

Title	炭素鋼板のレーザ溶接現象と溶接品質の向上に関する研究
Author(s)	小野, 守章
Citation	大阪大学, 1999, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.11501/3161891
rights	
Note	

Osaka University Knowledge Archive : OUKA

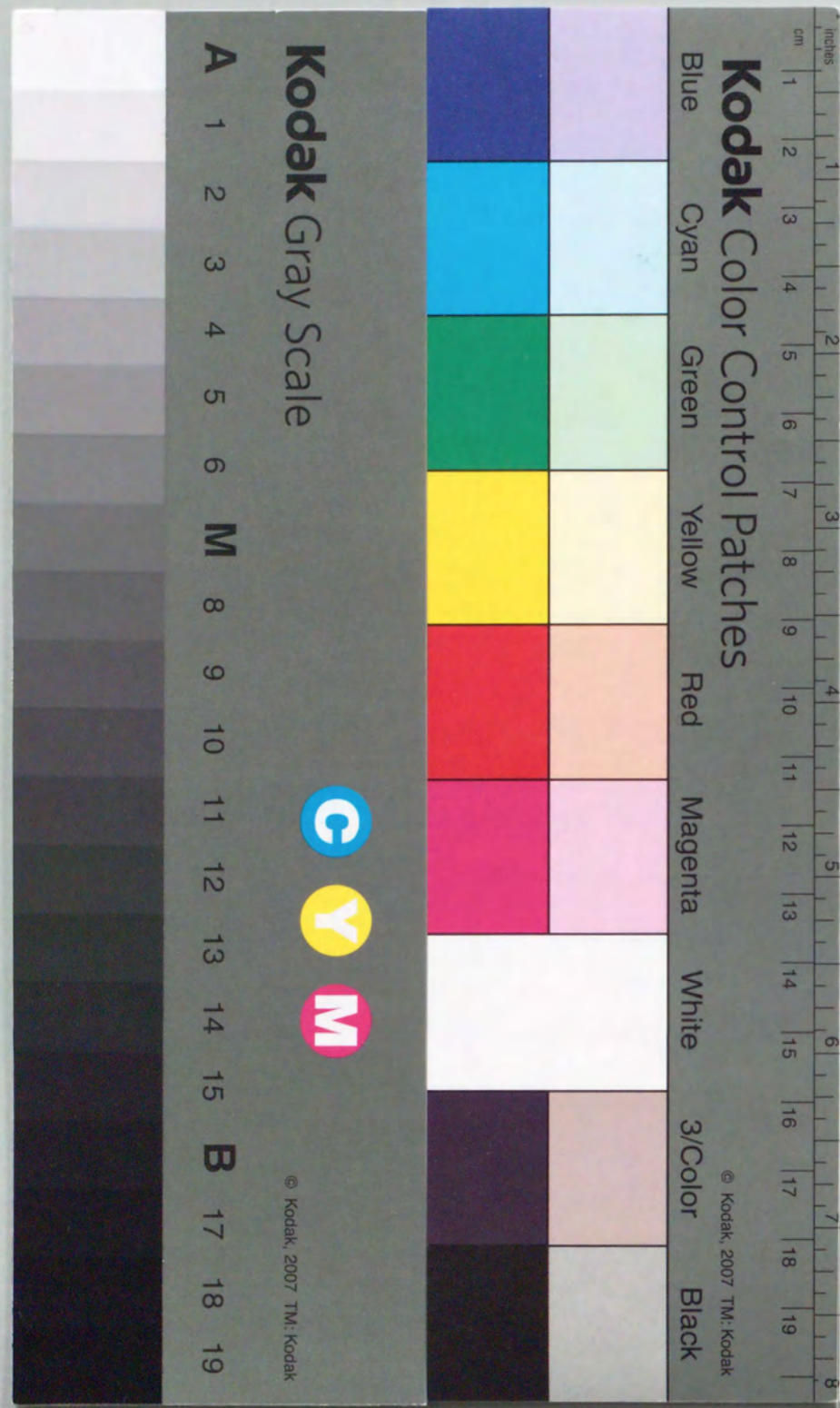
<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

Osaka University

炭素鋼板のレーザー溶接現象と溶接品質
の向上に関する研究

1999年 7月

小野 守 章



炭素鋼板のレーザー溶接現象と溶接品質 の向上に関する研究

1999年 7月

小野守章

目次

第1章 緒論	-----	1
1.1 本研究の目的	-----	1
1.2 本研究に関する溶接プロセスおよび評価技術の研究状況	-----	2
1.2.1 薄鋼板の溶接技術	-----	2
1.2.2 中厚鋼板の溶接技術	-----	2
1.3 本論文の構成	-----	4
第2章 薄鋼板のレーザ溶接技術に関する研究	-----	6
2.1 緒言	-----	6
2.2 突合せ溶接継手品質に関する検討	-----	7
2.2.1 実験方法	-----	7
2.2.1.1 供試材	-----	7
2.2.1.2 溶接条件	-----	7
2.2.1.3 溶接部の形状、金属組織および硬さ	-----	7
2.2.1.4 引張試験	-----	8
2.2.1.5 平面ひずみ張出し成形試験	-----	8
2.2.2 溶接精度と継手品質に関する実験結果	-----	8
2.2.3 溶接結合素材の成形性に関する実験結果	-----	13
2.2.4 炭素鋼の化学組成と溶接部硬さの関係	-----	16
2.3 重ね溶接継手品質に関する検討	-----	20
2.3.1 実験方法	-----	20
2.3.1.1 供試材	-----	20
2.3.1.2 溶接方法および溶接条件	-----	21
2.3.1.3 溶接継手性能の評価方法の検討	-----	21
2.3.2 裸鋼板の重ね溶接継手の静的強度および破断様式 の評価法の検討	-----	22
2.3.3 裸鋼板の重ね溶接継手の疲労強度	-----	25
2.3.4 破壊力学による重ね溶接継手疲労強度評価法の検討	-----	29
2.3.5 表面処理鋼板の重ね溶接技術	-----	32
2.3.5.1 表面処理鋼板の重ね溶接現象および溶接部形態	-----	32
2.3.5.2 重ね継手強度に及ぼす亜鉛めっき量の影響	-----	35
2.3.5.3 表面処理鋼板の重ね溶接における欠陥抑制法	-----	37
2.4 結言	-----	41

第3章 炭化水素ガスを用いた溶接品質制御技術に関する開発	
3.1 緒言	----- 43
3.2 加炭による強化技術の現状と課題	----- 43
3.3 レーザ加炭焼入れプロセスの構成	----- 44
3.4 実験方法	----- 45
3.4.1 供試材	----- 45
3.4.2 評価方法	----- 45
3.5 CH ₄ による加炭現象に関する実験結果	----- 46
3.6 焼入れ部の金属組織および硬さ	----- 47
3.7 焼入れ部断面形状の制御性の検討	----- 49
3.8 加炭強化処理による材料強化	----- 51
3.9 加炭機構に関する考察	----- 54
3.10 結言	----- 56
第4章 中厚鋼板のレーザ溶接技術に関する研究	
4.1 緒言	----- 57
4.2 実験方法	----- 58
4.2.1 供試材	----- 58
4.2.2 溶接条件	----- 58
4.2.3 プラズマ除去ガス供給方法	----- 58
4.2.4 バックシールド法	----- 59
4.2.5 溶接部品質の評価方法	----- 59
4.3 大出力レーザの溶接特性および高周波誘導加熱による溶接高速化	----- 60
4.4 溶接欠陥発生形態	----- 63
4.4.1 気孔欠陥に及ぼす溶接速度の影響	----- 63
4.4.2 気孔欠陥の発生形態	----- 65
4.4.3 スポット欠陥の発生形態	----- 68
4.5 溶接欠陥防止技術の開発	----- 69
4.5.1 気孔欠陥の防止技術	----- 69
4.5.2 スポット欠陥の防止技術	----- 74
4.6 結言	----- 77
第5章 中厚鋼板の溶接品質制御技術に関する研究	
5.1 緒言	----- 78
5.2 実験方法	----- 78
5.3 溶接金属の品質	----- 79
5.3.1 溶接金属の清浄性	----- 79
5.3.2 溶接金属組織の形成機構	----- 79
5.3.3 溶接金属の化学組成	----- 82

5.3.4 溶接金属の低温衝撃特性	----- 83
5.3.5 溶接継手の耐硫化物応力腐食割れ特性および耐水素誘起割れ特性	----- 84
5.4 結言	----- 84
第6章 レーザ溶接技術の実用化	
6.1 緒言	----- 85
6.2 レーザ加炭焼入れ装置の開発	----- 85
6.2.1 開発の目的	----- 85
6.2.2 製造装置の開発	----- 86
6.3 レーザ溶接鋼管製造技術の開発	----- 88
6.3.1 開発の目的	----- 88
6.3.2 製造装置の開発	----- 88
6.4 結言	----- 91
第7章 総括	
	----- 92
参考文献	----- 95
謝辞	----- 99
本研究に関連した発表論文	----- 100
その他の発表論文	----- 100

第1章 緒論

1.1 本研究の目的

1980年初頭にキロワットクラスのレーザーが開発されて以来、レーザー加工機の導入は、自動車産業を中心として、鉄鋼、重工、電機、エレクトロニクス等、ほぼ全ての産業分野で急激に伸びてきており、今や、生産技術として完全に定着したといえる。

このように、レーザー加工の実用化が進められている理由として、溶接では1mm以下に収束したスポット熱源を用いるため、(1) 高エネルギー密度熱源であり高速深溶け込み溶接が可能である、(2) 溶接入熱がきわめて低く溶接変形が少ない、(3) スポット径の制御により溶接のみならず切断・穴明け、表面改質、マーキング等、各種の加工が可能である、(4) 光ビームであるためミラーおよびファイバで簡便に伝送できるため自動化およびシステム化が容易である等の利点があげられる。

レーザー溶接の実用化は、自動車産業などの軽量および大量生産を特徴とする産業分野において、主に薄鋼板の溶接への適用から始まった。この産業分野では、差厚/異種材料を突合せ溶接した後、プレス成形するテーラードブランク材の製造技術^{1~7)}およびプレル部品同士を重ね合わせて溶接する3次元溶接技術への適用事例⁸⁾が多く見られる。これら技術を実用化するために、薄鋼板のブランピング精度等、溶接前準備に関する検討および溶接品質モニタリング技術^{9~11)}等、溶接加工プロセスに関する研究が多数実施されている。しかしながら、溶接継手の品質は、材料要因に大きく関与するが研究事例は少ない。たとえば、鉄鋼材料では、溶接金属および熱影響部の硬さ、靱性等が素材の化学成分および溶接条件により変化するため、材料特性を考慮した継手品質の制御技術およびそれら評価技術の研究開発が要望される。

次いで、重工、鉄鋼産業においては、中厚鋼板の溶接が対象となるが、レーザー出力上の制約により実用化が制限されていた。しかし、レーザー溶接は、アーク溶接に比較して入熱が極めて低いため溶接変形が小さいこと、またノンフィラーの1パス高速溶接が可能のため、溶接変形の矯正、ワイヤコストおよび生産時間短縮の観点から大きな経済上のメリットが期待できるため、大出力レーザーの出現を待っていた。

鉄鋼産業における実用化動向を見ると、小径ステンレス溶接鋼管の製造^{12~15)}や熱延・冷延鋼板の連続コイル継ぎ溶接ラインへの適用が進められてきたが、レーザー出力およびその安定性の制約から5~10kWクラスのレーザーの適用^{16,17)}に止まっており、対象材は主に5mm以下の薄肉に限定されていた。

特に、溶接鋼管製造法について見ると、TIG、プラズマ或いはサブマージアーク溶接法等の熔融溶接法は、性能は良いが生産性に劣り、一方、高周波、鍛接法等の圧接溶接法は高生産性であるが性能面から使用用途に限界があるなど、一般的にその性能と生産性が相反することが知られていた。

近年、レーザー加工機は大きな進歩を遂げ、今や45 kWにも達する大出力レーザーも出現するに至った。これにより熔融溶接法においても高生産性が期待されることとなった。

そこで、鉄鋼産業では1995年7月に世界に先駆けて25kWレーザー溶接機が24インチ大径電線管ミルに導入され、高生産性を確保しながら母材並の性能を有する溶接部が形成可能なレーザー溶接管製造技術の開発が進められている。

10kWを超える大出力レーザーでは、溶接時に発生するレーザー誘起プラズマが生産性および品質両面に及ぼす影響が大きいことが予想され、これらに対応する研究開発が必要である。また、中厚鋼板では、低温靱性、硫化物応力腐食割れ特性(SSCC)等の厳しい品質が要求される重要溶接構造物が対象となるため、溶接金属および熱影響部などの金属組織制御技術の開発が要望される。

本研究は、鉄鋼材料のレーザー溶接現象に着目し、その現象を明らかにするとともに、溶接欠陥抑制技術、品質評価および品質制御技術を開発して、一貫した加工システムとして確立するために行ったものである。

1.2 本研究に関する溶接プロセスおよび評価技術の研究状況

1.2.1 薄鋼板の溶接技術

レーザー溶接の実用化が進んでいる分野は、材料サイズの面からは、板厚が約3mm以下の薄鋼板の領域と6~25mm程度の中厚鋼板の領域である。前者は、主に自動車産業でありテーラードブランク(溶接結合素材)への適用と自動車ボデー組み立て溶接への適用である。

テーラードブランクは、突合せ溶接で製造されるために、ブランク材およびレーザー照射位置等の精度に関する研究や、溶接欠陥抑制のためインラインモニタリングによる欠陥検出技術の開発^{9~11)}が行われている。日本の主要自動車メーカーでは、装置開発は完了しており実用化段階に達している。この技術は、従来複数のプレス部品をスポット溶接等で組み立てていたものを、予め複数のブランク材を溶接結合し1回のプレス成形で大型部品を製造する技術であり、材料およびプレス設備コストの低減のみならず、プレス部品の精度向上、車体の剛性および衝突強度等の性能向上にも寄与するため、日米欧の自動車メーカーでは既に実車に多用されている。

本技術の製造面での課題は、溶接結合線すなわちレーザー溶接部が硬化し、その部分の成形性が劣るため設計段階で結合線の配置の制約があげられる^{18~22)}。これは、溶接金属が母材より硬化し不均質材となるためである。この不均質さは材料の化学成分や溶接条件等、種々の要因によって変化する。このような材料面に関する系統的な研究は不十分である。

次いで、自動車ボデー組み立て溶接は、欧米では一部実用化されているが、日本では開発段階の技術である。本技術も、溶接施工技術およびモニタリング技術の開発が進められているが、重ね継手の強度評価技術は確立されていない^{23~26)}。さらに、自動車ボデーには、表面処理鋼板が使用されているが、重ね溶接ではブローホール等の溶接欠陥発生等の問題がある^{27~33)}。現在までに、種々のアイデアが試行されてきたが未だ解決には至っていない。

1.2.2 中厚鋼板の溶接技術

中厚鋼板を対象とした溶接技術に関しては、溶接速度の高速化と溶接欠陥の防止が重要な研究課題である。前者に対して、最も直接的な方法はレーザーパワーの増大

である。実験室的には100kWの炭酸ガスレーザーが開発されており、50mmの溶け込みが得られることが実証されている。実用化面では、鉄鋼産業において25kW炭酸ガスレーザーが鋼管製造ラインに導入され、生産活動を開始すべく開発が進められている。

また、同一レーザーパワーでより高速で溶接するために、レーザー誘起プラズマの発生を抑止する研究が行われている。高電子密度のプラズマが発生すると、レーザーエネルギーがプラズマに吸収或いは反射されて被溶接材に到達するレーザーエネルギーが減少し、溶込み深さが減少する。これを克服するために、(a)アシストガスによるプラズマの制御^{34~37)}、(b)真空中での溶接によるプラズマの除去³⁸⁾などレーザー誘起プラズマの影響を低減するための研究が行われている。

次いで、レーザー溶接は深溶込み高速溶接であるため、ポロシティ、ブローホール等の溶接欠陥が発生しやすい。溶接欠陥の発生原因は、(a)キーホールの不安定現象および、(b)固液間の溶解度差によるガス放出によるものと考えられている。すなわち、(a)については、キーホールは、熔融金属の表面張力と蒸発反跳力とでバランスで保持されるが、キーホールが細くて深いほど、換言するとレーザーパワーが高く溶込み深さが深いほど、キーホールを安定に維持するのが困難になり熔融金属の流れも不安定さを助長する。さらに、アシストガスや熔融金属流れ等の外乱があるとキーホールの不安定さが増幅され、キーホールの崩壊または閉塞につながる。これにより、空洞(ポロシティ)が形成される。そこで、溶接欠陥防止技術として、主に、アシストガス供給方法の最適化によりキーホールを安定化させる研究が行われているが、実用レベルに達した研究事例は少ない。また、レーザーの出力によっても溶接欠陥発生機構が異なることが予想されるため、新たな研究開発が必要となる。

ラインパイプおよび海洋構造物等へレーザー溶接の適用を考えた場合、レーザー溶接部の低温靱性、SSCC等の性能が要求されるが、レーザー溶接の冶金的研究事例^{39~48)}は極めて少ない。

1.3 本論文の構成

本論文の構成を要約するとFig.1-1のようになる。

第1章では、本研究の目的、本研究に関連するレーザー溶接の最近の研究、実用化動向について概説し、本研究の必要性を示している。

第2章では、薄鋼板の突合せおよび重ね溶接継手の静的、疲労強度および成形性等の品質に対する支配因子を明らかにしている。まず、静的継手強度および成形性は、主にビード形状と溶接金属および母材の硬さに支配されることを示した。疲労強度は、母材および溶接金属の硬さに依らず、ビード形状、母材厚さ等の継手形状により支配されることを示し、破壊力学を用いた疲労強度の統一的な評価法を提示した。また、表面処理鋼板の重ね溶接継手性能と亜鉛めっき付着量の影響とその抑制技術について検討している。溶接現象は、レーザーstroボ法を用いて溶接現象の観察結果に基づいて欠陥発生機構を考察している。

第3章では、薄鋼板の溶接継手品質が、溶接金属の硬さにより支配的されることが明らかになったため、溶接金属の硬さ制御技術について研究している。炭化水素ガスを用いた加炭焼入れ技術を考案し、加炭量に及ぼすガス添加条件と焼入れ条件の影響について述べている。くわえて、炭化水素ガスによる溶融金属への加炭機構について考察している。

第4章では、中厚板を対象とするレーザー溶接プロセスに関する研究成果を述べている。まず、高周波誘導加熱との併用による溶接高速化の効果について検討し、溶接速度に及ぼす予熱温度の影響を示している。次いで、マイクロフォーカスX線法により微細溶接欠陥の発生挙動、欠陥内のガス種および溶融金属の流れ挙動について検討し、欠陥発生機構を考察している。その結果に基づいて、アシストガスによるレーザー誘起プラズマ除去法、バックシールドガスによるガス反応抑止法および弱圧縮等による欠陥圧壊法を検討し、その効果を立証した。

第5章では、レーザー溶接金属および熱影響部について、組織形成に及ぼす酸素量の影響および溶接金属の低温靱性等を検討し、母材に匹敵する品質を有することを明らかにしている。さらに、レーザー溶接固有の高靱性金属組織の形成機構について考察している。

第6章は、本研究で開発した加炭焼入れ装置およびレーザー溶接鋼管製造装置の特徴と効果などを述べている。

第7章は、本論文の結論で、一連の研究成果を総括している。

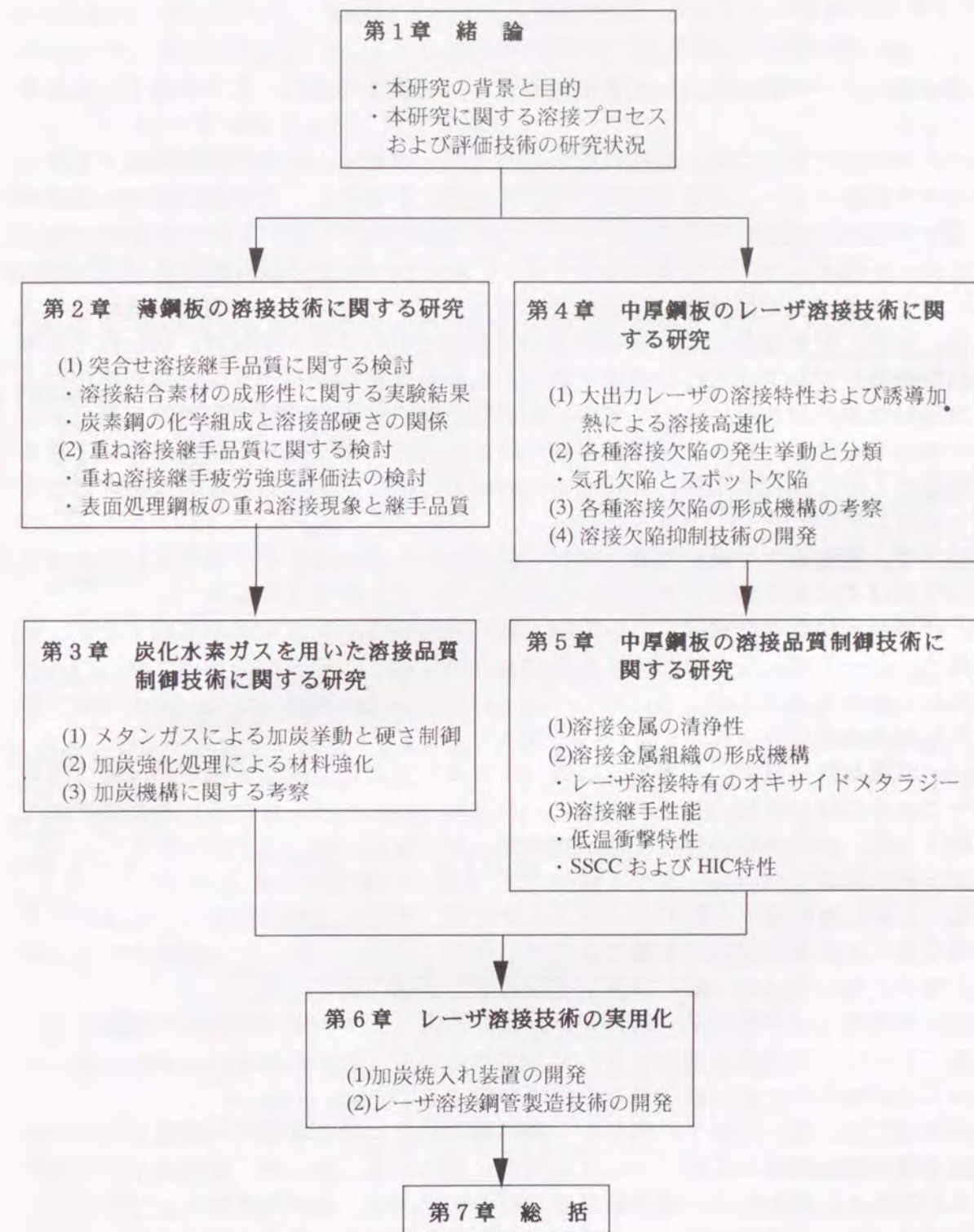


Fig.1-1 本論文の構成

第2章 薄鋼板のレーザー溶接技術に関する研究

2.1 緒言

薄鋼板のレーザー溶接において実用化されている継手形式は、突合せ継手と重ね継手である。

突合せ溶接においては、溶接に用いられるレーザービームの直径が1mm以下と細いため開先間隙やビーム照射位置等の精度に敏感に影響され、突発的な溶接欠陥が発生しやすいなど解決すべき課題が多い。これらの対策として、レーザー溶接時に発生するレーザー誘起プラズマの発光強度^{9~11, 49)}およびプラズマ電界強度等^{50, 51)}を検出してオンラインで溶接部の品質をモニタリングするシステムの開発が進められている。一方、材料面からは、突合わせ溶接結合されたブランク材は、後行程で成形されるため、プレス成形性が要求される。しかしながら、レーザー溶接部の硬化により溶接結合素材は母材に比して成形性が劣るため、溶接結合線の配置など設計面からの制約が大きい。レーザー溶接部の硬化度は、素材の化学成分や溶接条件など種々の要因によって変化するが、材料面からの成形性向上に関する系統的な研究はなされていない^{19~22)}。

次いで、重ね継手に関しては、プレス成形された部品同士を溶接するため要求される性能は主に継手強度であるが、この点についても研究事例は少ない^{23~26, 52)}。レーザー重ね溶接継手の強度については、特に疲労強度に及ぼす継手形状・寸法、負荷様式、ビード幅・長さ等の因子の影響も含め、徐々にデータが蓄積されつつある。しかし、疲労強度はこのように多くの因子の影響を受け複雑なため、定量的かつ統一的な評価法が確立されていないのが現状である。

レーザー重ね溶接継手の溶接端部は鋭い切欠或いはき裂とみなせるため、疲労寿命はそこからの疲労き裂の発生・成長により支配されると考えられる。そこでこの点に着目して、疲労き裂の発生する溶接端部の局所量として、応力集中係数： K_t ²³⁾および線形破壊力パラメータ： J 積分^{24, 25)}を用いた疲労寿命の評価が試みられている。しかしながら、これらのパラメータでは、異なる試験片形状・寸法および負荷様式などへの適用範囲が明確にされていないことや、スポット溶接継手などの異なる継手に対しては統一的に評価できないことが知られている。

自動車産業では車体部品の約70%に防錆を目的として表面処理鋼板が使用されている。しかし、表面処理鋼板の重ね溶接では、ブローホールなどの欠陥が発生しやすいことが知られており継手強度の低下が懸念される。

本研究では、突合せ継手に関して、静的継手強度に及ぼす突合せ間隙とレーザー照射精度等の溶接精度の影響について定量的に把握する。次いで、溶接継手の引張特性および張出し成形性等の調査結果を素材の化学成分、機械的性質および板厚などからなるパラメータで整理し、素材諸元から結合材の成形性を予測することを試みる。

さらに、溶接継手の諸特性を支配する溶接部の硬さの予測式を提案する。

重ね継手に関しては、静的強度の支配因子を明らかにし、疲労強度については混合モードの破壊力学クライテリオンを用いることにより、スポット溶接継手も含め

て疲労強度が統一的に評価できることを実証する。

表面処理鋼板の重ね溶接に関しては、溶接時に発生するスパッタと溶接欠陥形態とを関連付けるとともに、溶接継手の静的・疲労強度に及ぼすめっき量の影響を明らかにする。溶接欠陥防止法として、鋼板間隙の効果を定量的に把握する。

2.2 突合わせ溶接継手品質に関する検討

2.2.1 実験方法

2.2.1.1 供試材

実験に用いた素材の機械的性質および化学成分をTable2-1に示す。ここで、機械試験値はJIS 5号引張試験により求め、0°と90°方向の平均値で示した。

Table2-1 Mechanical properties and chemical compositions of base steels

Thickness mm	Yield strength MPa	Tensile strength MPa	Total elongation %	(mass%)				
				C	Si	Mn	P	S
0.9	187	325	43.9	0.044	0.02	0.20	0.012	0.007
1.2	169	298	47.4	0.025	0.01	0.19	0.015	0.008
0.7	191	306	47.1	0.047	0.02	0.23	0.016	0.014
	188	283	46.2	0.004	0.01	0.13	0.008	0.012

2.2.1.2 溶接条件

溶接条件を、Table2-2に示す。溶接は、焦点距離254mmのZnSe製レンズを用いてレーザービームを集光し、焦点を鋼板表面から上方側2mmの位置に設定して行った。その際のビームスポット径は、約0.6mmであった。なお、ビームスポット径は、表面が平坦なアクリル基板を、ビーム軸に垂直に50 m/minで掃引して形成された蒸発溝の最深部の $1/e^2$ に対応する溝幅を測定することにより決定した。溶接速度は、生産性を考慮してビームオンレートおよびワイヤ供給を行わず3m/min以上で行った。

Table2-2 Laser welding conditions

Laser power	3.0 kW (Wave length 10.6 μ m)
Focal length	254 mm
Welding speed	3.0~6.0 m/min
Shielding gas	Ar 20 l/min

2.2.1.3 溶接部の形状、金属組織および硬さ

溶接部の形状は、先ず目視によりビード幅の均一性、アンダーカット等、外観性状を調査した。次いで、溶接部(横断面)を切り出し、溶込み形状および金属組織

を調査した。

溶接部のビッカース硬さは、測定荷重100gで7点測定し、その平均値を求めた。

2.2.1.4 引張試験

機械加工によりJIS5号引張試験片を作製し、単軸引張試験を行った。溶接線方向は、引張方向に対して平行および直交方向(以下、それぞれ、平行引張、直交引張と略記)とした。

2.2.1.5 平面ひずみ張出し成形試験

φ100mmの球頭パンチにより張出し成形を行った。可能な限りパンチ頂点で平面ひずみ破断を発生させるために、Fig.2-1, Fig.2-2に示す特殊な形状の試験片を使用しポリエチレンフィルムと高粘度プレス油を組み合わせ、可能な限り良好な潤滑状態で成形を行った。溶接線方向は、最大主ひずみ方向に対し平行および直交方向(以下、それぞれ、平行張出し、直交張出しと略記する)とした。

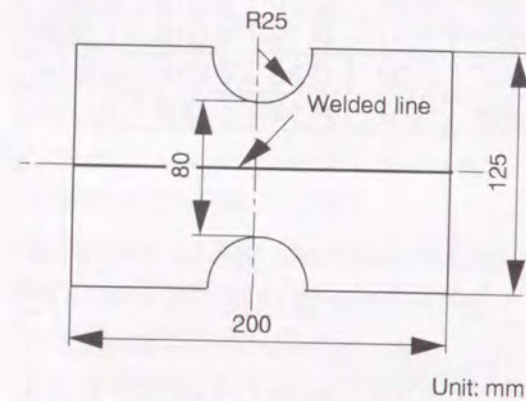


Fig.2-1 Plane strain stretch test (Welded line//Major strain)

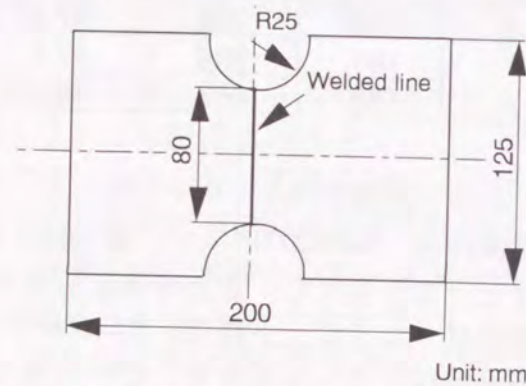


Fig.2-2 Plane strain stretch test (Welded line ⊥ Major strain)

2.2.2 溶接精度と継手品質に関する実験結果

許容開先間隔を定量的に求めることを目的として、開先間隔を0~0.5mmと変化させて溶接部を作製し、ビード形状、溶接継手強度および全延びを調査した。溶接継手の機械的性質は、直交引張り試験により求めた。

Fig.2-3, 4に、それぞれ板厚0.7mmおよび1.2mmの材料を用いて、開先間隔を変化させて作製した溶接部の断面形状を示す。板厚0.7mmの鋼板の場合、開先間隔0.05、0.1mmでは、アンダカット(以下、溶接部のへこみをアンダカットと呼ぶ)は観察されなかったが、開先間隔0.2mm以上においてアンダカットが観察された。板厚1.2mmの場合も傾向的には板厚0.7mmと同様であるが、アンダカットは開先間隔

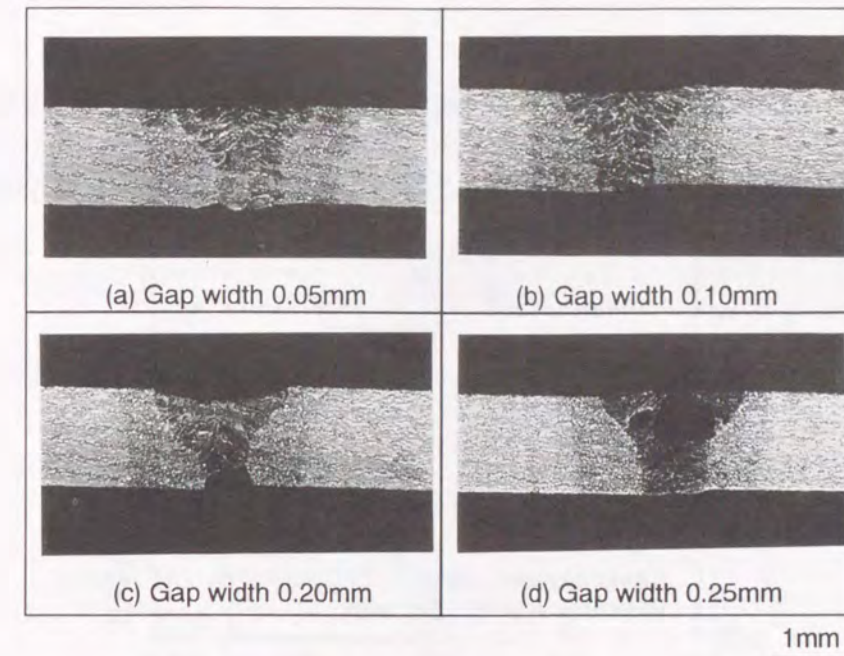


Fig.2-3 Transverse macrosection of weld metal (Sheet thickness 0.7mm)

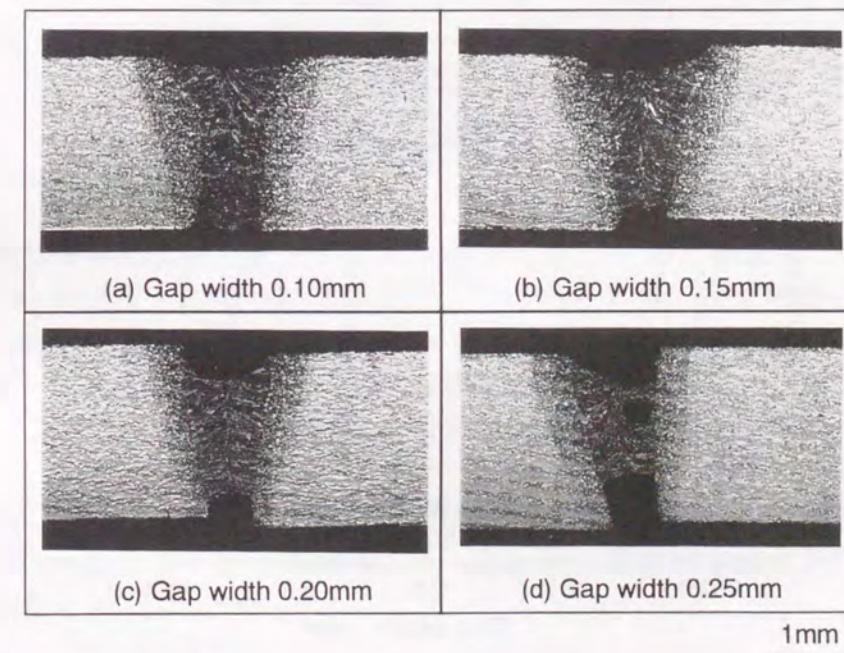


Fig.2-4 Transverse macrosection of weld metal (Sheet thickness 1.2mm)

0.15mm以上から観察された。これらの写真から溶接部の厚さを測定し、開先間隔との関係を求めた。

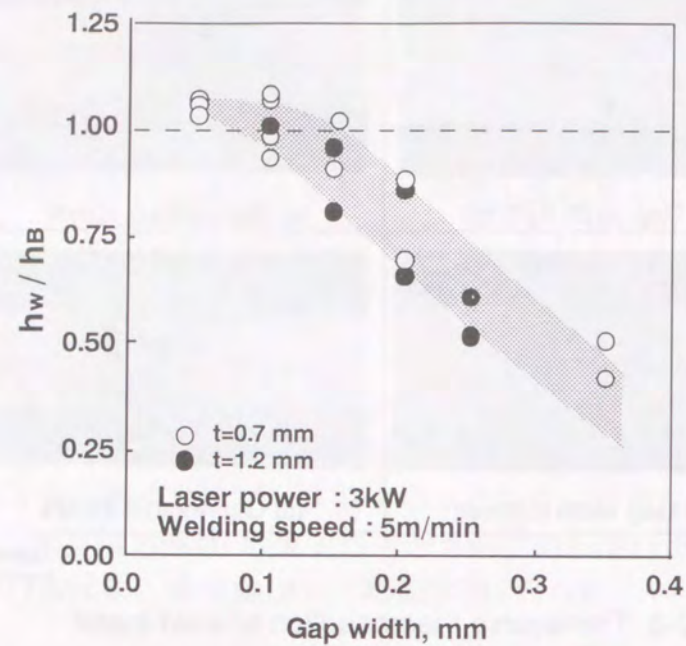


Fig.2-5 Relationship between gap width and thickness ratio of weld section to base metal

