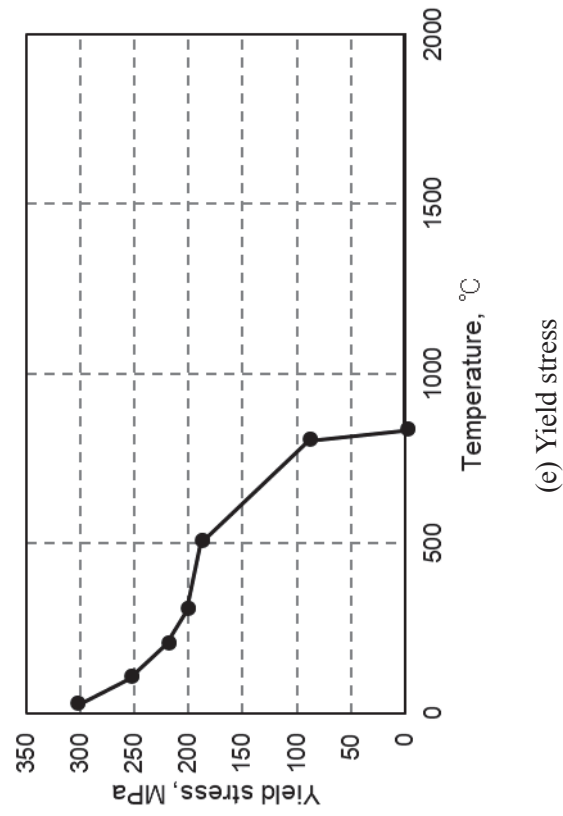
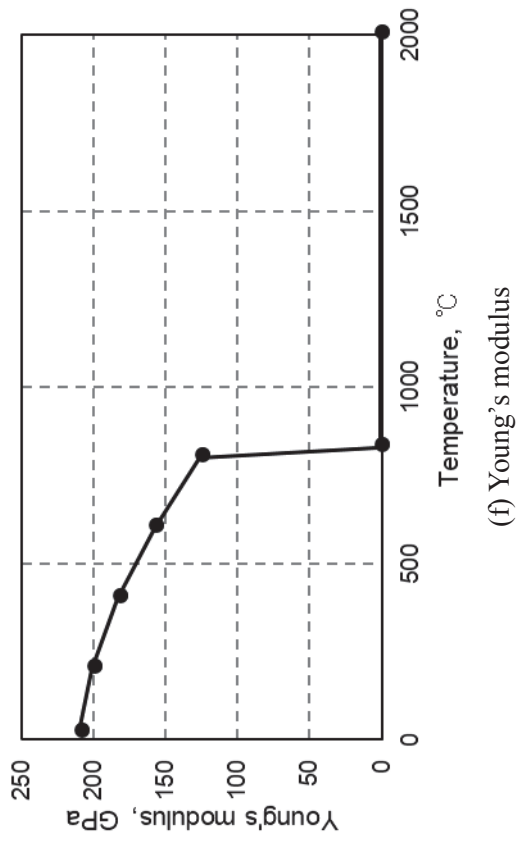


Fig. 2-4 Material properties for FEM-analysis.

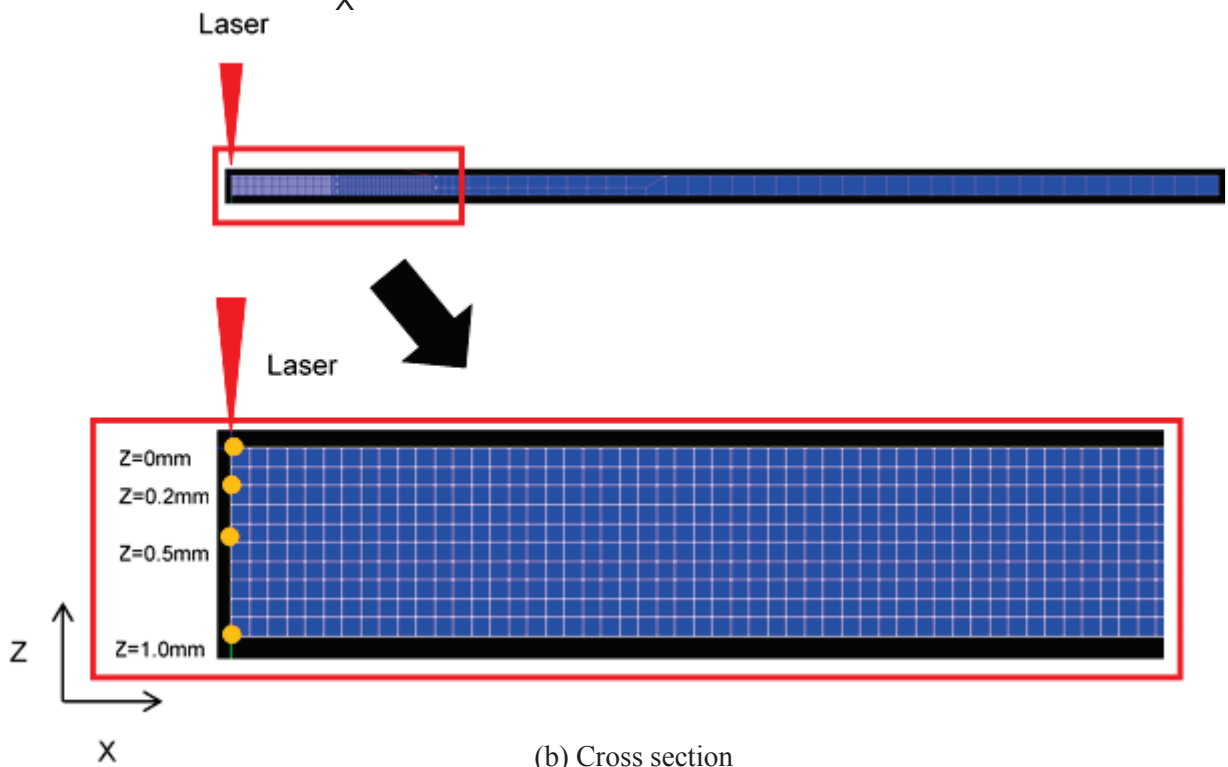
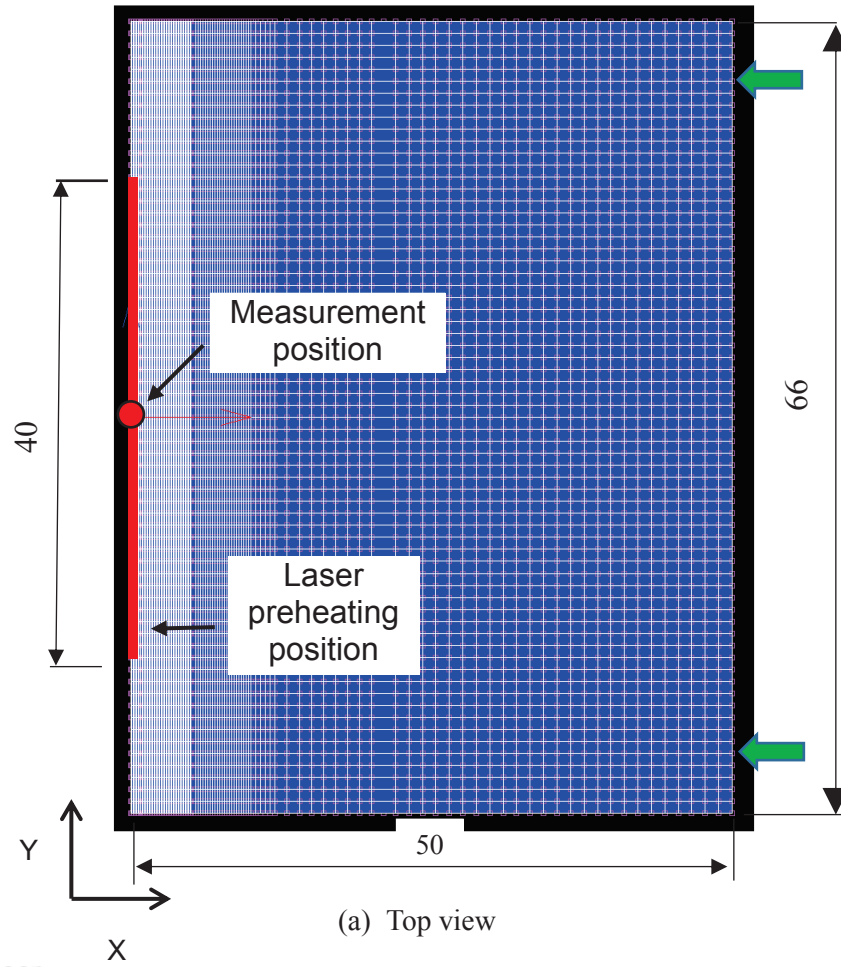


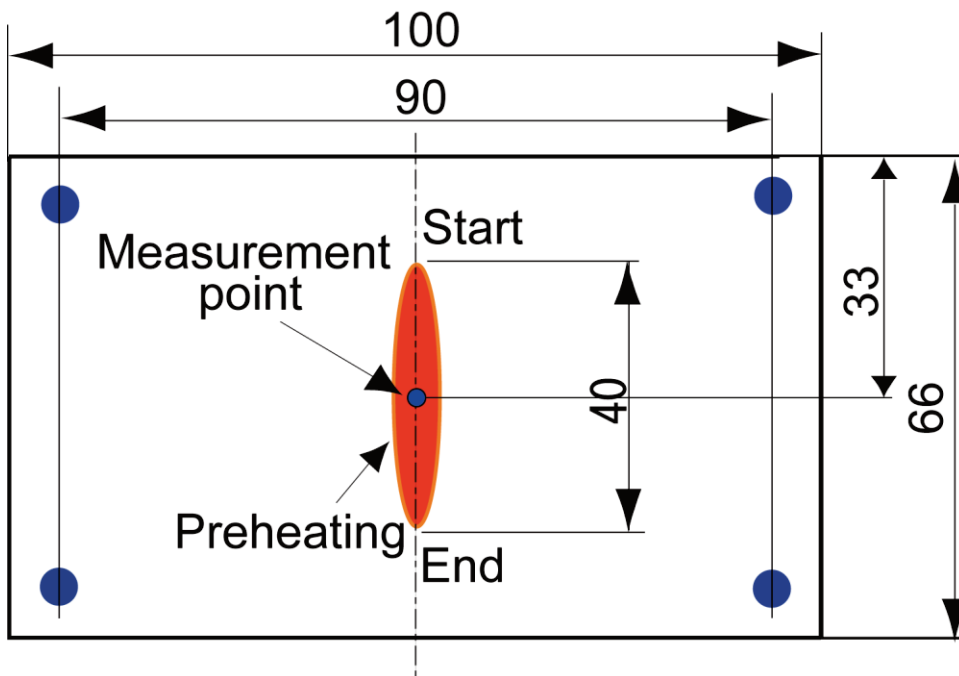
Fig. 2-5 Finite element model for FEM-analysis.

2-2-2-1-2 実験方法

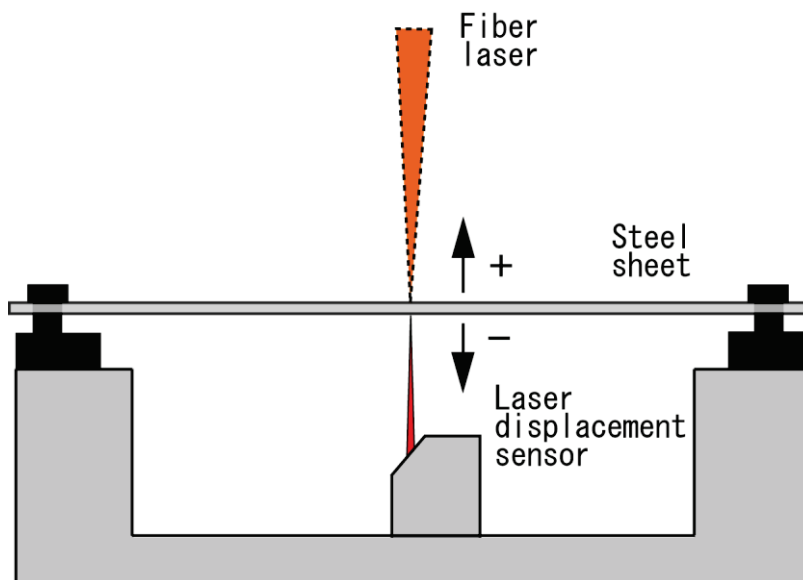
レーザー加熱変形前処理の挙動確認と解析結果の検証のため、レーザー加熱変形前処理による鋼板変形挙動把握のための実験を行った。440 MPa 級高張力鋼板を供試して、Table 2-2 に示す条件にてレーザー加熱変形前処理実験を実施した。レーザー照射位置および変形挙動の測定位置を Fig. 2-6 に示す。Fig. 2-6 に示すように、1 枚の鋼板を 4 点支持拘束用治具に拘束して、レーザー加熱変形前処理を行った。鋼板変形を測定するレーザー変位計は、レーザー照射方向とは反対側に設置した。実験は、レーザー出力 3 kW、レーザースポット径 9 mm、加工速度 6 m/min、クランプ間距離 90 mm、レーザー照射長さ 40 mm として、鋼板の中央部にレーザー照射を行った。鋼板変形の測定は、レーザー照射開始から、レーザー照射を終了して鋼板の変形が安定するまで行った。レーザー照射の中央部を測定位置として、レーザー照射後の鋼板の上下方向の変形挙動を測定した。なお、照射前の位置を 0 mm として、上方向の変形をプラス、下方向の変形をマイナスとした。

Table 2-2 Conditions of laser preheating.

Laser power, kW	3
Spot diameter, mm	9
Traveling speed, m/min	6.0
Length between cramps, mm	90
Length of bead, mm	40
Angle of irradiation, deg	5



(a) Top view



(b) Cross section

Fig. 2-6 Schematic illustration of experimental set-up.

2-2-2-2 レーザ加熱変形前処理条件と鋼板変形の関係および溶接性

2-2-2-2-1 実験条件

レーザー加熱による鋼板の変形挙動を詳細に調査するため、鋼板 1 枚のみの場合および鋼板を 2 枚重ねた場合それぞれでの実験を行った。本実験には、440 MPa 級および 780 MPa 級高張力鋼板を用いた。レーザー加熱変形前処理条件を Table 2-3 に、溶接条件を Table 2-4 に、レーザー加熱変形前処理位置を Fig. 2-7(a)に、溶接位置を Fig. 2-7(b)に示す。

まず、鋼板 1 枚のみを用いて、レーザー出力、加工速度、レーザースポット径、クランプ間距離が鋼板変形挙動に及ぼす影響を把握した。次に、鋼板 1 枚のみを用いた実験結果から得られた最大変形量となる照射条件（レーザー出力 3 kW、加工速度 6 m/min、レーザースポット径 9 mm、クランプ間距離 90 mm）の条件を適用し、鋼板 2 枚を重ねた状態でのレーザー加熱変形前処理実験を行い、鋼板間の間隙の狭い場合、広い場合における鋼板間の間隙量の変化について把握した。鋼板間の初期間隙量は、440 MPa 級高張力鋼板では、0 および 0.7 mm、780 MPa 級高張力鋼板では 0 および 0.8 mm を鋼板間の間隙の広い場合、狭い場合の代表例として設定した。レーザー加熱変形前処理による変形量は、レーザー変位計を用いて、Fig. 2-7(a)中に破線で示す位置において、レーザー加熱変形前処理前後の位置を測定し、その差から算出した。

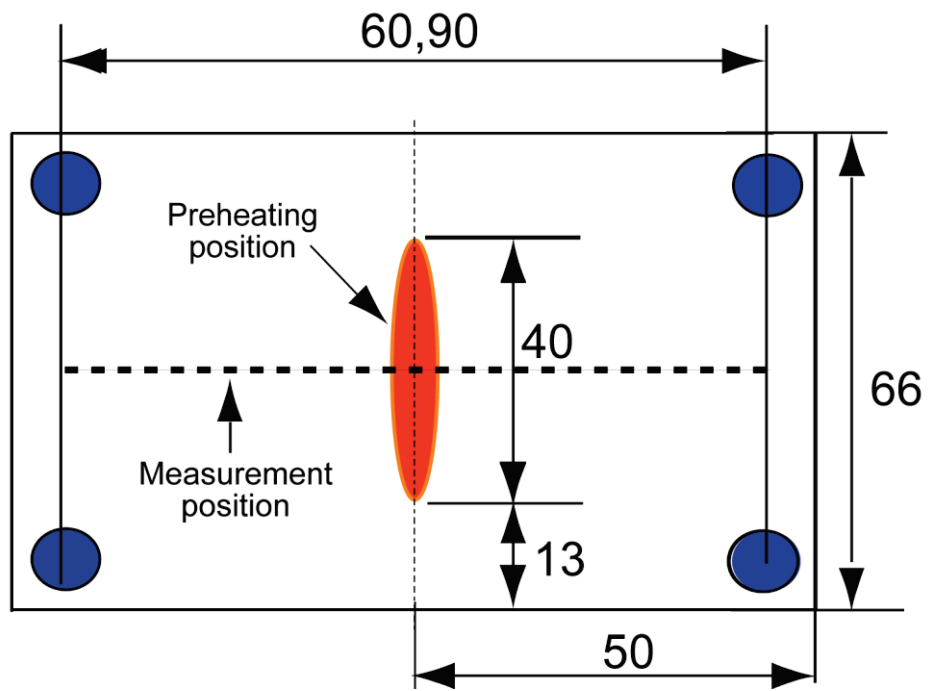
レーザー加熱変形前処理の効果の検証として、レーザー加熱変形前処理後のレーザー溶接を行った。鋼板の変形が最大となる条件を用いてレーザー加熱変形前処理を行った後に、Fig. 2-7(b)に示すとおり、レーザー加熱変形前処理位置から 0, 2, 4 mm のそれぞれの位置にレーザー溶接を行った。鋼板間の初期間隙量は 0~0.9 mm とした。鋼板間の間隙は、上板と下板の間に所定の隙間ゲージを挟み設定した。溶接後の評価は、ビード外観検査、X 線透過検査、断面マクロ組織観察、引張せん断試験で行った。

Table 2-3 Laser preheating conditions for deriving appropriate heat input conditions
(One sheet and two sheets).

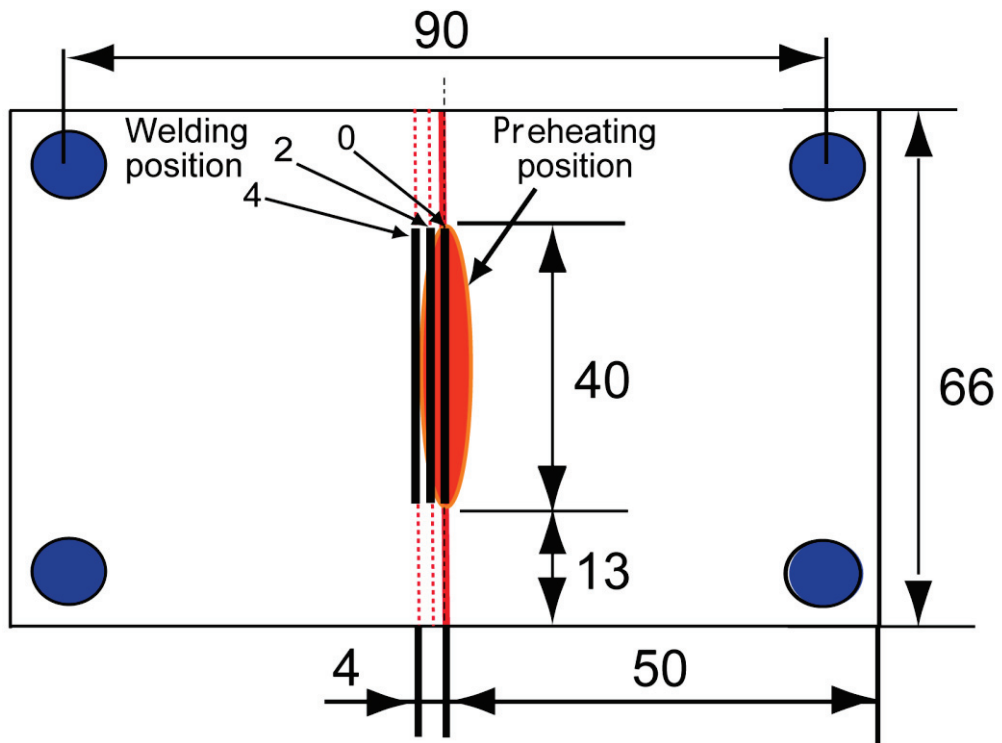
	One sheet			Two sheets
	1	2	3	
Laser power, kW				3
Traveling speed, m/min	1.0~8.0	3.0~8.0	4.0~8.0	6.0
Laser spot diameter, mm	5,9			9
Length between cramps, mm	90	60,90		90
Length of bead, mm	40			40
Initial gap, mm	—			0, 0.7 (440MPa) 0, 0.8 (780MPa)
Angle of irradiation, deg	5			5

Table 2-4 Laser welding conditions using laser preheating
for deriving appropriate heat input conditions.

	Preheating	Welding
Laser power, kW	3	
Laser spot diameter, mm	9	0.4
Traveling speed, m/min	6	2.0
Length between cramps, mm	90	
Length of bead, mm	40	
Initial gap, mm	0~0.8 (440MPa), 0~0.9 (780MPa)	
Welding position, mm	—	0, 2, 4
Angle of irradiation, deg	5	



(a) Laser preheating position



(b) Laser welding position

Fig. 2-7 Schematic illustration of laser preheating and laser welding position for deriving appropriate heat input conditions.

2-2-2-3 レーザ加熱変形前処理ビードの配置による鋼板変形への影響

2-2-2-3-1 解析条件

レーザ加熱変形前処理ビードと変形挙動把握のため、有限要素法解析により、鋼板のセンターラインの鋼板変形量について調査した。

本解析に使用した 440 MPa 級高張力鋼板（板厚 1 mm）の各種材料物性値を Fig. 2-4 に、解析モデルを Fig. 2-8 に示す。解析には、有限要素法解析コード Marc（MSC 社製）を用いた。解析モデルは、ハーフサイズモデル（50×66 mm）として、レーザ照射付近において、X 方向 0～5 mm 間では 0.1 mm ピッチ、5～10 mm 間では 0.2 mm ピッチ、Y 方向 0～66 mm 間では 0.1 mm ピッチ、Z 方向では、0～1 mm 間 0.1 mm ピッチのメッシュサイズとした。レーザ照射条件は、レーザ出力 3 kW、スポット直径 9 mm、加工速度 6 m/min とした。レーザ加熱変形前処理ビードは、Fig. 2-8 に示す以下の 4 種類を検討した。

レーザ照射長さ 40 mm : 1Pass（ビード 1 本） : Fig. 2-8(a)参照

ビード間隔 : 5 mm (2Pass-5 mm), 10 mm (2Pass-10 mm), 15 mm (2Pass-15 mm) : Fig. 2-8(b)参照

1Pass の場合は長さ 40 mm を 1 mm ピッチで、加工速度 6 m/min によりレーザ光を移動させた。ビード 2 本の場合は、20 mm を 1 mm ピッチで加工速度 6 m/min によりレーザ光を移動させた。その後、ビード間隔 5, 10, 15 mm と間隔をあけて、同様の条件により長さ 20 mm を 1 mm ピッチで加工速度 6 m/min によりレーザ光を移動させた。また、鋼板の拘束は、鋼板端部の両サイドから 5 mm の位置を 2 箇所拘束した。この条件により有限要素法解析を行い、Fig. 2-8 中に示す鋼板のセンターライン Y=0～66 mm, Z=0 mm の位置での各レーザ加熱変形前処理ビードによる鋼板変形量を導出して、比較した。

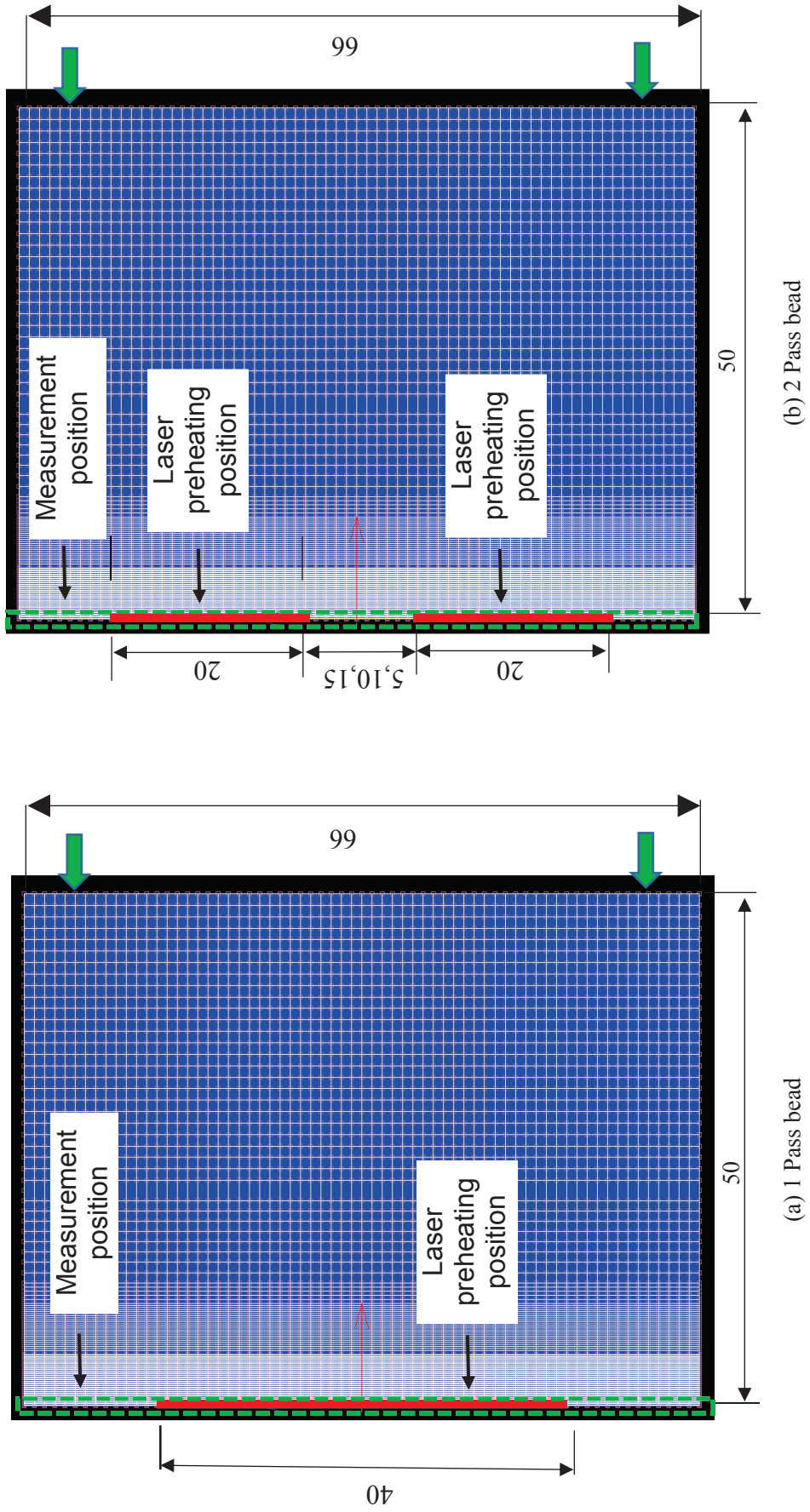


Fig. 2-8 Schematic illustrations of FEM-analysis models.

2-2-2-3-2 実験方法

レーザ加熱変形前処理でのビード長さおよびビード配置の影響を調査するため、レーザ加熱変形前処理およびレーザ溶接実験を行った。供試材料として、440 MPa 級高張力鋼板を使用した。

まず、レーザ加熱変形前処理でのビード長さおよびビード配置の影響の基礎的な検討を行うために、一枚の鋼板に対して、Fig. 2-9 に示す 3 種類のレーザ加熱変形前処理ビードでの変形量測定を実施した。レーザ加熱変形前処理の実験条件を Table 2-5 に示す。レーザ加熱変形前処理ビードは、Fig. 2-9(a) に示す長さ 40 mm の直線ビードを 1 本とする 1Pass ビード、Fig. 2-9(b) に示す長さ 20 mm の直線ビードを 1 本とする 1Pass ビードおよび Fig. 2-9(c) に示す長さ 20 mm の直線ビードを 2 本とする 2Pass ビードとした。上記 3 条件のレーザ加熱変形前処理後に、Fig. 2-9 中に破線で示す鋼板中央位置にて変形量を計測した。また、比較的大きな変形量が得られた、長さ 40 mm のビード 1 本の 1Pass ビードおよび長さ 20 mm のビード 2 本の 2Pass ビードの条件に対しては、より詳細に変形状態を把握するために、1 枚の鋼板に対してレーザ加熱変形前処理を実施し、Fig. 2-9 中に破線で示す 3 箇所に変形量を測定した。さらに、長さ 20 mm のビード 2 本の 2Pass ビードの条件を用いて、2 枚の鋼板を重ねた状態でのレーザ加熱変形前処理の鋼板間の間隙制御への効果を確認した。鋼板を 2 枚重ね、初期間隙量 0 および 0.7 mm とし、長さ 20 mm のビード 2 本の 2Pass ビードによりレーザ加熱変形前処理を行った後に、鋼板間の間隙量を測定した。

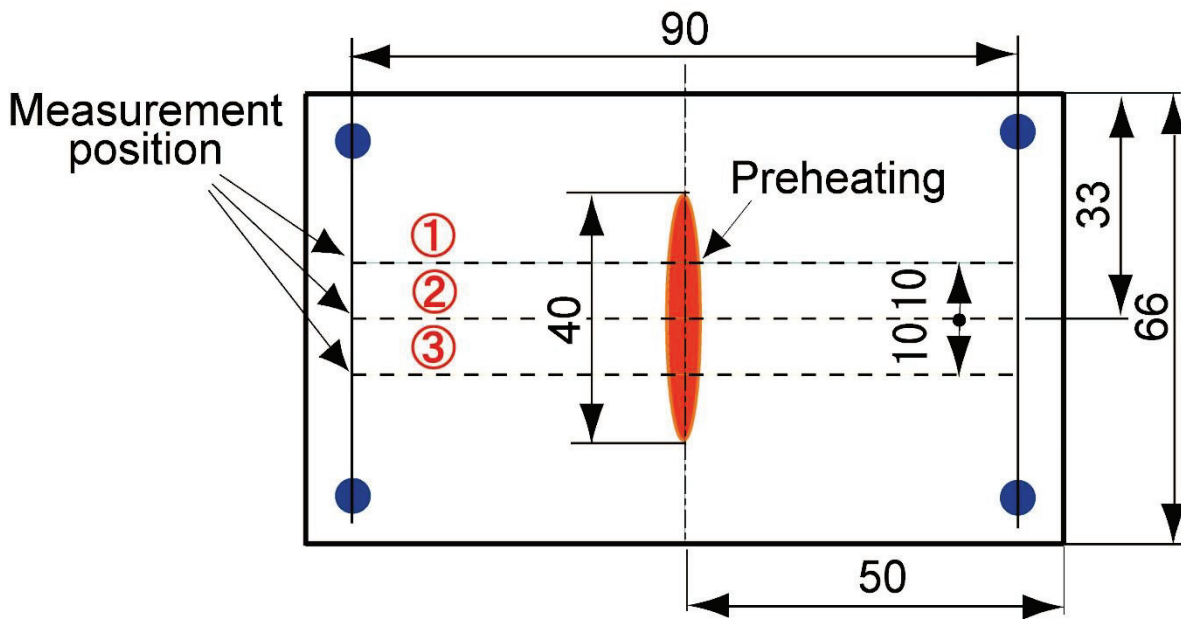
次に、比較的大きな変形量が得られた、長さ 40 mm のビード 1 本の 1Pass ビードおよび長さ 20 mm のビード 2 本の 2Pass ビードについては、Table 2-6 に示す条件を用いてレーザ加熱変形前処理を行い、レーザ溶接性の検証を行った。Fig. 2-10 に示すように、溶接ビードは $\phi 10$ mm の C 形状とし、溶接位置は、Fig 2-10(a) に示す長さ 40 mm の 1 Pass ビードではビード中央部、Fig 2-10(b) に示す長さ 20 mm の 2Pass ビードでは 2 本のビード間中央部とした。2 枚の鋼板間に隙間ゲージを挟んで初期間隙量を設定して治具に拘束した後、レーザ加熱変形前処理を行い、その後、レーザ溶接を行った。溶接性の評価は、ビード外観検査、X 線透過検査、引張せん断試験で行った。

Table 2-5 Conditions of laser preheating for deriving proper bead placement.
(One sheet and two sheets).

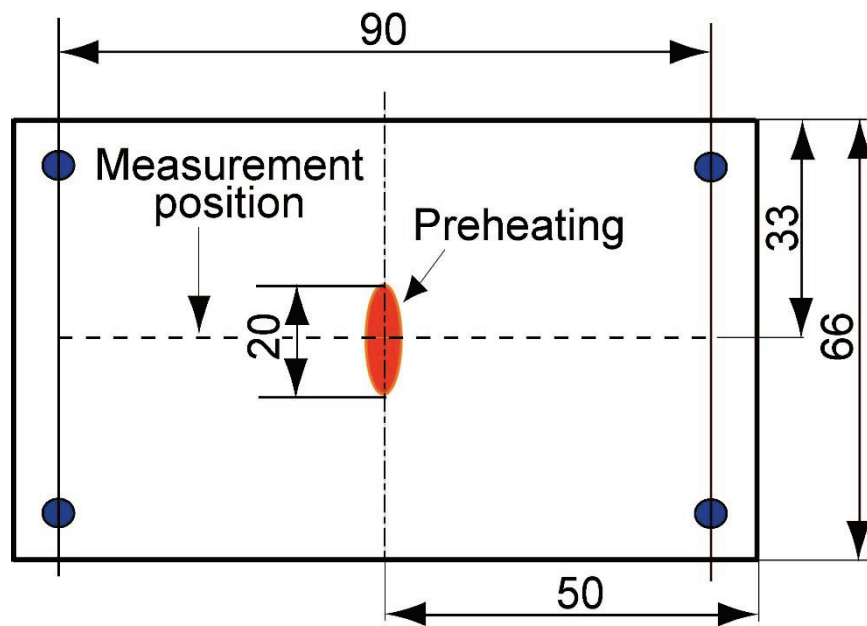
	One sheet	Two sheets
Laser power, kW	3	3
Laser spot diameter, mm	9	9
Traveling speed, m/min	6.0	6.0
Length between cramps, mm	90	90
Initial gap, mm	—	0, 0.7
Angle of irradiation, deg	5	5

Table 2-6 Laser welding conditions using laser preheating
for deriving proper bead placement.

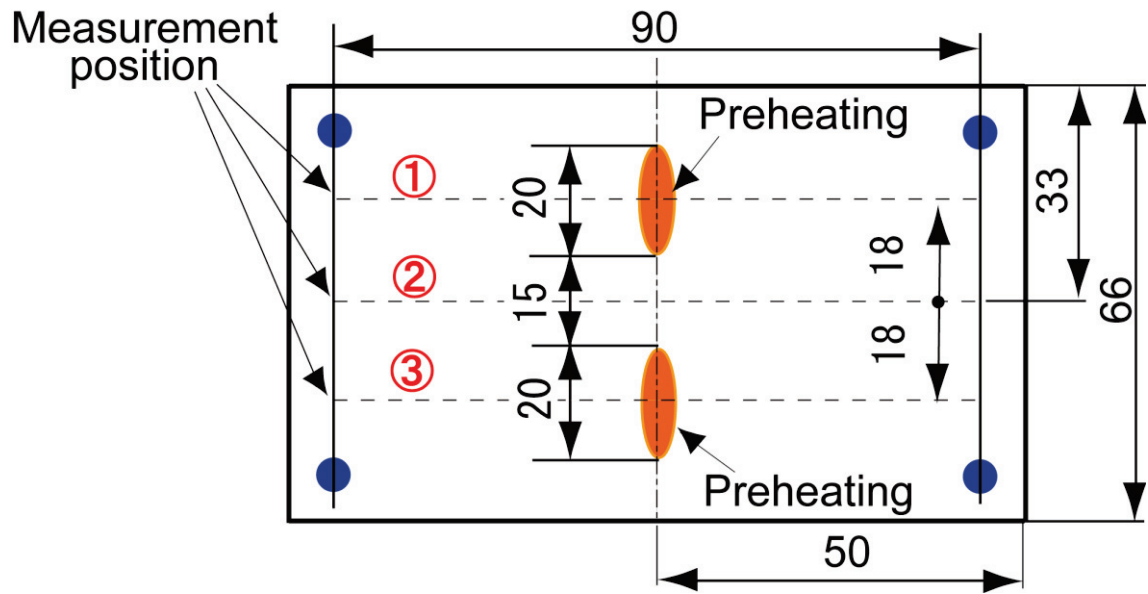
	Preheating	Welding
Laser power, kW	3	
Laser spot diameter, mm	9	0.4
Traveling speed, m/min	6	1.5
Length between cramps, mm	90	
Initial gap, mm	0~0.8	
Angle of irradiation, deg	5	



(a) 1Pass bead (Length:40mm)

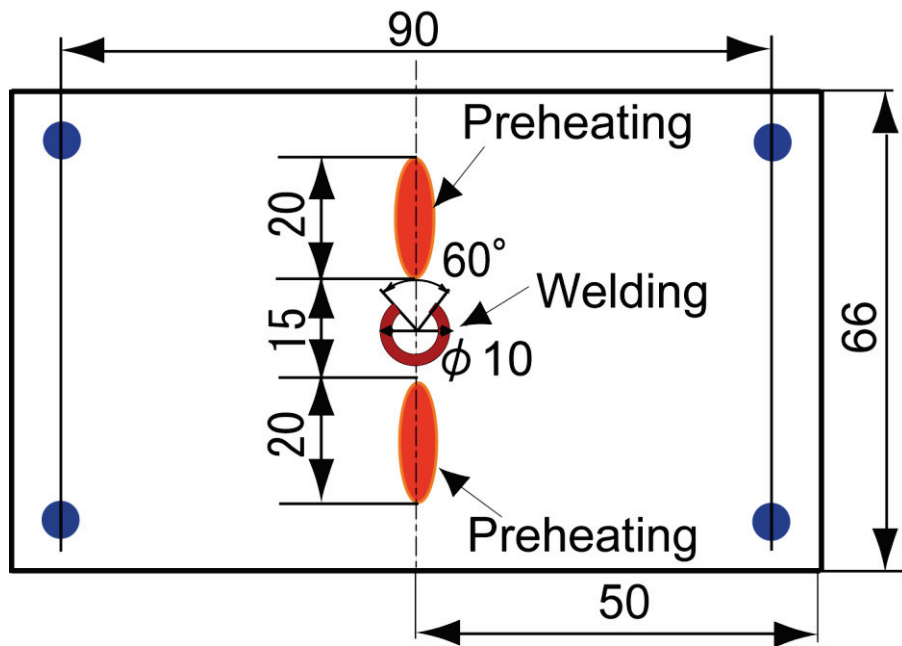


(b) 1Pass bead (Length:20mm)

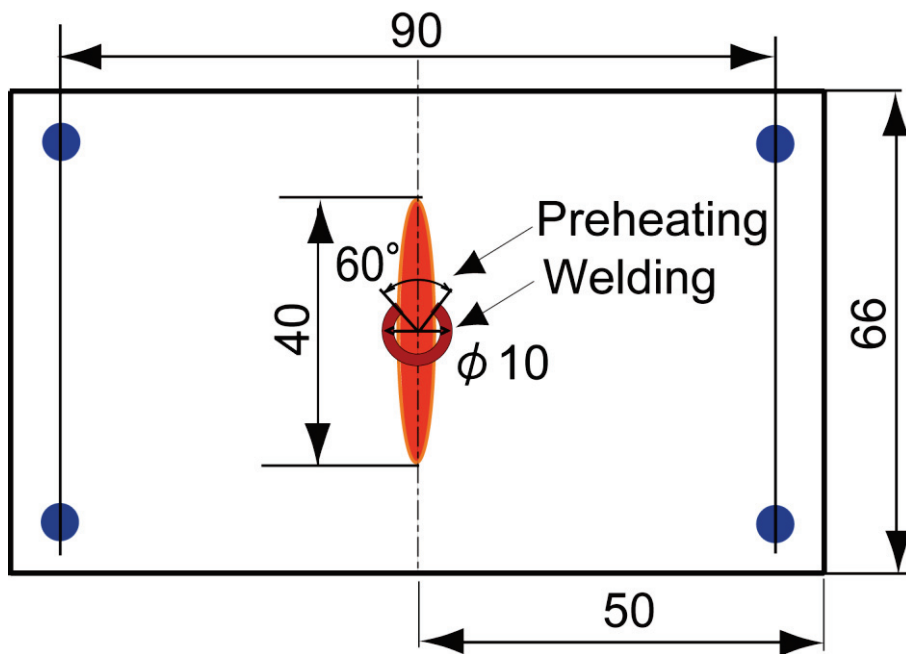


(c) 2Pass bead (Length:20mm)

Fig. 2-9 Schematic illustration of laser preheating and measurement position for deriving proper bead placement.



(a) 2Pass bead



(b) 1Pass bead

Fig. 2-10 Schematic illustration of laser preheating and laser welding position for deriving proper bead placement.

2-2-3 評価方法

2-2-3-1 レーザ加熱変形前処理による変形量の測定

レーザ加熱変形前処理による変形量の測定は、Fig. 2-11 に示すレーザ変位計を用いて行った。鋼板を4点支持固定治具に拘束後、レーザ照射前後においてFig. 2-7(a)およびFig. 2-9 破線で示す箇所を垂直方向にクランプ間において測定し、その差からレーザ加熱変形前処理による鋼板の変形量を算出した。変形量の定義をFig. 2-12 に示す。鋼板上面とレーザ照射による変形後の底面の距離を ΔD として、この値を変形量とした。



Fig. 2-11 Appearance of laser displacement sensor.

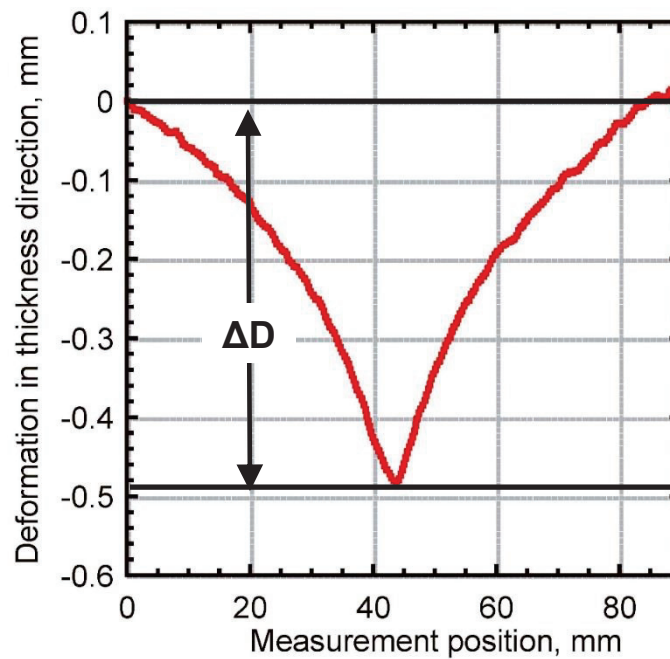


Fig. 2-12 Deformation of steel sheet by laser preheating.

2-2-3-2 断面観察

溶接ビードの定常部からサンプル切り出し、エメリー紙#100～3000 を用いて研磨を行った後に、3 %ナイトールで 10 秒間腐食して、溶接ビードの断面観察を行った。

2-2-3-3 X 線透過検査

レーザ加熱変形前処理後のレーザ溶接により得られた継手の内部欠陥確認のため、X 線透過検査を行った。検査には、X 線 CT 検査装置（島津製作所製、MMT-225）を用いた。Fig. 2-13 に装置外観を示す。X 線発生装置と検出器の間に溶接試験片を設置して、その後、X 線発生装置から X 線を照射して、ビードの内部観察および写真撮影を行い、ブローホール、ピット等の欠陥の有無を確認した。

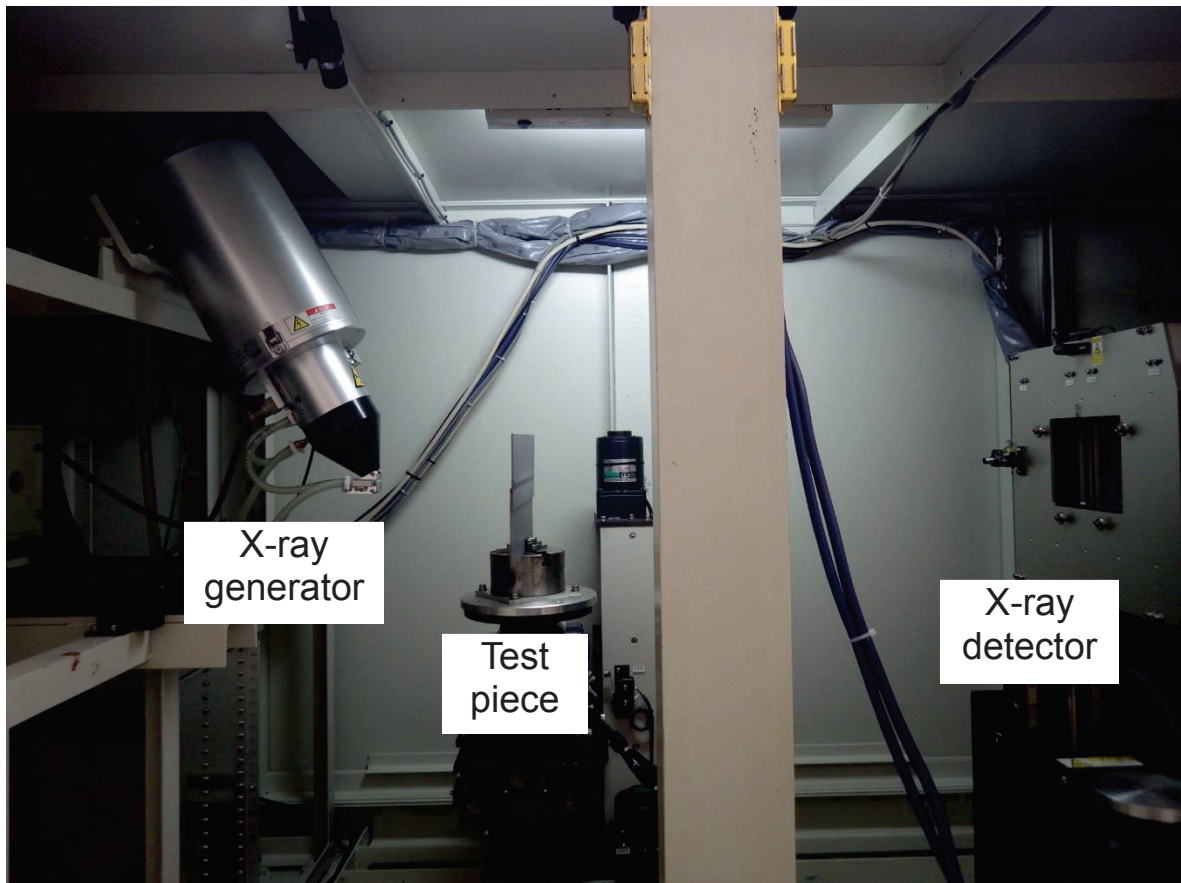
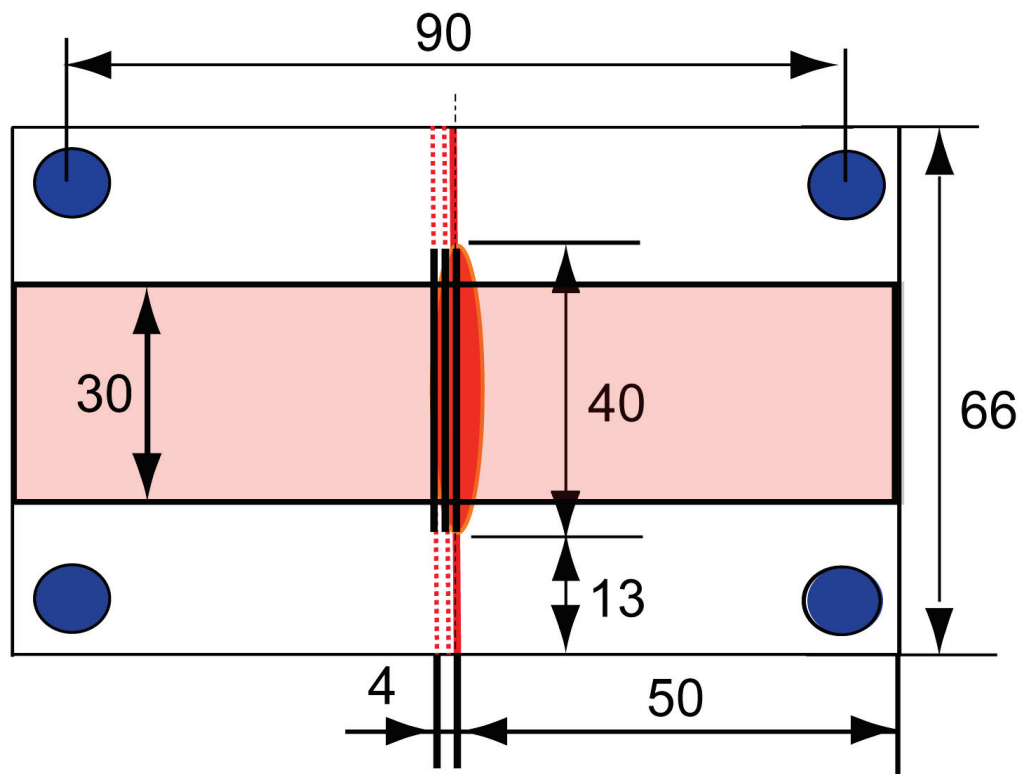


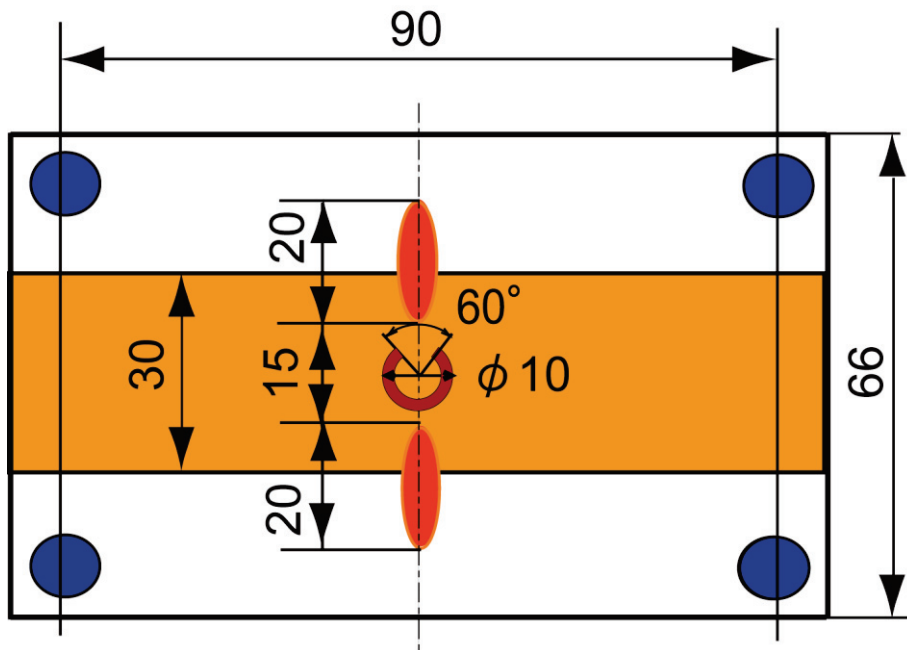
Fig. 2-13 Appearance of X-ray CT inspection equipment.

2-2-3-4 引張せん断試験

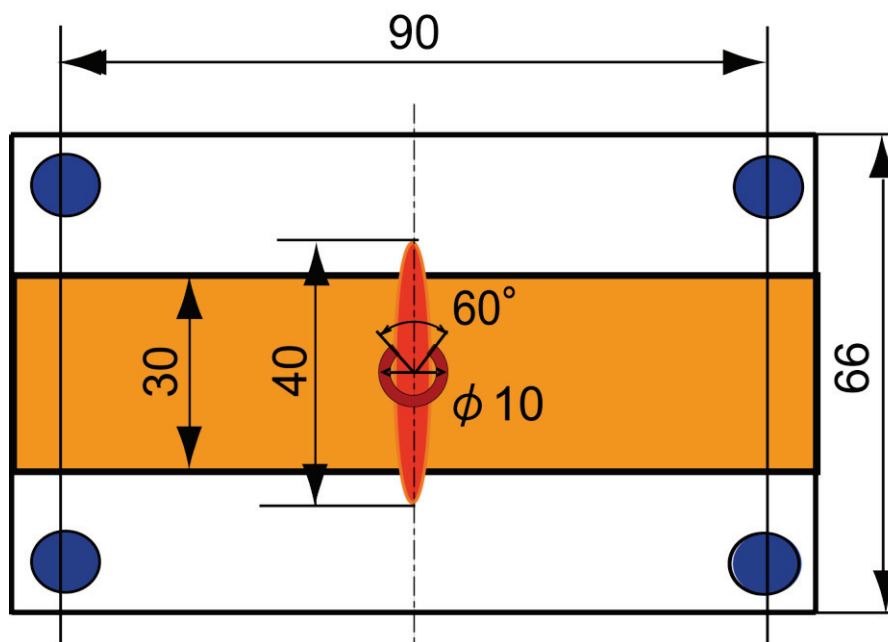
各種レーザ加熱変形前処理後のレーザ溶接により得られた継手の引張せん断試験を行い、静的強度の評価を行った。引張せん断試験用の試験片は、Fig. 2-14 に示すように、溶接ビード垂直方向に対して、試験片幅 30 mm に切り出して供試した。引張せん断試験には、引張試験機（島津製作所製 AUTOGRAPH AG-250kN）を用いた。静的強度の評価は、引張せん断試験により得られた破断荷重と破断箇所で行った。



(a) 1Pass-40mm (Straight bead shape)



(b) 2Pass-15mm (C-bead shape)



(c) 1Pass-40mm (C-bead shape)

Fig. 2-14 Schematic illustration of acquisition of tensile test specimen.

