OUKA
The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	薄板溶接用光源の炭酸ガスレーザから固体レーザへの変遷
Author(s)	宮崎, 康信
Citation	大阪大学, 2016, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/55978
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

博士学位論文

薄板溶接用光源の炭酸ガスレーザから固体レーザへの変遷

宮崎　康信

２０１６年１月

大阪大学大学院工学研究科

目 次

第 1 章 緒 論
1.1 本研究の背景
1.1.1 自動車製造におけるレーザ溶接
1.1.2 自動車の構造と接合法方法
1.1.3 自動車におけるレーザ溶接の歴史
1.1.4 テーラードブランク
1.1.5 車体の組付けレーザ溶接
1.1.6 リモートレーザ溶接
1.2 本研究の目的

第 2 章 レーザ溶接部の溶込みに及ぼすレーザ誘起プルームの影響
2.1 緒 言
2.1.1 炭酸ガスレーザ溶接におけるレーザ誘起プルームとレーザ光の相互作用についての過去の研究事例
2.1.2 固体レーザ溶接におけるレーザ誘起プルームとレーザ光の相互作用についての過去の研究事例
2.1.3 本章の研究内容
2.2 実験方法
2.2.1 供試鋼
2.2.2 実験装置
2.2.3 加工条件
2.2.4 観察・測定方法
2.3 実験結果
2.3.1 溶接中のレーザ誘起プルームの挙動
2.3.2 プルームが溶込み形状に与える影響
2.4 考 察
2.4.1 レーザ誘起プルームの溶込み能力に与える影響の仕方
2.4.2 プルーム中でのレーザ出力減衰係数の決定
2.4.3 プルームによる焦点位置シフト
2.4.4 レーザ溶接部の溶込み特性に及ぼすプルームの影響の定式化
2.4.5 固体レーザと炭酸ガスレーザによる溶接の溶込み特性に及ぼすプルームの影響の比較
2.5 結 言

第 3 章　炭酸ガスレーザと固体レーザによる溶接能力の違い
3.1　緒　言
3.2　実験方法
3.3　実験結果
　3.3.1　突合せ溶接
　3.3.2　メルトラン溶接
3.4　考　察
　3.4.1　溶融能力の板厚依存性
　3.4.2　溶融能力のレーザ種類依存性
3.5　結　言

第 4 章　レーザ溶接における窒素溶解と気孔の発生
4.1　緒　言
4.2　実験方法
　4.2.1　供試鋼板
　4.2.2　実験装置
　4.2.3　実験内容
4.3　実験結果
　4.3.1　窒素溶解量の溶接条件依存
　4.3.2　窒素溶解量と気孔の発生現象
4.4　考　察
　4.4.1　溶鋼への窒素の溶解現象
　4.4.2　溶解した窒素による気孔の形成機構
　4.4.3　気孔内から検出された水素の侵入経路
　4.4.4　炭酸ガスレーザにおける適切な溶接条件
4.5　結　言

第 5 章　レーザ溶接継手の機械的特性
5.1　緒　言
5.2　レーザ溶接された各種鋼板の成形性
　5.2.1　本節の目的
　5.2.2　実験方法
　5.2.3　実験結果
　5.2.4　考　察
　5.2.5　まとめ

5.3　レーザ溶接された鋼板の成形性支配因子
5.3.1　本節の目的
5.3.2　実験方法
5.3.3　実験結果
5.3.4　考　察
5.3.5　まとめ
5.4　結　言

第 6 章　結　論

謝　辞

参考文献

本論文に関連した論文・学会発表等

第 1 章　緒 論

1.1　本研究の背景

1.1.1　自動車製造におけるレーザ溶接

薄い鋼板が使われる製品には電化製品や住宅もあるが，自動車は衝突安全性が要求されることから溶接点数において群を抜いている．現代に通じる自動車の基礎技術は，19 世紀末，欧州において育まれた[1)]．そして 20 世紀初頭，1908 年には現在と同様のコンベアラインにより T 型フォードの大量生産が始められた[2)]．そして 2013 年には，世界で 6,540 万台に上る乗用車が生産されるに至っている[3)]．典型的な大量生産商品である自動車の生産ラインの建設には巨額の投資が必要である．このため一つの生産ラインでできるだけ多くの乗用車を生産する必要があり，生産タクトの短さが要求される．自動車の組み立て溶接には，主に抵抗スポット溶接が使われてきた．抵抗スポット溶接は，鋼板を重ね合わせて電極で加圧し，0.5 秒前後の短時間通電によって溶接部を形成する溶接法である．加圧することからプレス品を精密に重ね合わせる必要は無く，非常に汎用性に富んだ溶接法である．但し，電極を当てるために，溶接部の両側からアクセスしなければならないことが欠点である．

ルビーレーザが 1960 年にメイマンによって発明された．その後，低出力の炭酸ガスレーザが 1970 年代初頭に自動車の部品生産で使われ始めた．レーザは直径 0.5 mm 前後のスポットに，数 kW の光エネルギーを集中できることから，鋼板を貫通して溶接することができる．自動車の製造において，入熱の少なさと片側からのアクセスで溶接できることが魅力である．数 kW の出力を持ち，高い信頼性が確立された炭酸ガスレーザが開発されると，車体の製造にも使われるようになった．1980 年代のことである．しかしその後，光ファイバでレーザを伝送できる YAG レーザの高出力化が進むと，新しく装備されるレーザは YAG レーザに置き換わっていった．現在では，固体レーザとしてより進化したファイバレーザやディスクレーザが使われている．

以下，自動車の構造と接合技術をについて，特にレーザがどのように使われているのか少し詳しく述べる．

1.1.2　自動車の構造と接合方法

自動車のボディ構造は，大きくモノコック形式とフレーム形式に分けられる．モノコック形式とは，**Fig. 1.1** [4)]に示すように，車体を構成する外殻全体で強度を確保する構造で，20 世紀半ば頃から車体構造として普及し始めた．モノコック形式は，外力をボディ全体で分散して受け持つ構造であるため，車体の軽量化と衝突時のエネルギー吸収特性を両立しやすく，乗用車車体構造の主流となっている．一方フレーム形式とは，**Fig. 1.2** [5)]に示すように，ボディとは別にシャーシおよびパワートレインを構成するユニットを取り付けるための井桁骨格をもつ構造で，そこにボディを構成する外殻構造を載せる．フレーム形式は現在，トラックへの適用が主流である．以下，生産台数の多い，モノコック形式の乗用車のボディを念頭に置いて議論する．

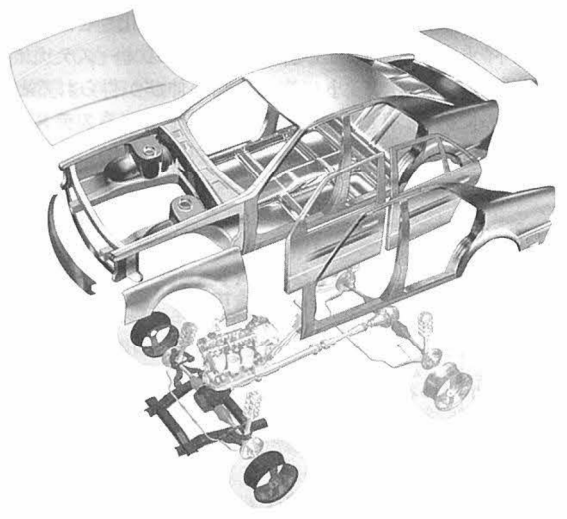


Fig. 1.1 Automotive structure of monocoque structure[4].

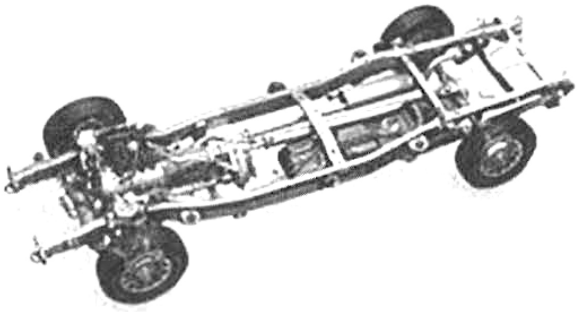


Fig. 1.2 Example of frame structure (ladder frame) [5].



Fig. 1.3 Example of monocoque structure parts of vehicle [5].

自動車は，乗員用のシート，タイヤ，燃料タンクなどの大物部品から，ボルトやナットまで小物部品を含めると，約 30,000 点の部品で構成される [6]．この内ボディは，**Fig. 1.3** [5]に示すように，約 300～350 点の薄板プレス品で構成されている．これら薄板プレス品は，車体外側を構成するパネル系部品と内側の骨格系部品に分類される．骨格系部品は，薄板プレス品を合わせて閉断面を形成するように接合される．

用いられる鋼板は，引張強さ 270 MPa 級の軟鋼板から同 1.5 GPa 級の高強度鋼板まで多岐にわたり，パネル系部品では主に軟鋼板が，骨格系部品には主に高強度鋼板が使われている．**Fig. 1.4** [7]に，これら鋼板の強度延性バランスを示す．さらに防錆の必要な部品には，亜鉛めっき鋼板が使われる．また，1 枚のプレス品で場所ごとに強度や防錆性能といった特性を変えるために，異種鋼板を溶接し，1 枚のプレス用素材に仕立てたテーラードブランクが適用されている．

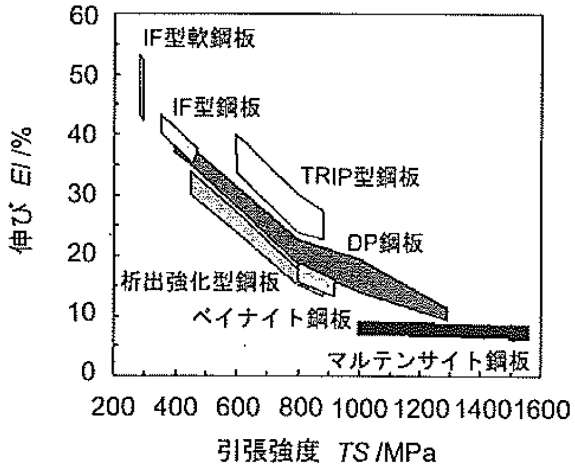


Fig. 1.4　Tensile strength and elongation of various steel sheets for vehicle [7].

自動車のボディは，ベースとなるアンダーボディにサイドメンバを組合せた骨格に，ドア，フードなどの外板蓋物部品がボルトで締結されて作られる [6]．ボディ骨格を構成する薄板プレス品には，端部にフランジと呼ばれる接合部が設けられ，このフランジ同士を重ね合わせて溶接し，部材が形作られる．

自動車で用いられている溶接手法とその適用数を **Table 1.1** [5]に示す．この表は種植らがまとめたもので，Euro Car Body 2009，2011 および 2012 で報告された幾つかの車について，用いられている溶接接合手法とその適用数（点接合であれば点数，線接合であれば長さ）の平均，およびそれらをスポット溶接の打点数に換算した値（WSE）である．この表より分かるように，ボディの接合手法としては，スポット溶接が主体である．1 台あたり，約 3,500～6,000 点の抵抗スポット溶接が使われている [6]．

Table 1.1 においてレーザ溶接の適用長は，レーザブレージングを加えても 4 m 弱，WSE 換算で 200 点程度に過ぎず，5,000 点に近いスポット溶接点数に比べ圧倒的に少ない．これはレーザ発振器が高価なこと，特別な安全対策が必要なことなどから，レーザでなければならない用途に使われているためである．自動車の性能として，強度・耐久性，衝突性能，剛性が要求される [5]．強度・耐久性および衝突性能はスポット溶接 1 打点あたりの溶接強度，打点数および配置で，剛

性は打点数とスポットの配置で担保される．ところで直接通電によるジュール発熱を利用する抵抗スポット溶接では，近接して既打点があるとその打点への電流の分流が多くなり，溶接が困難となる．このため普通，20～30 mm 以上の間隔で溶接される．溶接間隔が広いと部材の剛性が低下する．一方レーザ溶接には分流という問題はない．そこで剛性向上を目的として，短いピッチのレーザ溶接がドアやトランクの開口部周り用いられる．また，後に述べるように，片側からのアクセスで溶接可能な利点を生かし剛性向上や軽量化を目的に用いられる．さらに，レーザ溶接ではスポット溶接に比べて重ね代を狭くできることから，デザイン性が要求されるルーフの溶接に用いられる．

Table 1.1　Application situation of various joining method for vehicle[4].
(※WSE：Weldspot equivalents)