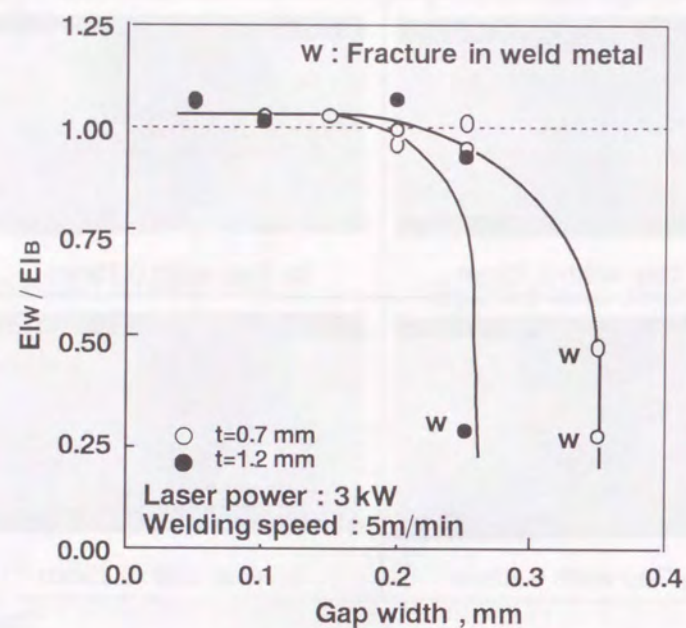


Fig.2-6 Relationship between gap width and total elongation of welded sheets

Fig.2-5 に、板厚0.7および1.2mmの材料の開先間隙と溶接部と母材の厚さ比の関係を示す。開先間隙の増加とともに、溶接部厚さが減少する傾向が認められた。

Fig.2-6 は、板厚0.7mmの材料の開先間隙と溶接継手と母材の全伸び比の関係を示す。開先間隙の増加とともに全伸びが低下する傾向が認められ、開先間隙が0.2mmを超えると大幅な低下が認められた。

Fig.2-7 に、板厚0.7~1.6mmの材料を対象として、溶接部/母材の厚さ比と溶接

継手/母材の全伸び比の関係を示す。溶接部の厚さが母材に対して約0.80倍以下では、大幅に全伸びが低下していた。これは、溶接部と母材の厚さの比が0.80以上で継手の破断位置が母材部となるのに対して、それ以下では溶接部となるためである。

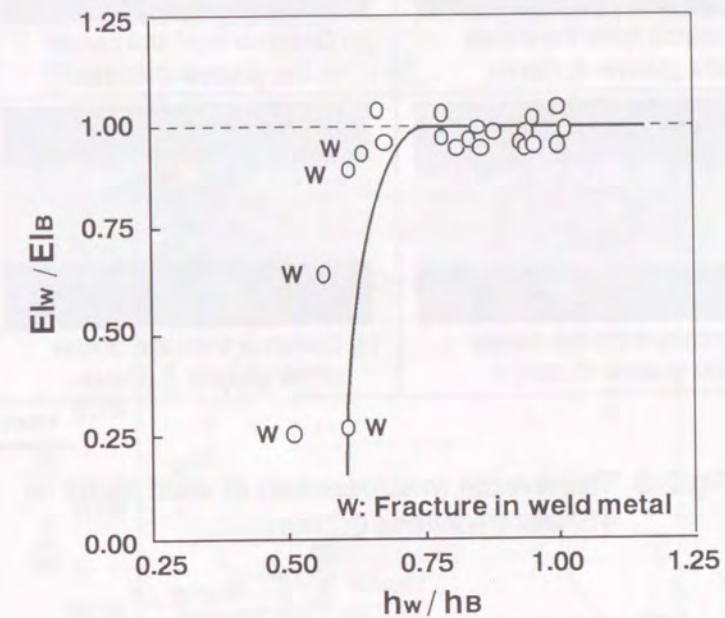


Fig.2-7 Relationship between thickness ratio of weld section to base metal and total elongation ratio of welded joint to base metal

この実験結果から、優れたレーザ溶接継手性能を確保するためには、溶接部の厚さを母材の0.80倍以上にする必要があり、そのためには、開先間隙は0.15mm以下に設定する必要がある。

レーザビームの照射位置が、突合わせ開先部からずれた場合、溶接継手性能が低下する。ここでは、レーザビームのシフト量と溶接継手性能との関係を定量的に求めた。

Fig.2-8 に、板厚0.7mmの材料の溶接部断面写真を示す。開先中央部からレーザビームを0.1mmをシフトさせた場合には、開先の未溶融部は観察されないが、それ以上では観察された。

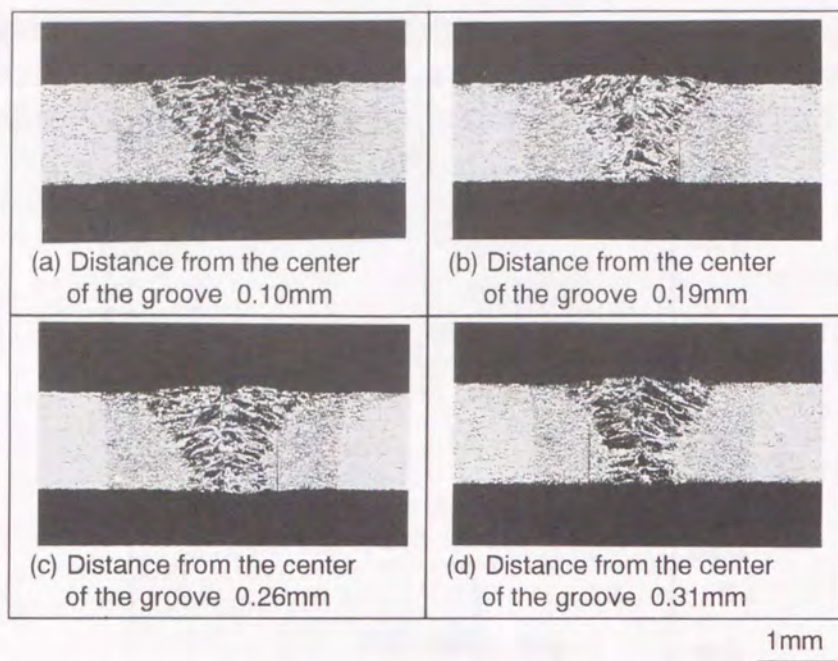


Fig.2-8 Transverse macrosection of weld metal (Sheet thickness 0.7mm)

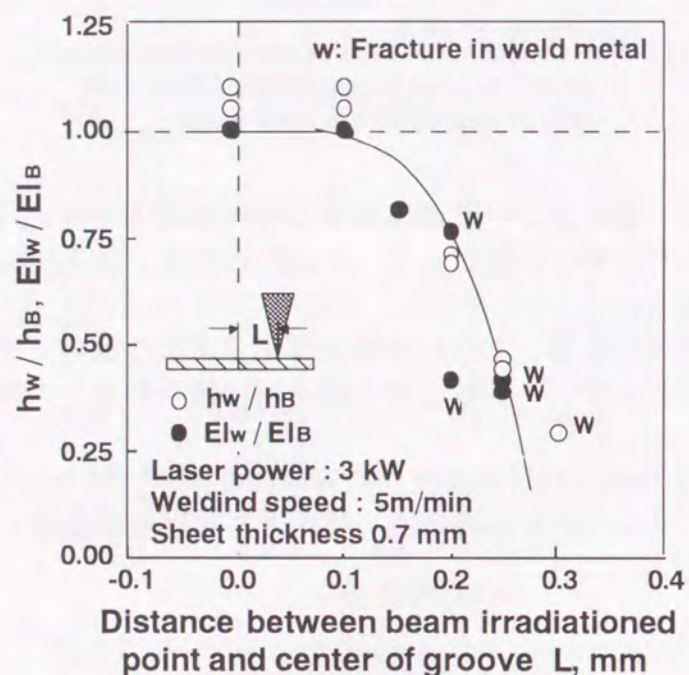


Fig.2-9 Relationship between position of laser radiation and thickness ratio of weld section to base metal and total elongation ratio of welded joint to base metal

Fig.2-9 は、板厚0.7mmの材料の場合の、レーザービームのシフト量と溶接部/母材の厚さ比および溶接継手/母材の全伸び比の関係を示す。同図より、板厚0.7mm

の材料において、溶接継手が母材と同一レベルの性能を確保するためには、レーザービームを開先部に対して±0.1mm以内に照射させることが必要である。

次いで、Fig.2-10は、板厚0.7mm-1.2mmの差厚継手における、レーザービームシフト量と溶接継手/母材の全伸び比の関係を示す。板厚の薄い側(板厚0.7mm)では、許容レーザービームシフト量は、板厚0.7mmの同厚継手の場合と同様に0.1mmであったが、板厚の厚い側(板厚1.2mm)では、溶融金属量が増加するため、許容レーザービームシフト量は0.3mmと拡大していた。

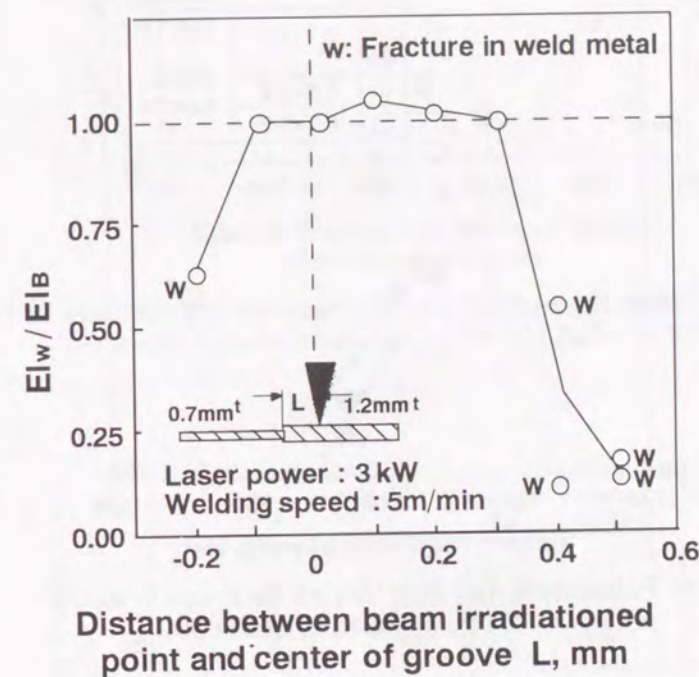


Fig.2-10 Relationship between position of laser radiation and total elongation ratio of welded joint to base metal

2.2.3 溶接結合素材の成形性に関する実験結果

溶接継手の引張特性に関して、平行引張りの場合には、溶接部が起点となり破断にいたるため、成形性には溶接部の延性の影響が大きい⁵⁾。すなわち、溶接部の硬さは母材より硬いため、延性が低下する。一方、直交引張りの場合は、試験片中央の溶接ビードによりその近傍の変形が拘束され、全伸びが低下する。特に、板厚と引張強さに差が生じる素材の組み合わせでは、板厚×引張強さで表わされる破断耐力の小さい素材側に変形が集中し、延性の低下が顕著となる。

次いで、張出し成形性に関して、平行張出しの場合には、引張りの場合と同様に溶接部が起点となり破断が発生し、溶接部の延性低下により成形性が低下する。

一方、垂直張出しの場合にも引張りの場合と同様に破断耐力の低い素材側に変形が集中し、成形性が低下する。

これらの結果から、特に最大主ひずみ方向が溶接線に平行の場合には、破断が溶

接部で発生するため、溶接部の延性の影響が大きいと考えられる。

Fig.2-11 に[溶接部の硬さ]と結合材の平行引張全伸びの関係を示す。溶接部の硬さと結合材の全伸びには材料の相違によるばらつきが認められるものの、負の相関が認められる。このばらつきは、炭素量が0.004%と低い結合材の溶接部は炭素量0.025~0.047%の結合材に比較して硬さが低く延性の低下が小さいためであると考えられる。

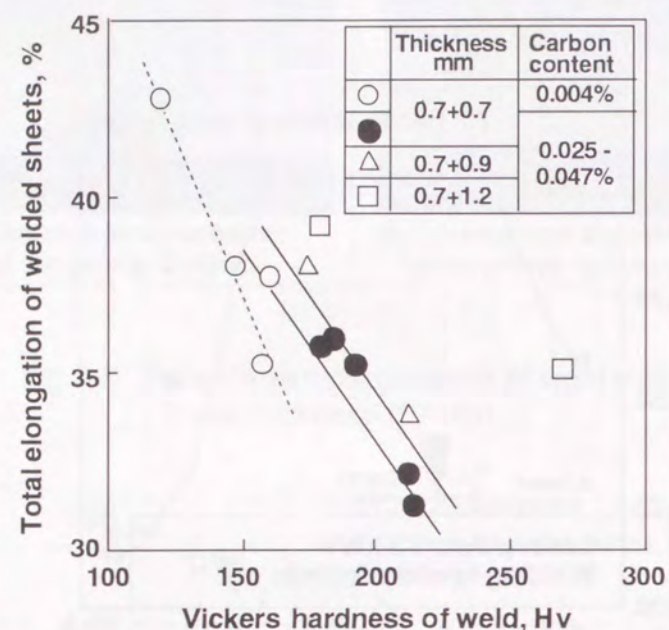


Fig.2-11 Relationship between Vickers hardness of weld metal and total elongation in tensile test

そこで、溶接部と母材の面積比率が一定の場合には、溶接部と母材の延性が一定の割合で結合材の延性に影響を及ぼすと仮定し、結合材の延性の関係を調べた。

Fig.2-12 に[溶接部硬さ+母材硬さ]と結合材の全伸びとの関係を示す。[溶接部硬さ+母材硬さ]と結合材の延性には強い相関が認められる。しかし、差厚結合材は等厚材と層別される。これは、板厚効果が現れ、母材に対する溶接部の体積率が異なることためであると考えられる。

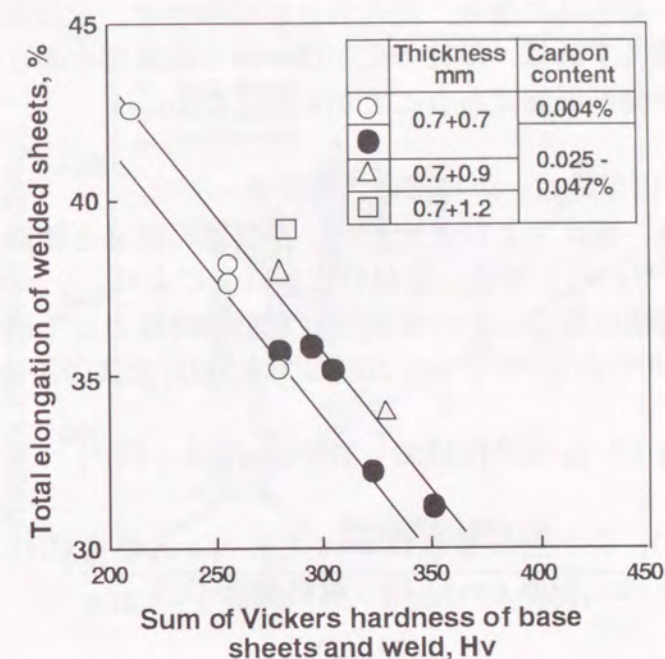


Fig.2-12 Relationship between [Vickers hardness of weld metal]+[Vickers hardness of base metal] and total elongation in tensile test

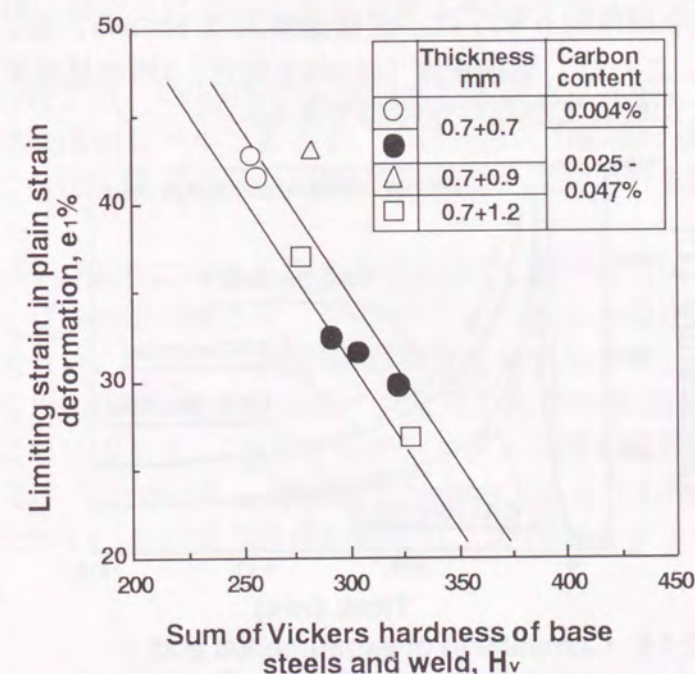


Fig.2-13 Relationship between [Vickers hardness of weld metal]+[Vickers hardness of base metal] and limit strain in plane strain stretching test

Fig.2-13 に、[溶接部硬さ+母材硬さ]と結合材の平行張出し平面ひずみ変形時の成形限界ひずみとの関係を示す。平面ひずみ時の成形限界ひずみも、[溶接部硬さ+母材硬さ]で整理できる。

以上の結果から、結合材の強度、延性および成形性は、溶接部の硬さの影響が強いことを示した。換言すれば、母材の化学成分から溶接部の硬さが推定できれば、結合材の成形性の予測が可能であることが示唆される。

2.2.4 炭素鋼の化学組成と溶接部硬さの関係

溶接結合材の強度、延性および成形性は、溶接部の硬さと関連が深いことを前項において示した^{53~58}。ここでは、母材の化学成分により、レーザー溶接部硬さの予測を試みる。貫通溶接の場合、レーザー溶接は移動線熱源として近似でき、ミクロ組織との関連の強い800℃から500℃の冷却時間(t 8/5)は、次式のように表わされる⁵⁹。

$$t_{8/5} = \alpha / 4 \pi \lambda^2 (q/vh)^2 [1/(500 - T_0)^2 - 1/(800 - T_0)^2] \quad \text{----- (1)}$$

α : 熱拡散率 (cm²/s)、 λ : 熱伝導率 (J/cm.s.°C)、 q : 入熱量 (J/s)、
 v : 溶接速度 (cm/s)、 h : 板厚 (cm)、 T_0 : 材料温度 (°C)

Fig.2-14 は、溶接時の冷却曲線の実測と計算結果である。レーザー溶接では、レーザーパワーの表面での反射ロスや裏面からの貫通ロスなどによって、レーザーパワーが材料に吸収される割合が異なるため、入熱量を正確に把握することが困難である。ここでは、熱効率を樽井ら⁶⁰の報告を参考に50%として計算した。両者は概ね一致し、800℃→500℃の冷却時間(t 8/5)は、溶接速度1, 3, 6m/minにおいてそれぞれ約2.7, 0.3, 0.1sである。これは、溶接速度1m/minを除き、JISの最高硬さ試験⁶¹でのアーク溶接の6.3秒に比較してかなり短時間である。

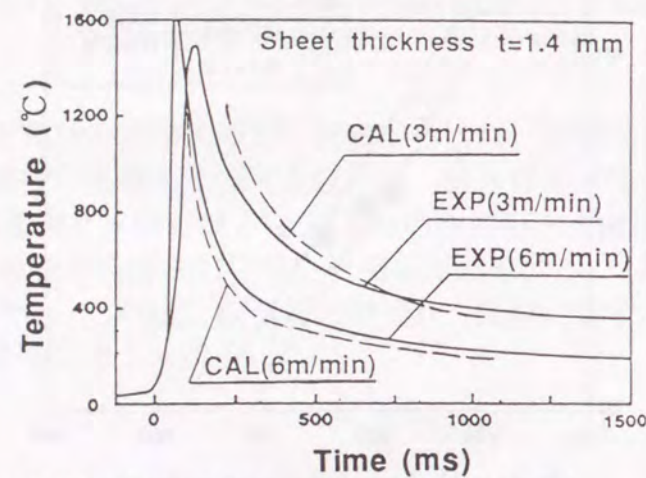


Fig.2-14 Comparison of experimental and calculated cooling curve of laser welding

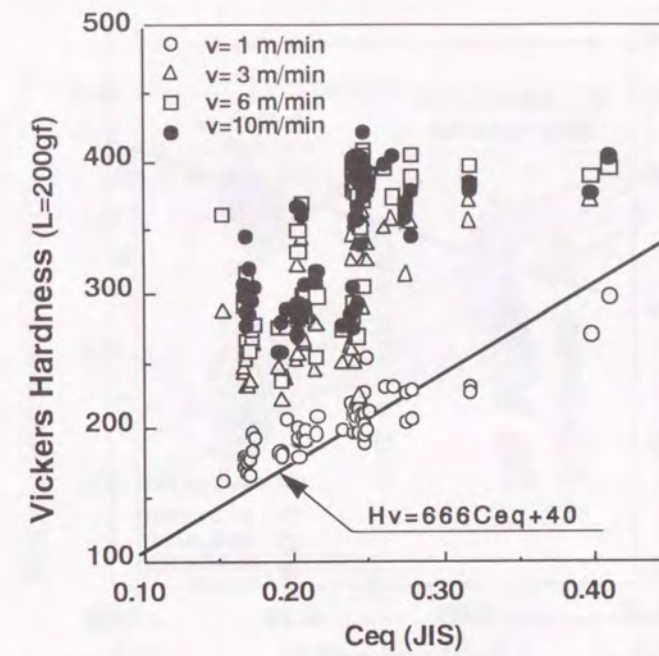


Fig.2-15 Relationship between carbon equivalent of JIS and hardness of weld metal

Fig.2-15 は、JISに規定されている炭素当量式(Ceq)⁶¹でレーザー溶接部の硬さを整理したものである。

レーザー溶接部の硬さは、Ceq(JIS)から算出される硬さに比較して、溶接速度1m/minの場合ではほぼ同レベルであるが、溶接速度3, 6m/minの場合には高くばらつきも大きい。これは、後者の場合にはJIS最高硬さ試験よりも冷却速度が速いためである。

そこで、Fig.2-16のように硬さを炭素量で整理し、100%マルテンサイトの硬さ⁶²と比較した。レーザー溶接部の硬さは、100%マルテンサイトの硬さより低く、かつ測定値の分散も大きい。これより溶接部は100%マルテンサイトではないものと考えられる。糟谷ら⁶²は100%マルテンサイトを得る臨界の冷却速度と組成の関係を報告している。これによると、100%マルテンサイトを得る臨界冷却時間t 8/5は約0.075秒以下である。したがって、溶接速度6m/minであっても冷却時間t 8/5はこれに達しない。すなわち、本研究の組成範囲では、100%マルテンサイトになり得ないことが分かる。

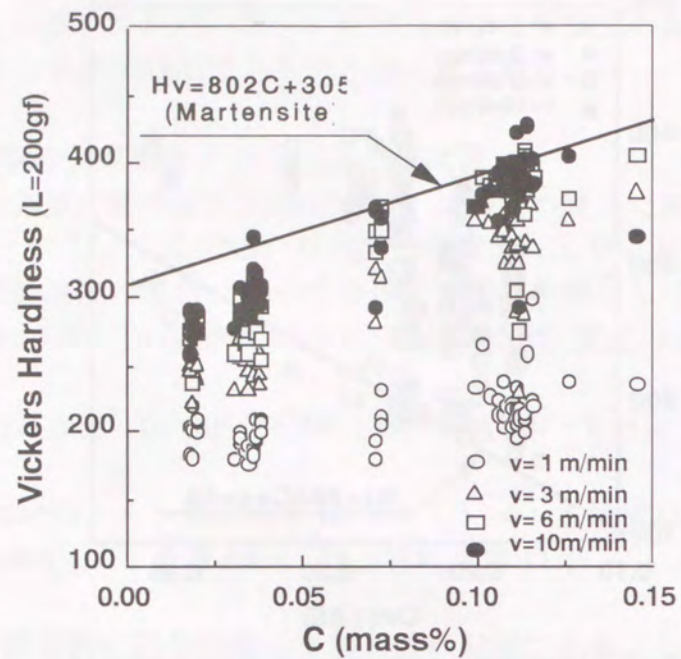


Fig.2-16 Relationship between carbon content and hardness of weld metal

そこで、レーザ溶接用の炭素当量式を規定した。ここでは、実用的な溶接速度が、約3m/min以上であるため、この速度範囲を対象として硬さ規定式を作成した。式(2)は、今回の試験結果から回帰分析により求めた式である。

$$Ceq(Laser) = C + (1/50) Si + (1/25) Mn + (1/2) P + (1/25) Cr \quad \text{----- (2)}$$

Ceq(Laser)は、Ceq(JIS)と比較すると、Cの寄与率が高く、Si およびMn の寄与率が低くなっており、かつ薄鋼板特有のPの項が加わっていることが特徴的である。Nb、V、Ti はばらつきが大きく、ここでは影響無しと判定した。

Fig.2-17は、(2)式で整理した硬さである。溶接速度6m/minと3m/minとは、前者が多少高い硬さを示しているが、その傾きはほぼ同一であり、それぞればらつきも少ない。したがって(2)式は硬さの良い指標となることが判る。

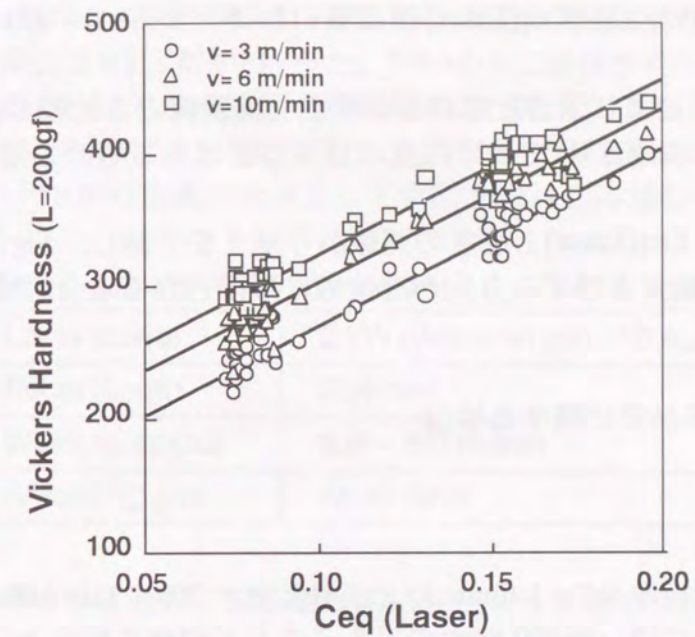


Fig.2-17 Relationship between carbon equivalent for laser welding and hardness of weld metal

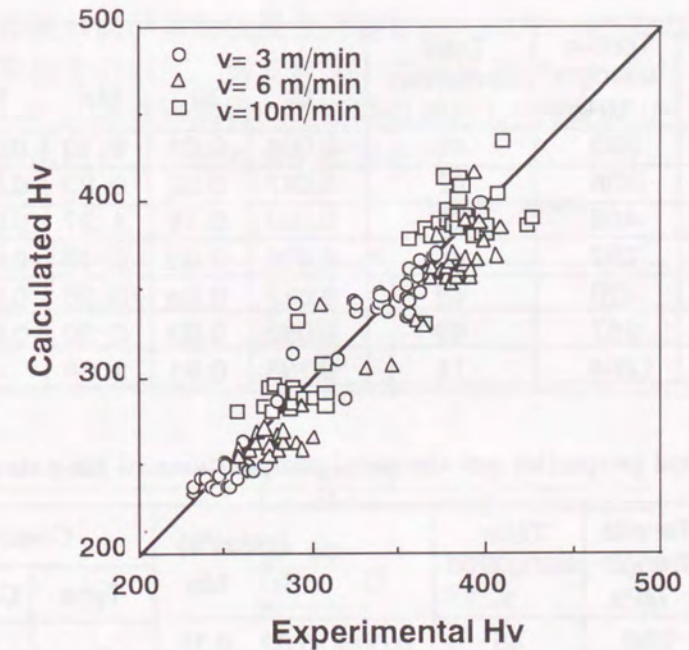


Fig.2-18 Comparison of measured hardness and hardness calculated by Ceq for laser welding

溶接部の硬さは、溶接速度 $R=3\sim 10\text{m/min}$ の範囲では、式(3)のように表わされる。

$$Hv(V)=1350Ceq(Laser)+6.25R+117.5 \quad \text{----- (3)}$$

Fig.2-18 は、式(3)により求めた溶接部の硬さと実験値とを比較したものである。両者には、ビッカース硬さ Hv で ± 35 程度のばらつきはあるもののほぼ良好な相関が認められる。

以上の結果から、 $Ceq(Laser)$ と硬さの関係から硬さを予測し、Fig.2-12 および Fig.2-13 を用いれば最大主ひずみ方向が溶接線に平行となる場合の成形性が推定できる。

2.3 重ね溶接継手品質に関する検討

2.3.1 実験方法

2.3.1.1 供試材

供試材には、主に板厚 $0.7\sim 1.6\text{mm}$ および引張強さ $300\sim 1200\text{MPa}$ の薄鋼板を用いた。表面処理鋼板には、板厚 0.8mm のアルミキルド鋼板を原板として、めっき量 $20\sim 60\text{g/m}^2$ の Zn-Ni 合金電気めっき鋼板および Zn-Fe 合金化溶融亜鉛めっき鋼板を用いた。Table2-3 (a)(b) に、供試材の機械的性質および化学組成を示す。

Table 2-3 (a) Mechanical properties and chemical compositions of base steels

Thickness mm	Yield strength MPa	Tensile strength MPa	Total elongation %	(mass%)				
				C	Si	Mn	P	S
0.7	188	283	46	0.004	0.01	0.13	0.008	0.012
	191	306	47	0.047	0.02	0.23	0.016	0.014
	253	408	36	0.003	0.18	1.27	0.043	0.003
0.8	169	292	45	0.006	0.03	0.13	0.006	0.014
1.2	180	320	48	0.057	0.03	0.28	0.013	0.016
1.6	155	287	49	0.052	0.03	0.30	0.007	0.016
	905	1264	11	0.168	0.81	1.68	---	---

Table2-3 (b) Mechanical properties and chemical compositions of base steels

Thickness mm	Yield strength MPa	Tensile strength MPa	Total elongation %	(mass%)			Coating layer	
				C	Si	Mn	Type	Coating weighth
0.80	158	290	45	0.006	0.02	0.13	--	--
0.80	185	320	46	0.038	0.02	0.25	Zn - Ni	20, 30g/m ²
0.76	162	311	47	0.002	0.02	0.17	Zn - Fe	30, 60g/m ²

2.3.1.2 溶接方法および溶接条件

溶接は、ZnSe 製レンズで集光した炭酸ガスレーザービームを二枚重ねた鋼板上に照射して行った。なお、表裏面のめっきは溶接欠陥の発生には関与しないため、表裏面のめっきは除去せずに溶接を行った。Table2-4 に溶接条件を示す。なお、実験の再現性を高めるために二枚の鋼板を機械的および電気的方法（マグネット）で締め付け、板間隔を 0mm にして溶接を行った。また、鋼板間隙の影響を調査する溶接実験では、 $5\sim 40\mu\text{m}$ の金属泊を挿入して隙間を設けて溶接した。

Table 2-4 Laser radiation condition

Laser power	2 kW (Wave length : $10.6\mu\text{m}$)
Focal length	254 mm
Welding speed	$3.0\sim 5.0\text{ m/min}$
Shielding gas	Ar 20 l/min

なお、以下で示すめっき量は二枚の鋼板間に存在する亜鉛めっきの総重量で表示している。

2.3.1.3 溶接継手性能の評価方法の検討

Fig.2-19 に、引張および疲労試験に用いた試験片の形状を示す。溶接ビードは、負荷方向（試験片軸方向）に対して垂直とし、重ね代の中央部に配置した。引張試験片では、破断強度および破断位置を評価した。一方、疲労試験には、電気-油圧サーボ式疲労試験機を用いて、周波数 20Hz で荷重制御、片振り（応力比 < 0.1 ）の疲労試験を実施した。疲労寿命は、破断時の繰返し回数とした。なお、疲労試験終了後に、疲労き裂形状および破断面の観察を行った。

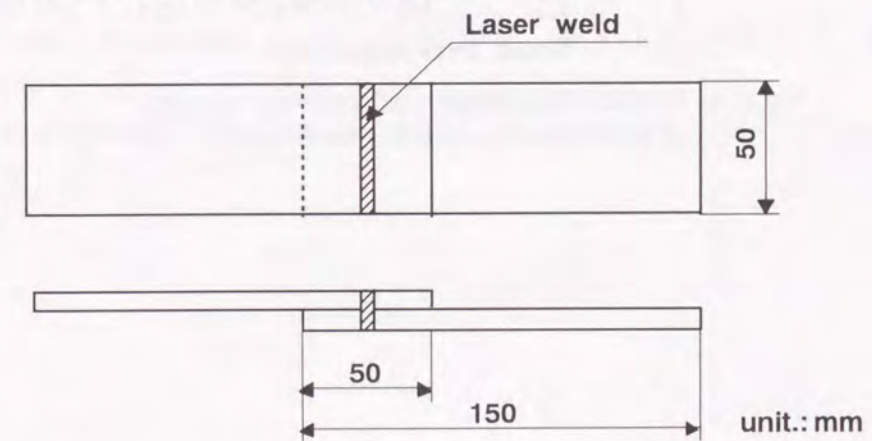


Fig.2-19 Configuration of tensile and fatigue test specimen

亜鉛めっき鋼板の重ね溶接ではスパッタが発生するなど、特異な現象が認められるため、溶接現象をスチルカメラおよびレーザーストロボ法 (30フレーム/s) を用いて観察した⁶³⁾。また、スパッタの重量は、溶接前後の試験片の重量差から求めた。

2.3.2 裸鋼板の重ね溶接継手の静的強度および破断様式の評価法の検討

Fig.2-20 に、レーザー重ね溶接継手の引張せん断強度（以下、継手強度と記す）と板厚の関係を示す。比較データとして、スポット溶接継手のスポット一点当たりの引張せん断強度を併記した。なお、レーザーおよびスポット溶接継手強度は、試験片幅 50mm 当たりの強度である。これより、レーザー重ね溶接継手強度は、板厚の増加とともに上昇し、1.2mm 以上の板厚で飽和する傾向が認められた。この傾向は、板厚が 1.2mm 以下では破断位置が母材であるため板厚の増加とともに継手強度が上昇したが、それ以上の板厚では破断位置が溶接部となったためであると考えられる。なお、スポット溶接継手の破断位置は全てナゲット近傍のボンド部から母材方向へき裂が進展する母材破断であった。また、レーザー重ね溶接継手強度は、スポット溶接継手強度に比較して 1.5~2.0 倍高い値を示した。

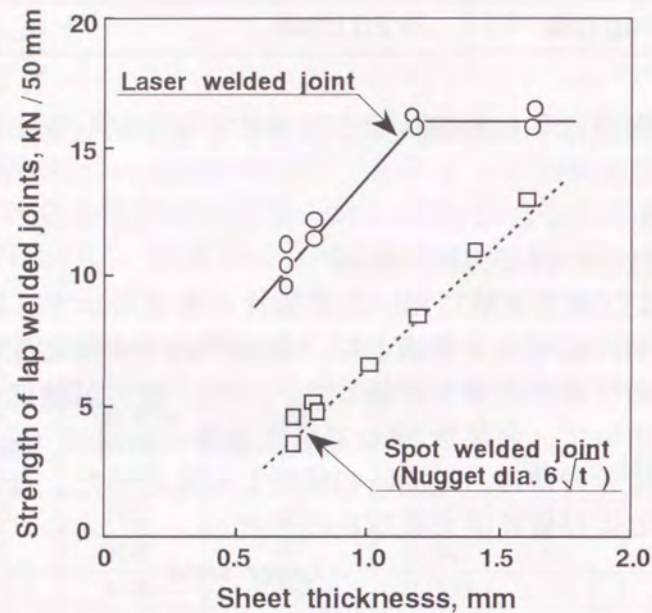


Fig.2-20 Relationship between tensile shear strength of welded joints and sheet thickness