第3章 レーザ加熱変形前処理における適正条件の導出

3-1 レーザ加熱変形前処理による鋼板の温度分布と変形挙動

3-1-1 レーザ加熱変形前処理による鋼板の温度分布

レーザー加熱変形前処理による鋼板への影響について、有限要素法解析を行い、調査した。レーザー照射条件は、鋼板1枚のみを用いた実験結果から最大変形量が得られたレーザー出力3 kW、レーザースポット径9 mm、加工速度6 m/minとした。解析により得られたレーザー加熱変形前処理時の温度変化の結果を Fig. 3-1(a) に示す。Fig. 3-1(a)中には、レーザー照射側鋼板表面から板厚方向に0 (レーザー照射側の鋼板表面)、0.2、0.5 (板厚中央) および1.0 mm (レーザー照射反対側の鋼板表面) の温度履歴を示している。Fig. 3-1(a)を見ると、板厚方向の各測定点の温度は、レーザー加熱した後に急激に上昇して最高温度に達した後、急激に低下し、5秒後には各測定点とも200℃程度となっている。また、レーザー加熱変形前処理時の各測定点での最高温度到達時刻は、レーザー照射側鋼板表面から離れるに従って若干遅れており、レーザー照射側鋼板表面からの熱伝導によって板厚方向の温度が上昇することがわかった。レーザー加熱変形前処理時の各測定点での最高温度は、0 mmで1498℃、0.2 mmで1135℃、0.5 mmで800℃、1.0 mmで750℃とレーザー照射側の鋼板表面から離れるに従って急激に低下し、板厚方向において大きな温度勾配が生じていることがわかった。この急激な温度上昇および板厚方向の大きな温度勾配によって、板厚方向各位置での圧縮応力および塑性変形量に差が生じ、面外変形を生じさせる要因になると考えられる。以上の解析結果から、急激な温度上昇および板厚方向の温度勾配を効果的に生じさせ、大きな変形量を得るためには、レーザースポット径を大きくしてキーホールを形成させず、レーザー出力を大きくして速い加工速度でレーザー加熱変形前処理を実施することが有効であると推察される。

3-1-2 レーザ加熱変形前処理による鋼板の変形挙動

レーザー加熱変形前処理による鋼板の変形挙動について、有限要素法解析および実験により調査した。レーザー加熱変形前処理による鋼板変形の解析結果と実験結果を Fig. 3-1(b) に示す。Fig. 3-1(b) に示した変形履歴は、レーザー照射側と反対側の鋼板表面中央部での解析結果および計測結果である。

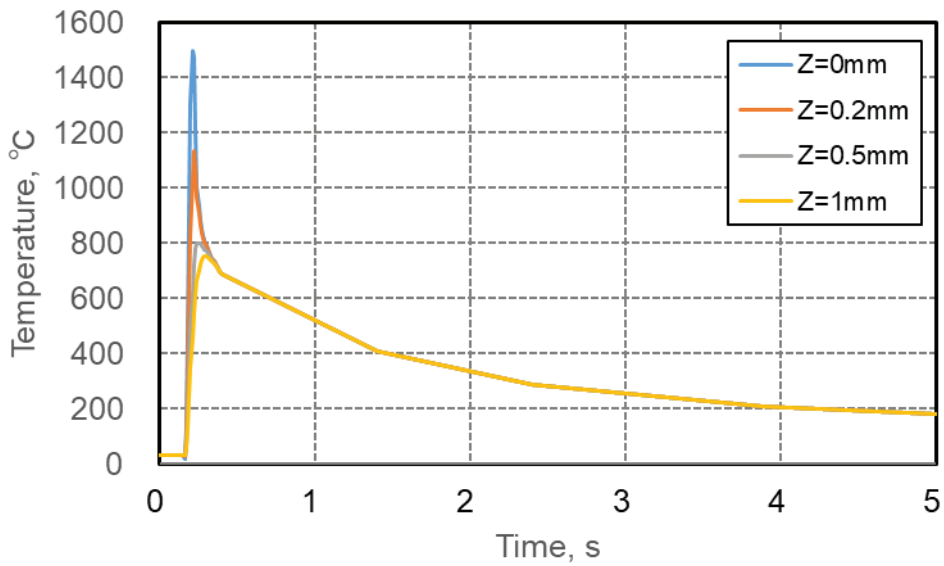
Fig. 3-1(b) に示した解析結果と実験結果とを比べると、過渡的な状態での最大変形量に差はあるものの、レーザー加熱変形前処理中に同様の変形挙動を示していることがわかる。レーザー加熱変形前処理中の変形挙動は、以下のような履歴を経ると考えられる。まず、レーザー照射直後の鋼板表面の急激な温度上昇および板厚方向の温度勾配によって、レーザー照射側の鋼板表面の熱膨張量が大きくなり、鋼板は上側 (レーザー照射側) に変形する。その後の急激

な温度低下および板厚方向の圧縮応力および塑性変形量の差によって、レーザー照射側の鋼板表面の収縮量が大きくなり、下側（レーザー照射側と反対側）に大きく変形する。その後、時間の経過とともに鋼板全体の温度が低下して板厚方向の温度差がなくなり、下側への変形の一部が戻る。最終的に、板厚方向の塑性変形量の差によって、下側への変形が残留した状態で安定すると考えられる。また本施工条件では、0.5 mm 程度の鋼板下側への変形が残留している。

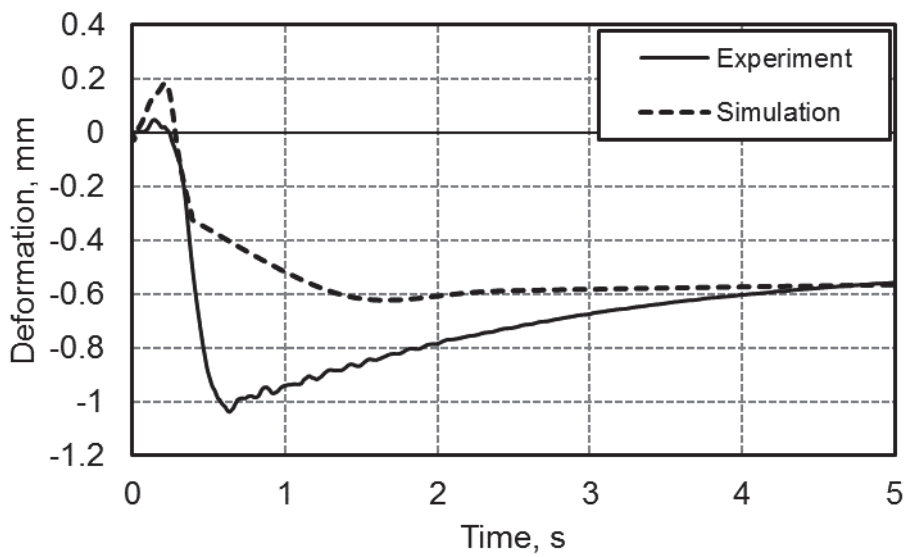
3-1-3 レーザ加熱変形前処理による鋼板間の間隙制御

以上の結果から、レーザースポット径を大きくしてキーホールを形成させず、レーザー出力を大きくして速い加工速度でレーザー加熱変形前処理を実施することで、急激な温度上昇および板厚方向の大きな温度勾配を生じさせることができ、鋼板を下側（レーザー照射側と反対側）に大きく変形させることができることが示唆された。また、第1章で述べた欠陥抑制に影響する間隙量と同程度の比較的大きな残留変形を得られる可能性が示唆された。

提案するレーザー加熱変形前処理技術を効果的に活用するためには、レーザー出力やデフォーカス距離などのレーザー照射条件をはじめ、レーザー照射位置、レーザー照射形状、加工速度などの施工条件が変形挙動に及ぼす影響を定量的に把握する必要がある。後述の各種実験によってこれらの影響を詳細に調査し、レーザー溶接性への影響を検討する。



(a) Temperature histories obtained by FEM-analysis



(b) Deformation histories obtained by FEM-analysis and experiment

Fig. 3-1 Temperature and deformation histories of steel sheet by laser preheating.

3-2 レーザ加熱変形前処理条件と鋼板変形の関係および溶接性

3-2-1 レーザ加熱変形前処理による鋼板の変形分布と変形量

3-2-1-1 レーザ加熱変形前処理による鋼板の変形分布の代表例

レーザ加熱変形前処理による鋼板の変形分布の例として、440 MPa 級高張力鋼板での変形分布を Fig. 3-2(a)に、780 MPa 級高張力鋼板の変形分布を Fig. 3-2(b)に示す。レーザ加熱変形前処理条件は、両鋼板共に、レーザ出力 3 kW、加工速度 6 m/min、レーザスポット径 9 mm、クランプ間距離 90 mm である。Fig. 3-2 から明らかなように、440 MPa 級および 780 MPa 級の両高張力鋼板とも、レーザ照射箇所を中心として下側に大きく変形していることがわかる。また、レーザ照射部となる鋼板中央部で折れ曲がるような変形モードとなっており、前節で述べた塑性変形はレーザ照射部のごく狭い範囲に集中して発生していることがわかった。なお、レーザ出力、加工速度、レーザスポット径、クランプ間距離が異なる他の施工条件においても、変形量は異なるが、同様にレーザ照射箇所を中心として、鋼板は下側に変形することが確認できた。

前節で述べた通り、レーザスポット径を大きくしてキーホールを形成せず、高加工速度でレーザを照射することで、レーザ照射した鋼板表面高温は急激に上昇し、板厚方向に大きな温度勾配が生じる。その結果、レーザ照射によって温度が最も上昇する鋼板表面に大きな圧縮応力・塑性ひずみが生じ、レーザ照射部が下側に変形したものと考えられる。高加工速度での施工のため、温度上昇はレーザ照射部のごく限られた範囲に限定され、塑性変形の発生領域も同様にごく限られた範囲となり、レーザ照射部が折れ曲がるような変形モードになったと考えられる。

後述の各種パラメータの影響評価は、鋼板中央部（レーザ照射部）の最も大きく変化した位置での変形量を用いて行った。

3-2-1-2 レーザ加熱変形前処理による鋼板変形とレーザ出力および加工速度の関係

440 MPa 級高張力鋼板での、各レーザ出力における加工速度と変形量との関係を Fig. 3-3(a) に示す。実験条件は、レーザスポット径 9 mm、クランプ間距離 90 mm 一定として、レーザ出力および加工速度を変化させた。

レーザ出力が比較的小さい 1 kW では、加工速度 1 m/min において 0.36 mm の最大変形量が得られたが、加工速度が上昇すると急激に変形量が小さくなり、速度 3 m/min より速い場合はほとんど変形しなかった。レーザ出力 1 kW の場合、出力が小さいため入熱が不足しており、鋼板表面の温度を上昇させるためには加工速度を遅くする必要がある。加工速度が速くなるに従って鋼板表面の温度上昇は小さくなるため、残留変形量は急激に小さくなった

と考えられる。加工速度を遅くすると鋼板表面の温度は上昇するものの、熱伝導によって板厚方向の温度勾配が小さくなり、他のレーザー出力が大きく加工速度が速い条件に比べて変形量が小さくなったと考えられる。

レーザー出力を 2 kW と上昇させた場合、加工速度 3~5 m/min 間において 0.4 mm 程度の変形量が比較的安定的に得られた。加工速度が 6 m/min 以上になると、変形量は次第に小さくなり 0.3 mm 以下となった。レーザー出力 1 kW の場合と比較すると、レーザー出力が大きくなったため入熱量も大きくなり、速い加工速度の条件下でも鋼板表面の温度も上昇しやすくなったと考えられる。当該条件下では、3~5 m/min の比較的速い加工速度において鋼板表面の温度が十分に上昇しつつ板厚方向の大きな温度勾配を得ることができたため、0.4 mm 程度の変形量を得ることができたと考えられる。

レーザー出力 3 kW の高出力条件では、4~8 m/min の速く広い加工速度範囲で、0.4~0.5 mm 程度の大きな変形量が安定して得られた。なお、加工速度 6 m/min の条件で、0.48 mm の最大変形量を得られた。レーザー出力 1 および 2 kW の場合と比較すると、レーザー出力 3 kW の場合、入熱量が上昇して鋼板表面温度がより上昇しやすくなり、4~8 m/min のより速く広い加工速度範囲で板厚方向に大きな温度勾配を得ることができたと考えられる。その結果、大きな変形量をより広い加工速度範囲で得ることができるようになったと考えられる。

レーザースポット径およびクランプ間距離を一定とした本条件下では、レーザー出力を 2 kW から 3 kW へと上昇させても最大変位量に大きな差は認められなかった。レーザー出力に対して適切な加工速度を用いることで、鋼板表面の最高温度およびその加熱範囲ならびに板厚方向の温度分布に大きな差がなかったため、発生する最大変形量にも大きな差が生じなかったものと考えられる。

780 MPa 級高張力鋼板を用いた場合の、加工速度と変形量との関係を Fig. 3-3(b)に示す。レーザー加熱変形前処理条件は、レーザースポット径 9 mm、クランプ間距離 90 mm 一定として、加工速度を変化させた。レーザー出力は、440 MPa 級高張力鋼板で大きな変形量を広い加工速度範囲で得ることができた 3 kW とした。Fig. 3-3(b) から明らかなように、780 MPa 級高張力鋼板の場合でも 440 MPa 級高張力鋼板の場合と同様に、比較的速い 4~8 m/min の広い加工速度範囲で 0.6 mm 程度の大きな変形量を安定して得られている。鋼材の母材強度が変化しても高温時の材料強度特性に大きな差は生じず、同じレーザー加熱変形前処理条件を用いた場合、鋼板表面の最高温度およびその加熱範囲ならびに板厚方向の温度分布はほぼ同じになるため、440 MPa 級高張力鋼板と同様の結果が得られたと考えられる。なお、780 MPa 級高張力鋼板では、加工速度 6 m/min において最大変位量 0.66 mm が得られた。

また、レーザースポット径 9 mm、クランプ間距離 90 mm、レーザー出力 3 kW の条件での 440

MPa 級と 780 MPa 級高張力鋼板との変形量を比較すると、全ての加工速度において 780 MPa 級高張力鋼板の方が大きくなっている。440MPa 級高張力鋼板に比べて 780 MPa 級高張力鋼板は、降伏応力が高いため、レーザー照射部に生じる塑性ひずみが大きくなり、最終的に残留する変形量も大きくなったものと推察される。

以上の結果から、レーザー出力を増加させると高施工速度でのレーザー加熱変形前処理が可能になり、安定的に大きな変形量が広い施工速度範囲で得られることがわかった。また、母材鋼板の強度が高い方が、同じ施工条件下では変形量が大きくなることがわかった。

3-2-1-3 レーザ加熱変形前処理による鋼板変形とレーザースポット径およびクランプ間距離の関係

レーザー出力を 3 kW とした場合の、レーザースポット径およびクランプ間距離が変形量に及ぼす影響について、変形量と加工速度との関係図として、440 MPa 級高張力鋼板の結果を Fig. 3-4(a)に、780 MPa 級高張力鋼板の結果を Fig. 3-4(b)に示す。

Fig. 3-4(a)に示す 440 MPa 級高張力鋼板、レーザー出力 3 kW の条件下で同じ加工速度および同じレーザースポット径でレーザー加熱変形前処理を行った結果を見ると、クランプ間距離 60 mm の場合に比べて 90 mm の場合の変形量が大きくなった。前章で述べた通り、本条件下でのレーザー加熱変形前処理時には、鋼板中央部のレーザー照射位置において局所的に鋼板表面の温度が上昇し、当該部の板厚方向の温度勾配が大きくなって塑性変形が生じ、鋼板中央部のレーザー照射位置が折れ曲がるように下側に変形する。塑性変形して下側に折れ曲がる鋼板中央部のレーザー照射位置以外の箇所では、温度上昇および塑性変形はほとんど発生しないため、鋼板中央部の塑性変形箇所とクランプ位置の間では弾性変形が生じる。そのため、クランプ間距離が長い方の弾性変形量が大きくなり、クランプ位置からの下側への変形量も大きくなったと考えられる。

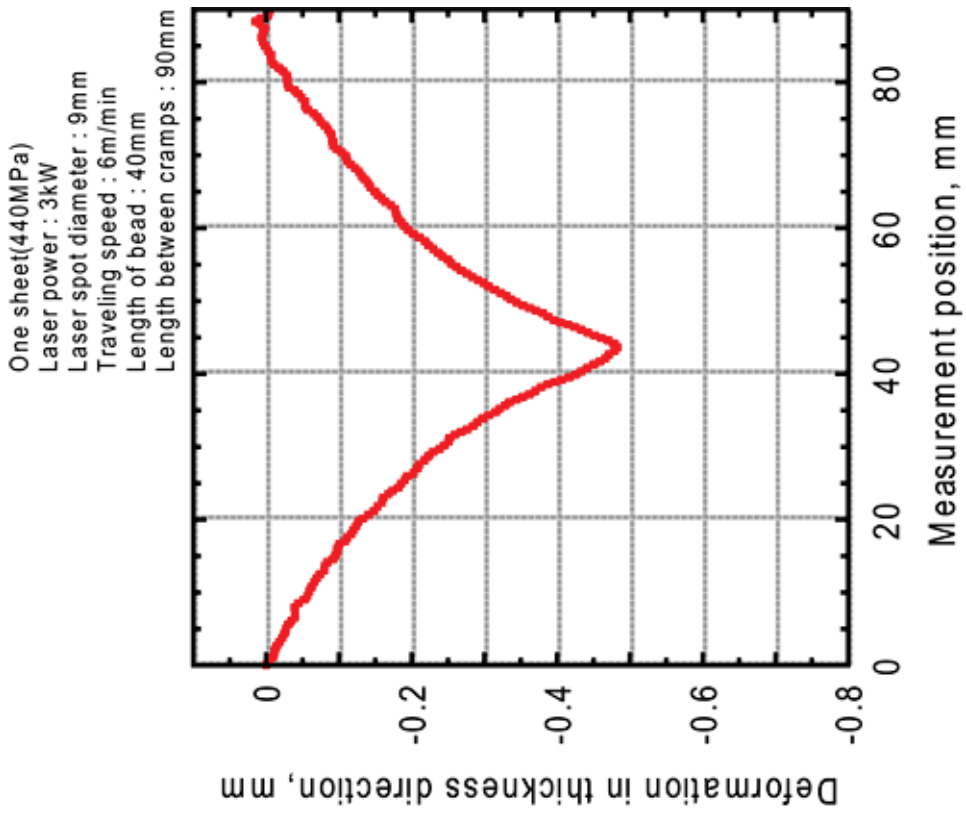
同様に、440 MPa 級高張力鋼板を用い、レーザー出力 3 kW の条件下で同じ加工速度および同じクランプ間距離でレーザー加熱変形前処理を行った結果を見ると、レーザースポット径 5 mm の場合に比べて 9 mm の場合の変形量が大きくなった。鋼板表面の温度を上昇させる十分なレーザー出力および加工速度の条件下では、レーザースポット径の大きな 9 mm の方が 5 mm に比べてレーザー照射面積が大きくなり、鋼板表面の温度上昇範囲および板厚方向の急激な温度勾配が生じる範囲も広くなる。そのため、鋼板表面において変形が発生する範囲が広くなり、下側への変形量が増加したものと考えられる。

Fig. 3-4(b)に示す 780 MPa 級高張力鋼板での結果を見ると、440 MPa 級高張力鋼板での結果と同様に、クランプ間距離 60 mm の場合に比べてクランプ間距離の長い 90 mm の場合の

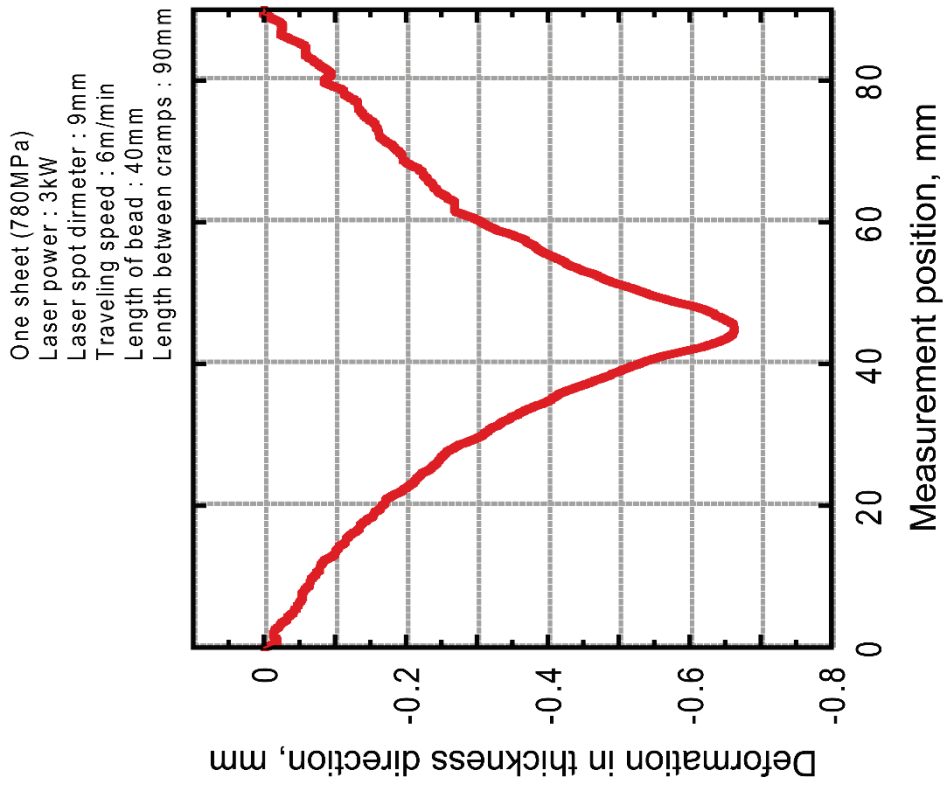
方が、全ての条件において変形量が大きくなっている。また、レーザースポット径 5 mm の場合に比べてレーザースポット径の大きな 9 mm の場合の方が、全ての条件において変形量が大きくなっている。440 MPa 級高張力鋼板での結果で述べたように、クランプ間距離が大きくなると鋼板中央部とクランプ位置との間の弾性変形量が大きくなって、クランプ位置から下側への変形量も大きくなったと考えられる。また、レーザースポット径が大きくなると、鋼板表面の温度上昇範囲および板厚方向の急激な温度勾配が生じる範囲が広くなり、塑性変形が発生する範囲が広がって下側への変形量が増加したものと考えられる。さらに、同じ条件でレーザー加熱変形前処理を実施すると、440 MPa 級高張力鋼板の場合に比べて 780 MPa 級高張力鋼板の場合の方が、全ての条件下で変形量が大きくなることがわかった。

以上の結果から、同じレーザー出力およびレーザースポット径を用いて施工する場合には、クランプ間距離が大きい方が変形量は大きくなることが明らかになった。また、同じレーザー出力およびクランプ間距離を用いて施工する場合には、鋼板表面の温度を上昇させ板厚方向の急激な温度勾配を生じさせる十分なエネルギー密度を確保できる場合には、レーザースポット径が大きい方が変形量は大きくなることが明らかになった。また、母材鋼板強度が高い方が、同じ施工条件下では変形量が大きくなることも明らかになった。

重ねレーザー溶接を行う際の鋼板間の間隙裕度を広くするためには、レーザー加熱変形前処理による変形量を大きくすることが必要である。上記結果から、母材鋼板強度にかかわらず、適正な範囲でレーザー出力、レーザースポット径、クランプ間距離を大きくし、適正な加工速度を適用することで、変形量を増加させることができ、間隙裕度を向上させることができる可能性が示唆された。

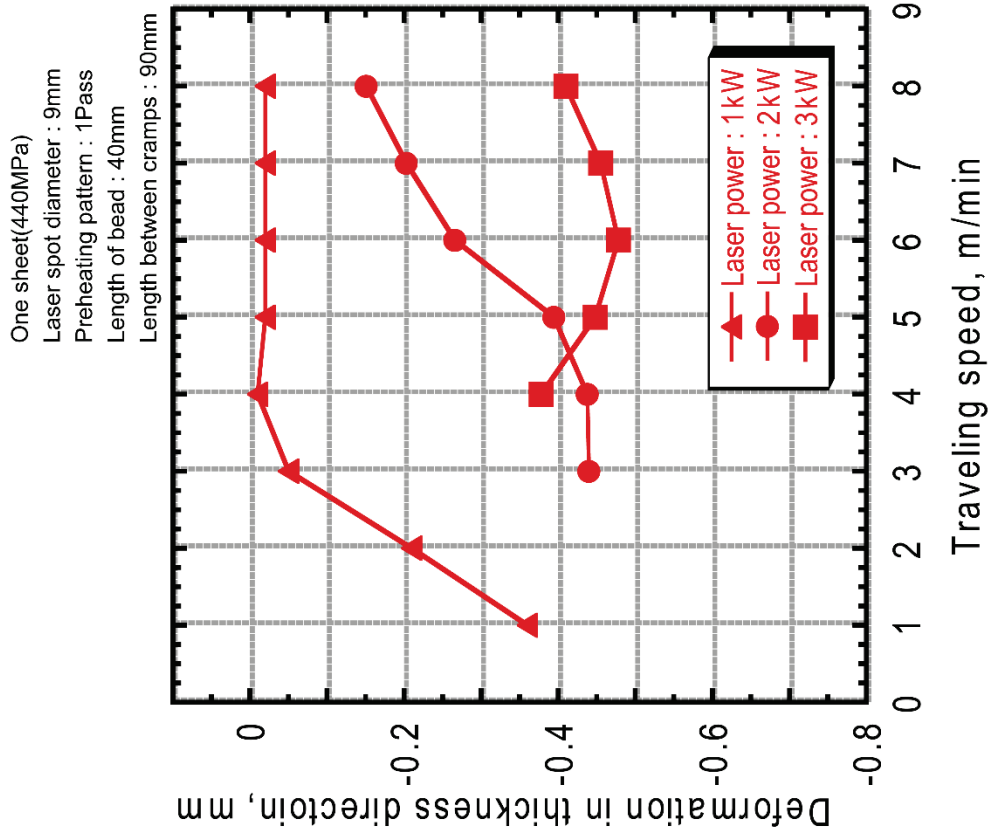


(a) 440MPa

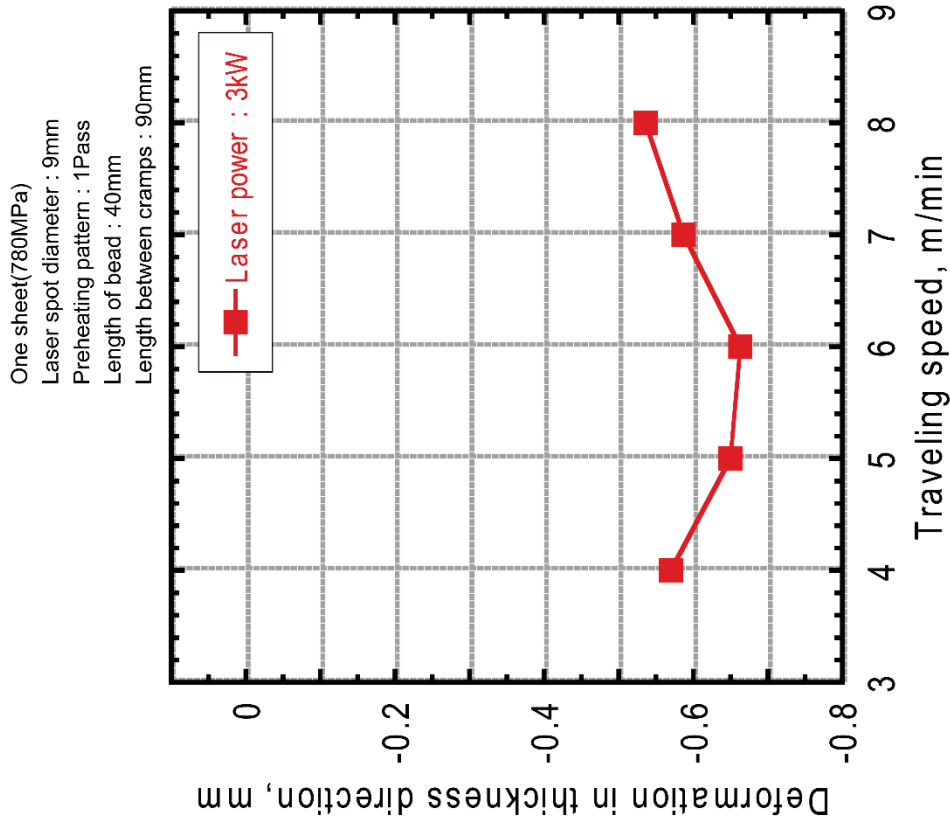


(b) 780MPa

Fig. 3-2 Deformation distributions of steel sheet by laser preheating (One sheet).



(a) 440MPa



(b) 780MPa

Fig. 3-3 Relationship between deformation and laser conditions (Laser power and traveling speed).

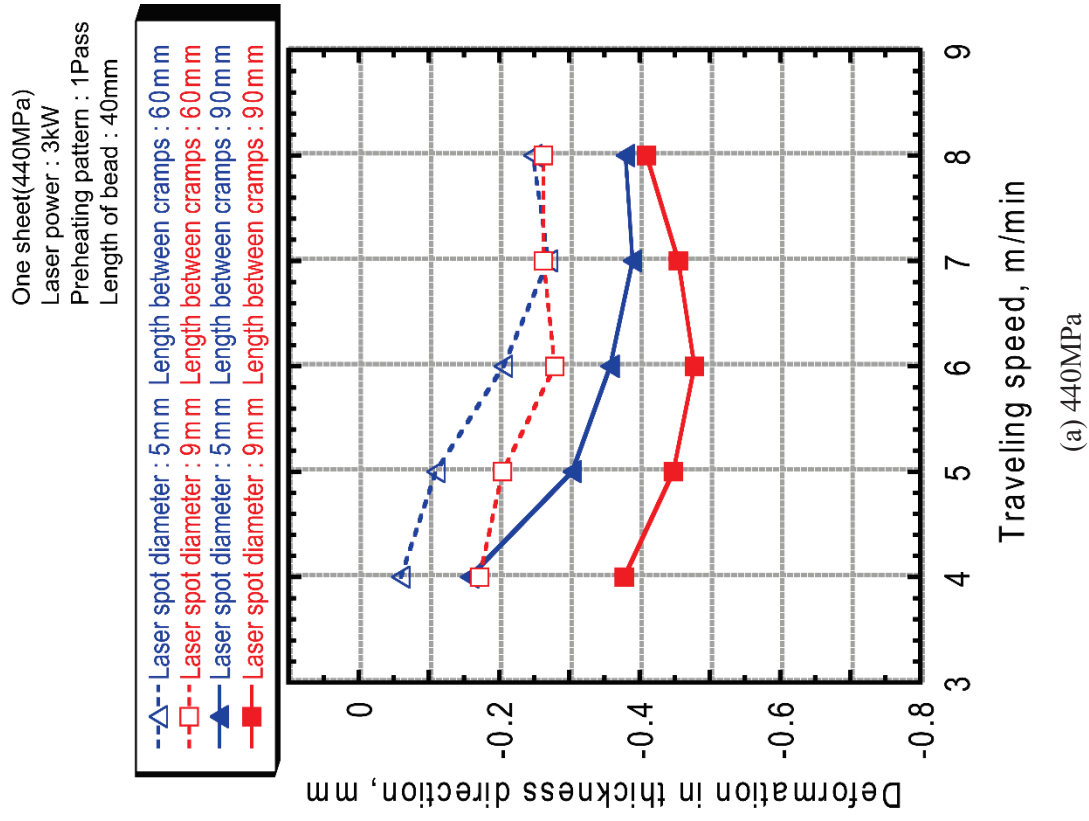
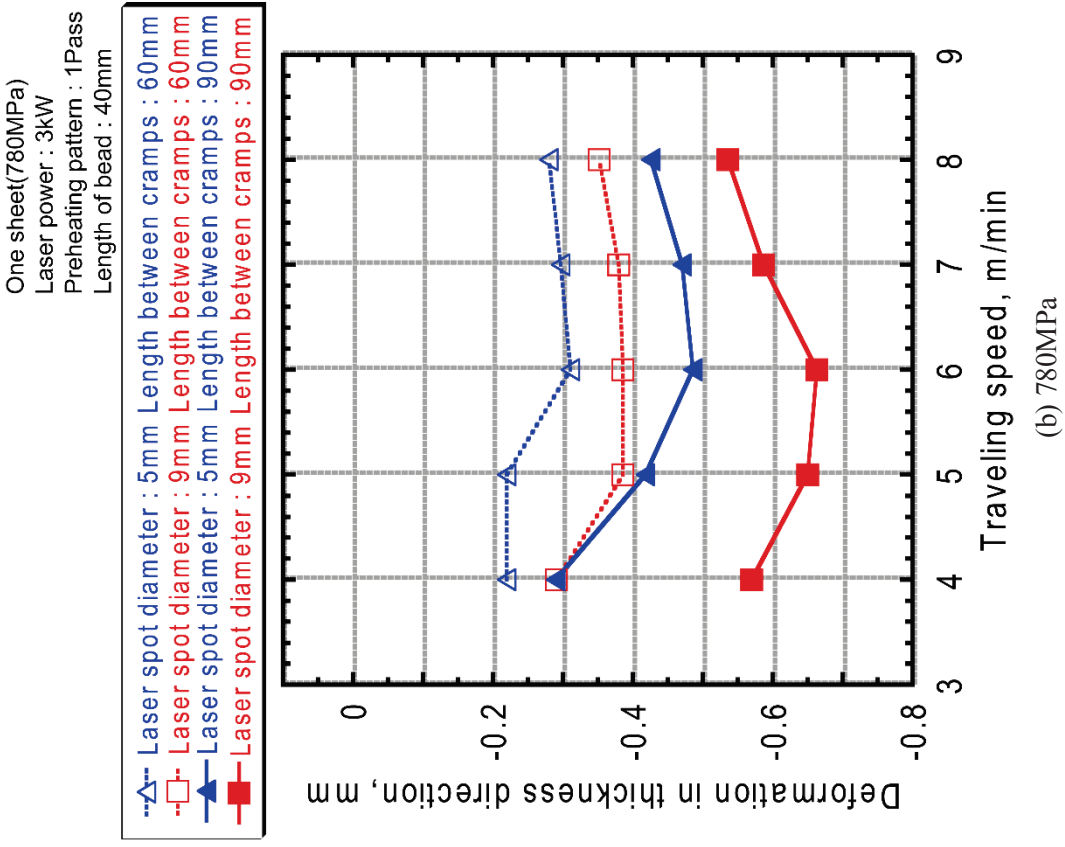


Fig. 3-4 Relationships between deformation and laser conditions (Length between cramps and spot size)

3-2-2 レーザ加熱変形前処理におけるエネルギー密度と鋼板変形との関係 (1 枚板)

3-2-2-1 エネルギー密度の算出方法

これまでの実験で得られたレーザ加熱変形前処理による鋼板の変形量と加工速度を考慮したエネルギー密度との関係について調査した。エネルギー密度は、式(1)により算出した。

$$E=P/(D \times V) \cdots (1)$$

ここでは、E はエネルギー密度 (J/mm^3)、P はレーザ出力 (J/s)、D はレーザスポット径 (mm)、V は加工速度 (mm/s) である。供試材料を 440 MPa 級高張力鋼板とした。クランプ間距離を 90 mm 一定とし、レーザスポット径 5 mm および 9 mm のそれぞれの場合について検討した。

3-2-2-2 レーザスポット径におけるエネルギー密度と鋼板変形の関係

種々の条件で施工したレーザ加熱変形前処理時のエネルギー密度と鋼板変形量との関係について、レーザスポット径 5 mm の場合を Fig. 3-5(a)に、レーザスポット径 9 mm の場合を Fig. 3-5(b)に示す。

Fig. 3-5(a) に示すレーザスポット径 5 mm の結果を見ると、レーザ出力 1 kW の場合は入熱量が小さく、変形量も小さくばらつきがあるものの、エネルギー密度が 3~6 J/mm^2 の範囲において変形量が最も大きくなっている。レーザ出力 2 kW の場合は 1 kW の場合に比べて変形量が大きくなり、エネルギー密度が 3~6 J/mm^2 の範囲において変形量が最も大きくなっている。一方、エネルギー密度が 8 J/mm^2 まで上昇すると、変形量は急激に減少している。レーザ出力 3 kW の場合は 2 kW の場合に比べて変形量は若干大きくなっているもののその発生傾向はほぼ同じであり、エネルギー密度が 4~6 J/mm^2 の範囲において変形量が最も大きくなっている。レーザ出力 2 kW の場合と同様に、エネルギー密度が大きくなり 7~9 J/mm^2 まで上昇すると、変形量は急激に減少している。

以上の結果をまとめると、レーザ出力により変形量に違いはあるものの、どのレーザ出力においてもエネルギー密度が 3~6 J/mm^2 の範囲において変形量が最も大きくなった。エネルギー密度が 3~6 J/mm^2 の範囲では、十分な鋼板表面の温度上昇および板厚方向の大きな温度勾配が生じるため、塑性変形量が増加して変形量も大きくなったものと考えられる。一方、上記の適正エネルギー密度範囲を外れると変形量が急激に減少した。エネルギー密度が高くなりすぎると、レーザが照射される鋼板表面のみならず反対側の鋼板裏面の温度も上昇してしまい、板厚方向の温度勾配が小さくなるため、鋼板表面と裏面において、塑性変形量に差が生じなくなり、変形量も小さくなったと考えられる。一方、エネルギー密度が小さすぎると、レーザが照射される鋼板表面においても十分な温度上昇が得られず、当該部にお

ける塑性変形量が少なくなると変形量も小さくなったと考えられる。レーザ出力 1 kW の場合はレーザ出力 2 および 3 kW と同様の傾向を示すものの、入熱量が小さすぎるため、鋼板表面の温度が十分に上昇せず板厚方向の温度勾配もあまり大きくならなかったことから、変形量が小さくなったものと考えられる。

Fig. 3-5(b) に示すレーザスポット径 9 mm の結果を見ると、レーザ出力 1 kW の場合は入熱量が小さく、変形量も小さくばらつきがあるものの、エネルギー密度 3~7 J/mm² の範囲で変形量が大きくなっている。一方、エネルギー密度の低い 1~2 J/mm² の範囲では、変形量は急激に減少し非常に小さくなっている。レーザ出力 2 kW の場合は 1 kW の場合に比べて変形量が大きくなり、エネルギー密度 2.5~5 J/mm² の範囲で変形量が最も大きくなっている。一方、エネルギー密度が 1.5~2.5 J/mm² まで低下すると変形量は急激に減少している。レーザ出力 3 kW の場合は 2 kW の場合に比べて変形量は若干大きくなっているもののその発生傾向はほぼ同じであり、エネルギー密度 2.5~4 J/mm² の範囲で変形量が最も大きくなっている。一方、エネルギー密度が 5 J/mm² まで上昇すると、変形量は減少し始めている。また、レーザスポット径 5 mm の場合と比べると、上述の適正なエネルギー密度を設定した場合には、より大きな変形量を得ることができている。

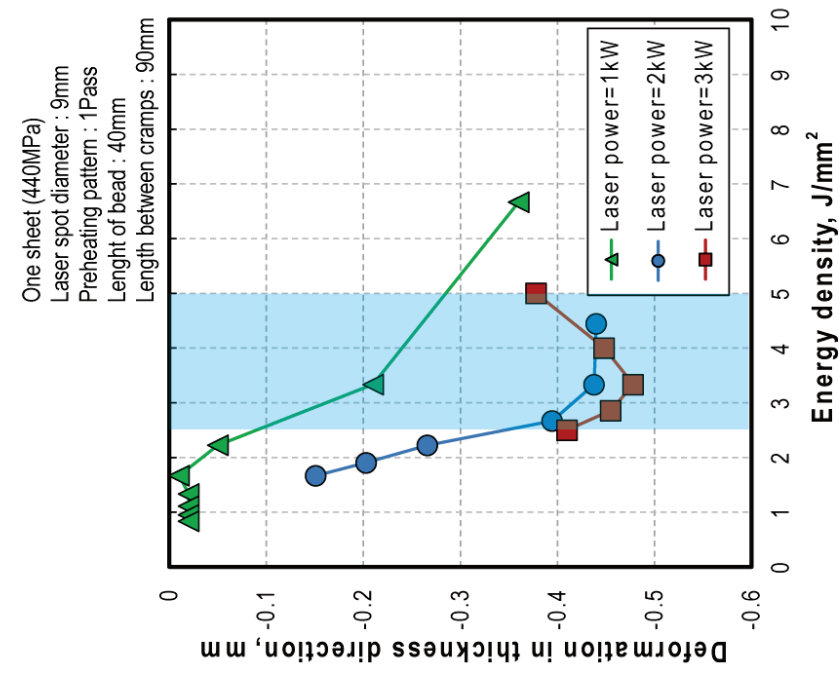
以上の結果をまとめると、レーザ出力により変形量に違いはあるものの、レーザ出力 2 および 3 kW の場合には、エネルギー密度が 2.5~5 J/mm² の範囲において変形量が最も大きくなった。エネルギー密度が 2.5~5 J/mm² の範囲では、十分な鋼板表面の温度上昇および板厚方向の大きな温度勾配が生じるため、塑性変形量が増加して変形量も大きくなったものと考えられる。一方、上記の適正エネルギー密度範囲を外れると変形量が急激に減少した。レーザスポット径 5 mm の場合と同様に、エネルギー密度が高くなりすぎると、レーザが照射される鋼板表面のみならず反対側の鋼板裏面の温度も上昇してしまい、板厚方向の温度勾配が小さくなるため、鋼板表面と裏面において、塑性変形量に差が生じなくなり、変形量も小さくなったと考えられる。一方、エネルギー密度が小さすぎると、レーザが照射される鋼板表面においても十分な温度上昇が得られず、当該部における塑性変形量が少なくなると変形量も小さくなったと考えられる。レーザ出力 1 kW の場合は入熱量が小さすぎて、加工速度が速い場合、すなわち加工速度を考慮したエネルギー密度 (E) が小さい場合には、鋼板表面の温度が十分に上昇せず板厚方向の温度勾配も大きくならなかったために、変形量が非常に小さくなったものと考えられる。また、レーザスポット径を大きくすることで、適正なエネルギー密度範囲においてより大きな変形量を得られることがわかった。

3-2-2-3 エネルギー密度と鋼板変形の関係についての考察（まとめ）

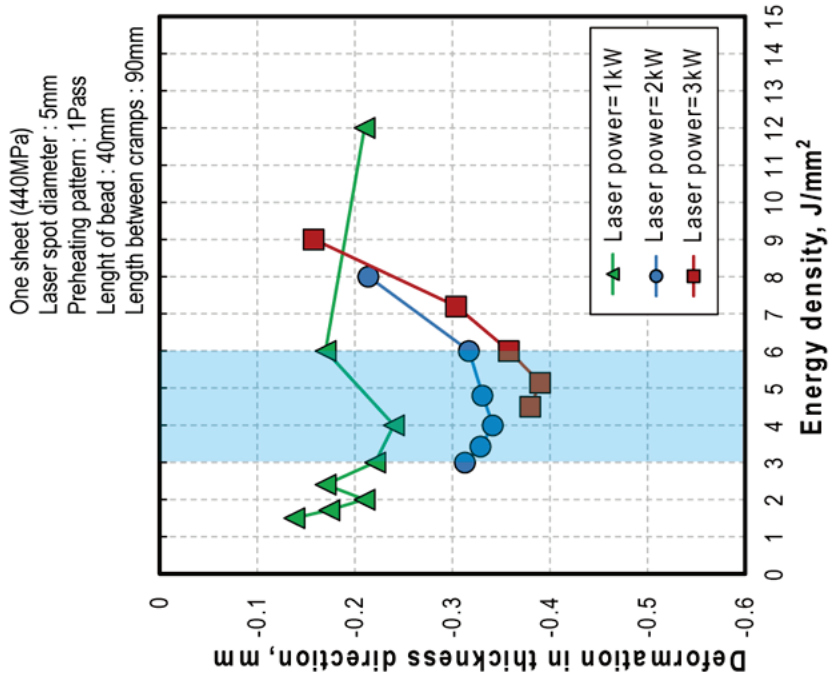
本研究での施工条件下における適正なエネルギー密度は、レーザ出力を 2 あるいは 3 kW として、レーザスポット径 5 mm の場合にはエネルギー密度 3~6 J/mm² の範囲、レーザスポット径 9 mm の場合にはエネルギー密度 2.5~5 J/mm² の範囲と考えられて、適正エネルギー密度範囲では、最も大きな変形量が得られることが分かった。したがって、鋼板表面の温度上昇および板厚方向の温度勾配を十分に得られるレーザ出力を設定し、加工速度を考慮したエネルギー密度の値が 3~5 J/mm² 程度となるレーザスポット径を適用することで、大きな変形量を得ることができることが明らかになった。また、上述の条件を満たすことができる場合、大きなレーザスポット径を用いることで、より大きな変形量を得ることができることが明らかになった。

以上の結果についてエネルギー密度と鋼板変形についてまとめた模式図を Fig. 3-6 に示す。Fig. 3-6 上段に示すエネルギー密度が適正な場合は、十分な鋼板表面の温度上昇および板厚方向の大きな温度勾配が生じるため、塑性変形量が増加して変形量も大きくなることがわかった。Fig. 3-6 中段に示すエネルギー密度が高い場合は、レーザが照射される鋼板表面のみならず反対側の鋼板裏面の温度も上昇してしまい、板厚方向の温度勾配が小さくなるため、鋼板表面と裏面において、塑性変形量に差が生じなくなり、変形量も小さくなることがわかった。Fig. 3-6 下段に示すエネルギー密度が低い場合は、レーザが照射される鋼板表面においても十分な温度上昇が得られず、当該部における塑性変形量が少なくなると変形量も小さくなることがわかった。

提案する加工速度を考慮したエネルギー密度を用いることで、レーザ出力、加工速度、レーザスポット径がそれぞれ変化した場合にでも、大きな変形量が得られる適正な条件を導出することが可能となった。適正なエネルギー密度を設定した場合には、鋼板表面の温度上昇および板厚方向の温度勾配を十分に得ることができ、変形量が増大することが明らかになった。



(a) Laser spot diameter : 5 mm



(b) Laser spot diameter : 9 mm

Fig. 3-5 Relationship between deformation and energy density.

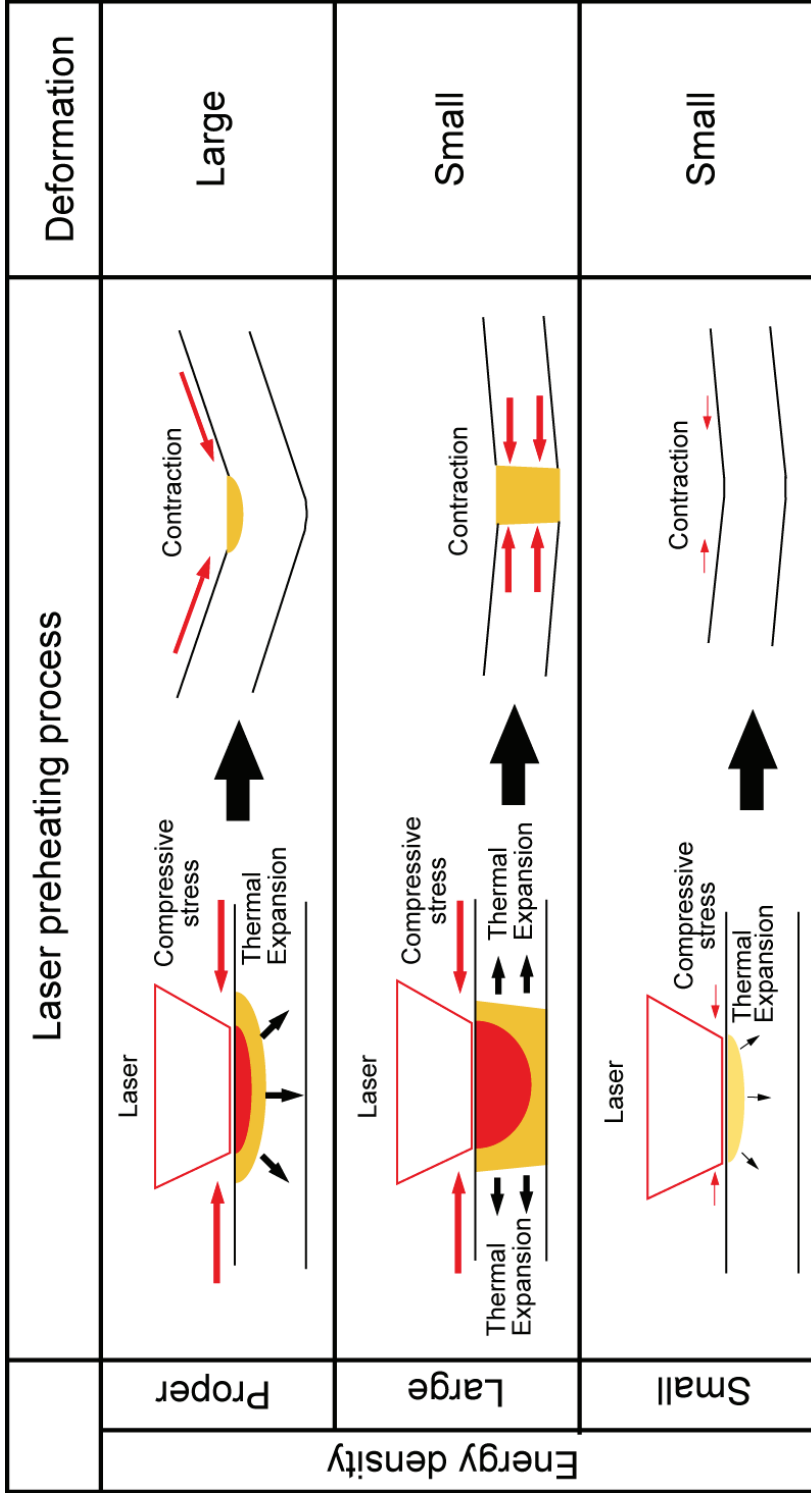


Fig. 3-6 Schematic illustration of between energy density and deformation by laser preheating.