溶接接合手法	適用数	SPOT換算	WSE※
SPOT溶接	4929点	4929点	1
アーク溶接	1.42m	71点	20
レーザ溶接	2.31m	154点	15
ﾚｰｻﾞﾌﾞﾚｰｼﾞﾝｸﾞ	1.36m	45点	30
ブレージング	0.78m	39点	20
接着	55.17m	1103点	50
機械締結	143点	143点	1

1.1.3　自動車におけるレーザ加工

本研究の対象としているレーザ溶接が，自動車車体において，どう使われてきたのか概説する．

(1)　自動車におけるレーザ加工の歴史

レーザによる加工は，抵抗溶接やアーク溶接に比べ歴史は浅いものの，出力密度が高く，局所加熱が可能であることから，レーザ発振器の改良が進むたび，新しいレーザ発振器が開発されるたびにその応用範囲を広げてきた．

Fig.1.5 は，森[8]の作成した自動車分野におけるレーザ加工の歴史を示す図である．1960 年代にルビーレーザが開発され，1964 年には現在でも使われている炭酸ガスレーザおよび YAG レーザが開発された．1970 年代初頭に自動車産業へのレーザの応用が始まった．最初の実用化例は 1972 年の GM 社による，コヒーレント社の 300 W 炭酸ガスレーザを用いたイグニッションコイルペーパーのレーザ切断[9]とされる．

車体への適用としては，テーラードブランク（Tailored Blank：TB）のレーザ溶接が最初である．TB は，部分的に強度や防錆性能を変えたプレス用素材である．1985 年頃，トヨタ自動車は炭酸ガスレーザ溶接による TB の製造を始めた．一方 1986 年には，BMW がルーフとサイドフレームの組み付け溶接に炭酸ガスレーザを適用し，ボディショップにおけるレーザ適用の最初の例となった[10]．1996 年には，フォルクスワーゲン(VW)が Passart V のルーフとサイドパネルの溶接に 2kW の YAG レーザを用いた[11]．

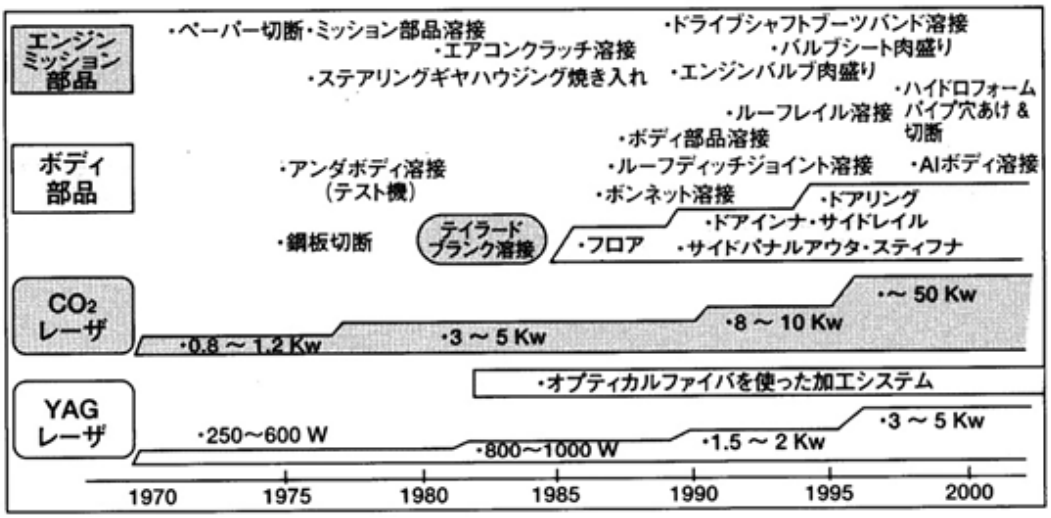


Fig. 1.5　History of laser processing in auto industry[8].

⑵　炭酸ガスレーザと YAG レーザ

Fig.1.5 は，鋼板の溶接に必要な数 kW 級の発振器の開発が，YAG レーザでは炭酸ガスレーザより 15 年程度遅れていることを示している．炭酸ガスレーザは，炭酸ガス分子の振動準位を利用したガスレーザであり，波長は赤外の 10.6 μm である．この波長の光は，石英ガラスに吸収される．このため光ファイバやガラス製の集光レンズは使えない．レーザビームは，**Fig.1.6** に示すように，金属製のベンディングミラーで折り返しながら空中を伝送される．したがって，加工したいところにレーザビームを導光するのに大掛かりな装置が必要となってしまう．また，ビームの集光には金属製の放物面集光鏡を用いるか，特殊な材質である ZnSe 製の集光レンズを用いる必要がある．

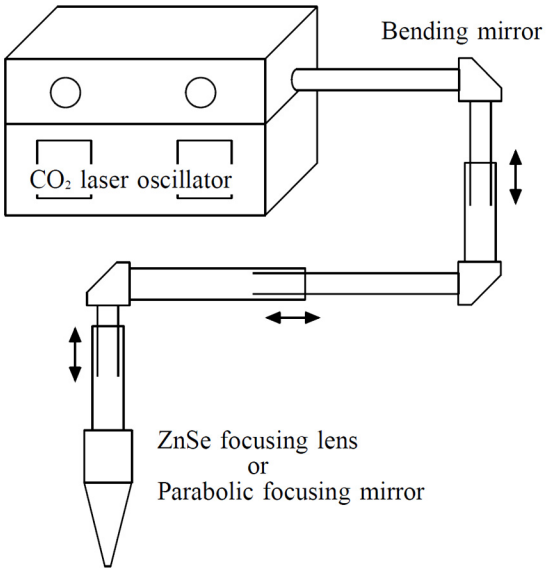


Fig. 1.6 Processing equipment with CO_2 laser.

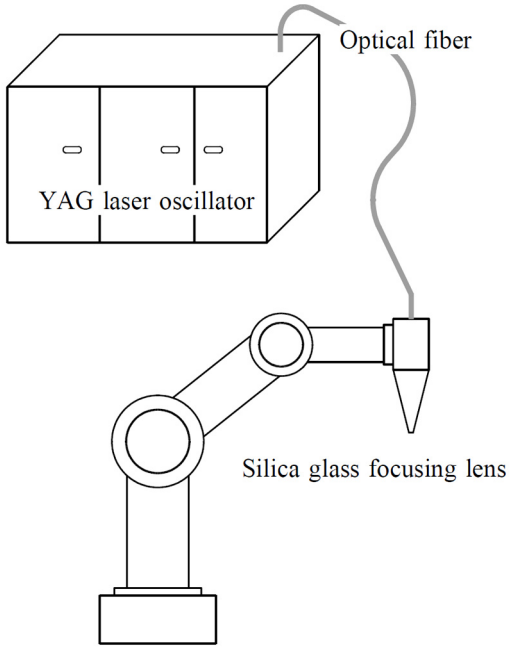


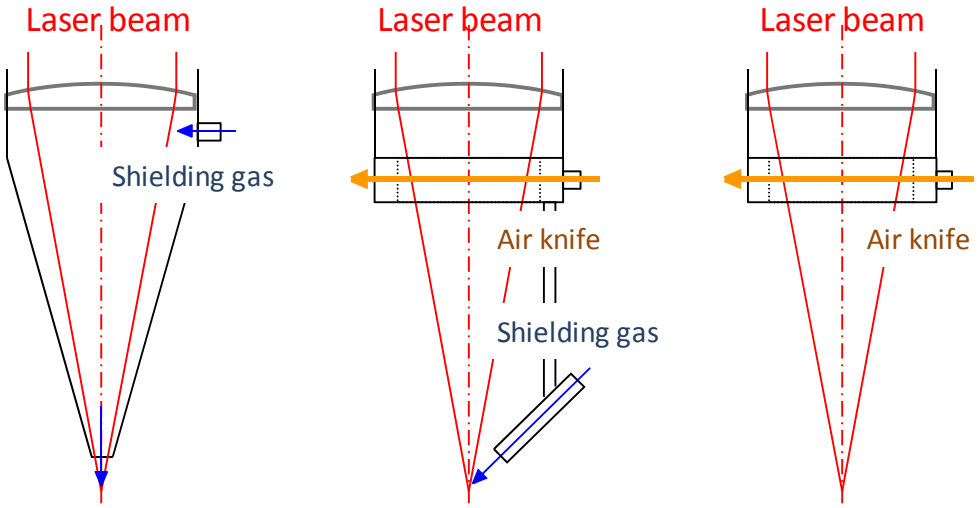
Fig. 1.7 Processing equipment with YAG laser.

これに対し，YAG レーザは，イットリウム（Y）とアルミニウム（Al）のガーネット結晶（G）中のネオジウムイオン（Nd）の電子準位を利用したレーザである．波長は 1.06 μm と近赤外であり，石英ガラスでの吸収が少なく，ビームの伝送に光ファイバを利用することができる．このため **Fig. 1.7** に示すように，加工したいところにレーザビームを導くことが比較的容易である．ビームの集光には，石英ガラス製の集光レンズを用いることができる．

炭酸ガスレーザを用いた加工装置は，上記理由より，YAG レーザを用いた加工装置に比べ煩雑になり，またメンテナンスに手間がかかる．このため，鋼板の加工が可能な数 kW 級の YAG レーザが開発されると，YAG レーザの導入が進んでいった．

(3) シールドガス

レーザ溶接では直径 1 mm 以下に集光したレーザ光を照射して鋼板を溶融させる．この際，レーザビームが照射されている加工点からは蒸発した高温の金属蒸気が吹きあがる．レーザ誘起プルームと呼ばれるこの金属蒸気が溶接に影響を与えないように，また溶接部の酸化を抑制することを目的として，シールドガスを加工点に吹き付けることがある．シールドガスの吹き付け方には，**Fig. 1.8** に示すように幾つかの種類がある．**Fig. 1.8 (a)**は同軸シールドと呼ばれる手法である．レーザ光と同軸のシールドノズルよりシールドガスを供給する手法で，集光レンズを用いる場合，方向性が無いことから使いやすいシールド方法である．**Fig. 1.8 (b)**はサイドシールドと呼ばれる手法である．プルームが酸化されて冷えたヒュームやスパッタから集光レンズや集光鏡を保護する必要がある場合，これら光学部品と加工点の間にエアナイフを用いることがある．この時，集光レンズで仕切られたガス室を構成することができなくなるため同軸シールドは使えない．そこでレーザ光とは少し軸を外した斜め上方より加工点に向けてシールドガスを供給する．これがサイドシールドと呼ばれる手法である．また，**Fig. 1.8 (c)**に示すようにシールドガスを用いない場合もある．第 2 章で詳しく論じるが，YAG レーザなど固体レーザを用いる場合，プルームが溶接に与える影響が小さいのでシールドガスを用いないで溶接されることがある．



(a) Co-axial shielding　(b) Side shielding　(c) No shielding

Fig. 1.8 Various shielding technique.

1.1.4 テーラードブランク

テーラードブランク（TB）とは 1980 年代後半から使われ始めた言葉である．最近では，圧延で部分的に板厚を作り分けたテーラードロールブランク(Tailored Roll Blank：TRB)と区別するため，テーラードウェルディッドブランク（Tailored Welded Blank：TWB）ともいわれる．TB は，**Fig. 1.9** [12)]に示すように，複数の鋼板を目的にあわせて溶接により仕立てたプレス素材である．複数の素材を別々にプレスして組み立てるのに比較して，TB を用いれば金型コストを低減できる．また，スポット溶接による組立では必要となる重ね合わせ部を省略できることから，軽量化を実現できる．さらに，異種鋼板をつなぎあわせることで，1 枚の素材の中の特性を部分的に変えることができ，自動車ボディに要求される強度，耐久性，防錆，衝突エネルギー吸収特性，軽量化などの性能を満足させることができる．こうした利点から TB は広く使われている．

概念特許を別とすれば, 1967 年にホンダが軽自動車 N360 のサイドパネル用のブランクを TIG 溶接によって生産したのが最初の TB である（**Fig. 1.10** [12)]）．これに継ぐ実用化例は，1979 年の Volvo のマッシュシーム溶接による TB 生産であるが，適用部品や使用目的など詳細は不明である．マッシュシーム溶接は抵抗溶接の一種であり，わずかに重ねた板端を円盤電極で加圧通電しながら連続的に溶接する方法である [13)]．TIG 溶接に比べると高速での溶接が可能である．

その後，1985 年頃に Audi がフロアパネルで，トヨタがサンルーフリインホースやカウルインナーなどで，レーザ溶接による TB を実用化した．レーザ溶接は，マッシュシーム溶接と比較すると非接触であることからめっき鋼板の溶接に適し, TIG 溶接と比べると高速で溶接できるという利点がある．