レーザー重ね溶接継手の強度および破断位置は、Fig.2-21 に示すように溶接金属部の破断強度 F_w と母材部の破断強度 F_B の低い方で決められる。

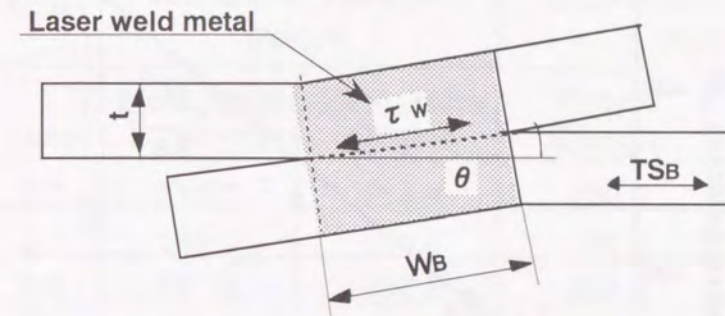


Fig.2-21 Estimation of tensile shear strength of lap joints

F_w および F_B (試験片幅 1mm 当たりの強度, N/mm) は、それぞれ式(4), (5)で表される。

$$F_w = (W \times \tau_w) \cos^{-1} \theta \quad \text{----- (4)}$$

$$F_B = TS_B \times t \quad \text{----- (5)}$$

ただし、 W (mm)は溶接部の幅、 τ_w (N/mm²)は溶接金属の破断せん断応力（以下、せん断強さと呼ぶ）、 θ (deg)は溶接部の回転角度、 TS_B (MPa)は母材の破断応力（以下、引張強さと呼ぶ）ならびに t (mm)は板厚を示す。

溶接金属のせん断強さ τ_w は溶接部の幅が 1mm 以下と狭く、実験的に求めることが困難なため、以下の方法で溶接金属の硬さから推定した。まず、材料の硬さ H_v と引張り強さ TS_B の関係を求めた。実験には、引張り強さ TS_B が 280~1200MPa の材料およびこれらの焼入れ、焼き鈍し材を用いた。

Fig.2-22 に、 H_v と TS_B の関係を示す。これより、 H_v と TS_B との間には、 $H_v = (3/9.8)TS_B$ なる関係があることが確認された。

さらに、材料の引張り強さ TS_B とせん断強さ τ_B との間には、 $TS_B = 3^{1/2} \tau_B$ なる関係があることが知られている⁶⁴⁾。

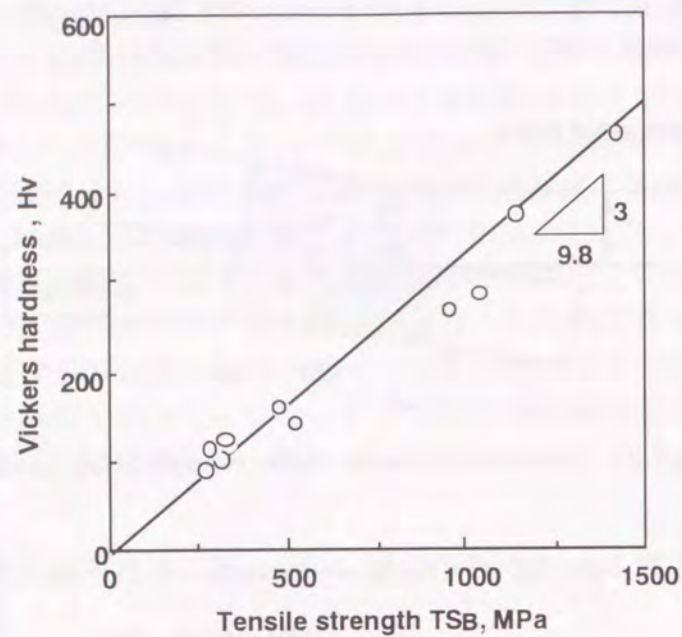


Fig.2-22 Relationship between tensile strength and hardness of materials

したがって、 $\tau_B = 9.8Hv/3^{3/2}$ となり、溶接金属のせん断強さ τ_w は、溶接金属の硬さHvから求められる。したがって、式(4)を書き直すと、下式のようなになる。

$$F_w = 1.9WHv \cos^{-1} \theta \quad \text{----- (6)}$$

次いで、溶接部の回転角 θ について調査した。

その結果、レーザ重ね溶接継手引張試験後の破断状況は、前項において示したように試験片の板厚の大小により破断様式は異なっていたが、いずれの試験片も荷重Lと板厚tに起因する曲げモーメント(L×t)により溶接部を中心として回転変形しており、本実験範囲内では、溶接部あるいは熱影響部において破断した試験片の最大回転変形角度は25度以下であった。引張試験後の溶接部の回転角度 θ は未知であるが、 θ は25度以下であったため、 $1 \leq \cos^{-1} \theta \leq \cos^{-1} 25 = 1.103$ であることから、 $\cos^{-1} \theta \approx 1$ なる近似をおこない、下式に示す F_w'' によって溶接金属部の破断強度を推定した。

$$F_w'' = 1.9WHv \quad \text{----- (7)}$$

Table2-5に、式(5)、(7)にW、Hv、TSBおよびtの測定値を代入して求めたレーザ重ね溶接継手における溶接金属部の破断強度 F_w'' と母材部の破断強度FBの計算値および実験値を示す。計算による継手強度は、溶接金属部と母材部の破断強度の低い方の値によって決めた。同表より、計算値と実験値とは良い一致が得られた。さらに、破断位置も精度よく推定できることも確認された。

Table2-5 Comparison of experimental and calculated strength of laser welded joints

Base Metal		Calculated Strength (N/mm)		Experimental Strength (N/mm)	
TSB (MPa)	t (mm)	Weld Metal 1.9 W×Hv	Base Metal TSB×t	Tensile Strength	Fracture Position
306	0.7	216.7	214.4	220.6	Base Metal
283	0.7	199.0	198.0	192.2	Base Metal
292	0.8	181.0	233.8	224.3	Weld Metal
408	0.7	272.4	285.4	285.2	Base Metal
320	1.2	279.2	384.0	322.4	Weld Metal
287	1.6	324.3	459.0	313.3	Weld Metal
1264	1.6	669.7	2022.5	664.7	Weld Metal

2.3.3 裸鋼板の重ね溶接継手の疲労強度

引張強さ300MPa、板厚0.7、0.8および1.2mmの溶接継手の繰返し荷重範囲 ΔL -疲労寿命N f 線図をFig.2-23に示す。

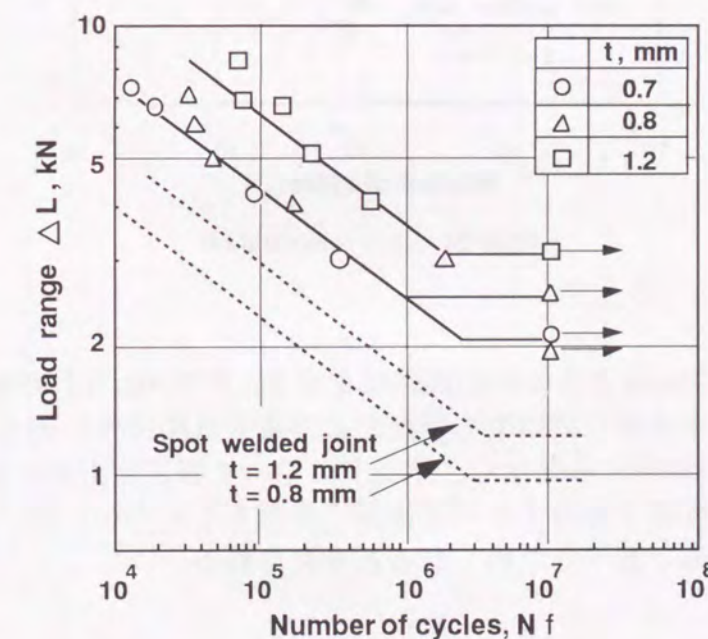


Fig.2-23 ΔL -Nf diagram

図中には、比較データとしてスポット溶接継手の疲労強度を併記した。ここで示す荷重範囲は、レーザおよびスポット溶接継手試験片幅50mm当たりの値である。

この図より、板厚の増加に伴い、疲労強度が大きくなる傾向が認められた。なお、板厚0.7、0.8、1.2mmの疲労限は、それぞれ2000、2500および2900Nであり、スポ

ット溶接継手に比較して約2倍高い値を有していた。

Fig.2-23で示した荷重範囲 ΔL を応力範囲 $\Delta\sigma$ ($\sigma=L/bt$: ただし、 b は試験片幅(mm)、 t は板厚(mm))で整理した結果をFig.2-24に示す。

同図より、応力範囲で疲労強度を整理すると、R.Lund, C.Albrightら²³⁾が指摘している結果と同様に、板厚によらず疲労強度はほぼ同一レベルであったが、僅かに板厚が厚い程、疲労強度が低下する傾向が認められた。板厚の影響については、板厚の大小により変化する破断に至るまでの疲労き裂伝播長さおよび曲げ剛性の相違によるものと考えられる。

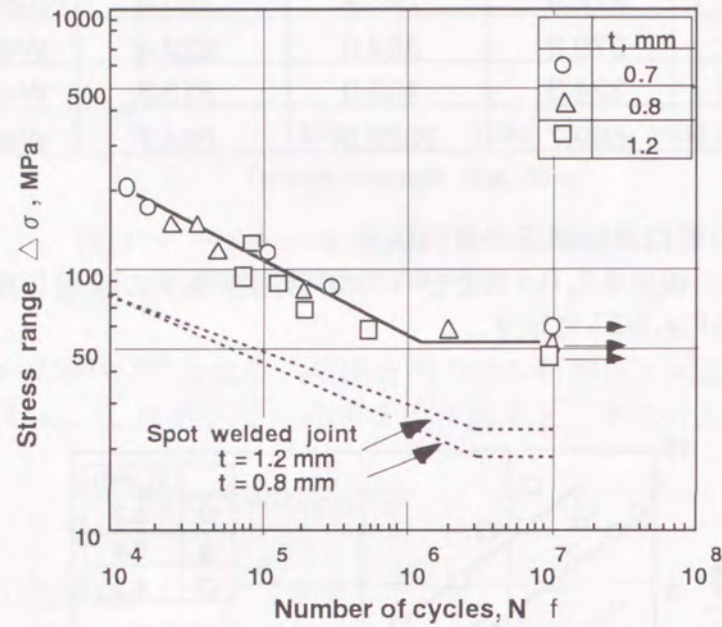


Fig.2-24 $\Delta\sigma-N_f$ diagram

Fig.2-25に、破断後の疲労き裂の伝播経路を示す。P.Wang, K.Ewingらの研究²⁴⁾で指摘された通り、本実験においても板厚および疲労試験条件に因らず、疲労き裂は2枚の鋼板間の溶接端部から発生し、ボンドに沿って板表面方向に伝播していた。この理由としては、後節で考察するが溶接部に作用する応力が、曲げ応力よりむしろせん断応力が支配的であったためであると考えられる。

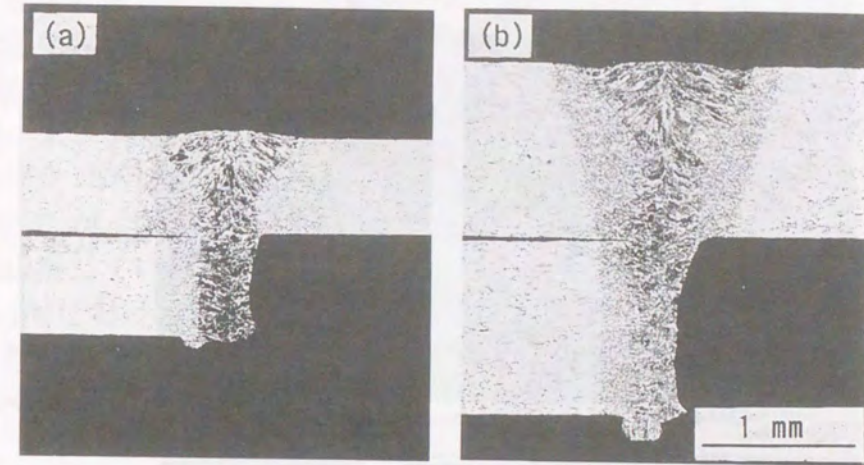


Fig.2-25 Fracture crack propagation path
(a) $t=0.8$ mm, $TS=292$ MPa : $\Delta L=3000$ N, $N_f=3.4 \times 10^5$
(b) $t=1.6$ mm, $TS=287$ MPa : $\Delta L=5000$ N, $N_f=2.2 \times 10^5$

疲労き裂の伝播メカニズムを考察するために疲労破面を観察した。Fig.2-26に、引張強さ300MPa、板厚1.2mmの母材を用いた溶接継手試験片の疲労破面を示す。

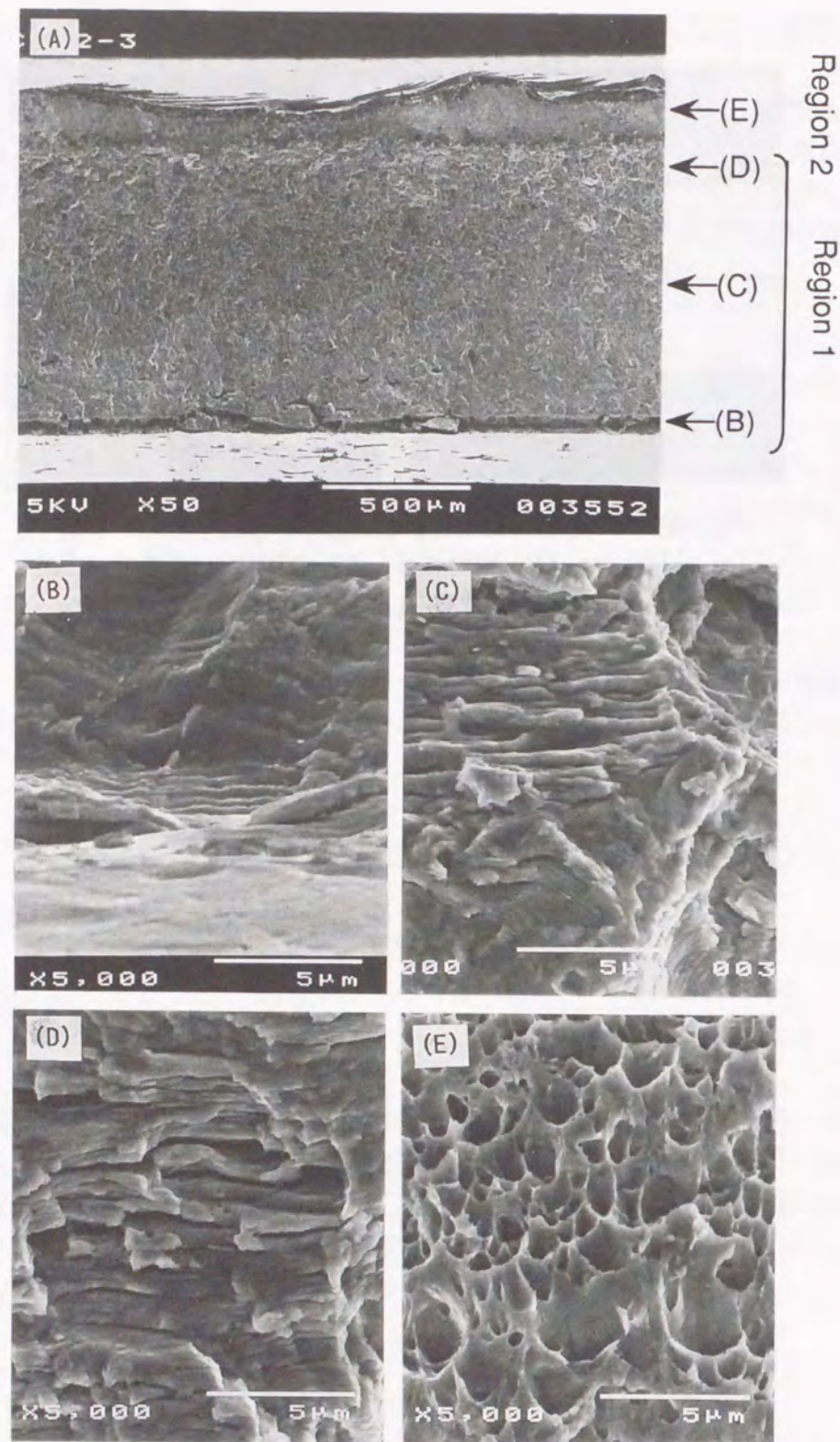


Fig.2-26 Fracture surface of fatigue specimen
 [A] Cross section of fracture surface
 [B] Fracture surface at the edge of weld metal in facing surface
 [C] Fracture surface at the middle of the sheet
 [D] Fracture surface at the end of Region 1
 [E] Fracture surface in Region 2

[A]は、疲労破面のマクロ写真であり、色調から判断して2種類の破面から構成されていることが分かる。[B]~[D]は、[A]における領域“1”の破面であり、それぞれ疲労き裂の発生位置に相当する2枚の鋼板間の溶接端部近傍、板厚中央部ならびに板厚表面付近の破面である。いずれの破面も、主にストライエーションで構成されていることが分かった。また、き裂の進展にともない、き裂伝播速度の上昇を意味するストライエーション幅の増加傾向が認められた。Fig.2-25で示したように、疲労き裂は、マクロ的には2枚の鋼板間の溶接端部からボンド部に沿って板表面方向に伝播していたが、[B]から明らかなように疲労き裂発生部近傍では僅かに溶接内部の方向に伝播していることが分かった。この現象については後項で考察する。次に、[E]は、[A]における領域“2”の破面であり、傾斜したデンプルが観察され、典型的な延性破面を呈していた。これは、疲労き裂進展過程における不安定破壊領域に相当する⁶⁵⁾。

2.3.4 破壊力学による重ね溶接継手疲労強度評価法の検討

[1] 応力拡大係数の算出

重ね溶接継手の応力拡大係数Kの算出には、J.Chang and R.Mukiの解⁶⁶⁾を用いた。モードIおよびIIの応力拡大係数は、それぞれ式(8)、(9)で示される。

$$K_I = (L/2t)(\pi/W)^{1/2} F_I \quad \text{----- (8)}$$

$$K_{II} = (L/2t)(\pi/W)^{1/2} F_{II} \quad \text{----- (9)}$$

ただし、Lは荷重(N)、tは板厚(mm)、Wは溶接部の幅(mm)およびF_I、F_{II}はそれぞれモードI、IIの補正係数である。

Table2-6は、本実験の代表的な重ね溶接継手試験片における応力拡大係数を上記の方法で求めた結果である。同表より、面内せん断モードK_{II}が主体であるが、溶接部の回転による開口モードK_Iも生じていた。さらに、板厚の増加に伴い、K_{II}/K_I比がわずかに上昇する傾向も認められた。この結果から、前項で示した板厚の増加に伴い疲労強度がわずかに低下した理由が説明できる。すなわち、板厚の増加により疲労き裂の伝播距離は増加するものの、板厚方向にき裂進展を促進させるK_{II}が大きくなるため、疲労き裂の発生寿命が減少するとともにき裂進展速度も大きくなったためと考えられる。

Table 2 -6 Calculated stress intensity factor

t(mm)	K _I /L	K _{II} /L	K _{II} /K _I
0.68	1.204	1.704	1.415
0.83	0.858	1.219	1.420
1.21	0.529	0.774	1.460

[2] 混合モードクライテリオン

応力拡大係数の解析結果から、疲労き裂が発生する溶接端部では K_{II} が主体であるが、 K_I との混合モード下にあることが明らかとなった。

混合モード下では、疲労き裂は Fig.2-27 に模式的に示すように板厚方向および溶接内部に直線上のき裂進展とはならず、屈折しつつ進展することとなる。しかしながら、レーザ重ね溶接継手では、Fig.2-26 に示した疲労き裂発生部においてのみ傾斜したき裂が観察されたが、マクロ的には Fig.2-25 のようにボンド部に沿って進展していた。この理由として、母材に比較して硬さの高い溶接金属近傍に応力が集中したためであると考えられる。

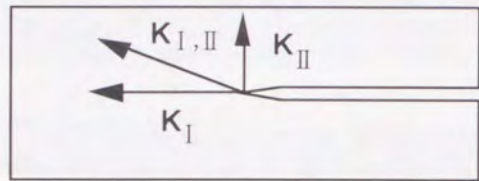


Fig.2-27 Fatigue crack propagation path

混合モード下でのき裂進展については、屈折を伴うき裂の成長方向および成長開始条件に関する各種のクライテリオンが提唱されている。結城らはErdogan-Sihの接線方向応力最大のクライテリオン⁶⁷⁾を用いてスポット溶接継手の疲労強度評価を行い、板厚および荷重モードによらず統一的に疲労強度が整理できることを明らかにした^{68,69)}。

本研究においても同クライテリオンを用い、レーザ重ね溶接継手への適用可能性を検討した。このクライテリオンによれば、 ΔK_I と ΔK_{II} を受けるき裂は、下式で与えられる θ_0 方向に進展する。

$$\Delta K_I \sin \theta_0 + \Delta K_{II}(3\cos \theta_0 - 1) = 0 \quad \text{----- (10)}$$

また、その方向の $\Delta K_{\theta \max}$ は、次式で与えられる。

$$\Delta K_{\theta \max} = \cos(\theta_0/2) [\Delta K_I \cos^2(\theta_0/2) - 1.5 \Delta K_{II} \sin \theta_0] \quad \text{----- (11)}$$

このクライテリオンおよび $\Delta K_{\theta \max}$ の解析結果を用いて、Fig.2-24 の $\Delta L-Nf$ 線図を再整理した結果をFig.2-28 に示す。これより、板厚の大小により大きく異なった $\Delta L-Nf$ 線図が、 $\Delta K_{\theta \max}$ を用いると比較的狭い分散帯内に整理できることが明らかとなった。さらに、Fig.2-23 に示したスポット溶接継手の $\Delta L-Nf$ 線図も、 $\Delta K_{\theta \max}$ を用いて整理するとレーザ重ね溶接継手と良い一致を示した。さらに、 $\Delta K_{\theta \max}-Nf$ 線図の疲労限は、レーザおよびスポット両溶接継手についてよく一致し $\Delta K_{th} \approx 200 \text{ Nmm}^{-3/2}$ ⁶⁸⁾であり、き裂材の疲労き裂成長の下限界条件とほぼ一致していた。

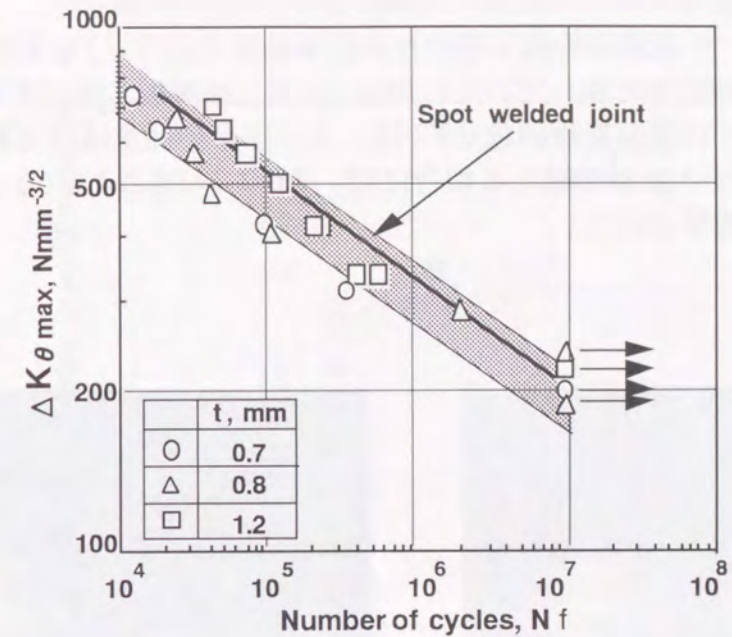


Fig.2-28 $\Delta K_{\theta \max}-Nf$ diagram

以上の結果、J積分^{24,25)}ではレーザ重ね溶接継手およびスポット溶接継手の疲労強度は統一的に評価できなかったのに対して、混合モードパラメータ $\Delta K_{\theta \max}$ は、本実験範囲ではスポット溶接継手のみならずレーザ重ね溶接継手の疲労強度評価にも拡張できることが確認できた。

2.3.5 表面処理鋼板の重ね溶接技術

2.3.5.1 表面処理鋼板の重ね溶接現象および溶接部形態

Fig.2-29 は、レーザ溶接時の溶接部の写真撮影結果を示す。Fig.2-29 (a)および(b)に示すように、表面処理を施していない鋼板 (以下、裸鋼板と略記する) (a)および亜鉛めっき量 $20\text{g}/\text{m}^2$ の表面処理鋼板 (b)では、スパッタの発生は殆ど観察されないが、亜鉛めっき量が $20\text{g}/\text{m}^2$ を越える場合には、Fig.2-29 (c)および(d)に示すように、スパッタの発生が観察された。

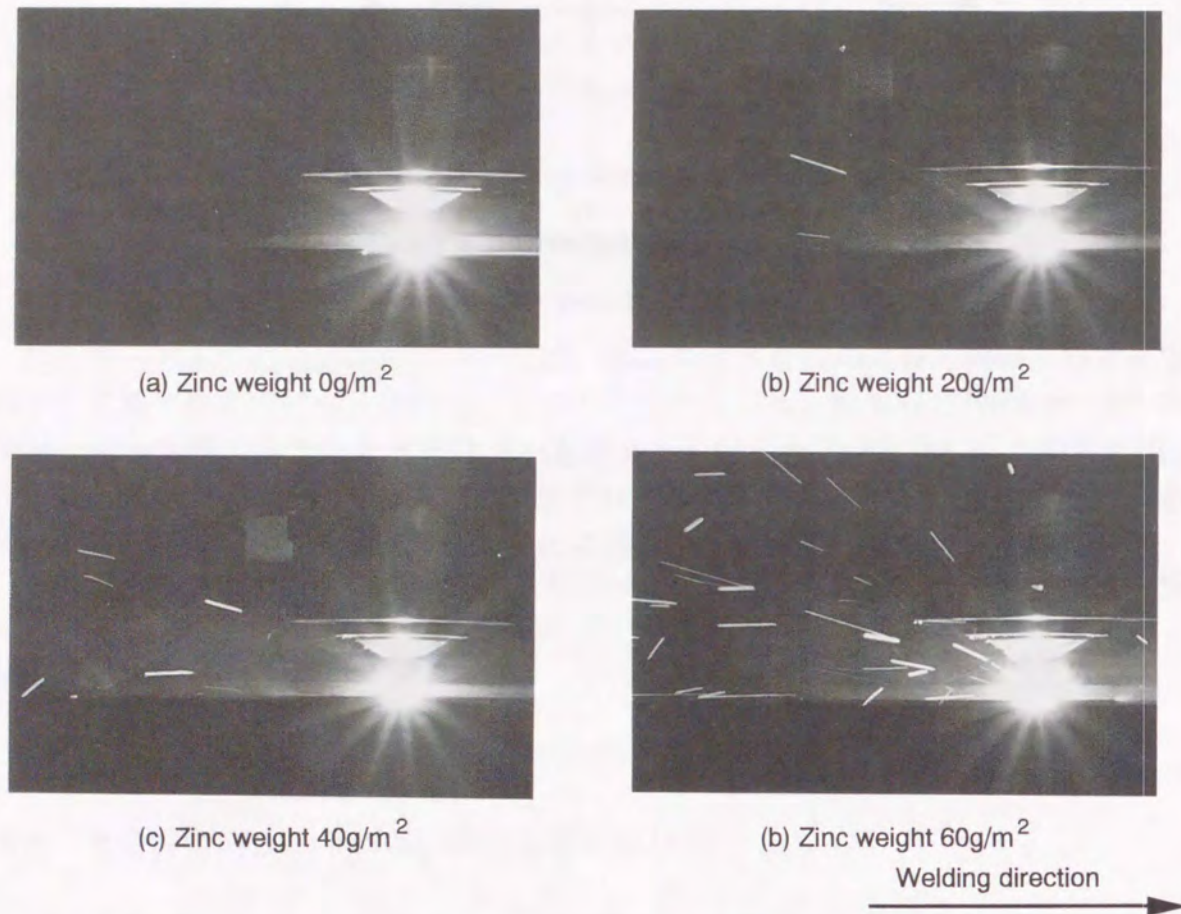


Fig.2-29 Sputter generation during laser welding of zinc coated steel sheet

そこで、スパッタの重量を測定した。Fig.2-30 は、亜鉛めっき量とスパッタ重量比の関係を示す。なお、スパッタ重量比は、スパッタの少ない鋼板 (a)の溶接金属総重量に対するスパッタ重量の比率で表す。スパッタは、非定常的に発生するためデータがばらつくが、亜鉛めっき量の増加とともにスパッタ重量比が上昇する傾向が認められた。なお、亜鉛めっき量 $60\text{g}/\text{m}^2$ ではスパッタ重量比が約40%にも達する場合があった。

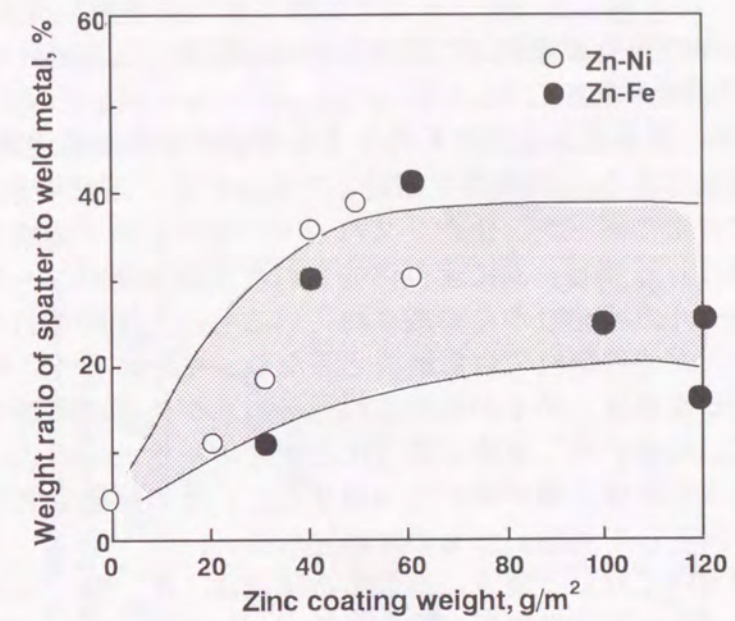


Fig.2-30 Relation between zinc coating weight and weight ratio of spatter to weld metal

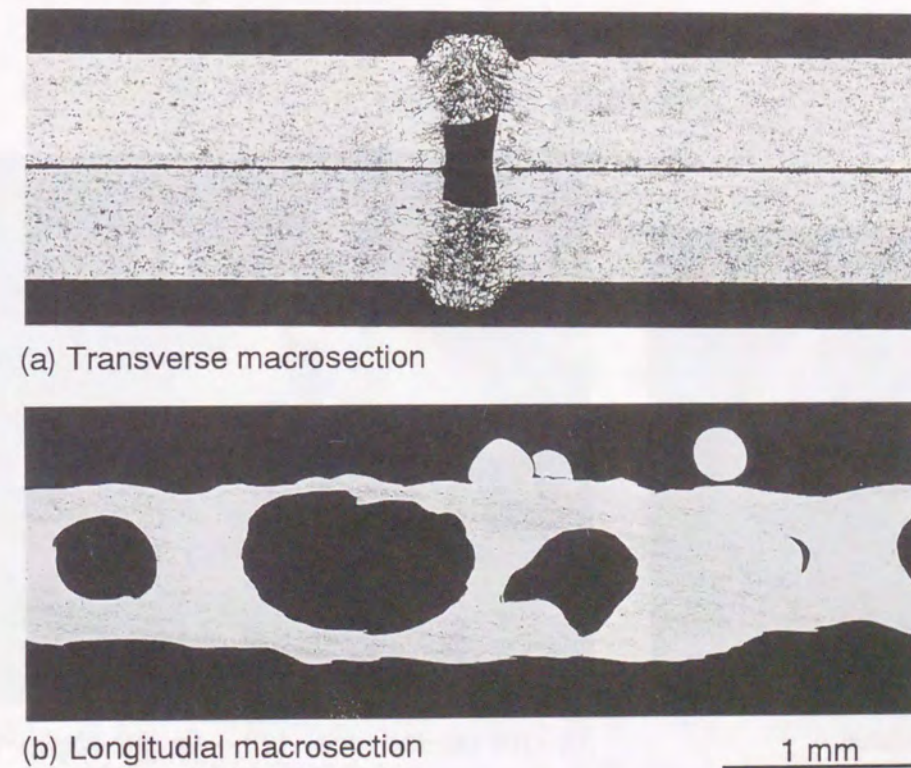


Fig.3-31 Transverse and longitudinal macro sections of zinc coated steel weld (zinc weight $40\text{g}/\text{mm}^2$)

その結果、表面処理を施していない裸鋼板では欠陥は観察されないが、Fig.2-31に示すように亜鉛めっき量 40g/m^2 以上の表面処理鋼板では、スパッタとして多量の溶融金属が飛散したため溶接部には板厚を貫通するようなブローホールが多数形成された。

そこで、スパッタの発生現象および溶融池挙動を把握するため、レーザストロボ法⁶³⁾を用いて溶接現象を観察した。

Fig.2-32(a),(b)は、裸鋼板および亜鉛めっき量 40g/m^2 の表面処理鋼板の重ね継手の溶接現象観察結果である。裸鋼板を溶接した場合には、溶接現象に殆ど時間的変動が無く極めて安定であった。また、スパッタの発生も殆ど観察されなかった。すなわち、溶接部はレーザビームにより形成された溶融金属がキーホール周辺を安定に流れ、キーホールを埋めながら形成されているものと推察される。一方、亜鉛めっき量 40g/m^2 の表面処理鋼板では裸鋼板と異なり、キーホールに対応する位置に溶融金属と思われる高輝度の粒子が観察され、それらが外部に高速で飛散する状況が観察された。この現象から、亜鉛の蒸気化によりキーホール周辺の湯流れが不安定で、キーホール中に溶融金属が流れ込み球状化し、その溶融金属がレーザ照射により瞬時にスパッタとして飛散したものと推察される。

スパッタが溶接方向に対して後方に飛散する理由は、キーホール前壁で形成された溶融金属が、キーホール側壁に沿って流れるが、レーザビームは前方に移動するため、球状化した溶融金属の前部にレーザビームが照射されたために後方にスパッタとして飛散したものと考えられる。