3-2-3 レーザ加熱変形前処理による鋼板の変形挙動（2枚板）

3-2-3-1 440 MPa 級高張力鋼板での鋼板の変形挙動

3-2-3-1-1 鋼板間の初期間隙量 0.7 mm の場合

2枚の440 MPa 級高張力鋼板を重ねた状態で初期間隙量を0.7 mmの広間隙に設定した場合の、レーザー加熱変形前処理後の鋼板変形挙動および2枚の鋼板間の間隙量変化について、鋼板全体での結果をFig. 3-7(a)に、レーザー照射部近傍での結果をFig. 3-7(b)に示す。レーザー加熱変形前処理条件は、先に述べた1枚板での検討結果から得られた適正条件（レーザー出力3 kW、加工速度6 m/min、レーザースポット径9 mm、クランプ間距離90 mm）とした。

初期間隙量が0.7 mmと大きい場合、レーザー加熱変形前処理により、上板は1枚の鋼板の場合と同様の変形挙動を示していることがわかる。レーザー照射部である鋼板中央部で最大の変位量が得られており、当該位置を中心に上板が下側へ変形することによって、上下鋼板間の間隙量が小さくなっている。鋼板中央部での変位量は0.55 mm程度であり、当該部では上下鋼板間の間隙量は0.7 mmから0.3 mm程度まで小さくなっている。鋼板中央部であるレーザー照射位置から離れるに従って上板の下側への変形量は小さくなるため、上下鋼板間の間隙量は徐々に大きくなる。鋼板中央から2および4 mm離れたそれぞれの位置での上下鋼板間の間隙量は、0.7 mmから0.35および0.4 mm程度まで小さくなっている。

以上の結果から、広い初期間隙量がある場合には、適正条件を用いたレーザー加熱変形前処理を行うことにより、初期間隙量よりも間隙を狭くする制御が可能であることがわかった。板厚1 mmの2枚の440 MPa 級高張力鋼板を0.7 mmの初期間隙量を設けて重ねた状態で拘束し、1枚鋼板で得られた適正施工条件を用いたレーザー加熱変形前処理を施工することで、レーザー照射位置である鋼板中央部を中心に-4~4 mmの範囲において、上下鋼板間の間隙量は0.3~0.4 mm程度になることがわかった。第1章で述べた通り、板厚1 mmの亜鉛めっき鋼板を重ねレーザー溶接する際には、鋼板間の間隙量を0.06~0.4 mm程度に制御することで、溶け落ちを抑制できることが明らかになっている¹⁰⁾。したがって、そのままでは溶け落ちが発生してしまう初期間隙量0.7 mmの場合でも、適正施工条件を用いたレーザー加熱変形前処理を施工することで、溶け落ちの生じない良好なビードを形成できる可能性があることが示唆された。

3-2-3-1-2 鋼板間の初期間隙量 0 mm の場合

2枚の440 MPa 級高張力鋼板を重ねた状態で初期間隙量を0 mmの狭間隙に設定した場合の、レーザー加熱変形前処理後の鋼板変形挙動および2枚の鋼板間の間隙量変化について、鋼板全体での結果をFig. 3-8(a)に、レーザー照射部近傍での結果をFig. 3-8(b)に示す。レーザー加熱変形前処理条件は、先に述べた1枚板での検討結果から得られた適正条件（レーザー出力3

kW, 加工速度 6 m/min, レーザスポット径 9 mm, クランプ間距離 90 mm) とした。

初期間隙量が 0 mm と小さい場合, レーザ加熱変形前処理により, 上板は 1 枚の鋼板の場合と同様の变形挙動を示すものの, 間隙が広い場合とは異なり, 上下鋼板間に間隙がないため, 上板が下板に接触して下板を押し下げる变形モードとなっている。レーザ照射部である鋼板中央部での上板の变形量が最も大きくなるため, 当該部では上板と下板が变形後も接触して上板が下板を押し下げる状態となっているが, 当該部から少し離れると上下鋼板間に間隙が生じはじめ, 当該部から離れるに従って間隙量が増加していることがわかる。鋼板中央部での間隙量は 0 mm であるが, 鋼板中央部から 2 mm 離れた位置の間隙量は 0.01~0.015 mm 程度, 4 mm 離れた位置での間隙量は 0.04 mm 程度になっている。以上の結果から, 初期間隙量が 0 mm 程度と狭い場合には, 適正条件を用いたレーザ加熱変形前処理を行うことにより, 間隙を生じさせることが可能であることがわかった。板厚 1 mm の 2 枚の 440MPa 級高張力鋼板を 0 mm の初期間隙量を設けて重ねた状態で拘束し, 1 枚鋼板で得られた適正施工条件を用いたレーザ加熱変形前処理を施工することで, レーザ照射位置である鋼板中央部を中心から 4 mm 離れた位置において, 0.04 mm 程度の間隙量が生じることがわかった。第 1 章で述べた通り, 板厚 1 mm の亜鉛めっき鋼板を重ねレーザ溶接する際には, 鋼板間の間隙量を 0.06~0.4 mm 程度に制御することで, 溶接欠陥を抑制できることが明らかになっている¹⁰⁾。今回得られた間隙量は 0.04mm で適正值 0.06mm よりも少し値が小さいが, 本手法では, レーザ加熱変形前処理により, 上鋼板が折れ曲がるように変形しているため, レーザ加熱箇所から離れると間隙が広がっており, 亜鉛蒸気が排出しやすい間隙構造となっていると推測する。そのため, 間隙量が適正值より少し小さい場合でもピットやブローホールが発生しない良好な溶接ビードが得られる可能性があると考えられる。したがって, そのままではピット・ブローホールおよびスパッタが発生してしまう初期間隙量 0 mm の場合でも, 適正施工条件を用いたレーザ加熱変形前処理を施工することで, これらの溶接欠陥が発生しない良好なビードを形成できる可能性があることが示唆された。

3-2-3-2 780 MPa 級高張力鋼板での鋼板の变形挙動

3-2-3-1-1 鋼板間の初期間隙量 0.8 mm の場合

2 枚の 780 MPa 級高張力鋼板を重ねた状態で初期間隙量を 0.8 mm の広間隙に設定した場合の, レーザ加熱変形前処理後の鋼板变形挙動および 2 枚の鋼板間の間隙量変化について, 鋼板全体での結果を Fig. 3-9(a)に, レーザ照射部近傍での結果を Fig. 3-9(b)に示す。レーザ加熱変形前処理条件は, 先に述べた 1 枚板での検討結果から得られた適正条件 (レーザ出力 3 kW, 加工速度 6 m/min, レーザスポット径 9 mm, クランプ間距離 90 mm) とした。

初期間隙量が 0.8 mm と大きい場合、上述の 440 MPa 級高張力鋼板の場合と同様に、レーザー加熱変形前処理により、上板は 1 枚の鋼板の場合と同様の変形挙動を示していることがわかる。レーザー照射部である鋼板中央部で最大の変位量が得られており、当該位置を中心に上板が下側へ変形することによって、上下鋼板間の間隙量が小さくなっている。鋼板中央部での変位量は 0.55 mm 程度であり、当該部では上下鋼板間の間隙量は 0.8 mm から 0.3 mm 程度まで小さくなっている。鋼板中央部であるレーザー照射位置から離れるに従って上板の下側への変形量は小さくなるため、上下鋼板間の間隙量は徐々に大きくなる。鋼板中央から 2 および 4 mm 離れたそれぞれの位置での上下鋼板間の間隙量は、0.8 mm から 0.35 および 0.4 mm 程度まで小さくなっている。

以上の結果から、780 MPa 級高張力鋼板を用いた場合にも、広い初期間隙量がある場合には、適正条件を用いたレーザー加熱変形前処理を行うことにより、初期間隙量よりも間隙を狭くする制御が可能であることがわかった。板厚 1 mm の 2 枚の 780 MPa 級高張力鋼板を 0.8 mm の初期間隙量を設けて重ねた状態で拘束し、1 枚鋼板で得られた適正施工条件を用いたレーザー加熱変形前処理を施工することで、レーザー照射位置である鋼板中央部を中心に-4~4 mm の範囲において、上下鋼板間の間隙量は 0.3~0.4 mm 程度になることがわかった。したがって、そのままでは溶け落ちが発生してしまう初期間隙量 0.8 mm の場合でも、適正施工条件を用いたレーザー加熱変形前処理を施工することで、溶け落ちの生じない良好なビードを形成できる可能性があることが示唆された。

3-2-3-1-2 鋼板間の初期間隙量 0 mm の場合

2 枚の 780 MPa 級高張力鋼板を重ねた状態で初期間隙量を 0 mm の狭間隙に設定した場合の、レーザー加熱変形前処理後の鋼板変形挙動および 2 枚の鋼板間の間隙量変化について、鋼板全体での結果を Fig. 3-10(a)に、レーザー照射部近傍での結果を Fig. 3-10(b)に示す。レーザー加熱変形前処理条件は、先に述べた 1 枚板での検討結果から得られた適正条件（レーザー出力 3 kW、加工速度 6 m/min、レーザスポット径 9 mm、クランプ間距離 90 mm）とした。

初期間隙量が 0 mm と小さい場合も、440 MPa 級高張力鋼板の場合と同様に、レーザー加熱変形前処理により、上板は 1 枚の鋼板の場合と同様の変形挙動を示すものの、間隙が広い場合とは異なり、上下鋼板間に間隙がないため、上板が下板に接触して下板を押し下げる変形モードとなっている。レーザー照射部である鋼板中央部での上板の変形量が最も大きくなるため、当該部では上板と下板が変形後も接触して上板が下板を押し下げる状態となっているが、当該部から少し離れると上下鋼板間に間隙が生じはじめ、当該部から離れるに従って間隙量が増加していることがわかる。鋼板中央部での間隙量は 0 mm であるが、鋼板中央部

から 2 mm 離れた位置の間隙量は 0.01~0.015 mm 程度、4 mm 離れた位置での間隙量は 0.04 mm 程度になっている。

以上の結果から、780 MPa 級高張力鋼板を用いた場合にも、初期間隙量が 0 mm 程度と狭い場合には、適正条件を用いたレーザー加熱変形前処理を行うことにより、間隙を生じさせることが可能であることがわかった。板厚 1 mm の 2 枚の 780 MPa 級高張力鋼板を 0 mm の初期間隙量を設けて重ねた状態で拘束し、1 枚鋼板で得られた適正施工条件を用いたレーザー加熱変形前処理を施工することで、レーザー照射位置である鋼板中央部を中心から 4 mm 離れた位置において、0.04 mm 程度の間隙量が生じることがわかった。今回得られた間隙量は 0.04 mm で適正值 0.06 mm よりも少し値が小さいが、本手法では、レーザー加熱変形前処理により、上鋼板が折れ曲がるように変形しているため、レーザー加熱箇所から離れると間隙が広がっており、亜鉛蒸気が排出しやすい間隙構造となっていると推測する。そのため、間隙量が適性値より少し小さい場合でも、ピットやブローホールが発生しない良好な溶接ビードが得られる可能性があると考えられる。したがって、そのままではピット・ブローホールおよびスパッタが発生してしまう初期間隙量 0 mm の場合でも、適正施工条件を用いたレーザー加熱変形前処理を施工することで、これらの溶接欠陥が発生しない良好なビードを形成できる可能性があることが示唆された。

3-2-3-3 鋼板間の初期間隙が広い、狭い場合のどちらへも対応可能な条件

上述の結果から、板厚 1 mm の 2 枚の 440 MPa 級高張力鋼板を初期間隙量 0.7 mm の状態で重ね、適正条件を用いてレーザー加熱変形前処理を実施した場合には、レーザー照射位置である鋼板中央部近傍の-4~4 mm の領域において、上下鋼板間の間隙量を 0.3~0.4 mm 程度に制御できることが明らかになった。初期間隙量を 0 mm の状態で設置し、適正条件を用いてレーザー加熱変形前処理を実施した場合には、レーザー照射位置である鋼板中央部から 4 mm 離れた位置において、0.04 mm 程度の間隙が生じることが明らかになった。また、板厚 1 mm の 2 枚の 780 MPa 級高張力鋼板を用いた場合には、初期間隙量 0.8 mm において、レーザー照射位置である鋼板中央部近傍の-4~4 mm の領域において、上下鋼板間の間隙量を 0.3~0.4 mm 程度に制御できることが明らかになった。初期間隙量を 0 mm の状態で設置し、適正条件を用いてレーザー加熱変形前処理を実施した場合には、レーザー照射位置である鋼板中央部から 4 mm 離れた位置において、0.04 mm 程度の間隙が生じることが明らかになった。

第 1 章で述べた通り、板厚 1 mm の亜鉛めっき鋼板を重ねレーザー溶接する際には、鋼板間の間隙量を 0.06~0.4 mm 程度に制御することで、ピット・ブローホールおよびスパッタなどの狭間隙時に生じる欠陥と、溶け落ちなどの広間隙時に発生する欠陥の両方を抑制でき

ることが明らかになっている¹⁰⁾。上述の結果から、初期間隙量 0.7 mm を有する 440 MPa 級高張力鋼板および初期間隙量 0.8 mm を有する 780 MPa 級高張力鋼板のどちらの場合でも、レーザ照射部である鋼板中央部から 4 mm 離れた位置において、溶け落ちの生じない間隙量が得られている。一方、初期間隙量 0 mm の 440 MPa 級高張力鋼板および 780 MPa 級高張力鋼板のどちらの場合でも、レーザ照射部である鋼板中央部から 4 mm 離れた位置において、ピット・ブローホールの生じない程度の間隙量が得られている。

実施工では、2 枚の鋼板を重ねた状態でレーザ溶接するため、初期間隙量を把握することは困難であり、広間隙と狭間隙の両方に対応できるレーザ加熱変形前処理条件が必要となる。上述の結果から、440 MPa 級高張力鋼板および 780 MPa 級高張力鋼板のどちらにおいても、初期間隙量が広い (0.7 および 0.8 mm) 場合でも初期間隙量が狭い (0 mm) 場合でも、レーザ加熱変形前処理時のレーザ照射位置である鋼板中央部から 4 mm 離れた位置で、広間隙時に生じる欠陥と狭間隙時に発生する欠陥の両方を抑制できる間隙量を確保できることがわかった。

以上により、鋼板強度にかかわらず、適正な施工条件を用いたレーザ加熱変形前処理により、レーザ照射位置から少し離れた位置で、初期間隙量が広い場合および狭い場合のどちらに対しても、その後の重ねレーザ溶接時に欠陥の生じない適正な間隙量に制御できることが明らかになった。

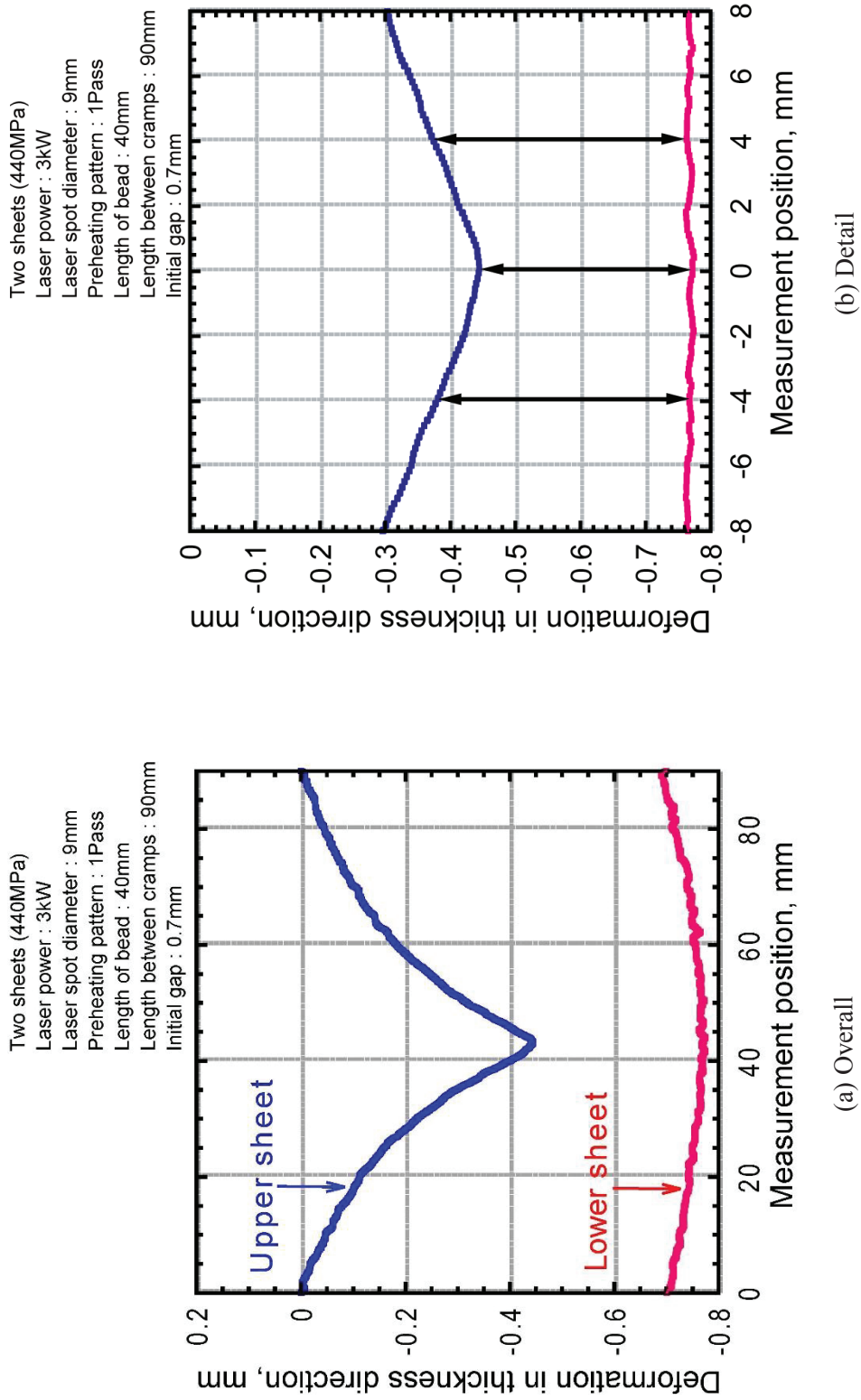


Fig. 3-7 Deformation by laser preheating on lapped two sheets.
 (Initial gap=0.7 mm. 440 MPa).

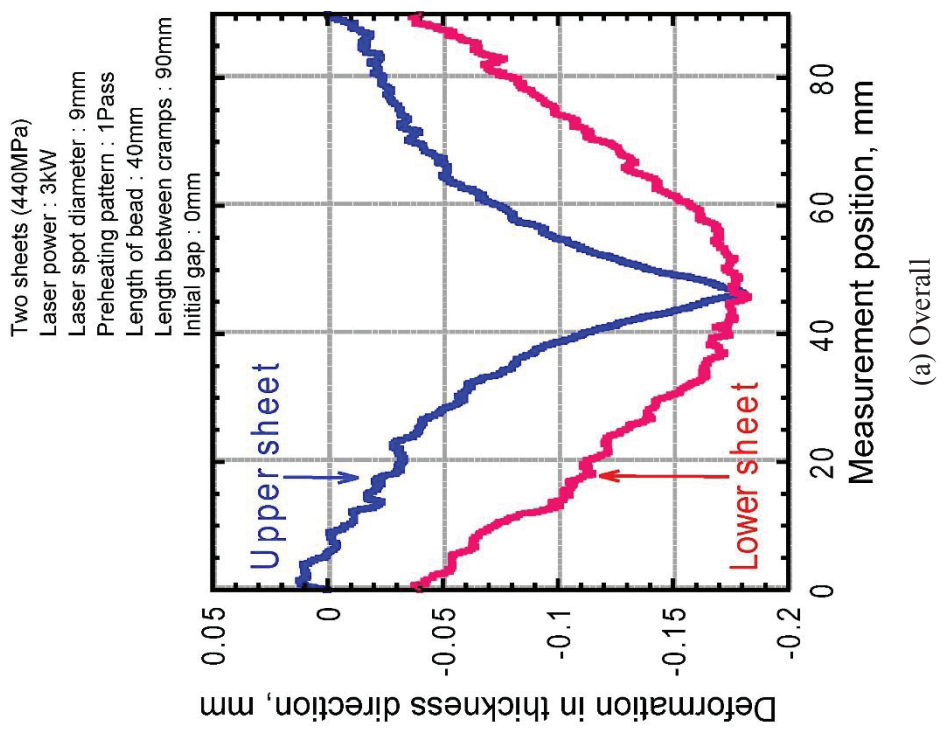
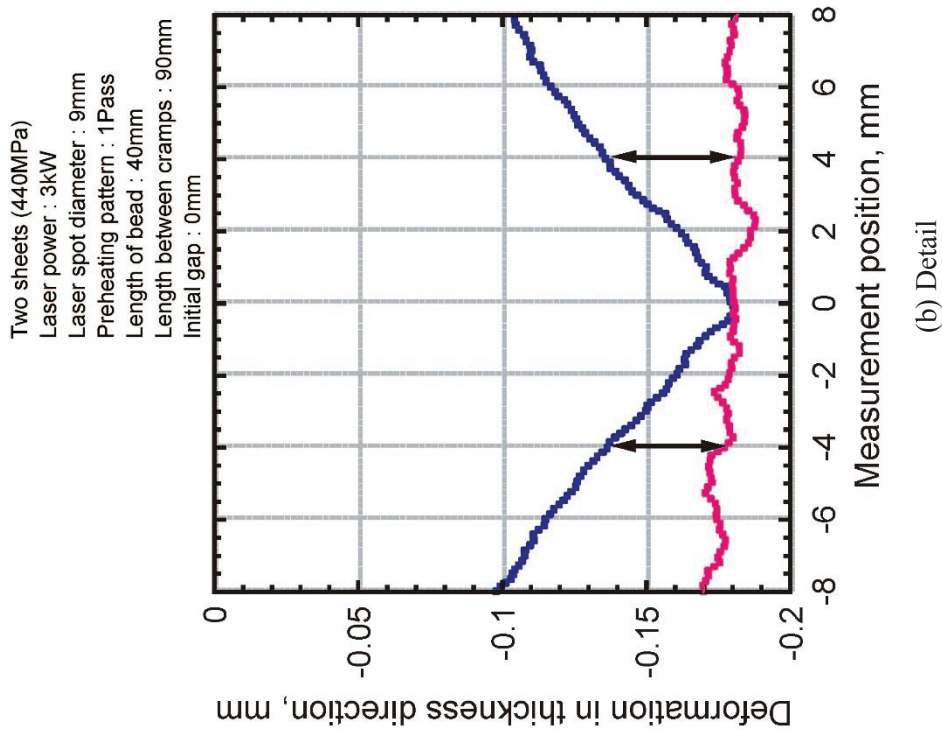
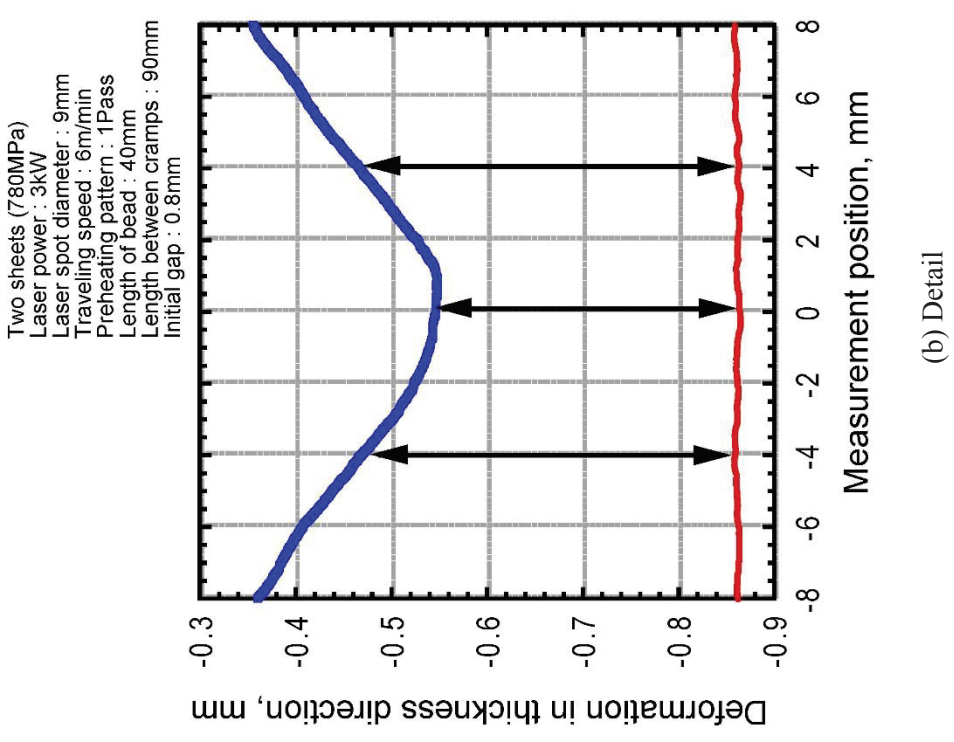
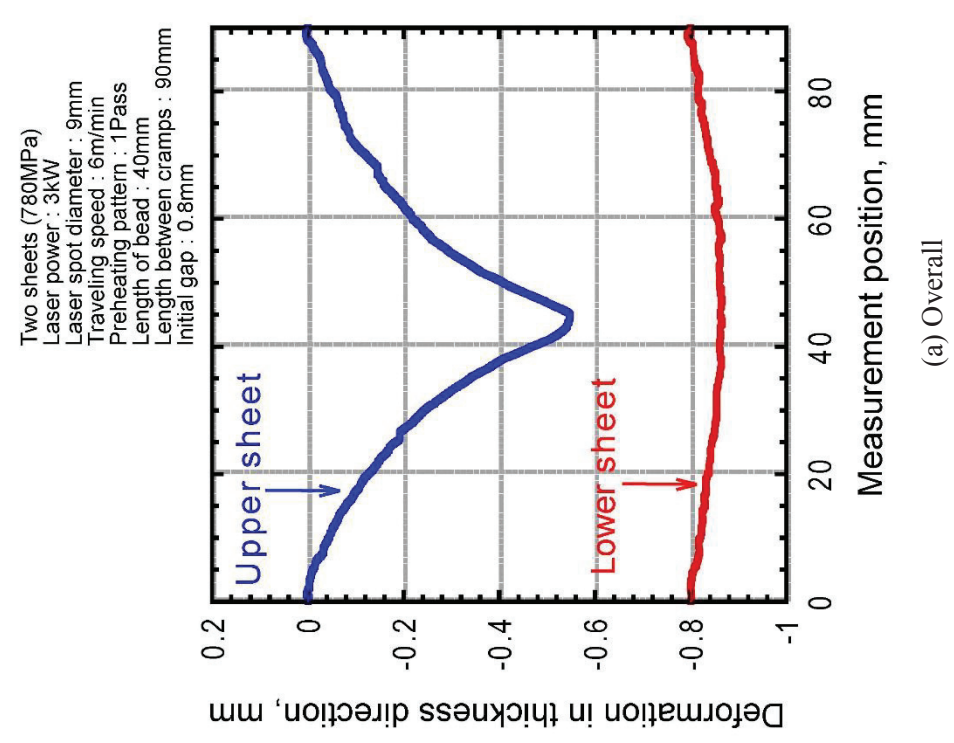


Fig. 3-8 Deformation by laser preheating on lapped two sheets.
 (Initial gap=0 mm, 440 MPa).



(a) Overall



(b) Detail

Fig. 3-9 Deformation by laser preheating on lapped two sheets.
 (Initial gap=0.8 mm, 780 MPa).

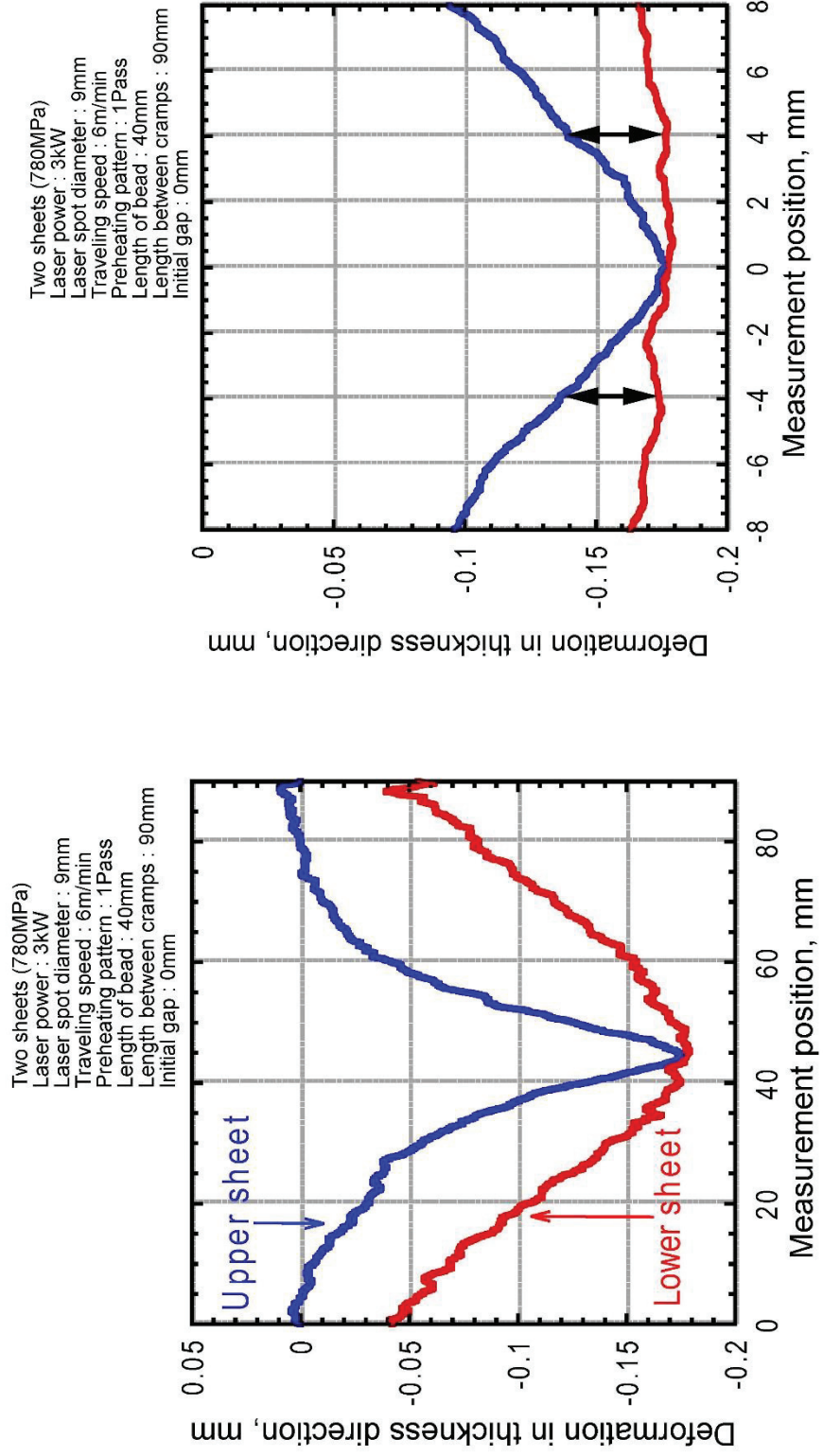


Fig. 3-10 Deformation by laser preheating on lapped two sheets.
 (Initial gap=0 mm, 780 MPa).

3-2-4 レーザ加熱変形前処理による溶接性への影響

3-2-4-1 レーザ加熱変形前処理後の代表的な溶接例

レーザー加熱変形前処理を用いた場合の溶接性について検討を行った。代表的例として、試験片は 440 MPa 級高張力鋼板 2 枚を供試して、初期間隙量は 0 および 0.7 mm を設け、上述の検討結果から得られた適正条件によるレーザー加熱変形前処理を実施し、レーザー溶接を行った場合のビード外観、X 線透過写真、ビード断面写真を Fig. 3-11 に示す。レーザー加熱変形前処理条件は、レーザー出力 3 kW、レーザースポット径 9 mm、加工速度 6 m/min、クランプ間距離 90 mm とした。その後のレーザー溶接では、レーザー出力 3 kW、ジャストフォーカス、溶接速度 2 m/min として、レーザー照射位置から 4 mm 離れた箇所に、直線ビードを溶接した。

初期間隙量 0 mm では、Fig. 3-11 上段に示すビード外観写真、X 線透過写真での観察から狭間隙時に生じるピットやブローホールなどの溶接欠陥は発生しておらず、良好なビードが形成されている。断面観察結果から、上下鋼板間には 0.03 mm の間隙が生じていた。適正施工条件を用いたレーザー加熱変形前処理により、初期間隙量 0 mm の狭間隙時には、上下鋼板間にピットやブローホールなどの溶接欠陥が発生しない程度の間隙を形成できることがわかった。

初期間隙量 0.7mm においても、Fig. 3-11 下段に示すビード外観写真、X 線透過写真での観察から溶け落ちなどの溶接欠陥は発生していないことが確認できる。断面観察結果から、上下鋼板間の間隙量は 0.27 mm となっていた。適正施工条件を用いたレーザー加熱変形前処理により、初期間隙量 0.7 mm の広間隙時には、上下鋼板間の間隙量を溶け落ちなどの欠陥が発生しない程度にまで小さくできることがわかった。

以上の結果から、適正条件を用いたレーザー加熱変形前処理により、鋼板間の初期間隙量が小さい場合でも大きい場合でも欠陥の生じない範囲に間隙量を制御できること、さらにその後のレーザー溶接時には、レーザー加熱変形前処理を行わない場合に生じるピット・ブローホール、溶け落ちなどの欠陥のない良好なビードが得られることが明らかになった。

Two sheet (440MPa)
 Laser power : 3kW
 Laser spot diameter : 9mm
 Traveling speed : 6m/min
 Length between cramps : 90mm
 Welding speed : 2m/min
 Welding position : 4mm

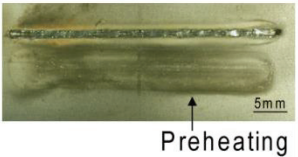
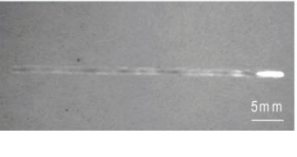
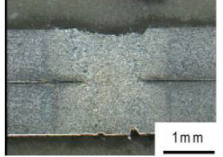
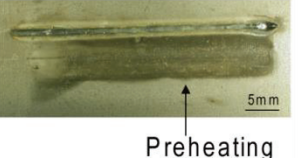

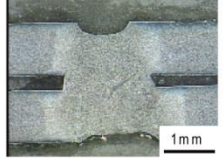
Initial gap(mm)	Appearance	X-ray photo	Cross section	Gap (mm)
0	 5mm Preheating	 5mm	 1mm	0.03
0.7	 5mm Preheating	 5mm	 1mm	0.27

Fig. 3-11 Appearances and X-ray photos and cross sections of welding beads after laser preheating.
 (Initial gap =0 mm and 0.7 mm, 440 MPa)

3-2-4-2 440 MPa 級高張力鋼板におけるレーザ加熱変形前処理の効果

440 MPa 級高張力鋼板 2 枚を供試して、上下鋼板間の初期間隙量を 0~0.8 mm と変化させ、上述の検討結果から得られた適正施工条件を用いたレーザ加熱変形前処理を行った。その後、レーザ加熱変形前処理位置からの距離を変化させてレーザ溶接を行い、作製した継手の引張せん断試験を行って、レーザ加熱変形前処理の実施およびレーザ溶接位置が継手強度に及ぼす影響を調査した。440 MPa 級高張力鋼板の引張せん断試験結果は Fig. 3-12(a) に示す。図中の塗りつぶしの領域 (0.06~0.4 mm) は、これまでに得られているレーザ加熱変形前処理を行わなかった場合に、引張せん断試験で母材破断となる範囲¹⁰⁾である。レーザ加熱変形前処理位置に対するその後のレーザ溶接位置を、0 mm (△)、2 mm (○)、4 mm (□) と変化させた場合の結果を示しており、白抜きのプロットは母材破断を、塗りつぶしのプロットは溶接部破断を示している。

レーザ溶接位置 0 および 2 mm の結果を見ると、上下鋼板間の初期間隙量が 0.1~0.8 mm の範囲で母材破断している。レーザ加熱変形前処理を行わない場合に比べて、広間隙での裕度大幅に向上している。前節の初期間隙量 0.7 mm に対する検討結果で述べた通り、レーザ加熱変形前処理位置に対して 0 および 2 mm の位置では、上下鋼板間の間隙は 0.3~0.35 mm まで狭くなっていた。本溶接結果においても、初期間隙量 0.1~0.8 mm の広い範囲で、レーザ溶接時に溶け落ちなどの溶接欠陥が発生しない適正範囲に上下鋼板間の間隙を制御できることが明らかになった。一方、初期間隙量 0 mm では、溶接部破断して破断荷重が低下した。前節の初期間隙量 0 mm に対する検討結果で述べたとおり、レーザ加熱変形前処理位置では上板が下板側に変形して下板を押し下げる状態になっており、レーザ加熱変形前処理位置 (0 mm) では上下鋼板間の間隙はほぼ 0 および 2 mm 離れた位置では間隙量 0.01~0.015 mm になっていた。初期間隙量が 0 mm の場合、レーザ加熱変形前処理位置に近い 0 および 2 mm の位置では、上下鋼板間の間隙が適正範囲に制御できていないため、当該位置にてレーザ溶接を行うと、ピットやブローホール等の溶接欠陥が発生して、破断荷重が低下したと考えられる。

レーザ溶接位置 4 mm の結果を見ると、上下鋼板間の初期間隙量が 0~0.7 mm の範囲で母材破断している。前節の初期間隙量 0 および 0.7 mm に対する検討結果で述べた通り、レーザ加熱変形前処理位置から 4 mm 離れた箇所では、初期間隙量 0 mm の場合に 0.04 mm 程度、初期間隙量 0.7 mm の場合に 0.3~0.4 mm 程度の間隙量に制御されていた。初期間隙量 0 mm の場合に得られた間隙量が 0.04 mm 程度で適正值 0.06 mm よりも少し値が小さいが、本手法では、レーザ加熱箇所から離れると間隙が広がっており、亜鉛蒸気が排出しやすい間隙構造のため、間隙量が適性値より少し小さい場合でも、ピットやブローホールが発生しな

かったためと推測する。この結果から初期間隙量 0 および 0.7 mm のどちらの場合でも、レーザー加熱前処置により上下鋼板間の間隙量をピット・ブローホール、溶け落ちなどの溶接欠陥が生じない適正範囲に制御でき、母材破断する高い引張せん断強度を得られることが明らかになった。一方、初期間隙量 0.8 mm では、溶接部破断して破断荷重が低下した。レーザー加熱変形前処理位置から 4 mm 離れた箇所では、初期間隙量が 0.7 mm を超えると溶け落ちの発生しない適正な間隙範囲を確保できないことがわかった。

以上の結果から、440 MPa 級高張力鋼板において、適正条件を用いたレーザー加熱変形前処理を行うことにより、溶接欠陥の発生しない適正なビードが得られ、母材破断する高い引張せん断強度を得ることができる初期間隙量の範囲を大きくできることが明らかになった。レーザー加熱変形前処理位置 0 および 2 mm 離れた箇所にレーザー溶接した場合には初期間隙量 0.1~0.8 mm の範囲で、4 mm 離れた箇所にレーザー溶接した場合には初期間隙量 0~0.7 mm の範囲で、母材破断となる高い引張せん断強度を得ることができた。実施工を考慮すると、初期間隙量 0 mm の場合にも欠陥が発生せず高い継手強度を得ることができる、レーザー加熱変形前処理位置から 4 mm 離れた箇所へのレーザー溶接が適していると考えられる。

3-2-4-3 780 MPa 級高張力鋼板におけるレーザー加熱変形前処理の効果

780 MPa 級高張力鋼板 2 枚を供試して、上下鋼板間の初期間隙量を 0~0.9 mm と変化させ、上述の検討結果から得られた適正施工条件を用いたレーザー加熱変形前処理を行った。その後、レーザー加熱変形前処理位置からの距離を変化させてレーザー溶接を行い、作製した継手の引張せん断試験を行って、レーザー加熱変形前処理の実施およびレーザー溶接位置が継手強度に及ぼす影響を調査した。780 MPa 級高張力鋼板での引張せん断試験結果を、Fig. 3-12(b) に示す。図中の塗りつぶしの領域 (0.06~0.4 mm) は、これまでに得られているレーザー加熱変形前処理を行わなかった場合に、引張せん断試験で母材破断となる範囲¹⁰⁾である。レーザー加熱変形前処理位置に対するその後のレーザー溶接箇所を、0 mm (△)、2 mm (○)、4 mm (□) と変化させた場合の結果を示しており、白抜きのプロットは母材破断を、塗りつぶしのプロットは溶接部破断を示している。

レーザー溶接位置 0 および 2 mm の結果を見ると、上下鋼板間の初期間隙量がそれぞれ 0.5~0.9 mm ならびに 0.3~0.8 mm の範囲で母材破断している。レーザー加熱変形前処理を行わない場合に比べて、広間隙での裕度が大幅に向上している。前節の初期間隙量 0.8 mm に対する検討結果で述べた通り、レーザー加熱変形前処理位置に対して 0 および 2 mm の位置では、上下鋼板間の間隙は 0.3~0.35 mm まで狭くなっていた。本溶接結果においても、初期間隙量 0.8 あるいは 0.9 mm までの広間隙範囲で、レーザー溶接時に溶け落ちなどの溶接欠陥

が発生しない適正範囲に上下鋼板間の間隙を制御できることが明らかになった。一方、初期間隙量の小さい0～0.3 mm および0～0.1 mm では、溶接部破断して破断荷重が低下した。前節の検討結果で述べた通り、780 MPa 級高張力鋼板では440 MPa 級高張力鋼板に比べて、同一条件下でのレーザー加熱変形前処理で得られる上板の変形量が大きくなる。この結果、レーザー加熱変形前処理位置0 mm にてレーザー溶接した場合、上下鋼板間の初期間隙量がより広い条件(0.9 mm)においても溶け落ちの発生しない適正なビードが得られ、母材破断する高い引張せん断強度を得ることができたと考えられる。一方、初期間隙量が小さい場合には、780 MPa 級高張力鋼板では440 MPa 級高張力鋼板に比べてレーザー加熱変形前処理位置近傍の上板が下板により近づくため、適正な間隙範囲よりも小さくなってしまい、ピット・ブローホールなどの溶接欠陥が生じ、引張せん断強度が低下したと考えられる。

レーザー溶接位置4 mm の結果を見ると、上下鋼板間の初期間隙量が0～0.8 mm の範囲で母材破断している。前節の初期間隙量0 および0.8 mm に対する検討結果で述べた通り、レーザー加熱変形前処理位置から4 mm 離れた箇所では、初期間隙量0 mm の場合に0.04 mm 程度、初期間隙量0.8 mm の場合に0.4 mm 程度の間隙量に制御されていた。初期間隙量0 mm の場合に得られた間隙量が0.04 mm 程度で適正值0.06 mm よりも少し値が小さいが、本手法では、レーザー加熱箇所から離れると間隙が広がっており、亜鉛蒸気が排出しやすい間隙構造のため、間隙量が適性値より少し小さい場合でも、ピットやブローホールが発生しなかったためと推測する。この結果から、初期間隙量0 および0.8 mm のどちらの場合でも、レーザー加熱前処置により上下鋼板間の間隙量をピット・ブローホール、溶け落ちなどの溶接欠陥が生じない適正範囲に制御でき、母材破断する高い引張せん断強度を得られることが明らかになった。一方、初期間隙量0.9 mm では、上板と下板が架橋せず、溶接継手が作製できなかった。レーザー加熱変形前処理位置から4 mm 離れた箇所では、初期間隙量が0.8 mm を超えると溶け落ちの発生しない適正な間隙範囲を確保できないことがわかった。

以上の結果から、780 MPa 級高張力鋼板において、適正条件を用いたレーザー加熱変形前処理を行うことにより、溶接欠陥の発生しない適正なビードが得られ、母材破断する高い引張せん断強度を得ることができる初期間隙量の範囲を大きくできることが明らかになった。レーザー加熱変形前処理位置0 および2 mm 離れた箇所へのレーザー溶接は、広い初期間隙量に対して有効であるものの、狭い初期間隙量に対してはあまり効果的でないことが明らかになった。4 mm 離れた箇所へのレーザー溶接は、初期間隙量0～0.8 mm の広い初期間隙量範囲で、母材破断となる高い引張せん断強度を得ることができた。

3-2-4-4 レーザ加熱変形前処理効果のまとめ

以上の結果から、母材鋼板強度に応じて効果は多少異なるものの、レーザ加熱変形前処理によって欠陥のない母材破断する高い引張せん断強度を有する継手を、狭間隙から広間隙の広い初期間隙量範囲において、得ることができることが明らかになった。さらに、レーザ加熱変形前処理位置に対するその後のレーザ溶接位置および母材鋼板強度によって、レーザ加熱変形前処理による高い継手強度が得られる初期間隙量範囲に差があることがわかった。

レーザ加熱変形前処理位置に近い0および2 mm位置へのレーザ溶接では、広間隙に対する間隙制御の効果が大きく、0.7~0.8 mmまでの広い初期間隙量でも溶け落ちが生じない適正なビードを形成することができ、母材破断する高い継手強度を得ることができた。一方、狭間隙に対しては間隙制御の効果が小さく、ピット・ブローホールが発生してしまい、継手強度も低下した。レーザ加熱変形前処理位置から少し離れた4 mm位置へのレーザ溶接では0および2 mm位置へのレーザ溶接の場合に比べて広間隙への効果はわずかに小さくなるものの、初期間隙量0 mmの狭間隙から0.7~0.8 mmの広間隙までにおいて、溶接欠陥が発生しない適正なビードおよび母材破断する高い継手強度を得ることができた。

母材強度の高い780 MPa級高張力鋼板では440 MPa級高張力鋼板に比べて同一条件でのレーザ加熱変形前処理によって生じる上板の変形量が大きくなり、広間隙時への効果が大きくなり、狭間隙時への効果が若干小さくなった。また、母材鋼板強度に関わらず、レーザ加熱変形前処理位置から少し離れた4 mm位置へのレーザ溶接によって、初期間隙量0 mmの狭間隙から0.7~0.8 mmの広間隙まで、欠陥のない適正なビードおよび母材破断する高い継手強度を得ることができた。

提案するレーザ加熱変形前処理手法は、適正施工条件および適正なレーザ溶接位置を選択することで、亜鉛めっき鋼板重ね溶接時の欠陥発生防止および施工裕度拡大に高い効果を発揮することがわかった。また、母材鋼板強度に関わらず、本手法によって亜鉛めっき鋼板重ねレーザ溶接時の欠陥発生防止および施工裕度拡大が可能になることが明らかになった。

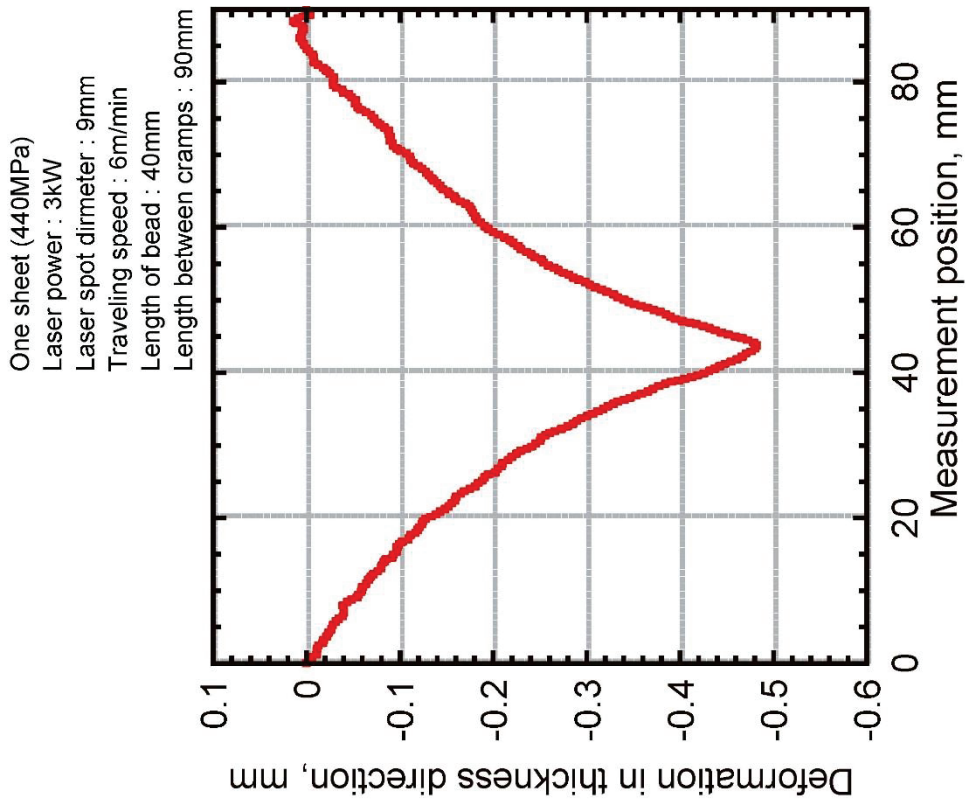
第4章 レーザ加熱変形前処理ビードの適正配置および溶接性

4-1 レーザ加熱変形前処理におけるビード長さおよび配置による鋼板変形への影響

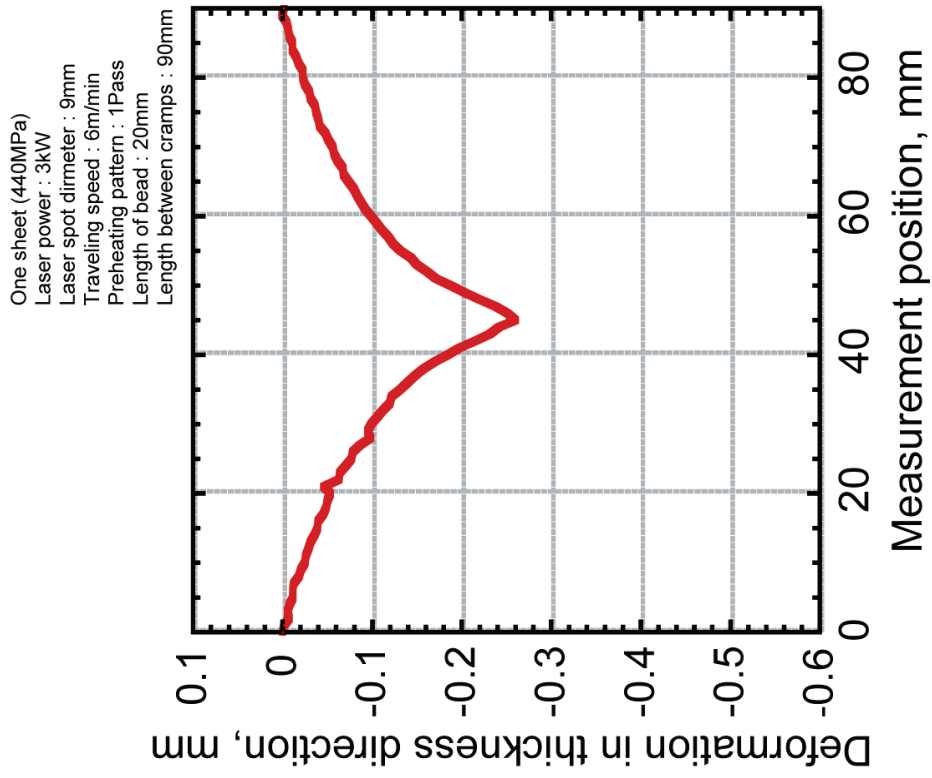
レーザ加熱変形前処理におけるビード長さが鋼板変形に及ぼす影響について、440 MPa 級高張力鋼板 1 枚を用いて検討を行った。Fig. 2-9(a)～(c)に示すように、長さ 40 mm ビード 1 本、長さ 20 mm のビード 1 本、長さ 20 mm ビード 2 本の場合について調査した。レーザ照射条件は、1 枚の鋼板を用いて得られた適正条件である、レーザ出力 3 kW, 加工速度 6 m/min, レーザスポット径 9 mm, クランプ間距離 90 mm とした。

Fig. 4-1(a)～(c)それぞれに、各ビード配置条件での変形量計測結果を示す。長さ 40 mm のビード 1 本の場合は、Fig. 4-1(a) (Fig. 3-2(a)の再掲)に示すとおり、レーザ照射箇所を中心に下側に大きく変形しており、最大変形量は 0.48 mm 程度となっている。ビード長さが短い長さ 20 mm のビード 1 本の場合には、Fig. 4-1(b)に示すとおり、長さ 40 mm の場合と同様にレーザ照射箇所を中心に下側に変形しているが、最大変形量は 0.25 mm 程度となっている。これは、ビード長さが長くなると鋼板表面の高温に加熱される領域が広くなり、板厚方向に大きな温度勾配が生じる範囲が広がって塑性変形が生じる範囲も広がったためであると考えられる。この結果から、ビード長さが短くなると変形量が減少することが明らかとなり、十分な変形量を生じさせるためにはある程度のビード長さが必要であることがわかった。長さ 20 mm のビード 2 本の場合にも、Fig. 4-1(c)に示すとおり、ビード 1 本の場合と同様に 2 本のビード中央となる鋼板中央部を中心に下側に変形しており、最大変形量は 0.42 mm 程度となっている。ビード長さが同じ 20 mm のビードを 1 本とした場合と比較して、ビードを 2 本とすることで変形量は増加している。これは、1 本目のレーザ照射によって生じた変形が残留した状態に、2 本目のレーザ照射による変形量が重畳して残留したためであると考えられる。また、最も大きく変形する鋼板中央部にレーザ照射されないため、長さ 40 mm のビード 1 本の場合に比べてと変形量は若干小さくなるものの、総ビード長さ、すなわちレーザ照射によって加熱された面積は同程度となるため、同じ程度の変形量が得られたと考えられる。

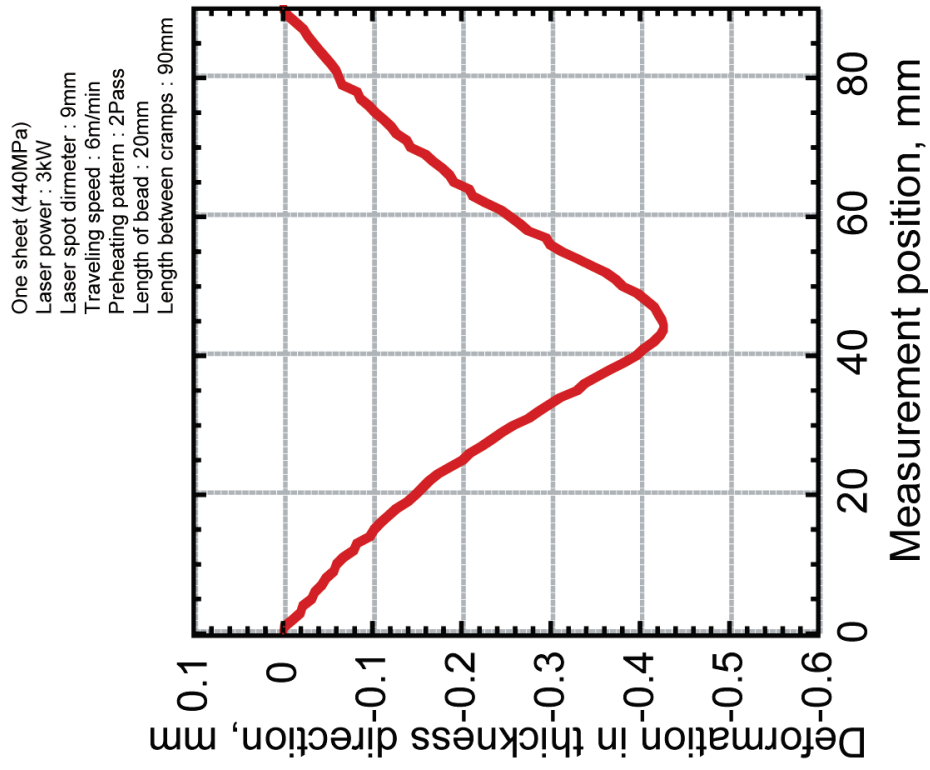
以上の結果から、レーザ加熱変形前処理時には、レーザ照射による鋼板表面の加熱面積をある程度確保し、板厚方向の急激な温度勾配によって生じる塑性変形量を低下させないことで、十分な変形量を得られることがわかった。したがって、連続した長いビードを用いて温度上昇範囲を確保して十分な変形量を得るだけでなく、短いビードを組み合わせることで、同程度の変形量を得られることが明らかになった。本手法を用いることで、レーザ加熱変形前処理の施工自由度が高くなり、各種部品形状に対応しやすくなるものと考えられる。



(a) 1Pass bead (Length:40mm)



(b) 1Pass bead (Length:20mm)



(c) 2Pass bead (Length:20mm)

Fig. 4-1 Deformation of steel sheet by laser preheating (One sheet).

4-2 レーザ加熱変形前処理におけるビード配置が鋼板変形に及ぼす影響

4-2-1 解析結果

レーザー加熱変形前処理ビードの長さおよび配置が鋼板変形に及ぼす影響について、有限要素法解析を用いて検討した。解析条件は、レーザー出力 3 kW、レーザースポット径 9 mm、加工速度 6 m/min とした。解析により得られた、鋼板のセンターライン上でのレーザー加熱変形前処理ビード方向の変形分布を Fig. 4-2(a)に、鋼板中央部（33 mm 位置）での変形量およびレーザー照射部における最大変形量とその発生位置との関係を Fig. 4-2(b) に示す。

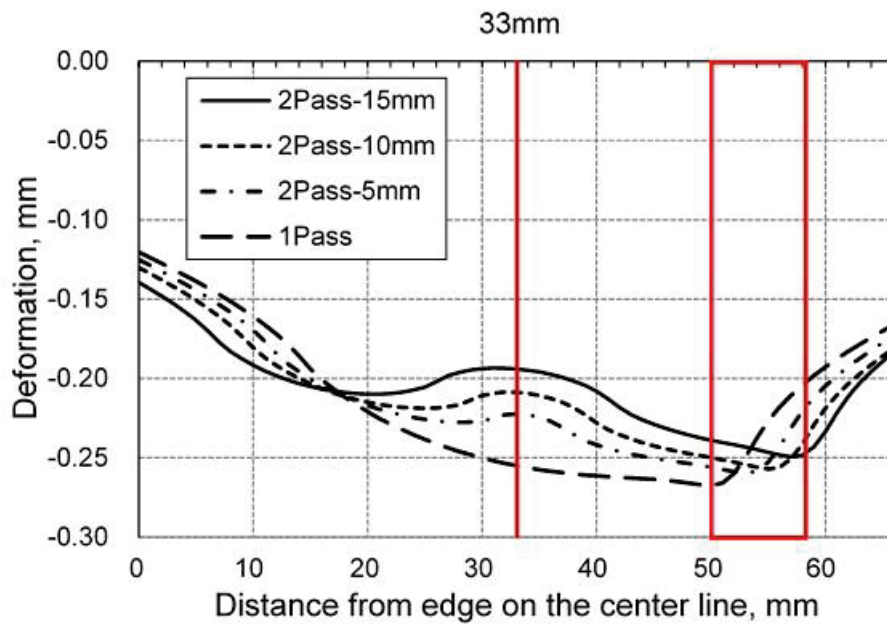
長さ 40 mm の 1 本のビードによるレーザー加熱変形前処理条件下では、レーザー照射を行った範囲全体が大きく変形しており、最大変位量はレーザー加熱変形前処理ビード端部に近い 50 mm 付近で生じている。また、鋼板中央部での変形量と 50 mm 付近での最大変形量との差は 0.01 mm 程度であり、ほとんど差が見られないことがわかる。長さ 40 mm の連続した比較的長いレーザー照射のため、鋼板表面の温度上昇による板厚方向の急激な温度勾配が生じる領域が連続的に広く形成され、鋼板中央部付近での下側への塑性変形量も比較的大きくなったと考えられる。レーザー加熱変形前処理ビード後半の入熱によってビード端部に近い 50 mm 付近まで変形量は若干大きくなっているものの、上述の連続したほぼ均一な塑性変形発生領域の形成によって、鋼板中央部とビード端部に近い 50 mm 付近での変形量に大きな差が生じなかったものと考えられる。

長さ 20 mm の 2 本ビードによるレーザー加熱変形前処理条件下では、20~25 mm の 1 本目のレーザー照射位置端部および 55~60 mm の 2 本目のレーザー照射位置端部において変形量が大きくなっており、2 本目のレーザー照射位置端部において最大の変形量が得られている。また、2 本のビード間隔が狭い方が変形量は大きくなっている。一方、2 本のレーザー照射範囲に挟まれた鋼板中央部の領域では変形量は小さくなっており、2 本のビード間隔が狭い方が鋼板中央部での変形量も大きくなっている。長さ 40 mm の連続した比較的長いレーザー照射の場合に比べて長さの短い 2 本のビードをレーザー照射しない範囲を設けて非連続に施工した場合、鋼板表面の温度上昇による板厚方向の急激な温度勾配が生じる領域が狭くなり、最大変形量が小さくなったと考えられる。また、当該領域が非連続に形成されるため、レーザー非照射部となる鋼板中央部では塑性変形が発生せず、両側のレーザー照射部で生じる塑性変形に引っ張られる形で弾性変形が発生する。そのため、レーザー照射しない範囲を狭くして 2 本のビードの間隔を狭くすると連続した長いビードの場合に近づき、鋼板中央部のレーザー非照射位置およびレーザー照射端部付近での変形量ともに大きくなったと考えられる。

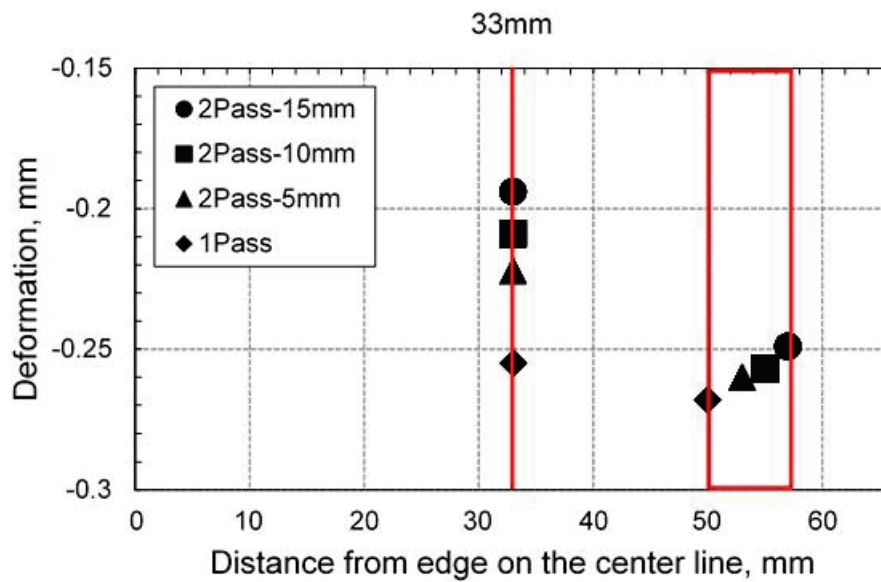
長さ 20 mm の 2 本ビードによるレーザー加熱変形前処理条件下での鋼板中央部変形量と最大変形量との差は、ビード間隔 5 mm で 0.04 mm 程度、ビード間隔 15 mm で 0.06 mm 程度

生じていることがわかる。長さ 40 mm の 1 本のビードによるレーザー加熱変形前処理条件下では変形量の差は 0.01 mm 程度であり、ビード間隔が広がるほど、変形量の差は増加する傾向にある。上述の通り、ビード間隔が広がることにより弾性変形する領域が広くなり、レーザー照射により塑性変形する箇所での変形量との差が大きくなったと考えられる。

以上の結果から、提案するレーザー加熱変形前処理手法では、比較的長い連続したレーザー照射によってビード長さ方向全体に連続して変形させることも可能であるが、非照射部を設けた断続した短いレーザー照射によって、ビード長さ方向の変形状態・変形量をより精密に制御できる可能性が得られた。2本の短いレーザー照射による施工の場合、ビード間隔を少し広くすることにより、レーザー照射位置とビードに挟まれたレーザー非照射位置の変形量に差を生じさせることが可能である。本手法を用いることで、レーザー加熱変形前処理位置に対するその後のレーザー溶接位置やレーザー溶接ビード形状など、亜鉛めっき鋼板の重ねレーザー溶接において、より広い施工条件の選択や施工裕度の向上が期待できる。



(a) Distribution of steel sheet deformation



(b) Relationship between measurement position and deformation.