TB は，日本ではブランキングで発生する端材の利用という観点で始まり，欧州では，幅広の亜鉛めっき鋼板を要求された Thyssen が，通常幅の鋼板を炭酸ガスレーザ溶接により広幅化したのが始まりである [14),15)]．異種鋼板を溶接した TB が，1989 年にトヨタによりサイドパネルアウターで，1990 年に VW によりフロントサイドメンバで適用されると，TB は強度・剛性と軽量化を両立する手段として認識されるようになった．TB の溶接法にはレーザ以外にもプラズマやマッシュシーム溶接もあるが，レーザは高速性かつめっき有無に影響されない非接触性を備えることから，現在主要な溶接法となっている．

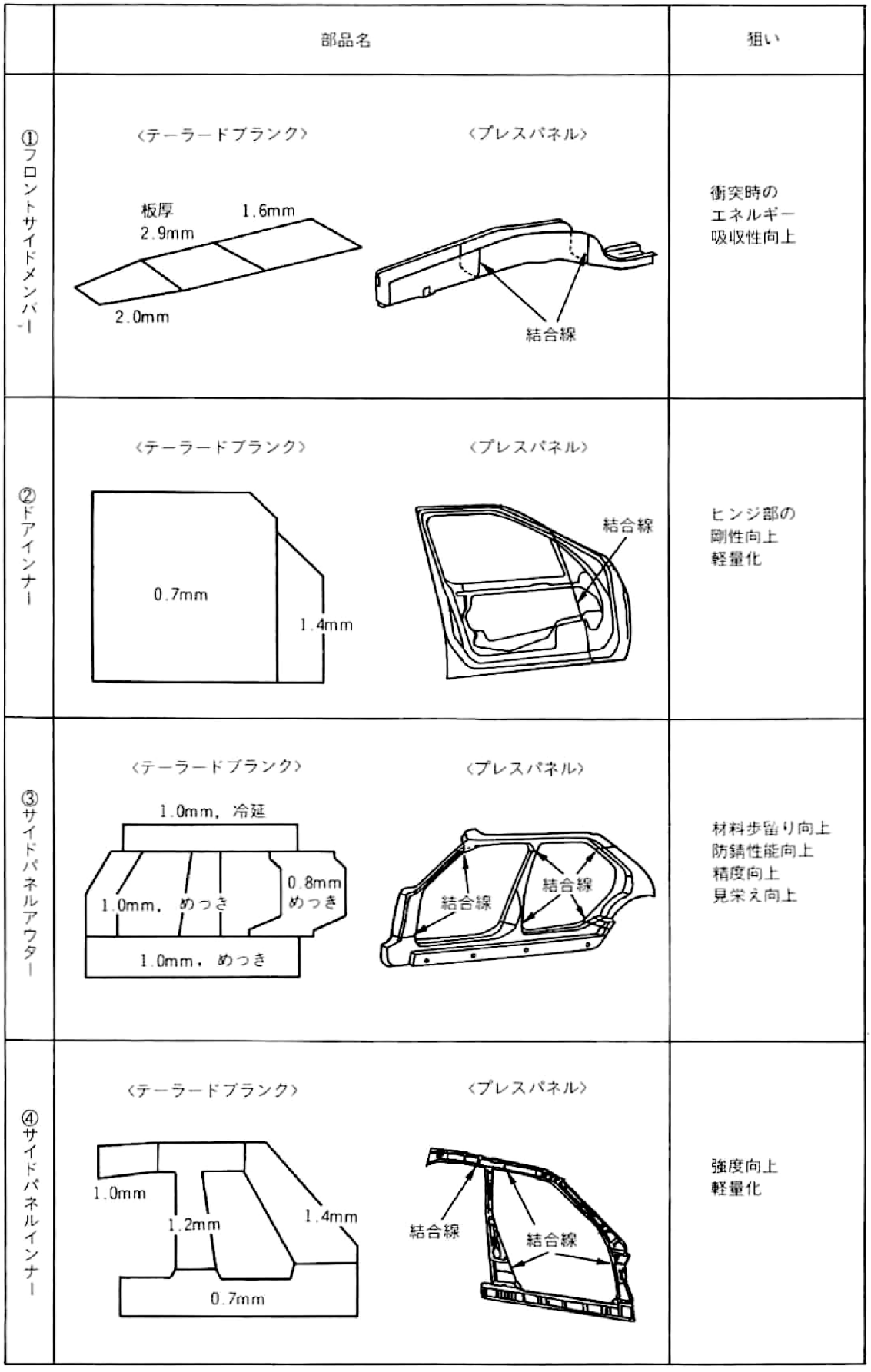


Fig. 1.9 Examples of the application of Tailored Blank technology [12].

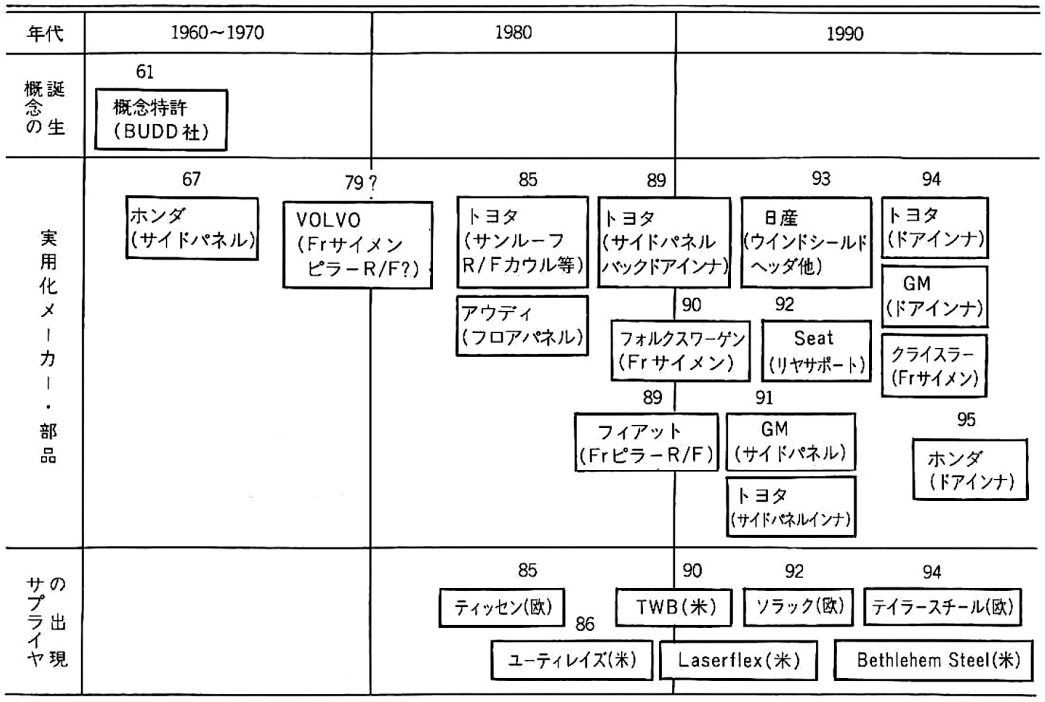


Fig. 1.10 Development history of tailored blank technology[12].

1.1.5 車体の組付けレーザ溶接

(1) 車体の組付け溶接の歴史

組立工程におけるレーザ溶接の最初の適用事例は, GM 社 Chevrolet モデルの Corsica, Baretta のルーフ溶接[16]である．欧州では，BMW の旧ツーリングモデル 3 シリーズと Volvo の 850 モデルでルーフとサイドフレームの溶接が行われた. BMW は 1986 年よりレーザ溶接を始めたが，5 kW 炭酸ガスレーザ，5 軸のガントリーシステムと複雑なクランプ装置を使った大掛かりな設備を用いた[17]．一方 YAG レーザに代表される固体レーザでは，光ファイバによるビームの伝送が可能である．1990 年代には，数 kW の CW Nd:YAG（CW : Continuous Wave）レーザが自動車の生産に使われるようになった．1993 年に，独 Ford が 2 kW の YAG レーザと KUKA ロボットを使ってルーフとサイドパネルの溶接を始めた．1995 年には，Audi が A4 Avant シリーズで，2 kW YAG レーザによるルーフとサイドパネルの溶接を始めるなど，ルーフ溶接が広がった．**Fig. 1.11**[17]は，1996 年より始められた，Volvo C70 の YAG ロボットによるルーフ溶接の写真である．ABB の 6 軸ロボットと Rofin-Sinar の 2 kW YAG レーザが使われた.

Volvo で 1991 年より生産された 850 モデルではルーフフランジから 4 mm 位置をレーザ溶接していたが，2002 年に生産を開始した XC90 では，シームトラッキングを採用し，フランジ縁がすみ肉溶接された．3.6 kW のランプ励起 Nd : YAG を用いている．その目的は，溶接速度の向上，亜鉛起因のスパッタの回避，目視検査による品質チェック，密封特性の向上，狭隘化によるスタイル性向上である.

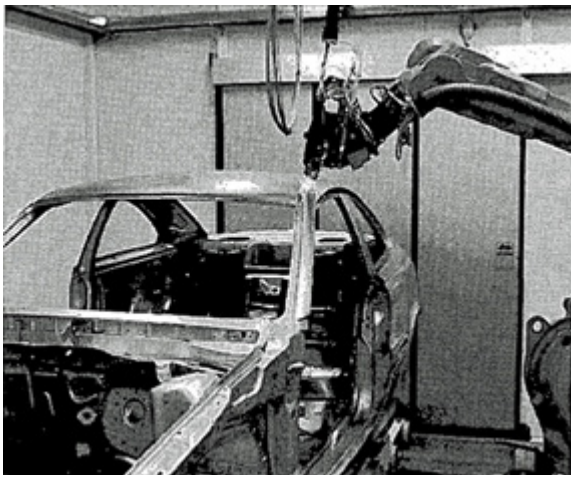


Fig. 1.11　Laser welding of roof, Volvo(1996) [10].

(2)　欧州における最近の適用状況

樽井は，EALA2004 (European Automotive Laser Applications)で発表された車体の溶接法をまとめている [17]. Audi A3 では，アシストガス供給ノズル一体の加圧ピンを備えたレーザ加工ヘッドによる，長さ 17m のレーザ溶接がフロア部に採用されている．**Fig. 1.12** [17]に，適用部位の外観と断面構造を示す．メリットは片側アクセス溶接構造による重量の低減，安全性向上，デザイン自由度の向上である．片側アクセスで溶接可能なレーザ溶接の特長を活かした適用事例である．

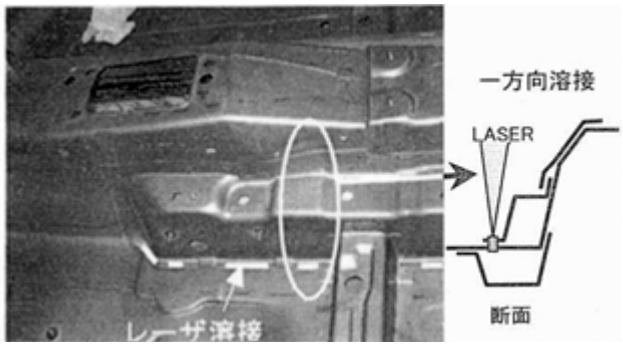


Fig. 1.12　Joint structure of floor, Audi [17].