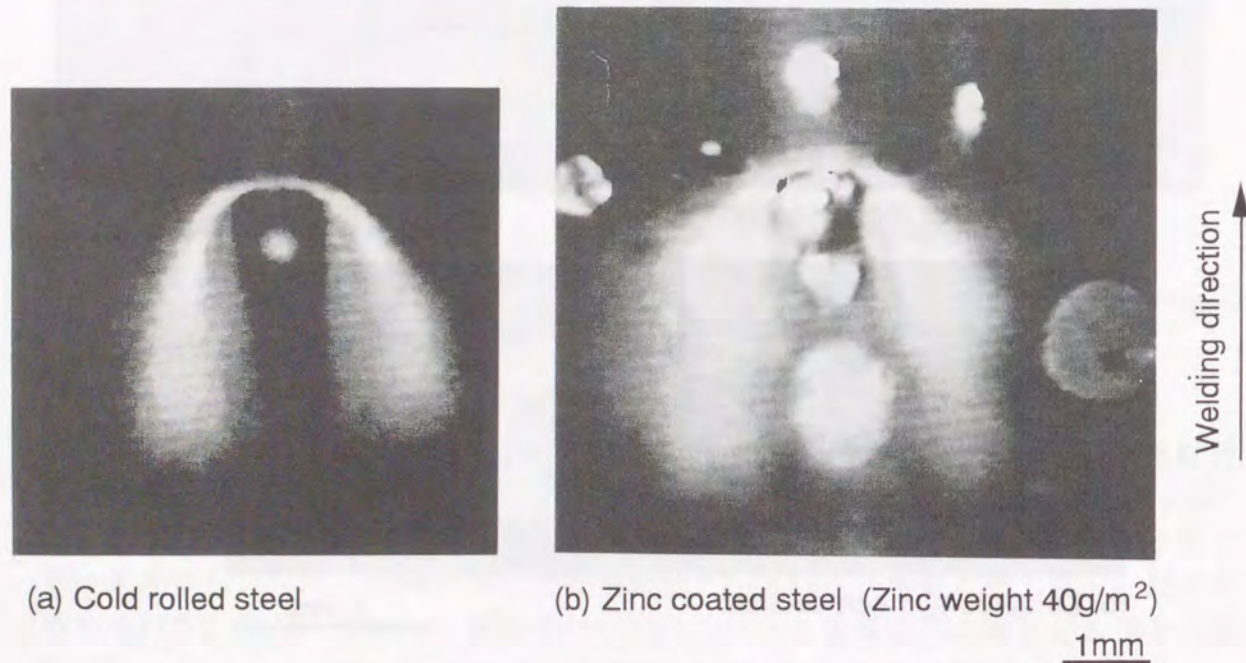


Fig.2-32 Laser welding phenomenon observed by the laser strobe

2.3.5.2 重ね継手強度に及ぼす亜鉛めっき量の影響

鋼板間のめっき量を変化させて重ね継手を作製し、継手強度を測定した。

Fig.2-33は、亜鉛めっき量と継手強度比の関係を示す。なお、ここでは継手強度比は、裸鋼板と表面処理鋼板の継手強度の比率で表した。亜鉛めっき量の増加に伴い継手強度比は大幅に低下する傾向が認められた。例えば、亜鉛めっき量 20g/m^2 では裸鋼板継手の約90%と高い値を示したが、亜鉛めっき量 40g/m^2 において50%となり、亜鉛めっき量 60g/m^2 以上で約30%まで低下した。

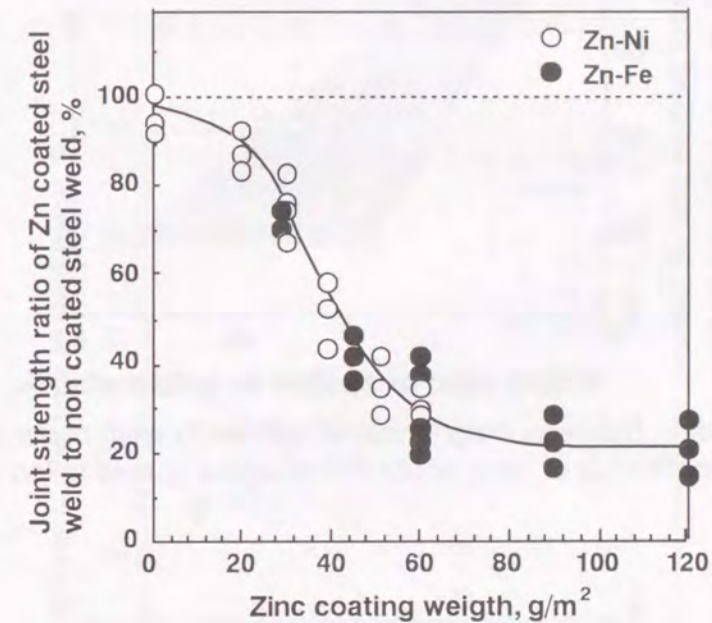


Fig.2-33 Relation between zinc coating weight and joint strength ratio of zinc coated steel sheet to cold rolled steel sheet

これは、Fig.2-29に示したようにめっき量の増加に伴ない、スパッタの発生に起因するブローホール欠陥が増加したことが主な原因と考えられるが、この他の原因として、亜鉛の蒸気化およびレーザ照射により湯流れが乱されることにより欠陥が発生する場合も継手強度の低下要因となると考えられる。

したがって、スパッタの発生が非定常現象であるためばらつきは大きいですが、スパッタ重量比と継手強度比の間にはFig.2-34に示すように、負の相関関係が認められた。

Fig.2-35は、亜鉛めっき量の異なる重ね継手の繰返し荷重範囲 ΔL -破断寿命 N_f 線図を示す。亜鉛めっき量 20g/m^2 までは裸鋼板継手と同等の破断寿命を有するが、亜鉛めっき量が 40g/m^2 以上ではそれらより短い破断寿命となった。

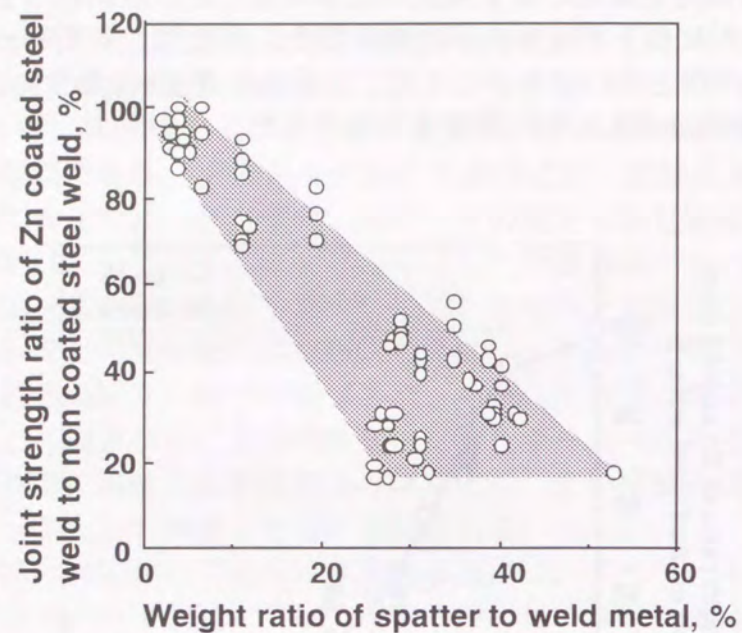


Fig.2-34 Relation between weight ratio of sputter to weld metal and joint strength ratio of zinc coated steel sheet to cold rolled steel sheet

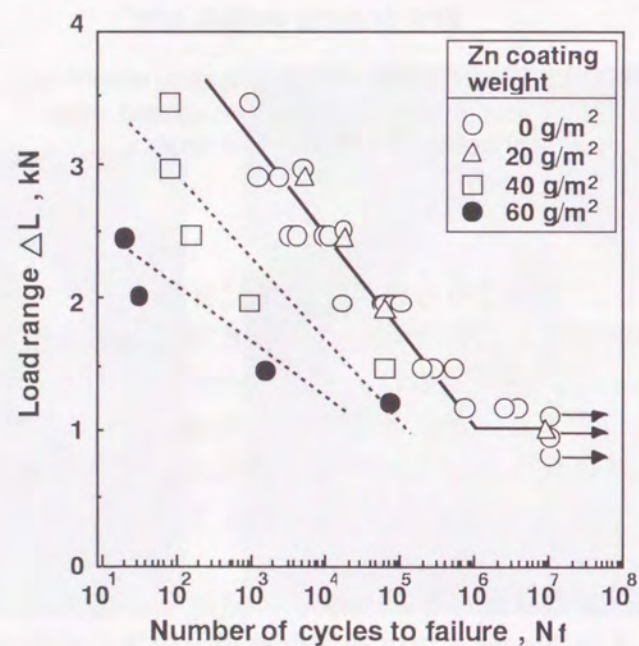


Fig.2-35 ΔL - N_f diagram of zinc coated steel sheet

2.3.5.3 表面処理鋼板の重ね溶接における欠陥抑制法

表面処理鋼板の重ね溶接において欠陥抑制法として、鋼板間に間隙を設けることが知られており、既にR.Akhter, C.Baggerらの研究例^{27,28)}がある。しかし、欠陥が回避される限界間隙量および垂鉛めっき量依存性等、定量的な検討例が少ない。そこで、鋼板間に厚さ5~40 μm の金属箔を挿入して間隙を設けて溶接を行い、スパッタ重量および継手強度を測定した。

Fig.2-36 およびFig.2-37に、板間隙量とスパッタ重量比および継手強度比の関係を示す。スパッタの飛散・ブローホール形成挙動は非定常現象であるため、データにばらつきが見られるものの、垂鉛めっき量に依らず板間隙量の増加に伴いスパッタ重量比が低下し、継手強度比が上昇する傾向が認められた。

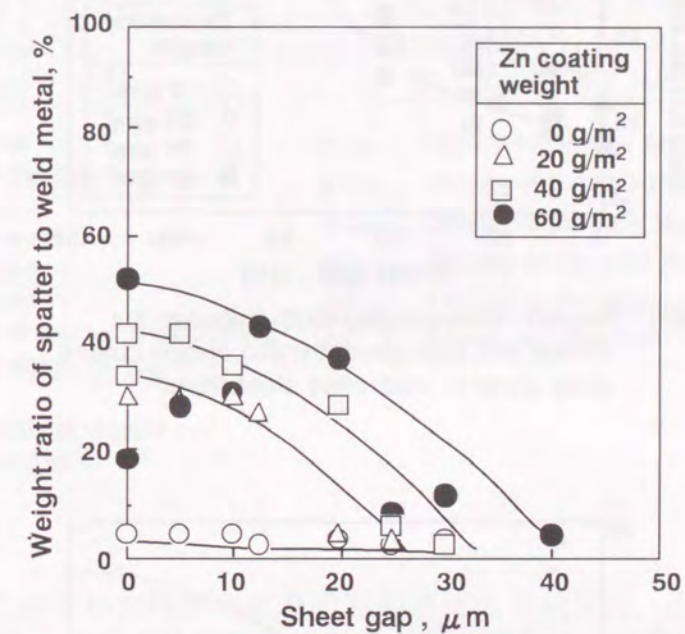


Fig.2-36 Relation between gap width between the sheets and weight ratio of sputter to weld metal

Fig.2-37に示す継手強度比が90%を越える板間隙を限界間隙量と定義した。限界間隙量は、Fig.2-38に示すように垂鉛めっき量の増加とともにほぼ直線的に増加する結果が得られた。例えば、垂鉛めっき量が40および90 g/m^2 の場合には、限界間隙はそれぞれ約20, および40 μm であった。

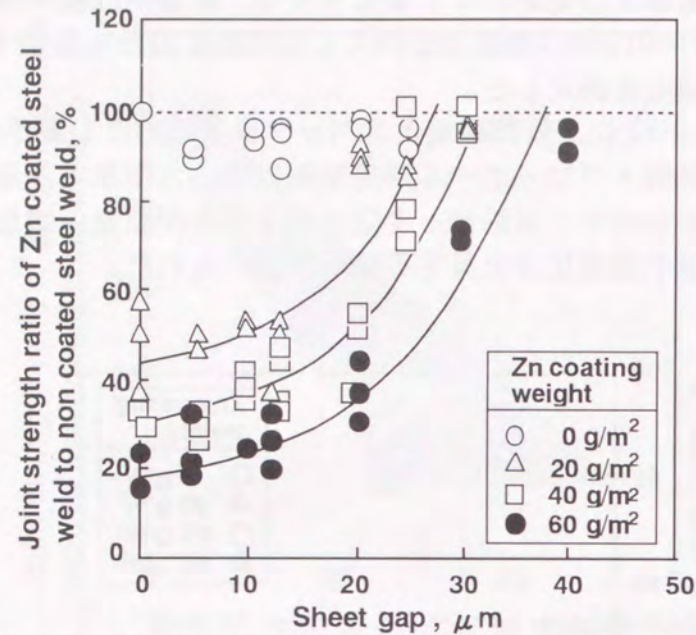


Fig.2-37 Relation between gap width between the sheets and joint strength ratio of zinc coated steel sheet to cold rolled steel sheet

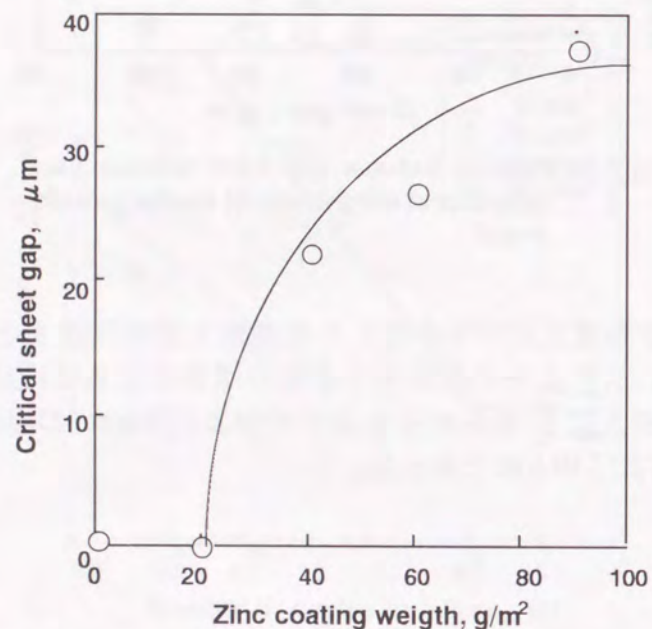


Fig.2-38 Relation between zinc coating weight and critical gap width between the sheet

R.Akhterら²⁷⁾は鋼板間隙による溶接欠陥防止の効果を下記のモデルで考察している。すなわち、スパッタの抑制の可否は式(12)および(13)に示すように、気化した亜鉛の鋼板間隙からの排出量と溶接時の生成量との釣り合いから決められる。Table2-7に計算に用いた各物性値を示す。

Table2-7 Welding parameters and the physical properties of the materials for the experiments

t_p (m)	0.8×10^{-3}	γ_{Fe} (N/m)	1.87
t_{Zn} (m)	5.7×10^{-6}	$\rho_{Fe(L)}$ (kg/m ³)	7.02×10^3
W (m)	0.65×10^{-3}	$\rho_{Fe(s)}$ (kg/m ³)	7.80×10^3
V_w (m/sec)	5.0×10^{-2}	$\rho_{Zn(s)}$ (kg/m ³)	7.14×10^3
V_s (m/sec)	5.0	$\rho_{Zn(g)}$ (kg/m ³)	1.91
R	0.3	g_v (msec ⁻²)	9.8
G (m)	---		
V_{Zn} (m/sec)	---		

t_p : Plate thickness
 t_{Zn} : Thickness of the zinc coating of 40g/m²
 W : Width of the weld fusion zone
 V_w : Welding velocity
 V_s : Spatter velocity
 R : Weight ratio of spatter to weld metal with coating weight of 40g/m²
 G : Sheet gap
 V_{Zn} : Exhaust velocity of vapour zinc through sheet gap

γ_{Fe} : Surface tension of the iron at 1800K
 $\rho_{Fe(L)}$: Density of the liquid iron at 1800K
 $\rho_{Fe(s)}$: Density of the solid iron at 293K
 $\rho_{Zn(s)}$: Density of the solid zinc at 293K
 $\rho_{Zn(g)}$: Density of the vapour zinc at 1800K
 g_v : Gravity acceleration

式(12)は、右辺に示す単位時間当たりの亜鉛蒸気の生成量と、左辺に示す亜鉛蒸気の排出面積と速度により求められる排出量とが釣り合うことを意味している。式(13)で示す ΔP は、キーホール前壁における鋼板間隙からの亜鉛蒸気の排出運動エネルギーと溶融金属の位置エネルギーとの釣り合いを意味しており、両式により V_{Zn} が算出できる。

$$V_{Zn}(W/2)G = W V_w t_{Zn} \rho_{Zn(s)} / \rho_{Zn(g)} \quad \text{----- (12)}$$

$$\Delta P = (1/2) \rho_{Zn(g)} V_{Zn}^2 = \rho_{Fe(L)} g_v t_p \quad \text{----- (13)}$$

式(12)および(13)から、鋼板の間隙 G は、式(14)で表せる。

$$G = (2/\pi)(V_w t_{Zn} \rho_{Zn(s)}) / (2\Delta P \rho_{Zn(g)})^{1/2} \quad \text{----- (14)}$$

式(13)および(14)に、本考察に用いた溶接パラメータおよび供試材の各物性値を代入することにより、鋼板の間隙 G は近似的に、式(15)で表せる。

$$G \approx 300Vw t_{Zn} \quad \text{----- (15)}$$

たとえば、溶接速度 $Vw=0.05\text{m/sec}$ 、めっき量 40 および 80g/m^2 の場合には、許容間隙はそれぞれ約 $90\mu\text{m}$ および $170\mu\text{m}$ となる。実験で求めた許容間隙 $20\sim 40\mu\text{m}$ に比較して、計算値は約 5 倍大きい値となっているが、鋼板およびめっき層の表面粗さ $20\mu\text{m}$ ならびに鋼板の反り等を考慮してもその差異は埋められない。これは、式(13)におけるキーホール前壁における鋼板間隙からの亜鉛蒸気の排出運動エネルギーと溶融金属の位置エネルギーとの釣合いにおいて、溶融金属の表面張力および各物性値の温度依存性を考慮してないことによるものと考えられ、今後の研究課題である。

実用的な面からみれば、わずかな隙間を安定に設けることは困難であるため、溶接前に鋼板にプレス成形行程で段差を設けることやレーザービームをパルス化し波形制御することで溶接欠陥を防止する技術が提案されているが^{30,33)}、未だ実用化された事例はなく、今後の研究を待たねばならない。

2.4 結 言

薄鋼板のレーザー溶接に関して、突合せ溶接継手の溶接精度、継手強度および成形性、重ね溶接継ぎの疲労特性等、各種継手品質の支配因子を明らかにした。表面処理鋼板のレーザー重ね溶接に関して、亜鉛めっき量の異なる重ね継手の静的強度および疲労強度を定量的に把握した。

得られた結果を要約すると以下のようになる。

- (1) 薄鋼板の突合せ継手の垂直引張りでは、母材破断とするためには、溶接部厚さを母材厚さの 0.80 倍以上にする必要がある。
- (2) 溶接部厚さが母材厚さの 0.80 倍以上の有する溶接部を得るためには、突合せ開先間隔は 0.15mm 以下、およびレーザービーム照射精度は、板厚 0.7mm の同厚材の場合、開先中央部から $\pm 0.1\text{mm}$ 以内に設定することが必要である。
- (4) 突合せ継手の平行引張りでは、破断は溶接部が起点となり溶接部の硬化に起因する延性低下により、母材に比べて延性が低下する。
- (5) 溶接結合素材の成形性は、主に溶接部の硬さに支配されるが母材の延性の影響を受けるため、[溶接部硬さ+素材硬さ]により整理できる。
- (6) 溶接結合素材の延性および成形性は、溶接部の硬さにより支配されるため、レーザー溶接用炭素当量式 $C_{eq}(\text{Laser})$ を下式に規定した。

$$C_{eq}(\text{Laser}) = C + (1/50) \text{Si} + (1/25) \text{Mn} + (1/2) \text{P} + (1/25) \text{Cr}$$

レーザー溶接用炭素当量式 $C_{eq}[\text{Laser}]$ は、 $C_{eq}[\text{JIS}]$ と比較すると、 Si および Mn の寄与率が低く、 C の寄与率が高い。くわえて、薄鋼板特有の P の項が加わっていることが特徴的である。

- (7) レーザー重ね溶接継手の静的強度および疲労強度は、試験片幅 50mm および板厚 t に対して $6 \times t^{1/2}$ のスポット径を有するスポット溶接継手に比較して $1.5\sim 2.0$ 倍高い値を示す。
- (8) レーザー重ね溶接継手の疲労強度の統一的評価法として、 $\Delta K_{\theta \max}$ を考慮した応力拡大係数パラメータ $\Delta K_{\theta \max}$ の有効性を確認した。くわえて、混合モードパラメータ $\Delta K_{\theta \max}$ は、レーザー重ね継手のみならずスポット溶接継手にも拡張できることを明らかにした。
- (9) 亜鉛めっき量の増加に伴い、スパッタの飛散量が増加する。亜鉛めっき量が、 40g/m^2 以上の場合には裸鋼板の溶融金属総重量の $30\sim 40\%$ がスパッタとして飛散する。
- (10) スパッタの発生によりブローホール欠陥が形成されるため、亜鉛めっき量の増加に伴い静的強度および疲労強度とも低下する。例えば、亜鉛めっき量 20g/m^2 までは鋼板とほぼ同等の継手強度を有するが、亜鉛めっき量 40g/m^2 以上において 50% 以下となる。

- (11) 鋼板間の重ね面に間隙を設けることにより、スパッタおよびブローホールが抑えられることを確認した。また、ブローホールが完全に抑えられる限界間隙量のめっき量依存性を定量的に把握した。

第3章 炭化水素ガスを用いた溶接品質制御技術の研究

3.1 緒言

前章において、薄鋼板のレーザー溶接における溶接精度および継手性能について示し、溶接部の硬さが継手強度および成形性等の性能を支配することを明らかにした。くわえて、炭素鋼の焼入れ硬化性は、鋼中の炭素、シリコン、マンガン等の元素によって規定されることがアーク溶接などでも広く知られているが⁶²⁾、レーザー溶接用の炭素当量式を新たに規定した⁵⁵⁾。

自動車車体のプレス加工の厳しい部材には成形性に優れた極低炭素鋼板が適用されつつある。これは炭素含有量が30 ppm以下と極めて低い鋼板であり、レーザー溶接においても溶接部はあまり硬化しない。

一方、自動車車体の軽量化および衝突安全規制への対応技術の一つとして、薄鋼板のブランク材あるいはプレス成形部材の必要部位のみにレーザービームを照射して焼入れ技術(以下、焼入れにより硬化させ材料強度を増加させることを焼入れ強化と略記する)が検討されているが^{70,71)}、この鋼板では焼入れ強化できないという問題点を有している。

本章では、主に極低炭素鋼板の強化を目的として、炭素を富化しつつ焼入れ処理を行う技術(以下、加炭焼入れ技術と略記する)の開発を目的としている。ここでは、炭化水素ガスを用いた加炭焼入れプロセスを考案し、本プロセスの焼入れ基礎特性を把握するとともに加炭機構を考察した。

3.2 加炭による強化技術の現状と課題

・極低炭素鋼板を焼入れ強化するには、処理時に炭素を添加して焼入れ組織を形成させることが必要である。炭素供給による強化技術には、浸炭、グラファイト塗布および高炭素鋼ワイヤ・粉末供給による溶融処理等があげられるが、これらの技術には以下の課題を有する。

(1) 浸炭処理

COあるいはCH₄ガスの熱拡散により部材表面から炭素を拡散させる技術であるが、浸炭層が高々50 μm程度と浅いため、表層硬化には有効であるが、材料の強化には効果が期待できない。

(2) グラファイト塗布による表面溶融処理

グラファイトを部材表面に塗布してレーザーで溶融・加炭する技術である。沓名ら⁷²⁾の研究によると大気中ではグラファイトが燃焼・ガス化し加炭が困難なため、不活性あるいは真空雰囲気が必要であり、設備コストおよび生産性(コーティング・除去工程等)に問題がある。くわえて、性能面では硬さがHv800にも達するチル相が形成されるため、割れの発生が懸念される。

(3) 高炭素ワイヤ・粉末による溶融処理

炭素含有量の高いワイヤあるいは粉末をレーザーで溶融し炭素を富化する技術である。この技術は、ワイヤ・粉末の化学組成の調整により炭素量の制御が可能であるが、高速・複雑形状部材の処理に対して高精度なワイヤ・粉末供給技術が要

求され実用的には困難である。

以上のように、既存の加炭強化技術は、機能および製造安定性に制約があることが明らかである。

3.3 レーザ加炭焼入れプロセスの構成

レーザ加炭焼入れプロセスの原理は、レーザビーム照射部に炭化水素ガスを供給し、熔融金属中に炭化水素ガスから熱分解で生成した炭素を富化させる方法である。Fig.3-1 に、レーザビームと同軸に炭化水素ガスを供給するセンターガス方式の構成を示す。

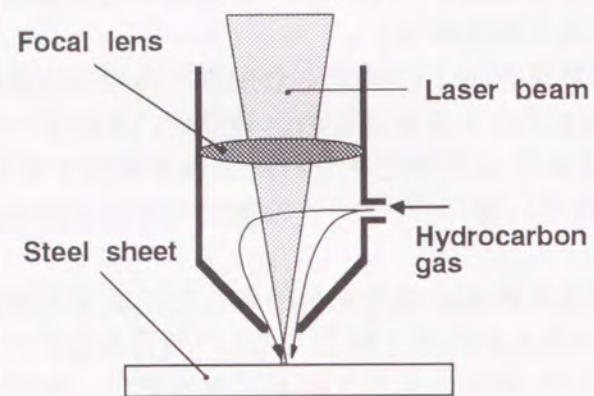


Fig.3-1 Schematic diagram of laser carburizing process using hydrocarbon gas

炭化水素ガスを用いた熔融部の加炭機構は後節にて考察を行うが、定性的には下記のように説明できる。すなわち、集光したレーザビームを鋼板に照射すると、瞬時に鋼板が熔融・蒸発しキーホールと呼ばれる熔融孔が形成される。キーホールの内部とその近傍には鉄の蒸発粒子とレーザ誘起プラズマおよび熔融金属が存在しており、その温度はそれぞれ 5000~10000℃、1500℃に達している。炭化水素ガスは、この高温領域に供給されて熱分解して原子状炭素となり熔融金属表面から拡散し吸収される。このような過程で、熔融部には炭素が富化される。その後、熔融部は急速に冷却されるため、高硬度の焼入れ組織が形成される。

3.4 実験方法

3.4.1 供試材

供試材は、Ti および Nb で C, N などの侵入型元素を固定し、Si, Mn で固溶強化した 440MPa 級の高張力極低炭素鋼板である。Table 3-1 に、機械的性質および化学成分を示す。レーザ出力 3, 4kW、走査速度 3m/min を基準条件として鋼板表面にレーザを照射し、主に板厚を貫通する熔融部(以下、焼入れ部と呼ぶ)を形成させた。Table 3-2 に、レーザ照射条件を示す。また、レーザ出力、走査速度および焦点位置を変化させて焼入れ部面積の最適化をはかった。焼入れ部硬さの制御性を検証するために、センターガスとして炭化水素ガスと Ar の混合ガスの総流量を実用性を考慮して 20 l/min と一定にして、これらガスの混合比率を変化させた。なお、炭化水素ガスには、燃焼・爆発に対する安全性および経済性を考慮して CH₄ を用いた。

Table 3-1 Mechanical properties and chemical compositions of base steels

Thickness mm	Yield strength MPa	Tensile strength MPa	Total elongation %	(mass%)				
				C	Si	Mn	P	S
1.4	260	426	38.0	0.0028	0.45	2.06	0.023	0.003

Table 3-2 Laser radiation conditions

Laser power	3, 4 kW
Scanning rate	1 ~ 6 m/min
Focal length of lens	254 mm
Focal position	-7 ~ +4 mm
Assist gas	CH ₄ , Ar Total gas flow : 20 l/min

3.4.2 評価方法

焼入れ部の炭素含有量、金属組織、ビッカース硬さ(測定荷重 500g) および断面積を測定した。焼入れ処理材の強度は、Fig.3-2 に示すように負荷方向に平行に 5mm 間隔で 3 本レーザ照射処理した JIS 5 号引張試験片により求めた。



Fig.3-2 Configuration of laser treated test specimen

3.5 CH₄による加炭現象に関する実験結果

Fig.3-3 に、CH₄濃度および走査速度を変化させて作製した焼入れ部の炭素含有量を示す。いずれの走査速度においてもCH₄濃度の増加に伴い、炭素含有量が直線的に増加しており、CH₄による加炭効果が確認できた。たとえば、CH₄濃度50%の場合、走査速度1および3m/minにおいて、炭素含有量は、それぞれ0.11、0.045 mass%に達しており、炭素含有量0.0028mass%の母材に比較して大幅な増加が認められた。

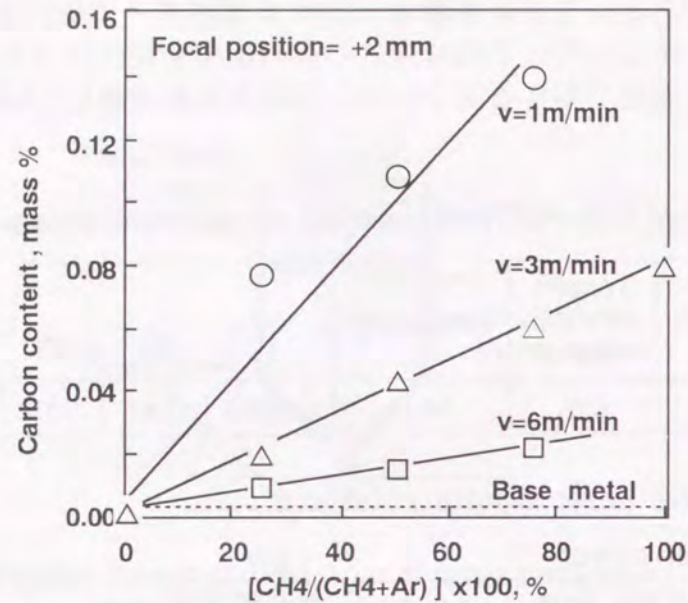


Fig.3-3 Effect of CH₄ content in Ar gas on Carbon content of fusion zone for various scanning rate

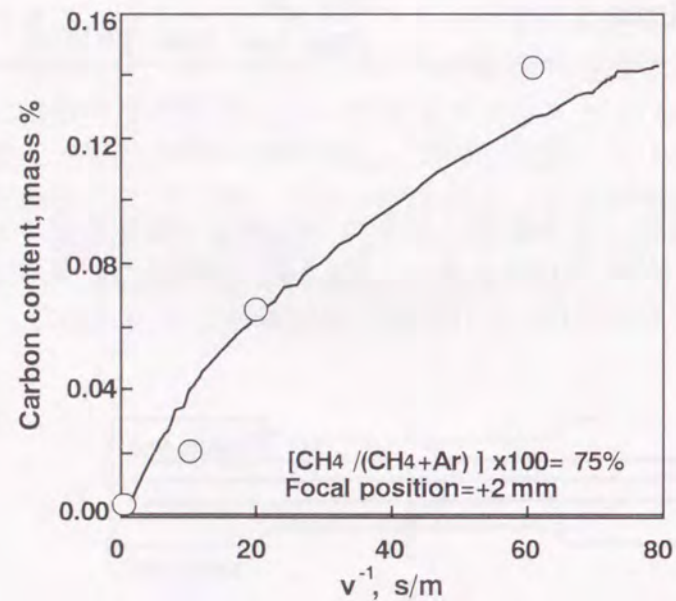


Fig.3-4 Relation between scanning rate and Carbon content of fusion zone

Fig.3-4 は、CH₄濃度を75%一定にした場合の、走査速度の逆数と焼入れ部の炭素含有量の関係を示す。走査速度が遅く溶融金属とCH₄との反応時間が長い程、炭素含有量が増加する傾向が認められた。

以上の結果から、溶融金属への炭素の吸収量は、CH₄濃度とレーザ走査速度によって制御できることが明らかとなった。

3.6 焼入れ部の金属組織および硬さ

Fig.3-5 に、CH₄濃度が0および100%の場合の焼入れ部のミクロ組織を示す。CH₄濃度が0%の場合にはフェライト組織が主体であるが、CH₄濃度の増加に伴い溶融部にはマルテンサイト組織体積率が増加し、CH₄濃度が100%の場合にはほぼ100%近いマルテンサイト組織を呈していた。



(a) [CH₄/(CH₄+Ar)]x100= 0 %



(b) [CH₄/(CH₄+Ar)]x100=100 % 25 μm

Fig.3-5 Microstructures of fusion zone in various assist gases [Laser radiation conditions :Laser power3 kW, scanning rate 3m/min, Focal position +2 mm]

Fig.3-6 に焼入れ部の硬さ分布を示す。加工ガスがArの場合には、焼入れ部の硬さは約Hv 200程度であるが、CH₄を用いると約 Hv400に達しており著しい硬化が認められた。

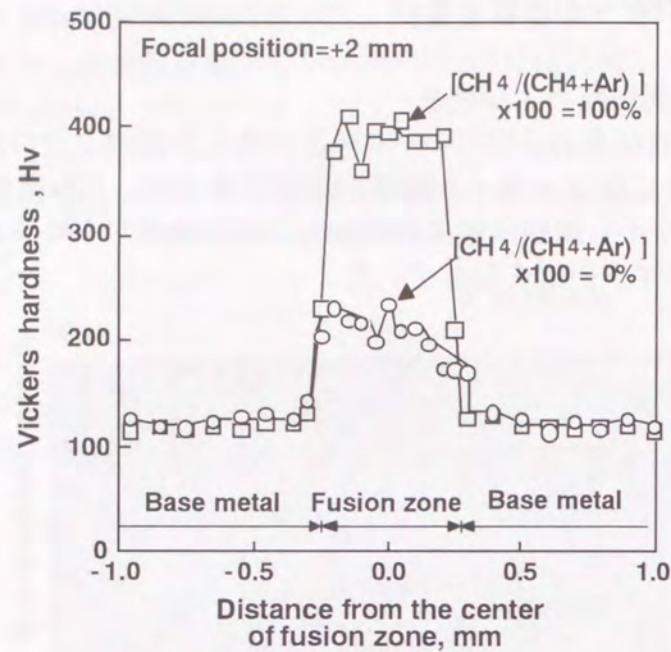


Fig.3-6 Vickers hardness distribution in laser treated test specimen [Laser radiation conditions : Laser power 3 kW, scanning rate 3m/min, Focal position +2mm]

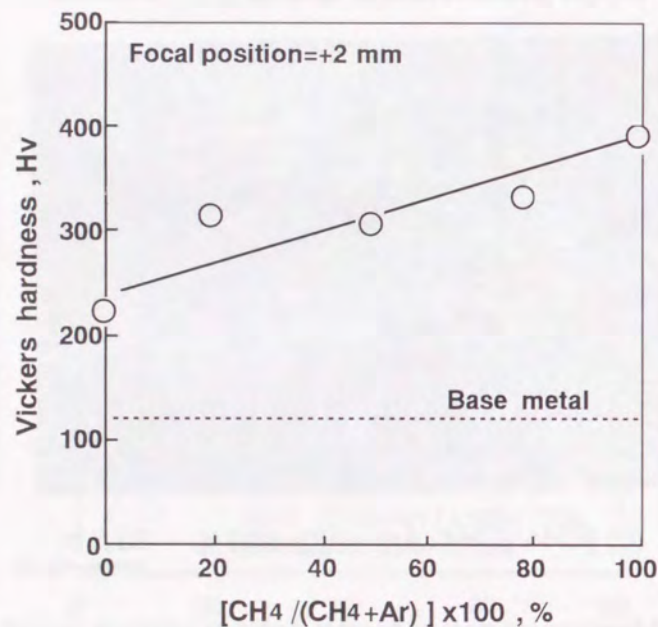


Fig.3-7 Effect of CH₄ content in Ar gas on Vickers hardness of fusion zone [Laser radiation conditions : Power 3kW, scanning rate 3m/min, Focal posi.+2mm]

Fig.3-7 は、CH₄濃度と焼入れ部の硬さの関係を示す。CH₄濃度の増加に伴い焼入れ部の炭素含有量が直線的に増加する結果、硬さもほぼ直線的に増加する結果が得られた。

3.7 焼入れ部断面形状の制御性の検討

Fig.3-8 に、レーザ出力 3、4 kWにおける焦点位置と焼入れ部断面積の関係を示す。焦点位置が約±3 mm において断面積が極大値を示し、焦点位置 0 mm 付近において極小値を示す。また、レーザ出力が高い程、焼入れ部の断面積が増加し、極大値を示す焦点位置が僅かに広がる傾向を示した。