Fig. 4-2 Effect of pitch between laser irradiation beads on steel sheet deformation by FEM-analysis

4-2-2 実験結果

レーザー加熱変形前処理ビードの長さおよび配置が鋼板変形に及ぼす影響について、実験により検討した。レーザー加熱変形前処理による1枚板の鋼板の変形分布および間隙制御について示す。440 MPa級高張力鋼板1枚を供試して、長さ20 mmの短いビード2本によるレーザー加熱変形前処理を実施した。レーザー加熱変形前処理条件は、レーザー出力3 kW、加工速度6 m/min、レーザースポット径9 mm、クランプ間距離90 mmとした。ビード間距離は、上述の解析結果から変形差が最も大きくなる15 mmに設定した。レーザー加熱変形前処理後の鋼板の変形分布をFig. 4-3(a)に示す。比較のために、長さ40 mmの1本のビードでの鋼板の変形分布をFig. 4-3(b)に示す。

長さ40 mmの1本のビードの場合、Fig. 2-9(a)に示す測定位置①、②、③における変形量の差は小さく、ビード後半になるに従って変形量は若干大きくなっている。一方、長さ20 mmの2本のビードの場合、Fig. 2-9(c)に示す測定位置①、②、③において、2本のビードそれぞれの中央位置である測定位置①および③での変形量に大きな差は認められないが、ビード後半の測定位置③での変形量が若干大きくなっている。測定位置②の変形量は測定位置①および③と比較すると小さくなっており、その差は測定位置①では0.04 mm程度、測定位置③0.06 mm程度である。上述の解析結果と変形量の絶対値は異なるものの、測定位置②と③の差は、ほぼ一致している。また、レーザー非照射部の鋼板中央部での変形量が2箇所でのレーザー照射部での変形量に比べて小さくなり、後半のレーザー照射部での変形量の方が大きくなる傾向もよく一致している。実際のレーザー加熱変形前処理施工においても、短いビード2本を用いることで、レーザー照射部と非照射部の変形量を変化させるより精密な変形制御が可能であることがわかった。

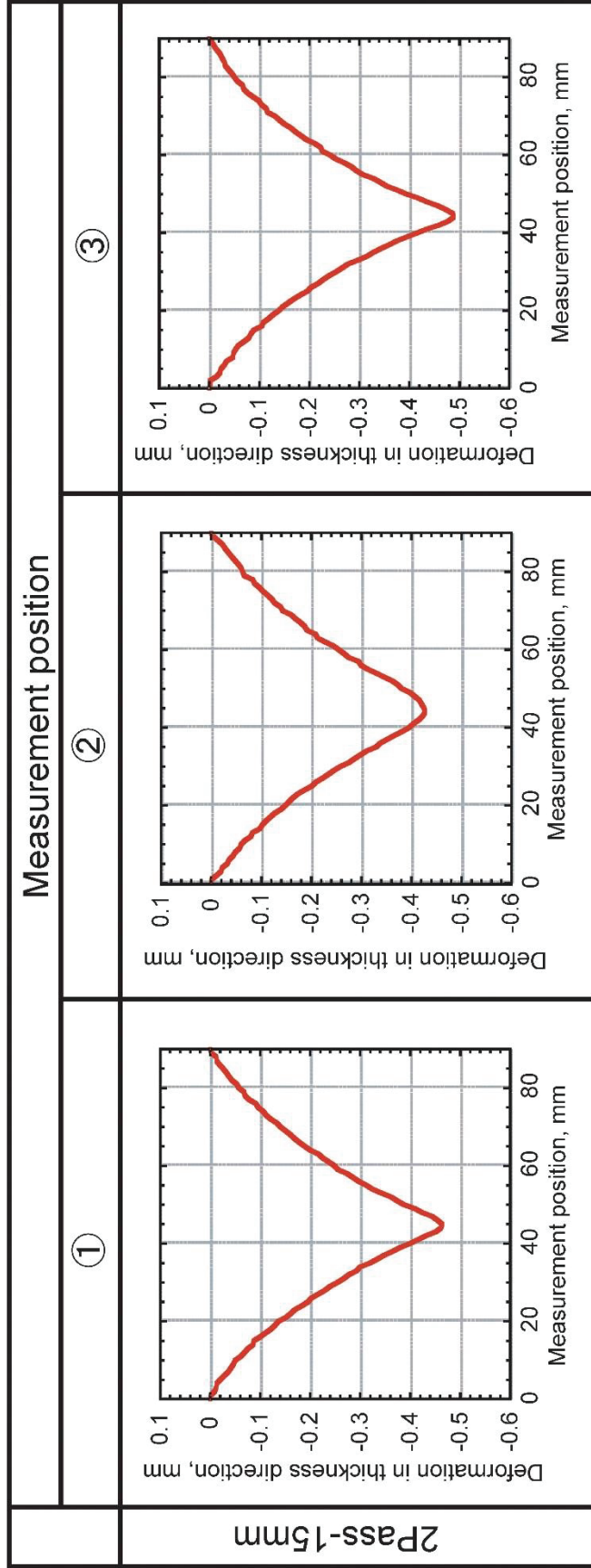
次に、440 MPa級高張力鋼板2枚を供試して、初期間隙量を0および0.7 mmとし、長さ20 mmの短いビード2本でビード間隔15 mmによるレーザー加熱変形前処理を実施した場合の、上板と下板の変形分布をFig. 4-4に示す。Fig. 4-4(a)に示す初期間隙量0.7 mmの場合、全ての測定位置において変形量に差はあるものの、上下鋼板間の間隙が狭くなっていることがわかる。レーザー加熱変形前処理後の上下鋼板間の間隙量は、測定位置①で0.36 mm程度、測定位置②で0.4 mm程度、測定位置③で0.3 mm程度となっており、レーザー非照射部である鋼板中央部での間隙量が大きく、2本目のビード位置での間隙量が小さくなっている。レーザー加熱変形前処理後のレーザー溶接位置として想定するレーザー非照射部である鋼板中央部においても、上下鋼板間の間隙量は0.4 mm程度まで小さくすることができ、当該部近傍のよりレーザー照射部に近い位置では、間隙量をより小さくできることがわかった。

Fig. 4-4(b)に示す初期間隙量0 mmの場合、測定位置①および③では0.2 mm程度の変形量が得られており、上板の変形によって下板が押し下げられ、上下鋼板間の間隙はほとんど

生じていない。一方、測定位置②では測定位置①および③に比べて変形量が小さくなっており、上下鋼板間に 0.03 mm 程度の間隙が生じている。上述の解析結果および 1 枚の鋼板でのレーザー加熱変形前処理で得られた結果で述べたように、2 箇所でのレーザー照射部では上板の下側への変形量が大きくなり、当該部において上板が下板に接して下板を押し下げ、変形量の小さなレーザー非照射部である鋼板中央部において上下鋼板間に間隙が生じたと考えられる。

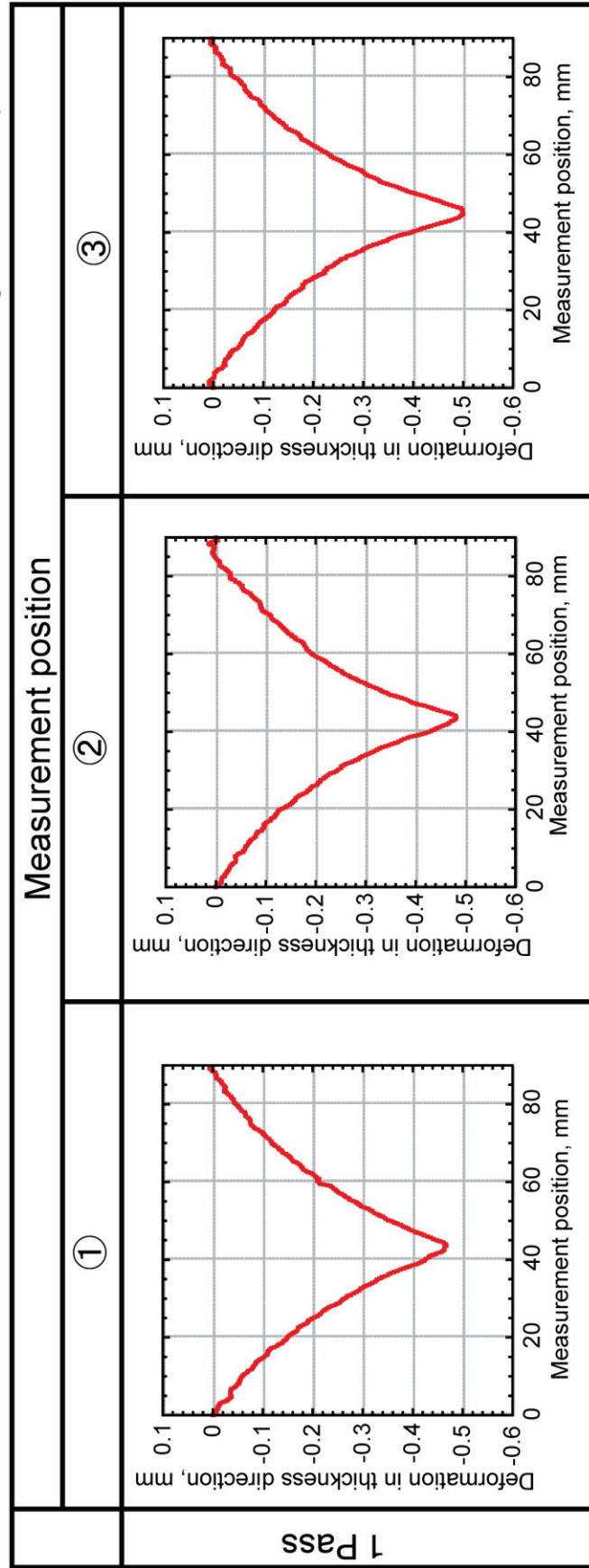
以上の結果から、長さ 20 mm の 2 本のビードを用いビード間隔 15 mm の条件でレーザー加熱変形前処理することで、狭間隙および広間隙のどちらに対しても、レーザー加熱変形前処理の中央部において、上下鋼板間の間隙を欠陥が抑制できる適正な範囲に制御できる可能性があることがわかった。

One sheet (440MPa)
 Laser power : 3kW
 Laser diameter : 9mm
 Traveling speed : 6m/min
 Preheating pattern : 2Pass
 Length of bead : 20mm
 Length between cramps : 90mm



(a) 2Pass-15mm bead

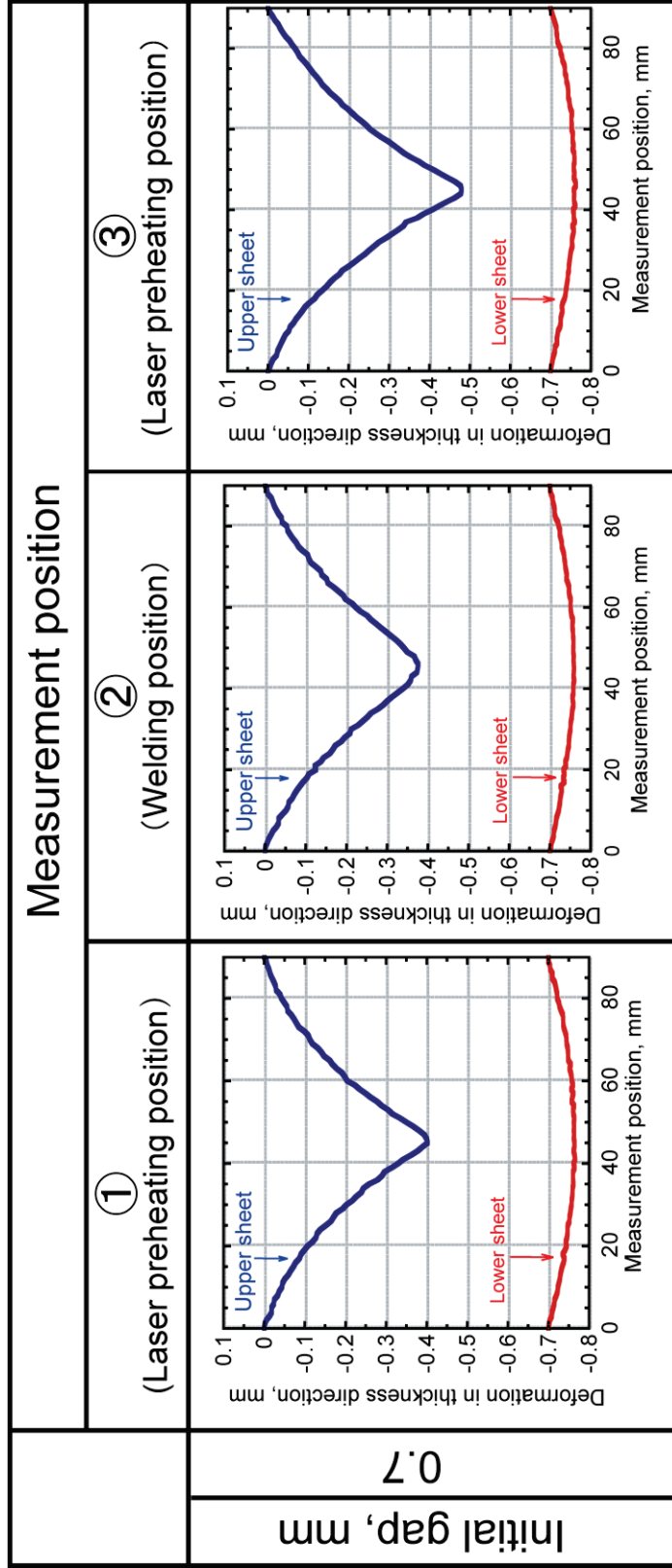
One sheet (440MPa)
 Laser power : 3kW
 Laser diameter : 9mm
 Traveling speed : 6m/min
 Preheating pattern : 1Pass
 Length of bead : 40mm
 Length between cramps : 90mm



(b) 1Pass-40mm bead

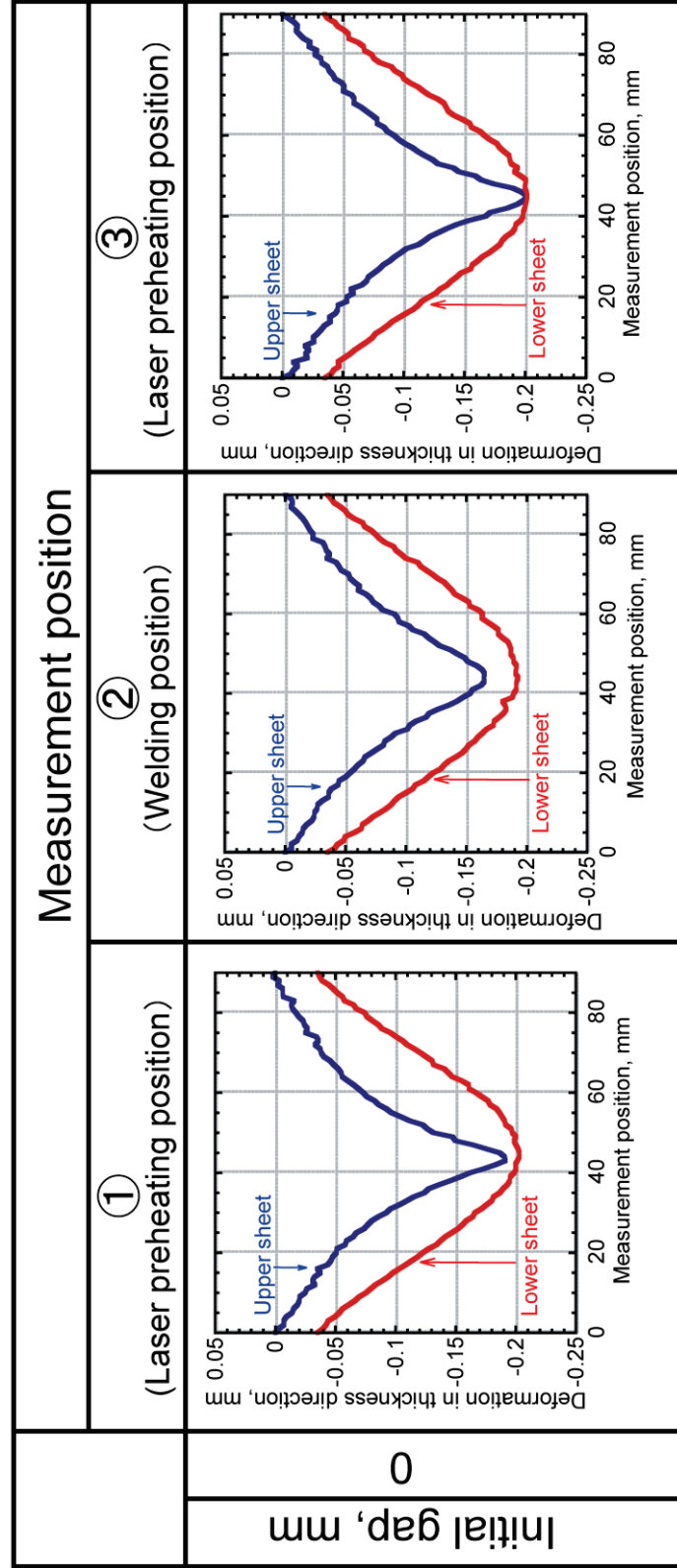
Fig. 4-3 Deformation distribution of steel sheet by laser preheating of 2Pass-15mm and 1Pass-40mm bead (One sheet).

Two sheets (440MPa)
 Laser power : 3kW
 Laser spot diameter : 9mm
 Traveling speed : 6m/min
 Preheating pattern : 2Pass
 Length of bead : 20mm
 Length between cramps : 90mm
 Initial gap : 0.7mm



(a) Initial gap = 0.7mm

Two sheets (440MPa)
 Laser power : 3kW
 Laser spot diameter : 9mm
 Traveling speed : 6m/min
 Preheating pattern : 2Pass
 Length of bead : 20mm
 Length between cramps : 90mm
 Initial gap : 0 mm



(b) Initial gap = 0mm

Fig. 4-4 Deformation distribution of steel sheets by laser preheating of 2Pass-15mm bead (Two sheets).

4-3 レーザ加熱変形前処理におけるビード配置が溶接性に及ぼす影響

4-3-1 レーザ加熱変形前処理におけるビード配置と溶接性の関係

上述の検討結果を元に、長さ 40 mm の 1 本のビードおよび長さ 20 mm の 2 本のビードを用いたレーザ加熱変形前処理を行い、その後のレーザ溶接性について調査した。レーザ加熱変形前処理条件は、レーザ出力 3 kW、レーザスポット径 9 mm、加工速度 6 m/min、クランプ間距離 90 mm とし、長さ 20 mm の 2 本のビードを用いる場合のビード間隔は 15 mm とした。レーザ溶接ビードは $\phi 10$ mm の C 形状とし、溶接位置は Fig. 2-10 に示すとおり、鋼板中央部として、長さ 40 mm の連続したレーザ加熱変形前処理時にはそのレーザ照射部中央、長さ 20 mm の 2 本の非連続のレーザ加熱変形前処理時にはレーザ非照射部中央とした。レーザ溶接後は、溶接ビード外観検査、X 線透過検査を実施した。

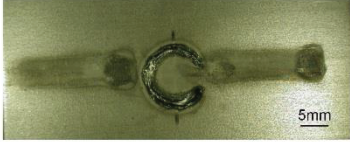

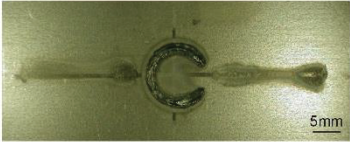
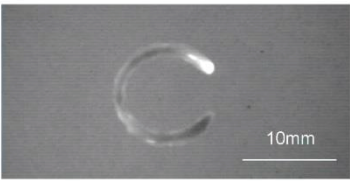
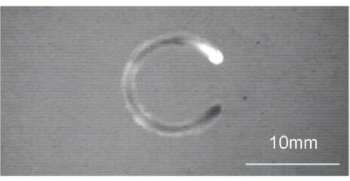
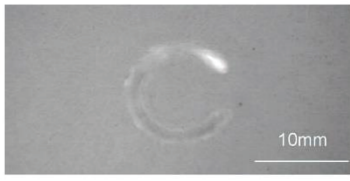
長さ 20 mm の 2 本のビードおよび長さ 40 mm の 1 本のビードを用いたレーザ加熱変形前処理後のレーザ溶接の結果を、それぞれ Fig. 4-5 ならびに Fig. 4-6 に示す。長さ 20 mm の 2 本のビードを用いたレーザ加熱変形前処理を行った場合、狭間隙条件である初期間隙量 0 mm において、ピットやブローホールなどの溶接欠陥は観察されない。広間隙条件である初期間隙量 0.7 mm においても溶け落ちなどの溶接欠陥は観察されず、良好なビードが形成できている。しかし、初期間隙量が 0.8 mm にまで大きくなると、明瞭なアンダーカットが生じていることがわかる。先に述べた変形計測結果から明らかなように、15 mm のレーザ照射間隔を設定した長さ 20 mm の 2 本のビードを用いたレーザ加熱変形前処理により、初期間隙量 0 mm の場合にも、レーザ加熱変形前処理時のレーザ照射部と非照射部との変形量の差によって、上下鋼板間にある程度の間隙が生じる。さらに、レーザ非照射部である鋼板中央部からレーザ照射部の上下鋼板が接触している箇所までの比較的広い範囲に間隙を形成できるため、レーザ溶接時に上下鋼板間で発生する亜鉛蒸気を効果的に逃がすことができたと考えられる。また、初期間隙量が広い場合には、レーザ照射部と非照射部とで変形量に若干の差は生じるものの、鋼板中央部のレーザ溶接箇所において、溶け落ちなどの溶接欠陥が生じない適正な間隙量に制御することができたものと考えられる。

長さ 40 mm の 1 本のビードを用いたレーザ加熱変形前処理を行った場合、初期間隙量 0 mm において、溶接ビード内にブローホールが発生している。初期間隙量が広い場合には、0.7 mm まで溶け落ちなどの溶接欠陥は観察されず、良好なビードが形成できている。しかし、初期間隙量が 0.8 mm にまで大きくなると、明瞭なアンダーカットが生じていることがわかる。先に述べた解析結果および変形計測結果から明らかなように、長さ 40 mm の 1 本のビードを用いたレーザ加熱変形前処理を行った場合、レーザ溶接部である鋼板中央部では、上下鋼板間の間隙は広い範囲でほぼ 0 mm となり、レーザ溶接時に上下鋼板間で発生す

る亜鉛蒸気を効果的に逃がすことができなかつたためと考えられる。一方、初期間隙量が広い場合には、鋼板中央部のレーザー溶接箇所を含むレーザー照射部の広い範囲において、溶け落ちなどの溶接欠陥が生じない適正な間隙量に制御することができたものと考えられる。

以上の結果から、1回の連続した長いレーザー照射によるレーザー加熱変形前処理に比べて、2回の非連続の短いレーザー照射によるレーザー加熱変形前処理を行うことで、レーザー加熱変形前処理位置によるより精密な上下鋼板間の間隙量制御が可能になることが明らかになった。また、非連続の2回のレーザー照射の間隔を適正に設定することで、狭間隙および広間隙のどちらの場合に対しても、欠陥の発生しない適正な溶接ビードを得られることが明らかになった。本手法を用いることで、レーザー加熱変形前処理位置に対するその後のレーザー溶接位置の制約が緩和され、レーザー加熱変形前処理の中央部に重ねてレーザー溶接を施工した場合にも、初期間隙量 0 mm から 0.7 mm までの広い間隙裕度を確保できることがわかった。

Two sheets(440MPa)
 Laser power : 3kW
 Laser spot diameter : 9mm
 Traveling speed : 6m/min
 Preheating pattern : 2Pass
 Length of bead : 20mm
 Length between cramps : 90mm
 Initial gap : 0 ~ 0.8mm

		Initial gap, mm		
		0	0.1	0.3
Appearance				
X-ray				

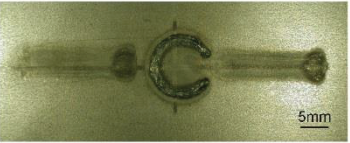

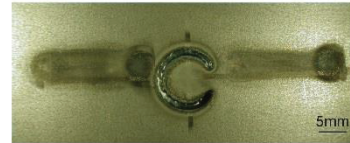
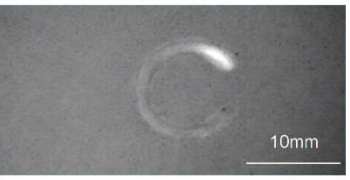
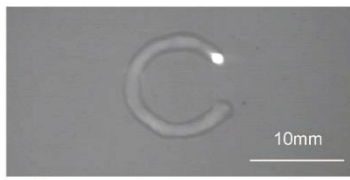
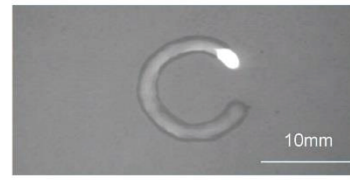
		Initial gap, mm		
		0.5	0.7	0.8
Appearance				
X-ray				

Fig. 4-5 Bead appearances and X-ray photos of weld beads by laser preheating (2Pass-15mm bead).

Two sheets(440MPa)
 Laser power : 3kW
 Laser spot diameter : 9mm
 Traveling speed : 6m/min
 Preheating pattern : 1Pass
 Length of bead : 40mm
 Length between cramps : 90mm
 Initial gap : 0 ~ 0.8mm

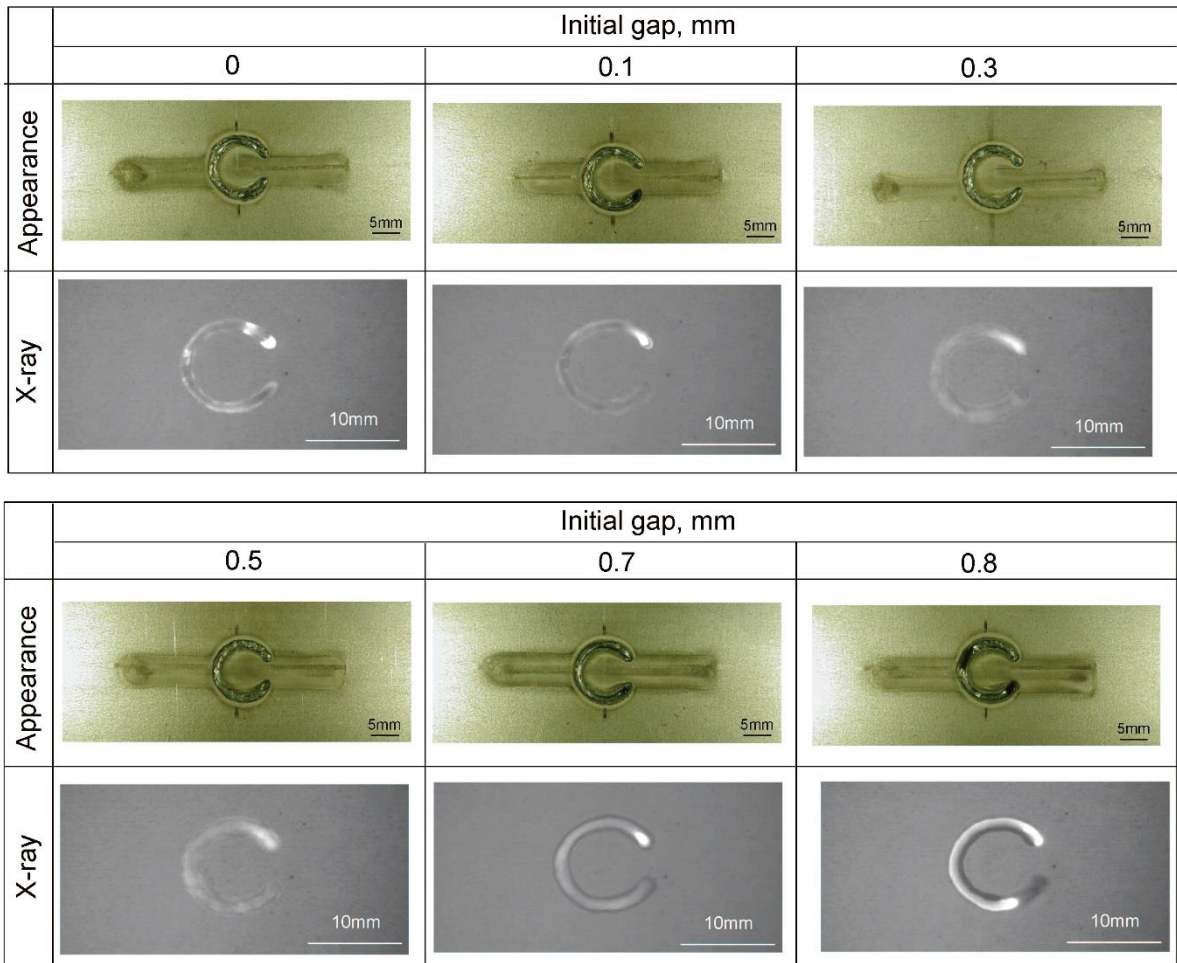


Fig. 4-6 Bead appearances and X-ray photos of weld beads by laser preheating (1Pass-40mm bead).

4-3-2 引張せん断強度への影響

前項と同様に、長さ 20 mm の 2 本のビードを用いたレーザ加熱変形前処理を施工した後、鋼板中央部に C 形状のレーザ溶接を行い、当該継手による引張せん断試験を実施した。レーザ加熱変形前処理条件は、レーザ出力 3 kW、レーザスポット径 9 mm、加工速度 6 m/min、クランプ間距離 90 mm とし、長さ 20 mm の 2 本のビードを用いる場合のビード間隔は 15 mm とした。レーザ溶接のビードは $\phi 10$ mm の C 形状とし、溶接位置は、Fig. 2-10 に示すとおり、長さ 40 mm の連続したレーザ加熱変形前処理時にはそのレーザ照射部中央、長さ 20 mm の 2 本の非連続のレーザ加熱変形前処理時にはレーザ非照射部中央とした。

引張せん断試験によって得られた破断強度と初期間隙量との関係を、Fig. 4-7 に示す。図中には、比較のため、長さ 40 mm の 1 本のビードを用いたレーザ加熱変形前処理を行った場合の結果も示している。また、これまでの研究で得られている、板厚 1 mm の亜鉛めっき鋼板重ねレーザ溶接の引張せん断試験で母材破断となる範囲 (0.06~0.4 mm) も示している¹⁰⁾。図中の□印は長さ 20 mm の 2 本のビードを用いた場合、○印は長さ 40 mm の 1 本のビードを用いた場合の結果を示している。また、白抜きのプロットは母材破断を、塗りつぶしプロットは溶接部破断を示している。

長さ 20 mm の 2 本のビードを用いた場合、上下鋼板の初期間隙量が 0~0.7 mm の範囲で母材破断となる高い引張せん断強度が得られている。前項までに述べた通り、長さ 20 mm の 2 本のビードを用いた場合には、鋼板中央部のレーザ溶接部において初期間隙量 0 mm においても適正な隙間に制御でき、ピット・ブローホールなどの溶接欠陥のない良好なビードおよび高い引張せん断強度を得ることができたと考えられる。初期間隙量 0.7 mm までは、レーザ加熱変形前処理により溶接部の間隙量を適正に制御でき、溶け落ちによる欠陥が発生せず、母材破断となる高い引張せん断強度を得ることができたと考えられる。初期間隙量が 0.8 mm の場合には、溶接部破断となり引張せん断強度も大きく低下した。初期間隙量が 0.8 mm にまで広がると、本施工条件によるレーザ加熱変形前処理を行っても適正な隙間量まで変形させることが困難であり、間隙量が 0.4 mm 以上になっていたと考えられる。

長さ 40 mm の 1 本のビードを用いた場合、上下鋼板の初期間隙量が 0.3~0.7 mm の範囲で母材破断となる高い引張せん断強度が得られているが、初期間隙量 0 および 0.1 mm の狭間隙条件では、溶接部破断となり引張せん断強度も大きく低下している。前項までに述べたように、40 mm の 1 本のビードを用いたレーザ加熱変形前処理では、レーザ照射部全長にわたって、ほぼ均一に変形が生じるため、狭間隙時にはレーザ溶接部である鋼板中央部の広い範囲において、上板が下板に接触して鋼板間の間隙量はほぼ 0 mm となる。このため、初

期間隙量の小さい狭間隙時にピット・ブローホールが発生して引張せん断強度が低下したものと考えられる。初期間隙量 0.7 mm までの広間隙時には、レーザ加熱変形前処理により溶接部の間隙量を適正に制御できており、溶け落ちによる欠陥が発生せず、母材破断となる高い引張せん断強度を得ることができたと考えられる。初期間隙量が 0.8 mm の場合には、長さ 20 mm の 2 本のビードを用いた場合と同様に、溶接部破断となり引張せん断強度も大きく低下した。初期間隙量が 0.8 mm にまで広がると、本施工条件によるレーザ加熱変形前処理を行っても適正な間隙量まで変形させることが困難であり、隙間量が 0.4 mm 以上になっていたと考えられる。

以上の結果から、1 回の連続した長いレーザ照射によるに比べて、レーザ照射の間隔を適正に設定した 2 回の非連続の短いレーザ照射によるレーザ加熱変形前処理を行うことで、狭間隙および広間隙のどちらの場合に対しても、欠陥の発生しない適正な溶接ビードを得られることが明らかになった。本手法を用いることで、レーザ加熱変形前処理の中央部に重ねてレーザ溶接を施工した場合にも、初期間隙量 0 mm から 0.7 mm までの広い間隙範囲で、溶接欠陥がなく母材破断する高い引張せん断強度を有する継手を作製できることが明らかになった。

Two sheets (440 MPa)
 Laser power : 3 kW
 Laser spot diameter : 9 mm
 Traveling speed : 6 m/min
 Length between cramps : 90 mm
 Welding speed : 1.5 m/min

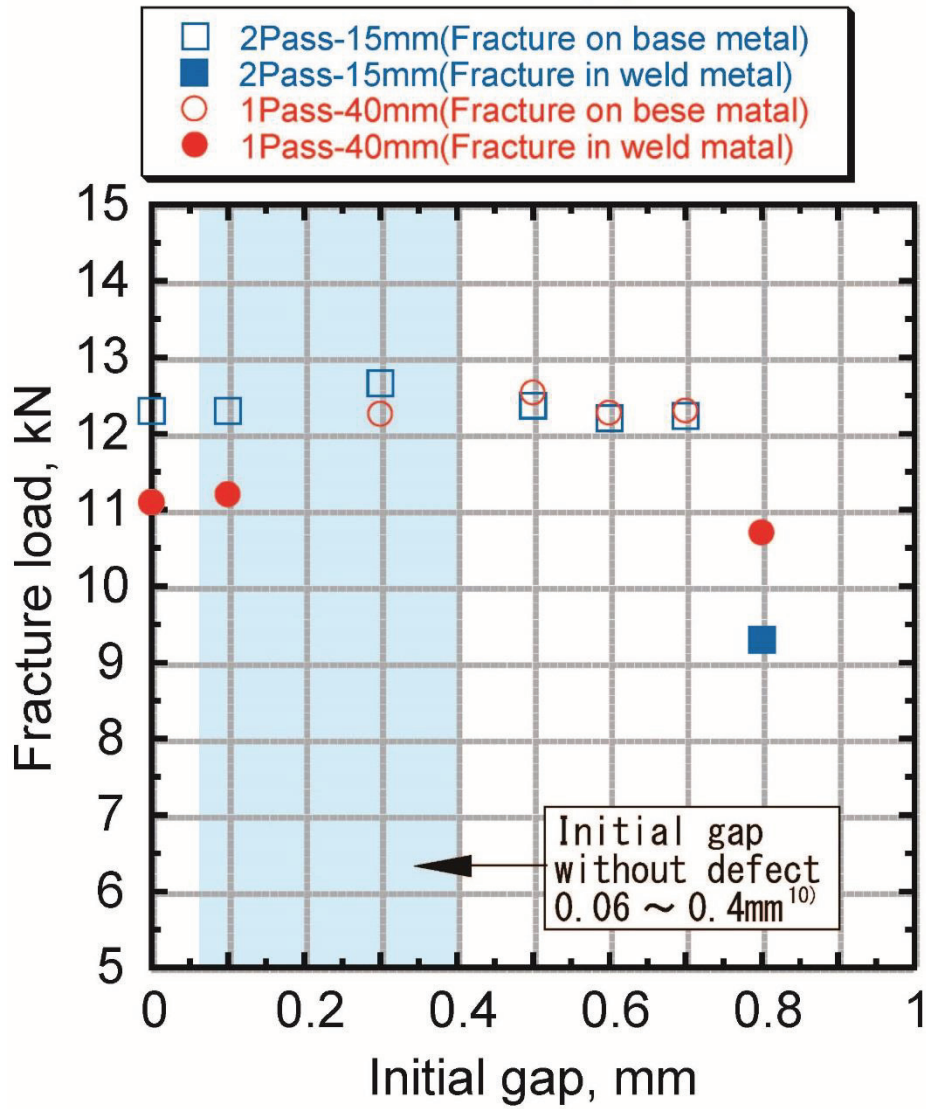


Fig.4-7 Relationship between fracture load and initial gap in 2pass-15mm and 1pass- 40mm bead.

第5章 結言

レーザー加熱による変形前処理技術を利用した亜鉛めっき鋼板の重ねレーザー溶接についてレーザー加熱変形前処理による鋼板変形のメカニズム、レーザー照射条件・エネルギー密度と変形の関係、レーザー加熱変形前処理ビードの配置による変形への影響、本手法のレーザー溶接性への影響について検討した。以下に結果を述べる。

- (1) 母材鋼板強度にかかわらず、適正な範囲でレーザー出力、レーザースポット径、クランプ間距離を大きくして、適正な加工速度を適用することで、変形量を増加させることが明らかになった。今回の条件では、レーザー出力 3 kW、レーザースポット径 9 mm、加工速度 6 m/min、クランプ間距離 90 mm において、最大変形量が得られた。
- (2) レーザスポット径サイズに関わらず、適正なエネルギー密度となると鋼板の変形量が大きくなった。今回の条件では、エネルギー密度 3~5 J/mm² となると変形量が大きくなることが明らかになった。
- (3) 鋼板を 2 枚重ねた状態でレーザー照射により鋼板を変形させた場合、440 MPa 級高張力鋼板および 780 MPa 級高張力鋼板のどちらの鋼板においても、初期間隙量が広い場合でも初期間隙量が狭い場合でも、レーザー加熱変形前処理時のレーザー照射位置である鋼板中央部から 4 mm 離れた位置で、広間隙時に生じる欠陥と狭間隙時に発生する欠陥の両方を抑制できる間隙量を確保できることが明らかになった。
- (4) レーザ加熱変形前処理後の溶接性では、狭間隙、広間隙のどちらにも効果が有り、鋼板間の間隙裕度が大幅に向上することが明らかになった。レーザー加熱変形前処理のビード長さ 40 mm の場合、レーザー加熱変形前処理位置から 4 mm 離れた位置を溶接すると 440 MPa 級では、初期間隙量 0 から 0.7 mm まで、780 MPa 級では、初期間隙量 0 から 0.8 mm までの広い間隙範囲で、溶接欠陥がなく母材破断する高い引張せん断強度を有する継手を作製できることが明らかになった。
- (5) 長さ 20 mm の 2 本のビードを用いビード間隔 15 mm の条件でレーザー加熱変形前処理することで、狭間隙および広間隙のどちらに対しても、レーザー加熱変形前処理の中央部において、上下鋼板間の間隙を欠陥が抑制できる適正な範囲に制御できる可能性があることが明らかになった。
- (6) レーザ照射の間隔を適正に設定した 2 回の非連続の短いレーザー照射によるレーザー加熱変形前処理を行うことで、狭間隙および広間隙のどちらの場合に対しても、欠陥の発生しない適正な溶接ビードを得られることが明らかになった。本手法を用いることで、レーザー加熱変形前処理位置に対するその後のレーザー溶接位置の制約が緩和され、レーザー加熱変形前処理の中央部に重ねてレーザー溶接を施工した場合

にも，初期間隙量 0 mm から 0.7 mm までの広い間隙範囲で，溶接欠陥がなく母材破断する高い引張せん断強度を有する継手を作製できることが明らかになった．

第1編の参考文献

- 1) A. Andoh, J. Uchida, H. Entani, C. kato, H. Kuroda, T. Satou, M. Shimizu, S. Fujita, A. Miyasaka, Y. Morimoto and M. Yamashita : Recent Advance in Coated Steel Sheets, Tetsu-to-Hagané, 89-1 (2003), 3-17
- 2) Y. Takada, M. Suehiro, M. Sugiyama, K. Honda and A. Itami : Development of Addition of Ni and Cu High Strength Steels, 新日鉄技報, 381 (2004), 66-69
- 3) K. Kyono, C. Kato and K. Sakata : Development of High Strength Galvannealed Sheet Steels, 川崎製鉄技報, 35-1 (2003), 33-37
- 4) Y. Futamura and M. Muiua : Characteristics of 780MPa and 980MPa Grade Hot-dip Galvannealed Steel Sheets, 神戸製鋼技報, 57-2 (2007), 11-14
- 5) M. Ikeda and M. Nakaya : Hot-dip Galvannealed Steel Sheet of 1180MPa Grade, 神戸製鋼技報, 66-2 (2017), 8-11
- 6) Y. Tobiyama, and K. Abotani : Hot-Dip Galvanized Steel Sheet with Excellent Surface Quality for the Automotive Outer Panels, JFE 技法, 4 (2004), 48-52
- 7) M. Ono: Laser weldability of high strength and zinc coated steel sheets for automotive use, Proc. 68th Laser Materials Processing Conference, (2007), 71-80
- 8) M. Uchihara : Joining Technologies for Automotive Steel Sheets , J.JWS, 77-8 (2008), 722-730
- 9) T. Konishi : Welding and Joining of Car Body, J.JWS, 74-8 (2005), 512-515
- 10) K. Shinozaki, M. Yamamoto, K. Kadoi, Y. Katakami and T. Ozaki : Gap Effect on Defect Formation during Laser Lap Welding for Galvannealed Steel Sheets, Prep.Nat.Meet.JWS, 85 (2009), 154-155
- 11) H. Matsui : Arc Welding of Galvanized Steel Sheets , J.JWS, 66-6 (1997), 423-427
- 12) H. Matsui and S. Shinoya : Reduction of Blowholes by the Vibration to Molten Pools in Arc Welding of Galvanized Carbon Steel Sheets, Quar.J.JWS , 16-1 (1998), 45-50
- 13) A. Kawamoto : Guideline of Innovative Process Development - Gas Shielded Arc Welding (Reduction Technique of Spatter) -, J.JWS, 84-3 (2015), 196-201
- 14) S. Izutani, K. Yamazaki and R. Suzuki : New Welding Process, "J-Solution™ Zn," Suitable for Galvanized Steel in the Automotive Industry, 神戸製鋼技報, 63-1 (2013), 54-59
- 15) Y. Ueda, T. Isa, N. Takahashi and T. Uezono : Porosity reduction in zinc coated steel welding using low-frequency-modulated pulse GMA process, Prep.Nat.Meet.JWS, 85 (2009), 88-89
- 16) S. Tsuchiya, Y. Ishida, S. kodama and Y. Miyazaki : Decreasing porosities and improvement of fatigue properties on arc welding for galvannealed high strength steel sheet, Prep.Nat.Meet.JWS,

- 92 (2013), 34-35
- 17) Y. Naito, S. Kodama, T. Sakiyama, Y. Miyazaki and T. Nose : Current Problems and the Answer Techniques in Welding Technique of Auto Bodies - Second Part, 新日鉄技報, 393 (2012), 76-82
 - 18) S. Katayama, A. Matsunawa, Y. Wu and M. Matsushita : YAG Laser Weldability of Zn-Coated Steel, Prep.Nat.Meet.JWS, 59 (1996), 58-59
 - 19) S. Lee, S. Katayama, Y. Kawahito and K. Kinoshita : Weldability of Zn-Coated Steel in Remote Welding with Disk Laser, Prep.Nat.Meet.JWS, 89 (2011), 398-399
 - 20) M. Tokunaga, H. Fujimoto, M. Yasuyama and K. Akioka : Laser lap weldability of hot stamped Zn coated boron steel, Prep.Nat.Meet.JWS, 91 (2012), 26-27
 - 21) K. Shinozaki, M. Yamamoto, K. Kadoi, T. Ozaki and Y. Katayama : Development of Laser Removal Pre-process of Galvannealed Layers during Laser Lap Welding on Galvannealed Steel Sheets, Prep.Nat.Meet.JWS, 85 (2009), 152-153
 - 22) K. Mori : Application of Laser Processing for Automotive Body, J.JWS, 72-1 (2003), 40-43
 - 23) T. Hagihara, M. Kobayashi and S. Kishino : Application of Laser processing for car body parts in SUZUKI, Proc. 79th Laser Materials Processing Conference, (2013), 79-82
 - 24) K. Mori, T. Tarui, T. Hasegawa and N. Yoshikawa : Remote Laser Welding Application for Car Body, J.JWS, 77-3 (2008), 215-219
 - 25) T. Tarui, Y. Watanabe and K. Kagiya : Development of Laser welding for Zn coated steel , Proc. 88th Laser Materials Processing Conference, (2017), 99-103
 - 26) M. Nishio : Application of laser processing for automotive body, Proc. 84th Laser Materials Processing Conference, (2016), 129-133
 - 27) N. Takao, R. Chin, F. Koshiishi, T. Nakano, I. Yazawa, T. Ueyama, M. Tanaka, K. Nakata and M. Ushio : High speed welding of galvanized steel by arc/laser hybrid welding, Prep.Nat.Meet.JWS, 73 (2003), 32-33
 - 28) T. Kamei : Effect of Shielding Gases on Laser-Arc Hybrid Welding of Galvanized Steel Sheets, 太陽日酸技報 25 (2006) , 26-27
 - 29) 大村 : 自動車薄鋼板用溶接ワイヤ技術, 溶接技術, 56-2 (2008), 73-78
 - 30) M. Saito, I. Kimoto, D. Ohmura and S. Shibasaki : The gap-proof performance in high-speed welding of a thin steel plate (first report), Prep.Nat.Meet.JWS, 83 (2008), 346-347
 - 31) Y. Ishida, S. Kodama and Y. Miyazaki : Effect of Si content on gap tolerance of lap fillet arc welding, Prep.Nat.Meet.JWS, 92 (2012), 98-99

- 32) T. Kobashi, Y. Murai, M. Hadano, T. Era, T. Okamoto, M. Tanaka and T. Suga : Research on Laser-arc Hybrid Welding of Lap Fillet Joints of Thin Sheet, Quar.J.JWS, 34-2 (2016), 135-142
- 33) T. Ueda, K. Yamada and E. Sentoku : Temperature Measurement in Laser Forming Process, JLPS, 10-3 (2003), 255-259
- 34) T. Terasaki : Numerical Analysis of Laser Forming, JLPS, 10-3 (2003), 249-254
- 35) S. Yoshioka : Three Dimensional Forming by Laser Beam, JLPS, 10-3 (2003), 233-237

第2編 ホットワイヤ・レーザ溶接法を用いた 高張力鋼板重ねすみ肉溶接技術の開発

第1章 緒言

1-1 自動車用高張力鋼板

1-1-1 自動車用高張力鋼板適用による軽量化

これまで、自動車車体および各種自動車部品には、主に薄板の鉄鋼材料が用いられてきた。鉄鋼材料は、他の金属材料および非金属材料に比べて、安価で種々の高機能特性を付与できる材料であり、併せて、成形性や溶接性が良い特徴がある。

しかし近年、地球温暖化対策や自動車の安全性向上が求められており、その対策として車体の軽量化や高強度化が検討・実施されている。車体の軽量化や高強度化を実現するために、車体構造の見直しとともに材料の置換が継続的に行われている。主な材料置換として、鉄鋼材料から非鉄軽金属や樹脂材料への置換と、鉄鋼材料を維持したままでの高張力・超高張力化の2種類が行われている。非鉄軽金属としてはアルミニウム合金やマグネシウム合金等への置換、樹脂材料としてはGFRPやCFRPへの置換が進められている¹⁾。

一方、鉄鋼材料においては、従来の軟鋼板から高張力鋼板・超高張力鋼板への置換が行われている。高張力鋼板・超高張力鋼板への置換が実現すると、母材強度が向上するため、車体の剛性を確保しながら材料の薄肉化を図れるため、車体の軽量化が可能となる。近年では、自動車車体への高張力鋼板の適用比率が増加しており、1.2 GPa級を超える超高張力鋼板も自動車車体に適用されはじめている^{2),3)}。

1-1-2 自動車用高張力鋼板の種類

これまでに高張力鋼板は、強化方法や組織により、固溶強化鋼、析出強化鋼、DP (Dual-Phase) 鋼、TRIP (Transformation Induced Plasticity) 鋼、ベイナイト鋼、マルテンサイト鋼など様々な種類が開発されており、自動車部品に適用されている。高張力鋼板の強度レベルも440~1180 MPaと幅広く、様々な強度の高張力鋼板が開発されている。自動車部品では、用途、部位、必要強度によって、使い分けが行われている。また、自動車部品としては、外板パネル系部品、骨格構造系部品などに多くの部品に適用されている^{4)~6)}。現在では、高張力鋼板の適用比率が高くなると共に、超高張力鋼板の適用も行われている。しかし、1 GPaを超える超高張力鋼板では、更なる高強度化が難しいことという課題もある。更に、高張力鋼板の加工における課題も多く存在する。高張力鋼板の成形性では、スプリングバックや金型寿命の課題がある。また、高張力鋼板の溶接性では、継手強度の低下等に課題がある。このため、これらの課題に対応する研究開発が継続的に進められており、実用化も検討されてい

る^{1)~6)}。

1-1-3 ホットスタンプを利用した自動車用超高張力鋼板

前項で述べたように、超高張力鋼板では、鋼板の製造や成形性、溶接性など様々な課題がある。近年、更なる高強度化への対応として 1.5 GPa を超える鋼種では、ホットスタンプ法を利用した製品製造が行われている。ホットスタンプ法とは、590 MPa 級程度の鋼板を加熱した状態でプレス金型にてプレス成形と急冷却により焼入れを行い、高強度な母材強度を持つ製品が得られる手法である。当該法は、通常の超高強度鋼板では難しい成形が可能なことやスプリングバックが少ないという特徴がある^{4), 5), 7)}。そのため、当該法は、1.5 GPa 以上の強度が必要な部位、例えばセンターピラーやバンパー等に利用されており、今後も利用拡大が見込まれている^{1), 8)}。

1-2 高張力鋼板溶接における課題

上述のとおり、高張力鋼板の溶接では、継手強度の低下などの課題がある。高張力鋼板における溶接では、高強度化に従い炭素当量が増加するため、溶接を行うと溶接金属や HAZ 部が硬化しやすい。そのため、溶接部の応力集中箇所などにおいて破壊が起こりやすく、継手強度が低下する^{4), 9)}。例えば、レーザ溶接では、レーザスポット径が小さいため溶接ビードは非常に細く、急熱急冷であるため HAZ 部の硬度は非常に高くなる。そのため、レーザ溶接では、溶接部に応力集中が起こると溶接部で破壊しやすい。

高張力鋼板の溶接における他の課題として、HAZ 部の軟化がある。溶接では、Fig. 1-1 に示すとおり、溶接部から少し離れた箇所に、A1 点近傍に加熱された領域ができる。そのため、マルテンサイトの焼き戻しが生じて、母材よりも硬度が低下する HAZ 軟化部が生成される。特に、入熱の大きいアーク溶接では、当該部での硬度低下が顕著になったり、軟化幅が広がったりする場合がある。この HAZ 部の軟化によって、引張試験時やプレス成形時において、強度や伸びが低下する場合がある^{4), 9)}。また、高張力鋼板を含む薄板の溶接では、溶接変形も課題である。特に入熱が大きいアーク溶接においては、母材が過剰に溶融されるため、大きな溶接変形が生じて、寸法精度や継手強度の低下という課題がある^{10), 11)}。

亜鉛めっきが施された高張力鋼板の重ねすみ肉溶接では、第 1 編で述べたことと同様に、鋼板間の間隙量が狭い場合は、Fig. 1-2 に示すようにピットやブローホールが発生する。鋼板間の間隙が広い場合は、Fig. 1-3 に示すように溶け落ちが生じる。そのため、鋼板間の間隙がどちらの場合においても接手強度が低下して課題となる^{12)~14)}。また、アーク溶接の重ねすみ肉溶接においては、鋼板が板厚 1 mm 程度の薄鋼板の場合、鋼板間の間隙量に関わら

ず、入熱が大きいため、適切な入熱量を設定することが難しい。そのため、溶接時には、過剰に母材を溶融してしまい、上下鋼板に溶け落ちが生じるという課題がある¹⁵⁾。上述のように高張力鋼板の溶接には課題が多く存在し、高張力鋼板の適用範囲の拡大には、溶接接手の強度を中心とするこれらの課題解決が望まれている。

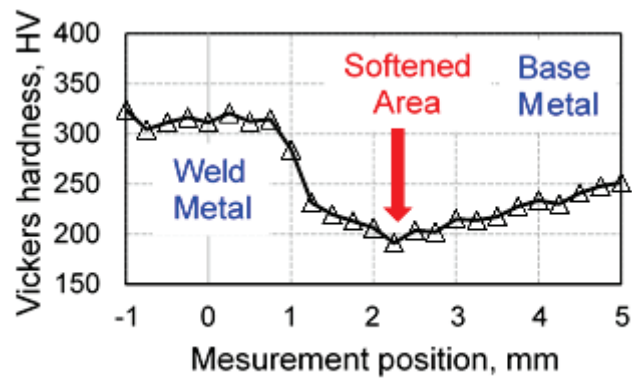


Fig. 1-1 Hardness distribution of welded joint of high-strength steel sheet.