VW Golf 5 では，車体に合計 70m のレーザ溶接とレーザろう付が採用された [17]．スポット溶接は，Golf 4 の 4,600 点から，Golf 5 では 1,400 点となっている．片側アクセス溶接の特徴を活かした構造の採用などにより, Golf 4 に比べ, 静的ねじり剛性で 80 %, 動的ねじり剛性で 15 %, 静的曲げ剛性で 35%向上したという．ここで「動的剛性」は業界用語であり，通常固有振動数で評価される．Golf 5 用の工場では，4 kW ランプ励起 YAG が 150 台稼働しており，生産エリアはボディサイドで従来の 1/2，アンダーボディでは 2/3 と大幅に低減された．

(3)　国内の適用例

トヨタは 1999 年以降生産されているボディに対して，トルーフにレーザ溶接を適用している [18]．トルーフはサイドメンバのリアエンド部に相当するが，接合部構造が複雑なため通常のスポット溶接ガンを適用できず，車種毎に特殊形状のガンを製作し，溶接される部分である．多品種

少量生産に対応する設備汎用化を目的に，低ひずみ，片側アクセスを特徴とするレーザ溶接が採用された．Nd:YAG レーザの光を光ファイバで伝送し，自社開発の空冷集光ヘッドを用いて溶接している．

スポット溶接継手では，部材に曲げ荷重が作用すると打点間でシートセパレーションが生じる．レーザによる連続溶接によってこれを防止すれば，剛性向上とゲージダウンによる軽量化が可能である．また，スポットガンに必要であったワークスペースが，片側アクセスのレーザには不要であり，パネルの設計自由度が増し，最適構造に近い設計が可能となる．CAE により，ねじり剛性向上効果を確認し，ルームパーティションにレーザ溶接が適用された [19]．この例ではレーザ溶接の採用によって，アッパバックパネルとパーティションパネルを最大限大型化し，ねじり剛性向上に寄与する V ビードを有効に配置できた．溶接には加圧ローラータイプのレーザヘッドを用いているが，バルクヘッドとビードを組合せ，下側のアッパバックを，加圧を受けられる構造とした．これにより 5%のねじり剛性向上と 2.8kg の軽量化が可能となり，2003 年 12 月生産開始のゼロクラウンより採用された．

フーガとスカイラインの車体組立にもレーザ溶接が使われている [20, 21]．**Fig. 1.13** [20]に示すように，フーガのルーフとボディサイドの接合には，レーザによるスティッチ溶接が適用されている．従来スポット溶接では実現できなかった造形要望（溝位置と狭い溝幅）を実現するとともに，ボディサイドの断面を大きくとることで，軽量で強度剛性の高い構造とすることができた．片側アクセスで狭い部位の溶接が可能なレーザ溶接の特長を活かした事例である．

Fig. 1.14 [21]に示すように，操縦安定性と乗り心地の向上を目的として SILL 部と PSHELF 部にレーザの連続溶接が適用された例も報告されている．スカイラインではフーガでの適用位置に加え，シートバック部の連続溶接が追加されている．片側アクセスで連続溶接が可能なレーザの特長を活かしている．

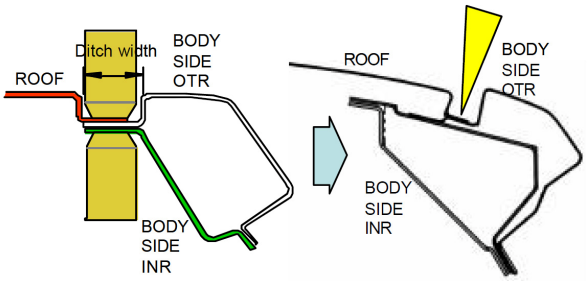


Fig. 1.13　Cross-section structure of SIDE ROOL RAIL in FUGA [20].

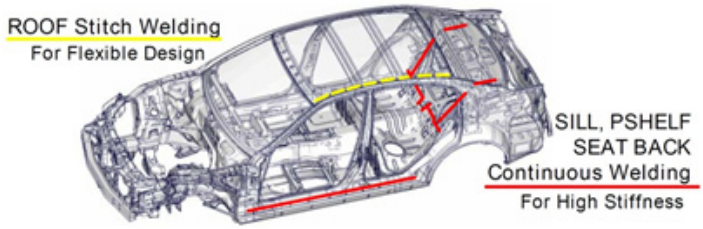


Fig. 1.14　Laser welds in SKYLINE [21].

1.1.6　リモートレーザ溶接

(1)　リモートレーザ溶接

ロボットと集光ヘッドを用いたレーザ溶接では，溶接位置から次の溶接位置へ集光ヘッドを移動させる時間が無駄な時間となる．このため近年，リモートレーザ溶接が実用化された．リモート溶接は，ガルバノスキャナとレンズを駆動することにより，所定の立体的エリア内の任意位置にレーザ光を集光・駆動して溶接する方法である．**Fig. 1.15** にその概念図を示す[22]．長焦点距離で集光しても溶接可能な，ビーム品質が高くて高出力のレーザ発振器が開発されて実現可能となった工法である．

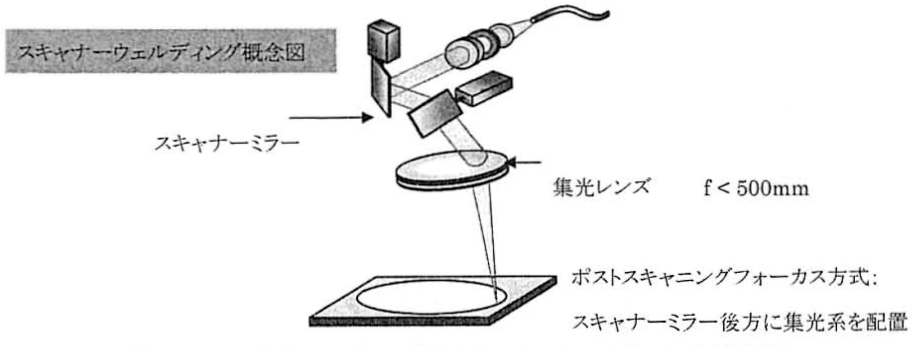


Fig.1.15 Conceptual diagram of scanner welding [22].

またこれら溶接ヘッドをロボットに搭載して加工する場合もある．自動車車体で 100 箇所の溶接を 35 秒タクトで行う場合，平均 3 秒／点の抵抗スポット溶接では，300 秒が必要となり，9 台のロボットを複数ステーションに配置する必要がある．一方リモート溶接では，溶接速度 3 m/min で溶接長 15 mm の溶接を行うと，0.3 秒×100 箇所で 30 秒の溶接時間と 0.05 秒×100 箇所で 5 秒の溶接点間移動時間を含め，1 箇所のステーションで 35 秒タクトを実現できる[23]．安川電機はスキャナ制御の専用基板を開発し，ロボットコントローラーでガルバノモータの制御を実現した．このシステムでは，スキャナヘッドを把持したロボットの動作を継続させながらレーザ溶接を行う，オン・ザ・フライ加工を可能としている[24]．

リモート溶接により，集光ヘッドを加工位置に移動させる無駄な時間をなくせる．非接触で溶接可能なレーザ溶接の特徴を活かした使い方である．

(2)　リモート溶接の適用例

リモート溶接の自動車への本格的な適用は，クライスラー社ジープのスイングドアの溶接が最初であり，56 カ所の溶接を 32 秒で完了した．2003 年頃と推定される[25]．その後欧州で，BMW が最初に炭酸ガスレーザによるリモート溶接を生産に適用した[16]．エンジンとの仕切りパネルにパーツを取り付ける溶接と，ドアロックの溶接である．現在では，Mercedes，Audi，VW 他，多数の部品メーカで各種のコンポーネントおよびボディの量産組立に利用されている[26]．北米では，2007 年 2 月に製品化された ROBOT FIBER LASER WELDING SYSTEM を用いてマフラーの組立が始められたようである．日本ではフタバ産業がインパネリンフォースに適用している．操業中のリモートレーザシステムは多いものの機密扱いのため詳細は公表されていないという[27]．

一方，日産自動車は，比較的多くの情報を公開している．日産自動車では，小組立品製造工程の集約による生産コスト削減を目的として，2006 年よりティーダおよびティーダラティオのトランクリッド(TRUNK LID)とフード(HOOD)の組立にリモート溶接を採用した（**Fig. 1.16**）[21]．溶接点数は 28 点で，内 4 点については接着からの置き換えである．約 64 %のタクトタイム短縮ができた．溶接設備は，スキャナをロボットに搭載したタイプで，レーザ発振器は 4 kW　LD 励起 YAG レーザ，スキャナの焦点距離は 280 mm でレーザ光をスポット径 0.7 mm に集光し，180 mm × 180 mm × 50 mm の照射エリアを持つ．

また，日産自動車はノートおよび 2008 年 11 月より発売されたキューブにおいて，前後ドアを含めた全てのクロージャー部品にリモート溶接を適用した[28]．フロントドア（FR DOOR）の溶接点は 17 箇所（**Fig. 1.17**）である．リアドア（RR DOOR）の溶接はレーザ照射側に補強部材が 10 部品（板厚 0.55～1.4 mm，出荷先に応じて冷延鋼板または亜鉛めっき），反対側にドアリアインナ（DOOR RR INR, t0.6 mm，亜鉛めっき材）が配された状態で行われ，溶接箇所は 20 箇所である．他，フード（HOOD），バックドア（BACK DOOR）も含め，合計 97 箇所にリモート溶接が適用された．



Fig. 1.16 Remote welds of TRUNL LID INR (Left) and HOOD INR (Right) [21].



Fig. 1.17　Remote welds of CUBE FR DOOR [28].

1.4 本研究の目的

以上，自動車の生産においてレーザがどのように使われてきたのかを見てきた．1.1.4 項でみたテーラードブランク（TB）の溶接では，強度・板厚・めっき有無の異なる鋼板をレーザ溶接により一体化し，1 枚の成形用素材に仕立てている．別々にプレスして抵抗スポット溶接により組立てる場合，重ね合わせ部が必要となる．TB を利用することにより，この重ね合わせ部を無くすことが可能となり，部材の強度と軽量性を両立できる．非接触かつ高速で溶接可能なレーザ溶接の特徴を活かした応用である．1.1.5 項で述べた車体の組み付けレーザ溶接では，片側アクセスで溶接可能な利点により意匠性を向上することができる．また，大きな閉断面構造を実現して高い強度と剛性をもった軽い部材を実現することができる．特に，抵抗スポット溶接とは異なる連続溶接という特徴は，高い剛性を実現する上で重要な特性である．そして近年普及しつつあるリモートレーザ溶接は，高い生産性を実現できる．

自動車車体の製造に用いられるレーザとして，先ず炭酸ガスレーザ（波長 10.6 μ m）が実用化された．その後，固体レーザである Nd:YAG レーザ（波長 1.06 μ m）が実用化された．さらに Yb をレーザ媒質としたファイバレーザやディスクレーザ（何れも波長 1.07 μ m）が開発・実用化され，炭酸ガスレーザに代わって普及していった．これには，幾つかの理由が考えられる．

一つには，空中を金属鏡で折り返しながらビームを伝送しなければならない炭酸ガスレーザに対し，固体レーザでは光ファイバによるビームの伝送が可能な点があげられる．これは，炭酸ガスレーザの光が石英ガラスで吸収されるのに対し，固体レーザの光は石英ガラスでの吸収率が極めて低いためである．炭酸ガスレーザでは，発振器の温度変化や反射鏡を支える柱の温度変化がレーザビームの射出方向や伝送方向を微妙に変えてしまい，狙った位置にレーザビームを照射することに努力を要する．また，発振器からの伝送距離によってビームの集光特性が大きく変化するという課題もある．これに対し，固体レーザでは光ファイバによるビームの伝送が可能であることから，反射鏡を支える柱の温度変化や伝送距離を考慮する必要はない．また，光ファイバによるビーム伝送では光路の設定に自由度があり，装置の汎用化が容易である．さらに，反射鏡のクリーニングや角度調整といった光路の維持・管理が不要という利点も生まれる．

二つには，装置メンテナンスの容易さがあげられる．炭酸ガスレーザでは，スラブレーザを除き，レーザガスを循環させるためのブロアが必要である．このブロアは，一定時間ごとに軸受の交換が必要である．これに対し，YAG レーザでは機械的な可動部がない．もっとも，レーザ媒質を励起する光源に放電ランプを用いたランプ励起 YAG レーザでは，ランプの寿命が数百時間に過ぎず，メンテナンスの手間が減ったとは言えなかった．その後励起用光源として長寿命の半導体レーザが開発され，またレーザ媒体として冷却の容易な薄い円盤を用いたディスクレーザや光ファイバを用いたファイバレーザが実用化されると，固体レーザはほとんどメンテナンスフリーの装置となった．

三つには，固体レーザの短所であった発振効率の改善があげられる．ディスクレーザやファイバレーザでは，レーザ媒質に YAG レーザで使われていた Nd ではなく Yb が用いられ，励起用半導体レーザの進歩とともに発振効率が格段に向上した．その結果，消費電力の低減とともに冷却装置の小型化が実現された．

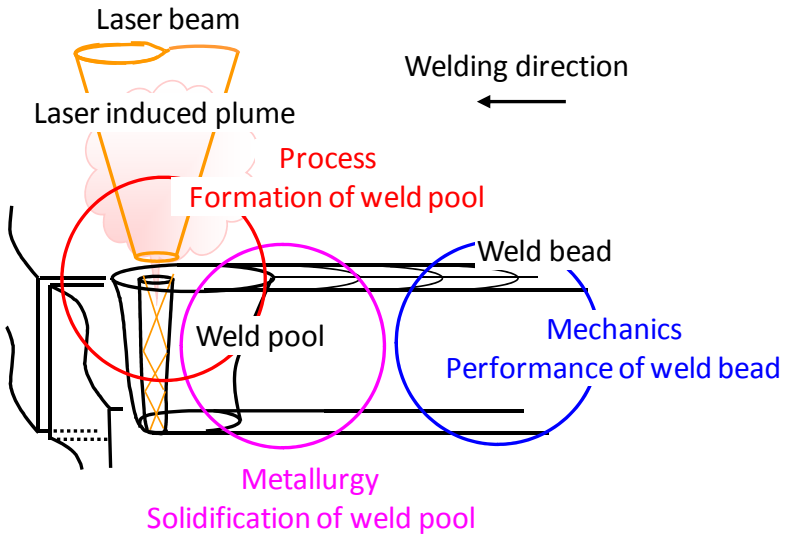


Fig. 1.18 Pattern diagram of laser welding Phenomenon.