焼入れ部断面積が焦点位置およびレーザ出力により変化するのには以下の理由による。

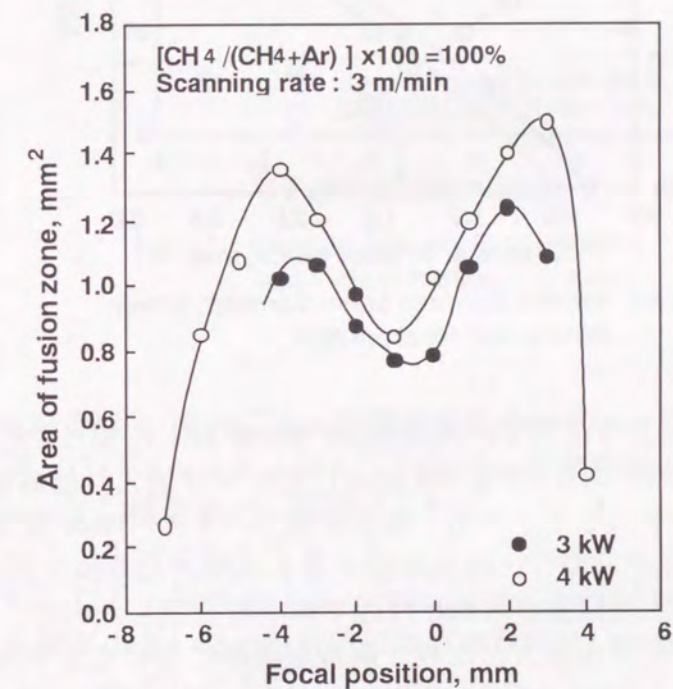


Fig.3-8 Relation between area of fusion zone and focal position

Fig.3-9 に、本実験で用いた焦点距離 254 mm のレンズで集光したビーム直径とこれより算出したパワー密度を併記する。なお、ビーム直径は、レーザをアクリル板上に高速 (50m/min) で走査した際に、レーザのエネルギー分布に相当する領域が除去され、そのピーク値の $1/e^2$ に対応する直径をスポット径として定義した。一般に、鉄鋼材料をレーザ溶接する場合には、炭酸ガスレーザ (波長 $10.6 \mu\text{m}$) では溶融形態が熱伝導型からキーホール型に移行するパワー密度は約 10^6W/cm^2 であることが知られている⁷³⁾。

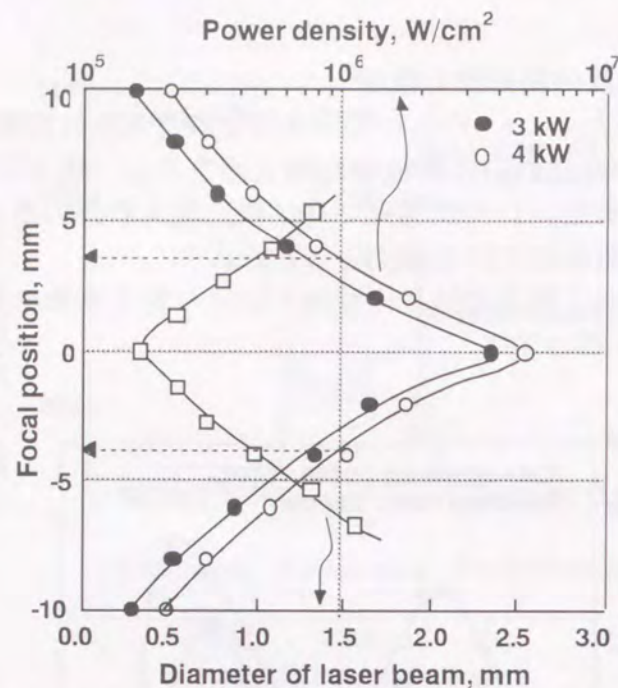


Fig.3-9 Relation between beam diameter, power density and focal position

Fig.3-9より明らかなようにパワー密度が 10^6 W/cm^2 以上に相当する焦点位置はほぼ $-3 \sim +3 \text{ mm}$ の範囲内にあり、Fig.3-8に示したレーザ焼入れ部断面積が極大値を示す結果と良い一致を示した。一方、焦点位置が $-3 \sim +3 \text{ mm}$ 以外の範囲ではパワー密度が 10^6 W/cm^2 以下となり、溶融形態が熱伝導型となり焼入れ部断面積は著しく減少した。また、焦点位置が 0 mm 付近で極小値を示したのは、スポット径が最小となるためパワー密度が最大となり、鋼板裏面側に抜けるエネルギーが増大し、実質的に溶融に費やした入熱が減少したためである。レーザ出力が大きい場合に焼入れ部断面積が増加した理由は、レーザ出力が大きい程、溶融形態がキーホール型に対応するパワー密度 10^6 W/cm^2 以上のスポット径が拡大し、キーホール径が拡大したためと考えられる。

次いで、Fig.3-10に、レーザ出力 4 kW 、ビーム走査速度 3 m/min および CH_4 濃度が 0% ($\text{Ar} 20 \text{ l/min}$) および 50% ($\text{CH}_4 10 \text{ l/min} + \text{Ar} 10 \text{ l/min}$)の条件下での焦点位置と焼入れ部硬さの関係を示す。

CH_4 濃度が 0% の場合には、溶融形態がキーホール型となる領域では溶融体積が最低値となる焦点位置 0 mm 付近において焼き入れ部の硬さが最大値を示し、焦点位置が 0 mm から $+3 \text{ mm}$ および -5 mm に変化するとともに溶融体積が増えて冷却速度が低下するため、硬さはやや低下する傾向を示していた。また、溶融形態が熱伝導型となる焦点位置 -6 mm 、 $+4 \text{ mm}$ ではさらに硬さの低下が認められた。溶融形態が熱伝導型における硬さの低下は、溶融体積は大幅に減少するもののデフォーカスビームが照射されて加熱され、冷却速度が低くなったためと考えられる。

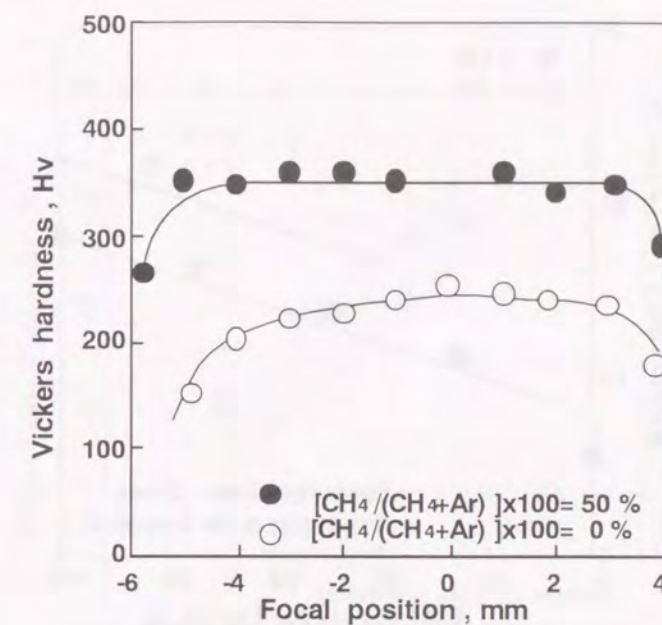


Fig.3-10 Relation between focal position and Vickers hardness of fusion

一方、 CH_4 濃度が 50% の場合には、溶融形態がキーホール型となる領域では焦点位置によらず硬さはほぼ一定値となっているが、溶融形態が熱伝導型となる焦点位置 -6 mm 、 $+4 \text{ mm}$ では硬さの低下が認められた。

溶融形態がキーホール型となる領域において、溶融体積が最低値となる焦点位置 0 mm 付近と最大値となる $+3 \text{ mm}$ および -5 mm での硬さを比較すると、前者は後者に比較して溶融体積が小さいため定性的には溶融金属と CH_4 ガスとの反応時間が短くなり加炭量が少ないと思われるが、冷却速度が速くなるために硬さがほぼ同等になったものと考えられる。一方、溶融形態が熱伝導型となる領域において硬さが最低値を示した理由は、溶融体積がさらに小さいため溶融金属と CH_4 ガスとの反応時間が短くなり加炭量が少ないことに加えて、デフォーカスビームが照射されて加熱され、冷却速度が遅くなったためと考えられる。

3.8 加炭強化処理による材料強化

焼入れ処理材の強度は、母材の強度に対する上昇率によって整理した。

Fig.3-11に CH_4 濃度と焼入れ処理材の強度上昇率の関係を示す。 CH_4 濃度の増加に伴い強度上昇率が直線的に増加し、 CH_4 濃度 100% においてはレーザ出力 3 、 4 kW の場合にそれぞれ 18 、 22% の強度上昇が得られた。

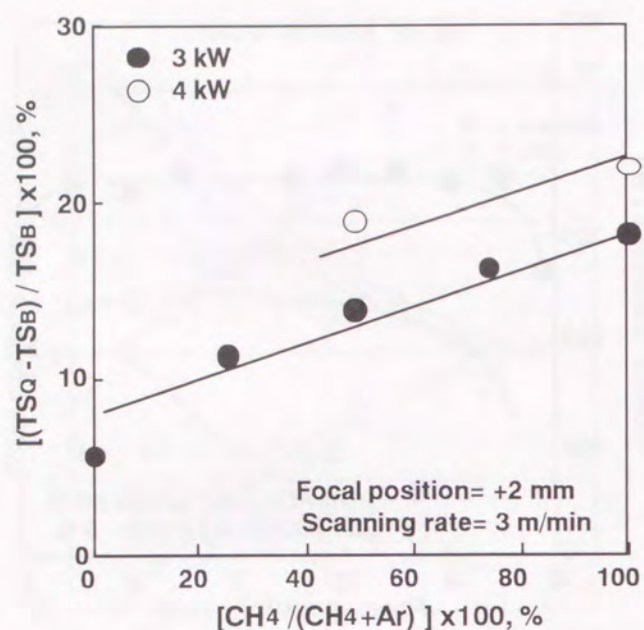


Fig.3-11 Effect of CH₄ content in Ar gas on increase in strength of laser treated test specimen

Fig.3-12 に、焦点位置と焼入れ処理材の強度上昇率の関係を示す。焼入れ処理材の強度上昇率は、Fig.3-8 で示したように焦点位置による焼入れ部断面積の変化に良く対応していた。

一般に鋼板の強度は硬さと良い相関を持つため、焼入れ処理材の強度は、焼入れ部の硬さと断面積によって支配される。そこで、複合則により焼入れ処理材の強度の推定を試みた。

引張試験片の焼入れ部の断面積の合計をS_Q、硬さをH_Qで表し、母材の断面積をS_B、硬さをH_Bで表すと、強度上昇率R (%) は式 (1) で表される。

$$R = [(S_B H_B + S_Q H_Q) / (S_B + S_Q) H_B - 1] \times 100 = S_Q \Delta H / (S_B + S_Q) H_B \times 100 \quad \text{----- (1)}$$

ただし、 $\Delta H = H_Q - H_B$

強度上昇率Rは、焼入れ部の断面積S_Qと母材に対する硬さの増加量 ΔH との積によって支配される。

Fig.3-13 に、式(1) によって求めた強度上昇率の計算値と実験値の比較を示す。焼入れ部の破断限界ひずみが母材より低いことが主因であるが、焼入れ部には引張りの残留応力が存在するために実験値は計算値よりやや低い値となっているが、強度上昇の推定には有効であると考えられる。

以上の結果、焼入れ処理により材料を強化するためには、焼入れ部の硬さおよびその断面積を最大にするようなパラメータを選定することが重要となる。

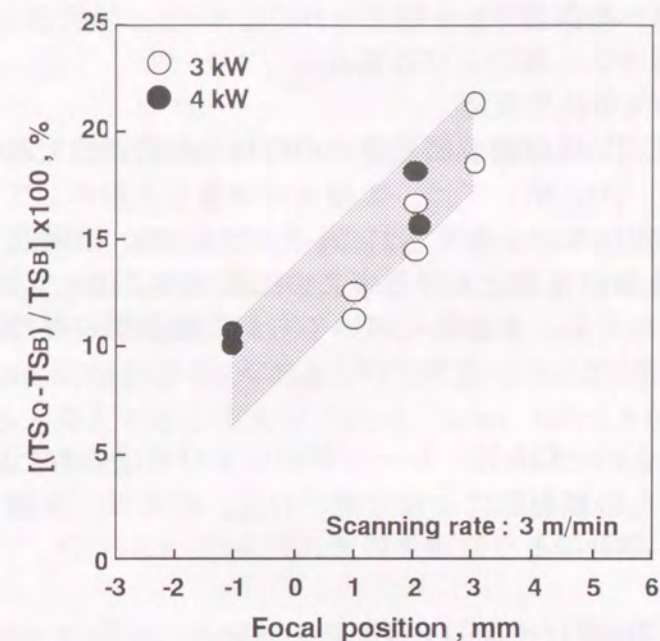


Fig.3-12 Effect of focal position on increase in strength of laser treated test specimen

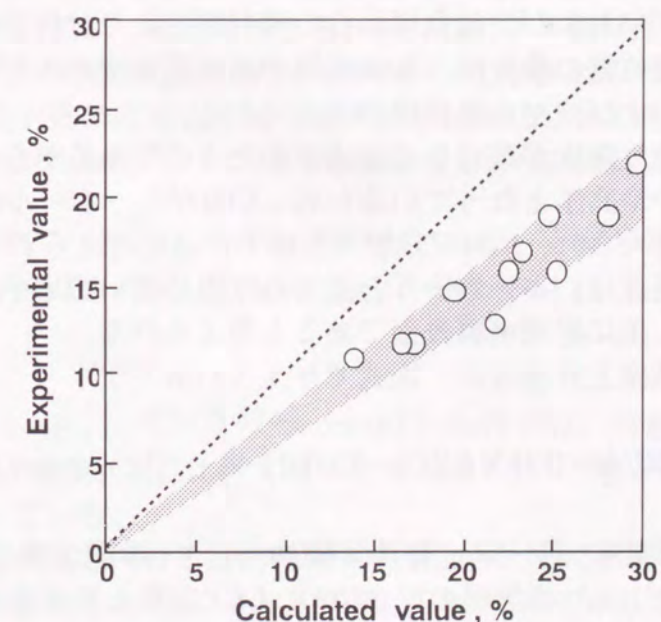


Fig.3-13 Relation between experimental and calculated strength of laser treated test specimen

3.9 加炭機構に関する考察

本節では、3.1節で述べたCH₄による熔融金属中への加炭機構について考察する。熔融金属の炭素吸収反応は、一般に、下記に示す3過程から構成されることが知られている⁷⁴⁾。

[1] CH₄の熔融金属表面への供給

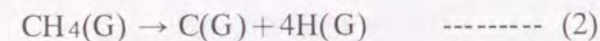
[2] CH₄の熔融金属表面層での分解および拡散反応

[3] Cの熔融金属中への溶解拡散反応

これらの過程の中で、[1]は熔融金属表面へのCH₄の供給過程であり炭素吸収反応には関与しない。また、[3]に関しては、熔融金属は激しく攪拌しているため、拡散速度は大きく律速過程にないと考えられる。したがって、熔融金属中への炭素吸収は、主に[2]の熔融金属境界層におけるガスの拡散速度によって律速されると考えるのが妥当である。ただし、本過程においても、熔融金属の攪拌等、複雑あるため定性的な考察に留める。

(a) CH₄の分解反応

熔融金属表面に供給されたCH₄は、レーザー照射により生成されたレーザー誘起プラズマおよび熔融金属からの輻射熱により分解される。例えば、熔融金属表面での熱分解のみを仮定すると式(2)のように表される。



ここで、CH₄ガスの熱分解温度は810Kであるため、レーザー誘起プラズマおよび熔融金属表面等の高温雰囲気ではCH₄ガスはほぼ全量分解すると考えられる。

(b) 熔融金属境界膜内におけるCの拡散反応

レーザー誘起プラズマおよび熔融金属からの輻射熱により分解された炭素原子のレーザー照射部への吸収位置の検証は、加炭処理が高速現象であるため困難であるが、キーホール内表面および熔融金属表面が考えられる。

まず、キーホールは、鋼板が蒸発して形成されたものであるから、その内部は高温でかつ大気圧よりやや高圧となっているため、CH₄がキーホール内部に安定に到達することは困難と考えられ、CH₄の分解が主体であると考えられる。

一方、熔融金属表面は、キーホールと異なり圧力の高い領域が存在しないため、炭素原子の吸収は、主に熔融金属表面であると考えられる。

熔融金属の炭素濃度上昇速度は、次式で与えられる⁷⁴⁾。

$$v = dC/dt = (FD/V\delta)[C_s - C_L(t)] \quad \text{----- (3)}$$

ただし、t: 反応時間(s)、F: 気-液界面積(cm²)、V: 熔融金属の体積(cm³)
D: 拡散係数(cm²/s⁻¹)、δ: 境界層の厚さ(cm)、C_s: 気相と平衡するC濃度(%)、
C_L: 液相のC濃度(%)である。

式(3)を炭素溶解反応の開始時 t=0 から t=t₀ までに液相の炭素濃度が C_L(0) から C_L(t₀) まで変化するとして積分すると次式で表わされる。ここで、炭素溶解反応開

始時 t=0 での液相の炭素濃度 C_L は、C_L(0) ≡ 0 である。

$$C_s / [C_s - C_L(t_0)] = e^{(FD/V\delta)t} \quad \text{----- (4)}$$

次いで、CH₄から熱分解したCおよびHが熔融金属中に溶解する平衡反応は次式で表される。

$$K = (a_C \times a_H^4) / P_{\text{CH}_4} = f_C \times C_L \times f_H \times C_H^4 / P_{\text{CH}_4} \quad \text{----- (5)}$$

ただし、KはCおよびHの溶解反応の平衡定数、P_{CH₄}はCH₄分圧、a_C、a_Hはそれぞれ熔融金属中のCおよびHの活量、f_C、f_Hはそれぞれ熔融金属中のCおよびHの活量係数、C_Hは熔融金属中のH濃度を表わす。

ここで、一般的に熔融金属中のCおよびHの希薄溶液においてC、Hの活量はほぼ濃度に等しくなると考えて差し支えないため、f_C ≡ 1、f_H ≡ 1となり熔融金属中のC濃度 C_L は、次式で表される。

$$C_L = K \times P_{\text{CH}_4} / C_H^4 \quad \text{----- (6)}$$

式(6)より、平衡状態における熔融金属のC濃度[C_L]は、CH₄分圧[P_{CH₄}]に比例することがわかる。また、CH₄ガスはレーザー誘起プラズマおよび熔融金属表面からの輻射熱によって全量分解することから、気相と平衡するC濃度[C_s]はCH₄分圧に比例する。したがって、平衡状態における熔融金属のC濃度[C_L]は、気相と平衡するC濃度[C_s]に比例することがわかる。

この関係は、式(4)においても証明できる。すなわち、平衡状態 (t → ∞) を仮定すると、右辺 e^{(FD/Vδ)t} は無限大となり、C_L(∞) ≡ C_s となるためである。

一方、式(4)で示される時間変化を伴う炭素溶解反応について考察する。レーザー照射条件にかかわる (e^{(FD/Vδ)t}) を A と表わすと、式(4)は式(7)と書き換えられる。

$$\begin{aligned} C_L &= [(e^{(FD/V\delta)t} - 1) / e^{(FD/V\delta)t}] C_s + C_0 e^{(FD/V\delta)t} \\ &= [1 - 1/e^{(FD/V\delta)t}] C_s + C_0 / e^{(FD/V\delta)t} = [1 - 1/e^{(FD/V\delta)t}] C_s \end{aligned} \quad \text{----- (7)}$$

レーザー照射条件が一定 (e^{(FD/Vδ)t} = const.) の場合には、熔融金属のC濃度[C_L]は、気相と平衡するC濃度[C_s]に比例することが示唆され、Fig.3-3 で示した実験結果と定性的に一致している。

次いで、レーザー走査速度に拘わる反応時間 t の増加とともに熔融金属のC濃度[C_L]が増加するという実験結果を Fig.3-3 および Fig.3-4 において示したが、式(7)より反応時間 t の増加とともに、[1 - 1/e^{(FD/Vδ)t}]が増加するため、熔融金属のC濃度[C_L]が増加するということが得られ実験結果と定性的に一致している。

さらに、Fig.3-10で示したようにレーザービームの焦点位置を変化させても焼入れ部の硬さ 換言すればC濃度がほぼ同一となる理由は、次のように説明できる。

すなわち、焦点位置を変化させるとビーム径とともに溶接時のキーホール径が変化し、溶融部の幅およびその面積は変化する。ここで、溶接時の溶融金属の表面積 F はキーホール径に相当するビーム径を D_B および板厚を t とすると $F = D_B \pi t$ で表わされる。また、溶融体積 V は、溶接速度を v とすると $V = D_B t v$ で表わされる。ここで、焦点位置以外のレーザー出力、溶接速度等の溶接パラメータおよび CH_4 分圧は同一であるため、式(4)に示した $C_s(t=t_0)$ 、 C_s 、 D 、 δ 、 t は一定である。さらに焦点位置に関与する (F/V) については、 $F/V = 2D\pi/2Dv = \pi/v$ となり一定となる。したがって、溶融金属の C 濃度 $[C]$ も一定となることが定性的に実証できる。

3.10 結言

極低炭素鋼板を対象とした焼入れ強化技術の開発を目的としてレーザー加炭焼入れプロセスを考案し、当プロセスの加炭基礎特性を示した。得られた結果を要約すると以下ようになる。

- (1) CH_4 濃度とレーザー走査速度の調整により焼入れ部の加炭量および硬さが精度良く制御でき、母材の硬さに対して大幅な硬さの増加が可能である。
- (2) 焼入れ部の体積は、レーザービームの焦点位置および出力により制御できる。
- (3) 焼入れ処理材の強度は、焼入れ部の硬さと断面積によって支配され、上記パラメータにより制御できる。
- (4) 本実験範囲内では、加炭焼入れ処理により極低炭素鋼板の引張強度を20%以上増加させることができた。
- (5) CH_4 ガスの溶融金属表層での分解および拡散反応に基づいた加炭機構を考察し、実験結果と定性的に一致していた。

第4章 中厚鋼板のレーザー溶接技術に関する研究

4.1 緒言

レーザーの大出力化にともない、鉄鋼業および造船重工業を中心として溶接鋼管製造およびスラブの連続接合等、生産性および品質の向上を目的として板厚 10mm を超える中厚鋼材の1パス溶接のニーズが高まっている。近年では45kWクラスの大出力炭酸ガスレーザーが生産ラインでの適用が始められており、実験室的には100kWクラスの炭酸ガスレーザーも開発されている。

レーザー溶接は、エネルギー密度が $10^6 W/cm^2$ 以上に集光したレーザービームを被溶接材に照射して行うため、被溶接材を構成する金属原子が蒸発してキーホールを形成して深溶け込み溶接となる。キーホールは、金属の蒸発反跳力、溶融金属の表面張力および重力のバランスによって維持されるが、大出力レーザーを用いた中厚鋼材の溶接では、プラズマの発生が激しく溶接現象が不安定となりやすいことや溶融金属の重力が大きいためキーホールが崩壊或いは閉塞しやすい等の特徴を有する。

キーホールが崩壊または一部が閉塞すると空洞（ポロシティ）を形成する。

キーホールが不安定になるその他の原因としては、レーザーパワーが変動する場合や、板厚が厚い場合に溶融金属の重力が増加することがあげられる。

くわえて、アシストガス圧の変動により溶融金属流れの外乱があると、表面張力、蒸発反跳力および溶融金属の重力とでバランスするキーホールが振動し崩壊に繋がると考えられる。くわえて、レーザーは大気圧下で溶接されるため、鋼中元素と雰囲気ガスとの反応に起因する欠陥（ブローホールと呼ぶ）の発生も指摘されている。

中厚鋼板を対象とした溶接欠陥の抑制に関する研究は、主に電子ビーム溶接において行われているが⁷⁵⁾、レーザー溶接では実用化レベルでの研究事例は少ない。

本章では、大出力レーザー溶接において誘導加熱を併用した高速化およびアシストガスによるレーザー誘起プラズマ制御、くわえてポロシティおよびブローホール等の溶接欠陥を抑制することを目的として不活性ガスシールドの効果および溶接部への軽圧縮の効果を検討した。

4.2 実験方法

4.2.1 供試材

供試材は、板厚9.5mm、0.04C-1.4Mn-Cu-Ni-Nb-V-Ti系の熱延鋼板である。Table 4-1に、供試材の機械的性質および化学組成を示す。

Table 4-1 Chemical compositions and mechanical properties of high strength hot rolled steel

Thickness mm	Yield strength MPa	Tensile strength MPa	Total elongation %	(mass%)				
				C	Si	Mn	P	S
9.5	505	586	37.4	0.04	0.20	1.41	<0.01	<0.001

Others : V, Ti, Nb, Cu

4.2.2 溶接条件

レーザ加工機は、米国 Convergent Energy 社製 25kW炭酸ガスレーザである。焦点位置400mmの放物面鏡でレーザビームを約0.7mmに集光して溶接実験を行った。焦点位置は、溶込みが最大となる鋼板表面から下方2.0mmに設定した。溶接速度は、1.0~10.0m/minの範囲で変化させた。

4.2.3 プラズマ除去ガス供給方法

25kWレーザ溶接では、レーザ誘起プラズマが激しく発生し、安定した溶け込み深さが得られないため、プラズマ除去を目的としてヘリウムガスを供給した。

Fig.4-1(a)(b)に、プラズマ除去ガスの供給方法を示す。

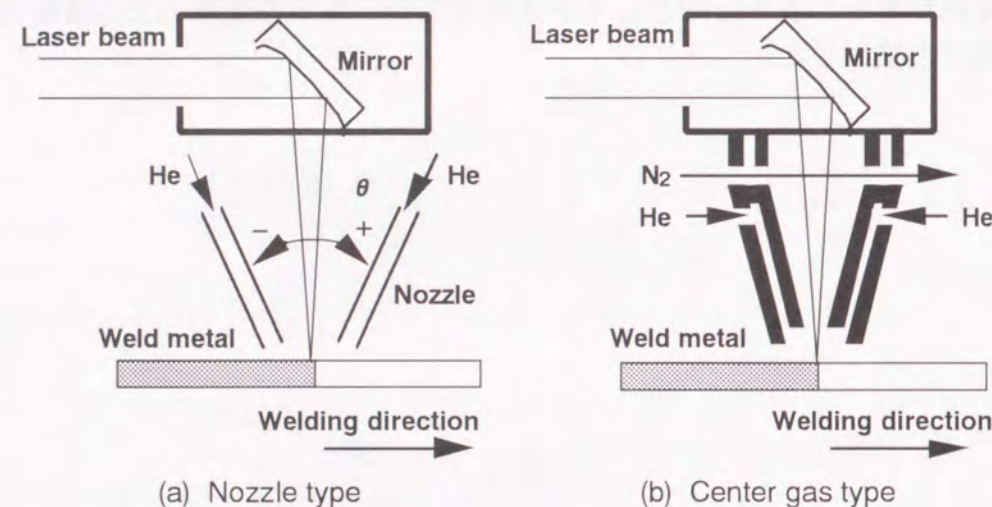


Fig.4-1 Plasma elimination gas arrangement

(a)は、銅ノズルでガス供給する方法である。キーホール内部のプラズマを除去59するためキーホール径に近い約0.5~1.0mmの細径ノズルを使用する研究事例もあるが設定精度が厳しいため、本実験では実用性を考慮してキーホールから噴出するプラズマを除去する目的として、内径が6.0mmの銅ノズルを使用した。なお、実験では、溶接線方向に対して前方側を「+」、後方側を「-」として、ノズル角度を -60° ~ $+60^{\circ}$ まで変化させ、ガス供給量を50~150 l/minの範囲で変化させた。(b)は、レーザビームと同軸方向にガスを供給するセンターガス方法である。溶接トーチは、レーザビーム導光とガス供給の2重構造である。なお、ミラーヘフュームおよびスパッタが付着するのを防止するため、ミラー直下にN₂ガスを流している。

4.2.4 バックシールド法

鋼材裏面側のビードの酸化および欠陥防止を目的として、アルゴンガスおよび窒素ガスを用いてバックシールドを行った。

Fig.4-2(a)(b)に、シールド方法の構成を示す。鋼材の裏面側にガスシールドボックスおよび内径12mmの銅ノズルを設置する方法である。

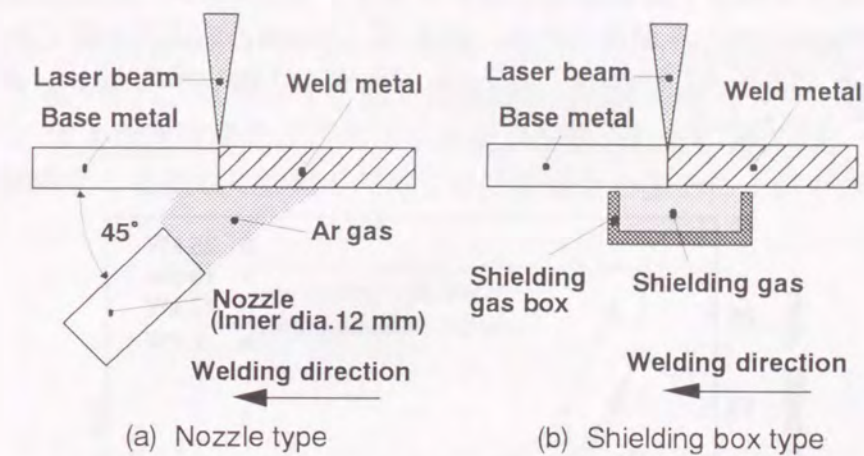


Fig.4-2 Back shielding gas arrangement

4.2.5 溶接部品質の評価方法

溶接部の縦および横断面を切り出し、溶込み深さおよび欠陥発生状況を観察した。マイクロフォーカスX線法を用いて欠陥の発生状況をさらに詳細に評価した。なお、本法により観察される溶接欠陥の最小径は、0.05mmである。

溶接欠陥の発生機構を考察するために、溶接線方向に対して垂直に鋼材板厚方向に50 μmのNi箔をインサートして溶接し、湯流れ挙動を観察した。

次いで、欠陥内に存在するガスの分析を行った。

Fig.4-3に、ガス分析方法を示す。

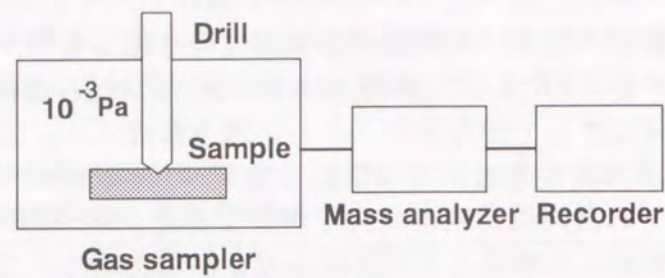


Fig.4 -3 Schematic illustration of gas analyser

まず、 10^{-3} Pa の真空中で溶接部をドリルで削り、その際欠陥部から検出されるガスを質量分析装置により分析した。なお、ガス分析の精度を向上させるために、溶接部の分析値から母材部のそれを差し引くことにより、試料表面に吸着した水分の影響を取り除いた。さらに、溶接サンプルは、水分の吸着の影響を除くために溶接直後に外気に触れないように真空パックして測定試験に供した。

4.3 大出力レーザーの溶接特性および高周波誘導加熱による溶接高速化

Fig.4-4 に、溶込み深さと溶接速度の関係を示す。出力25kW、溶接速度2m/minの条件では、約20mmの溶込みが得られる。例えば、10mmの溶込みが得られる溶接速度は、出力12kWでは高々2.5m/minであるが、25kWでは5m/minに達し、高速溶接が可能であることがわかる。

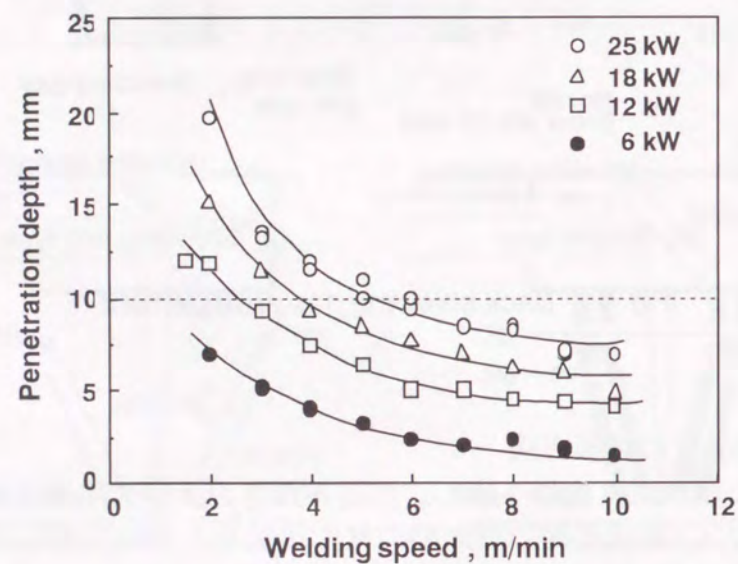


FIG.4-4 Relation between welding speed and penetration depth at various laser powers

Fig.4-5 は、溶接速度が2m/minでのレーザー出力Pと溶込み深さhpの関係を示す。両者の間には、従来知見と同様に $hp \propto P^{0.7}$ なる関係があることが確認できた。

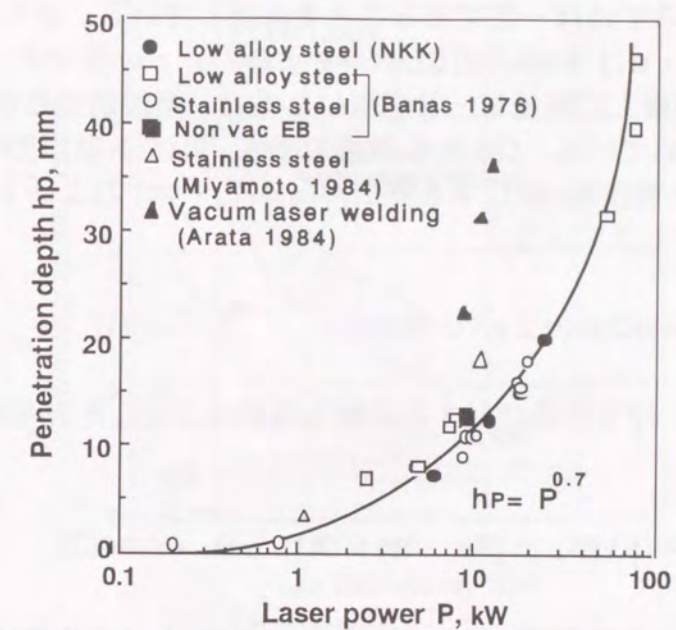


Fig.4-5 Effect of beam power on penetration depth

さらに高速化を図るために板厚10mmの炭素鋼を用いて高周波誘導加熱の効果进行调查した。Fig.4-6 に、材料温度と最大貫通溶接速度の関係を示す。材料温度の上昇とともに、最大貫通溶接速度が増加する結果が得られた。例えば、材料温度を800℃まで加熱すると室温に比較して約2倍の高速化を図ることができる。

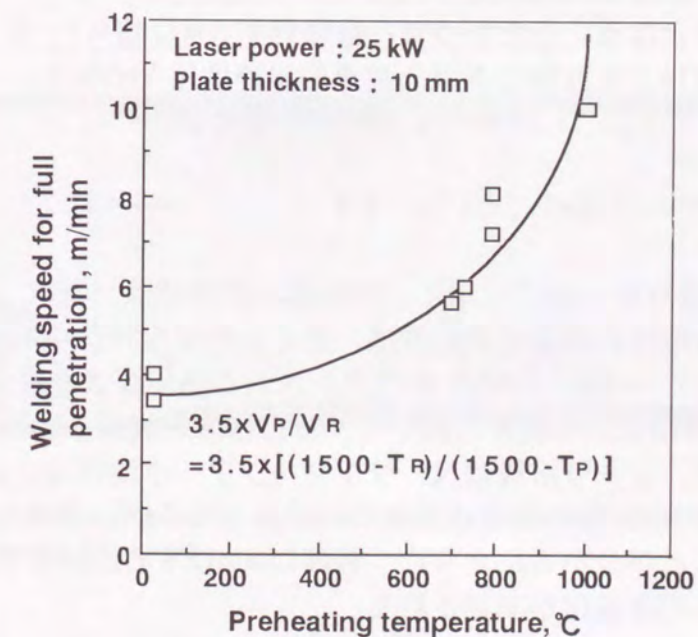


Fig.4-6 Increase in maximum welding speed for full penetration as a function of preheating temperature