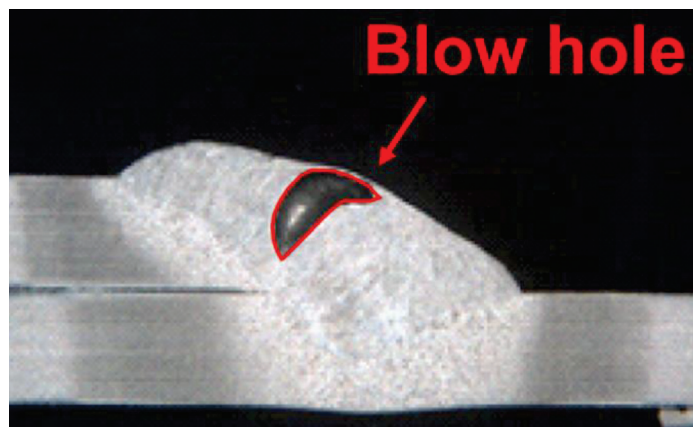


Fig. 1-2 Blowhole in weldmetal of lap fillet joint using galvanized steel sheets.

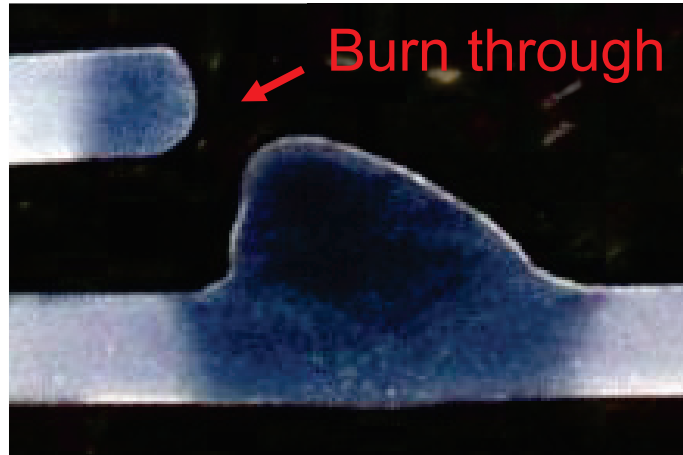


Fig. 1-3 Burn through on lap fillet joint using galvanized steel sheets.

1-3 高張力鋼板溶接時の課題に対する検討

1-3-1 高張力鋼板の溶接部における課題に対する検討

亜鉛めっき高張力鋼板の溶接において、アーク溶接では溶接入熱の低入熱化^{15)~18)}、レーザー溶接では継手強度の特性および継手強度向上^{19)~25)}、レーザー・アークハイブリッド溶接では継手強度を含めた品質向上^{26)~27)}などの検討が行われている。

1-3-1-1 アーク溶接

アーク溶接では、低入熱溶接法としてワイヤ送給制御短絡アーク溶接法が検討されている。その代表的な溶接法としてCMT (Cold Metal Transfer) 溶接法がある。ワイヤを数十 Hz の周期で逆送給させることが可能であり、低入熱溶接が可能となることが特徴である¹⁶⁾。

ワイヤ送給制御短絡アーク溶接法は、一般的な溶接ワイヤを利用できる特徴があるが、短所として、入熱量が少ないため溶融金属の広がりが悪く、ビードが凸形状になる課題があるが、その対策をした溶接ワイヤも開発されていると報告がされている¹⁵⁾。

児玉らは、CMT 溶接を用いた薄鋼板 (板厚 1 mm) の重ねすみ肉溶接について検討を行っている。従来のアーク溶接を用いた薄鋼板 (板厚 1 mm) の重ねすみ肉溶接では、入熱過剰により上下鋼板の溶け落ちが生じるのに対して、CMT 溶接では、上下鋼板の溶け落ちが生じない良好なビードが得られたことを報告している¹⁸⁾。

1-3-1-2 レーザ溶接

内原らは、高張力鋼板の重ねレーザー溶接における母材強度の違いによる溶接継手強度について検討を行っている。せん断強度では、母材が高強度となると、溶接金属の硬度上昇や溶接金属の幅の増加により強度は高くなるが、剥離強度では、母材が高強度となっても、強度が上昇しないことを報告している²⁰⁾。

木谷らは、高張力鋼板へのレーザー溶接を適用した場合の継手強度について検討を行っている。スポット溶接では、コロナボンドという固相接合領域があるため、溶接ナゲット部への応力集中が大きくなると考えられるが、レーザー溶接では、スポット溶接と比べて、重ね面の応力集中が低くなるため、低荷重での剥離がおきにくくなるという報告をしている²¹⁾。

寺崎、北村らは、レーザー溶接におけるビード形状やビード本数と継手強度の関係について検討を行っている。円弧ビードは、比較的短い溶接時間で母材部破断を得ることができることを報告している^{22), 23)}。

村上は、中炭素高強度高延性鋼板 (1.2GPa 級および 1.5GPa 級高張力鋼板) におけるレーザー溶接のビードパス (本) 数と継手強度の関係について検討している。その結果、通常のレ

ーザ溶接で用いられている 1 パスビードでは、母材強度に比べて大幅に継手強度が低下すること、1 パスビードをウィービングさせることや 2 パスビードとすることにより 1 パスビードと比較して継手強度は向上するが限界があること、3 パスビードではビード間の間隔を広くすることにより 1 パスビードや 2 パスビードと比較して継手強度が大幅に向上することを報告している²⁴⁾。

1-3-1-3 レーザ・アークハイブリッド溶接

木谷らは、自動車用高張力鋼板へのレーザ・アークハイブリッド溶接を適用した場合の継手強度について検討を行っている。当該溶接法で作製したハット型試験片を用いて、ねじり剛性試験を行った結果、試験片の角部止まり位置および角内部を当該溶接法で溶接することにより、抵抗スポット溶接よりも約 16～18 %剛性が向上することを報告している²¹⁾。

内原らは、自動車用高張力鋼板溶接へのレーザ・アークハイブリッド溶接について、レーザ溶接とアーク溶接との比較検討を行っている。引張せん断試験では、レーザ溶接では、溶接部破断して継手強度が低下するのに対して、レーザ・アークハイブリッド溶接では、のど厚が大きくできるため、継手強度が高く、母材部破断することを報告している。また、HAZ 軟化の幅では、レーザが一番小さくなり、次いで、レーザ・アークハイブリッド溶接、MAG 溶接の順番で広がっており、レーザ・アークハイブリッド溶接と MAG 溶接との比較では、溶着量と入熱が小さい点が有利であることを報告している²⁶⁾

1-3-2 これまでの検討における課題

前項までに、高張力鋼板の溶接における課題や各種溶接方法での検討についての調査結果を述べた。その結果、アーク溶接では、溶接入熱が高いため、HAZ 軟化の幅が広がるという課題があることが明らかとなった。また、1 mm 程度の薄鋼板の重ね溶接では、溶接入熱が高いため、溶接を行うと、上下鋼板が溶け落ちてしまい、良好な溶接が難しいことが明らかになった。溶接入熱が大きいという課題に対して、低入熱となる溶接方法が開発されているが、低入熱にすると、アークやビード形成が不安定になるなど課題があることが明らかになった。レーザ溶接では、低入熱溶接が可能のため、HAZ 軟化部の幅は小さくなるが、添加ワイヤを利用しないため、溶接ビード幅が細くなり、継手強度が十分確保できるビード幅が得られないことや、ビード幅が細く、HAZ 部の硬度も増加するため、ビード部に局所的な応力が発生すると、ビードおよびその近傍で破壊しやすいという課題があることが明らかになった。また、レーザ・アークハイブリッド溶接では、レーザ溶接とアーク溶接を組み合わせた手法のため、レーザ溶接よりもビード幅が広くなり、十分なのど厚は得られるが、

アーク溶接を利用しているため、レーザ溶接と比べて入熱が高くなり、HAZ 軟化による溶接継手の強度低下することが明らかになった。また、レーザ溶接よりも入熱が高いため、溶接変形の増加も懸念される。

これらのことから、高張力鋼板の溶接において、低入熱で、鋼板間の間隙量による溶接欠陥が発生せず、十分な継手強度が確保できて、高張力鋼板の強度向上にも対応できる溶接方法が必要であることが明らかになった。

1-4 高張力鋼板溶接部の疲労強度の課題と疲労強度向上の検討

1-4-1 溶接部の疲労強度の課題

溶接継手の疲労については、主な要因として溶接止端部の応力集中や残留応力であることがよく知られている。従来のアーク溶接で作製した溶接試験片では、溶接止端部の止端半径が小さいため、疲労試験では、溶接止端部に応力集中が生じて、止端部が破壊の起点となりやすい。また、溶接止端部においては、引張残留応力も発生することから、疲労試験では、平均応力の上昇が生じる。これらのことにより、従来のアーク溶接では、疲労強度が低下することが課題である。特に、高張力鋼板のアーク溶接では、母材強度を高強度化したにもかかわらず、溶接部での疲労強度があまり向上しないことが課題となっている。

1-4-2 溶接部の疲労強度向上の検討

前項に示したとおり、アーク溶接部での疲労強度については課題があることがわかった。その課題に対して、溶接止端部の形状改善や引張残留応力の低下を目的としたグラインダ処理、溶接による処理、ピーニング処理、低変態温度溶接材料の利用などの手法が検討されている^{28)~47)}。

1-4-2-1 溶接方法、止端部処理、溶接金属の成分の検討

溶接方法や溶接後の止端部処理、溶接ワイヤによる止端部形状の改善により疲労強度を向上させる手法について、以下の検討が行われている^{28)~35)}。

1-4-2-1-1 溶接方法の検討

例えば 片岡らは、プラズマ・アークハイブリッド溶接法を検討している。これは、CO₂アーク溶接により形成された熔融プールとその周辺をプラズマ溶接で再加熱する方法で、アークおよびプラズマの極性をマイナスとして、プラズマ溶接電極をオフセットすることにより溶接金属を制御することで、止端半径を拡大させて、疲労強度が改善されるという報告をしている²⁸⁾。

内原らは、アーク溶接の重ね溶接における疲労強度について、鋼種および止端半径の影響について検討している。鋼板の Si 添加量の増加による止端部形状およびき裂起点部材質の改善から疲労限度が向上することを報告している³¹⁾。

寺崎らは、自動車用熱間圧延鋼板を用いた重ねすみ肉溶接でのレーザ溶接および MAG 溶接の疲労強度への影響について検討を行っており、レーザ溶接を 2 パスにすることで、MAG 溶接とほぼ同じ脚長とすることにより、レーザ溶接の方が、止端半径が大きくなることから、疲労強度が向上することを報告している³²⁾。

1-4-2-1-2 溶接後の止端部処理の検討

大沢らは、薄鋼板の重ねすみ肉アーク溶接継手について、溶接部周辺を局部的に TIG アークで加熱する手法の検討を行っている。溶接部周辺を局部的に TIG アークで加熱することにより引張残留応力が緩和するため、疲労強度が向上することを報告している³³⁾。

1-4-2-1-3 溶接金属の成分によるビード形状の検討

糟谷らは、溶接部における Si 量によるビード形状への影響について検討を行っている。鋼板（母材）の Si 量を増加させることにより、ビード形状がなだらかになることということを報告している³⁴⁾。

1-4-2-2 低温変態溶接材料

低温変態溶接材料の使用による疲労強度向上の検討も行われている。低温変態溶接材料は、溶接金属の変態特性を用いて変態膨張により圧縮残留を形成させて、疲労強度向上が可能で、様々な検討が行われている^{36)~43)}。

例えば、鈴木らは、薄板の疲労強度を向上させるため、フラックスワイヤ (FCW) と純 Ar ガスを用いた MIG 溶接について、検討を行っている。通常のソリッドワイヤに純 Ar ガスを用いると、酸素量が低いため、ビードの蛇行や形状不良が課題となっていた。これに対して、専用のフラックスワイヤ (FCW) と純 Ar ガス、パルス溶接を組み合わせることにより、溶滴の移行規則性改善により安定したアークが形成されて、Ms 点の低下と溶接性の確保および止端部形状改善により疲労強度が向上するということを報告している³⁹⁾。

太田らは、自動車用薄鋼板重ねすみ肉溶接継手に低温変態溶接材料を用いた場合の疲労強度について検討を行っている。通常の溶接材料では、溶接止端部近傍は、引張残留応力が発生しているのに対して、低変態温度溶接材料を用いると、溶接止端部表面付近において、圧縮残留応力の導入が可能になることやそれにより溶接したままで疲労強度が向上することを報告している⁴¹⁾。

1-4-2-3 ピーニング処理

自動車用鋼板では用いられていないが、比較的厚板の溶接部において、超音波ピーニング、レーザーピーニング、ショットピーニングなどのピーニング処理による疲労強度向上の検討も行われている^{44)~47)}。

ハンマーピーニングの場合、森影らは、ハンマーピーニング処理を施した面外ガセット溶接継手の疲労強度に及ぼす圧縮および引張荷重の影響について検討を行っている。ハンマーピーニングにより溶接部の止端半径が大きくなり、併せて止端部に圧縮側の残留応力が残存するため、疲労試験では、グラインダ仕上げよりも1.5倍程度長寿命となることを報告している⁴⁴⁾。

超音波ピーニングの場合、野瀬らは、重ね継手の母材側隅肉溶接止端部に Ultrasonic Impact Treatment 法の適用について検討を行っている。き裂発生起点の変化に伴い、約8倍の寿命延長が可能となり、長寿命化については、止端形状の改善、圧縮残留応力の導入、HAZ組織微細化が影響していることを報告している^{45), 46)}。

レーザーピーニングの場合、崎野らは、レーザー照射による表面および板厚方向の残留応力の関係からエネルギー密度が高いほど板厚方向に残留応力が生成され、レーザーピーニングを行わない場合に比べて、疲労強度が向上することを報告している⁴⁷⁾。

1-4-3 これまでの検討における課題

前項までに、各種方法による疲労強度向上の検討についての調査結果を述べた。溶接方法や止端処理では、溶接後に再加熱を行うため、製造工程が増加することや入熱が過剰になるため、溶接継手の強度が低下することなど課題がある。特に高張力鋼板では、入熱が過剰になると溶接継手部の静的強度が低下することなど課題がある。

低温変態溶接材料では、特別なワイヤを使用しなくてはならないため、溶接ワイヤ選択の自由度が少なくなる。また、当該溶接ワイヤは、主目的が疲労強度向上のため、溶接性が悪く、良好な溶接ビードを安定的に形成するのが難しいなどの課題がある。

ピーニングでは、溶接後にピーニングを行うため、製造工程が増加することや薄板へは適用が困難という課題がある。

以上の調査結果から、高張力鋼板の溶接において、溶接継手の特性を低下させないため、低入熱となる溶接方法で、利用範囲が限定される特殊な溶接ワイヤを利用することなく、一般的な溶接ワイヤの利用が可能で、かつ溶接後の後処理を必要としない、溶接したままで静的強度や疲労強度が向上する溶接方法の適用が望まれている。

1-5 ホットワイヤ・レーザ溶接法の提案

1-5-1 ホットワイヤ法

1-5-1-1 ホットワイヤ法とその課題

ホットワイヤ法とは、添加ワイヤを通電加熱してジュール発熱でワイヤを加熱しながら溶着金属を形成する方法である。そのため、母材を溶融するアークまたはレーザなどの主熱源とは独立して添加ワイヤを溶着できるので、溶着速度が任意に設定できて、高溶着速度も可能であるという特徴がある。

しかし、これまでは、作業性の面において、①アークの磁気吹き②添加ワイヤからのアーク発生③ワイヤ電流の調整などの課題があり普及していなかった⁴⁸⁾。

1-5-1-2 ホットワイヤ法における課題に対する検討

前項で述べたホットワイヤ法の課題に対して、堀らは、ホットワイヤ法と TIG 溶接を組み合わせた、ホットワイヤ・TIG 溶接において検討を行っている。課題であった磁気吹きおよびワイヤからのアーク発生については、パルスアーク、ワイヤ電流の通電方法の検討やタッチ検出技術およびワイヤが母材から離れた際の通電加熱の検討により、解決されたことを報告している⁴⁸⁾。また、ワイヤの溶融現象は、ワイヤ送給速度、ワイヤコンタクトチップの給電点から母材までの距離（通電距離）、ワイヤ挿入位置などにより大きく影響され、常に適正な溶融現象を得るために各パラメータを制御することは困難であった。この課題に対して、長光らは、ステンレス鋼のホットワイヤ・TIG 溶接において、高速ビデオカメラによるワイヤ溶融現象の観察とホットワイヤの温度計測を行い、Fig. 1-4 に示すように、適正なワイヤ溶融現象とワイヤ温度分布の関係を導出している。その関係から、ワイヤ送給量や送給角度に応じて、ワイヤが融点直下の適切な温度に加熱されるワイヤ電流値範囲を導出して高速溶接を実現したことを報告している⁴⁹⁾。

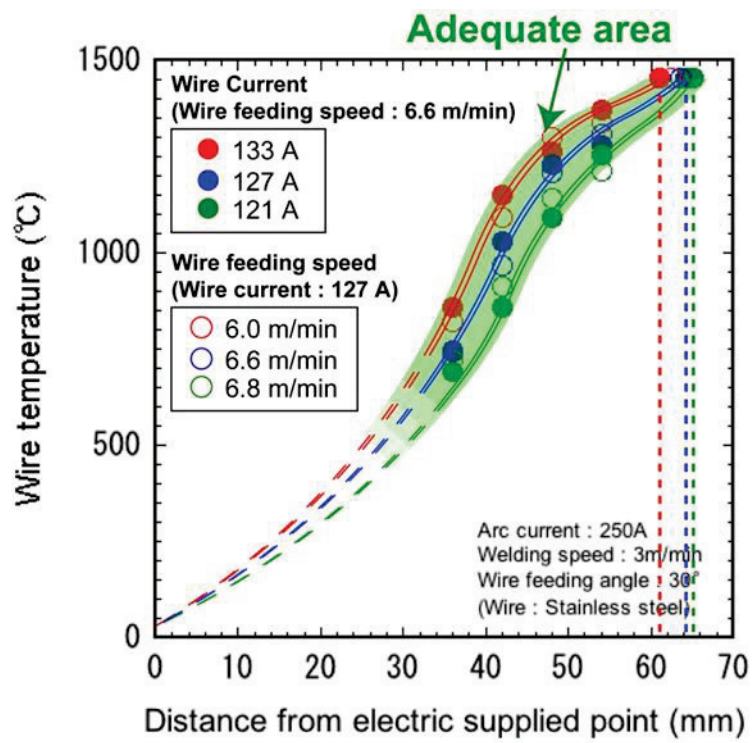


Fig. 1-4 Wire temperature distribution from electric supplier point⁴⁹⁾ .

1-5-2 ホットワイヤ・レーザ溶接法の特徴と適用例

1-5-2-1 ホットワイヤ・レーザ溶接法の特徴

ホットワイヤ・レーザ溶接法は、ホットワイヤとレーザを組み合わせたハイブリッド溶接法であり、添加ワイヤを通电して融点直下まで加熱することによって、レーザ熱源による母材溶融とワイヤ送給とを独立して制御できる溶接法である。本溶接法は、従来のレーザ溶接とは異なり、比較的大きなレーザスポットを用いることで、キーホールを形成せず、ホットワイヤ送給によって効率的に形成される溶融池表面での反射光を用いて、母材溶融を行う。更に、ホットワイヤ法では、アークが発生せず、抵抗加熱のみで添加ワイヤを融点直下まで加熱できるため、安定的に溶融池にワイヤを送給することが可能となる。併せて、添加ワイヤは、アーク溶接などで使用されている一般的な溶接ワイヤを利用することが可能なため、添加ワイヤの選択自由度（化学組成、ワイヤ径、フラックスの有無など）も大きい。このような特徴を有するため、母材溶融量の極小化、角変形量の低減、安定した高速溶接、溶着量（脚長）の自在制御が可能なる。

1-5-2-2 ホットワイヤ・レーザ溶接法の適用例

これらの特徴を生かして、すみ肉溶接⁵⁰⁾や自動車用鋼板の重ね溶接⁵¹⁾等への当該溶接法の適用検討が行われている。

例えば、当該溶接法のすみ肉溶接への適用では、各種溶接条件の検討が行われている。結果の一例として、レーザスポット径の影響を Fig. 1-5 に示す。レーザスポット径が小さい場合は、エネルギー密度が大きいため、母材が大きく溶融している。一方、レーザスポット径が大きい場合は、エネルギー密度が下がるため、母材溶融が大幅に低減している。このほか、溶融池表面のレーザ光の反射の効果、ワイヤ送給方向・位置、ワイヤ電流など、溶接条件を適正に設定することにより、当該溶接法では、母材溶融を大幅に抑えた高能率溶接が可能であることを報告している⁵⁰⁾。

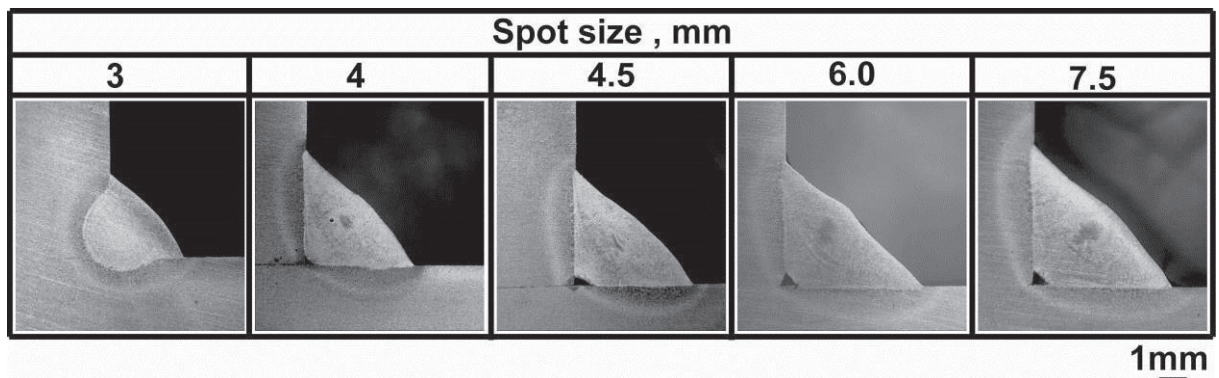


Fig. 1-5 Cross-section of bead on each spot size⁵⁰⁾ .

1-5-3 ホットワイヤ・レーザ溶接の亜鉛めっき高張力鋼板重ねすみ肉溶接への適用

前項で述べたように、ホットワイヤ法およびホットワイヤ・レーザ溶接は、様々な特徴を有しており、当該溶接法を亜鉛めっき高張力鋼板の重ねすみ溶接へ適用することにより、従来の課題であったピットやブローホールおよび上板の溶け落ちによる溶接欠陥の発生や、静的強度および疲労強度の低下などの課題が解決できると考えられる。

亜鉛めっき高張力鋼板の重ねすみ肉溶接にホットワイヤ・レーザ溶接を適用した場合の模式図を、Fig. 1-6 に示す。亜鉛めっき高張力鋼板を重ね合わせて設置して、レーザを先行させて、ホットワイヤを後方から送給することで、先行するレーザでは、ルート部を必要最低限だけ溶融して、後方からワイヤを送給して、溶融池を形成することにより、高品質な溶接ビードが形成される。以下に、ホットワイヤ・レーザ溶接を適用した場合の詳細な特徴および効果を示す。

1-5-3-1 ホットワイヤ・レーザ溶接法適用の効果

1-5-3-1-1 高張力鋼板の溶接部での効果

高張力鋼板の溶接では、母材強度の増加に応じた十分な脚長の確保、HAZ 部の軟化による静的強度の低下、溶接変形等の課題がある。それに対して、当該溶接法は、レーザおよびホットワイヤにより高速溶接が行えるため、低入熱溶接が可能であり、溶接変形の抑制にも効果がある。また、併せて、母材の溶融量が非常に少ないため、HAZ 軟化部での硬度低下や軟化幅の縮小も可能となる。また、溶接ワイヤも自在に選択できるため、母材強度に応じたワイヤ選択も可能である。そのため、これまでに述べた、高張力鋼板の溶接における母材強度に応じた十分な脚長確保、HAZ 部の軟化および溶接変形の課題に対して、当該溶接法は有効な手法と考えられる。

1-5-3-1-2 鋼板間の間隙が狭い場合での効果

亜鉛めっき鋼板の重ね溶接での間隙が狭い場合は、亜鉛蒸気の発生によりピットやブローホールなどの溶接欠陥が発生する課題がある。これに対して、当該溶接法は、ルート部を必要最低限だけ溶融するため、ルート部における亜鉛蒸発の発生も非常に少なくなる。このため、スパッタやブローホール、ピットなどの溶接欠陥が大幅に低減できる。このことから、亜鉛めっき鋼板における鋼板間の間隙が狭い場合においても、当該溶接法は有効な手法と考えられる。

1-5-3-1-3 鋼板間の間隙が広い場合での効果

鋼板間の間隙が広い場合は、間隙に対する熔融金属の不足により、上板と下板とが架橋せず、溶け落ちが生じるという課題がある。それに対して、当該溶接法は、ルート部の熔融量が非常に少ないことに加えて、溶接ワイヤの送給量制御により溶着量を自在に制御できるという特徴を有している。そのため、間隙量に応じて、溶着量を制御することにより、熔融池において熔融金属を不足させることなく、溶接することが可能なため、溶接部における熔融金属の不足により生じる溶け落ちを防止できる。そのため、垂鉛めっき鋼板における鋼板間の間隙が広い場合においても、当該溶接法は有効な手法と考えられる。

1-5-3-1-4 溶接継手部での疲労強度向上の効果

高張力鋼板の溶接継手部では、ビード止端部における止端部の形状や残留応力により、母材強度が増加しても疲労強度が向上しないことが課題である。それに対して、当該溶接法では、ワイヤ送給速度の制御により、ビード止端部の形状を制御できるため、止端半径を大きくすることが可能である。そのことにより、疲労試験では、止端部への応力集中が大幅に緩和されて、疲労強度向上が予想される。高張力鋼板の溶接における疲労強度向上について、当該溶接法は有効な手法と考えられる。

これらのことから、本溶接法は、垂鉛めっき鋼板や高張力鋼板の溶接や疲労強度向上に対して、有効な手法と考えられる。

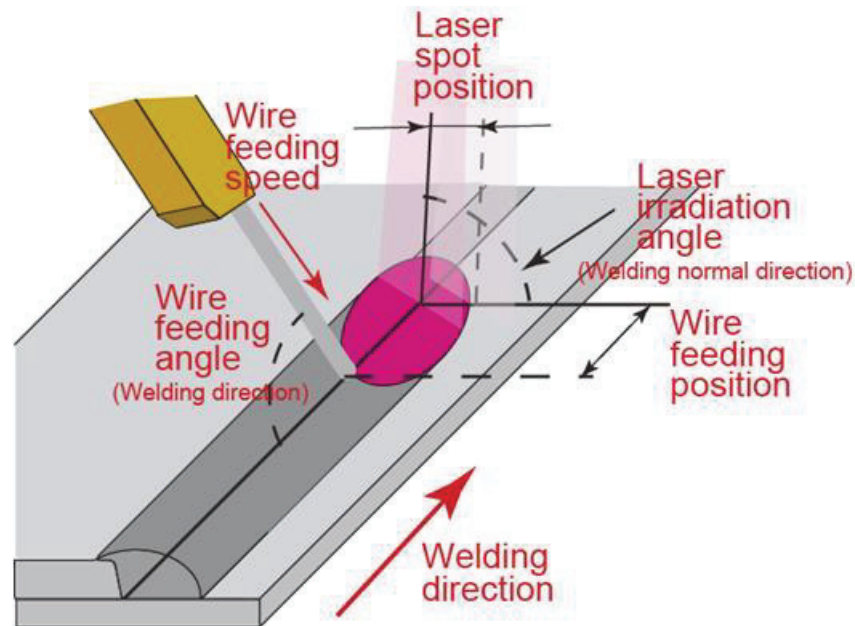


Fig. 1-6 Schematic illustration Hot-wire Laser welding method.

第2章 供試材料および実験方法

2-1 供試材料

母材には表面に亜鉛めっきが施された板厚 1 および 2 mm の 780 MPa 級高張力鋼板（めっき付着量 55 g/m²）を，添加ワイヤには高張力鋼板用溶接ワイヤ JIS Z3312 G78A4M N5CM3T(φ1.2 mm)を使用した．それぞれの化学組成を Table 2-1 に示す．試験片サイズは，板厚 1 mm では，300×100 mm とした．板厚 2 mm では，溶接条件導出用は 300×100 mm，疲労試験用は，300×130 mm とした．

Table 2-1 Chemical compositions of base metal and filler wire.

	(mass %)									
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti
GA60 steel sheet 780MPa t=1mm	0.11	0.07	2.5	0.009	0.001					
GA60 steel sheet 780MPa t=2mm	0.11	0.08	2.46	0.007	0.0005					
G78A4M N5CM3T filler wire JIS Z3312 φ1.2mm	0.05	0.48	1.34	0.008	0.003	0.23	2.64	0.19	0.48	0.14

2-2 実験方法および評価方法

2-2-1 実験装置

ホットワイヤ・レーザ溶接は、6軸多関節ロボットに設置したホットワイヤ・レーザ溶接システムを用いて行った。ホットワイヤ・レーザ溶接システムは、以下の(a)～(e)により構成されている。(a)に述べるレーザについては、板厚1mmの場合はファイバーレーザを、板厚2mmの場合は半導体レーザを用いた。本システムについて以下に示す。

(a) レーザ

ファイバーレーザ (板厚1mmの実験で使用)

板厚1mmの実験では、Fig. 2-1に示すファイバーレーザ発振器 YLR-3000S (IPG製、定格出力3kW)と、Fig. 2-2に示す加工ヘッドを用いた。Fig. 2-1に示すレーザ発振器は、発振用ファイバー内に固体 Yb-YAG (Ytterbium-Yttrium Aluminum Garnet, Y3Al5O12) を挿入してレーザ発振を行っている。レーザ波長は1070nm、ビーム品質は5.4mm・mradである。Fig. 2-2に示す加工ヘッドに取り付けている集光レンズは、焦点距離400mmのものを使用した。



Fig. 2-1 Appearance of fiber laser system.



Fig. 2-2 Appearance of laser head. (F=400 mm)

半導体レーザー装置（板厚 2 mm の実験で使用）

板厚 2 mm の実験では、Fig. 2-3 に示す半導体レーザー発振器 LDH 6000-400（laserline 社製、定格出力 6.0 kW）と、Fig. 2-4 に示す加工ヘッドを使用した。Fig. 2-3 に示す半導体レーザー発振器では、910, 940, 980, 1030 nm の 4 波長が合成されており、コア直径 1000 μm の伝送ファイバケーブルを用いて加工ヘッドと接続した。Fig. 2-4 に示す加工ヘッドに取り付けてある集光レンズは、焦点距離 400 mm のものを使用した。



Fig. 2-3 Appearance of diode laser system.



Fig. 2-4 Appearance of laser head.

(b) ワイヤ加熱電源

ワイヤ加熱電源の外観を Fig. 2-5 に示す。添加ワイヤの加熱電源には、バブコック日立製 Power Assist IV-62 を使用した。ワイヤ加熱にはパルス電源を用い、パルス周波数 100 Hz、パルス Duty50 %として実験を行った。

(c) ワイヤトーチ

ワイヤトーチの外観を Fig. 2-6 に示す。ワイヤトーチは加圧給電式となっており、コンタクトチップから添加ワイヤに給電される。また取り付けられたばねにより、試験片にワイヤがタッチして、給電されるまでの硬い状態にあるワイヤが押し戻されることで、通電時間が長くなり、安定したワイヤ供給が行える仕組みとなっている。

(d) ワイヤ送給装置

ワイヤ送給装置の外観を Fig. 2-7 に示す. サーボモータの回転速度を変化させることによって, ワイヤの送給を変化させる仕組みとなっている.

(e) 実験条件制御装置

制御機器として IDEC 製 FL1E-H12SND を用いた. 加工台の発進時間, ワイヤ電流値・ワイヤ送給速度の立ち上がり速度および値をあらかじめ設定して, 同期させることにより条件の制御を行った.



Fig. 2-5 Appearance of Hot-wire power source.



Fig. 2-6 Appearance of Hot-wire torch.

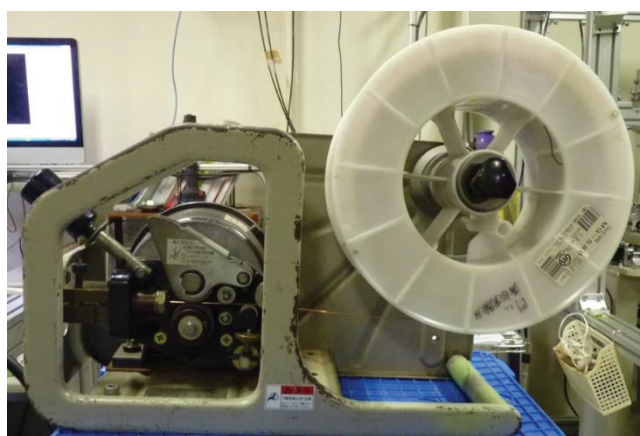
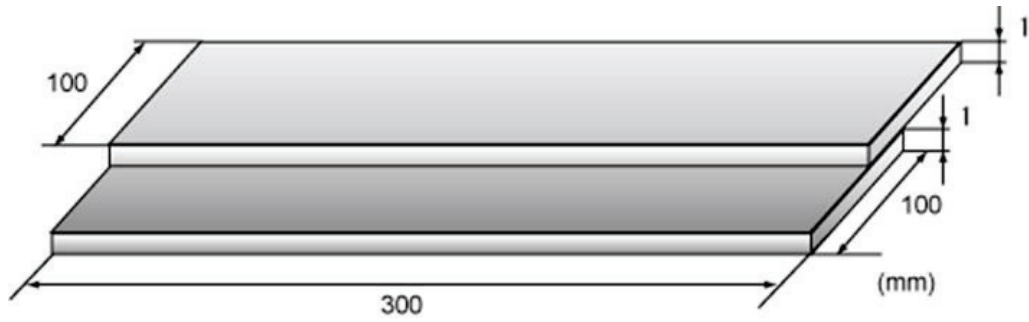


Fig. 2-7 Appearance of wire feeding device.

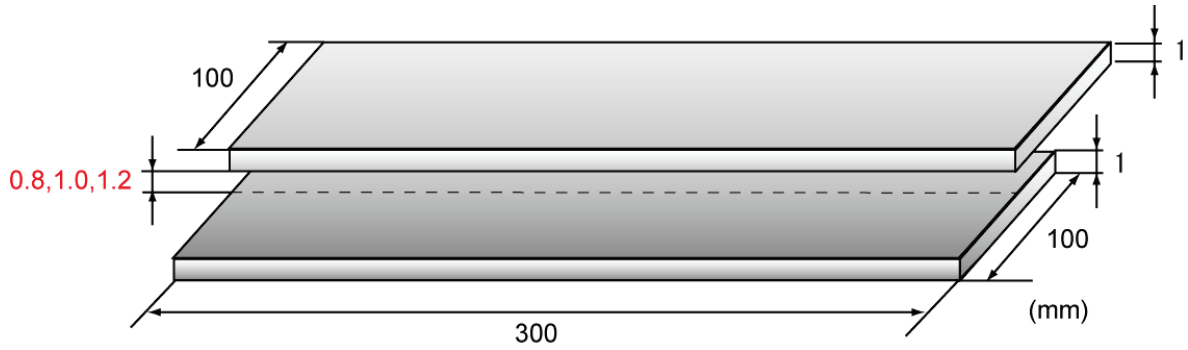
2-2-2 実験方法および実験条件

2-2-2-1 板厚 1 mm における重ねすみ肉溶接

ホットワイヤ・レーザ溶接法を用いた板厚 1 mm の重ねすみ肉溶接において、試験片配置の概要を Fig. 2-8 に、実験装置の概要を Fig. 2-9 に、実験条件の模式図を Fig. 2-10 に、実験条件を Table 2-2 に示す。試験片には、板厚 1 mm の高張力鋼板を用いて、試験片を 2 枚重ねて設置し、クランプで拘束した。ビード長は 250 mm として、上板の端面部に重ねすみ肉溶接を行った。溶接は、ファイバーレーザおよびホットワイヤを用いて、レーザ出力 3 kW、レーザ照射角度 70°で行った。レーザスポット径および溶接速度などの適正条件導出では、Fig. 2-8 (a) に示すとおり、鋼板間の初期間隙量は 0 mm とした。レーザスポット径は、デフォーカスにより 4, 6, 8 mm と変化させ、溶接速度は 1.0~2.5 m/min の範囲で、ワイヤ送給速度は 3.0~6.25 m/min の範囲で変化させた。ワイヤ送給速度は、溶接速度およびレーザスポット径に応じて適宜変量させた。また、初期間隙裕度の検討では、レーザスポット径 6 mm、溶接速度 1.5 m/min、ワイヤ送給速度 6 m/min として、Fig. 2-8 (b) に示すとおり、鋼板間の初期間隙量を 0.8, 1.0, 1.2 mm と変量させた。鋼板間の初期間隙は、隙間ゲージを挟むことにより設定した。ワイヤ電流は、ワイヤ送給速度に応じた適正值とした。また、溶接中は、高速カメラで熔融池およびワイヤの熔融挙動等を詳細に観察した。溶接後の試験片は、ビード外観検査、X 線透過試験、断面マクロ組織観察を行うとともに、引張せん断試験を実施した。



(a) Initial gap : 0 mm



(b) Initial gap : 0.8, 1.0, 1.2 mm

Fig. 2-8 Schematic illustration of specimen set-up ($t=1\text{mm}$, Fiber laser).

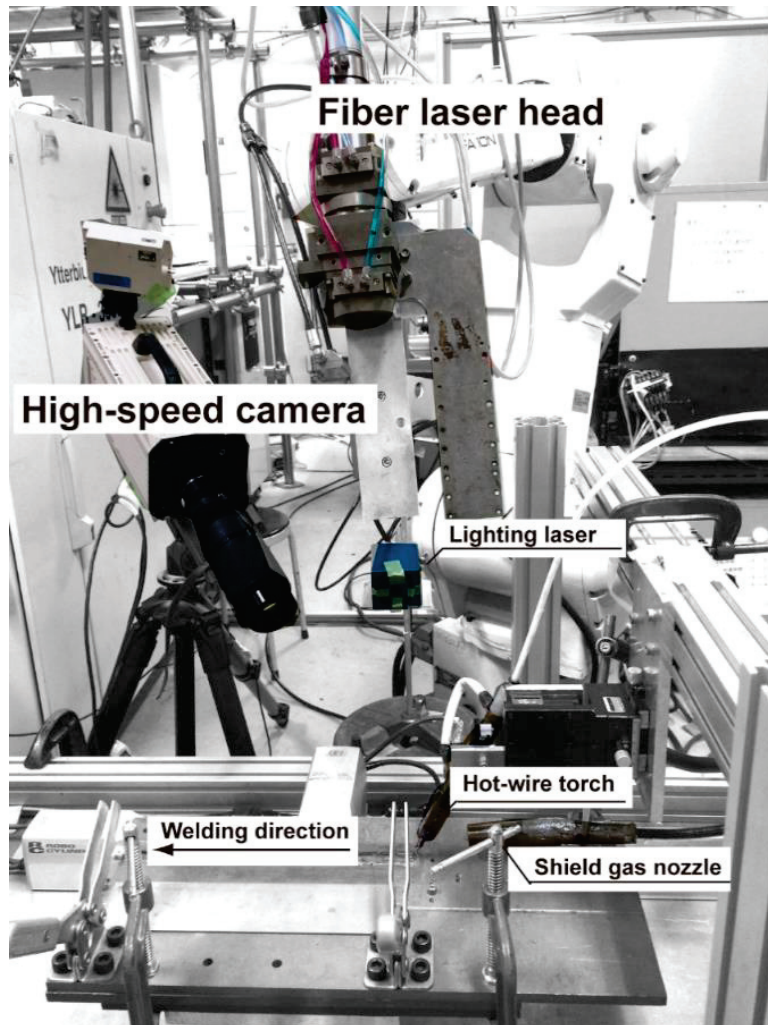


Fig. 2-9 Experimental set-up for Hot-wire Laser welding
($t=1$ mm, Fiber Laser).

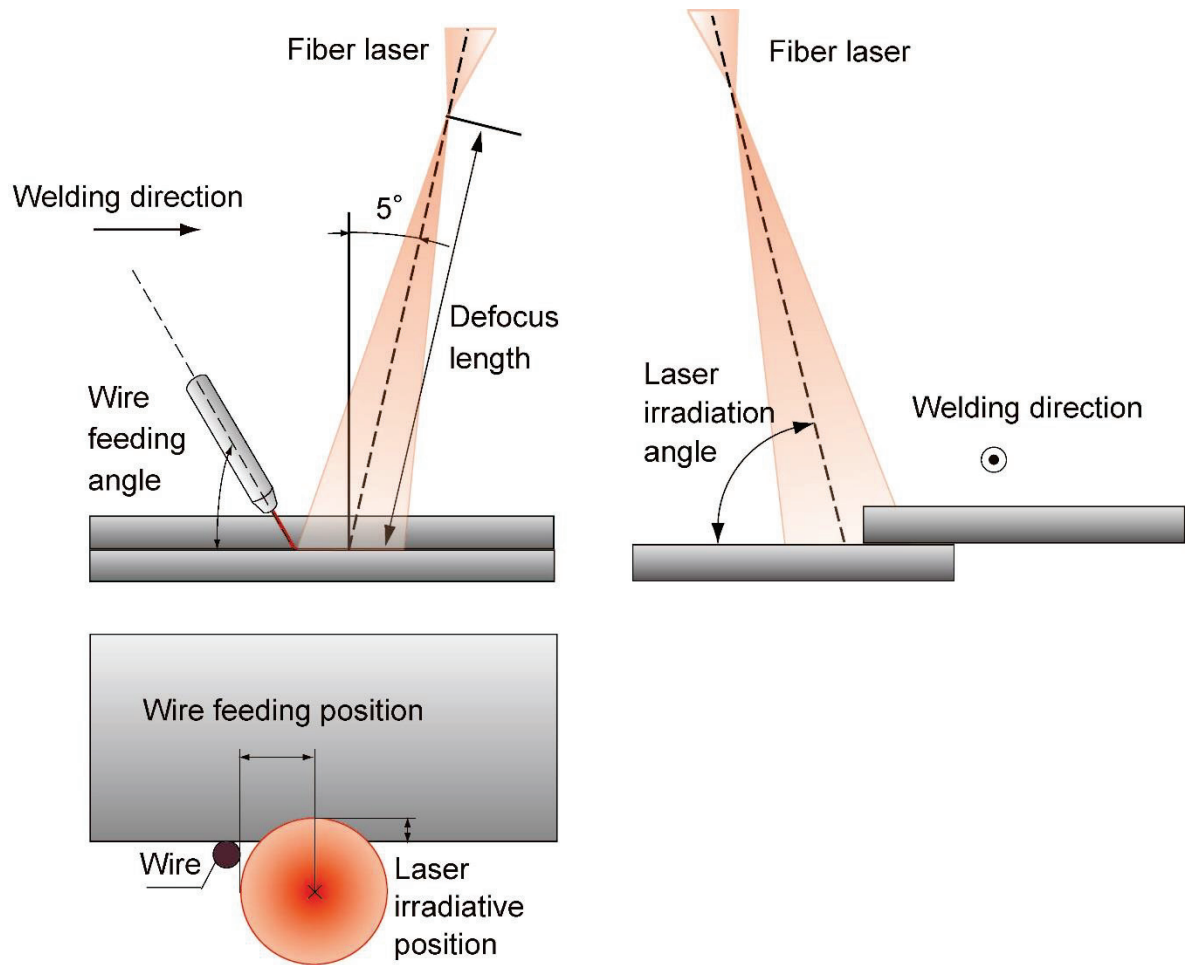


Fig. 2-10 Schematic illustration of experimental set-up of Hot-wire Laser welding (t=1 mm, Fiber laser).

Table 2-2 Welding Conditions of Hot-wire Laser welding
(t=1 mm, Fiber laser).

Laser type	Fiber laser		
Laser power, kW	3		
Defocus length, mm	72	112	152
Laser spot diameter, mm	$\phi 4$	$\phi 6$	$\phi 8$
Laser irradiation angle, deg.	70		
Laser irradiative position, mm	1		
Thickness of base metal, mm ^t	1		
Welding speed, m/min	1.0 — 2.5		
Wire current, A (R.M.S.)	95 — 136		
Wire current duty, %	50		
Wire feeding speed, m/min	3.0 — 6.25		
Wire feeding angle, deg.	60		
Wire feeding position, mm	2	3	4
Initial gap, mm	0	0 (,0.8, 1.0,1.2)	0
Ar shielding gas, l/min	25		

2-2-2-2 板厚 2 mm における重ねすみ肉溶接

2-2-2-2-1 ホットワイヤ・レーザ溶接

ホットワイヤ・レーザ溶接法を用いた板厚 2 mm の重ねすみ肉溶接において、試験片配置の概要を Fig. 2-11 に、実験装置の概要を Fig. 2-12 に、実験条件の模式図を Fig. 2-13 に、実験条件を Table 2-3 に示す。試験片には、板厚 2 mm の高張力鋼板を用いて、試験片を 2 枚重ねて設置して、上板の端面部に重ねすみ肉溶接を行った。溶接は、半導体レーザとホットワイヤを用いて、レーザ出力 6 kW，レーザ照射角度 70°，鋼板間の初期間隙量 0 mm で行った。レーザスポット径は、デフォーカスすることにより 9.0 mm とし、溶接速度は 1.0~1.5 m/min の範囲で、ワイヤ送給速度は 4.0~12.0 m/min 範囲でそれぞれ変量させた。ワイヤ電流は、ワイヤ送給速度に応じた適正值とした。また、実験中は、高速カメラで溶融池およびワイヤの溶融挙動等を詳細に観察した。

適正条件導出用試験片では試験片片面の端部を、疲労用試験片では試験片両面の端部を溶接して作製した。作製した試験片は、ビード外観検査，X線透過検査，断面マクロ組織観察，硬さ試験，引張せん断試験および疲労試験で評価した。また、一部の試験片については、非接触三次元測定機で、溶接止端部のビード形状を測定した。

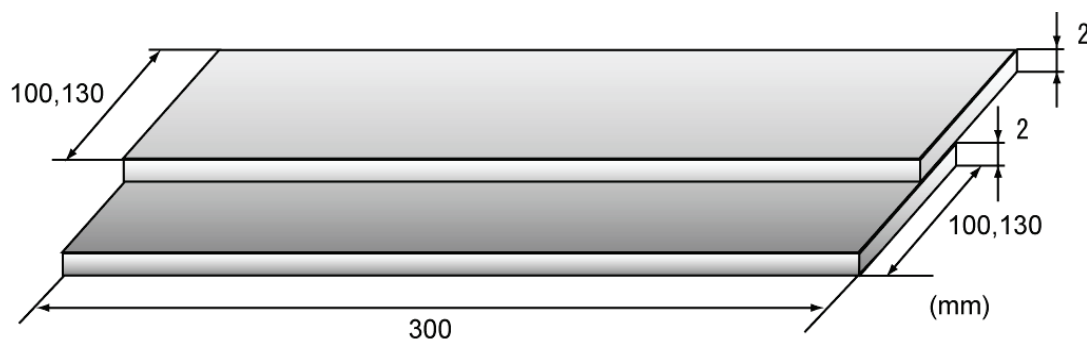


Fig. 2-11 Schematic illustration of specimen set-up ($t=2$ mm, Diode laser).

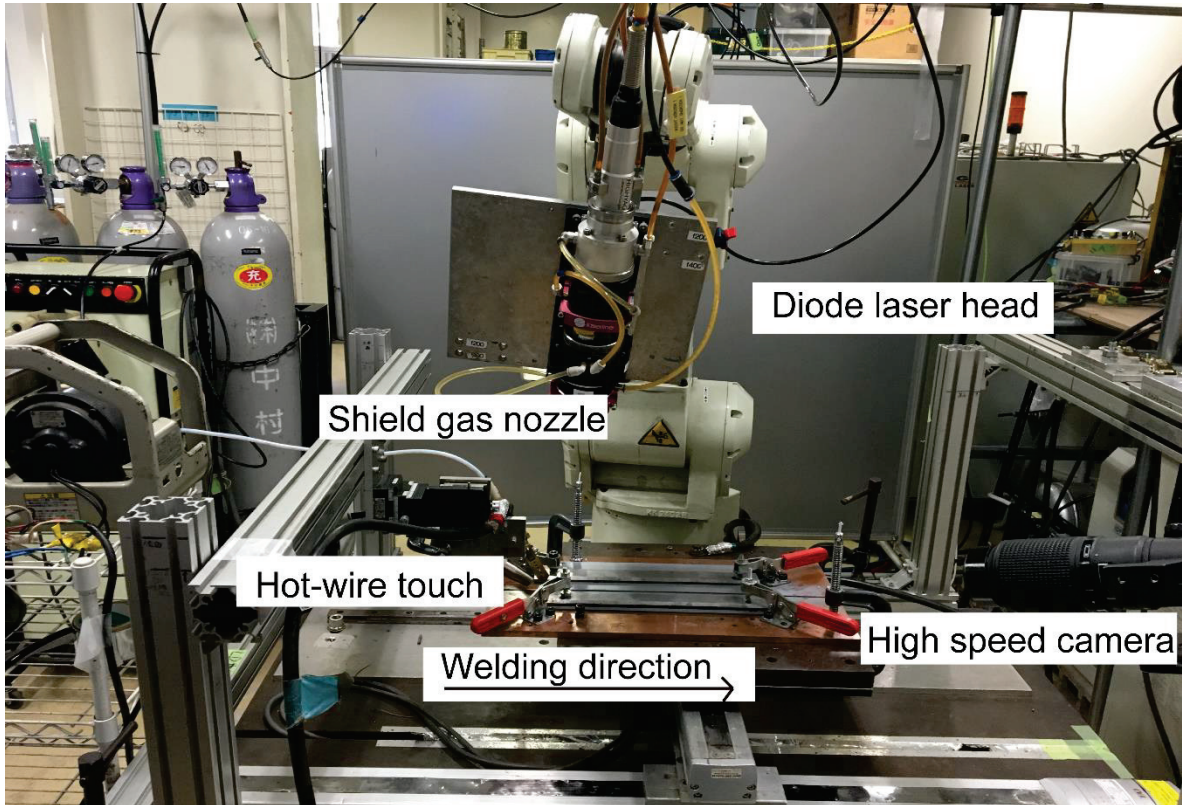


Fig. 2-12 Experimental set-up for Hot-wire Laser welding
($t=2$ mm, Diode laser).

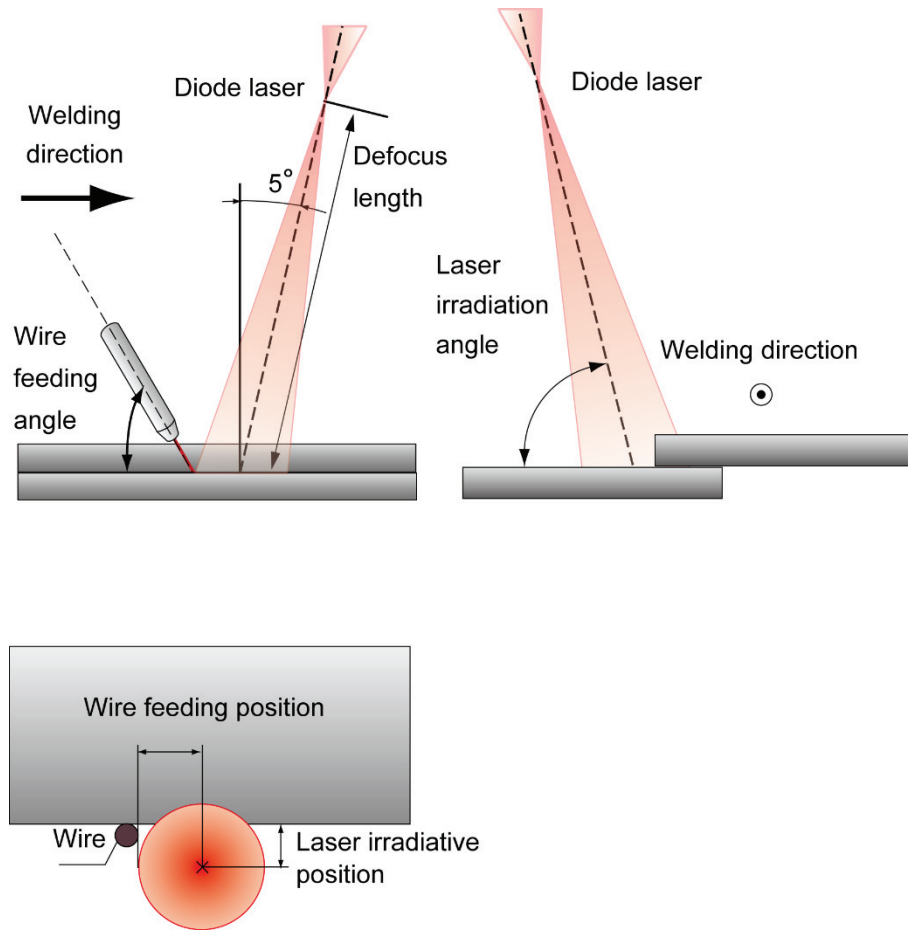


Fig. 2-13 Schematic illustration of experimental set-up of Hot-wire Laser welding ($t=2$ mm, Diode laser).

Table 2-3 Welding conditions of Hot-wire Laser welding
(t=2 mm, Diode laser).

Laser type	Diode laser	
Laser power, kW	6	
Defocus length, mm	80	
Laser spot diameter, mm	ϕ 9.0	
Laser irradiation angle, deg.	70	
Laser irradiative position, mm	2	
Welding speed, m/min	1.0	1.5
Wire current, A (R.M.S.)	119 — 191	
Wire feeding speed, m/min	4.0 — 12.0	
Wire feeding angle, deg.	60	
Wire feeding position, mm	4.5	
Sheets gap, mm	0	
Ar shielding gas, l/min	25	

2-2-2-2-2 MAG 溶接

ホットワイヤ・レーザ溶接と比較するため、MAG 溶接法を用いて、板厚 2 mm の重ねすみ肉溶接により、溶接試験片を作製した。溶接条件の模式図を Fig. 2-14 に、溶接条件を Table 2-4 に示す。MAG 溶接では、ホットワイヤ・レーザ溶接と同じ試験片および溶接ワイヤを用いた。溶接トーチは、溶接ロボット（安川電機製）に設置して、溶接速度 1 m/min、溶接電流 240 A、溶接電圧 24 V、トーチ角度 60°、突き出し長さを 15mm とし、シールドガスには Ar+20%CO₂ を用いた。ピット・ブローホールの発生を防止するために、鋼板間の初期間隙量は 0.3 mm とした。鋼板間の間隙は、2 枚の鋼板間に隙間ゲージを挟んで設定した。作製した試験片は、ホットワイヤ・レーザ溶接試験片と同様に、ビード外観検査、X 線透過検査、断面マクロ組織観察、硬さ試験、引張せん断試験および疲労試験で評価した。また、一部の試験片については、非接触三次元測定機で、溶接止端部のビード形状を測定した。

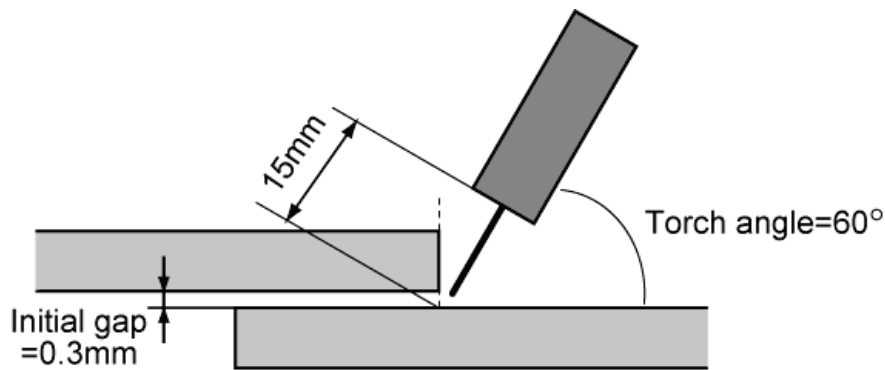


Fig. 2-14 Schematic illustration of experimental set-up of MAG welding (t=2 mm).