それでは，炭酸ガスレーザから固体レーザへの「歴史的な流れ」は，上記のような溶接能力とは直接関係のない使いやすさだけでもたらされたのであろうか. 10.6 μm と 1.06 あるいは 1.07 μm という波長の違いは，溶接現象に何ら影響を与えないのであろうか.

レーザ溶接を使いこなすためには，**Fig.1.18** に示すように，レーザビームを鋼板の狙い位置に当てて溶融させる「プロセス」的側面，溶融した金属が大気中で凝固し溶接金属を形成する「冶金」的側面，そして形成された溶接ビードがどのような機械的特性を示すのかという「力学」的側面の全てに注意を払う必要がある．そこで本論文では，「プロセス」，「冶金」，「力学」という 3 つの側面から，「歴史的な流れ」の必然性について論じる．

第 1 章は，緒論であり，本研究の背景や目的および構成について述べている．

第 2 章では，車体の組み付け溶接におけるリモート溶接での溶接不安定性を題材に，「プロセス」的側面から炭酸ガスレーザと固体レーザの違いについて論じる．炭酸ガスレーザ溶接では，溶接中にキーホールから吹き上がる金属蒸気のプルームが溶接にどのような影響を与えるのか，過去詳しく調べられてきた．今回，固体レーザ溶接におけるプルームの影響を定量的に明らかとし，炭酸ガスレーザ溶接におけるそれと比較している．

第 3 章では，溶接能力という「プロセス」的観点から，2 種類のレーザを比較検討した．第 2 章では，レーザビームが鋼板にどの程度到達するかを扱っているのに対し，本章では鋼板に到達したレーザビームがどの程度の溶接能力を持っているかを扱う．具体的には，鋼板に到達したレーザビームが単位出力あたりにどの程度鋼板を溶融できるかという「溶融能力」を溶接能力の指標とし，炭酸ガスレーザと YAG レーザを比較している．

第 4 章では，テーラードブランクの溶接を題材に，大気中窒素の溶鋼への溶解と気孔の発生という「冶金」的側面から炭酸ガスレーザ溶接と固体レーザ溶接の違いについて論じている．具体的には，レーザの波長の違いによって窒素の溶解がどのように異なるかを明らかにしている．

第 5 章では，溶接不具合のない溶接ビードが形成されたことを前提に，溶接の「力学」的側面から，テーラードブランク材の成形性支配因子を明らかとし，レーザ種の影響を受けるか否か論じている．

第 6 章は結論であり，本研究で得られた成果をまとめている．

第 2 章 レーザ溶接部の溶込みに及ぼすレーザ誘起プルームの影響

2.1 緒 言

レーザ溶接時に加工点から吹き上がる高温の金属蒸気であるレーザ誘起プルームはレーザ出力の減衰とビームの屈折を通して，溶接能力に影響を及ぼす．炭酸ガスレーザによる溶接に関しては，過去レーザ誘起プルームの影響が詳しく調べられてきた．一方固体レーザによる溶接については，近年実適用が増えてきている[18),29),30)]ものの，プルームが溶接に与える影響について十分に研究されているとは言えないのが実情である．一方で固体レーザではプルームの相互作用が弱いことに基づいて，テーラードブランクの溶接のように集光ヘッドと鋼板との距離が短い溶接の場合，加工点を狙ったシールドガスを用いずに溶接されることが多い．しかし 1.1.6 項で取り上げたリモート溶接ではプルームが長く成長する．このためリモート溶接を考えると，固体レーザ溶接においてもレーザビームとレーザ誘起プルームとの相互作用を定量的に把握しておくことが必要と考えられる．

2.1.1 炭酸ガスレーザ溶接におけるレーザ誘起プルームとレーザ光の相互作用についての過去の研究事例

炭酸ガスレーザを用いた溶接では，レーザ誘起プルームはプラズマ化する．このためプルームによる逆制動輻射に起因したレーザ光の吸収など，多くの研究がなされてきた[31)~34)]．逆制動輻射は，プラズマ中の電子が光子を吸収する現象である．宮本ら[32)]は，軟鋼板（SPCC，板厚 0.8 mm）を 2.5 kW の炭酸ガスレーザで溶接した場合の減衰係数（吸収係数）を 0.024 mm^{-1} と見積もっている．この値は溶接中に鋼板表面に生じる 0.5 mm 高さの高温プラズマ中において，レーザ出力が約 1.2 %減衰することを意味する．一方 Poueyo-Verwaerde ら[33)]は，出力 1 kW および 15 kW での溶接時の減衰係数を 0.035 mm^{-1} と見積もっている．そしてプラズマ全体での出力密度の減衰率をそれぞれ 8%±5%，20%±10%と計算している．また，電子密度の勾配により屈折率に勾配が生じ，ビームウェストにおけるレーザ光の強度分布が変化する．彼ら[33)]は，ビームの屈折により，加工点における出力の最大値が He ガスシールドの場合 20%減，Ar ガスシールドでは 90%減になると見積もっている．そしてこのことから，Ar ガスシールドを用いた炭酸ガスレーザ溶接においてプラズマプルームが成長して溶込みがなくなる理由は，プラズマ中でのビームの屈折による加工点での出力密度の低下であるとしている．

2.1.2 固体レーザ溶接におけるレーザ誘起プルームとレーザ光の相互作用についての過去の研究事例

近年，ファイバレーザに代表される固体レーザの大出力化が進み，テーラードブランク溶接用の光源や車体組付溶接用の光源として利用されている．また高いビーム品質が得られるようになったことから焦点距離の長いレンズで集光しても加工に十分な出力密度が得られるようになり，固体レーザはリモートレーザ溶接の光源としても利用されている[29), 30)]．ところで YAG レーザ，ディスクレーザやファイバレーザなど加工用の固体レーザの波長は炭酸ガスレーザの波長の 10 分の 1 である．逆制動輻射，あるいは free-free absorption によるレーザ光の吸収は，波長の 2～3 乗に比例する[33)]．したがって逆制動輻射による固体レーザ光の吸収は極めて小さい．このた

め，固体レーザによる溶接ではシールドガスが用いられないことが多い．特に溶接箇所を瞬時に移動させるリモート溶接では，加工点を狙ったシールドガスを吹き付けることが容易ではないため，シールドガスが用いられない．

一方，固体レーザを用いた溶接においてもレーザ誘起プルームが溶接に与える影響が研究されており，プルームによるレーザビームの屈折や出力の減衰が指摘されてきた．古くは松縄ら[35]がレーザ誘起プルーム中に生成される超微粒子によりレーザビームがレイリー散乱されることを指摘している．川人ら[36]は最大出力 4 kW の Nd-YAG レーザを用いて板厚 8 mm の SUS304 ステンレス鋼のメルトラン溶接を行い，加工中に形成されているレーザ誘起プルームの側面からファイバレーザ光を透過させ，出力の 3～4.3 %の減衰と平均 0.45 m rad の屈折が生じたことを報告している．その後，川人ら[37]は 3 種類の波長のプローブレーザを用い，レーザの減衰にレイリー散乱特有の λ^{-4} の波長依存性が認められたことを報告している．しかし，こうした試みはプルームの側面よりプローブレーザビームを透過させた結果であり，レーザビームと同軸上に吹き上がるレーザ誘起プルームによりビームがどの程度の影響を受け，溶接にどの程度の影響を与えるのかは必ずしも明確ではなかった．これに対し，大家ら[38]は SUS304 箔（板厚 80 μm）のレーザ溶接時に，箔を透過したレーザ出力の焦点位置依存性を調べ，11 μm の焦点シフトが生じたことを報告している．焦点シフトはレンズから遠ざかる方向で生じ，幾何光学モデルを用いた考察からこの焦点シフトがプルームによるものであると結論している．大岩ら[39]は，加工中のプルームをファンによって吹き流せば溶込みが回復する事実と高速度ビデオによる観察から，プルームが溶込みを有意に減少させることを指摘している．川人ら[40]は，この現象が加工点上方の屈折率が低下した領域によって焦点が下方へシフトすることにより生じるものあるとしている．また水谷ら[41]は，強い温度勾配を有する円柱の高温気体を通過するレーザビームを対象に数値計算を行い，波長 1 μm のレーザ光でも温度勾配により有意な焦点シフトが生じ得ることを示している．

2.1.3 本章の研究内容

本章では自動車分野を念頭に，出力 4 kW 程度の固体レーザによる溶接においてプルームがどの程度溶込みに影響を及ぼすのか定量的に明らかにすることを目的とする．具体的には，出力 4.0 kW の YAG レーザを用いたメルトラン溶接において，プルーム長さを作り分けて溶込み形状の変化を調査し，出力の減衰係数（散乱係数）および焦点位置シフト量を定量的に決定する．炭酸ガスレーザ溶接におけるこれら値については文献を参照し，レーザ誘起プルームがどの程度溶接能力に影響を及ぼすのかという溶接「プロセス」的側面から 2 種類のレーザを比較する．

2.2 実験方法

2.2.1 供試鋼

供試鋼板として板厚 5 mm, 幅 50 mm の炭素鋼みがき帯鋼を長さ 250 mm に切断して用いた．その化学成分を **Table 2.1** に示す．典型的な炭素鋼の組成である．

Table 2.1 Chemical compositions of steel used in this study (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cu
0.12	0.24	0.55	0.019	0.018	0.26

2.2.2　実験装置

(1)　レーザ光源と加工方法

用いたレーザは，加工点定格出力 4.5kW のダイオードレーザ励起 YAG レーザである．ビームをコア径 0.6 mm の光ファイバにより伝送後，焦点距離 200 mm のコリメータレンズと同 280 mm の集光レンズを用いてビームウェスト径 0.84 mm に集光し，実験に供した．

Fig. 2.1 に示すように，試験体を XY テーブル上に固定し，テーブル駆動によってメルトラン溶接を実施した．メルトラン溶接は一枚の鋼板にレーザを照射して，理想的な突合せ溶接を模擬する手法で，溶接の研究では一般的に用いられる．

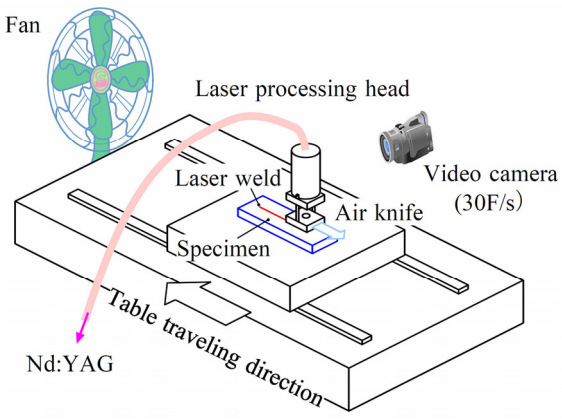


Fig. 2.1 Schematic illustration of experimental set-up.

(2)　プルーム長さの制御方法

集光ヘッドには **Fig. 2.2** に示すように，加工中のヒュームやスパッタから光学部品を保護するために焦点位置から約 160 mm 離れた集光レンズ直前に No.1 エアナイフを設置した．さらに，一定高さでレーザ誘起プルームを吹き流し，その長さを変えて溶接実験を行うために No.2 エアナイフを用いた．

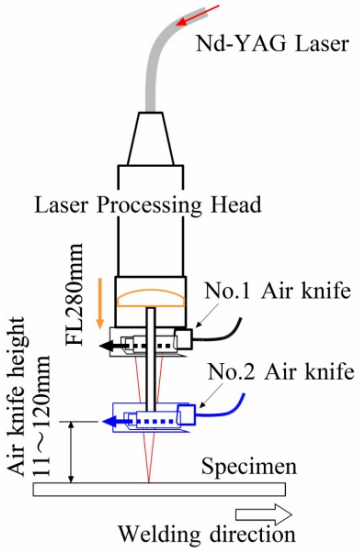


Fig. 2.2　Schematic illustration of laser processing head used in this study.