貫通溶接は、キーホールが鋼板裏面まで貫通しなければならない。最大貫通溶接速度では、鋼板裏面におけるキーホール径はほぼ一定と考えられ、実験的にも溶接部形状は材料温度によらずほぼ一定であることを確認している。また、最大貫通溶接速度での、熔融効率 η_M はWellsの近似解⁷⁶⁾によると、 $\eta_M=0.483$ 一定となる。すなわち、Wellsは薄鋼板上に溶接ビードを置いた場合、溶接熱源を移動線熱源と仮定して熔融効率を求めている。Qを投与熱量(J/cm)、 T_M を熔融温度(°C)、 V_{FP} を貫通溶接速度(cm/s)、Wを溶接幅(cm)、Kを熱伝導度(J/°C.s.cm) および kを熱拡散率(cm^2/s)として、次式で与えている。

$$Q=8KT_M(0.2+V_{FP}W/4k) \quad \text{----- (1)}$$

また、熔融効率 η_M は、投与熱量に対する熔融金属形成に要した熱量の比率で表われ、式(2)となる。

$$\eta_M=\{SV_{FP}\rho[c(T_M-T_0)+H_L]\}/\alpha Q \quad \text{----- (2)}$$

ただし、 α :レーザービーム吸収率、S:溶接部断面積(cm^2)、c:比熱(J/°C.g)、 ρ :密度(g/cm^3)、 H_L :熔融潜熱(J/g)を表わす。

ここで、熔融効率 η_M の逆数をMとすると、式(1)、(2)より、式(3)と示される。

$$M=1/\eta_M=2[1/5(V_{FP}W/4k)+1] \quad \text{----- (3)}$$

レーザー溶接は、アーク溶接に比較して大幅に溶接速度が速いため $V_{FP}W/4k$ が大となり、式(3)のMは約2となる。したがって、熔融効率 η_M は約0.5一定となる。したがって、材料温度 T_P と室温 T_R における貫通溶接速度比 V_P/V_R は、 $c(T_M-T_0)+H_L \doteq c(T_M-T_P)$ と仮定すると、式(2)から下式で表わされる。

$$V_P/V_R=(T_M-T_R)/(T_M-T_P) \quad \text{----- (4)}$$

Fig.4-6に、式(4)の計算値を図中に示す。実験値と計算値は、ほぼ一致している。これより、加熱による溶接の高速化の効果は、ある加熱温度 T_P から熔融温度 T_M に達するまでの温度差 $\Delta T(=T_M-T_P)$ の比率で表わされる簡便な式で推定される。

Fig.4-7は、レーザー溶接法の生産性に関して、溶接速度と板厚の関係を他の熔融溶接法と比較して示す。レーザー溶接法は、サブマージアーク溶接法に比して、板厚15mm以上では、室温においては溶接速度は同レベルとなるが、予熱を行うと3倍以上の生産性を有することが分かる。さらに、板厚15mm以下の溶接管では薄肉化とともに、レーザー溶接法の高速化が加速される。

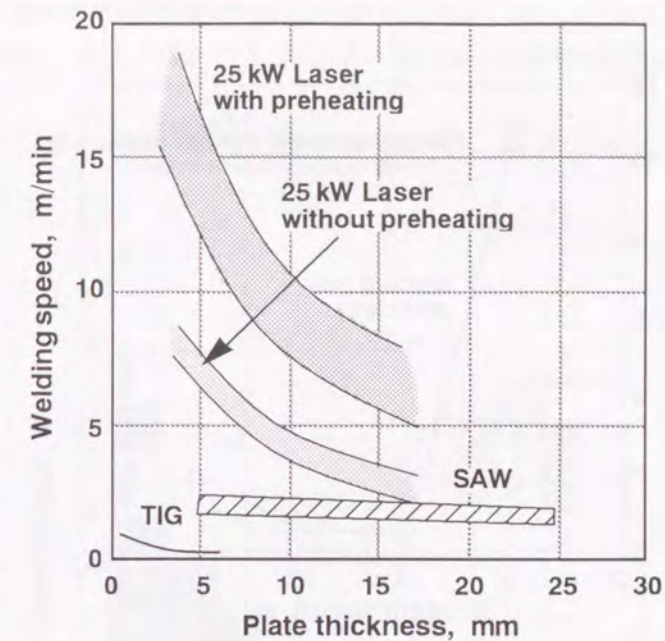


Fig.4-7 Comparison of productivity of various fusion welding methods

4.4 溶接欠陥発生形態

4.4.1 気孔欠陥に及ぼす溶接速度の影響

Fig.4-8は、溶接速度を3~6m/minに変化させた場合の、溶接部の縦断面を示す。

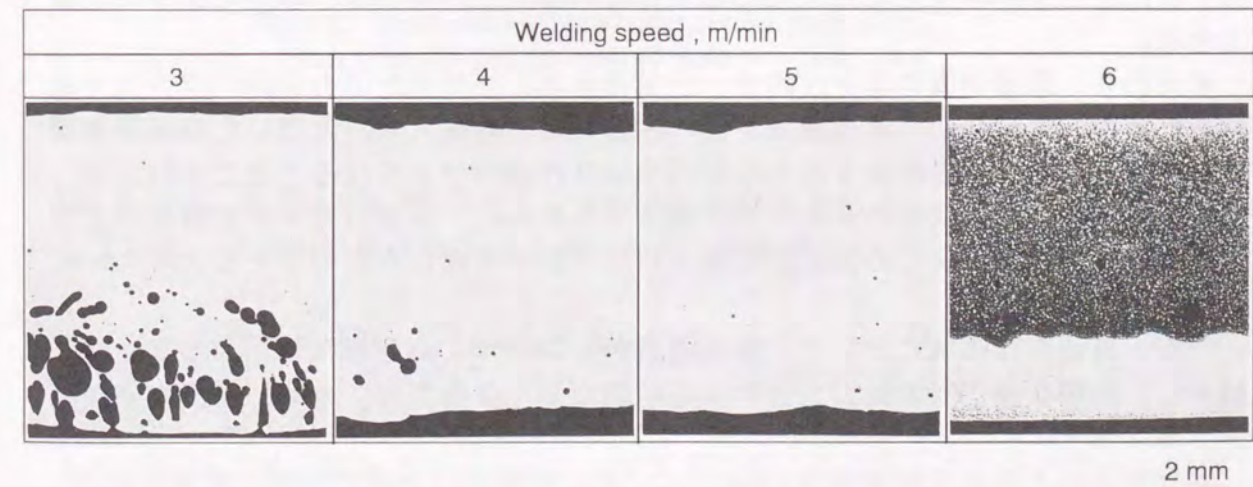


Fig.4-8 Effect of welding speed on blow hole generation in longitudinal macrosections of laser weld metals

また、これらの写真から算出した欠陥面積率と溶接速度の関係を Fig.4-9 に示す。

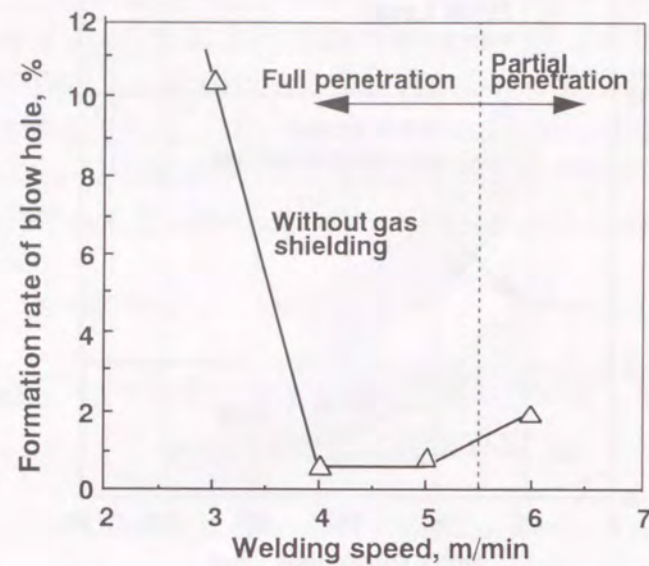


Fig.4-9 Effect of welding speed on blow hole generation

溶接速度3m/minにおいては溶接欠陥が鋼板裏面側に多数発生しており、欠陥面積率は10%にも達している。特徴的なのはキーホール径に匹敵する約1mm程度の大きい欠陥が存在することである。貫通溶接領域において、溶接速度が4, 5m/minと増加するにともない溶接欠陥は大幅に減少している。この理由は、以下のように考察できる。

すなわち、熔融金属の蒸発反跳力、表面張力および重力との力学的バランスで維持されるキーホールが、溶接速度が遅い場合には、溶接入熱が大きいため熔融金属量が多くキーホールを維持する力学的バランスが崩れやすくなることにくわえて、熔融金属と雰囲気ガスとの反応時間が増加するために、雰囲気ガスの溶解量および鋼中元素と雰囲気ガスとの反応が促進されて欠陥が生成したためであると考えられる。

一方、貫通溶接領域において、溶接速度が4, 5m/minの高速域では溶接金属量が減少し、溶接金属と雰囲気ガスとの反応時間が短くなるため、大幅に溶接欠陥が減少する。

部分溶込みとなる溶接速度 6m/minでは、主に溶接ルート部に欠陥が形成されるため溶接欠陥面積率は貫通限界域より増加している。

4.4.2 気孔欠陥の発生形態

限界貫通速度の5m/minの貫通溶接部の溶接欠陥の発生形態を、マイクロフォーカスX線法で調査した。マイクロフォーカスX線法の欠陥検出能は、0.05mm以上である。

Fig.4-10は、溶接部厚さ方向の欠陥分布である。溶接欠陥は板厚中央部から下方側に集中している。

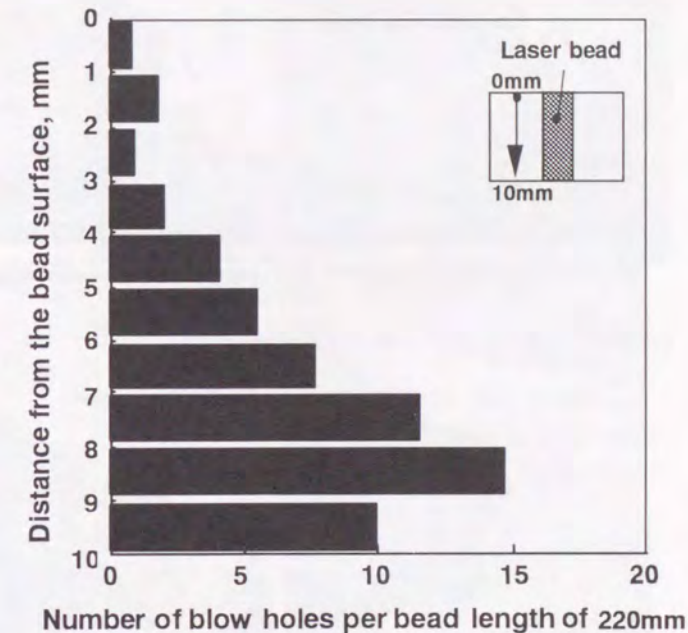


Fig.4-10 Distribution of blow holes across laser welds (Blow hole with the diameter of more than 0.05 mm)

Fig.4-11は、板厚方向にNi箔をインサートした鋼板を溶接し、溶接部の縦断面を示している。白色の領域はNiが炭素鋼に希釈した領域であり、その左端部は最終凝固ラインに対応している。キーホールの形状と必ずしも一致していないが、最終凝固ラインの形状を反映していると考えられる。これより、板厚中央から下方側の領域では、凝固ラインが不規則となっており、欠陥発生位置と良く対応している。この結果は、以下のように考察される。

レーザ溶接では、鋼板表面側からレーザエネルギーを消費しつつキーホールを形成していくため板厚裏面側ほどエネルギーが低下する。すなわち、鋼板裏面側ほどキーホールが細くなり、くわえて熔融金属の重力も増加する。さらに冷却速度も増加するため、キーホールを安定に維持するのが難しくなり熔融金属の流れが不安定になったためと考えられる。

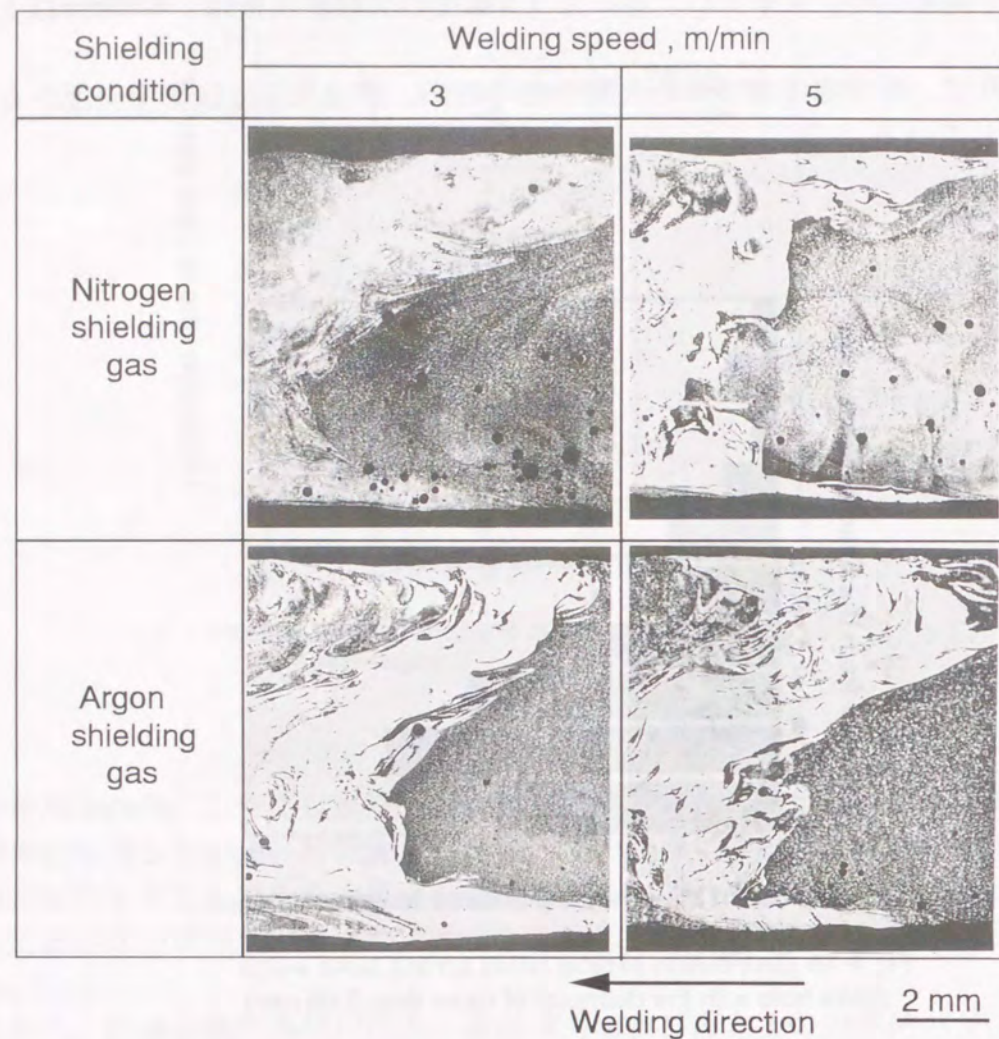


Fig.4-11 Solidification line in longitudinal macrosection of laser weld metals

Fig.4-12 は、溶接部の幅方向の欠陥分布を示している。溶接欠陥は、母材との境界部近傍に集中している。これは、熔融金属の凝固が、母材との境界部から開始するために熔融金属の湯流れの不均一さおよびガス反応により生じた空洞および気体がトラップされ安いためと考えられる。

Fig.4-13 は、溶接欠陥寸法の分布を示している。溶接欠陥は、寸法が小さい程、指数関数的に増加しており、直径0.1mm以下の欠陥が約60%を占めている。

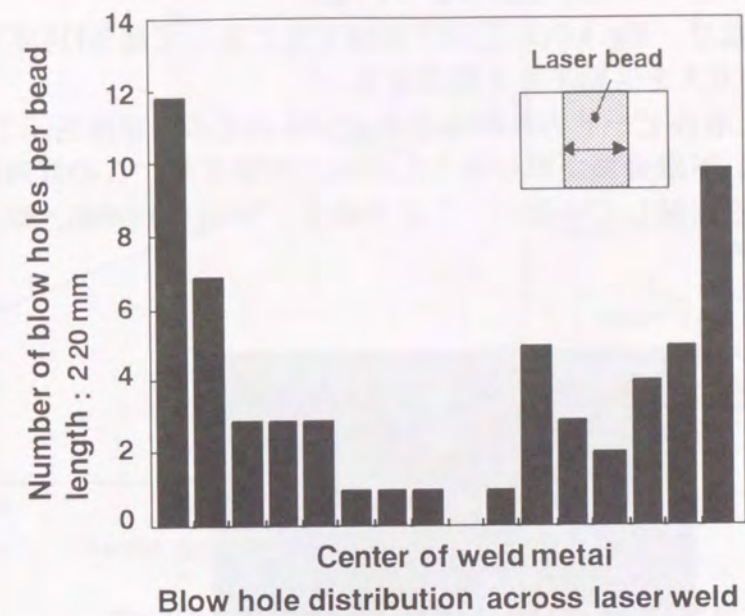


Fig.4-12 Distribution of blow holes across laser welds (Blow holes with the diameter of more than 0.05 mm)

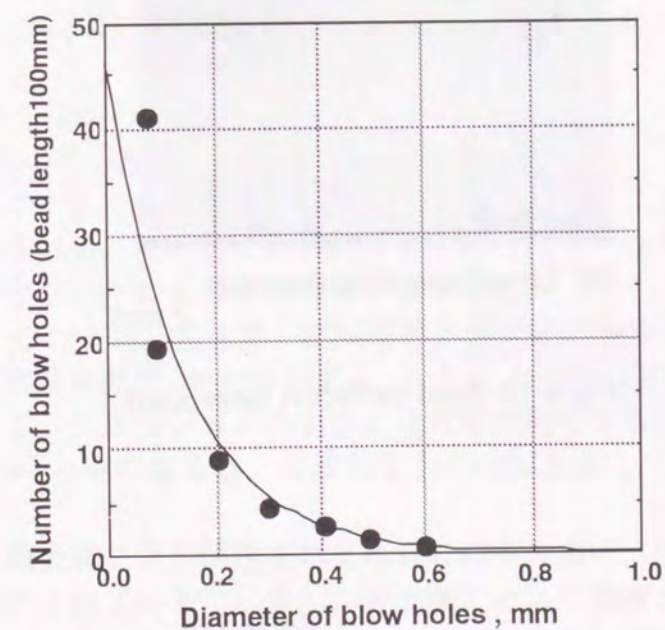


Fig.4-13 Distribution of blow holes in laser weld metal

4.4.3 スポット欠陥の発生形態

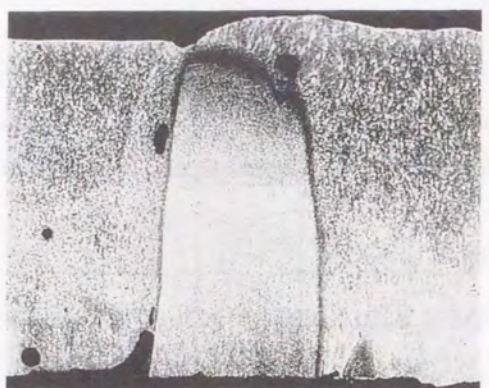
本項では、大出力25kWレーザー溶接特有の欠陥を示す。この欠陥は、溶接時にスパーク状の過大なプラズマの発生に起因している。

この場合の溶接方法は、Fig.4-1(a)に示す溶接方向に対して後方(角度 θ が[-]方向)からプラズマ除去ガスを供給する方法である。

Fig.4-14(a),(b)は、溶接ビードの外観写真および溶接部の縦断面を示す。溶接ビード表面には、熔融金属が飛び散った痕跡が観察され、この痕跡に対応する板厚方向の鋼板は殆ど溶融していない。この欠陥を、スポット欠陥と呼ぶ。



(a) Appearance of spot defect
5 mm



(b) Longitudinal macrosection
2 mm

Fig.4-14 Spot defect in laser weld

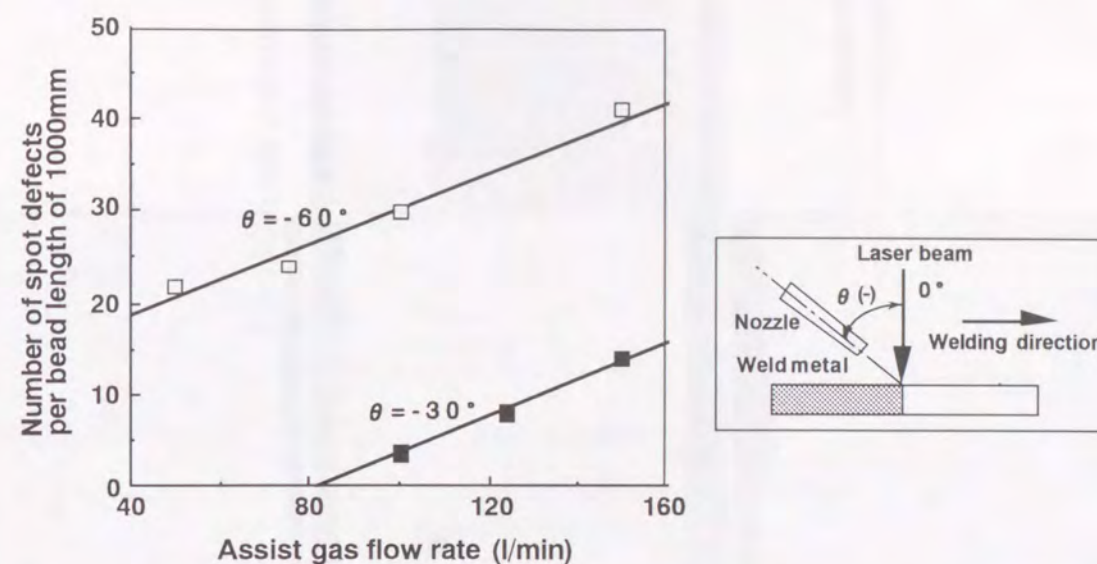


Fig.4-15 Effect of gas flow rate and nozzle angle on spot defect generation

スポット欠陥の発生挙動を調査するため、プラズマ除去ガスのノズル角度およびガス量の影響を調査した。

Fig.4-15より、ガス供給ノズルの角度は -60° より -30° の方が、またガス量は少ない方が、スポット欠陥の発生数が減少する傾向が認められた。

4.5 溶接欠陥防止技術の開発

4.5.1 気孔欠陥の防止技術

気孔欠陥には、キーホール不安定性に起因する欠陥とガス反応によって生成される欠陥とに分類される。これら欠陥の防止を目的として、先ず窒素ガスとアルゴンガスを用いてバックシールドガスの効果を調査した。

Fig.4-16,17は、それぞれ、溶接部の縦断面および欠陥面積率を示す。

欠陥面積率は、溶接速度が3m/minではシールドガスが無い場合が最も高く、次いで窒素ガスとなる。アルゴンガスの場合には大幅に低くなる。溶接速度が4, 5m/minと速くなると、溶接速度3m/minに比較して大幅に減少している。

キーホールが熔融金属により閉塞されて形成される欠陥は、その形状が不規則で寸法も大きいと報告されている。しかし、本実験において観察された欠陥の形状は主に球状であることから、欠陥が生成された原因は、雰囲気ガスの熔融金属への溶解・放出或いは鋼中元素と雰囲気ガスとの反応に起因するものが主体的であると考えられる。

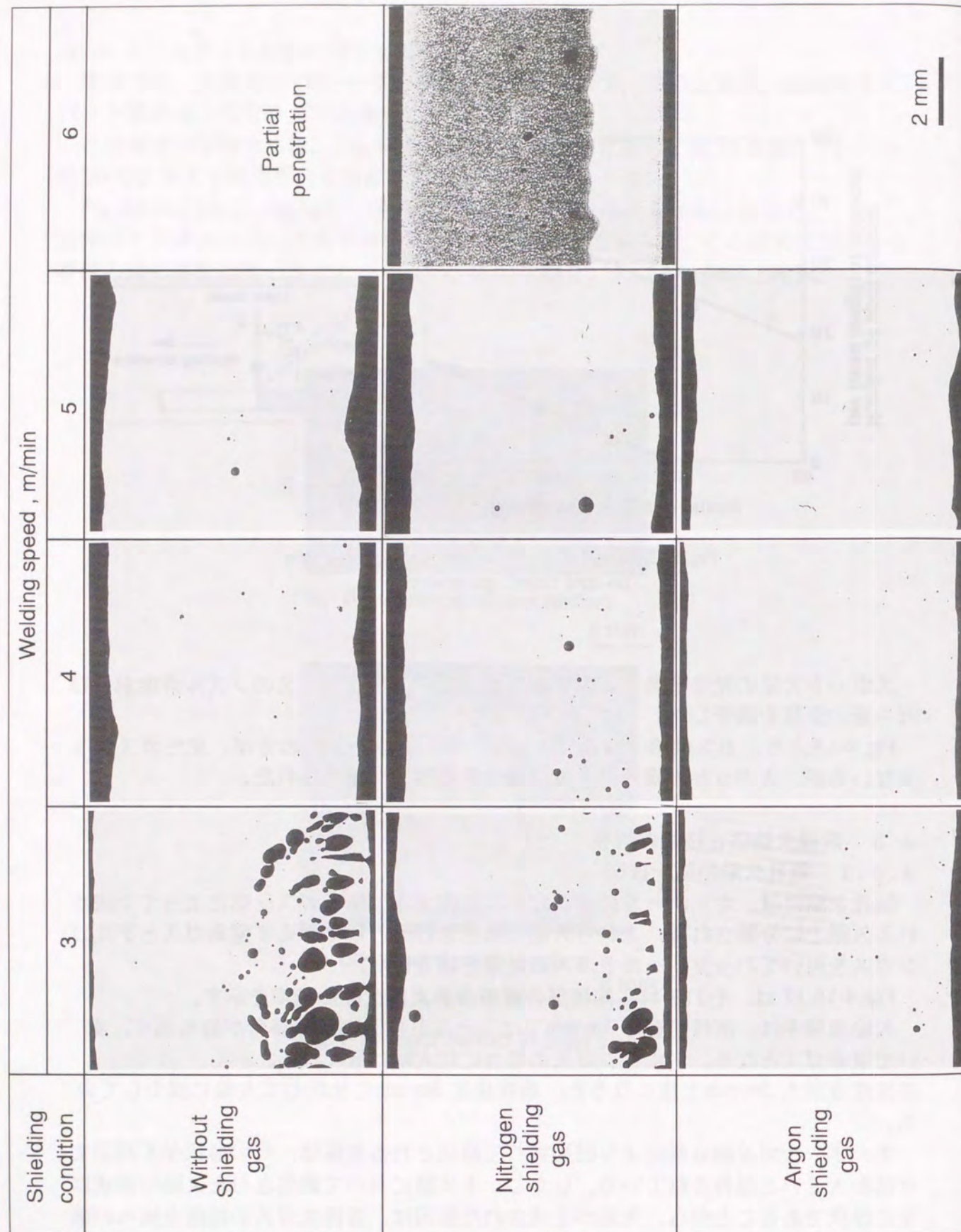


Fig.4-16 Effect of shielding gas on blow holes in longitudinal macrosections of laser weld metals

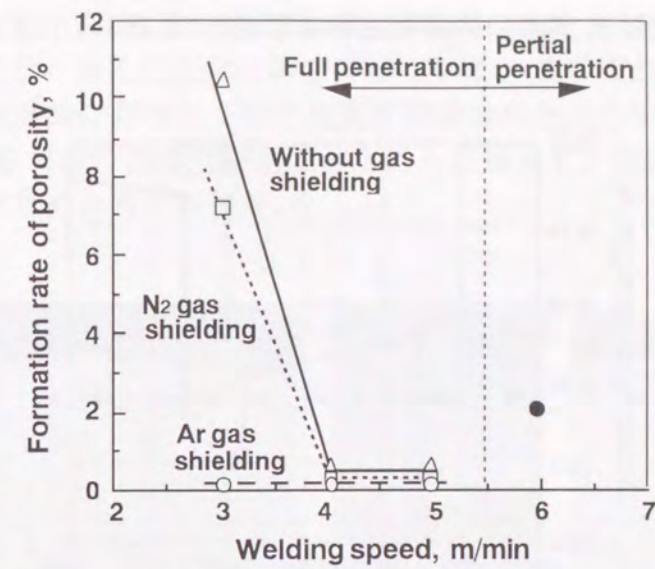


Fig.4-17 Effect of shielding gas and welding speed on blow hole generation

Fig.4-18 は、欠陥内部のガス分析結果を示す。なお、評価試験には溶接速度 3m/minで作製した溶接部を用いた。シールドなしと窒素ガスの場合では、 $[N_2 + CO]$ が、それぞれ28%、24%を占め、残部は H_2 である。プラズマ除去ガスとして用いたヘリウムガスは気孔中には存在しない。なお、 N_2 と CO とは、両者の質量がほぼ同じ(質量比は約1.00004)であり識別できないため、両者の和で表示している。

ガスの溶解および反応に起因する欠陥には、まず、窒素の固液相間の溶解度差に起因する欠陥があげられる。

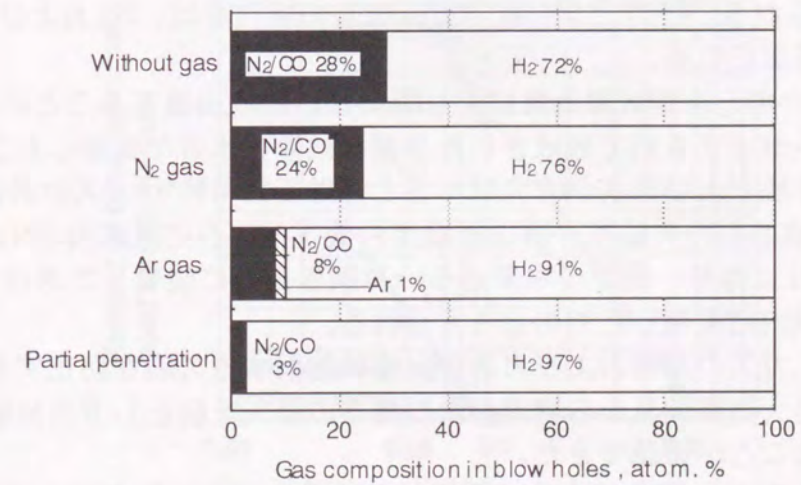


Fig.4-18 Results of gas analysis

Fig.4-19は純鉄における窒素の溶解反応および溶解度を示している。

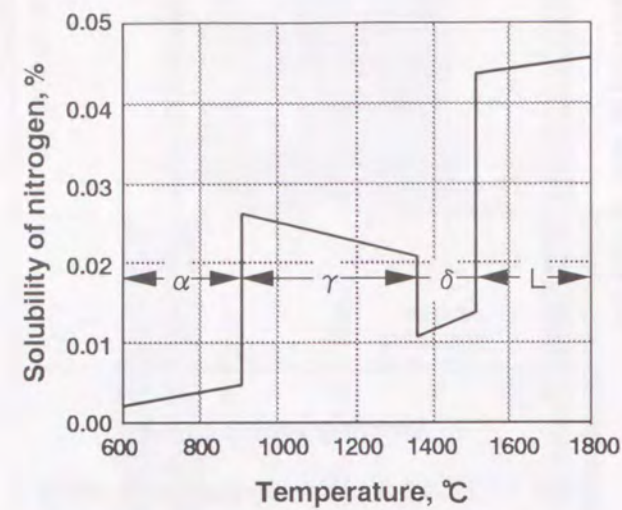


Fig.4-19 Solubility of nitrogen for pure iron (PN₂=1atm)

溶接時には大気中の窒素が熔融金属に多量に溶解し、温度の低下とともに溶解度が低下してガスを放出する。凝固時には溶解度は大幅に低下し、多量のガスを放出し気泡を形成する。気孔は、気泡が凝固時に溶接金属中に取り残されたものである。

次いで、式(5)に示す熔融金属中の炭素と大気中の酸素とのガス反応に基づく気孔欠陥がある。

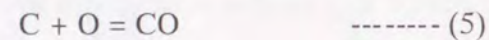


Fig.4-18において、窒素ガスシールドの場合には、気孔を構成するガスはほぼ全量N₂であると考えられる。一方、シールドガスなしの場合では、N₂およびCOとで構成されていると推定される。

残部のH₂は、キーホールが熔融金属により閉塞されたり崩壊することにより金属蒸気が凝固時にトラップされて形成された空洞に拡散性水素が集積したというよりむしろ、欠陥の寸法および形状から判断すると熔融凝固時のN₂ガスの放出およびCO反応により形成された欠陥が、溶接後温度の低下とともに欠陥内のN₂およびCOが熱収縮して負圧になり、鋼中の水素あるいは鋼板表面に吸着した水分等が拡散性水素として空洞内に集積したものと考えられる。

以上の結果から、ガスの溶解およびガスの反応に起因する欠陥を防止するためには活性ガスを用いて大気雰囲気から窒素および酸素の侵入を防止しガス反応を抑えることが有効であることが確認できた。

次いで、気孔を防止する技術として、溶接と同時に溶接部を機械的に圧縮する方法を検討した。実験では、レーザ出力25kW、溶接速度6m/min、予熱温度600°Cの溶接条件で、突合わせ鋼板を両側からロールにより設定値で2mm圧縮しながら溶接部を作製した。

Fig.4-20に、圧縮加工を施した溶接部の横縦断面を示す。圧縮加工により、溶接幅が約0.2mm狭くなり、気孔は完全に防止できている。この理由として、圧縮加工により突合わせ鋼板界面に存在していた大気が排除されたためN₂ガスの放出およびCO反応に起因する欠陥の生成が防止できたことに加えて、溶接欠陥が熔融金属とともに排除されたためと考えられる。

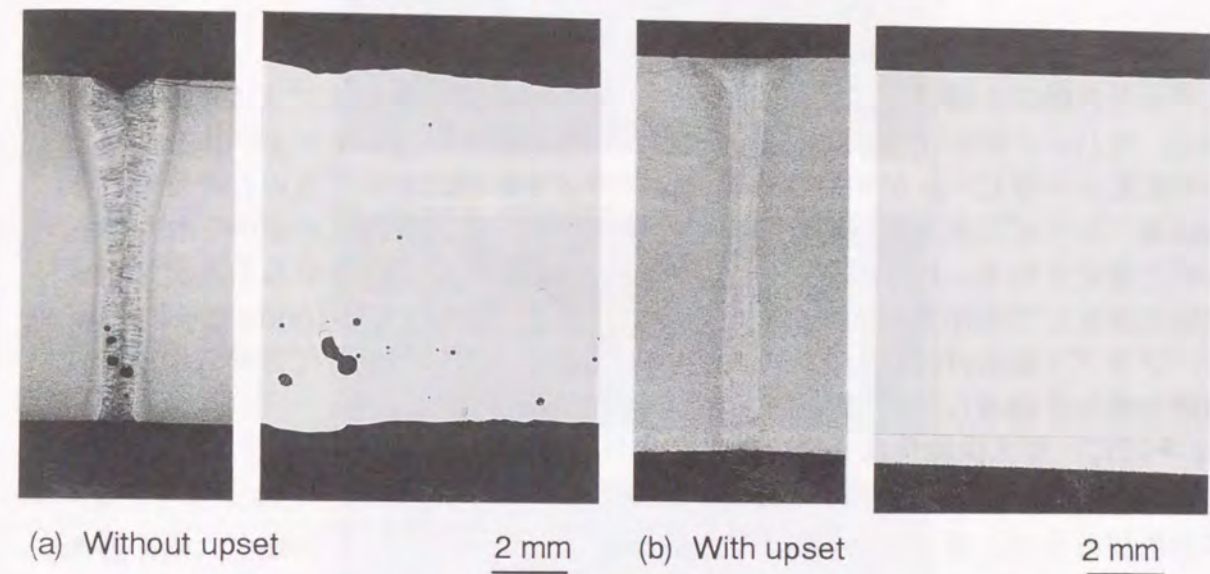


Fig.4-20 Longitudinal and transvers macrosections of laser weld metal with and without upsetting