Table 2-4 Welding conditions of MAG welding (t=2 mm).

Welding speed, m/min	1
Current, A	240
Voltage, V	24
Initial gap, mm	0.3
Shield gas	Ar+20%CO ₂
Wire feeding speed, m/min	8

2-2-3 評価方法

2-2-3-1 溶接現象可視化方法

高速度ビデオカメラ（nac 社，MEMRECAMfx K4 および HX-7）を用いて，溶接中の熔融池の挙動やビード形成現象の可視化を行った．高速ビデオカメラ HX-7 の外観を Fig. 2-15 に示す．撮影レンズには，焦点距離 200 mm のマイクロレンズ（Nikon 製，AF Micro-Nikon ED 200 mm f/4D IF）を使用した．また，溶接部撮影のための照明には，照明用レーザを使用した．使用したレーザ光は遮蔽し，レーザ照明の光のみを取り入れるため，バンドパスフィルタを使用した．ファイバーレーザでの溶接時には波長 980 nm の照明用レーザおよび 980 nm \pm 10 nm のバンドパスフィルタを，半導体レーザでの溶接時には波長 808 nm の照明用レーザおよび 810 nm \pm 10 nm のバンドパスフィルタを使用した．撮影条件は，各溶接条件にて明瞭な画像が取得できるように適宜変更した．



Fig. 2-15 Appearance of high-speed camera.

2-2-3-2 溶接部評価方法

作製した板厚 1 および 2 mm の溶接継手について、試験片の定常部から断面を切り出して、エメリー紙 #100~3000 により研磨を行った。その後、3%ナイトールで 10 秒間腐食して、溶接ビードの断面観察を行った。作製した板厚 2 mm の溶接継手について垂直方向の脚長、水平方向の脚長、のど厚、止端半径の測定を行った。垂直方向の脚長、水平方向の脚長、のど厚の測定方法を Fig. 2-16 に示す。脚長は、ルート部から溶着金属が母材と接している端までの長さとした。L1 を水平方向の脚長、L2 を垂直方向の脚長とし、図に示す a をのど厚と定義した。なお、ルート部が接合していない場合においてもルート部を起点としてのど厚とした。

次に止端半径の測定方法および定義を Fig. 2-17 に示す。断面写真を拡大し、フランク角を定め、フランク角と反対側の角度の二等分線を作図し、その線上に中心を持ち、画像とフィッティングする円を作図し、測定を行った。

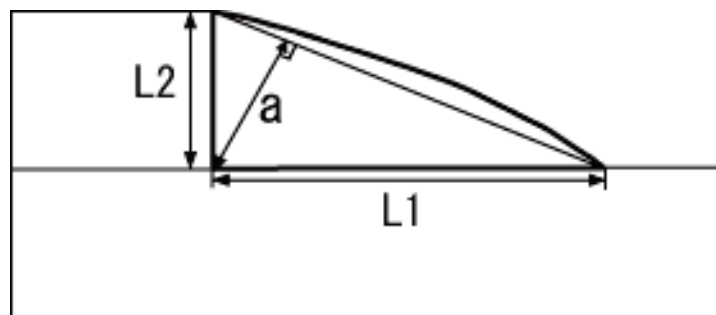


Fig. 2-16 Measurement method of vertical leg length, horizontal leg length and throat thickness.

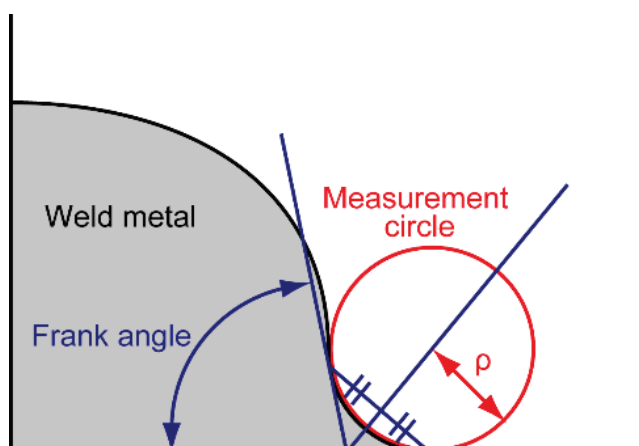


Fig. 2-17 Measurement method of weld toe radius.

2-2-3-3 X線透過検査

作製した板厚 1 および 2 mm の溶接継手について、溶接継手の内部欠陥の有無の確認を、X線透過検査によって行った。X線透過検査には、X線CT検査装置（島津製作所製、MMT-225）を用いた。X線発生装置と検出器の間に溶接試験片を設置して、その後、X線発生装置からX線を照射して、ビードの内部観察および写真撮影を行い、ビード全長について、ブローホール、ピット等の欠陥の有無を確認した。

2-2-3-4 ビッカース硬さ試験

作製した板厚 2 mm の溶接継手について、ビッカース硬さ試験には、マイクロビッカース硬さ試験機（ミットヨ製、MVK-H300）を用いた。ビッカース硬さ試験は、試験荷重を 200 g とし、試験片に圧子押し付けて 10 秒間保持した。その後、圧痕の対角長さにより、ビッカース硬さを導出した。

測定位置は、Fig. 2-18 に示すとおり溶接止端部付近とし、溶接ビードと下板が交差した止端部を 0 とし、重ね部方向をマイナス、下板方向をプラスとした。下板の上面から板厚方向に 0.5 mm の位置をビード直角方向に 0.25 mm ピッチで測定した。

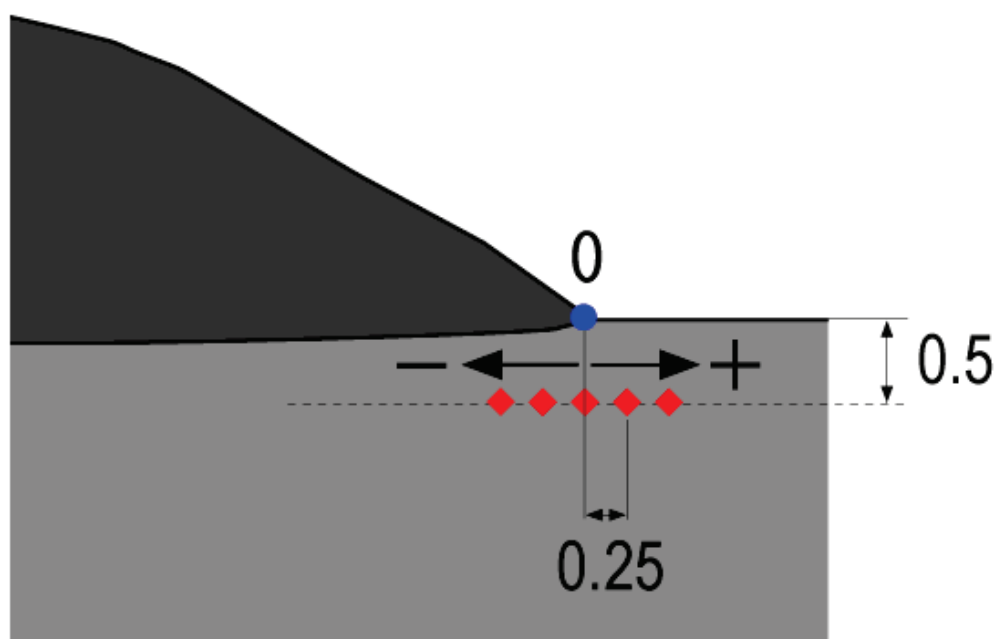


Fig. 2-18 Schematic illustration of measurement points of Vickers hardness test.

2-2-3-5 引張せん断試験

作製した板厚 1 および 2 mm の溶接継手について、引張せん断試験により、継手強度を評価した。引張せん断試験用の試験片は、Fig. 2-19 に示すように、継手の定常部から切り出した。Fig. 2-20 に示す試験片の幅は、板厚 1 mm の場合 30 mm、板厚 2 mm の場合 40 mm とした。引張せん断試験には、引張試験機（島津製作所製、AG-250kN）を用いた。引張せん断試験時の状況を Fig. 2-21 に示す。試験片をくさび形のチャックに取り付け、引張せん断試験を行った。引張せん断試験の評価は、得られた破断荷重を板厚および試験片の幅で除した破断応力および破断箇所と破面状態で行った。

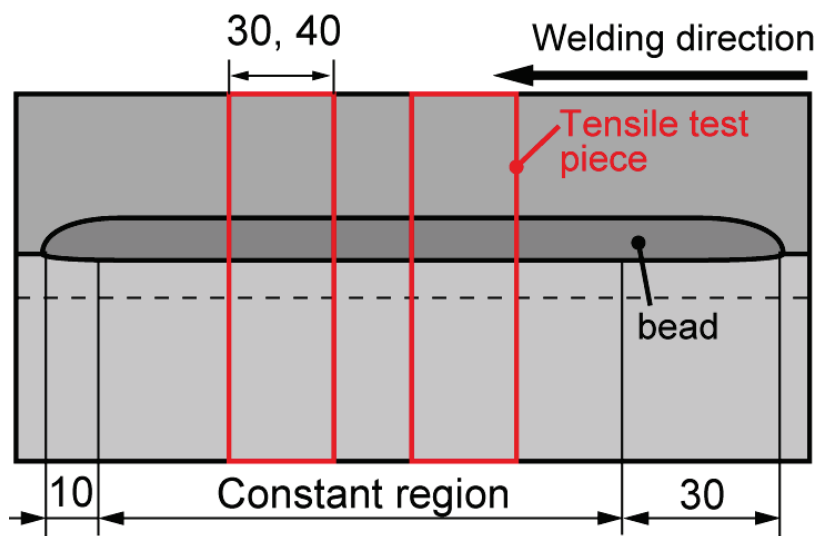


Fig. 2-19 Schematic illustration of acquisition of tensile test specimen.

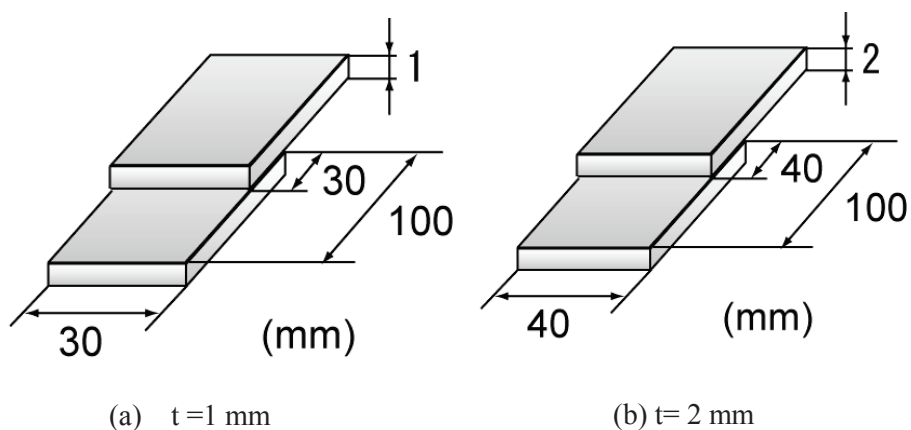


Fig. 2-20 Schematic illustration of tensile test piece.

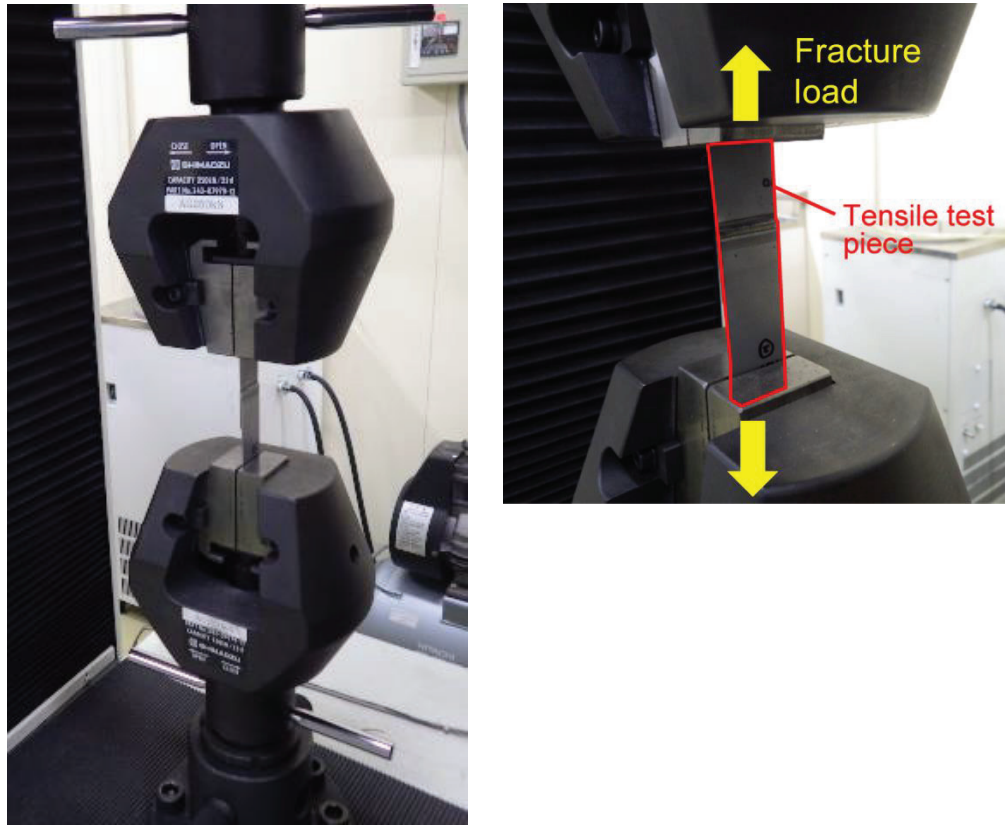


Fig. 2-21 Appearance of tensile test equipment.

2-2-3-6 疲労試験

作製した板厚 2 mm の溶接継手については、疲労試験を行った。疲労試験には、電気油圧式 100 kN 疲労試験機（島津製作所製、EHF-ED10T-20L）および制御装置（島津製作所製、4830 形制御装置）を用いた。装置の外観および疲労試験時の状況を Fig. 2-22 に示す。疲労試験には、両面をすみ肉溶接した継手を用いた。Fig. 2-23 に示すように、作製した溶接継手から幅 30 mm の疲労試験片に切り出して供試した。Fig. 2-23 に示す試験片の斜線部を治具により拘束し、応力比 0.1、荷重繰り返し周波数 10~20 Hz の条件で、大気中で疲労試験を実施した。

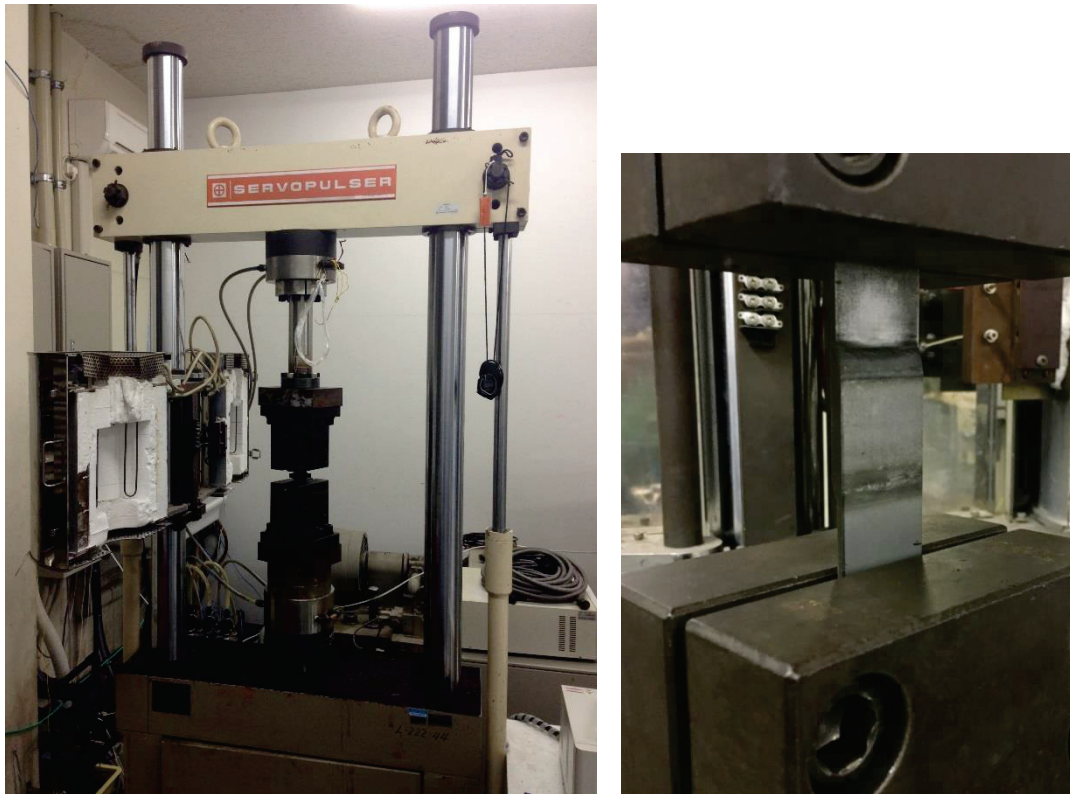


Fig. 2-22 Appearance of fatigue test equipment.

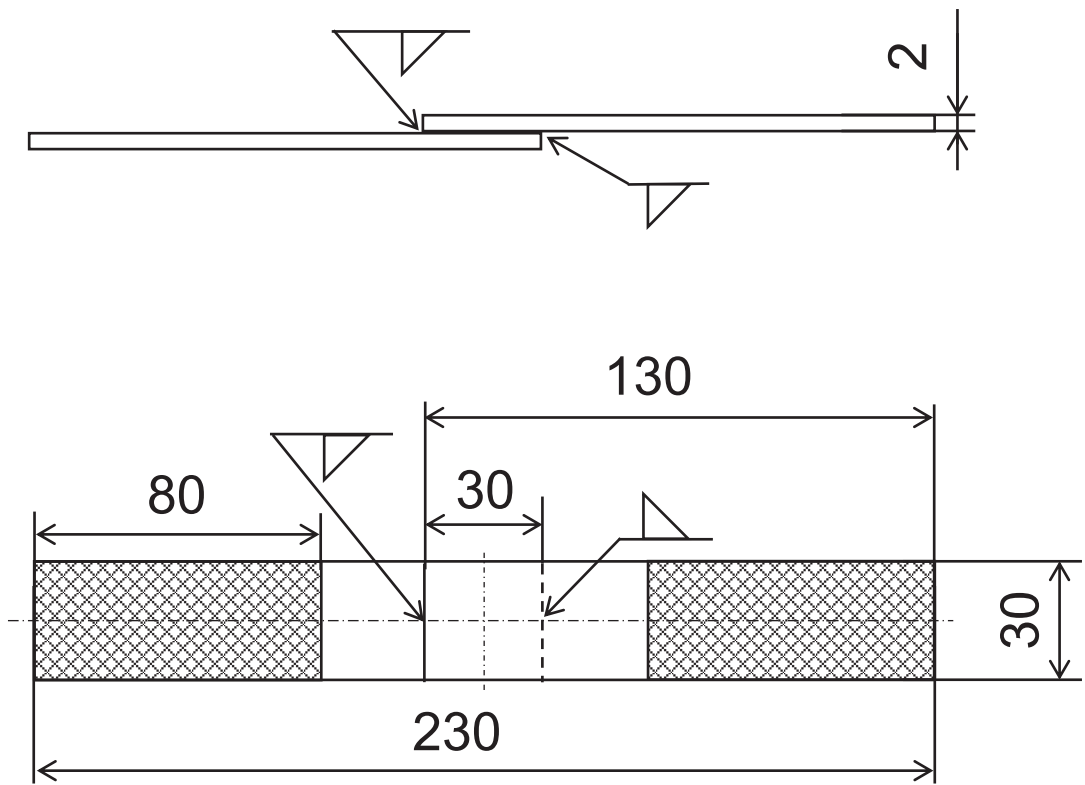
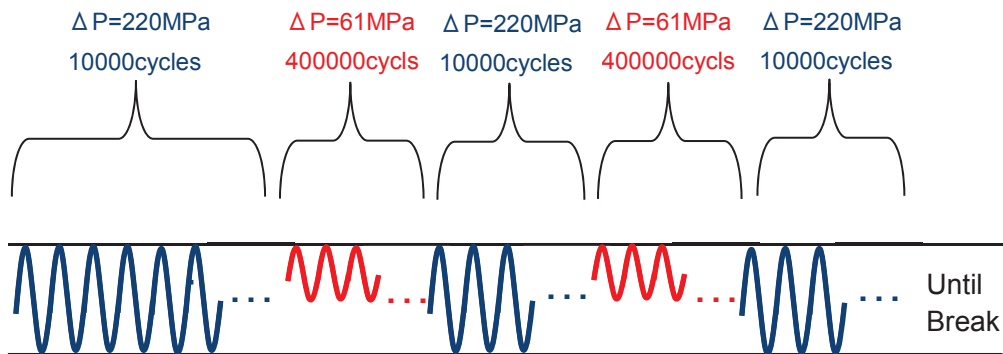


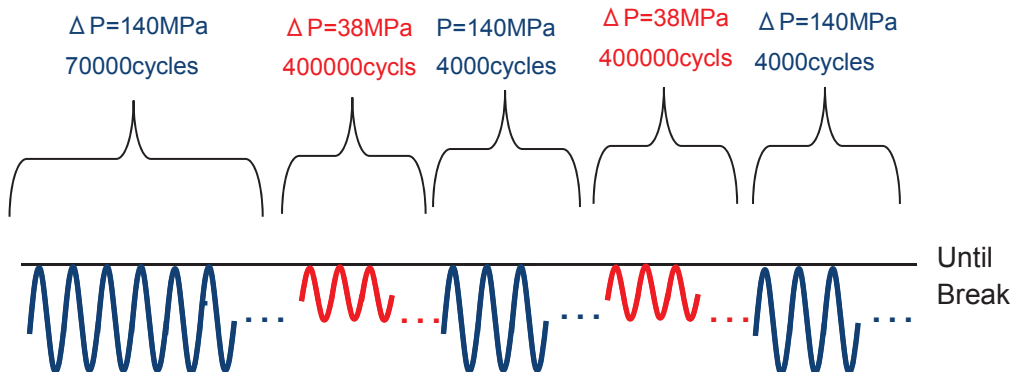
Fig. 2-23 Schematic illustration of fatigue test piece.

2-2-3-7 ビーチマーク試験

疲労亀裂の進展様相を観察するために、疲労試験途中にビーチマーク試験を導入した。ビーチマーク導入時に用いた条件サイクルを Fig. 2-24 に示す。条件サイクルは、ホットワイヤ・レーザ溶接の場合は、Fig. 2-24 (a) に示すとおり、応力振幅 220 MPa と 61 MPa とした。MAG 溶接の場合は、Fig. 2-24 (b) に示すとおり、応力振幅 140 MPa と 38 MPa とした。この試験により破面にビーチマークが形成され、亀裂の起点観察や進展の評価を行った。



(a) Hot-wire Laser welding



(b) MAG welding

Fig. 2-24 Schematic illustration of beach mark test conditions.

第3章 ホットワイヤ・レーザ溶接における適正溶接条件の導出

3-1 板厚 1 mm における適正溶接条件の導出

3-1-1 鋼板間の間隙 0 mm の場合

3-1-1-1 溶接速度一定の場合におけるレーザスポット径が溶接ビードに及ぼす影響 (溶接ビード外観, X線透過検査および溶接時の可視化動画)

溶接速度一定の場合におけるレーザスポット径が溶接ビードに及ぼす影響を検討した。溶接速度を 1.5 m/min 一定として、レーザスポット径を変化させた場合のビード外観、X線透過写真および溶接中の可視化画像を Fig. 3-1 に示す。各条件において溶融池形成やワイヤ溶融は安定しており、レーザ照射条件とワイヤ送給条件とを独立して比較的自由度高く選択できることがわかった。また、亜鉛めっきの影響について、レーザスポット径 4 mm では、可視化画像から溶接中にスパッタが多数発生している様子が観察され、X線透過写真からブローホールが多数確認される。一方、レーザスポット径 6 および 8 mm では、スパッタの発生はほとんど見られず、X線透過写真においてもブローホールは確認されない。少しレーザスポット径を大きく設定して適正なエネルギー密度にすると、ルート部の重ね面への影響が少なく、亜鉛めっきの蒸発量も必要最低限に抑えられ、スパッタやピット・ブローホールの発生を抑えることができると推測される。しかし、今回選択してレーザスポット径 4 mm のようなレーザスポット径が小さい設定では、エネルギー密度が高くなるため、ルート部重ね面への入熱が過剰となり、亜鉛めっきの蒸発量が増加して、スパッタやブローホールが多数発生したものと推測される。

3-1-1-2 各レーザスポット径における溶接速度が溶接ビードに及ぼす影響 (溶接ビード外観, X線透過検査および溶接時の可視化動画)

各レーザスポット径における溶接速度が溶接ビードに及ぼす影響を検討した。ホットワイヤ・レーザ溶接を用いて、レーザスポット径、溶接速度を変量させて作製した試験片の外観写真、X線透過写真、可視化画像について、レーザスポット径 4 mm での結果を Fig. 3-2 に、レーザスポット径 6 mm での結果を Fig. 3-3 に、レーザスポット径 8 mm での結果を Fig. 3-4 にそれぞれ示す。

レーザスポット径 4 mm では、溶接速度 1.5 および 2.0 m/min において、可視化画像から、溶接中、スパッタが多く飛散していることが確認できた。溶接部外観写真においても不安定な溶接ビードとなっていることがわかる。X線透過写真から、ビード中にブローホールが継続的に存在していることがわかる。特に溶接速度が遅い 1.5 m/min において、ブローホールが多く存在する。これは、レーザスポット径が小さく、溶接速度が遅いため、ルート部への入熱量が大きくなり、ルート近傍の重ね部が過剰に溶融されることにより、

亜鉛めっきの蒸気が大量に発生したためと考えられる。

一方、レーザスポット径 6 および 8 mm では、どの溶接速度においても、可視化画像からはスパッタの発生は確認されなかった。また、溶接部外観および X 線透過写真からは、ピットやブローホールがほとんど観察されない。これらは、レーザスポット径を大きくして、適切なサイズのレーザスポット径にしてエネルギー密度を適正にすることにより、ルート部重ね面への入熱量および母材溶融量が少なくなり、亜鉛めっきの蒸発量も少なくなるため、スパッタやピット・ブローホールの発生がほとんどなかったと推測される。

以上の結果から、適切なレーザスポット径すなわち適正なエネルギー密度を設定し、適正な溶接速度を用いることで、ルート部への入熱量が少なくなり、重ね面の母材溶融量が減少し、亜鉛めっきの蒸発量も最小限に抑えられるため、スパッタやピット・ブローホールの発生が抑制できることがわかった。一方、適切なレーザスポット径よりも小さい場合や溶接速度が遅い場合は、エネルギー密度および入熱が大きくなるため、ルート近傍の重ね部分が過剰に溶融されることにより、亜鉛めっきの蒸発量が多くなり、スパッタやピット・ブローホールが顕著に発生することがわかった。

3-1-1-3 各レーザスポット径、溶接速度における溶接ビードの断面マクロ観察

レーザスポット径および溶接速度を変化させた場合の断面マクロ写真を Fig. 3-5 に示す。ホットワイヤ・レーザ溶接法を適用した場合、母材希釈の非常に少ないビードを形成できていることがわかる。レーザスポット径 4 mm の場合、溶接速度 1.5 および 2.0 m/min では断面写真から適正なビードが形成されているように観察されるが、前節で述べたように、可視化画像では、スパッタが発生しており、X 線透過写真では、ブローホールが観察されることから、ルート部重ね面への入熱が過剰であったと考えられる。また、溶接速度 2.5 m/min ではルート部に融合不良が認められる。このことから、レーザスポット径 4 mm の場合、溶接速度 1.5 および 2.0 m/min では、スパッタやブローホールが発生して、溶接速度 2.5 m/min では、融合不良が発生していることから、レーザスポット径 4 mm のように、レーザスポットサイズが小さい条件では、エネルギー密度が高いため、ピットやブローホール、融合不良などの溶接欠陥を生じさせず、ルート部を必要最低限となる溶融に制御することが難しいため、良好なビードが得られる溶接条件の導出が難しいと推測する。

レーザスポット径 6 mm の場合、溶接速度 1.5 および 2.0 m/min ではルート部に融合不良は確認されず、適正なビードが形成できている。また、溶接速度 2.5 m/min では明瞭な融合不良が確認される。レーザスポット径 8 mm の場合、溶接速度 1.0 m/min では融合不良は確認されないが、溶接速度 1.5 m/min になると明瞭な融合不良が確認される。

レーザースポット径 6 および 8 mm のように、レーザースポットが少し大きい条件では、レーザーのエネルギー密度が下がるため、ルート部における必要最低限の溶融が可能となり、良好なビードが得られる条件の導出が可能であることがわかった、一方、レーザースポット径 6 および 8 mm のように、レーザースポットが少し大きい条件においても、溶接速度が速い条件では、融合不良が発生することもわかった。

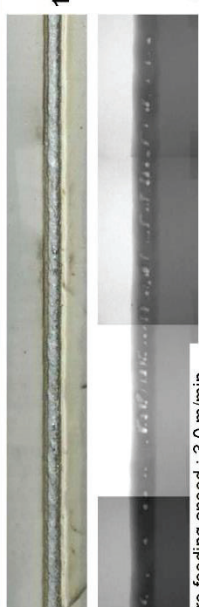
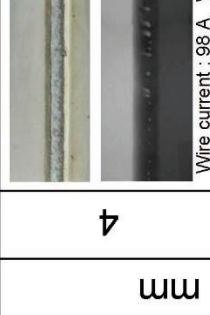

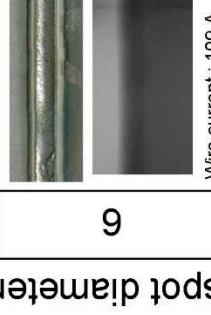


以上の観察結果から、レーザースポット径、すなわちエネルギー密度を適切に設定し、ルート部に融合不良を生じさせない溶接速度の設定、およびレーザースポット径に応じた適正なワイヤ量を送給することで、適正なビードを得ることができるとわかった。レーザースポット径を小さくしてエネルギー密度を大きくしすぎた場合、ルート部での融合不良の発生およびピット・ブローホールの発生を同時に防止する溶接速度を得ることが難しいことが明らかになった。

3-1-1-4 各レーザースポット径、溶接速度が溶接ビードへ及ぼす影響（まとめ）

以上の溶接ビード外観、X線透過写真、断面写真の結果から、レーザースポット径、溶接速度が溶接ビードへ及ぼす影響についてまとめものを Fig. 3-6 に示す。まず、溶接欠陥のない良好なビードが得られる溶接条件は、レーザースポット径 4mm では、溶接欠陥のない良好なビードが得られる条件はないことが明らかになった。溶接速度 1.5 および 2.0 m/min では、溶接部にピットやブローホールなどの溶接欠陥があることが確認された。溶接速度 2.5 m/min では、ルート部に融合不良が観察された。レーザースポット径 4mm では、エネルギー密度が大きいため、溶接速度 1.5 および 2.0m/min では、ルート部が過剰に溶融されて、亜鉛蒸気が発生することにより、ピットやブローホールなどの溶接欠陥が発生したと推測する。一方、溶接速度 2.5 m/min では、溶接速度が速くなることにより、ルート部への入熱量が低下して、融合不良が発生したと推測される。レーザースポット径 4mm では、溶接速度 1.5 および 2.0 m/min では、エネルギー密度が高いことから、ピットやブローホールが発生する入熱量が高い領域であることがわかった。一方、溶接速度 2.5 m/min では、融合不良が発生する入熱量が不足する領域であることがわかった。このことから、レーザースポット径 4 mm では、エネルギー密度が高いため、溶接速度による入熱量の調整が難しいことから、良好な溶接ビードが得られなかったと推測する。一方、レーザースポット径 6 mm では、溶接速度 1.5 および 2.0 m/min において、ピットやブローホール、融合不良などの溶接欠陥が発生していない良好な溶接継手が形成していることがわかった。溶接速度 2.5 m/min では、溶接速度が速くなったことより、ルート部への入熱量が低下して、融合不良が発生した。レーザースポット径 6 mm では、溶接速度 1.5 および 2.0 m/min において、ピットやブローホール、融合不

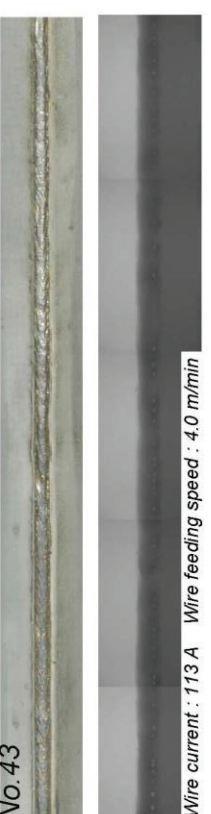
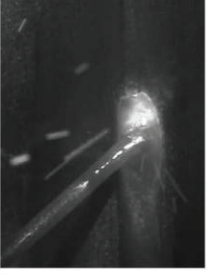
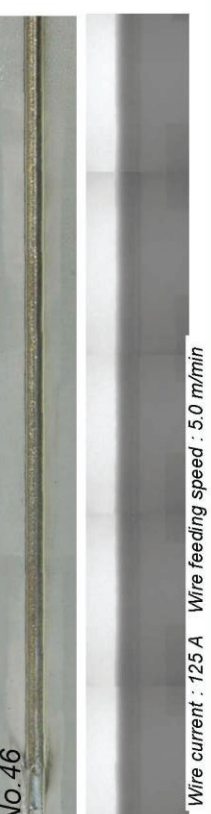

良が発生しない良好な入熱量の条件であることがわかった。一方、溶接速度 2.5 m/min では、融合不良が発生する入熱量が不足する条件であることがわかった。レーザースポット径 8 mm では、溶接速度 1.0 m/min において、ピットやブローホール、融合不良などの溶接欠陥が発生していない良好な溶接継手が形成していることがわかった。溶接速度 1.5 m/min では、溶接速度が速くなったことより、ルート部への入熱量が低下して、融合不良が発生した。レーザースポット径 8 mm では、溶接速度 1.0 m/min において、ピットやブローホール、融合不良が発生しない良好な入熱量の条件であることがわかった。

レーザースポット径および溶接速度と溶接ビードの欠陥発生をまとめたものを Fig. 3-7 に示す。ホットワイヤ・レーザー溶接では、レーザースポット径、溶接速度すなわち入熱量と溶接欠陥発生について、レーザースポット径が小さく、溶接速度が遅く、ピットやブローホールが発生する入熱過剰領域、レーザースポット径および溶接速度が適正で溶接欠陥が発生しない入熱適正領域、レーザースポット径が大きく、溶接速度が速い、融合不良が発生する入熱不足領域の 3 つの領域に分けられることが明らかになった。ホットワイヤ・レーザー溶接では、レーザースポット径および溶接速度を適正条件にすることが重要であり、当該溶接法を用いて、適正入熱条件により溶接を行うと、鋼板間の間隙が 0 mm の場合においても、溶接欠陥が発生しない良好なビードが作製できることが明らかになった。

	Laser spot diameter, mm	High-speed camera
4	 <p>Wire current : 98 A Wire feeding speed : 3.0 m/min</p>	
6	 <p>Wire current : 109 A Wire feeding speed : 3.75 m/min</p>	
8	 <p>Wire current : 117 A Wire feeding speed : 4.5 m/min</p>	

Laser power : 3 kW
 Laser irradiative position : 1mm
 Laser irradiative angle : 70°
 Wire feeding angle : 60°
 Welding speed : 1.5m/min

Fig. 3-1 Bead surfaces, X-ray photos and high-speed camera images (Welding speed : 1.5 m/min, t=1 mm).

Welding speed, m/min	Bead surface and X-ray	High-speed camera
2.0	No.43  Wire current : 113 A Wire feeding speed : 4.0 m/min	
2.5	No.46  Wire current : 125 A Wire feeding speed : 5.0 m/min	


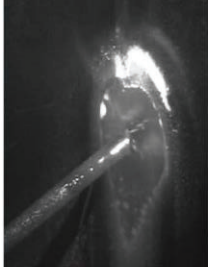

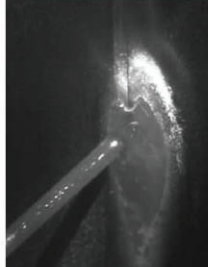
Laser power : 3 kW
 Laser spot diameter : ϕ 4 mm
 Laser irradiative position : 1 mm
 Laser irradiative angle : 70°
 Wire feeding angle : 60°
 Sheets gap : 0 mm

Fig. 3-2 Bead surfaces, X-ray photos and high-speed camera images (Laser spot diameter : 4 mm, t=1 mm).

Welding speed, m/min		Bead surface and X-ray		High-speed camera
		10mm	5mm	
1.5	No.16			
	Wire current : 109 A Wire feeding speed : 3.75 m/min			
2.0	No.25			
	Wire current : 125 A Wire feeding speed : 5.0 m/min			
2.5	No.26			
	Wire current : 136 A Wire feeding speed : 6.25 m/min			

Laser power : 3 kW
 Laser spot diameter : ϕ 6 mm
 Laser irradiative position : 1 mm
 Laser irradiative angle : 70°
 Wire feeding angle : 60°
 Sheets gap : 0 mm

Fig. 3-3 Bead surfaces, X-ray photos and high-speed camera images (Laser spot diameter : 6 mm, t=1 mm).

Welding speed, m/min		Bead surface and X-ray	High-speed camera
1.0	No. 33	 <p data-bbox="576 1205 600 1653">Wire current : 95 A Wire feeding speed : 3.0 m/min</p>	
1.5	No. 30	 <p data-bbox="812 1205 836 1653">Wire current : 117 A Wire feeding speed : 4.5 m/min</p>	

Laser power : 3 kW
 Laser spot diameter : ϕ 8 mm
 Laser irradiative position : 1 mm
 Laser irradiative angle : 70°
 Wire feeding angle : 60°
 Sheets gap : 0 mm

Fig. 3-4 Bead surfaces, X-ray photos and high-speed camera images (Laser spot diameter : 8 mm, t=1 mm).

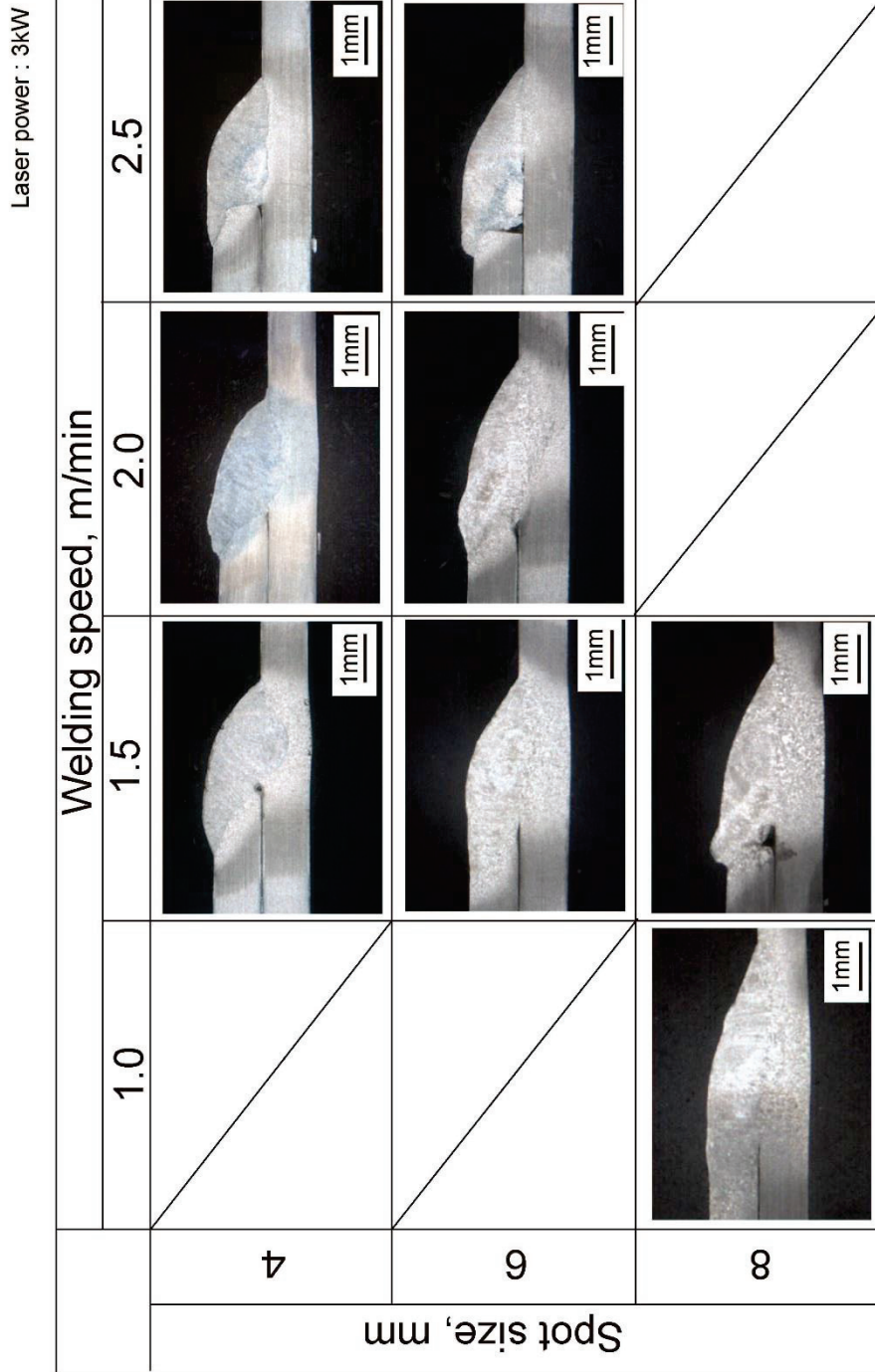


Fig. 3-5 Cross sections of weld beads ($t=1$ mm).

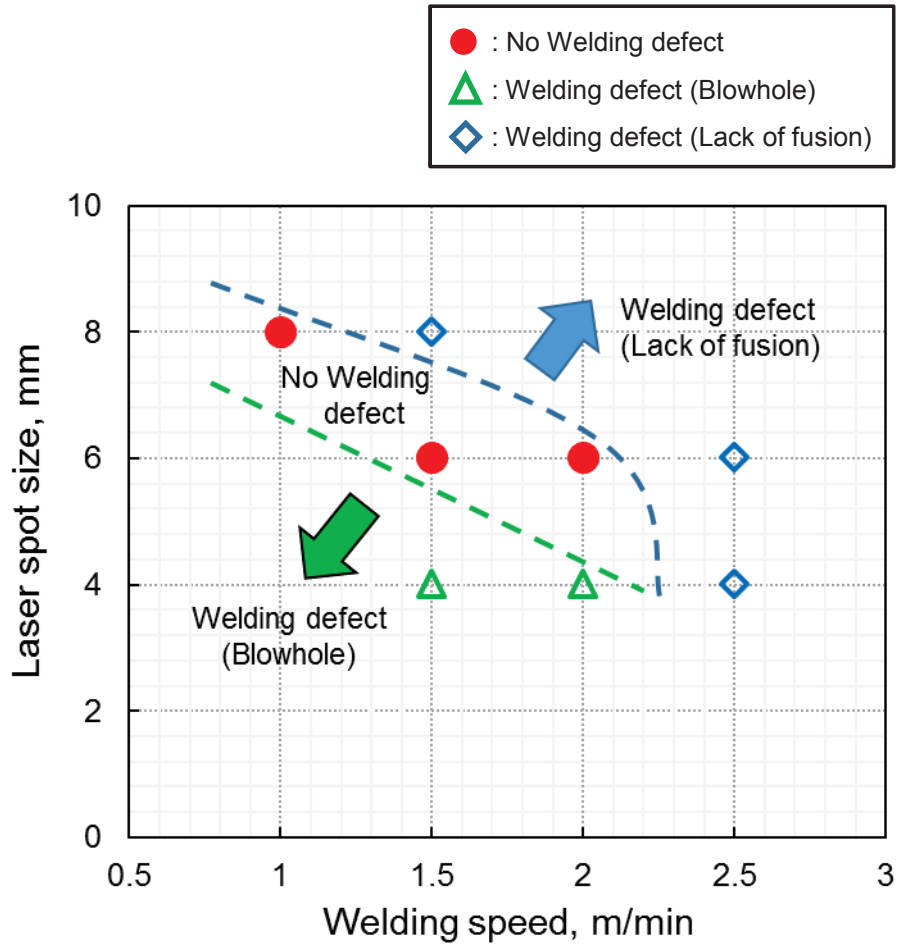


Fig. 3-6 Relationship between welding defects and welding conditions ($t=1$ mm).

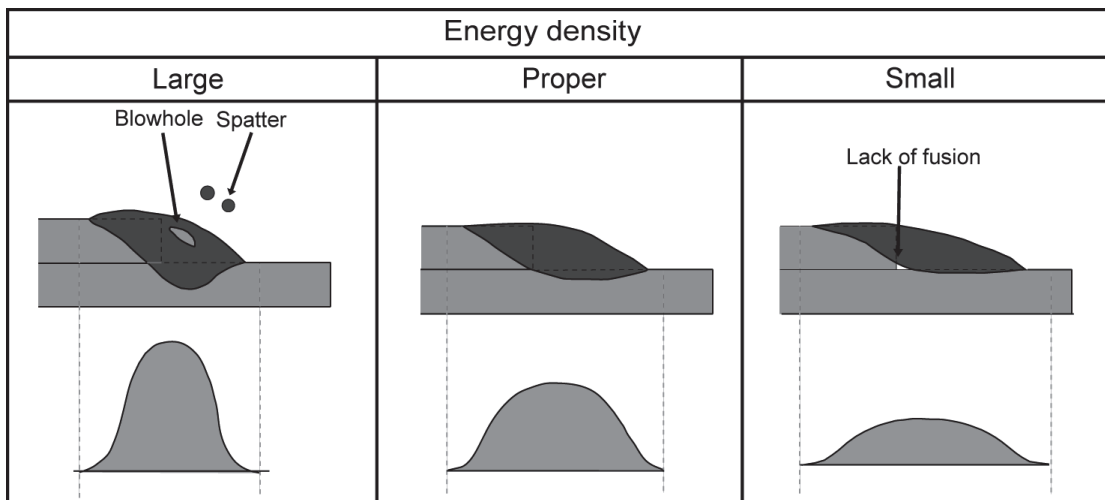


Fig. 3-7 Schematic illustration of between energy density and weld bead creation.

3-1-2 鋼板間の間隙が広い場合

3-1-2-1 溶接ビード外観, X線透過検査および溶接時の可視化動画

溶接速度 1.5 m/min, ワイヤ送給速度 6 m/min における鋼板間の間隙裕度について検討した。溶接中の可視化画像を Fig. 3-8 (a) に, ビード外観および X 線透過写真を Fig. 3-8 (b) に示す。鋼板間の初期間隙量が 0.8 mm の場合, 溶接時の可視化画像から, ルート部がわずかに溶融されて, ワイヤも安定して溶融池に送給されていることが確認できる。また, 溶融池では溶融金属量不足もなく, 安定的に溶融池が形成されていることも確認できる。ビード外観および X 線透過写真からも溶接欠陥は観察されず, 良好な溶接ビードが形成できていることがわかる。

一方, 鋼板間の初期間隙量が 1.0 mm の場合, 溶接時の可視化画像から, 溶融池前方において溶融金属量が不足していることが確認できる。しかし, 溶融池後方からのワイヤ送給により, 溶融池前方の溶融金属不足となる部分を埋めていることが確認できる。そのため, 溶融池の溶融金属量は, 凝固時に溶落ちが生じない程度になっていることがわかった。しかし, ビード外観および X 線透過写真での観察からは, ビードの一部に溶落ちが生じていることが確認できる。鋼板間の初期間隙量が 1.2 mm の場合, 溶接時の可視化画像から, 間隙が 1.0 mm の場合と比較して, 溶融池前方の溶融金属が不足する部分が拡大していることが確認できる。また, ワイヤ送給量も不足しているため, 継続的に, 溶融池前方の溶融金属不足を補いきれていないことがわかる。そのため, 溶融池は上板と下板が架橋しない状態で凝固して, 溶落ちが生じていることが確認できる。ビード外観および X 線透過写真からは, ビード全長にわたって溶落ちが発生していることが確認できる。

以上の結果から, 鋼板間の初期間隙量に対して, ワイヤ送給速度が適正な場合は, 溶融池に十分な量の溶融金属が安定して存在しているため, 溶落ちのない良好な溶接ビードが形成できることがわかった。一方, 鋼板間の初期間隙量に対して, ワイヤ送給速度が不足する場合は, 溶融池前方での溶融金属不足が生じることにより, 溶接ビードに溶落ちが生じて, 良好なビード形成ができないことがわかった。

3-1-2-2 溶接ビードの断面マクロ観察

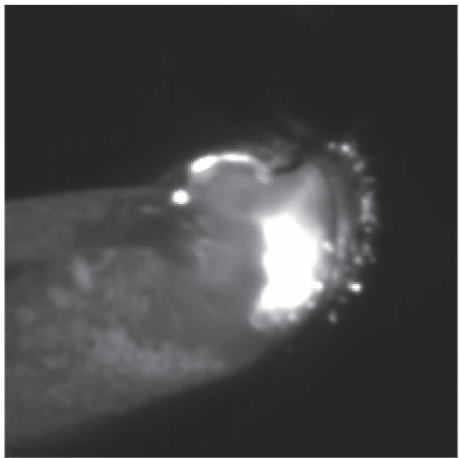
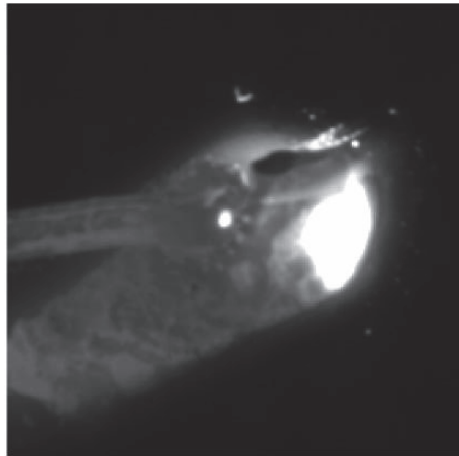
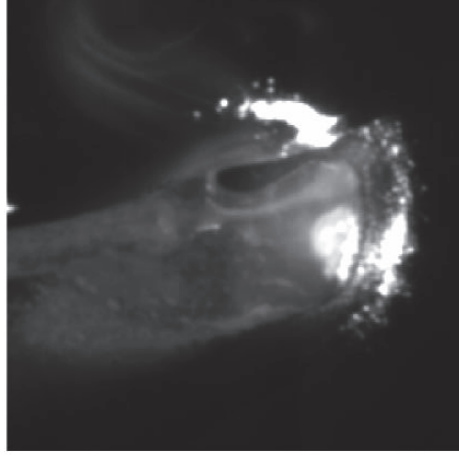
溶接速度 1.5 m/min, ワイヤ送給速度 6 m/min の条件下で間隙を変化させた場合の断面写真を Fig. 3-8 (c) に示す。断面写真から, 鋼板間の初期間隙量が 0.8 mm の場合は, 溶落ちのない良好なビード断面となっていることがわかる。上述の通り, 初期間隙量 0.8 mm に対しては, ワイヤ送給量が十分で, 溶融池の溶融金属が不足している箇所はなく, 溶融池が安定的に形成されており, 上鋼板と下鋼板が安定的に架橋できたと考えられる。

一方, 鋼板間の初期間隙量 1.0 mm に対しては, ビード形成はできているが, 溶接欠陥が

発生しない最小の溶融金属量となるビード断面となっている。上述の通り、溶融池前方では溶融金属が不足している部分もあるが、溶融池後方からのワイヤ送給によって、上鋼板と下鋼板が架橋するぎりぎりの溶融金属量が確保されていたと考えられる。しかし、瞬間的に溶融金属不足となる箇所もあり、ビードの一部に溶落ちが発生したものと考えられる。間隙がより広くなる初期間隙量が 1.2 mm の場合は、上鋼板側に一部にアンダーカットが生じており、溶融金属量が不足していることが確認できる。上述の通り、間隙量に対してワイヤ送給量が不足しているため、溶融池前方の溶融金属量が大きく不足しており、継続的に上鋼板と下鋼板が架橋しなかったと考えられる。



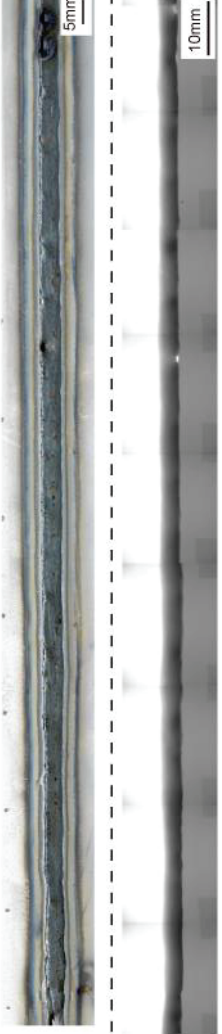

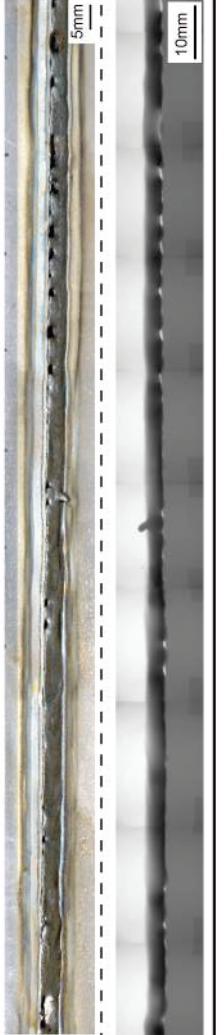
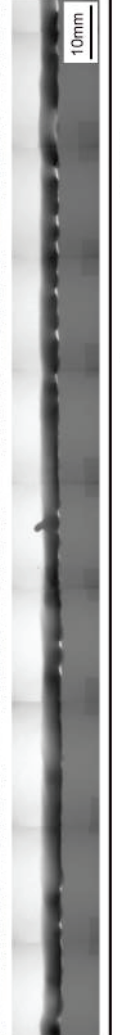
以上の結果から、鋼板間の初期間隙に対して、適正なワイヤ送給速度を設定することで、溶融池の溶融金属量が十分に確保でき、溶融池前方での溶融金属不足は発生せず、安定して溶融池が形成され、上鋼板と下鋼板が架橋して溶落ちのない良好なビードが形成できることが明らかになった。本検討での溶接速度 1.5 m/min，ワイヤ送給速度 6 m/min の条件下では、初期間隙量 0.8 mm において良好なビードを形成することができた。一方、鋼板間の間隙に対してワイヤ送給速度が不足する場合、溶融池の溶融金属量不足が生じて、上鋼板と下鋼板が架橋しなくなり、そのまま凝固してビードを形成するため、溶落ちが発生することが明らかになった。本検討での溶接速度 1.5 m/min，ワイヤ送給速度 6 m/min の条件下では、初期間隙量 1.0 および 1.2 mm の場合には、良好なビードを得ることができなかった。

鋼板間の初期間隙量が大きい重ねすみ肉溶接継手に当該溶接法を適用する場合には、初期間隙量に応じた適正なワイヤ送給速度を設定することが重要である。初期間隙量に対して、適正なワイヤ送給速度を設定することで、溶融池の溶融金属量不足を生じさせず、安定した溶融池を形成することができ、上鋼板と下鋼板を安定的に架橋させることによって、鋼板間の初期間隙が広い場合においても良好なビードを形成できる。ホットワイヤ・レーザ溶接は、レーザによる入熱とホットワイヤによる溶着金属供給とを独立して制御できるため、鋼板間の初期間隙が 0 mm の場合だけでなく、鋼板間の初期間隙が広い場合においても、有効な手法であることが明らかになった。

Sheet gap, mm			
0.8			




Laser power : 3 kW
 Laser spot diameter : $\phi 6$ mm
 Laser irradiative position : 1 mm
 Welding speed : 1.5 m/min
 Wire feeding speed : 6 m/min

(a) High-speed camera images.