レーザの出力指令値を 4 kW としたときに加工点に到達したレーザ出力を **Fig. 2.3** に示す．加工をしていない状態でのパワーメータによる測定値である．No.2 エアナイフの高さが焦点位置より 120 mm までの範囲では加工点出力は 4,280 W で変わらず，ビームと No.2 エアナイフとの干渉がないことがわかる．No.2 エアナイフが 140 mm の場合，加工点出力は 4,210 W と，約 1.6% 低下した．

エアナイフを作動させると，周辺大気を吸い込む随伴流が発生する．**Fig. 2.4** に，No.2 エアナイフがレーザ光軸上に引き起こす気流の風速測定結果を示す．エアナイフ直下の風速は 3 m/s であった．風速の測定には，熱線風速計を用いた．

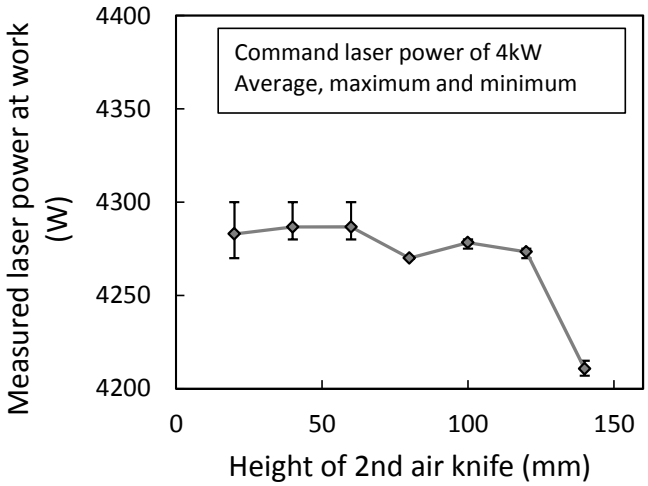


Fig. 2.3　Measured laser power at work piece under commanded laser power of 4 kW.

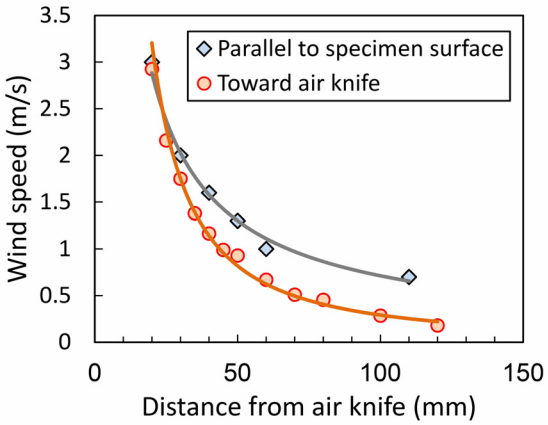


Fig. 2.4 Wind speed of air flow caused by air knife.

比較のためにレーザビームと同軸のシールドによるプルーム長さの制御およびファンによるプルームの除去も準備した．同軸シールドは，ノズル先端と鋼板との距離（スタンドオフ）10 mm でレーザ光と同軸にシールドガスを供給できるものである．ノズルの内径は 5 mm である．ファンを用いる実験ではエアナイフ高さを 140 mm とし，ファンにより溶接後方より前方に向けて送風できる配置とした．熱線風速計により測定した試料表面上の風速を **Fig. 2.5** に示す．本実験において風速は広い範囲で概ね一定で，7 m/s 程度であった．なお，**Fig. 2.5** において測定は 13 回行っており，その平均値を示している．また，誤差範囲は最大値と最小値の範囲である．

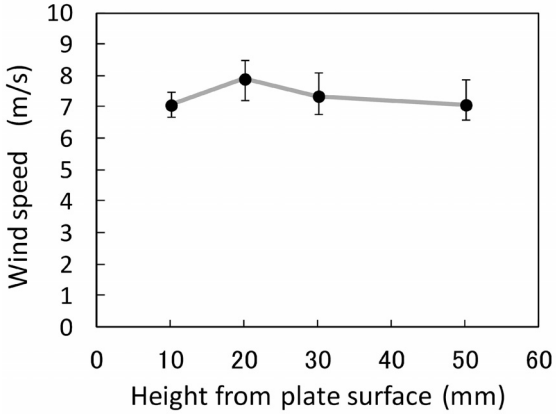


Fig. 2.5 Speed of wind by fan utilized in this study.

2.2.3 加工条件

(1) 溶込みに及ぼすプルーム長さの影響調査のための加工条件

溶接は，突合せ隙間の僅かな変動が溶込みに与える影響を排除するためにメルトラン溶接とした．そして供試鋼板を XY テーブル上の治具に載せ，テーブル駆動により 200 mm 長さのビードを形成した．レーザ誘起プルームの成長が溶込みに与える影響を調べるために，**Fig. 2.2** に示すように，No.2 エアナイフの高さを変えて種々の長さのプルームを作り分け，得られた溶接ビードの断面観察を実施した．レーザ出力指令値は 4.0 kW，溶接速度は 33.3 mm/s (2.0 m/min)である. 焦点外し距離は 0 mm とし, ビームウェスト位置を鋼板表面に合わせた. エアナイフ高さは，試料表面からエアナイフの吹き出し位置までの高さで定義し，11 ~ 160 mm の範囲とした．エアナイフ高さ 160 mm の条件では，No.2 エアナイフを取り外し，No.1 エアナイフのみを用いた．

比較のために，レーザ出力 4.0 kW，溶接速度 33.3 mm/s において，ファンを用いてプルーム長さを短くする実験，および同軸シールドによりプルームを短くする実験も行った．同軸のシールドガスは，Ar 20 l/min である．各溶接条件における試験数を **Table 2.2** に示す．プルーム長さに大きな時間的変動があることから，基準とする試験条件では 2 回以上の試験数を確保した．

Table 2.2 Welding conditions and number of welds conducted in this study.

Laser power (kW)	Air knife height (mm)	Defocused distance (mm)								
		-5.6	-4.2	-2.6	-1.3	0	1.3	2.6	4.2	5.6
3.6	20	1	-	1	-	1	-	1	-	1
3.8		1	-	1	-	1	-	1	-	1
4	11	2	-	2	-	4	-	2	-	2
	20	2	1	2	1	4	1	2	1	2
	30	2	-	2	-	4	-	2	-	2
	40	1	-	1	-	3	-	1	-	1
	60	-	-	-	-	2	-	-	-	-
	80	2	-	2	-	4	-	2	-	2
	100	-	-	-	-	2	-	-	-	-
	120	-	-	-	-	2	-	-	-	-
	140	-	-	-	-	1	-	-	-	-
	140 with Fan	-	-	-	-	3	-	-	-	-
	160	2	1	2	1	4	1	2	1	2
4	Co-axial	-	-	-	-	4	-	-	-	-

(2) 焦点位置シフト量を調査するための加工条件

レーザ光の焦点外し距離を，鋼板表面を基準として±5.6mm の範囲で変化させた．これは集光レンズの焦点距離を基準とすると±2%の範囲である．また集光レンズが供試鋼板から離れる方向，したがって焦点位置が材料表面の上にある場合を焦点外し距離が正の方向，逆の方向を負の方向とした．この定義は川人ら[42]と，正負が逆になっている．ところで，2.2.2.(2)項で示したように，エアナイフはその周囲大気を巻き込んで大気の流れを引き起こす．この大気の流れが加工点に動圧を及ぼすと溶込みに影響を与えることが懸念される．そこでエアナイフ高さ 20 mm を，鋼板表面にエアナイフを接近させた場合の基準条件とした．一方，鋼板表面からエアナイフを最も離す条件として，エアナイフ高さ 160 mm を基準条件とした．そして溶込みの焦点外し距離依存性を詳細に調べるため，**Table 2.2** に示したように，これら条件においては焦点外し距離を 1.4 mm 間隔で変更した．その他のエアナイフ高さでは，焦点外し距離を 2.8 mm 間隔で変更した．溶接速度は全てのエアナイフ条件で 33.3 mm/s（2.0 m/min）一定である．また，加工点出力は主に 4.0 kW で，溶込みの出力依存性を調査するために出力 3.6 kW および 3.8 kW での実験も行った．これら実験において，焦点外し距離を変えてもエアナイフ高さが一定になるように，No.2 エアナイフの高さを調整した．但し，No.2 エアナイフを取り去って No.1 エアナイフのみで行った溶接実験では，焦点外し距離を変えるとエアナイフ高さが±5.6mm の範囲で変化している．以上の詳細を踏まえ，以降混乱の生じない範囲で No.2 エアナイフの高さを単にエアナイフ高さと表記し，No.1 エアナイフのみを用いた条件はエアナイフ高さを 160 mm と表記する．

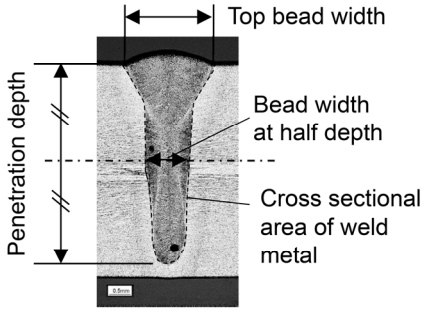


Fig. 2.6 Measurements items of laser weld in this study.

2.2.4 観察・測定方法

(1) 溶込み形状の断面観察方法と計測項目

溶込みの安定性確認のために外観観察を行い，また溶込み形状を測定するために溶接始点より 50，100，150 mm 位置において溶接ビードの断面観察を実施した．具体的には，試料を樹脂に埋め込んで研磨し，ピクリン酸飽和水溶液で腐食した後，光学顕微鏡によりビード断面の写真撮影を行い，写真上で溶込み形状を特徴付ける諸寸法を測定した．測定項目は，**Fig. 2.6** に示すように，溶込み深さ，表ビード幅，溶込み深さ 2 分の 1 におけるビード幅（以下，1/2 深さビード幅と表記する），および溶融断面積である．

(2) プルームの観察方法

Fig. 2.1 に示したように，溶接中のプルーム挙動を記録するために溶接進行方向と直交する方向よりプルームのビデオ撮影を行った．フレームレートは 30 F/s，シャッター速度は 1/100 s で

あり，ゲインは撮影画像が裸眼での観察と概ね一致する条件とした．

2.3　実験結果

2.3.1　溶接中のレーザ誘起プルームの挙動

(1)　種々のエアナイフ高さにおけるプルーム挙動

Fig. 2.7 に，メルトラン溶接時のプルームの写真を示す．焦点外し距離を 0 mm とし，エアナイフ高さを種々で変えて溶接したものである．写真は動画より 1 フレームを取り出したものであり，平均的な長さのプルームが写っているものを選択した．エアナイフ高さが試料表面より 40 mm までは，プルームは常にエアナイフ位置まで成長した．60 mm を超えるとエアナイフの下に発光のない領域が残った．また，エアナイフが 120, 140 mm と高くなるに従ってプルームも成長した．エアナイフ高さが 60 mm 以上の場合に非発光領域が顕れることは，**Fig. 2.4** に示したエアナイフ下の気流によりプルームが吹き流されているためと考えられる．またファンを用いた場合，プルームの成長は短く抑えられた．

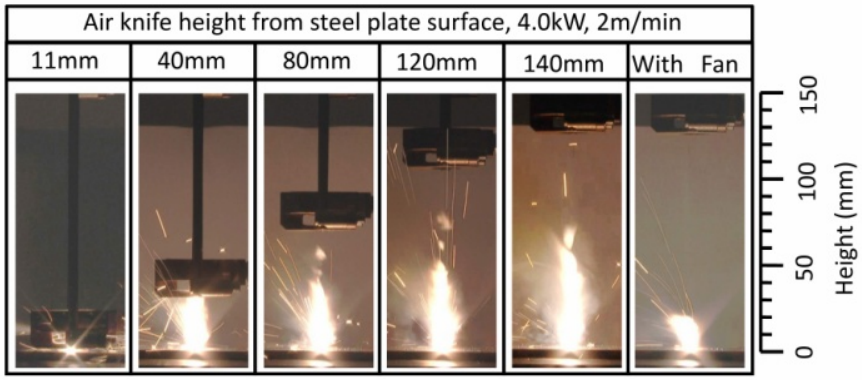


Fig. 2.7 Behavior of plume observed during YAG laser welding at several air knife heights and with fan.