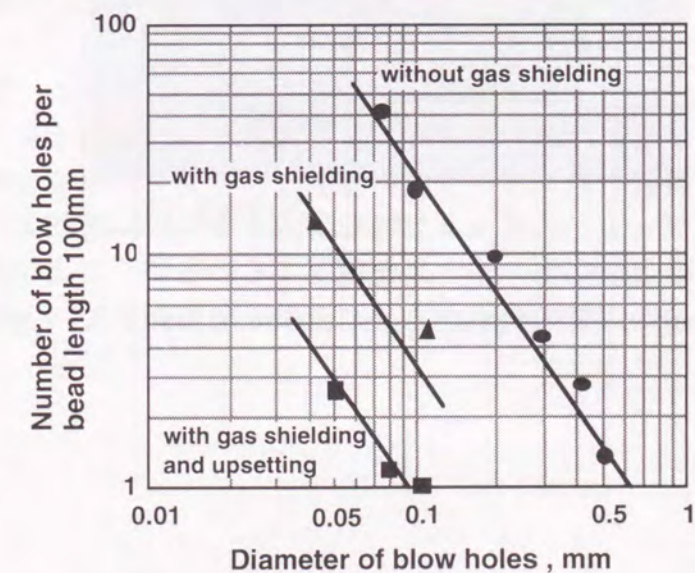


Fig.4-21 Disribution of blow holes in Laser weld metal

Fig.4-21は、その効果を詳細に実証するために長さ50mの溶接部をマイクロフォーカスX線法を用いて調査した結果である。不活性ガスシールドはシールドなしの場合に比して溶接欠陥を低減できるが、圧縮加工を重畳するとほぼ完全に溶接欠陥を防止できることが確認できている。

以上の結果、不活性ガスシールドに加えて圧縮加工を重畳することにより溶接欠陥が防止できることを明らかにした。

4.5.2 スポット欠陥の防止技術

スポット欠陥の生成は、溶接時に発生するスパーク状の過大なプラズマに起因している。スパーク状のプラズマは、溶融金属が鋼板表面付近のキーホールを閉塞して、それにレーザービームが照射され過大なプラズマが形成されたものと考えられる。その結果、レーザーエネルギーがプラズマに吸収され、殆ど溶け込みが得られなかったものと推定される。したがって、表面付近の湯流れを安定化させることがスポット欠陥の防止につながると考えた。そこで、4.2.3項 Fig.4-1(a)(b)で示したように、プラズマ除去ガスの供給方向を、 -60° から $+60^\circ$ まで変化させスポット欠陥の発生傾向を調査した。ガス供給量は、 100 l/min 一定とした。

Fig.4-22に、ガス供給角度を変化させた場合の溶接部の外観写真を示す。

溶接方向に対して後方からガス供給する角度 -60° および -30° ではスポット欠陥が多数認められるが、ガス供給角度が -20° 以上ではスポット欠陥が大幅に抑えられ、特にセンタガスの 0° 以上では皆無となり溶接ビード形状も極めて安定であった。

Fig.4-23に、スポット欠陥発生量に及ぼすガス供給角度の影響を示す。ガス供給角度 -60° からセンタガスの 0° になるに従い、スポット欠陥は大幅に低減する傾向が認められ、センタガス 0° から溶接方向に対して前方からガス供給する方向ではスポット欠陥は皆無となった。

以上の実験結果から、スポット欠陥の防止機構をFig.4-24に示す。スポット欠陥は、キーホール後方のプラズマ除去ガス圧により溶融金属がキーホールを閉塞し、それにレーザービームが照射されスパーク状の過大なプラズマが生成されたことが原因と考えられる。したがって、スポット欠陥を防止するには、溶接方向に対して前方からガス供給し、溶融金属がキーホールを閉塞するのを防ぐことが重要である。なお、溶接ビード形状の安定性の観点から、ガス供給角度は、 $0^\circ \sim +30^\circ$ の範囲が最適である。

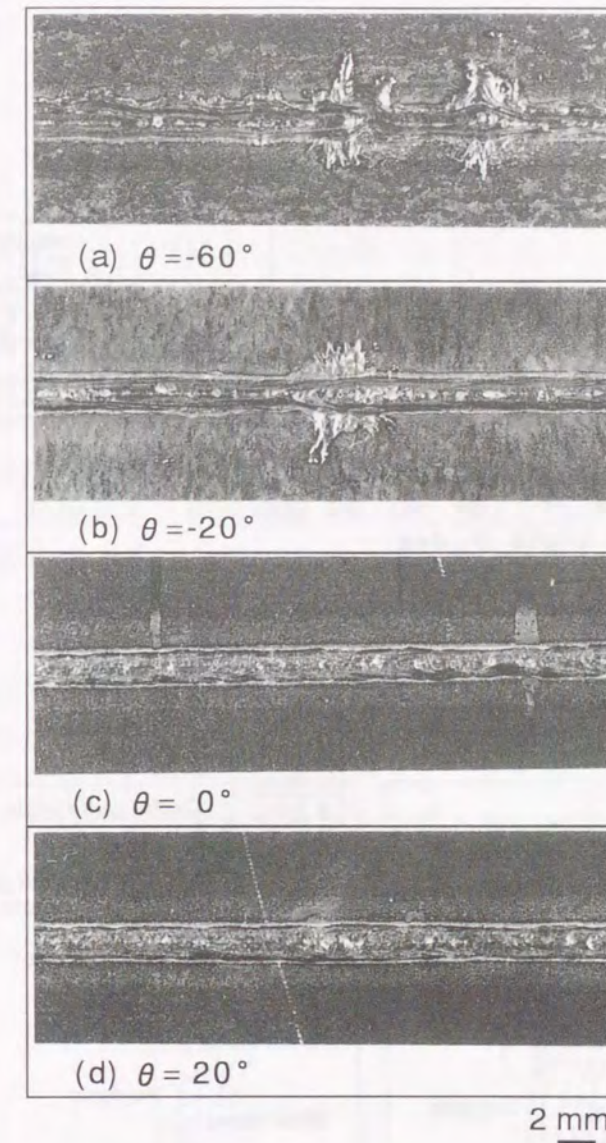


Fig.4-22 Effect of nozzle angle on spot defect generation

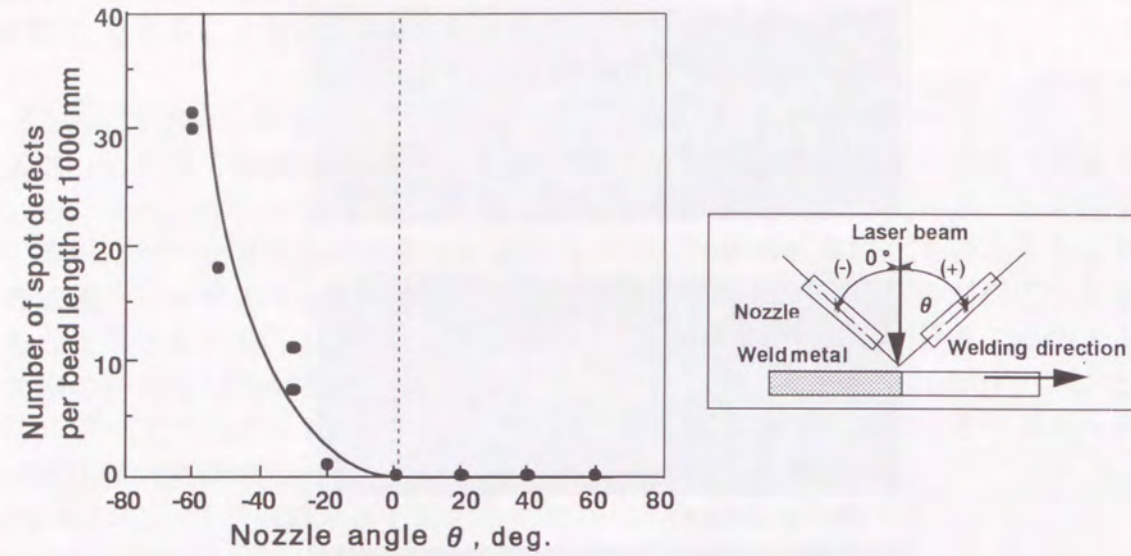


Fig.4-23 Effect of nozzle angle on spot defect generation

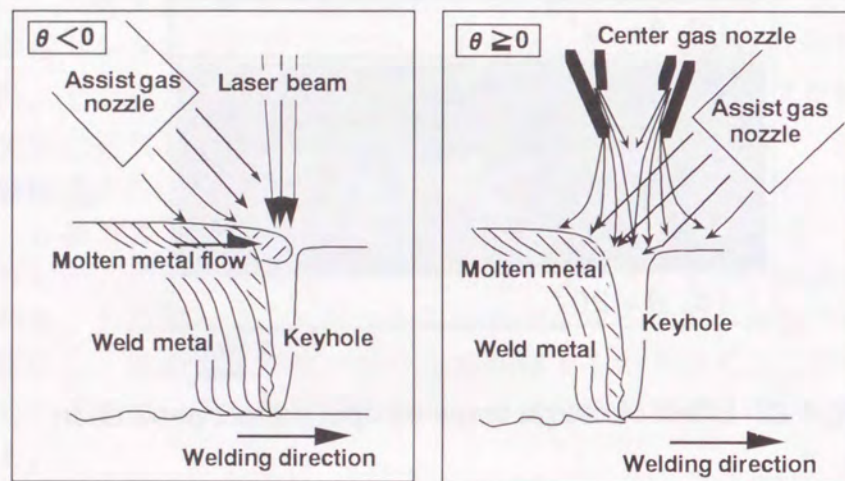


Fig.4-24 Mechanism of spot defect suppression

4.6 結 言

大出力レーザー溶接における高周波誘導加熱を併用した高速化技術および溶接欠陥抑制技術を開発した。得られた結果を要約すると以下ようになる。

- (1) 誘導加熱を併用することにより、大幅な溶接速度増加を図ることができる。
室温 T_R での貫通溶接速度 V_R に対する材料温度 T_P での貫通溶接速度 V_P の増加率は、次式で与えられる。

$$V_P/V_R=(T_M-T_R)/(T_M-T_P)$$

- (2) 溶接欠陥は、気孔欠陥とスポット欠陥に分類される。
- (3) 気孔欠陥は、キーホール内において金属の蒸発反跳力、熔融金属の表面張力および重力の力学的バランスが崩れることによる欠陥と鋼中元素と雰囲気ガスとの反応に起因する欠陥とで構成される。
- (4) 鋼中元素と雰囲気ガスとの反応に起因する欠陥の防止には、不活性ガスシールドが有効である。
- (5) 溶接と同時に溶接部を機械的に圧縮することにより、溶接前の開先面の大気が排除されることに加えて、溶接金属とともに溶接欠陥が排除されるため、溶接欠陥の発生が防止できることが明らかになった。
- (6) 不活性ガスシールドと圧縮加工を重畳することにより、気孔欠陥がほぼ完全に防止できる。
- (7) スポット欠陥は、プラズマ除去ガスによりキーホール後方の熔融金属の流れが乱されてキーホールを閉塞し、それにレーザービームが照射されスパーク状の過大なプラズマが生成されたことが原因である。したがって、キーホール前方からガス供給し、熔融金属がキーホールを閉塞するのを防ぐことでスポット欠陥を防止できる。

第5章 中厚鋼板の溶接品質制御技術に関する研究

5.1 緒言

中厚鋼板のレーザー溶接は、小規模部品の少量生産に留まっており、大量生産への実用化例は未だない。したがって、実用化を目的とした溶接プロセス研究は近年行われ始めたが^{77~79}、冶金学的研究はきわめて少ない^{39~48}。

本研究は、低温靱性、SSCC等、要求性能の厳しいラインパイプおよび海洋構造物等へレーザー溶接の実用化を目的として、主に、レーザー溶接金属の諸特徴を明らかにするとともに、レーザー溶接固有の高靱性金属組織の形成機構について考察した。くわえて、レーザー溶接継手の低温靱性、耐硫化物応力腐食割れ特性等の実用性能を評価した。

5.2 実験方法

供試材は、0.04C-1.4Mn-Cu-Ni-Nb-V-Ti系の熱延鋼板である。Table4-1に、供試材の化学組成および機械的性質を示す。

溶接の高速化をはかることを目的として、高周波誘導加熱技術を開発した。しかし、炭素鋼では酸化により溶接金属の酸素量が増加し、低温靱性等の性能の低下が懸念される。

そこで、溶接部の諸性能に及ぼす酸素濃度の影響を検討するために、予め電気炉で所定時間加熱し酸化皮膜を形成した材料を溶接実験に供した。溶接は、レーザー出力25kW、溶接速度7m/minで行い、QT処理(970℃水冷+710℃空冷)を施した。

Table5-1に示す各種評価試験を行った。

Table5-1 Evaluating procedures

- (1) Macro, microscopic examination
- (2) Distribution of oxide inclusions
- (3) Chemical composition
- (4) Sharp impact test
- (5) SSC test

Sample location	Test condition				
	Solution	pH	H ₂ S (ppm)	Temp.(°C)	Period (hr)
Weld seam	Nace TM0177	3.25	2694	25.0	720
Base metal	Nace TM0177	3.25	2694	25.0	720

(6) HIC test

Sample location	Test condition				
	Solution	pH	H ₂ S (ppm)	Temp.(°C)	Period (hr)
Weld seam	Nace TM0177	2.79	2736	25.0	96
Base metal	Nace TM0177	2.79	2736	25.0	96

5.3 溶接金属の品質

5.3.1 溶接金属の清浄性

Fig.5-1は、レーザー溶接法で作製した溶接部の酸素量範囲を示す。比較例として他の溶融溶接法も併記する。サブマージーク溶接法はフラックス組成の調整により酸素・窒素量およびビード形状の制御を行っているが、大気から遮断することは困難であり酸素量は200ppmを越える。フラックス組成によっては1000ppmに達する場合もある。

一方、レーザー溶接法は、生産性向上のために高温予熱を行っても、不活性ガスによるシールドが可能のためTIGに匹敵する清浄性の高い溶接金属が容易に得られ、製造条件の調整により母材レベルの酸素量20ppmから300ppmの範囲で制御できる。

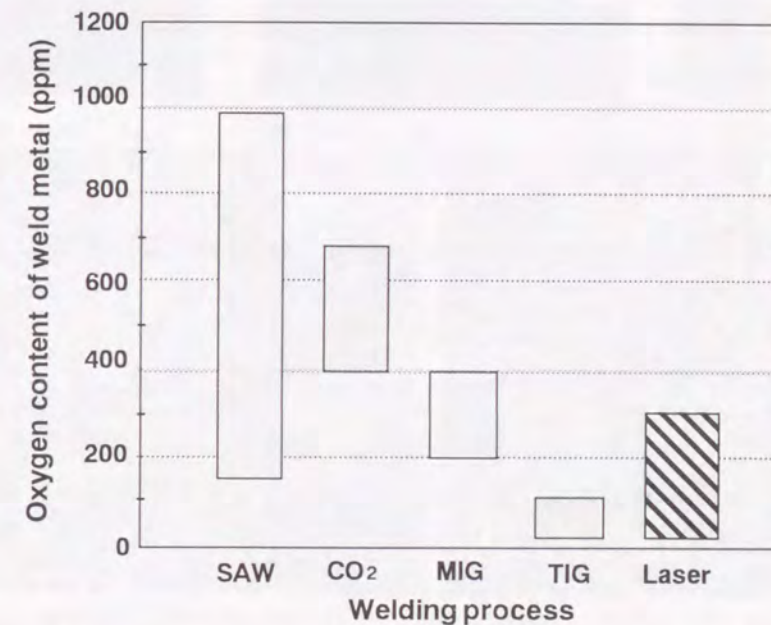


Fig.5-1 Oxygen contents in weld metals for various fusion welding methods

5.3.2 溶接金属組織の形成機構

Fig.5-2(a), (b), (c)にそれぞれ溶接金属のマクロおよびミクロ組織に示す。酸素量260ppmの溶接金属マクロ組織は、母材および熱影響部とほとんど識別できず、均一組織を呈していることが分かる。

次いで、溶接金属のミクロ組織について述べる。母材と同レベルの酸素量20ppmの溶接金属では、母材組織よりやや粗粒であるが、酸素量が260ppmの溶接金属は細粒化し、粒径10μm以下の微細フェライト組織を呈している。一方、酸素量800ppmの溶接金属は、260ppmの溶接金属に比して、やや粗大化したフェライトと上部ベーナイトの混合組織となるが、変態前のオーステナイト粒径が小さいため粗大ベーナイトは生成していない。

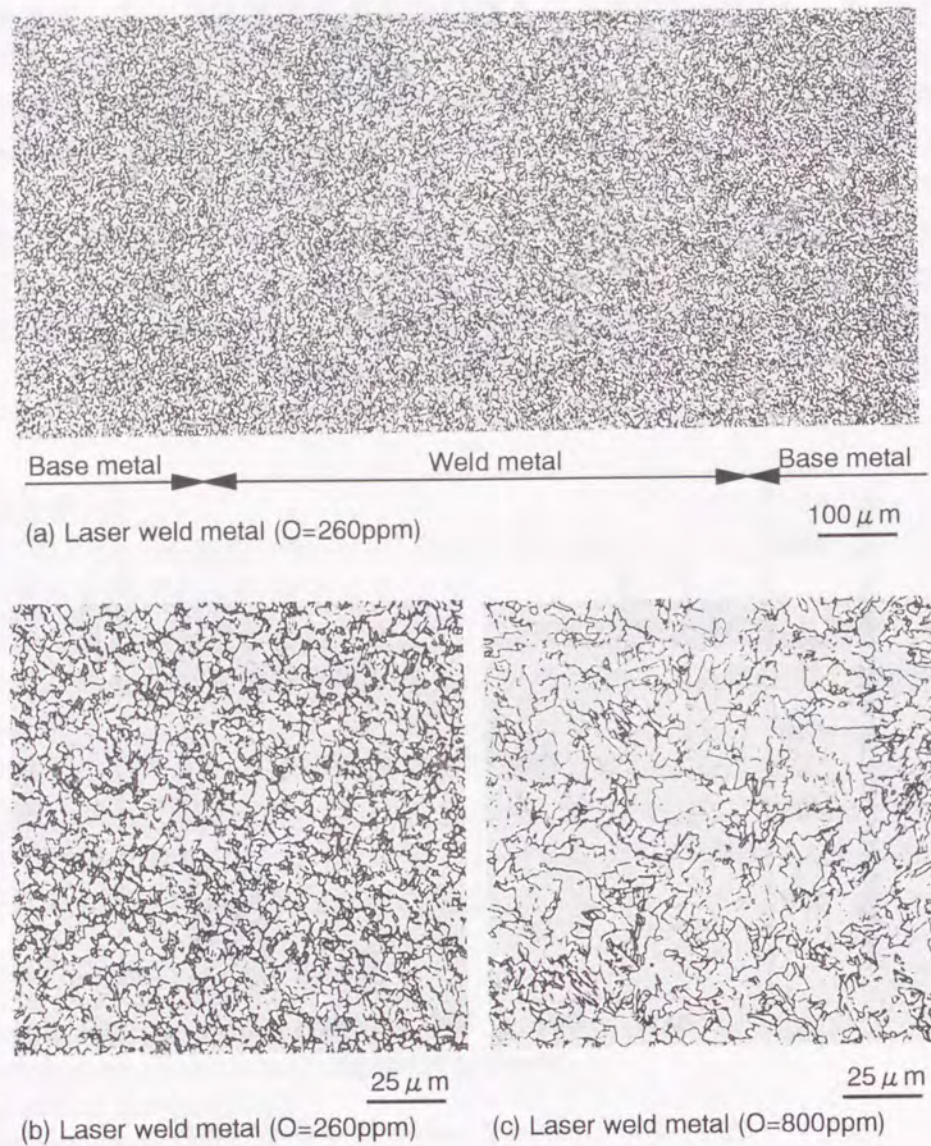


Fig.5-2 Influence of oxygen content on microstructure of weld metals

Fig.5-3 は、レーザおよびサブマージアーク溶接金属の介在物の分布形態を示す。酸素量が260ppmのレーザ溶接金属には、 $0.1\sim 0.2\mu\text{m}$ の微細な介在物が均一に分布している。介在物が微細な理由は、レーザ溶接法が高速溶接であり、他の溶融溶接法に比較して溶融池内での溶融金属の攪拌が激しく、凝固速度が速いためである。したがって、母材中の偏析介在物および加熱により生成した鋼板エッジ部の酸化皮膜は、レーザ照射時に殆ど蒸発・除去され、残部が溶接金属中に均一に微細分散したものと考えられる。酸素量が800ppmと高い場合には、介在物は $0.2\mu\text{m}$ 以上に粗大化し、 $0.5\mu\text{m}$ を越える介在物も観察される。

一方、サブマージアーク溶接金属には、 $1\sim 2\mu\text{m}$ の介在物が観察される。これは、

サブマージアークの冷却速度がレーザ溶接に比して大幅に遅いため、溶融金属の凝固時に粗大化したためであると考えられる。

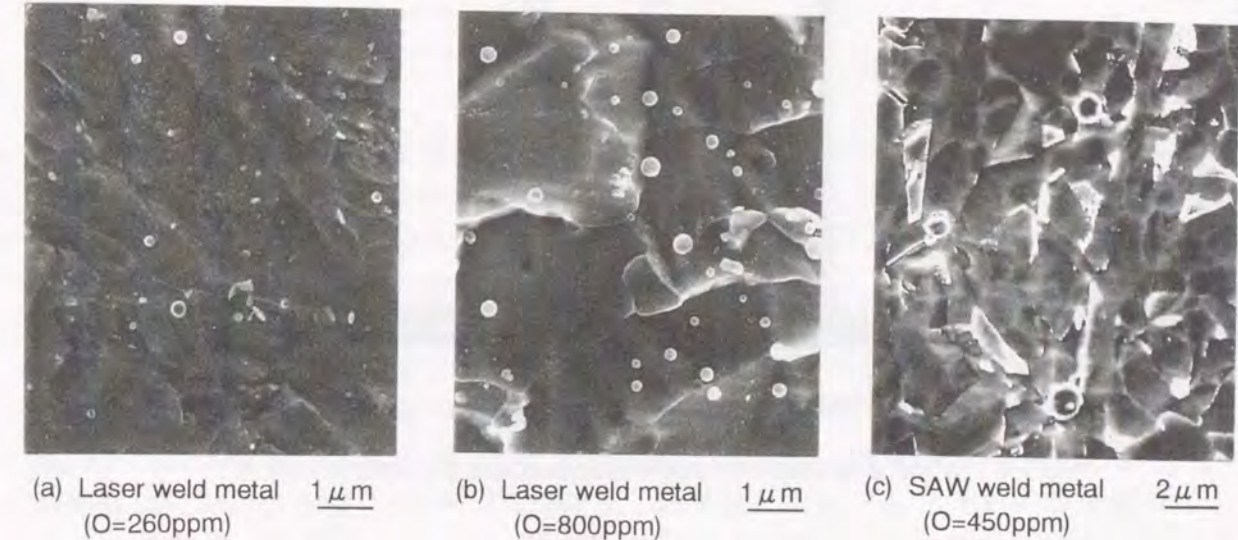


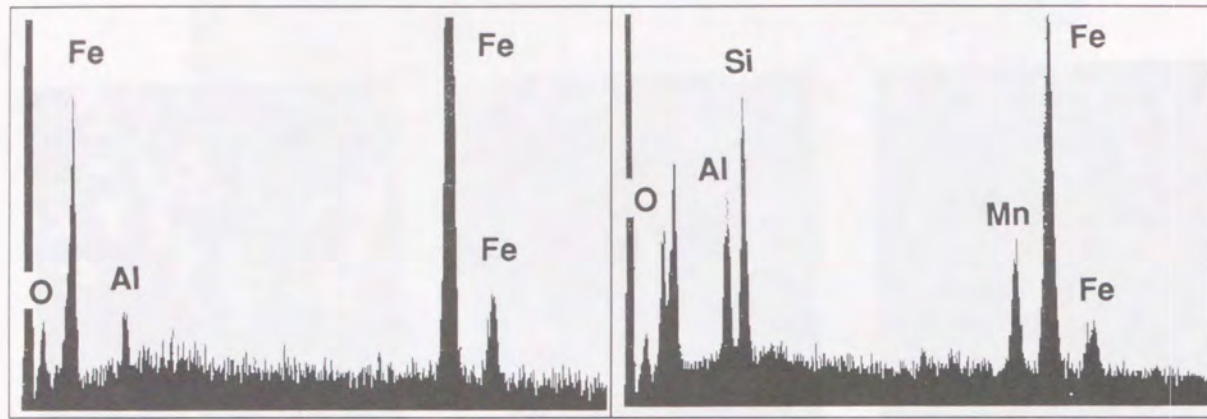
Fig.5-3 SEM images of oxide inclusions in Laser and SAW weld metal

次いで、介在物の化学組成を調査した。

Fig.5-4は、酸素量260ppm, 800ppmの溶接金属中に形成された介在物の分析結果である。AlはOとの親和力の強い元素である。 Al_2O_3 の化学量論比(Al/O比)が1.12であることから、溶接金属中の酸素がAlに対して不足している酸素量260ppmの溶接金属(Al/O=1.54)では、ほぼ全量が Al_2O_3 として存在していた。一方、酸素がAlに対して過剰に存在する酸素量800ppmのレーザ溶接金属(Al/O=0.50)およびサブマージアーク溶接金属(Al/O=0.89)ではAl-Si-Mn系およびAl-Si-Ti-Mn系の複合酸化物であった。

一般的に、特に γ 系 Al_2O_3 の格子定数はフェライトとほぼ等しく、そのサイズが $0.1\sim 0.5\mu\text{m}$ と微細な場合には、凝固および熱処理時にフェライトが Al_2O_3 からエピタキシャル成長することが知られている。

したがって、レーザ溶接金属が微細なフェライト組織となった理由は、 $0.5\mu\text{m}$ 以下の微細な Al_2O_3 がオーステナイト→フェライト変態時にフェライト核生成サイトとして作用したためと考えられる。



(a) Laser weld metal (O=260ppm) (b) Laser weld metal (O=800ppm)

Fig.5-4 EPMA analyses of oxide inclusions in laser weld metal

5.3.3 溶接金属の化学組成

Fig.5-5は、溶接金属の化学組成変動を示す。レーザ溶接は、キーホールを形成しながら溶接部が形成されるため、Mn等の蒸気圧の高い元素が減少することが懸念されるが、化学組成の変動は認められない。

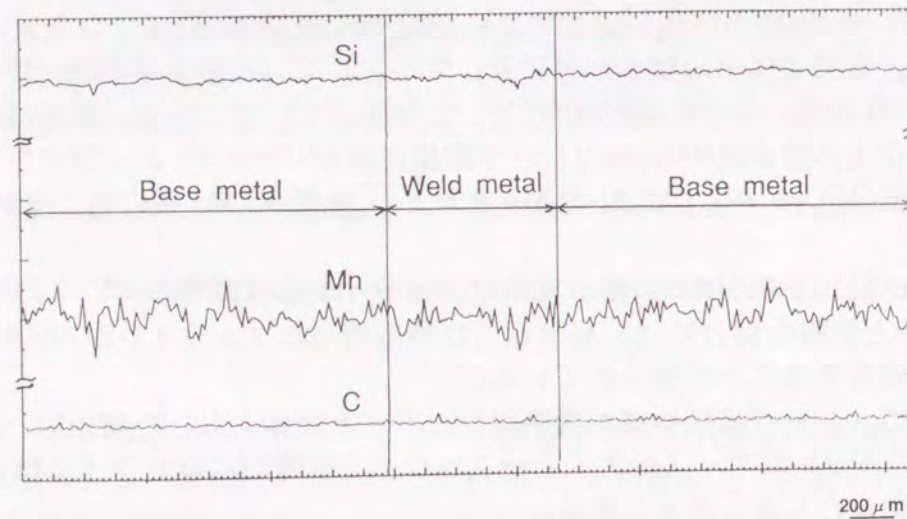


Fig.5-5 EPMA line analyses of laser weld metal

5.3.4 溶接金属の低温衝撃特性

Fig.5-6に、シャルピー衝撃試験結果を示す。

酸素量260 ppmの溶接金属のエネルギー遷移温度は -100°C であり、ほぼ母材と同等の低温靱性を有している。また、酸素量500ppmにおいても -85°C と優れた靱性を有している。

Fig.5-7に、レーザおよびサブマージアーク溶接金属の酸素量と -50°C での吸収エネルギーの関係を示す。

なお、各酸素量における吸収エネルギーは、酸素量100ppmにおけるレーザおよびサブマージアーク溶接金属の吸収エネルギーとの比率で表す。サブマージアーク溶接金属では、酸素量の増加とともに靱性は指数関数的に低下するが⁸⁰⁾、レーザ溶接金属は、酸素量が300 ppmまでは靱性の低下はほとんど認められず、酸素量300ppm以上の溶接金属においても靱性の低下は緩やかであった。

一般的に、酸素量の増加とともに靱性が低下する理由は、微細フェライト \rightarrow フェライト+上部ベイナイト等の金属組織変化および延性・脆性破壊の起点となる非金属介在物の体積率が増加するためと説明されているが、酸素量約300ppmのレーザ溶接金属においても酸化物が $0.2\mu\text{m}$ 以下と微細なためにフェライトの核生成サイトとして作用したことに加えて、酸化物が破壊の起点となり得なかったためと推定される。

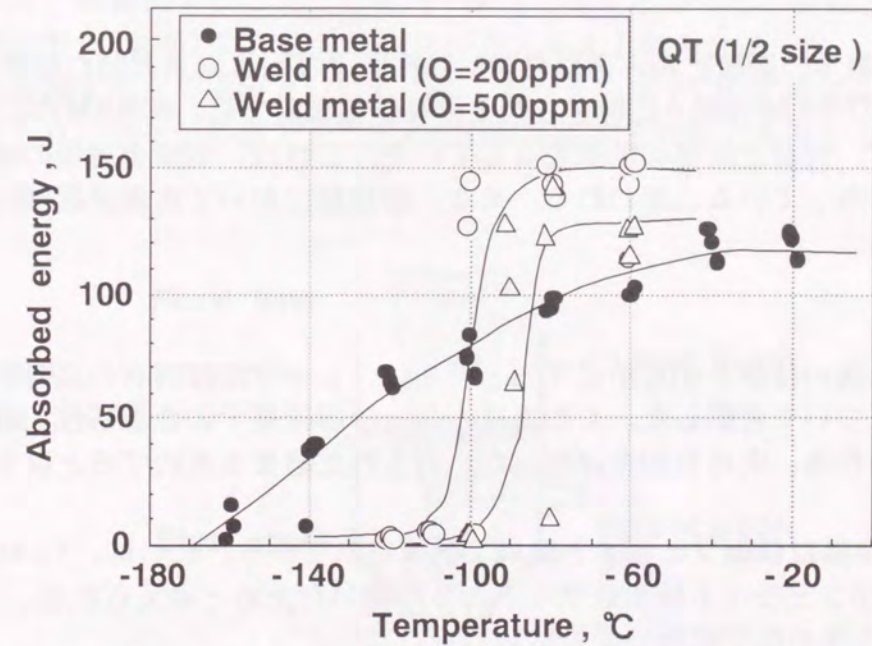


Fig.5-6 Low temperature toughness of laser weld metal

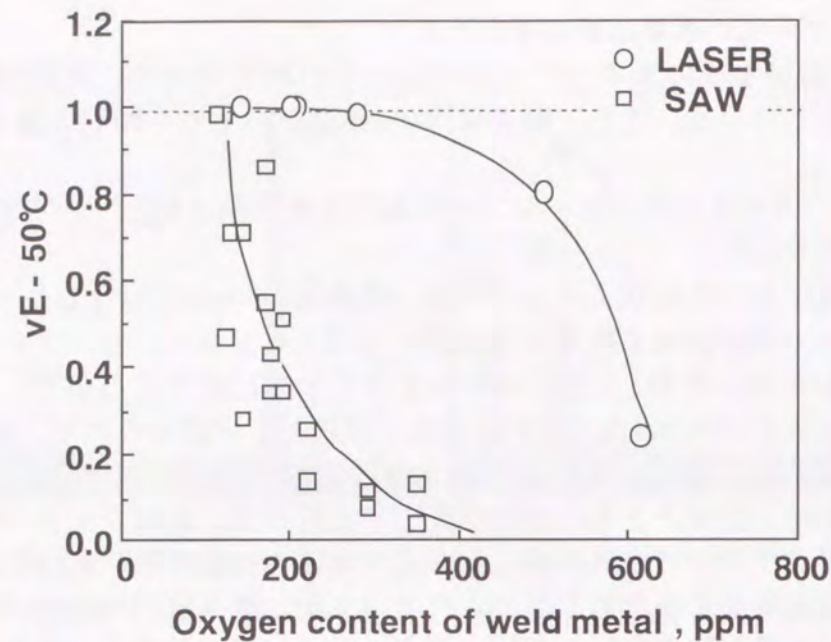


Fig.5-7 Effect of oxygen content of laser and SAW weld metal on absorbed energy at -50°C

5.3.5 溶接継手の耐硫化物応力腐食割れ特性および耐水素誘起割れ特性

NACE TM0177-90 Method Aに規定される単軸引張試験では、80%SMYSの付加応力でも破断せず、母材と同等の性能を有していた。これは、溶接金属中の酸化物が微細なことが寄与していると思われる。また、溶接部において水素誘起割れの発生も認められない。

5.4 結言

レーザ溶接金属の特徴を明らかにするとともに、レーザ溶接固有の高靱性金属組織の形成機構について考察した。くわえて、レーザ溶接継手の低温靱性、耐硫化物応力腐食割れ特性等、実用性能を評価した。得られた結果を要約すると以下のようになる。

- (1) レーザ溶接金属は微細フェライト組織で構成されている。これは、1 μ m以下の微細酸化物がフェライト核生成サイトとして働いたためと考えられる。
- (2) レーザ溶接金属の化学組成の変動は認められない。
- (3) 低温衝撃特性、耐硫化物応力腐食割れ特性および耐水素誘起割れ特性等の継手性能は、母材と同等の性能を有している。

6.1 緒言

レーザ溶接法は、鉄鋼産業では1980年代初頭に電磁鋼板工場の熱延コイル継ぎ溶接ラインに5kW炭酸ガスレーザが初めて導入され、1980年代後半から高炭素鋼板およびステンレス鋼板のコイル継ぎ溶接ラインに10kW炭酸ガスレーザが導入された。ほぼ同時期に、小径電線管ラインにも5kW炭酸ガスレーザが導入された。

1995年には大径電線管工場に連続生産ラインとしては世界最大の25kW炭酸ガスレーザが導入された。また、薄鋼板商品の用途開発を目的として、1993年にレーザ加炭焼入れ装置が開発された。

本章では、レーザ溶接法による鋼管製造装置および薄鋼板加工装置の概要と実用化過程について述べている。

6.2 レーザ加炭焼入れ装置の開発

6.2.1 開発の目的

薄鋼板の溶接継手および自動車プレス部品の強化を目的として、メタンガスを用いた加炭焼入れ技術を考案し、その強化特性を第3章において述べた。

本節では、当プロセスの装置化の検討結果を述べる。本プロセスは、可燃ガスを用いるため、装置化するに当たり燃焼・爆発に対する安全性の確保が重要課題となる。すなわち、Fig.6-1に示したセンターガス方式の焼入れ法では、スパッタから光学系を保護する点では望ましいものの、トーチ内部でCH₄が燃焼して光学部品を破損させたり、トーチ外部で未反応のCH₄が燃焼する問題点を有する。

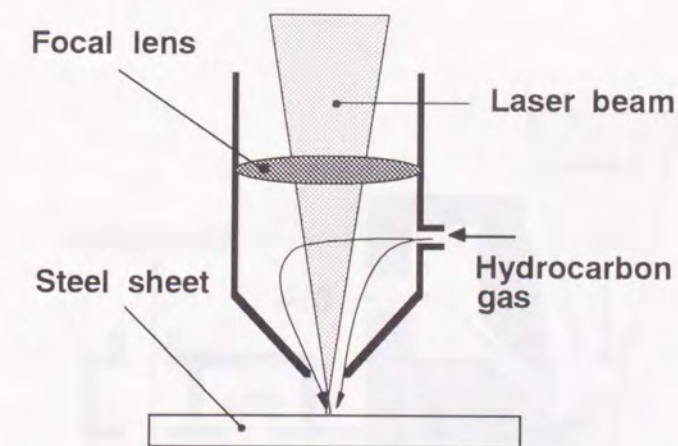


Fig.6-1 Schematic diagram of laser carburizing process using hydrocarbon gas

そこで、光学系に損傷を与えないでレーザー照射部にCH₄を供給できるノズルの開発およびレーザー処理後に未反応のCH₄ガスを不燃状態で除外できる排気装置の開発が必要である。さらに、実用面からは既設のレーザー溶接装置に容易に着脱できるようにシステムの小型化が重要な課題となる。