Sheet gap, mm		Bead surface and X-ray	
		0.8	1.0
	0.8	 	 
	1.2	 	

Laser power : 3 kW
 Laser spot diameter : $\phi 6$ mm
 Laser irradiative position : 1 mm
 Welding speed : 1.5 m/min
 Wire feeding speed : 6 m/min

(b) Bead surfaces and X-ray photos

Sheet gap, mm		
0.8		
1.0		
1.2		

Laser power : 3 kW
 Laser spot diameter : $\phi 6$ mm
 Laser irradiative position : 1 mm
 Welding speed : 1.5 m/min
 Wire feeding speed : 6 m/min

(c) Cross sections

Fig. 3-8 High-speed camera images, bead surfaces, X-ray photos and cross sections of weld beads ($t=1$ mm).

3-2 板厚 2 mm における適正溶接条件の導出

3-2-1 間隙 0 mm における溶接条件とビード形状の関係

3-2-1-1 溶接速度 1 m/min におけるワイヤ送給速度の影響

3-2-1-1-1 溶接時の可視化画像

レーザスポット径 9 mm, 溶接速度 1 m/min, 鋼板間の初期間隙量 0 mm の条件下で, ワイヤ送給速度を 4~10 m/min と変化させた場合の可視化画像を Fig. 3-9(a)に示す. どのワイヤ送給条件においても, 溶融池は安定的に形成されており, ワイヤも溶融池に安定的に送給されていることが確認できる. ワイヤ送給速度 4 m/min では, わずかにスパッタが発生したものの, ワイヤ送給速度 6~10 m/min では, スパッタはほとんど発生しないことが確認できた.

ホットワイヤ・レーザ溶接では, レーザスポット径やレーザ出力を調整して適正なエネルギー密度にすることにより, ルート部への入熱および母材溶融量を必要最小限にすることができるため, ルート部重ね面からの亜鉛蒸発の発生量も非常に少なくなり, 鋼板間の初期間隙量 0 mm においても, スパッタがほとんど発生しなかったと考えられる. また, 亜鉛蒸気発生量が非常に少ないため, 溶融池への亜鉛めっき蒸気の侵入も非常に少なくなり, 溶融池が非常に安定的に形成され, ワイヤも安定的に送給されたと考えられる.

3-2-1-1-2 溶接ビードの外観検査および X 線透過検査

レーザスポット径 9 mm, 溶接速度 1 m/min, 鋼板間の初期間隙量 0 mm の条件下で, ワイヤ送給速度を 4~10 m/min と変化させた場合のビード外観および X 線透過検査の結果を Fig. 3-9(b)に示す. ビード外観写真からは, どの条件においても, 安定的に溶接ビードが形成できていることが確認された. X 線透過写真から, ワイヤ送給速度 10 m/min の条件で, 溶接ビードの一部に欠陥が確認できるが, 他のワイヤ送給速度 4~8 m/min の条件では, ピットやブローホールなどの溶接欠陥は確認されない.

上述の通り, ホットワイヤ・レーザ溶接では, レーザスポット径やレーザ出力を調整して適正なエネルギー密度にすることにより, ルート部への入熱および母材溶融量を必要最小限にすることができるため, ルート部重ね面からの亜鉛蒸発の発生量も非常に少なくなり, 鋼板間の初期間隙量 0 mm においても, ピットやブローホールがほとんど発生しなかったと考えられる. また, 亜鉛蒸気発生量が非常に少ないため, 溶融池への亜鉛めっき蒸気の侵入も非常に少なくなり, 溶融池が非常に安定的に形成され, ワイヤも安定的に送給されたため, 非常にきれいなビード外観となったと考えられる.

3-2-1-2 溶接速度 1.5 m/min におけるワイヤ送給速度の影響

3-2-1-2-1 溶接時の可視化画像

レーザスポット径 9 mm, 溶接速度 1.5 m/min, 鋼板間の初期間隙量 0 mm の条件下で, ワイヤ送給速度を 6~12 m/min と変化させた場合の可視化画像を Fig. 3-10 (a)に示す. どの条件においても, スパッタはほとんど発生せず, 熔融池は安定的に形成され, ワイヤも熔融池に安定的に送給されていることが観察された.

上述の溶接速度 1.0 m/min の場合と同様に, ホットワイヤ・レーザ溶接では, レーザスポット径やレーザ出力を調整して適正なエネルギー密度にすることにより, ルート部への入熱および母材熔融量を必要最小限にすることができるため, ルート部重ね面からの亜鉛蒸発の発生量も非常に少なくなり, 鋼板間の初期間隙量 0 mm においても, スパッタがほとんど発生しなかったと考えられる. また, 亜鉛蒸気発生量が非常に少ないため, 熔融池への亜鉛めっき蒸気の侵入も非常に少なくなり, 熔融池が非常に安定的に形成され, ワイヤも安定的に送給されたと考えられる.

3-2-1-2-2 溶接ビードの外観検査および X 線透過検査

レーザスポット径 9 mm, 溶接速度 1.5 m/min, 鋼板間の初期間隙量 0 mm の条件下で, ワイヤ送給速度を 6~12 m/min と変化させた場合のビード外観および X 線透過検査の結果を Fig. 3-10 (b)に示す. ビード外観写真からは, ワイヤ送給速度 12 m/min の場合, 溶接開始時にワイヤ送給が不安定になったため, 良好なビードが形成できていない部分もあるが, 他の部分では安定的に良好なビードが形成できている. ワイヤ送給速度 6 および 9 m/min の場合には, 安定的に良好な溶接ビードが形成できていることが確認できる. X 線透過観察では, どの条件においても, ピットやブローホールなどの溶接欠陥はほとんど確認されない.

以上の結果から, 溶接速度 1.5 m/min においても, ルート部への入熱および母材熔融量を必要最小限にすることができるため, ルート部重ね面からの亜鉛蒸発の発生量も非常に少なくなり, 鋼板間の初期間隙量 0 mm においても, ピットやブローホールがほとんど発生しなかったと考えられる. また, 亜鉛蒸気発生量が非常に少ないため, 熔融池への亜鉛めっき蒸気の侵入も非常に少なくなり, 熔融池が非常に安定的に形成され, ワイヤも安定的に送給されたため, 非常にきれいなビード外観となったと考えられる.

3-2-1-3 ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接の比較

3-2-1-3-1 溶接ビードの外観検査および X 線透過検査

MAG 溶接とホットワイヤ・レーザ溶接の代表的な 2 条件での、ビード外観および X 線透過写真を Fig. 3-11 に示す。ホットワイヤ・レーザ溶接では、溶接速度およびワイヤ送給比（ワイヤ送給速度 V_w / 溶接速度 V ）の異なる 2 条件のどちらにおいても、ビード全長にわたって外観上非常に滑らかなビードが安定して形成できていることがわかる。X 線透過写真から、溶接速度 1.0 m/min、ワイヤ送給比 10 の条件において、一部欠陥が観察されるが、それ以外では、ピットやブローホールなどの溶接欠陥は観察されない。

一方、MAG 溶接では、ホットワイヤ・レーザ溶接のビード外観に比べると、ビード全長にわたって表面および止端部に凸凹が観察される。MAG 溶接では、ホットワイヤ法と異なり、ワイヤ先端での溶滴移行現象やプラズマ気流によるアーク力の影響を伴って溶融池が形成される。また、入熱が大きいためルート部を過剰に溶融し、ルート部重ね面において亜鉛蒸気が大量に発生する。亜鉛蒸気の大部分は、鋼板間に設けた間隙から排出されるが、そこから排出されなかった亜鉛蒸気が溶融池に侵入する。これらの影響で、ホットワイヤ・レーザ溶接に比べて、MAG 溶接では溶融池は不安定なり、ビード表面および止端部に凸凹が生じると考えられる。X 線透過写真では、溶接部にピットやブローホールはほとんど観察されない。今回の検討では、MAG 溶接時には鋼板間に 0.3 mm の間隙を設けたため、ルート部への入熱によって発生した亜鉛めっき蒸気の大部分は、鋼板間の間隙から排出されるためと考えられる。しかし、鋼板間の間隙が 0 mm の場合では、発生した亜鉛めっき蒸気は鋼板間の間隙から排出されないため、溶融池に侵入してスパッタやピット・ブローホールを大量に発生することにより、ビード形状はより凸凹が激しくなり、ピットやブローホールなど溶接欠陥の発生も懸念される。

3-2-1-3-2 溶接ビードの断面マクロ・形状観察


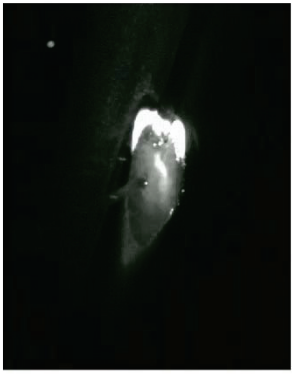
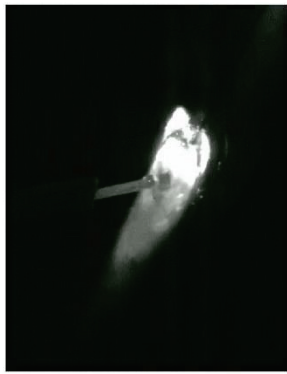

ホットワイヤ・レーザ溶接と MAG 溶接の断面写真を Fig. 3-12 に、のど厚および止端半径とワイヤ送給比（ワイヤ送給速度 V_w / 溶接速度 V ）との関係を Fig. 3-13 に示す。Fig. 3-12 中に示す値は、各断面写真から得られたのど厚および止端半径を示している。ホットワイヤ・レーザ溶接では送給比を任意に設定できるため、送給速度を変化させることにより、のど厚および止端形状を安定的に変化させることができている。Fig. 3-12 から明らかなように、溶接速度が遅く、ワイヤ送給比が小さい場合に若干大きくなっているものの、ホットワイヤ・レーザ溶接では下板の母材溶融量が非常に少なく、またルート部での母材の過剰な溶融が見られない。一方、MAG 溶接では、下板の母材溶融およびルート部での母材溶融が大

きく、ビード表面形状も凸凹としている。

のど厚は、溶接速度 1.0 m/min の場合、ワイヤ送給比 4 で 1.4 mm となり、ワイヤ送給速度を増加させてワイヤ送給比 10 とすると 2.4 mm まで増加する。溶接速度 1.5 m/min の場合も同様に、のど厚は、ワイヤ送給比 4 で 1.6 mm となり、ワイヤ送給速度を増加させてワイヤ送給比 8 とすると 2.3 mm まで増加する。Fig. 3-13(a) から明らかなように、のど厚は、溶接速度および溶接方法が変化しても、ワイヤ送給比が同じであればほぼ同じ値になることがわかる。さらに、のど厚は、ワイヤ送給比が増加するにつれてほぼ線形に増加している。

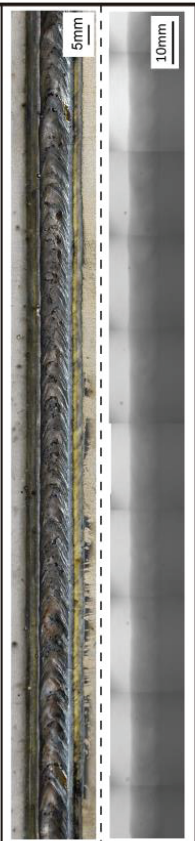
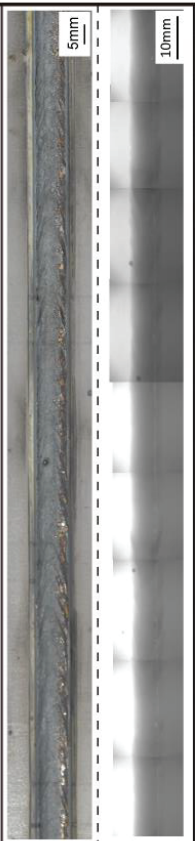
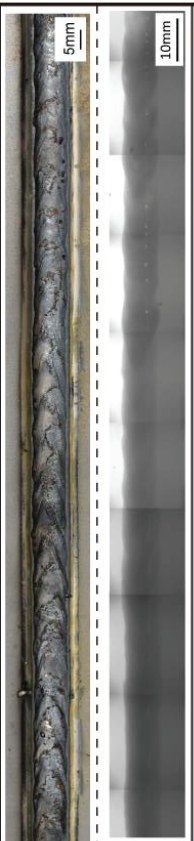

止端半径は、溶接速度 1.0 m/min の場合、ワイヤ送給比 10 で 0.3 mm となり、ワイヤ送給速度を減少させてワイヤ送給比 4 とすることにより 1.5 mm まで拡大している。溶接速度 1.5 m/min の場合も同様に、ワイヤ送給比 8 では 0.6 mm となり、ワイヤ送給速度を減少させて、ワイヤ送給比 4 とすると 1.7 mm まで拡大している。Fig. 3-13(b) から明らかなように、止端半径は、溶接速度および溶接方法が変化しても、ワイヤ送給比が同じであればほぼ同じ値になることがわかる。さらに、止端半径は、ワイヤ送給比が増加するにつれてほぼ線形に減少している。

以上の結果から、ホットワイヤ・レーザ溶接では、ワイヤ送給速度（ワイヤ送給比）を制御することにより、ビード形状（のど厚、止端半径など）の制御が可能であることが明らかになった。一方、ワイヤ送給比 8 の条件での MAG 溶接で得られたビード形状（のど厚、止端半径）は、同じワイヤ送給比でのホットワイヤ・レーザ溶接で得られたビード形状とほぼ同じである。しかしながら、MAG 溶接では、入熱量と独立してワイヤ送給速度を任意に変化させることができないため、ホットワイヤ・レーザ溶接と同じようにビード形状を変化させることは難しい。後述の溶接継手の静的引張強度にはのど厚が大きく影響し、疲労強度にはビード表面・端部の凸凹や止端半径が大きく影響すると考えられる。

Wire feeding speed, m/min			
4.0			
		6.0	8.0
			10.0
			

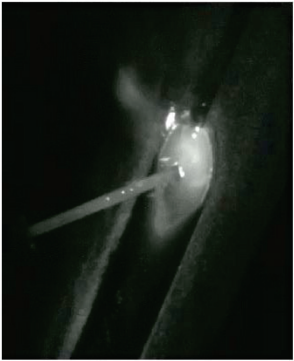

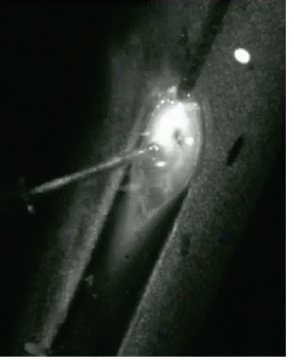
Laser power : 6 kW
 Laser spot diameter : 9 mm
 Laser irradiative position: 2 mm
 Welding speed : 1.0 m/min
 Sheet gap : 0 mm

(a) High-speed camera images.

Wire feeding speed, m/min	Bead surface and X-ray	
	4.0	
6.0		
8.0		
10.0		






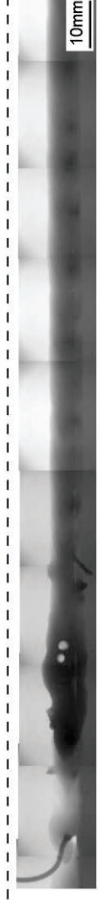
Laser power : 6 kW
 Laser spot diameter : 9mm
 Laser irradiative position: 2mm
 Welding speed : 1.0 m/min
 Sheet gap : 0 mm

(b) Bead surfaces and X-ray photos.
 Fig. 3-9 High-speed camera images, bead surfaces and X-ray photos.
 (Laser spot diameter : 9.0 mm, welding speed : 1 m/min, t=2 mm)

Wire feeding speed, m/min		
6.0	9.0	12.0
		

Laser power : 6 kW
Laser spot diameter : 9mm
Laser irradiative position:2mm
Welding speed : 1.5 m/min
Sheet gap : 0 mm

(a) High-speed camera images.

Wire feeding speed, m/min		Bead surface and X-ray	
		5mm	10mm
12.0	9.0		
			
			

Laser power : 6 kW
 Laser spot diameter : 9 mm
 Laser irradiative position: 2 mm
 Welding speed : 1.5 m/min
 Sheet gap : 0 mm

(b) Bead surfaces and X-ray photos.

Fig. 3-10 High-speed camera images, bead surfaces and X-ray photos.
 (Laser spot diameter : 9.0 mm, welding speed : 1.5 m/min, t=2 mm)















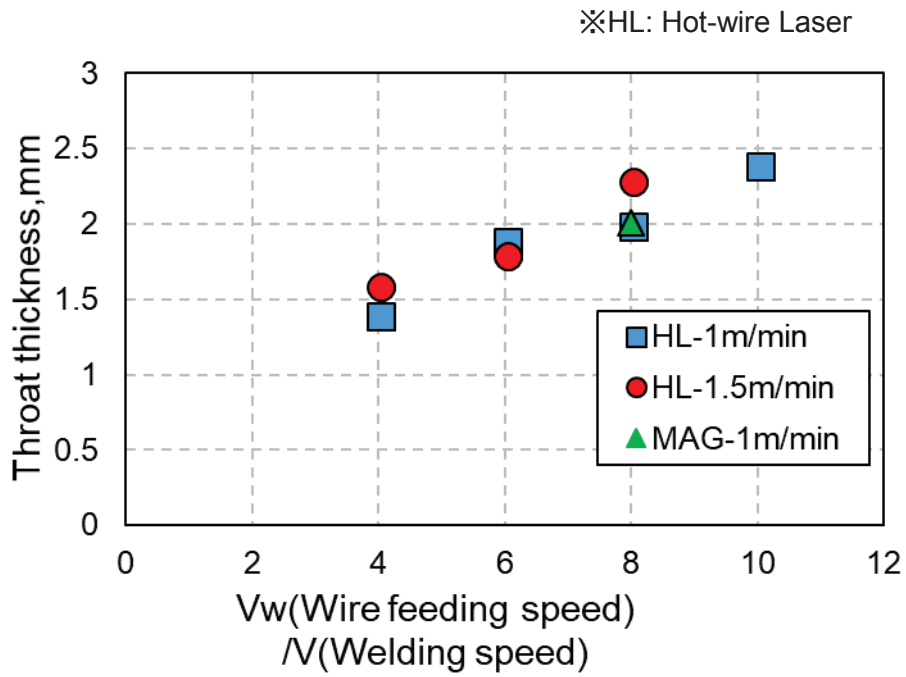
		Bead surface and X-ray	
Hot-wire Laser welding	V=1.0	 	
	V=1.5		 
MAG welding	V=1.0	 	

Fig. 3-11 Comparison of bead surfaces and X-ray photos of weld beads of Hot-wire Laser and MAG welding (t=2 mm).

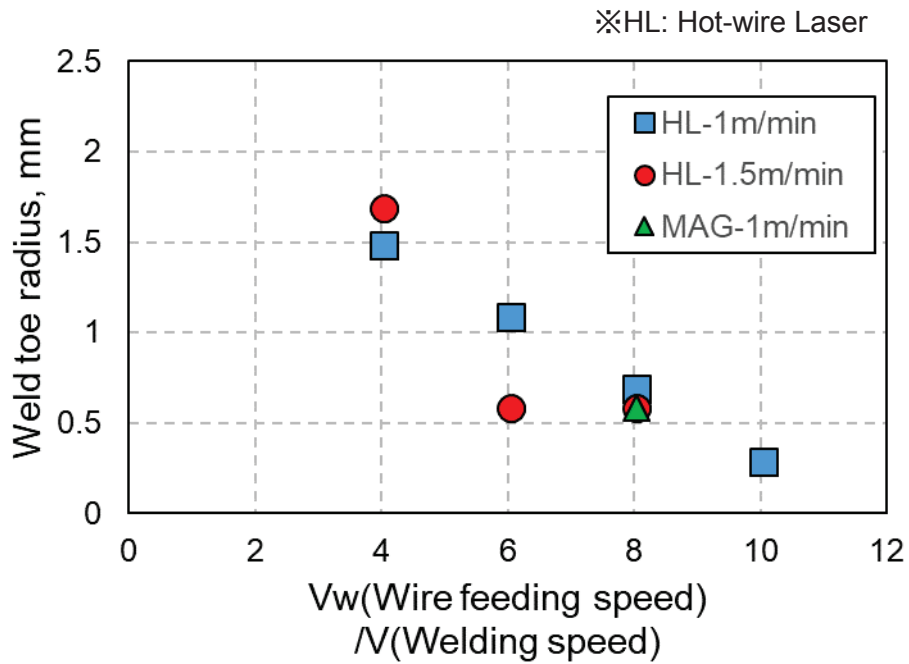
		Hot-Wire Laser Welding		MAG Welding	
		Welding speed, m/min (spot size, mm)		Welding speed, m/min	
$V_w(\text{Wire feeding speed}) / V(\text{Welding speed})$	4	1.0($\phi 9.0$)			1.0
		6			
	8				
	10				

Upper right: Weld toe radius, mm
Bottom left: Throat thickness, mm

Fig. 3-12 Comparison of cross sections of weld beads of Hot-wire Laser and MAG welding ($t=2$ mm).



(a) Throat thickness.



(b) Weld toe radius.

Fig. 3-13 Relationships between wire feeding ratio and throat thickness, weld toe radius of Hot-wire Laser and MAG welding ($t=2$ mm).

3-2-2 ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接における硬さ分布

ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接における溶接止端部付近の硬さ分布計測結果を、Fig. 3-14 に示す。MAG 溶接において、溶接速度 1 m/min の場合、溶接金属硬さは 350 HV 程度となっている。一方、HAZ 軟化部において、硬さは最も低いところで 200 HV 程度となり、軟化幅は 3~3.5 mm 程度となっている。ホットワイヤ・レーザ溶接では、溶接速度 1 m/min、送給比 10 の場合、溶接金属の硬さが 330 HV 程度となっている。一方、HAZ 軟化部では、最も低いところで 220 HV 程度となり、軟化幅は 1~1.5 mm 程度となっている。溶接速度 1.5 m/min、送給比 4 とした場合には、溶接金属の硬さは 350 HV 程度となっている。HAZ 軟化部では、最も低いところで 220 HV 程度となり、その幅は 0.5~1.0 mm 程度となっている。

ホットワイヤ・レーザ溶接と MAG 溶接の溶接速度 1 m/min の条件で比較すると、ホットワイヤ・レーザ溶接の方が、HAZ 軟化部の最低硬度は高く、軟化幅も狭くなることがわかった。ホットワイヤ・レーザ溶接は、MAG 溶接に比べて低入熱であることから、熱影響部において焼き戻し軟化が生じる範囲が狭くなり、軟化幅が狭くなったと考えられる。一方、MAG 溶接は、入熱が高いことから、熱影響部において焼き戻し軟化が生じる範囲が広くなり、軟化幅も広がったと考えられる。

更に、ホットワイヤ・レーザ溶接における溶接速度 1.0 および 1.5 m/min を比較すると、HAZ 軟化部の最低硬さは、溶接速度 1.0 および 1.5 m/min と同程度の硬さであるが、HAZ 軟化幅は、溶接速度 1.5 m/min のほうが狭くなっていることがわかる。ホットワイヤ・レーザ溶接において溶接速度を高速化することで、更に低入熱溶接となることから、熱影響部において焼き戻し軟化が生じる範囲が更に狭くなったため、軟化幅が狭くなったと考えられる。

以上の結果から、ホットワイヤ・レーザ溶接では、MAG 溶接に比べて低入熱溶接が可能であり、熱影響部での軟化を抑制し、軟化幅を狭くできることがわかった。さらに、ホットワイヤ・レーザ溶接では、MAG 溶接に比べて高速化も比較的容易に達成でき、さらなる HAZ 軟化の抑制が可能になることがわかった。HAZ 軟化は高張力鋼板溶接継手の静的引張強度を低下させる要因になるため、低入熱・高速溶接が可能なホットワイヤ・レーザ溶接を用いることで、高い静的引張強度を確保できる可能性が示唆された。

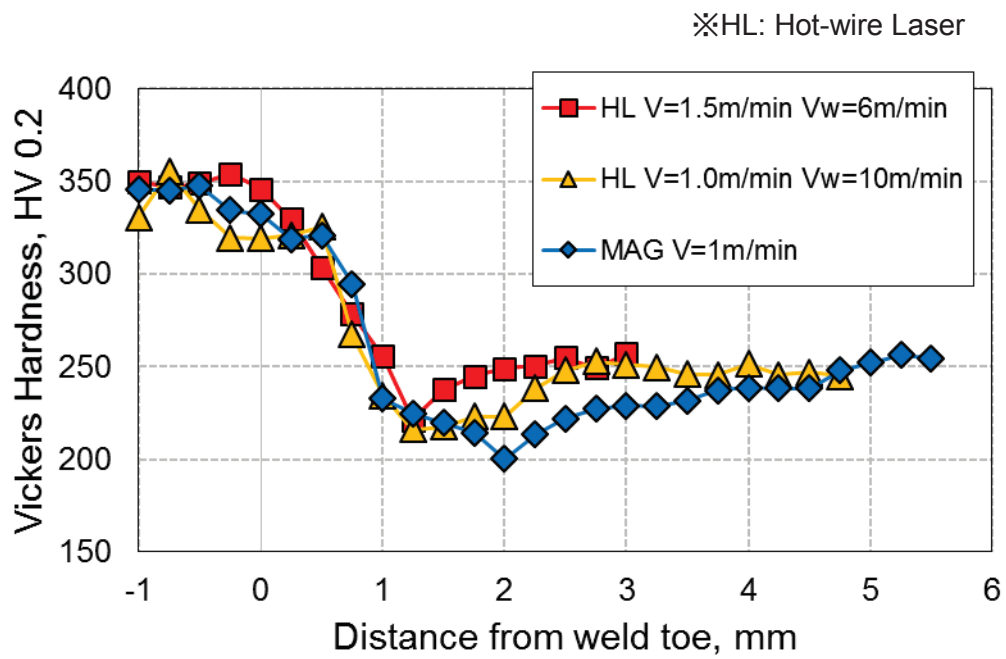


Fig. 3-14 Hardness test result of Hot-wire Laser (HL) and MAG welding.

第4章 ホットワイヤ・レーザ溶接継手の静的強度

4-1 板厚 1 mm における各溶接条件の引張せん断強度

4-1-1 溶接試験片の引張強度および試験片の破断形態

引張せん断試験後の試験片の破断形態を3種類に分類して、Fig. 4-1 に示す。Fig. 4-1 上段に示す試験片は母材破断しており、溶接部から少し離れた位置で破断した。Fig. 4-1 中段に示す試験片は溶接金属部中央付近で破断していた。破面にはピット・ブローホールが多数観察され、気孔欠陥による溶接金属部断面の減少によって当該部で破断したものと考えられる。Fig. 4-1 下段に示す試験片は溶接金属部上板側端部で破断していた。破面にはルート部に融合不良が観察され、当該部の断面減少によって破断したものと考えられる。

引張せん断試験から得られた引張せん断強度を、レーザスポット径と溶接速度との関係でまとめたものを Fig. 4-2 に示す。各プロット横の数値は、引張せん断強度 T.S. を示している。また、塗りつぶしのプロットは母材破断した試験片を、白抜きプロットは溶接金属部破断した試験片を示している。レーザスポット径 4 mm の場合、全ての溶接速度で溶接金属部破断し、母材破断する適正な継手を得ることはできなかった。レーザスポット径 4 mm の場合エネルギー密度が大きいため、エネルギー密度に対して溶接速度が比較的遅い 1.5 および 2.0 m/min の条件ではルート部重ね面への入熱が過剰となり、亜鉛めっきの蒸発によって発生するガス量が多くなってルート部にブローホールが多数発生し、Fig. 4-1 中段に示したように溶接金属部で破断したと考えられる。ルート部重ね面への入熱がより大きくなる溶接速度 1.5 m/min の条件では、溶接速度 2.0 m/min の条件に比べてブローホールの発生がより顕著であり、引張せん断強度は大きく低下した。エネルギー密度に対して溶接速度が比較的速い 2.5 m/min 条件では、Fig. 4-1 下段に示した破断形態となり、ルート部に融合不良が生じて溶接金属部で破断したと考えられる。このように、レーザスポット径 4 mm の場合、エネルギー密度が大きく、ルート部重ね面への入熱を抑制しつつルート部の融合不良を生じさせない適正な溶接速度を得ることが困難であった。

レーザスポット径 6 mm の場合、エネルギー密度に対して溶接速度が比較的速い 2.5 m/min 条件では、ルート部への入熱が大きく不足して、ルート部に明瞭な融合不良が発生し、Fig. 4-1 下段に示したように溶接金属部破断したと考えられる。同じ溶接速度を用いたレーザスポット径 4 mm の場合に比べてルート部への入熱はより低下するため、融合不良の大きさはより大きくなり、引張せん断強度も大きく低下する結果となった。溶接速度 1.5 および 2.0 m/min の条件では、ルート部重ね面への過剰な入熱が抑制されて亜鉛めっきの蒸発によって発生するガス量が少なくなり、ルート部でのブローホール発生も抑制されて、Fig. 4-1 上段に示したように母材破断したと考えられる。

レーザースポット径 8 mm の場合、エネルギー密度に対して溶接速度が比較的速い 1.5 m/min の条件では、融合不良が顕著に発生し、Fig. 4-1 下段に示したように溶接金属部で破断した。レーザースポット径 6 mm の場合には同じ溶接速度 1.5 m/min の条件で融合不良のない適正な継手が得られていることから、当該溶接速度に対してレーザースポット径 8 mm の場合エネルギー密度が不足していたと考えられる。溶接速度 1.0 m/min の条件では、ルート部重ね面への過剰な入熱が抑制されて亜鉛めっきの蒸発によって発生するガス量が少なくなり、ルート部でのブローホール発生も抑制されて、Fig. 4-1 上段に示したように母材破断したと考えられる。

4-1-2 溶接条件と引張強度の関係

Fig. 4-3 に、亜鉛めっき鋼板重ねすみ肉継手へのホットワイヤ・レーザー溶接法適用時の、レーザースポット内のエネルギー密度とビード形成現象との関係を模式的に示す。レーザースポット径が小さくエネルギー密度が大きすぎる場合、Fig. 3-7 左側に示すように、ルート部重ね面への入熱が過剰になって亜鉛めっきの蒸発により発生するガス量が多くなり、ピット・ブローホールおよびスパッタが発生しやすくなる。溶接速度を上昇させてルート部重ね面への入熱を抑制しようとした場合、エネルギー密度が大きいためルート部での溶け込みの変化が大きく融合不良を生じやすくなる。

レーザースポット径が大きくエネルギー密度が小さすぎる場合、Fig. 3-7 右側に示すように、ルート部への入熱が不足してしまい融合不良を生じやすくなる。エネルギー密度が小さいため溶接速度を低下させてルート部での溶け込みを確保することは可能であるが、施工能率の低下や継手の変形増大が懸念される。

適正な大きさのレーザースポット径を用いてエネルギー密度を適正に設定することで、Fig. 3-7 中央に示すように、ルート部重ね面への入熱を抑制して亜鉛めっきの蒸発により発生するガス量を抑え、ピット・ブローホールおよびスパッタが発生を防止することができる。さらに、溶接速度によるルート部での溶け込み制御が比較的容易であり、比較的広い適正溶接速度範囲を得ることができる。

以上の結果から得られた適性施工条件範囲を、Fig. 4-3 に示す。破線で囲まれた領域が母材破断する良好な継手が得られる適正施工条件範囲である。この適性施工条件範囲よりも右上の条件、すなわちエネルギー密度が小さすぎるあるいは溶接速度が速すぎる場合には、ルート部への入熱が不足して融合不良が発生し、溶接金属部破断となってしまう良好な継手強度を得ることができない。一方、適正施工条件範囲よりも左下の条件、すなわちエネルギー密度が大きすぎるあるいは溶接速度が遅すぎる場合には、ルート部重ね面への入熱が

過剰になってピット・ブローホールが発生してしまい、良好な継手強度を得ることができない。これは、前述の Fig. 3-6 に示す溶接接手の欠陥発生の観点からまとめたレーザースポット径、溶接速度が溶接ビードへ及ぼす影響と同じ結果となることが明らかとなった。このことからホットワイヤ・レーザー溶接では、適正なエネルギー密度により溶接を行うと、溶接欠陥が発生せず、高い継手強度が確保できることがわかった。

レーザー出力 3 kW で検討した本実験では、レーザースポット径 4 mm の場合、良好な継手強度が得られる溶接速度を設定することができなかった。レーザースポット径が小さくエネルギー密度が大きすぎると、適正な継手が得られる溶接速度範囲が非常に狭くなることが明らかになった。レーザースポット径 8 mm の場合、溶接速度 1.0 m/min において母材破断する適正な継手を得ることができた。しかしながら、レーザースポット径が大きくエネルギー密度が小さすぎると、適正な継手を得ることができる溶接速度の上限が大きく低下してしまうことが明らかになった。レーザースポット径 6 mm の場合、溶接速度 1.5 および 2.0 m/min において良好な継手を得ることができた。レーザースポット径 4 mm および 8 mm に比べて適性施工条件範囲が広く、レーザー出力 3 kW で検討した本実験では、レーザースポット径 6 mm が適正なエネルギー密度となる条件であると考えられる。

以上の結果から、ホットワイヤ・レーザー溶接法を用いた間隙 0 mm の亜鉛めっき鋼板重ねすみ肉継手の溶接において、レーザー出力に応じた適正なエネルギー密度が得られるレーザースポット径および溶接速度を設定し、当該レーザースポット径に応じた適正な量のワイヤを送給することで、ピット・ブローホールおよびスパッタの発生を抑え、母材破断となる高強度な継手を得られることが明らかになった。

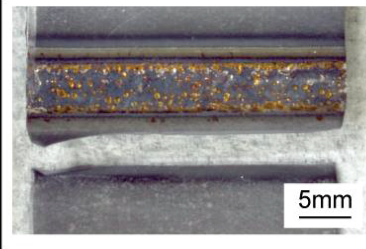
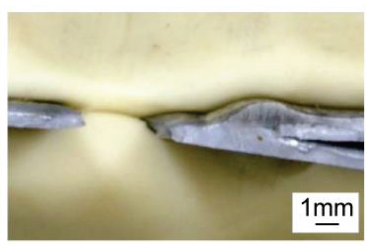

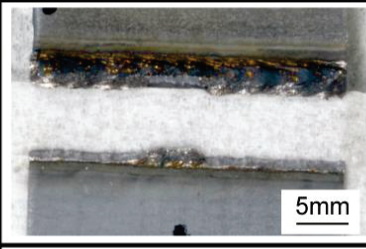

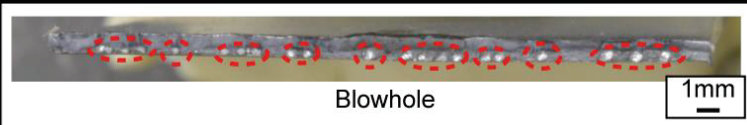
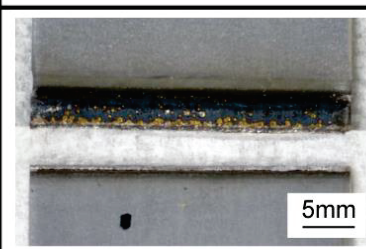
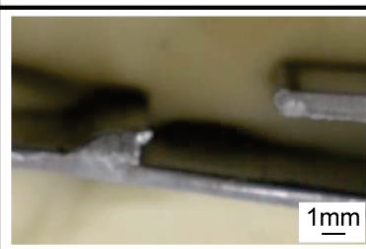
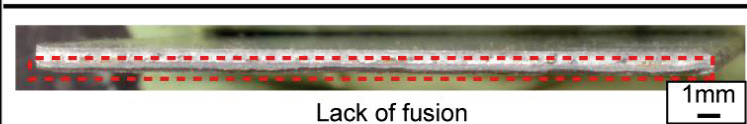
		Appearances	
		Top	Side
Base metal fracture			
		Front	
			
Weld fracture (Blowhole)			
		Front	
			
Weld fracture (Lack of fusion)			
		Front	
			

Fig. 4-1 Fracture modes in tensile shear test ($t=1$ mm).

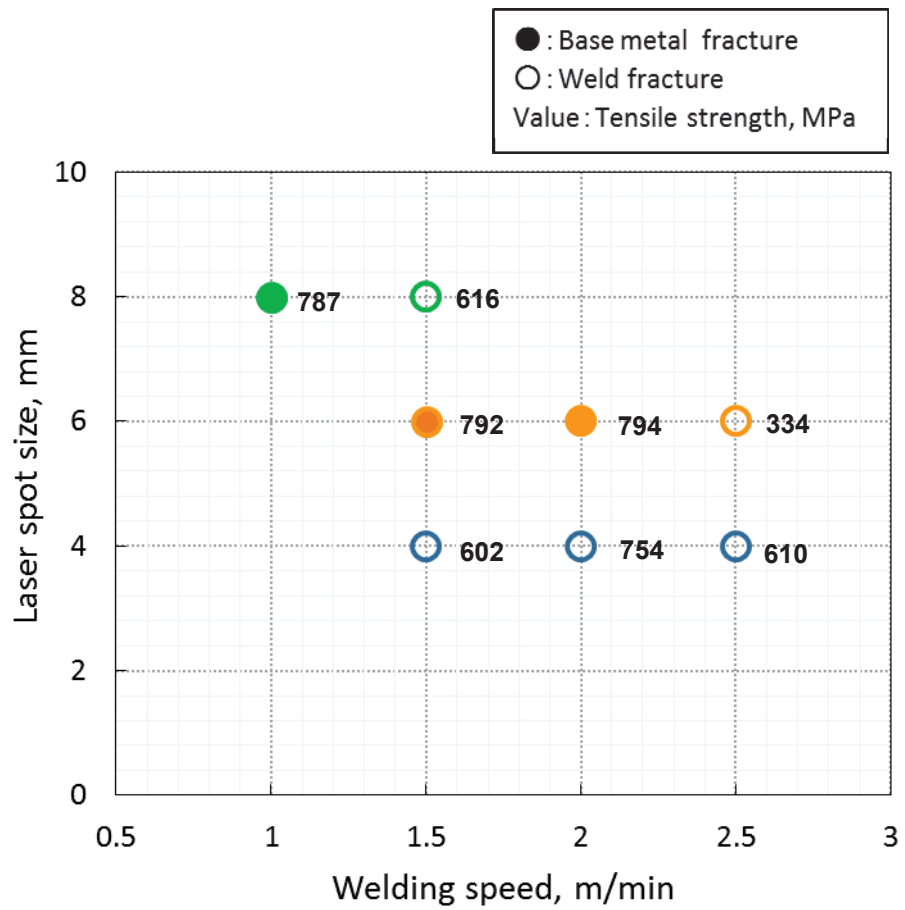


Fig. 4-2 Relationship between tensile shear test results and welding conditions (t=1mm).

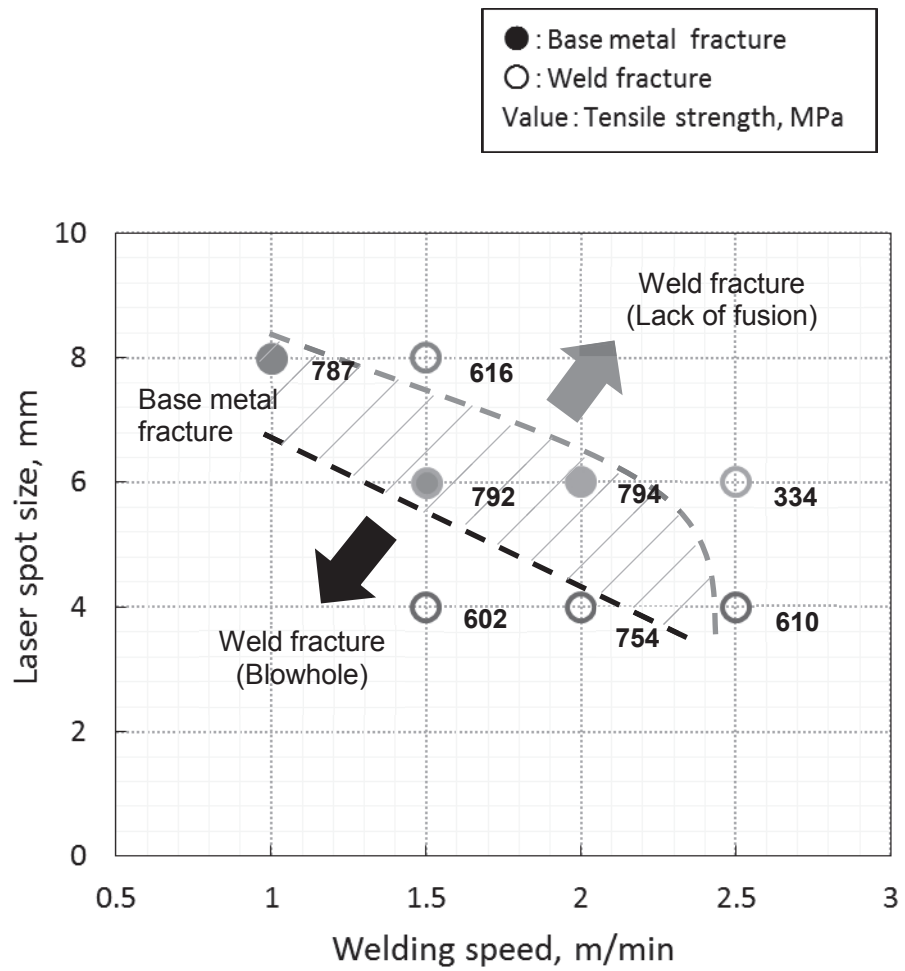


Fig. 4-3 Appropriate range of construction according to welding conditions (t=1 mm).

4-2 板厚 2 mm における各溶接条件の引張せん断強度

4-2-1 ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接における溶接条件と引張強度の関係

ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接における引張せん断試験の結果を、Fig. 4-4 に示す。引張せん断試験は各条件において 2 本ずつ実施した。Fig. 4-4 中の横軸はワイヤ送給比（ワイヤ供給速度／溶接速度），縦軸は破断強度を示しており，2 本の試験片とも母材破断した場合は○印，1 本だけ母材破断したものを△印，2 本とも母材破断しなかったものを×で表している。なお，Fig. 4-4 中の数値は，各条件での引張せん断強度を示す。代表的な試験片の破断箇所近傍の写真を Fig. 4-5 に示す。

ホットワイヤ・レーザ溶接での溶接速度 1 m/min の場合，ワイヤ送給比 4，8，10 の条件では，2 本の試験片とも母材破断しており，十分な継手強度を有していることが確認できた。ワイヤ送給比 6 の条件では 1 本の試験片が母材破断せず溶接部破断したが，母材破断した場合と同程度の継手強度が得られた。以上の引張せん断試験結果から，溶接速度 1 m/min の条件下では，ワイヤ送給比 4～10 の範囲において，ピット・ブローホールおよび融合不良などの溶接欠陥がない良好なビードを形成できることがわかった。当該条件で作製した継手では，十分なのど厚が確保できており，低入熱溶接であることから HAZ 軟化幅が狭くなり，母材破断となる十分な強度が得られることがわかった。

溶接速度 1.5 m/min の場合，ワイヤ送給比 4 の条件では，2 本の試験片とも母材破断する十分な継手強度を有していることが確認できた。得られた引張せん断強度は，溶接速度 1 m/min の場合と比較して，若干高くなっていることが分かる。先に述べたように，溶接速度の上昇によって HAZ 軟化幅が狭くなり，硬さの高い溶接金属部と母材部に挟まれるために，塑性拘束効果が大きくなって引張せん断強度が若干高くなったと考えられる。一方，ワイヤ送給比 6 および 8 の条件では，溶接部で破断し，継手強度も大きく低下していることがわかる。溶接速度の速い条件下でワイヤ送給比を大きくしたために，ルート部への入熱が不足してルート部に融合不良が生じたためと考えられる。

MAG 溶接での溶接速度 1 m/min の場合，2 本の試験片とも母材破断した。MAG 溶接時には鋼板間に 0.3 mm の間隙を設けることによって，ピット・ブローホールなどの溶接欠陥を抑制し，のど厚を十分に確保することができたため，母材破断する高い引張せん断強度を確保することができたと推測する。しかし，ホットワイヤ・レーザ溶接の場合の結果と比較すると，引張強度が若干低下することが確認できる。先に述べたように，MAG 溶接の場合，ホットワイヤ・レーザ溶接の場合に比べて HAZ 軟化部での硬さの低下度合いが大きく，軟化幅も広くなる。従って，上述の塑性拘束効果は小さくなり，HAZ 軟化部の硬さが引張せ

ん断強度に影響し、引張せん断強度が低下したと推測する。

以上の結果から、ホットワイヤ・レーザ溶接では、溶接速度とワイヤ送給速度などの溶接条件が適切であれば、板厚 2 mm の鋼板を用いた重ねすみ肉継手に対しても、ピット・ブローホールや融合不良などの溶接欠陥がない良好なビードの形成が可能である。ホットワイヤ送給によって十分など厚を確保でき、さらに低入熱溶接であることから、HAZ 軟化部での軟化度合いが抑制され軟化幅が大幅に狭くなり、母材強度に近い引張せん断強度が得られることがわかった。

4-2-2 ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接における引張強度とストロークの関係

ホットワイヤ・レーザ溶接試験片と MAG 溶接試験片の引張せん断試験における、応力～変位線図を Fig. 4-6 に示す。参考のため、母材 (780 MPa 級高張力鋼板、板厚 2 mm) の引張試験結果も併せて示す。ホットワイヤ・レーザ溶接試験片と MAG 溶接試験片とを比較すると、ホットワイヤ・レーザ溶接試験片では、母材引張強度の 90 % 程度の継手強度が得られており、伸び (破断変位) も母材の 70 % 程度となっていることが分かる。一方、MAG 溶接試験片では、引張強度が若干低下している。伸び (破断変位) は大幅に減少しており、母材の 50 % 程度になっていることが分かる。

前項で述べた通り、ホットワイヤ・レーザ溶接は、低入熱で、溶接金属部と母材とで挟まれた軟化幅を狭くすることができるため、塑性拘束効果が顕著になる。その結果、軟化部の伸びは抑えられて母材部の伸びが増加するため、破断するまでの伸びをある程度確保できると推測する。一方、MAG 溶接は入熱が大きいため、軟化幅が広くなり、上述の塑性拘束効果は小さくなる。その結果、軟化部での変形が拘束されず、軟化部に変形が局在化するために、伸びが大幅に低下したものと推測する。

以上の結果から、ホットワイヤ・レーザ溶接法は、従来の MAG 溶接で課題となっている入熱過多による HAZ 軟化の抑制に効果があることが明らかになった。鋼板間の間隙が 0 mm の場合でも、溶接速度とワイヤ送給速度などの溶接条件を適切に設定することにより、溶接欠陥を発生させずに、十分など厚の確保と HAZ 軟化の抑制が可能となり、高い強度と伸びを有する接手の作製が可能であることが明らかになった。

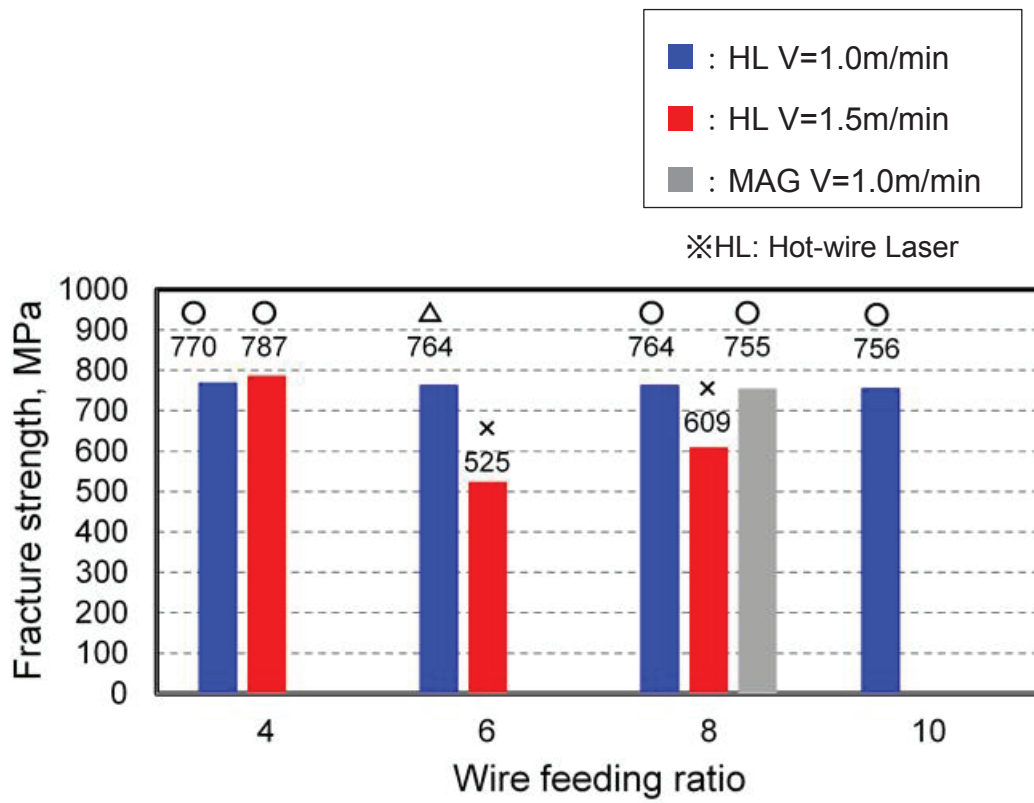


Fig. 4-4 Comparison of Hot-wire Laser and MAG welded joint by tensile shear test result ($t=2$ mm).









Tensile shear test fracture surface	Top	Hot-wire Laser Welding			MAG Welding	
		V=1.5m/min Vw/V=4	V=1.0m/min Vw/V=4	V=1.0m/min Vw/V=10	V=1.0m/min Vw/V=8	
Side	Top					
	Side					

Fig. 4-5 Fracture surfaces after tensile shear test of Hot-wire Laser (HL) and MAG welded joints (t=2 mm).

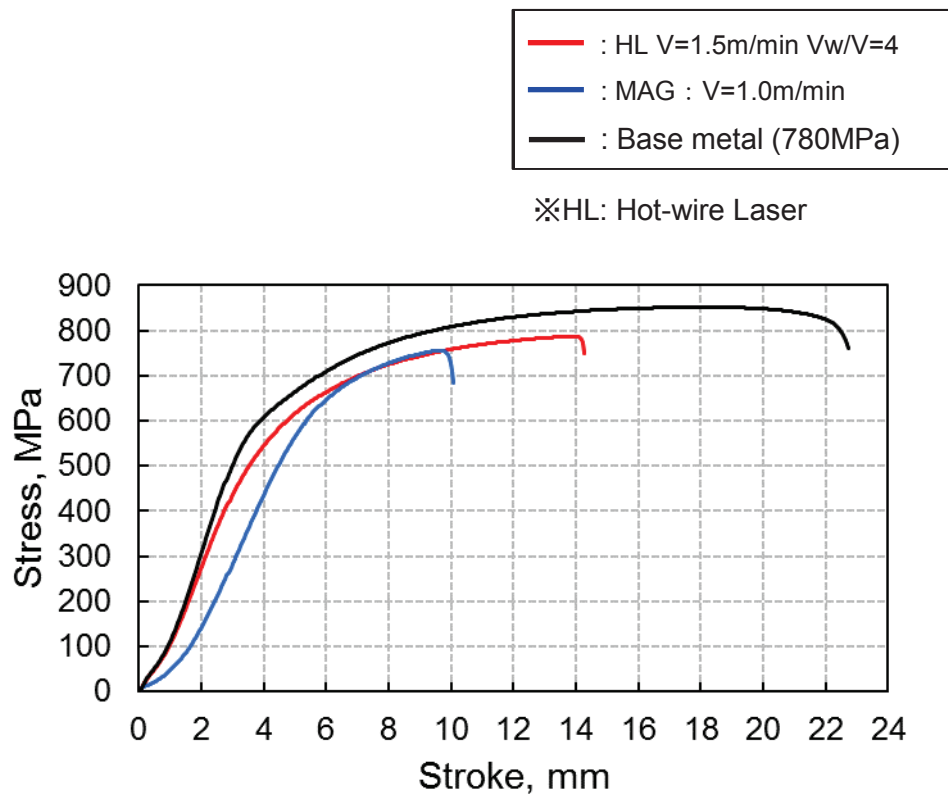


Fig. 4-6 Relationship between stress and stroke during tensile shear test of Hot-wire Laser (HL) and MAG welded joints (t=2 mm).