(2)　プルーム長さの時間的変動と平均的長さ

エアナイフ高さを 120 mm とし，焦点外し距離 0mm でメルトラン溶接を行った場合のプルームの写真を **Fig. 2.8** に示す. 撮影時間 0.5 s の 15 フレームより, プルーム長さが平均に近いもの, ±標準偏差（σ）に近いもの，および最大と最小のものを示す．プルームが激しくその長さを変動させることがわかる．

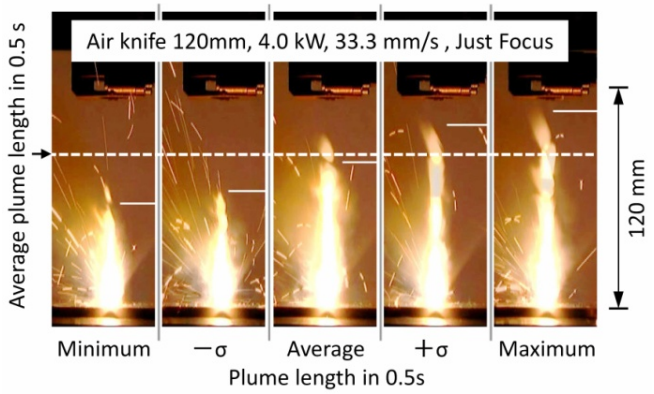


Fig. 2.8 Photos of typical plumes in 0.5 seconds.

Fig. 2.9 はエアナイフ高さ 160 mm におけるプルーム長さの時間変化を示している．フレームレート 30 F/s のビデオ画像から測定したため短い時間でのプルーム長さの変化は分からないものの, 周波数 1 Hz 以下の大きなうねり成分が認められる. **Fig. 2.10** の左側に，焦点外し距離 0mm でメルトラン溶接を行った場合のプルーム長さのエアナイフ高さ依存性をまとめた．0.5 s 間の平均長さと，最大・最小値である．エアナイフ高さが 60 mm を超えて高くなってもプルームが徐々に長くなること，また長さのばらつき範囲が広くなることが分かる．エアナイフ高さが 160 mm 程度でプルーム長さは飽和傾向を示し，プルームは 80 mm 超まで成長していることが分かる．

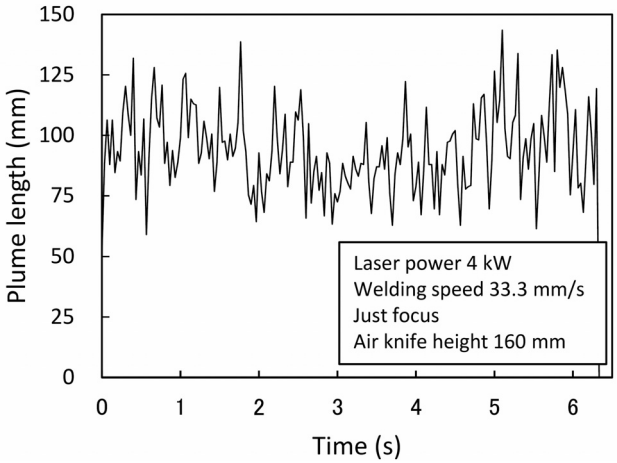


Fig. 2.9 Time change of plume length.

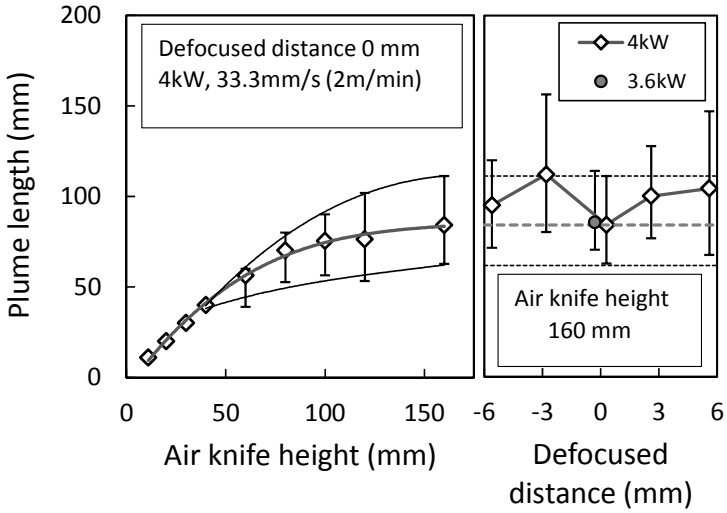


Fig. 2.10　Dependence of plume length on air knife height.

(3) プルーム長さの焦点外し距離および出力に対する依存性

Fig. 2.11 にエアナイフ高さ 160 mm，レーザ出力 4.0 kW で焦点外し距離を変えた場合，および焦点外し距離 0 mm でレーザ出力を 3.6 kW とした場合のプルームの写真を示す．溶接を行った中央 1 s 間 30 枚の写真よりプルーム長さを読み取り，プルームの平均長さとその標準偏差を求めた．**Fig. 2.11** に示したプルームの写真は，平均長さおよび平均値±標準偏差の長さに近いプルームの写真である．

Fig. 2.10 の右側に，プルーム長さの焦点外し距離依存性を示す．1 s 間の平均値と最大・最小値の範囲である．焦点外し距離が大きくなるとプルームが若干長く成長するものの，加工点直上の色や輝度が大きく変化することはなかった．また，10 %のレーザ出力低下では，プルーム長さに変化は見られなかった．

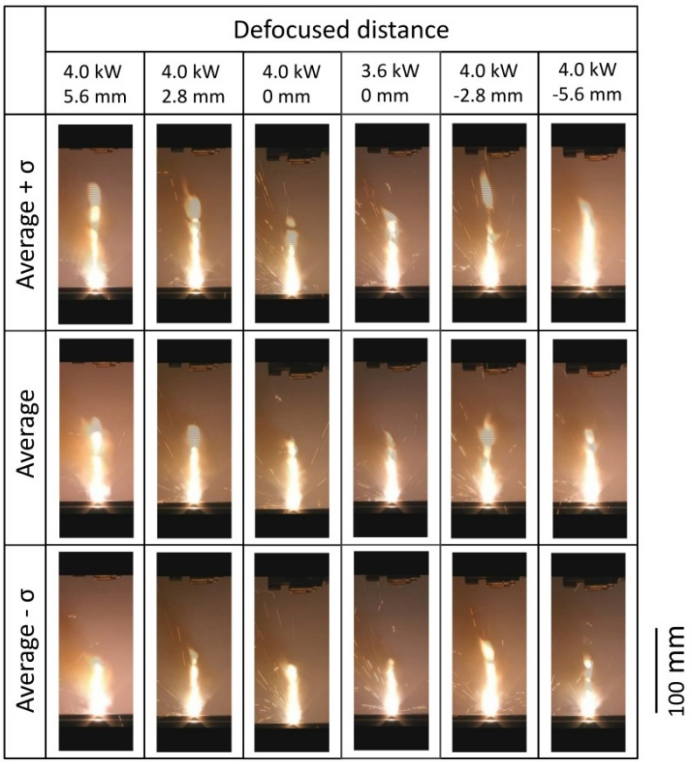


Fig. 2.11 Photos of plumes at various defocused distances and laser powers with air knife of 160 mm height.

2.3.2 プルームが溶込み形状に与える影響

(1) 溶込み深さの観察位置依存性

エアナイフ高さを変えて作製した溶接ビードの外観写真を **Fig. 2.12** に示す．裏面の酸化状況により概ね溶込み状態を評価できる．同軸シールドやファンを使用した溶接ビードに比べ，プルームが長く成長し，長さが時間的に変動したエアナイフ高さ 140 mm でのビードは裏面の酸化が弱く，また 200 mm の溶接長の中で，酸化幅が狭くなっている部位が 5 箇所認められる．したがって，エアナイフ高さ 140 mm の条件は他の条件に比べ溶込みが浅く，また溶込み深さが溶接位置によって変動していることが推定される．酸化幅が弱くなる周期は，周波数に換算すると 0.83 Hz である．この周波数は，**Fig. 2.9** で指摘したプルーム長さ変動の周波数とよく合っており，プルームが長くなると溶込が浅くなることが推察される．

Fig. 2.13 に各断面観察位置での溶込み深さのエアナイフ高さ依存性を示す. 特定の測定位置で常に溶込みが深いとか浅いといった傾向は認められない. 集光レンズなど透過光学部品に熱ひずみが生じ，熱レンズ効果が発生すると，溶接後半で溶込が浅くなる現象が生じるが，本実験ではそうした現象は生じていないものと判断される.

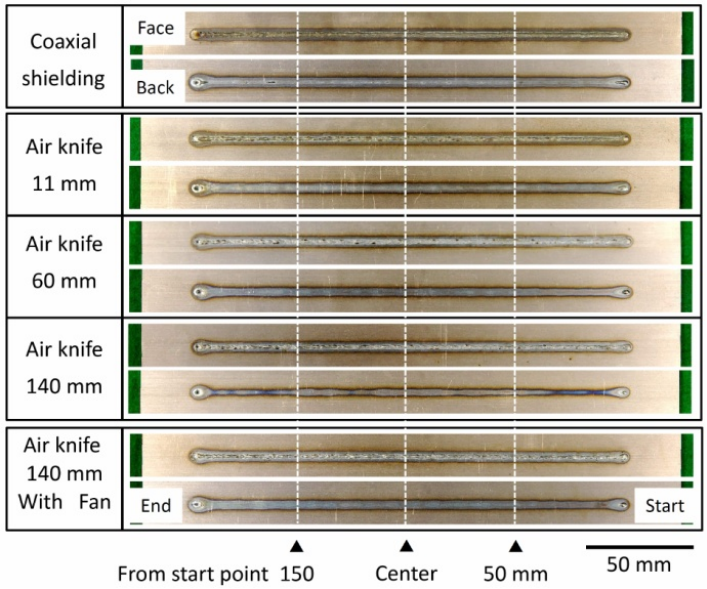


Fig. 2.12 Photos of laser weld bead appearances.
(Power 4.0 kW, Speed 33.3 mm/s, Just focus)

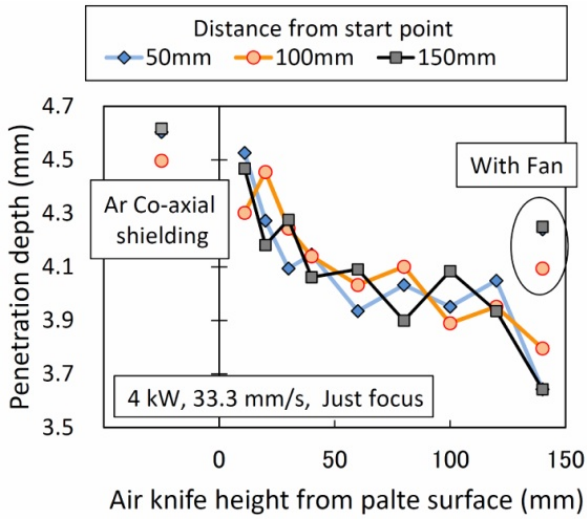


Fig. 2.13 Dependence of penetration depth on air-knife height.

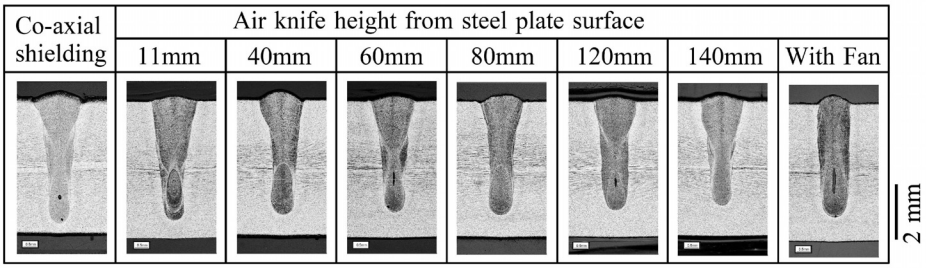


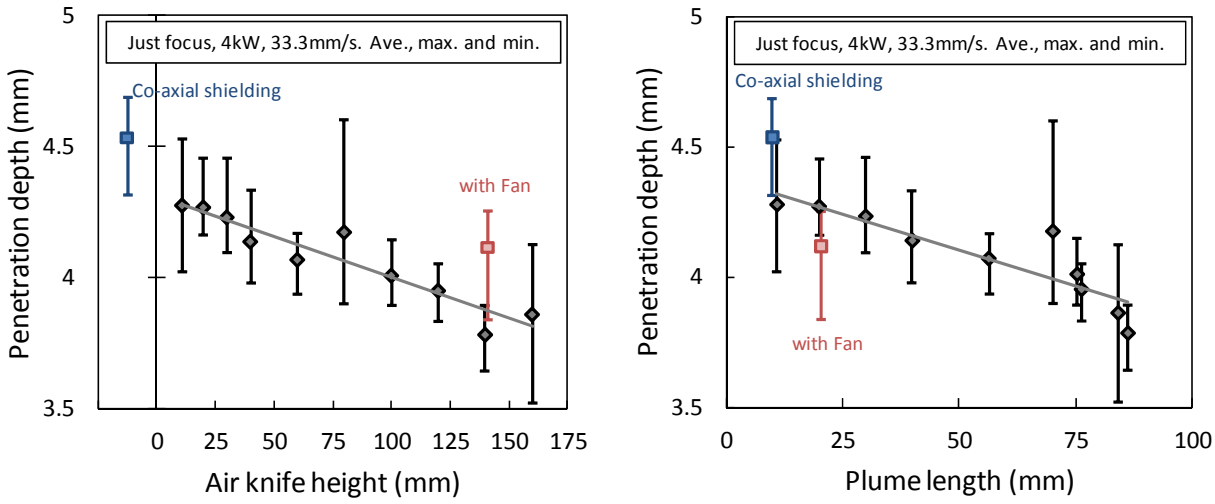
Fig. 2.14 Dependence of weld penetration on air knife height.