6.2.2 製造装置の試作

Fig.6-2(a)(b)に、開発したCH₄供給ノズルの構成を示す。

(a)はCH₄とレーザー光の経路を分離し、レーザー光と同軸に不活性ガスを供給しサイドからCH₄を供給する方法である。また、(b)はノズル内の出口直前で不活性ガスとCH₄とを予混合しレーザー照射部に供給する方法である。いずれもトーチ内へのCH₄の侵入を防ぐ方法であり、燃焼により光学系が破損するという問題が回避される。

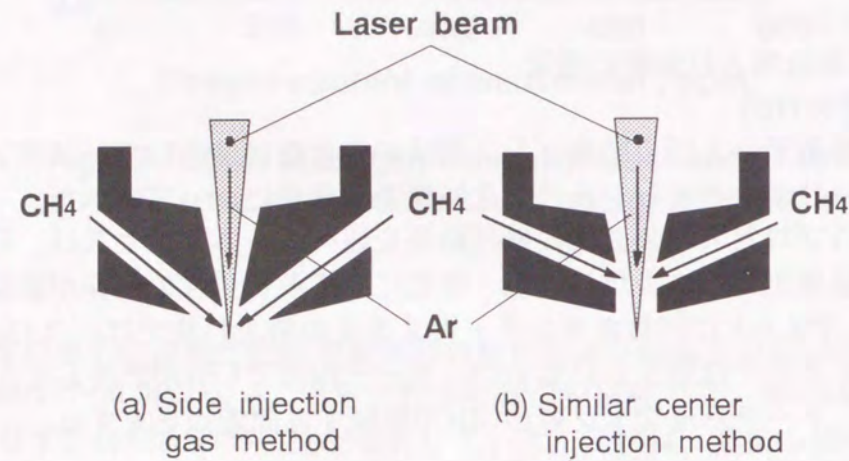


Fig.6-2 Schematic diagram of the nozzle head

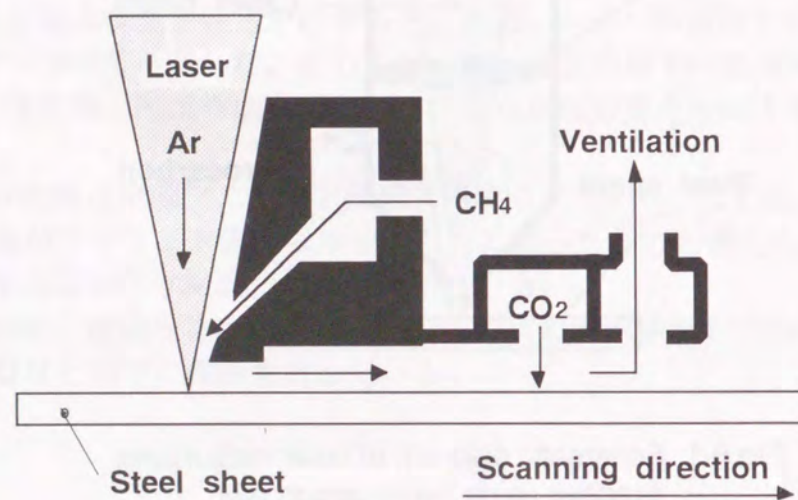


Fig.6-3 Schematic diagram of the exhaust of CH₄

Fig.6-3は、ガス回収装置の構成を示す

この装置の特徴は、ノズルの外周部からCO₂を供給し、CO₂により未反応のCH₄を不燃焼範囲まで希釈した後に排気する方法である。

Fig.6-4に、既設のレーザー溶接用トーチの先端部にCH₄供給ノズルと排気装置を取り付けたレーザー加炭焼入れシステムの外観写真を示す。溶接用トーチとほぼ同サイズの小型の加炭焼入れ装置が開発できた。



30 mm

Fig.6-4 General appearance of laser carburizing system

6.3 レーザ溶接鋼管製造技術の開発

6.3.1 開発の目的

溶接鋼管製造法には、TIG、プラズマ或いはサブマージドアーク溶接法等の溶融溶接法と高周波、鍛接法等の圧接溶接法とに大別される。

これらの特徴は、溶融溶接法は、性能は良いが生産性が劣る。一方、圧接溶接法は高生産性であるが性能面から使用用途に限界があるなど、一般的にその性能と生産性が相反することが知られている。

近年、レーザ加工機は大きな進歩を遂げ今や45kWにも達する大出力レーザも出現するに至った。これにより溶融溶接法においても高生産性が期待されることとなった。

そこで、NKKでは1995年7月に世界に先駆けて25kWレーザ溶接機を24インチ大径電線管ミルに導入し、高生産性を確保しながら母材並の性能を有する溶接部が形成可能なレーザ溶接管製造技術の開発に着手した。

本項では、開発したレーザ溶接管製造装置の概要を示す。

6.3.2 製造装置の開発

25kWレーザ溶接管製造プロセスの概要をFig.6-5に示す。溶接管製造工程は、成形→シームトラッキング→レーザ溶接→オンライン熱処理工程から成る。オープンコイルをオンラインでエッジミリング処理した後、トップロールを備えた5ロールタイプのスクイズロールで連続的に円筒成形する。会合部直前の鋼板エッジ部を高周波熱源で加熱すると同時に、シームエッジ像を光学式シームトラッキング装置により検出し、レーザ照射位置を制御する。次いで、レーザ溶接・溶接ビード切削後、オンラインで熱処理する工程である。

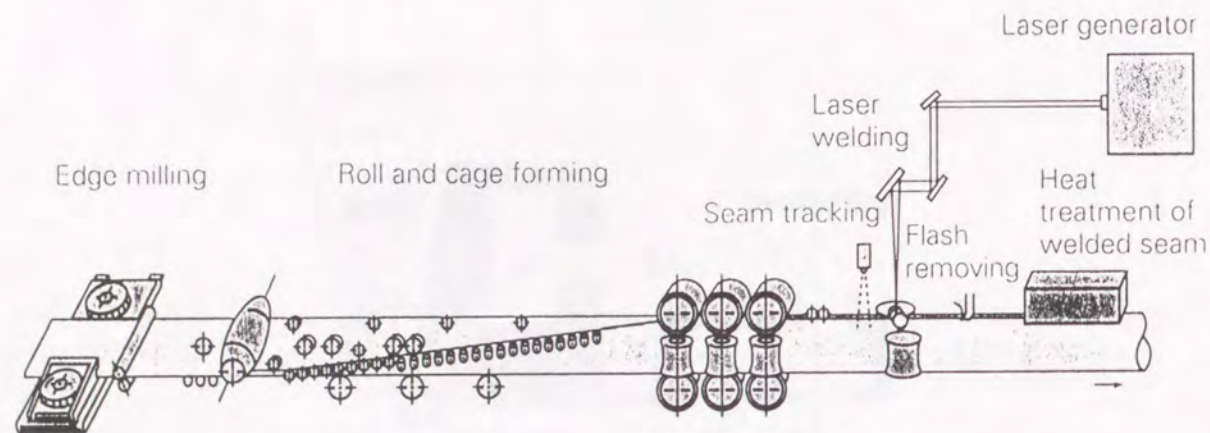


Fig.6-5 Schematic diagram of 25 kW laser welding process

Table6-1に設備仕様を示す。当電線管ミルの製造可能範囲は、最大外径608mm、肉厚16mmである。レーザ発振器は、製造ラインでは世界最大の米CE社製の25kW炭酸ガスレーザである。

Table 6-1 Specifications of 25kW laser welder

Size range	Outside diameter ~608 mm Wall thickness ~ 16 mm
Variety of products	Carbon steel, High alloyed steel, Stainless steel
Laser type Laser power	CO ₂ laser, Cross flow type max 25 kW
Seam tracking	Optical seam tracking system (Dynamic digital analyzing system)

レーザ溶接では溶接精度が厳しいため、高精度のシームトラッキング装置を具備している。さらに、品質保証の観点から、溶接条件の監視装置および溶接部の非破壊検査装置が装備されている。

ここでは、当製造プロセスのキーテクノロジーの一つであるシームトラッキング技術について述べる。レーザビームをシーム溶接に適用するには、ビームを1mm以下に集光して用いるため、円筒成形された鋼板突き合わせ部を精度良く検出し、ビームを照射させる必要がある。そこで、高精度シームトラッキング装置を開発した。

Fig.6-6に、本装置の概要を示す。検出ヘッドはCCDテレビカメラと照明装置から構成され、シーム部上方から撮像するようにスクイズ・トップロールの間に組み込まれている。レーザが照射される溶接点でのシーム挙動は、撮像された画像からシームエッジ部の位置変動を検出し、レーザ照射位置を制御する。画像の分解能は0.04mmであり、システムの精度は±0.1mmである。

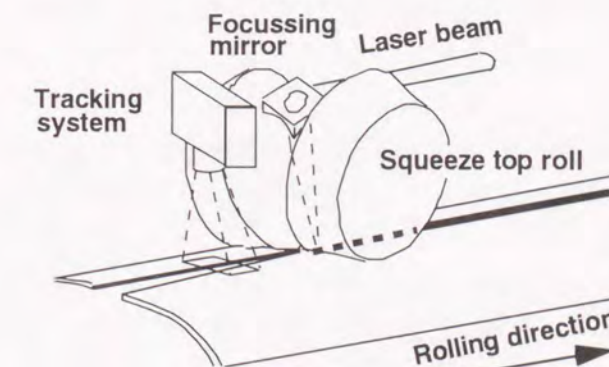


Fig.6-6 Schematic diagram of on-line seam tracking system

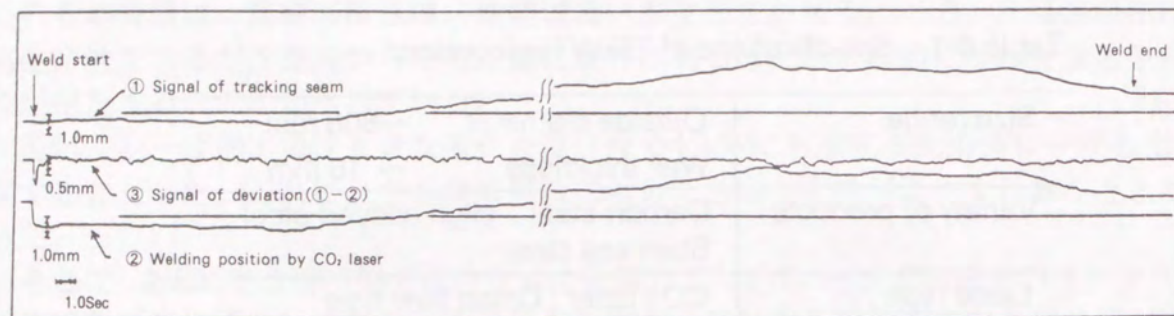


Fig.6-7 Example chart of on-line seam tracking

Fig.6-7 に、本装置の性能を確認するために、オンラインで実験的にシームを変動させ、本装置により検出したシームの挙動と、検出器により制御されたレーザー照射位置の動きを示す。これより、検出精度は $\pm 0.1\text{mm}$ が確認できた。現在、本装置は実機ライン設置され、順調に稼働している。

6.4 結言

開発したレーザー加炭焼入れ法とレーザー溶接法の実用化研究の結果は、以下のように要約できる。

- (1) レーザトーチ内に CH_4 の侵入を防ぐ CH_4 供給ノズルと CO_2 を用いて未処理 CH_4 を不燃化し排気する装置から構成される安全性の高い加炭焼入れシステムを開発した。
- (2) 1995年7月世界に先駆けて大出力25kWレーザー溶接機を大径電縫管工場に導入し、高生産性と溶接部の母材並化を指向してレーザー溶接管製造技術の開発に着手した。現在までに、当製造プロセスのキーテクノロジーとなるシームトラッキング技術、レーザー溶接技術ならびに非破壊検査技術等の開発を完了した。

第7章 総括

本研究は、鉄鋼材料を対象としたレーザー溶接現象に着目し、その現象を明らかにするとともに、溶接欠陥抑制技術、品質評価および品質制御技術を開発して、一貫した加工システムとして確立するために行ったものである。

本研究で得られた主要な結論を以下に総括する。

第1章 緒論

鉄鋼材料のレーザー溶接の実用化事例は主に、薄鋼板では、自動車産業におけるテールブランク(薄鋼板の溶接結合素材)と自動車ボデー組み立て溶接への適用である。これらに対して溶接施工技術や品質保証技術等、溶接加工プロセスに関する研究が多数実施されているが、溶接継手の品質に大きく関与する材料面からの研究事例は少ない。

また、中厚鋼板を対象とした溶接技術に関しては、現在まで実用化事例はなく、プロセス面では、溶接速度の高速化と溶接欠陥防止技術および材料面からは、冶金学的研究が必要である。

第2章 薄鋼板のレーザー溶接技術に関する研究

薄鋼板のレーザー溶接に関して、突合せ溶接継手の溶接精度、継手強度および成形性、重ね溶接継ぎの疲労特性等、各種継手品質の支配因子を明らかにした。表面処理鋼板のレーザー重ね溶接に関して、亜鉛めっき量の異なる重ね継手の静的強度および疲労強度を定量的に把握した。

得られた結果を要約すると以下のようになる。

- (1) 薄鋼板の突合せ継手の垂直引張りでは、母材破断とするためには、溶接部厚さを母材厚さの0.80倍以上にする必要がある。
- (2) 溶接部厚さが母材厚さの0.80倍以上の有する溶接部を得るためには、突合せ開先間隔は0.15mm以下、およびレーザービーム照射精度は、板厚0.7mmの同厚材の場合、開先中央部から±0.1mm以内に設定することが必要である。
- (4) 突合せ継手の平行引張りでは、破断は溶接部が起点となり溶接部の硬化に起因する延性低下により、母材に比べて延性が低下する。
- (5) 溶接結合素材の成形性は、主に溶接部の硬さに支配されるが母材の延性の影響を受けるため、[溶接部硬さ+素材硬さ]により整理できる。
- (6) 溶接結合素材の延性および成形性は、溶接部の硬さにより支配されるため、レーザー溶接用炭素当量式 $C_{eq}(\text{Laser})$ を下式に規定した。

$$C_{eq}(\text{Laser}) = C + (1/50) \text{Si} + (1/25) \text{Mn} + (1/2) \text{P} + (1/25) \text{Cr}$$

レーザー溶接用炭素当量式 $C_{eq}[\text{Laser}]$ は、 $C_{eq}[\text{JIS}]$ と比較すると、Si および Mn の寄与率が低く、C の寄与率が高い。くわえて、薄鋼板特有の P の項が加わっている

ることが特徴的である。

- (7) レーザ重ね溶接継手の静的強度および疲労強度は、試験片幅50mmおよび板厚 t に対して $6 \times t^{1/2}$ のスポット径を有するスポット溶接継手に比較して1.5~2.0倍高い値を示す。
- (8) レーザ重ね溶接継手の疲労強度の統一的評価法として、 $\Delta K_{\theta \max}$ を考慮した応力拡大係数パラメータ $\Delta K_{\theta \max}$ の有効性を確認した。くわえて、混合モードパラメータ $\Delta K_{\theta \max}$ は、レーザー重ね継手のみならずスポット溶接継手にも拡張できることを明らかにした。
- (9) 亜鉛めっき量の増加に伴い、スパッタの飛散量が増加する。亜鉛めっき量が、 40g/m^2 以上の場合には裸鋼板の溶融金属総重量の30~40%がスパッタとして飛散する。
- (10) スパッタの発生によりブローホール欠陥が形成されるため、亜鉛めっき量の増加に伴い静的強度および疲労強度とも低下する。例えば、亜鉛めっき量 20g/m^2 までは鋼板とほぼ同等の継手強度を有するが、亜鉛めっき量 40g/m^2 以上において50%以下となる。
- (11) 鋼板間の重ね面に間隙を設けることにより、スパッタおよびブローホールが抑えられることを確認した。また、ブローホールが完全に抑えられる限界間隙量のめっき量依存性を定量的に把握した。

第3章 炭化水素ガスを用いた溶接品質制御技術の研究

極低炭素鋼板を対象とした焼入れ強化技術の開発を目的としてレーザー加炭焼入れプロセスを考案し、当プロセスの加炭基礎特性を示した。得られた結果を要約すると以下のようになる。

- (1) CH_4 濃度とレーザー走査速度の調整により焼入れ部の加炭量および硬さが精度良く制御でき、母材の硬さに対して大幅な硬さの増加が可能である。
- (2) 焼入れ部の体積は、レーザービームの焦点位置および出力により制御できる。
- (3) 焼入れ処理材の強度は、焼入れ部の硬さと断面積によって支配され、上記パラメータにより制御できる。
- (4) 本実験範囲内では、加炭焼入れ処理により極低炭素鋼板の引張強度を20%以上増加させることができた。
- (5) CH_4 ガスの溶融金属表層での分解および拡散反応に基づいた加炭機構を考察し、実験結果と定性的に一致していた。

第4章 中厚鋼板のレーザー溶接技術に関する研究

大出力レーザー溶接における高周波誘導加熱を併用した高速化技術および溶接欠陥抑制技術を開発した。得られた結果を要約すると以下のようになる。

- (1) 誘導加熱を併用することにより、大幅な溶接速度増加を図ることができる。室温 T_R での貫通溶接速度 V_R に対する材料温度 T_P での貫通溶接速度 V_P の増加率は、次式で与えられる。

$$V_P/V_R = (T_M - T_R)/(T_M - T_P)$$

- (2) 溶接欠陥は、気孔欠陥とスポット欠陥に分類される。
- (3) 気孔欠陥は、キーホール内において金属の蒸発反跳力、溶融金属の表面張力および重力の力学的バランスが崩れることによる欠陥と鋼中元素と雰囲気ガスとの反応に起因する欠陥とで構成される。
- (4) 鋼中元素と雰囲気ガスとの反応に起因する欠陥の防止には、不活性ガスシールドが有効である。
- (5) 溶接と同時に溶接部を機械的に圧縮することにより、溶接前の開先面の大気が排除されることに加えて、溶接金属とともに溶接欠陥が排除されるため、溶接欠陥の発生が防止できることが明らかになった。
- (6) 不活性ガスシールドと圧縮加工を重ねることにより、気孔欠陥がほぼ完全に防止できる。
- (7) スポット欠陥は、プラズマ除去ガスによりキーホール後方の溶融金属の流れが乱されてキーホールを閉塞し、それにレーザービームが照射されスパーク状の過大なプラズマが生成されたことが原因である。したがって、キーホール前方からガス供給し、溶融金属がキーホールを閉塞するのを防ぐことでスポット欠陥を防止できる。

第5章 中厚鋼板の溶接品質制御技術に関する研究

レーザー溶接金属の特徴を明らかにするとともに、レーザー溶接固有の高靱性金属組織の形成機構について考察した。くわえて、レーザー溶接継手の低温靱性、耐硫化物応力腐食割れ特性等、実用性能を評価した。得られた結果を要約すると以下のようになる。

- (1) レーザ溶接金属は微細フェライト組織で構成されている。これは、1 μ m以下の微細酸化物がフェライト核生成サイトとして働いたためと考えられる。
- (2) レーザ溶接金属の化学組成の変動は認められない。
- (3) 低温衝撃特性、耐硫化物応力腐食割れ特性および耐水素誘起割れ特性等の継手性能は、母材と同等の性能を有している。

第6章 レーザ溶接技術の実用化

開発したレーザー加炭焼入れ法とレーザー溶接法の実用化研究の結果は、以下のよう

- (1) レーザトーチ内にCH₄の侵入を防ぐCH₄供給ノズルとCO₂を用いて未処理CH₄を不燃化し排気する装置から構成される安全性の高い加炭焼入れシステムを開発した。
- (2) 1995年7月世界に先駆けて大出力25kWレーザー溶接機を大径電線管工場に導入し、高生産性と溶接部の母材並化を指向してレーザー溶接管製造技術の開発に着手した。現在までに、当製造プロセスのキーテクノロジーとなるシームトラッキング技術、レーザー溶接技術ならびに非破壊検査技術等の開発を完了した。

参考文献

- 1) A.Selige and W.Prange : Production and Usage of Laser Beam Welded Sheet Metal,SAE Technical Paper,870413 (1987)
- 2) W.Prange,C.Schneider and A.Slig : Application of Laser Beam Welded Sheet Metal,SAE Technical Paper,890853 (1989)
- 3) R.Imhoff, E.Beyer, K.Behler : Car Body Welding with Laser Radiation,International Symposium on Automotive Technology & Automation (20th.),(1989), 2253-2261
- 4) 池本公一、新見友治、岩井孝雄：自動車ボデーパネルのレーザー溶接, 溶接学会論文集,Vol.10,No.1,(1992), 196-201
- 5) 渡辺憲一、岩谷二郎、宮原征行：薄鋼板のレーザー溶接材の成形特性, 塑性加工連合講演会講演論文集,Vol.41,No.1, (1990), 59-62
- 6) 池本公一、松浦宏明、東和男、有馬幸一、高砂俊之：レーザー溶接による結合素材のプレス加工性, 塑性と加工, Vol.32,No.370, (1991), 1383-1390
- 7) 定村一洋：レーザー溶接薄板のプレス成形, 塑性と加工, Vol.34,No.391, (1993), 917-924
- 8) J.F.Flavenot,J.P.Deville,A.Diboine,M.Cantello, M.Gobbi : Fatigue resistance of laser welded lap joints of steel sheets,Weld world,Vol.31,No.5, (1993), 358-361
- 9) M.C.Jon : Noncontact Acoustic Emission Monitoring of Laser Beam Welding, Welding Journal,Vol.64,No.9, (1985), 43-48
- 10) 森清和、坂元宏規、宮本勇：レーザー溶接のインプロセスモニタリングシステムの開発(第1報)--テーラードブランク溶接における溶接欠陥の検出--, 溶接学会論文集,Vol.14,No.4, (1996), 689-693
- 11) 渡辺真生、中林督博、平賀仁、井上尚志、松縄朗：レーザー溶接のためのモニタリング法の特徴のその応用(1)--モニタリング基礎条件としてのシールドガスプラズマの影響--, 溶接学会論文集,Vol.16,No.2, (1998), 169-180
- 12) 稲葉洋次：ステンレス鋼管のレーザー複合製管溶接技術, 溶接技術, No.9, (1992), 60-65
- 13) L.Devillers,D.Kaplan : The metallurgical aspects of laser welding of structural steels, International symposium of the japan welding society (5th),Vol.12, (1990), 763-768
- 14) 新沼慎二、山田信夫、水橋伸雄、南田勝宏：5kWレーザー溶接機による溶接ステンレス鋼管製造技術の開発, 材料とプロセス,Vol.3,No.2, (1990), 541
- 15) 新沼慎二、水橋伸雄、南田勝宏：レーザー溶接ステンレス鋼管製造技術の開発, 材料とプロセス,Vol.3,No.5, (1990), 1477
- 16) H.Sasaki et al : A CO₂ laser welding system for sheet steel production line,Vol.2b,No.5, (1987), 535-550
- 17) 弦田登、相原正樹、佐々木弘明：鋼板製造プロセス用レーザー溶接設備の開発, 鉄と鋼,Vol.71,No.14, (1985), 1677-1684
- 18) 真保幸雄、小野守章、海津亨、山崎雄司、由田征史、樺沢真事：差厚レーザー溶接継手の伸び特性, 溶接学会全国講演概要 第53集, (1993), 88-89

- 19) 山崎雄司、由田征史、小野守章、樺澤真事：レーザー結合素材の成形性に及ぼす構成素材及び板厚の影響, 第44回塑性加工連合講演会, (1993), 647-650
- 20) 宮崎康信、小原昌弘 薄鋼板のレーザー溶接(第1報)--レーザー溶接された各種鋼板の成形性--, 溶接学会全国講演概要 第52集, (1993), 200-201
- 21) 宮崎康信、小原昌弘 薄鋼板のレーザー溶接(第2報)--レーザー溶接鋼板の成形性に与える突合せ状態の影響--溶接学会全国講演概要 第52集, (1993), 202-203
- 22) 木谷靖、安田功一、中野善文：薄鋼板レーザー溶接継手の成形性に及ぼす溶接ビード性状の影響, 溶接学会全国講演概要 第55集, (1994), 42-43
- 23) R.Lund, C.Albright and J.Wylde : Fatigue Strength of Laser Welded Lap Joints, EWI Progress Report, MR 8803 (1988)
- 24) P.C.Wang and K.Ewing : A Comparison of Fatigue Strengths; Laser Beam vs. Resistance Spot Welds, Welding Journal (1991)129-140
- 25) P.C.Wang : Calculation of Laser Beam Welded Specification for Automotive Sheet Steel, Welding Research Supplement, 155-163 (1993), 155-163
- 26) 小野守章、樺澤真事：レーザー重ね溶接継手の静的強度および疲労強度, 溶接学会全国講演概要 第51集, (1992), 250-251
- 27) R.Akhter, Steen : Laser welding of zinc coated steel, Proc. 5th. Conf. Lasers in manufacturing, (1988), 195-206
- 28) C.Bagger, I.Miyamoto : Process Behaviour during High Power CO2 Laser Welding of Zinc Coated Steel, Proc. of LAMP'92, (1988), 195-206
- 29) B.Spies : Fusion welding of thin zinc coated steel sheet with CO2 laser, Dtsch Verlag Schweisstech, Vol.127, (1989), 63-66
- 30) 鷺尾邦彦：亜鉛めっき鋼板のYAGレーザー溶接, ジョイテック, Vol.8, No.4, (1992), 70-76
- 31) R.Imhoff, K.Behler, K.Beyer : Laser beam welding of zinc-coated sheets and quality control, 25th laser application technology in Automotive, (1992), 93-101
- 32) 朝田博、井上正二、竹添明信：各種表面処理鋼板のレーザー溶接特性, 材料とプロセス, Vol.3, No.5, (1990), 1514-1515
- 33) S.Katayama, A.Matsunawa : Laser Weldability of Zn-Coated Steels, Proc. of 6th CISFFEL (International Conference on Welding and Melting by Electron and Laser Beams), Toulon, France, Vol.1, (1998), 233-240
- 34) 丸尾大、宮本勇、荒田吉明：CO2レーザー溶接における吹付ガスの役割, 溶接学会論文集, Vol.3, No.2, (1985), 276-283
- 35) M.Funk, K.Behler, E.Beyer : Welding of steel with a CO2-laser of 20kW, Proc. SPIE, (1989), 174-180
- 36) K.O.Welsing : Lasertechnologie fure geschweisste Rohre, Stahl Eisen, Vol.109, No.21, (1989), 999-1003
- 37) 松本長、石出孝、妻鹿雅彦：大出力レーザー溶接に関する基礎的検討 --レーザープラズマとの相互作用--, 溶接学会全国講演概要, No.50, (1992), 44-45
- 38) 荒田吉明、小田辰春：真空レーザー溶接法, 高温学会, Vol.10, No.1, (1984), 24-27
- 39) D.W.Moon : A microstructure study of HY130 laser welds, Report of NRL program,

- No.Sept, (1978), 10-13
- 40) D.W.Moon : A microstructure study of HY80 laser welds, Report of NRL program, No.Dec, (1978), 30-32
- 41) E.A.Metzbower, D.W.Moon : Mechanical properties, fracture toughnesses and microstructures of laser welds of high strength alloys, Conference of application of laser material processing, Vol.1979, (1979), 83-100
- 42) E.A.Metzbower, P.E.Denny, D.W.Moon : Mechanical properties of laser beam welds, Welding journal, Vol.63, No.7, (1983), 39-43
- 43) J.Stoop : A characterization of SMA, GMA, EB and LB welds of 6.35-12.7mm thick HY130 steel fracture resistance, Report of NRL program, No.May, (1976), 23-28
- 44) 荒田吉明、小田辰春、小原昌弘：構造用鋼板に対するレーザー溶接の基礎的研究, 高温学会, Vol.10, No.3, (1984), 118-125
- 45) I.J.Stares, J.H.Megaw, Improved microstructure and impact toughness vessel steel, Metal construction, Vol.19, No.3, (1987), 123-125
- 46) M.N.Watson, I.M.Norris : Properties of laser welds in structural steels, Int. conf. power beam technol., (1987), 285-299
- 47) I.M.Norris : Microstructure and toughness of high power laser welds in structural steels, Power beam process, (1988), 165-180
- 48) E.A.Metzbower, D.W.Moon, P.E.Denny Laser beam welding of HSLA steel, Weldability Materials Proc., (1990), 191-200
- 49) 宮本勇、森清和、丸尾大：レーザー溶接の知能化に関する研究 --薄板のCO2レーザー溶接時に誘起されるプラズマの性質 --, 溶接学会論文集, Vol.13, No.2, (1995), 211-217
- 50) 渡辺真生、中林督博、平賀仁、井上尚志、松縄朗：レーザー溶接のためのモニタリング法の特徴のその応用(2)--基本溶接条件の変化に伴う各種計測信号の変化--, 溶接学会論文集, Vol.16, No.2, (1998), 181-188
- 51) 渡辺真生、中林督博、平賀仁、井上尚志、松縄朗：レーザー溶接のためのモニタリング法の特徴のその応用(3)--レーザー溶接における計測信号特性と加工性状の相関--, 溶接学会論文集, Vol.16, No.2, (1998), 189-198
- 52) 板垣篤夫、菊池正晃、佐野直人、杉山貞夫：レーザー重ね継手の強度特性, 溶接学会全国講演概要 第33集, (1983), 356-357
- 53) 糟谷正、百合岡信孝：炭素当量と焼入れ性倍数の関係, 溶接学会講演概要 第48集, (1991), 252
- 54) 高隆夫、山本剛：鋼板のレーザー溶接部の硬度特性, 溶接学会全国講演概要 第55集, (1994), 44-45
- 55) 海津享、真保幸雄、小野守章他：薄鋼板のレーザー溶接部硬さと組成の関係, 溶接学会全国講演概要 第55集, (1994), 46-47
- 56) 小原昌弘、宮崎康信：薄鋼板のレーザー溶接部の組織と硬さ, 溶接学会全国講演概要 第62集, (1998), F9-12
- 57) 杵名宗春、近藤康裕：炭素鋼のレーザー溶接部の組織および硬さ変化に関する研究, 溶接学会全国講演概要 第57集, (1995), 420-421

- 58) 黒澤伸隆、前田宏樹、小林紘二郎：レーザ溶融部のミクロ組織と機械的性質に及ぼすTi添加の影響, 材料 Vol.47, No.5, (1998), 521-526
- 59) 佐藤邦彦、向井喜彦、豊田政男：溶接工学(1984)
- 60) 樽井大志、坂元宏規、柴田公博：レーザ溶接における材料/ビームのエネルギーカップリング(第1報), 溶接学会全国講演概要 第54集, (1994), 86-87
- 61) 溶接学会編：溶接技術の基礎(1991)
- 62) C.Duren, K.Lorenz : IIW-IX-B-11-82 (1982)
- 63) 花岡 健：N2レーザ照射による溶接等のモニタリング, No.33, レーザ熱加工研究会論文集, (1994), 39-45
- 64) 平 修二：材料力学, オーム社(1970)
- 65) 中沢 一、本間寛臣：金属の疲労強度, 養賢堂(1982)
- 66) J.Chang and R.Muki : Stress Distribution in a Lap Joint under Tension-Shear, Int.J.Solid Structure, Vol.10, (1974), 503-517
- 67) F.Erdogan and G.C.Sih : On the Crack Extension in Plates Under Plane Loading and Transverse Shear, Transactions of the ASME, (1963), 519-527
- 68) 結城良治、大平俊昭：スポット溶接継手の疲労強度の破壊力学的解析・評価、日本機械学会論文集(A編) 51巻, 第467号, (1985), 1172-1177
- 69) 小野守章、田中甚吉、結城良治、大平俊昭：各種スポット溶接継手試験片の疲労強度とひずみ挙動, 自動車技術会論文集, No.31, (1985), 86-93
- 70) 佐藤章仁、中嶋裕樹、中村真一郎、富岡良郎：レーザ焼入れによるボデー部品の軽量化技術, 自動車技術会春季大会, No.951, (1995), 93-96
- 71) 北村充、十代田哲夫、井上毅：レーザ照射強化用440MPa級GA鋼板の開発, 自動車技術会春季大会, No.951, (1995), 97-100
- 72) 杵名宗春、浅野岩生：炭素鋼のレーザ加炭硬化に関する研究(第1報)--レーザ加炭硬化処理部の硬さに及ぼす処理条件の影響--, 溶接学会講演概要集, No.48, (1991), 264-265
- 74) 溶接学会溶接冶金委員会編：溶接冶金現象のモデリング, (1994), 34-42
- 75) 入江宏定：電子ビーム溶接における縦割れの発生機構, 溶接学会論文集, Vol6, No.4, (1988), 473-479
- 76) A.A.Wells : Heat Flow in Welding, J.A.W.S. No.31, (1952), 263
- 77) 一ノ瀬威、櫛田隆弘、稲葉洋次、松広克之：レーザー溶接による溶接部組織微細化, 材料とプロセス, (1995), 256
- 78) 岩崎謙一、関根幸夫、高橋一隆、高橋雅伸、小野守章、河野健策：大出力25kWレーザ溶接管プロセスの開発, 材料とプロセス, (1996), 145
- 79) 小野守章、塩崎毅、小島真二、関根幸夫：レーザー溶接管の炭素鋼溶接部品質, 材料とプロセス, (1996), 146
- 80) 大北茂：熱処理溶接金属における靱性支配要因, 溶接学会全国大会講演概要集, No.35, (1984), 188-189

謝 辞

本論文をまとめるにあたり、終始懇切丁寧な御指導、御鞭撻を賜りました大阪大学大学院 工学研究科 宮本 勇教授に深く感謝の意を表します。また、有益な御助言、御指示を賜りました大阪大学 接合科学研究所 松縄 朗教授、大阪大学大学院 工学研究科 小林紘二郎教授、ならびに同学大学院 工学研究科 黄地尚義教授に深く御礼申し上げます。

本研究は、日本鋼管株式会社 総合材料技術研究所 第二材料研究部および京浜研究所 所在籍中の研究成果をまとめたものであり、本研究を進めるにあたり、上司・先輩として御指導いただきました渡邊 之技監、北田豊文 取締役技術開発本部長、小菅茂義 エンジニアリング研究所長、樺沢真事 総合材料技術研究所主幹研究員、細谷佳弘 同所薄板研究部長に深く謝意を表します。

さらに、研究の遂行に当たり、御協力いただいた真保幸雄氏、海津 享氏、塩崎毅氏をはじめ、多くの方々に厚く御礼申し上げます

最後に、本論文のとりまとめにご理解とご支援を頂きました、吉野正人 総合材料技術研究所長をはじめ、研究所の幹部の方々に深く感謝の意を表します。

本研究に関連した発表論文

- [1] 小野守章、樺澤真事、大村雅紀：薄鋼板レーザー重ね溶接継手の強度特性, 溶接学会論文集 Vol.14, No.3, (1996), 586-591
- [2] Y.Shinbo, M.Ono, S.Kaizu, M.Kabasawa : Static and Fatigue Strength of Laser Welded Lap Joints, Proceedings of ICALEO'93, (1993), 712-720
- [3] Y.Yamasaki, M.Yoshida, M.Kabasawa, M.Ono : Effect of Chemical Composition, Mechanical and Thickness of Base Steels on Formability of Laser-welded Blanks, Proceedings of the 19th Biennial IDDRG Congress, (1996), 501-510
- [4] 小野守章、海津 享、大村雅紀、樺澤真事：亜鉛めっき鋼板のレーザー重ね溶接性, 溶接学会論文集 Vol.15, No.3, (1996), 438-444
- [5] 小野守章、海津 享、真保幸雄、樺澤真事：炭化水素ガスによるレーザー加炭焼入れ技術の開発, 溶接学会論文集 Vol.14, No.4, (1996), 660-665
- [6] M.Ono, T.Shiozaki, M.Ohmura : High Power Laser Applications for Steel Industry, Proceedings of 6th European Conference on Laser Treatment of Materials (ECLAT'96), (1996), 115-122

その他の発表論文

- [1] 小野守章、仲田清和、小菅茂義：炭酸ガスレーザー溶接現象に関する研究(第1報) --- 溶込み深さおよびプラズマ発生挙動に及ぼす加工雰囲気の影響---, 溶接学会論文集, Vol.10, No.2, 1992, 9-14
- [2] 小野守章、仲田清和、小菅茂義：炭酸ガスレーザー溶接現象に関する研究(第2報) ---レーザー誘起プラズマに関する一考察---, 溶接学会論文集, Vol.10, No.2, 1992, 31-37