第5章 ホットワイヤ・レーザ溶接継手の疲労強度

5-1 ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接のビード形状と止端半径

ホットワイヤ・レーザ溶接と MAG 溶接の代表的な条件で作製したビードの、外観写真および止端部形状計測結果を Fig. 5-1 に示す。また、ホットワイヤ・レーザ溶接と MAG 溶接の代表的な条件で作製したビードの止端部極近傍の高倍率3次元形状計測結果を Fig. 5-2 に示す。ビード止端部形状の計測結果から、ホットワイヤ・レーザ溶接の場合、止端半径が大きく、ビード形状が非常に滑らかなであることがわかる。特に、止端部近傍にアンダーカットやオーバーラップ、ビードの凸凹などが全く発生していないことがわかる。ビード外観写真から、この滑らかなビードは、溶接ビード全長に渡って形成されており、局所的な凸凹のない止端半径の大きなビードが安定して形成できることが明らかになった。ホットワイヤ・レーザ溶接では、アーク溶接とは異なり、溶滴移行現象やプラズマ気流によるアーク力なども発生しないため、非常に安定した熔融池が形成され、凸凹のほとんどない非常に滑らかなビードが形成できたものと考えられる。また、一般的なレーザ溶接で生じるキーホールも形成せず、比較的大きなレーザスポット径を用いて、熔融池表面で反射するレーザ光によって母材熔融を実現している⁵⁰⁾ため、熔融池端部の止端部が形成される領域での熔融現象は特に安定しており、アンダーカットなどの欠陥のない滑らかな止端部が形成されたと考えられる。

ビード止端部形状の計測結果から、MAG 溶接の場合、ホットワイヤ・レーザ溶接に比べて止端半径は小さく、ビードが凸凹としていることがわかる。特に止端部極近傍では、局所的に凸凹としており、一部アンダーカットなどの微小な欠陥が発生していることがわかった。ビード外観写真から、溶接ビード長全体にわたって、ビード表面および止端部にミクロな凸凹が形成されていることがわかる。上述のように、MAG 溶接では、溶滴移行現象やプラズマ気流によるアーク力なども発生するため熔融池は常に揺動しており、ホットワイヤ・レーザ溶接に比べて不安定な溶接現象になる。また、アークによる入熱量とワイヤ供給量とを独立して制御できないため、入熱が過剰になり、母材熔融量・アーク力が増加して、ミクロなアンダーカットなど、止端部近傍に小さな凸凹が生じるものと考えられる。このようなミクロな凸凹は局所的に非常に大きな応力集中源になると考えられるものの、マクロ断面から得られる止端半径によって算出される応力集中係数には反映されない。Fig. 5-1 に示した MAG 溶接での止端半径は 0.6 mm であるが、止端部に存在するアンダーカットなどの凸凹はこの止端半径には反映されていない。

ホットワイヤ・レーザ溶接において、溶接速度およびワイヤ送給比を変化させた場合の結果を見ると、どちらの条件でも非常に滑らかで安定したビードが全長に渡って形成されて

いる。また、ワイヤ送給比を変化させた場合にも、止端部はマイクロな凸凹もない非常に滑らかな形状となっている。前章でも述べたように、ホットワイヤ・レーザ溶接では、ワイヤ送給比を変化させることで、止端半径を狙い通りに変化させることが可能となる。Fig. 5-1 に示した条件では、溶接速度 1.5 m/min、ワイヤ送給比 4 の場合に止端半径は 1.7 mm に、溶接速度 1.0 m/min、ワイヤ送給比 10 の場合には止端半径は 0.3 mm と、非常に大きく変化させることができている。

以上の結果から、MAG 溶接では、マクロ断面観察では把握できない微小な凸凹が多く生じていることがわかった。特に止端部極近傍には、微小なアンダーカットを含むマイクロな凸凹が多く発生しており、局所的な高い応力集中源になることが予想される。しかしながら、この微小な凸凹は、マクロ断面から得られる止端半径には考慮されないため、当該部での応力集中などを算出する場合には、注意する必要があることがわかった。一方、ホットワイヤ・レーザ溶接では、MAG 溶接によるビードで観察された微小な凸凹はほとんど発生せず、非常に滑らかな形状のビードが安定して形成できることが明らかになった。特に、局所的な高い応力集中源となりうる止端部極近傍におけるアンダーカットなどのマイクロな凸凹も生じないことがわかった。さらに、ワイヤ送給比を変化させることで積極的にビード形状を制御することができ、特に止端半径を大きく変化させることができることが明らかになった。

5-2 ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接での疲労強度の把握

5-2-1 ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接の疲労強度の S-N 線図の把握

ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接の疲労試験結果を Fig. 5-3 に示す。先に Fig. 5-1 に示した 3 条件での疲労試験結果を示している。Fig. 5-3 に示した疲労試験結果を見ると、ホットワイヤ・レーザ溶接の 2 条件とも、MAG 溶接の場合に比べて疲労強度が大きく向上している。

ホットワイヤ・レーザ溶接での溶接速度 1 m/min、送給比 10 の場合の結果と、MAG 溶接での結果とを比べると、ホットワイヤ・レーザ溶接でのビード止端半径は 0.3 mm であり、MAG 溶接でのビード止端半径は 0.6 mm である。一般的に、止端半径が小さいと応力集中係数が高くなり、疲労亀裂が発生しやすくなって疲労強度が低下する。しかしながら、Fig. 5-3 を見ると、止端半径の小さなホットワイヤ・レーザ溶接での疲労強度の方が、止端半径の大きな MAG 溶接での疲労強度に比べて向上している。前項で述べたように、MAG 溶接により作製したビードには、マクロ断面から得られる止端半径には現れない、微小な凸凹が多数発生している。特に、疲労亀裂の発生箇所となるビード止端部極近傍において、アンダーカットを含むマイクロな凸凹が存在しており、局所的な高い応力集中源になると考えられ

る。この局所的な高い応力集中箇所から早期に亀裂が発生し、疲労強度を大きく低下させたものと考えられる。一方、ホットワイヤ・レーザ溶接で作製したビードには、MAG 溶接で見られた微小な凸凹は発生しておらず、特に、止端部においてもミクロな凸凹のない非常に滑らかな形状が実現できていた。この結果、MAG 溶接に比べて止端半径は小さかったものの、局所的な大きな応力集中源は存在しなかったため疲労亀裂の発生寿命が長くなり、疲労強度が向上したのと考えられる。

ホットワイヤ・レーザ溶接での溶接速度 1.5 m/min, 送給比 4 の場合の結果を見ると、上述の溶接速度 1 m/min, 送給比 10 の場合に比べて、疲労強度がより向上している。ホットワイヤ・レーザ溶接の場合、ワイヤ送給比を変化させても、微小な凸凹のない非常に滑らかな止端形状を実現できるため、マクロ断面から得られる止端半径から算出される応力集中が疲労強度に大きく影響を及ぼすようになると考えられる。溶接速度 1.5 m/min, 送給比 4 の場合のビード止端半径は 1.7 mm であり、溶接速度 1 m/min, 送給比 10 の場合の 0.3 mm に比べて非常に大きくなっており、応力集中が大幅に緩和され、疲労強度が大きく向上したと考えられる。

5-2-2 ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接疲労試験片の破面観察

ホットワイヤ・レーザ溶接と MAG 溶接で作製した試験片の疲労試験後の、外観写真および破面を Fig. 5-4 に示す。MAG 溶接で作製した試験片の破面を見ると、数カ所で大きな段差が生じており、疲労亀裂が複数箇所から発生・進展して、最終的にそれらが合体して破断に至ったことがわかる。先に述べたように、MAG 溶接で作製したビードの止端部には、微小な凸凹が多数存在しており、複数箇所が高い応力集中が発生すると考えられる。この高い応力集中箇所が亀裂の発生サイトとなるため、MAG 溶接試験片では複数箇所から亀裂が発生・進展し、Fig. 5-4 に示すような破面が得られたと考えられる。

一方、ホットワイヤ・レーザ溶接で作製した試験片の破面を見ると、MAG 溶接での破面に見られた凸凹は観察されず、非常に平滑な破面となっている。また、試験片幅方向（ビード長さ方向）全体にわたって明瞭な疲労破壊の起点が確認できず、一様に発生・進展しているように観察される。前項で述べたように、ホットワイヤ・レーザ溶接を用いると、微小な凸凹のない非常に滑らかな止端形状を形成することができる。そのため、MAG 溶接の場合に生じた局所的な応力集中は生じず、試験片幅方向（ビード長さ方向）全体に、ほぼ均一な応力が発生したものと考えられる。その結果、試験片幅方向の広い範囲で均一に亀裂が発生・進展し、平滑な破面を形成しながら破断に至ったものと考えられる。

5-2-3 ビーチマーク試験結果

ホットワイヤ・レーザ溶接および MAG 溶接試験片の、ビーチマーク試験後の破面およびビーチマークをトレースした図面を Fig. 5-5 に示す。ホットワイヤ・レーザ溶接では、応力範囲 220 MPa および 61 MPa, MAG 溶接試験片では応力範囲 140 MPa および 38 MPa で試験を行った。

ホットワイヤ・レーザ溶接では、前項で述べた場合と同様に、凸凹のない平滑破面となっている。最も小さなビーチマークは試験片幅方向中央からすこし右にずれた部分に確認でき、当該箇所試験片表面が亀裂の起点となったと考えられる。亀裂の起点になったと考えられる範囲は比較的広いように観察され、初期には幅広く浅い亀裂が発生・進展したと考えられる。

一方、MAG 溶接では、前項で述べた場合と同様に、凸凹が多く存在する破面となっている。ビーチマークの観察から、疲労亀裂の起点が複数箇所あることが確認できる。中央部のビーチマークが一番進展しており、当該部の鋼板表面が主亀裂の起点になったと考えられる。当該 MAG 溶接試験片の疲労試験前の亀裂の起点となった中央箇所の止端部形状計測結果を Fig. 5-6 に示す。Fig. 5-6 から明らかなように、止端部極近傍に深さ 0.1 mm の程度アンダーカットが確認できる。疲労試験時には、当該箇所に高い応力集中が発生して亀裂が早期に発生したと考えられる。また、他の箇所にも止端部極近傍に同様な応力集中源となる凸凹が存在し、疲労亀裂が複数箇所から発生したと考えられる。

このように、ビーチマーク試験からも MAG 溶接で作製した継手では、止端部に多数存在する微小な凸凹が局所的な大きな応力集中源となり、当該各所から早期に複数の亀裂が発生・進展することが明らかになった。一方、ホットワイヤ・レーザ溶接法では、MAG 溶接と異なり、局所的に大きな応力集中源となる微小な凸凹は存在せず、滑らかでビード方向に均一で安定した形状を有する止端部からの疲労亀裂発生になることが明らかになった。

5-3 溶接法および溶接条件が疲労強度に及ぼす影響（まとめ）

以上の結果から、ホットワイヤ・レーザ溶接では、ビード全長にわたって局所的な凸凹がない止端半径の大きなビードが安定して形成できていることが明らかになった。また、溶接速度、ワイヤ送給比を変化させることにより、止端半径を自在に変化させることが可能であることやビード形状は、ビード全長に渡って、止端部はマイクロな凸凹もない非常に滑らかな形状となることが明らかになった。ホットワイヤ・レーザ溶接では、MAG 溶接に比べて、疲労強度が大幅に向上することが明らかになった。疲労試験後の破面観察やビーチマーク試験の結果から、止端半径が大きく、ビード全長に渡って凸凹のない滑らかなビードが形成

できることにより、滑らかなビード方向に均一で安定した形状を有する止端部から疲労亀裂が発生したためであることが明らかになった。また、ホットワイヤ・レーザ溶接の条件では、止端半径が大きくできるワイヤ送給比が小さい条件において、疲労強度が大幅に向上することが明らかになった。ホットワイヤ・レーザ溶接は、溶接止端部に局所的な凸凹がない滑らかなビードのため、止端部の応力集中は、止端半径の値に依存する。そのため、止端半径が大きい場合は、応力集中が大幅に緩和されたため疲労強度が大幅に向上したと推測する。

一方、MAG 溶接の場合、ホットワイヤ・レーザ溶接に比べて止端半径は小さく、ビードが凸凹としており、溶接ビード長全体にわたって、ビード表面および止端部にミクロな凸凹が形成されていることが明らかになった。また、MAG 溶接は、ホットワイヤ・レーザ溶接と比べて、疲労強度は、大幅に低下することが明らかになった。更に、疲労試験後の破面観察やビーチマーク試験の結果から、止端部におけるミクロな凸凹により局所的な高い応力集中が発生して、早期に亀裂が発生することにより、疲労強度が低下したことが明らかになった。

以上の結果から、ホットワイヤ・レーザ溶接では、ビード全長にわたって局所的な凸凹がない止端半径の大きなビードが安定して形成できたことにより、MAG 溶接と比較して大幅に疲労強度向上することが明らかになった。これらの結果から、母材強度が向上しても疲労強度が向上しないという高張力鋼板の溶接での課題については、局所的な凸凹による高い応力集中が1つの原因と推測する。このため、ビード全長にわたって局所的な凸凹がない止端半径の大きなビードが安定して形成できるホットワイヤ・レーザ溶接を高張力鋼板の溶接に適用することにより、疲労強度が大幅に向上するものと推測する。

5-4 高張力鋼板、超高張力鋼板の溶接部における疲労強度向上へのフローチャート導出

以上の結果から、高張力鋼板、超高張力鋼板の溶接における疲労強度向上についてまとめたフローチャートを Fig. 5-7 に示す。一般的に高張力鋼板・超高張力鋼板の疲労強度については、母材強度が向上しても溶接部における疲労強度はあまり向上しないといわれている。高張力鋼板・超高張力鋼板の疲労強度が向上しない理由として、溶接部止端部に発生する小さな凸凹が原因と考えられる。アーク溶接で作製した溶接試験片では、止端部に小さな凸凹が発生することがわかった。疲労試験では、溶接止端部の小さな凸凹に高い応力集中が発生して、その箇所から疲労亀裂が発生することにより、疲労強度が向上しないことが明らかになった。高張力鋼板・超高張力鋼板の溶接部での疲労強度を向上させるためには、アーク溶接で作製した試験片で発生する溶接止端部における小さな凸凹をなくすることが重要であることが明らかになった。本研究では、ホットワイヤ・レーザ溶接法により適正溶接条件

により溶接ビードを作成することで、溶接ビード全長に渡って、小さな凸凹をなくなり、滑らかに均一なビードが形成できることが明らかとなった。小さな凸凹をなくすことにより MAG 溶接 溶接速度 1 m/min ではマクロ的な止端半径 0.6 mm に対して、ホットワイヤ・レーザ溶接 溶接速度 1.0 m/min ワイヤ送給比 10 では止端半径 0.3 mm と止端半径の値は小さいにもかかわらず、ホットワイヤ・レーザ溶接の方が、疲労強度が向上した。また、疲労試験後の破面においても、MAG 溶接では、非常に複数の亀裂発生個所が観察される。これは、溶接止端部の小さな凸凹から疲労亀裂が発生していることがわかった。一方、ホットワイヤ・レーザ溶接では、非常に平滑な破面となっており、溶接止端部において小さな凸凹がなかったため、滑らかな止端部から破断したことがわかった。このことから、溶接止端部の小さな凸凹が、疲労強度に大きな影響を及ぼしていることがわかり、疲労強度を向上させるには、まず、溶接止端部の小さな凸凹をなくすことが重要であることが明らかになった。さらに疲労強度向上させるには、小さな凸凹をなくしたうえで止端半径を大きくすることによる止端部での応力緩和させることが重要である。本研究の結果からも、ホットワイヤ・レーザ溶接において、溶接速度 1 m/min ワイヤ送給比 10 では、止端半径 0.3 mm に対して、溶接速度 1.5 m/min ワイヤ送給比 4 では 止端半径 1.7 mm となったが、比較すると、溶接速度 1.5 m/min ワイヤ送給比 4 の方が疲労強度は向上した。また、疲労試験後の破面においても、どちらにおいても小さな凸凹がなかったと推定される平滑できれいな破面となっている。この結果から、疲労強度向上は、溶接止端部の小さな凸凹がなくなり、ワイヤ送給制御により止端半径が拡大することにより疲労強度が向上することが明らかになった。これらの結果から、Fig. 5-7 に示す高張力鋼板・超高張力鋼板の溶接部における疲労強度向上についての大まかなフローチャートの導出が行えた。今後は、さらに詳細な条件として、溶接条件、母材強度、溶接ワイヤの影響について検討することにより高張力鋼板・超高張力鋼板の溶接における疲労強度向上についての詳細な条件を含むフローチャートを導出したい。

t=2 mm (780 MPa)
 sheet gap 0 mm(Hot-wire Laser)
 sheet gap 0.3 mm(MAG)




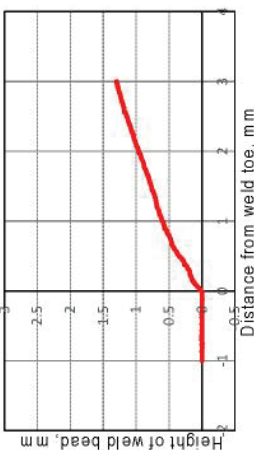
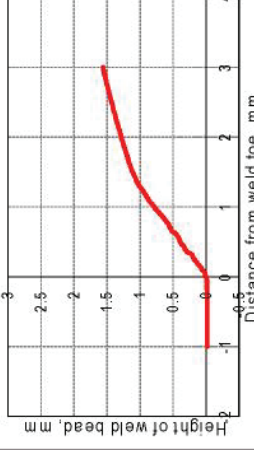
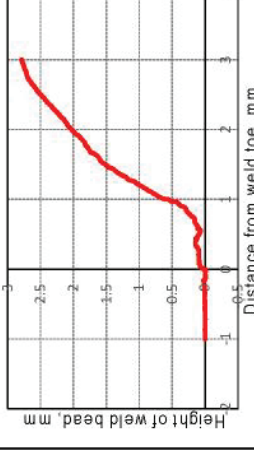
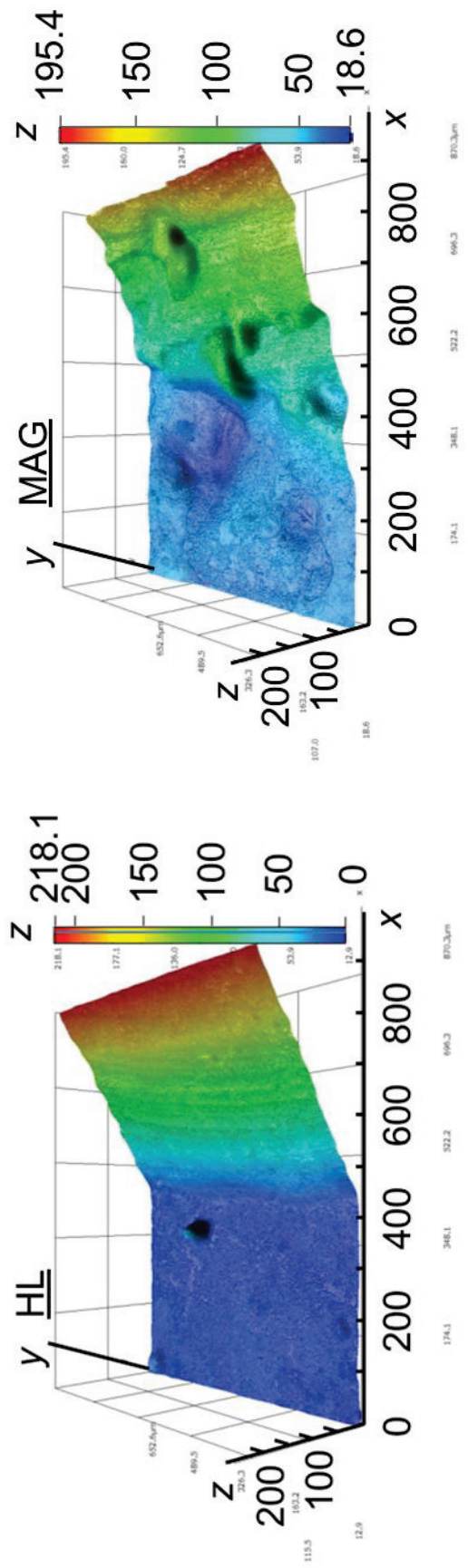
		Hot-wire Laser Welding		MAG Welding		
Bead appearance	V=1.5	V=1.0	V=1.0	V=1.0	V=1.0	
	Vw/V=4	Vw/V=10	Vw/V=8	Vw/V=8	Vw/V=8	
	$\rho=1.7$ mm	$\rho=0.3$ mm	$\rho=0.6$ mm	$\rho=0.6$ mm	$\rho=0.6$ mm	
Bead shape						

Fig. 5-1 Bead appearances and weld toe shapes of Hot-wire Laser (HL) and MAG welded joints (t=2 mm).



(a) Hot-wire laser welding ($V=1.5$ m/min, $V_w/V=4$) (b) MAG welding ($V=1.0$ m/min, $V_w/V=8$)

Fig. 5-2 3-dimensional bead shapes of Hot-wire Laser (HL) and MAG welded joints ($t=2$ mm).

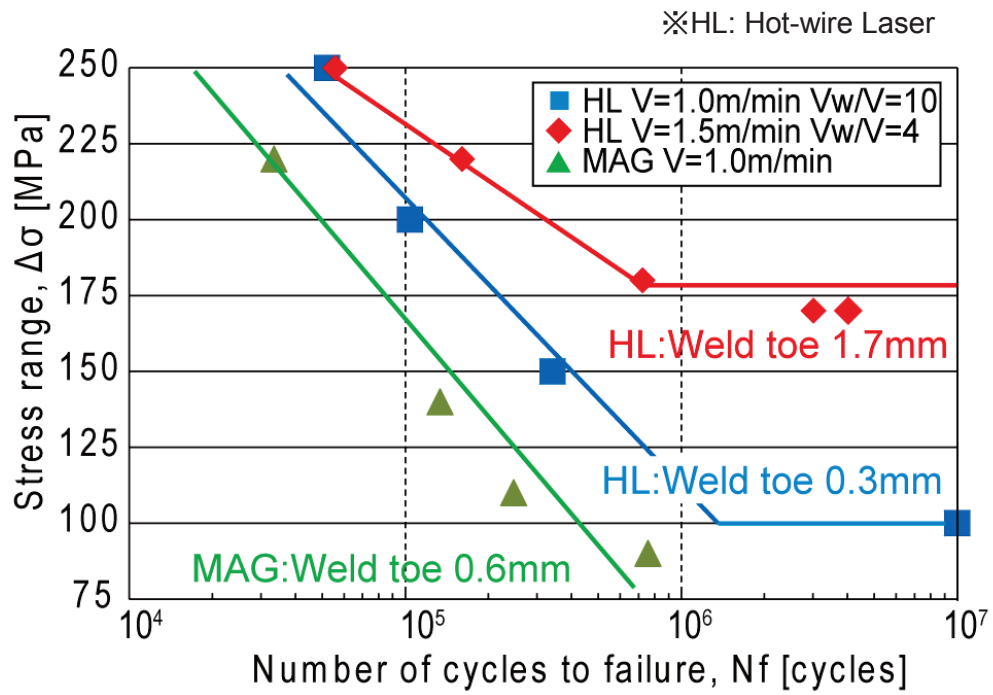


Fig. 5-3 Fatigue test result of Hot-wire Laser (HL) and MAG welded joints (S-N curves, $t=2$ mm).







Fatigue fracture surface	Hot wire-Laser welding		MAG Welding	
		V=1.5m/min $V_w/V=4$ $\rho=1.7\text{mm}$	V=1.0m/min $V_w/V=10$ $\rho=0.3\text{mm}$	V=1.0m/min $V_w/V=8$ $\rho=0.6\text{mm}$
Top				
Front				

Fig. 5-4 Fracture surfaces after fatigue test of Hot-wire Laser (HL) and MAG welded joints ($t=2\text{mm}$).

Cross sections		2mm
Hot-wire Laser	V=1.5 m/min WV=4	
MAG	V=1.0 m/min	

Fig. 5-5 Fracture surfaces of beach mark test and traced drawing of Hot-wire Laser (HL) and MAG welded joints ($t=2$ mm).

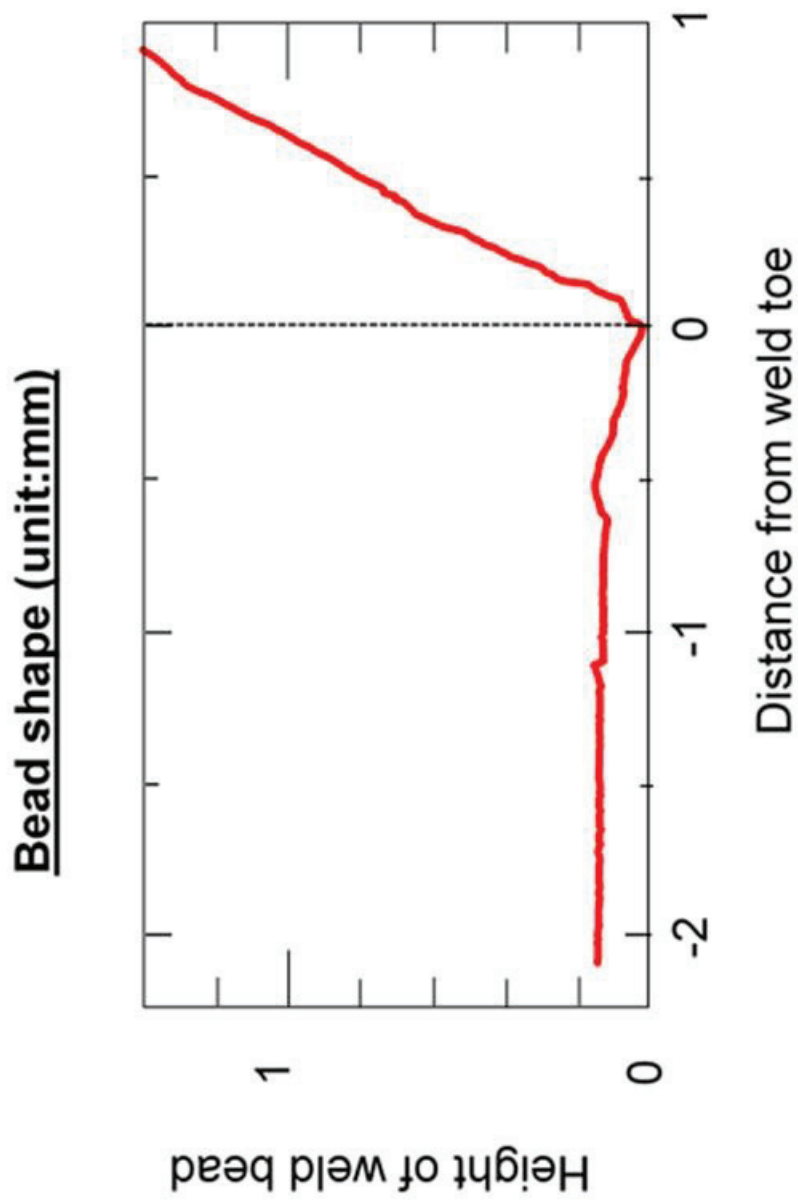


Fig. 5-6 Bead shape of weld toe before fatigue test
(MAG welding, $t=2$ mm)

高張力鋼板・超高張力鋼板溶接部の疲労強度向上

現状

課題および原因

溶接部の疲労強度は向上しない。
溶接止端部の形状悪化（小さな凸凹の発生）

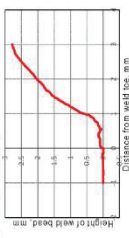
例) MAG 溶接 溶接速度 1 m/min
■ ビード外観



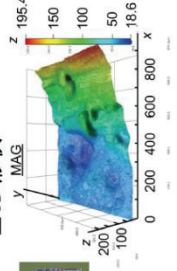
■ 疲労試験片の破面



■ 2D 形状



■ 3D 形状



疲労強度向上

2nd step

溶接止端半径を大きくする。
ホットワイヤ・レーザー溶接により適正条件で溶接する。(ワイヤ送給比が小さい)
例) レーザ出力 6kW, 溶接速度 1.5 m/min ワイヤ送給比 4

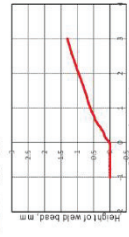
■ ビード外観



■ 疲労試験片の破面



■ 2D 形状



■ 3D 形状

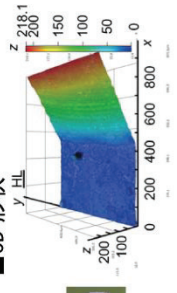


Fig. 5-7 Schematic illustration of improvement of fatigue strength of fillet welded lap joint of high-tensile strength steel sheet and ultra high-tensile strength steel sheets using Hot-wire Laser welding

第6章 結言

ホットワイヤ・レーザ溶接法の自動車用高張力鋼板重ねすみ肉継手への適用について、レーザスポット径および溶接速度が溶接ビードへ及ぼす影響や溶接速度、ワイヤ送給速度等の溶接条件が継手強度に及ぼす影響について検討し、以下の結果が得られた。

- (1) ホットワイヤ・レーザ溶接法を用いた鋼板間の初期間隙量 0 mm の垂鉛めっき鋼板重ねすみ肉継手の溶接において、レーザ出力に応じた適正なエネルギー密度が得られるレーザスポット径および溶接速度を設定し、当該レーザスポット径に応じた適正な量のワイヤを送給することで、ピット・ブローホールおよびスパッタの発生を抑え、母材破断となる高強度な継手を得られることが明らかになった。
- (2) ホットワイヤ・レーザ溶接法を用いた鋼板間の初期間隙量大きい重ねすみ肉継手においては、間隙量に応じた適正なワイヤ送給速度を設定することにより、熔融池の溶融金属量不足を生じさせず、安定した熔融池を形成することができ、上鋼板と下鋼板を安定的に架橋させることによって、初期間隙量大きい場合においても良好なビードを形成できることが明らかになった。ホットワイヤ・レーザ溶接は、レーザによる入熱とホットワイヤによる溶着金属の供給を独立して制御できるため、鋼板間の初期間隙量が 0 mm の場合だけでなく、鋼板間の初期間隙が広い場合においても、有効な手法であることが明らかになった。
- (3) ホットワイヤ・レーザ溶接法は、従来の MAG 溶接で課題となっている入熱過多による HAZ 軟化の抑制に効果があることが明らかになった。鋼板間の初期間隙量が 0 mm の場合でも、溶接速度とワイヤ送給速度などの溶接条件を適切に設定することにより、溶接欠陥を発生させずに、十分な厚の確保と HAZ 軟化の抑制が可能となり、高い強度と伸びを有する接手の作製が可能であることが明らかになった。
- (4) ホットワイヤ・レーザ溶接では、ビード全長にわたって局所的な凸凹がない止端半径の大きなビードが安定して形成できてことにより、MAG 溶接と比較して大幅に疲労強度向上することが明らかになった。
- (5) 高張力鋼板の溶接部の疲労強度においては、止端部の小さな凸凹や止端半径が大きな影響を及ぼしていることが明らかになった。高張力鋼板の溶接にホットワイヤ・レーザ溶接を適用することにより、溶接止端部に小さな凸凹を発生させず、かつ止端半径を大きくすることが可能なため、高張力鋼板の溶接において、疲労強度が大幅に向上させることが可能であることが明らかになった。

第 2 編の参考文献

- 1) S. Fujikawa, H. kambe and A. Mizutani : Multi-Material Body and Processing Technology - Material and Processing Technology for Lightweight Car Body-, Journal of the JSTP, 56-654 (2015), 515-519
- 2) A. Yoshitake and R. Ikeda : Weight Reduction Procedure by Utilizing High Strenght Steel Sheets, Journal of the JSTP 52-606 (2011) , 766-771
- 3) A. Yoshikawa, K. Ishiuchi and T. Kondo : Development of High-Elongation 1.2GPa High Strength Steel and Adoption for Mass Production Vehicles, Journal of Society of Automotive Engineers of Japan JIDOSHA-GIJUTSU, 67-10 (2013) , 100-101
- 4) T. Kawabata and H. Nishibata : Material Development (2) - High Tensile Strength Steel -, J.JWS, 81-3 (2012), 184-191
- 5) M. Suehiro : High Strength Steel Sheets for Vehicle and Technologies for Supporting their Application, Journal of Society of Automotive Engineers of Japan JIDOUSHA-GIJUTSU, 65-6 (2011), 23-28
- 6) Y. Tanaka and S. Fujita : Forecast of the Manufacturing Technology of High Strength Steel Sheets for Light Weight Automobile Bodies, JFE 技報, 16 (2007) , 1-5
- 7) N. Fujita, K. Kusumi, K. Matsumura, T. Nonaka and T. Tomokiyo : Present Situation and Future Trend of Ultra-High Strength Steel Sheets for Auto-Body, 新日鉄技報, 393 (2012) , 99-103
- 8) Y. Tatsumi : Application of hot-stamped steel sheets in automobile field and its laser processing technology, Proc. 81th Laser Materials Processing Conference, (2014), 79-83
- 9) S. Ohkita and H. Oikawa : Latest Advances in Welding Technologies and Prospect in Future, 新日鉄技報, 385 (2006), 2-9
- 10) A. Sakaguchi and T. Tanaka : Estimete and Counterplan for Welding Deformation Thin Plate Steel Structure, J.JWS, 60-6 (1991), 466-471
- 11) T. Yamakawa : Prevention and Control of Welding Deformation, J.JWS, 67-2 (1998), 121-125
- 12) M. Ono : Laser weldability of high strength and zinc coated steel sheets for automotive use, Proc. 68th Laser Materials Processing Conference, (2007), 71-80
- 13) M. Uchihara : Joining Technologies for Automotive Steel Sheets, J.JWS, 77-8 (2008), 722-730
- 14) T. Konishi : Welding and Joining of Car Body, J.JWS, 74-8 (2005), 512-515
- 15) R. Suzuki and M. Miyata : Arc Welding Process and Consumable Contributing to Car Body

- Weight Reduction, 神戸製鋼技法, 66-2 (2017), 63-68
- 16) 山本 : 電流波形・ワイヤ送給同期制御がアーク溶接にもたらしたもの, 溶接技術, 63-2 (2015), 63-66
 - 17) T. Era : Metal Transfer Control by Synchronous Control of Wire Push-Pull Feeding and Current Waveform, J.JWS, 84-4 (2015), 234-238
 - 18) S. Kodama, Y. Ishida, S. Furusako, M. Saito, Y. Miyazaki and T. Nose : Arc Welding Technology for Automotive Steel Sheets, 新日鉄技法, 393 (2012), 83-90
 - 19) M. Yasuyama, H. Fujimoto, H. Nishibata and M. Uchihara : Strength of Laser Welded Joints in Automotive High Strength Steel Sheet, Proc. 73th Laser Materials Processing Conference, (2010), 91-98
 - 20) M. Uchihara, M. Yasuyama, H. Fujimoto, H. Nishibata and K. Fukui : The Property of Laser Welds in Automotive High Strength Steel Sheets, Proc. 66th Laser Materials Processing Conference, (2006), 75-81
 - 21) Y. Kitani, K. Oi and Y. Tamai : Applications of Laser Welding Technologies to Automotive Bodies, JFE 技報, 34 (2014), 28-33
 - 22) T. Terasaki and T. Kitamura : Joint Form Factors on Static Fracture Strength of Laser Welded Lap Joint by Numerical Analysis, Prep.Nat.Meet.J.W.S, 73 (2003), 250-251
 - 23) T. Kitamura, K. Samejima, T. Terasaki and S. Takemura : Effect of Strength of Steel Plate and Pattern of Weld Bead for Static Strength of Laser Welded Lap Joint, Prep.Nat.Meet.J.W.S, 80 (2007), 90-91
 - 24) 村上 : 中高炭素・高強度高延性鋼板へのレーザ溶接適用, 溶接技術, 65-11 (2017), 52-56
 - 25) S. Furusako, Y. Miyazaki and Y. Akiniwa : Tensile shear strength of laser lap joints, Quar.J.JWS, 31-3 (2013), 222-229
 - 26) M. Uchihara, M. Yasuyama and K. Fukui : Laser-Arc Hybrid Welding of Automotive High Strength Steel Sheets, Proc. 62th Laser Materials Processing Conference, (2004), 29-36
 - 27) T. Kobashi, Y. Murai, M. Hadano, T. Era, T. Okamoto, M. Tanaka and T. Suga : Research on Laser-arc Hybrid Welding of Lap Fillet Joints of Thin Sheet, Quar.J.JWS, 34-2 (2016), 135-142
 - 28) T. Kataoka, M. Matsushita and R. Ikeda : Plasma-Arc Hybrid Welding Technology, JFE 技法, 34 (2014), 64-70
 - 29) T. Kataoka, R. Ikeda, S. Ueda and T. Nakazawa : Development of Corrosion Resistance and

- Fatigue Strength Improvement Welding Technology of Chassis Parts (Report 1) -Study of Fatigue Strength Improvement Technology-, Prep.Nat.Meet.J.W.S, 95 (2014), 356-357
- 30) S. Tsuchiya, S. Kodama and Y. Miyazaki : Effects of joint geometries on fatigue strength of arc-welded joints of sheet steel, ,Prep.Nat.Meet.J.W.S, 96 (2015), 108-109
- 31) M. Uchihara, M. kurita and T. Taka : Effects of Metallurgical Properties on Fatigue Limit of Arc-welded Sheet Steel, Tetsu-to-Hagané, 86-5 (2000), 336-342
- 32) T. Terasaki, T. Sobue and T. Kitamura : Study on Fatigue Strength of Laser Welded Lap Joint, Quar.J.JWS, 19-3 (2001), 507-512
- 33) K. Osawa, T. Shiozaki, T. Urabe, A. Yoshitake, T. Saito and M. Kabasawa : Improvement of Fatigue Properties of Fillet Lap Joints by Applying -Local Heat Treatment with TIG Arc-, Quar.J.JWS, 17-2 (1999), 319-325
- 34) T. Kasuya, Y. Ishida and S. Kodama : Si content of a steel sheet and bead shape of the lap joint, Prep.Nat.Meet.J.W.S, 86 (2010), 134-135
- 35) Y. Ishida, S. Kodama and T. Kasuya : Dilution from base metal of lap fillet welding bead, Prep.Nat.Meet.J.W.S, 88 (2011), 96-97
- 36) C. Shiga and K. Hiraoka : Review and Trend on Fatigue Improvement of Steel Welded Joints using "Low Transformation-Temperature Weld Metal", J.JWS, 85 (2016), 710-728
- 37) 早川 : 低変態温度溶材の特徴と適用, 溶接技術, 52-6 (2004), 87-90
- 38) T. Kasuya and K. Sasaki : Flux Cored Wire for Steel Sheet with Fatigue Strength Improvement, Quar.J.JWS, 27-2 (2009), 158-162
- 39) 鈴木, 河西, 杵渕, 北村 : 薄鋼板用疲労強度向上純 Ar・FCW プロセス「MIX-MIG」, 溶接技術, 58-3 (2010), 74-79
- 40) R. Kasai, R. Suzuki and M. Kinefuchi : Improvement of fatigue strength in lap-joint by controlling bead shape and residual stress, Prep.Nat.Meet.J.W.S, 86 (2010), 170-171
- 41) A. Ohta, K. Matsuoka, N T. Nguyen, Y. Maeda and N. Suzuki : Fatigue Strength Improvement of Lap Joints of Thin Steel Plates for Automobile Use by Using Low Transformation Temperature Welding Material, Journal of the Society of Materials Science, Japan, 50-10 (2001), 1086-1090
- 42) K. Toyama, S. Magara and K. Koibuchi : Application of Low Transformation Temperature Welding Wire to Structures of Vehicle Chasis, 72 (2003), F-39~F-42
- 43) T. Nagai, R. Kasai, R. Suzuki, M. Mochizuki and T. Suga : An Estimation of Factors Influencing Residual Stress Characteristics of Fillet Welded Lap Joints, Quar.J.JWS, 33-2

(2015), 202-210

- 44) Y. Morikage, S. Igi and K. Oi : The effect of the hammer peening processing on the fatigue property of weld joints after overload, 溶接構造シンポジウム 2014 講演論文集, (2014), 473-476
- 45) T. Nose and H. Shimanuki : Experiment and Analysis of Influence of Ultrasonic Peening on Fatigue Life in Pad Welded Joint, 日本機械学会論文集, 74-737 (2008), 166-168
- 46) T. Nose : Ultrasonic Peening Method for Fatigue Strength Improvement, J.JWS, 77-3 (2008), 210-213
- 47) Y. Sakino and Y. Sano : Effect of Laser Peening under Low Pulse Energy on Fatigue Lives of Welded Joints, 溶接構造シンポジウム 2014 講演論文集, (2014), 481-487
- 48) K. Hori, H. Watanabe, T. Myoga and K. Kusano : Development of Hot Wire TIG Welding Methods Using Pulsed Current to Heat Filler Wire - Reserch on Pulse Heated Hot Wire TIG Welding Processes (Report 1) -, Quar.J.JWS, 21-3 (2003), 362-373
- 49) K. Shinozaki, M. Yamamoto, Y. Nagamitsu, T. Uchida, K. Mitsuhata, T. Nagashima, T. Kanazawa and H. Arashin : Melting Phenomenon during Ultra-High-Speed GTA Welding Method using Pulse-heated Hot-wire, Quar.J.JWS, 27-2 (2009), 22-26
- 50) K. Kadoi, K. Shinozaki, M. Yamamoto, K. Owaki, K. Inose and D. Takayanagi : Development of High-efficiency/High-quality Hot-wire Laser Fillet Welding Process, Quar.J.JWS, 29-3 (2011), 62-65
- 51) M. Yamamoto, K. Shinozaki, K. Kadoi, D. Fujita, T. Inoue, M. Fukahori and Y. Kitahara : Development of Hot-wire Laser Welding Method for Lap Joint of Steel Sheet with Wide Gap, Quar.J.JWS, 29-3 (2011), 58-61

総 括

亜鉛めっき鋼板の重ねレーザー溶接では、溶接欠陥が発生しない良好なレーザー溶接ができる鋼板間の初期間隙量の範囲が非常に狭い。その範囲からはずれる初期間隙量が狭い場合では、ピットやブローホールの発生、広い場合では溶け落ちの発生により溶接継手の強度が低下する。一方、高張力鋼板では、アーク溶接により高張力鋼板の溶接を行うと、HAZ部の軟化による静的強度の低下や溶接止端部の形状悪化により疲労強度の低下が生じる。そこで、本研究では、亜鉛めっき鋼板の重ねレーザー溶接および高張力鋼板の溶接における課題に対してレーザー加熱変形前処理およびホットワイヤ・レーザー溶接の提案および適用検討を行った。今回提案を行ったレーザー加熱変形前処理技術およびホットワイヤ・レーザー溶接について検討を行った結果、亜鉛めっき鋼板の重ねレーザー溶接や高張力鋼板の溶接における課題解決に有効な手法であることが明らかになった。更に、自動車の軽量化に貢献するためには、本研究で提案したレーザー加熱変形前処理やホットワイヤ・レーザー溶接法を実生産ラインに対応できる手法にする必要がある。そのため、今後は、実施工に対応した施工条件の導出や溶接システムを目指した検討を行っていきたい。本研究で得られた知見を以下に総括する。

第1編では、亜鉛めっき鋼板の重ねレーザー溶接の課題に対して、レーザー加熱により鋼板間の間隙を制御する手法として、レーザー加熱変形前処理の提案を行った。基礎的条件の導出として、レーザー加熱変形前処理による温度履歴や鋼板変形の特徴、適正入熱条件の導出、鋼板間の間隙制御、溶接性などについて検討を行った。実施工への適用検討として、溶接ビードに対する溶接レーザー照射における適正なビード配置と鋼板変形の挙動、鋼板間の間隙制御、溶接性などについて検討した。

第1章では、自動車用亜鉛めっき鋼板の特徴や種類、溶接技術の現状と課題および課題に対する検討について、調査を行った。調査の結果、亜鉛めっき鋼板の溶接では、鋼板間の初期間隙量がほぼ0 mmとなると、ピットやポロシティなどの溶接欠陥が溶接部に発生する。初期間隙量が多い場合は、溶け落ちが発生するという課題があることが明らかになった。これに対して、アーク溶接やレーザー溶接などで課題解決を行う手法が検討されていることが、専用工程の追加による施工・設置時間の増加や追加機器が必要になる等、課題があることが明らかになった。本研究で提案したレーザー加熱変形前処理技術では、レーザー照射のみで鋼板間の間隙が制御できるため、亜鉛めっき鋼板のレーザー溶接において、間隙0 mmや間隙が広い場合のどちらにも有効で、且つ周辺機器が複雑にならず、リモートレーザーの特徴を生かせるなどのメリットがあることが明らかとなった。これらの調査により、本研究実施の

有効性を明確にした。

第 2 章では、第 1 編で用いた供試材料、実験方法、評価方法などについて詳細に記載した。

第 3 章では、レーザ加熱変形前処理技術を利用した亜鉛めっき鋼板の重ねレーザ溶接について、基礎的条件の検討として、レーザ加熱変形前処理による鋼板の温度分布および変形特性、適正入熱条件、溶接性について検討した。有限要素法解析および実験の結果からレーザ加熱変形前処理では、鋼板表面の温度を高く、鋼板表面と裏面の温度勾配が大きくなるようなレーザ照射条件を設定することにより、変形量が大きくなることを推測した。また、実験結果からレーザ出力、スポット径、加工速度、クランプ間距離などの入熱条件を適正に設定することにより、鋼板を下側に大きく変形させることが可能であることが明らかになった。今回の条件下では、レーザ出力 3 kW、スポット径 9 mm、照射速度 6 m/min、クランプ間距離 90 mm において最大変形量が得られた。スポット径サイズに関わらず、適正なエネルギー密度となると変形量が大きくなることが明らかになった。今回の条件では、エネルギー密度の範囲が、 $3\sim 5\text{ J/mm}^3$ となることがわかった。鋼板を 2 枚重ねた状態で適正条件によりレーザ加熱変形前処理を行った場合、レーザ加熱変形前処理位置から 4 mm 離れた位置において、初期間隙量が広い場合、440 MPa 級高張力鋼板では、初期間隙量 0.7 mm において、780 MPa 級高張力鋼板では初期間隙量 0.8 mm において、どちらの場合でも、レーザ加熱変形前処理により、鋼板間の間隙が初期間隙量よりも小さくなり、溶け落ちが生じない間隙量となっていることがわかった。また、初期間隙量 0 mm において 440 MPa 級高張力鋼板および 780 MPa 級高張力鋼板のどちらの場合でも、レーザ加熱変形前処理により上鋼板が下側に変形して下鋼板を押し当てることにより、レーザ照射部である鋼板中央部から 4 mm 離れた位置において、ピット・ブローホールの生じない間隙量が得られていることがわかった。また、当該レーザ加熱変形前処理を適用した重ねレーザ溶接では、母材鋼板強度に関わらず、レーザ加熱変形前処理位置から少し離れた 4 mm 位置へのレーザ溶接することによって、初期間隙量 0 mm の狭間隙から 0.7~0.8 mm の広間隙まで、溶接欠陥のない適正なビードおよび母材破断する高い継手強度を得ることができた。

以上の結果から、レーザ加熱変形前処理は、亜鉛めっき鋼板の重ねレーザ溶接での課題である狭間隙、広間隙のどちらにおいても鋼板間の間隙制御が可能であり、鋼板間の間隙裕度が大幅に向上することが明らかになった。

第 4 章では、レーザ加熱変形前処理の実施工への適用検討として、レーザ加熱変形前処理によるビード長さ、ビード配置による鋼板変形への影響について検討を行った。有限要素法解析および実験の結果から、連続した長いビードを用いて温度上昇範囲を確保して十分な

変形量を得るだけでなく、短いビードを組み合わせることで、同程度の変形量を得られることが明らかとなった。長さ 20 mm の 2 本のビードを用いビード間隔 15 mm の条件でレーザー加熱変形前処理することで、狭間隙および広間隙のどちらに対しても、レーザー加熱変形前処理の中央部において、上下鋼板間の間隙を溶接欠陥が抑制できる適正範囲に制御できる可能性があることがわかった。また、レーザー照射の間隔を適正に設定した 2 回の非連続の短いレーザー照射によるレーザー加熱変形前処理を行うことで、狭間隙および広間隙のどちらの場合に対しても、溶接欠陥が発生しない良好な溶接ビードを得られることが明らかになった。本条件では、長さ 20 mm の 2 本のビードを用いビード間隔 15 mm の条件でレーザー加熱変形前処理を行い、レーザー加熱変形前処理の中央部にレーザー溶接を施工した場合、初期間隙量 0 から 0.7 mm までの広い間隙範囲で、溶接欠陥がなく母材破断する高い引張せん断強度を有する継手を作製できることが明らかになった。

第 5 章では、第 1 編で得られた結果を総括した。

第 2 編では、亜鉛めっき高張力鋼板の重ねすみ肉溶接に対して、ホットワイヤ・レーザー溶接法の適用を提案して、ホットワイヤ・レーザー溶接の適正溶接条件の導出、溶接継手の静的強度低下の抑制および疲労強度向上などについて検討した。

第 1 章では、自動車用高張力鋼板の動向、溶接技術の現状と課題、溶接部の疲労強度の課題とその取り組みについて、調査を行った。その結果、亜鉛めっき鋼板を含めた高張力鋼板の溶接では、溶接継手の強度の観点からは、高張力鋼板の溶接では、溶接金属や HAZ の硬度が高く、溶接金属から少し離れた箇所に、母材硬度よりも低下する HAZ 軟化部が生成されるため、継手強度の低下が生じるという課題があることが分かった。また、溶接継手の疲労強度は、主に、溶接止端部の応力集中や残留応力に依存していることや高張力鋼板では、母材強度が向上したにもかかわらず、疲労強度が向上しないという課題があることがわかった。これについて、アーク溶接やレーザー溶接などで課題解決を行う手法が検討されているが、アーク溶接、レーザー溶接、レーザー・アークハイブリッド溶接では、入熱、継手強度、溶接性等課題があることが分かった。そのため、入熱が小さく、継手強度が確保できる程度のビード幅が得られ、母材強度向上による課題にも対応できる溶接方法が必要であることがわかった。また疲労強度では、溶接方法、止端処理、低温変態溶接材料、ピーニングなど取り組みが行われているが、工程の増加、特殊材料の利用など課題があることがわかった。そのため、製造工程が増加させず、従来の溶接ワイヤが利用可能で、溶接したままで疲労強度が向上する方法が必要であることがわかった。本研究で提案した亜鉛めっき高張力鋼板の重ねすみ肉溶接へのホットワイヤ・レーザー溶接法の適用では、ホットワイヤ・レーザー溶接法

が、低入熱溶接、母材溶融と添加ワイヤの溶融を独立制御、ワイヤ送給量の自在制御などの特徴を有しており、これらの特徴により、ホットワイヤ・レーザ溶接法は、亜鉛めっきにおける亜鉛蒸気や上板の溶け落ちによる溶接欠陥の発生および高張力鋼板の溶接における熱影響部の軟化や疲労硬度の低下などに対して有効な手法と考えられる。これらの調査結果により、本研究実施の有効性を明確にした。

第2章では、第2編で用いた供試材料、実験方法、評価方法などについて詳細に記載した。

第3章では、ホットワイヤ・レーザ溶接法の自動車用高張力鋼板重ねすみ肉継手への適用について、レーザスポット径および溶接速度と溶接ビードへの影響を検討した。板厚1mmの検討では、鋼板間の初期間隙量が0mmにおいて、レーザスポット径すなわちエネルギー密度および溶接速度を適正入熱にすると、良好なビードが形成できることが明らかとなった。一方、エネルギー密度が高い場合では、ブローホール、ピットの発生、エネルギー密度が低い場合では、融合不良の発生により、良好なビードが形成できないことが明らかとなった。これらの結果から、ホットワイヤ・レーザ溶接では、エネルギー密度および溶接速度を適正にすることが重要であり、従来のアーク溶接による初期間隙量0mmでの溶接では、良好なビードが得られないことが課題であるが、ホットワイヤ・レーザ溶接では、初期間隙量0mmにおいても、良好な溶接ビードが形成できることが明らかとなった。また、間隙が広い場合では、溶接欠陥発生の挙動が明らかになり、鋼板間の間隙に対して、適正なワイヤ送給量を設定することにより溶け落ちなどの溶接欠陥が発生しない良好な溶接ビードが得られることが明らかになった。今回設定した条件では、鋼板間の間隙0.8mmまで良好なビードが形成された。これらの結果から、高張力鋼板の溶接で課題となる間隙裕度について、ホットワイヤ・レーザ溶接では、間隙0mm及び間隙が広い場合のどちらにも対応可能であることが明らかになった。

板厚2mmの検討では、板厚1mmと同様に、ホットワイヤ・レーザ溶接法を用いた初期間隙量0mmの亜鉛めっき鋼板重ねすみ肉継手の溶接において、レーザ出力に応じた適正なエネルギー密度が得られるレーザスポット径および溶接速度を設定し、当該レーザスポット径に応じた適正な量のワイヤを送給することで、ピット・ブローホールおよびスパッタの発生を抑え、溶接欠陥のない良好な溶接ビードの形成がされることが明らかになった。更に、ワイヤ送給制御することにより、ビード形状（のど厚、止端半径）を自在に変化させることが明らかとなった。また、従来のMAG溶接で課題となっている入熱過多によるHAZの軟化について、ホットワイヤ・レーザ溶接法は、同溶接条件においても、HAZ軟化幅の縮小などのHAZ軟化抑制についても効果があることが明らかになった。また、溶接速度を向上

させることにより、さらに HAZ 軟化幅の縮小に効果があることが明らかになった。

第 4 章では、ホットワイヤ・レーザ溶接法の自動車用高張力鋼板重ねすみ肉継手への適用について、溶接条件が静的強度に及ぼす影響について検討した。板厚 1 mm の検討では、第 3 章で得られた結果と同様、鋼板間の初期間隙量が 0 mm において、エネルギー密度および溶接速度を適正入熱にすると、良好なビードが形成できることにより、母材破断となる高強度な継手を得られることが明らかになった。また、エネルギー密度が高いおよび低い場合は、ピットやブローホール、融合不良などの溶接欠陥が発生することにより、溶接部破断して、継手強度が低下することが明らかとなった。板厚 2 mm での検討においても、板厚 1 mm の検討と同様に、レーザ出力に応じた適正なエネルギー密度が得られるレーザスポット径および溶接速度を設定し、当該レーザスポット径に応じた適正な量のワイヤを送給することで、ピット・ブローホールおよびスパッタの発生を抑え、母材破断となる高強度な継手を得られることが明らかになった。また、ホットワイヤ・レーザ溶接を適用することにより、MAG 溶接と比較して、継手強度および伸びの確保することが可能となることが明らかとなった。

この結果から、ホットワイヤ・レーザ溶接では、鋼板間の初期間隙量が 0 mm の場合でも、溶接速度とワイヤ送給速度などの溶接条件を適切に設定することにより、溶接欠陥は発生させずに、のど厚は十分確保できて、HAZ 軟化も最小限に抑えることが可能であり、そのことにより、高い静的強度が確保できる溶接継手の作製が可能であることが明らかになった。

第 5 章では、ホットワイヤ・レーザ溶接法の自動車用高張力鋼板重ねすみ肉溶接継手における溶接条件が疲労強度に及ぼす影響について検討した。

ホットワイヤ・レーザ溶接では、ビード全長にわたって局所的な凸凹がない止端半径の大きなビードが安定して形成できていることが明らかになった。ホットワイヤ・レーザ溶接では、MAG 溶接に比べて、疲労強度が大幅に向上することが明らかになった。疲労強度が大幅な向上については、疲労試験後の破面観察やビーチマーク試験の結果から、止端半径が大きく、ビード全長に渡って凸凹のない滑らかなビードが形成できるため、滑らかでビード方向に均一で安定した形状を有する止端部から疲労亀裂が発生するためであることが明らかになった。また、ホットワイヤ・レーザ溶接の条件では、止端半径が大きくできるワイヤ送給比が小さい条件において、疲労強度が大幅に向上することが明らかになった。

一方、MAG 溶接の場合、ホットワイヤ・レーザ溶接に比べて止端半径は小さく、ビードが凸凹としており、溶接ビード長全体にわたって、ビード表面および止端部にミクロな凸凹が形成されてことが明らかになった。また、MAG 溶接は、ホットワイヤ・レーザ溶接と比

べて、疲労強度は、大幅に低下することが明らかになった。疲労強度の低下については、疲労試験後の破面観察やビーチマーク試験の結果から、止端部におけるミクロな凸凹により局所的な高い応力集中が発生したため、早期に亀裂が発生してため、疲労強度が低下したことが明らかになった。

第6章では、第2編で得られた結果を総括した。

謝 辞

本研究は広島大学大学院工学研究科材料接合工学研究室における研究活動での成果であり、研究活動の遂行および本論文の作成にあたり、多大なるご指導、ご鞭撻を賜りました広島大学大学院工学研究科 山本元道准教授に深く感謝申し上げます。併せて、山本元道准教授には、研究の有り方から研究以外の事まで多岐にわたり、ご指導していただきました。重ねて感謝申し上げます。

研究活動の遂行および本論文の作成にあたり、山本元道准教授と同じく、多大なるご指導、ご鞭撻を賜りました広島大学大学院工学研究科 篠崎賢二教授に深く感謝申し上げます。

本論文に対して貴重なご助言、ご校閲を賜りました広島大学大学院工学研究科 菅田淳教授、日野隆太郎准教授に厚くお礼申し上げます。

また、本研究の遂行にあたり、貴重なご助言、ご協力を頂きました、広島大学大学院工学研究科 曙 紘之准教授、現大阪大学 接合科学研究所 門井浩太准教授に厚くお礼申し上げます。

本研究の遂行にあたり、広島大学材料接合工学研究室の修了生および卒業生 片上友輔氏、樋渡恵一氏、大阿見尚弥氏、山本雅大氏、置田大記氏、内田俊隆氏、上田 恵氏、小山雅人氏、広島大学材料強度学研究室の修了生 森川諒一氏、修士課程 鹿 智輝氏、株式会社キーレックス 藤井聡一氏をはじめ、たくさんの皆様にご協力をいただきました。厚くお礼申し上げます。

本研究の実施・遂行にあたり、多大なるご支援を賜りました広島県立総合技術研究所 西部工業技術センター 元センター長 坂元康泰博士 をはじめ、西部工業技術センターセンター長 打田澄雄氏、藤井敏男博士、山下弘之氏、東部工業技術センター 坂村 勝博士に厚くお礼申し上げます。また、研究遂行にあたり、西部工業技術センター 大川正巳氏、職員の皆様には大変お世話になりました。厚くお礼申し上げます。

最後に、大学生活を進めるにあたり、あらゆる面で支えて頂きました私の家族に厚くお礼申し上げます。