(2) 溶込み形状のプルーム長さ依存性

Fig. 2.14 に，各エアナイフ高さにおける溶接ビード中央の断面写真を示す．溶込み形状は概ねくさび状で，エアナイフ高さにはほとんど依存しないことが確認できる．但し,ファンを用いた場合は深さ方向に比較的均一な幅を持った溶込みとなっており，**Fig. 2.5** に示した気流による動圧の影響が伺われた．

焦点外し距離 0 mm における種々条件での溶込み深さ測定結果を **Fig. 2.15** に示す．エアナイフ高さで整理したものが **Fig. 2.15**(a)，プルーム長さで整理したものが **Fig. 2.15**(b)である．ともに溶込み深さ測定値の平均値とともに，最大値と最小値の範囲を示している． **Fig. 2.15**(a)に示すように，溶込み深さはエアナイフ高さとともに概ね減少する傾向を示した．ただし，エアナイフ高さ 140 mm においてファンを用いた実験での溶込み深さは，同じエアナイフ高さでファンを用いない場合の深さと比較すると，明らかに深いことが分かる．

Fig. 2.15(b)より，溶込み深さとプルーム長さの関係も，エアナイフ高さとの関係と同様，概ね良い直線関係を示すことが分かる．ファンを用いた実験での溶込み深さは，エアナイフ高さで整理した場合に比べ回帰線に近づいている．一方，同軸シールドによる実験での溶込み深さは，同程度のプルーム長さでの実験と比較して深いことが分かる．これは，キーホールに作用するシールドガスの動圧の影響と推定される．

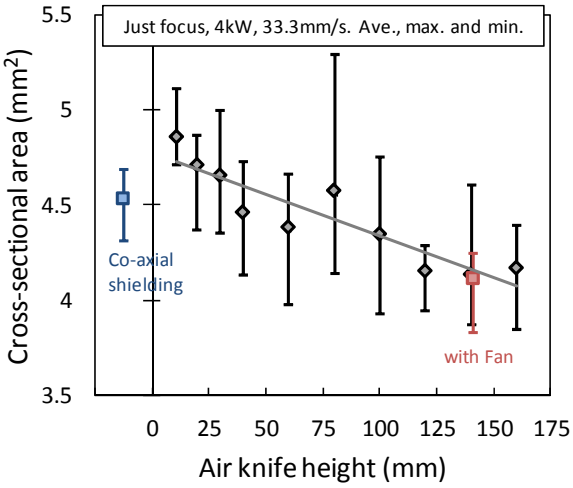


(a) Dependency on air knife height

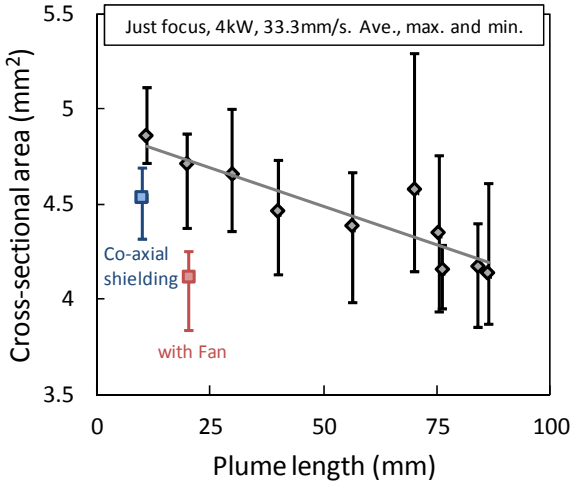
(b) Dependency on plume length

Fig. 2.15 Penetration depths of laser weld beads made under various welding conditions.

溶込み深さと同様に，溶融断面積のエアナイフ高さあるいはプルーム長さとの関係をそれぞれ **Fig. 2.16**(a)および **Fig. 2.16**(b)に示す．ばらつきが大きいものの，溶融断面積はエアナイフ高さとともに単調に減少した．プルーム長さとの関係も同様，溶融断面積はプルーム長さとともに単調に減少したが，ファンを用いた実験のみ，回帰線から大きく離れた．**Fig. 2.15**(b)に示したように，ファンを用いた実験では溶込み深さが若干浅くなる傾向が認められたことから，**Fig. 2.5** に示した鋼板表面を流れる風が，溶融断面積にも影響を与えたことが疑われる．

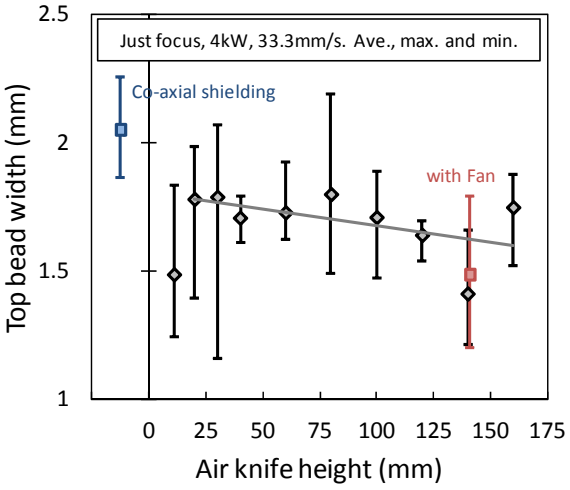


(a) Dependency on air knife height

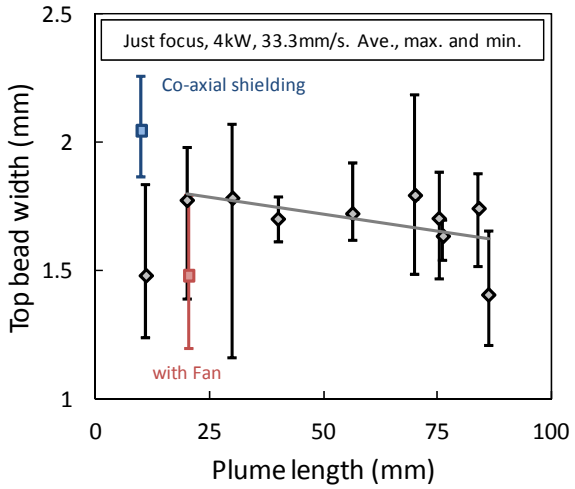


(b) Dependency on plume length

Fig. 2.16 Cross-sectional areas of laser weld beads made under various welding conditions.



(a) Dependency on air knife height



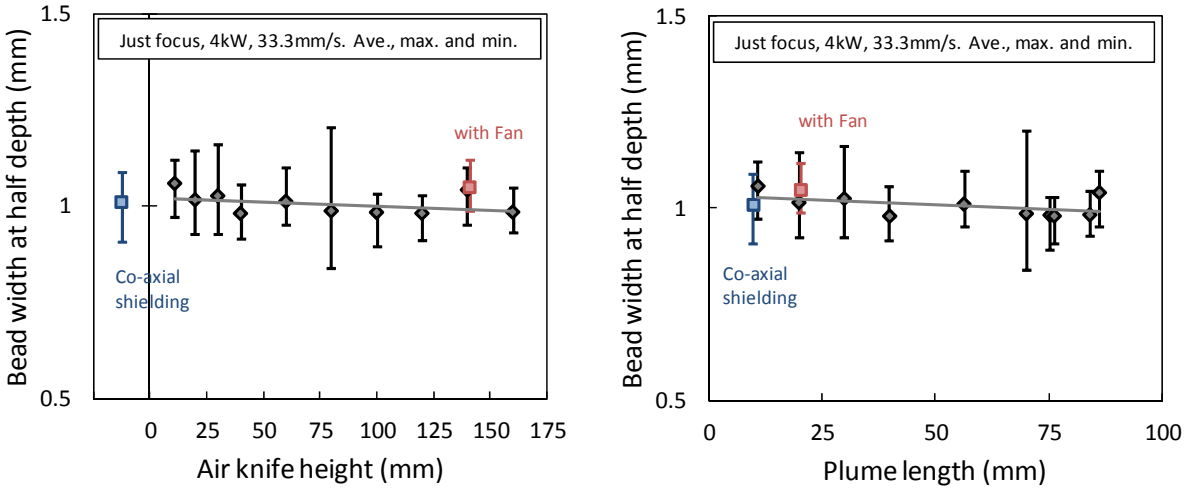
(b) Dependency on plume length

Fig. 2.17 Top surface bead widths of laser welds made under various welding conditions.

表ビード幅の測定結果を，**Fig. 2.17** (a)および(b)に示す．表ビード幅はビームウェスト径 0.84 mm の 2 倍程度であり，溶融池表面付近の湯流れによって広がったものと推定される．表ビード幅はエアナイフを高くするほど狭くなる傾向を示した．プルーム長さとの関係でみると，プルームが 11 mm と短い条件およびファンを用いた条件において，表ビード幅が回帰線より大きく離れて狭くなっていることがわかる．一方，同軸シールド条件では，表ビード幅が広くなっている．これら条件に共通する因子として，**Fig. 2.4** に示したエアナイフの随伴流，**Fig. 2.5** に示したファンによる気流，またレーザ光と同軸に供給されるシールドガス気流が挙げられる．こうした気流が溶融地表面付近の湯流れに影響を与え，表ビード幅を他の条件から変えたものと推察される．

1/2 深さビード幅の測定結果を，**Fig. 2.18** (a)および (b)に示す．1/2 深さビード幅はエアナイフ高さおよびプルーム長さに関わらず，概ね一定の値となった．また，最大値と最小値との乖離も狭く，非常に安定していた．鋼板表面より奥まった部位の湯流れであることから，エアナイフの随伴流やファンの気流による動圧の影響を受けにくかったものと推定される．全エアナイフ高さについての 1/2 深さビード幅の平均値は 1.0 mm であり，ビームウェスト径 0.84 mm に対し +0.16 mm であった．これはキーホールを迂回して後方へ流れる溶鋼の層が，厚さ 0.08 mm 程度であることを示唆しているものと考えられる．

最後に，溶込み深さを表ビード幅で除したアスペクト比のプルーム長さ依存性を **Fig. 2.19** に示す．アスペクト比は，表ビード幅が他の条件より大きく異なった，エアナイフ高さ 11 mm（したがってプルーム長さ 11 mm）の条件およびファンを用いた条件を除き 2.4 であり，概ね一定値を示した．



(a) Dependency on air knife height　　(b) Dependency on plume length

Fig. 2.18 Bead width at half penetration depth of weld beads made under various conditions.

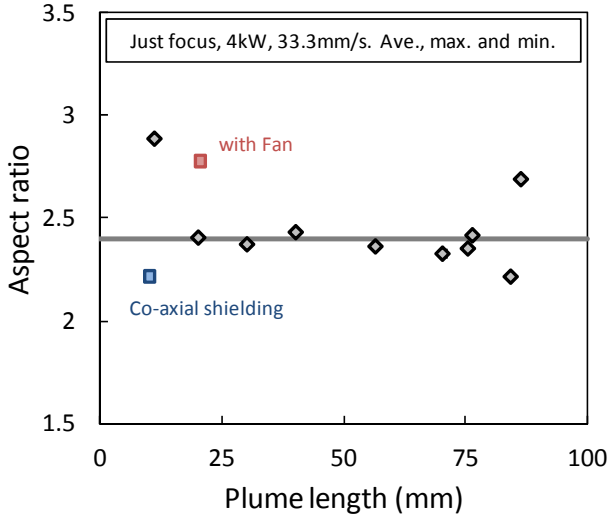


Fig. 2.19 Dependence of aspect ratio on plume length.

(3) 溶込み形状の焦点外し距離依存性

エアナイフ高さ 20 mm と 160 mm において，焦点外し距離を変えて形成した溶接ビードの断面写真を **Fig. 2.20** に示す．溶込み深さが平均値に近い断面の写真である．溶込み深さは，焦点外し距離が負の方向ではあまり変わらないが，正の方向では距離の増加とともに急速に浅くなっていることが分かる．

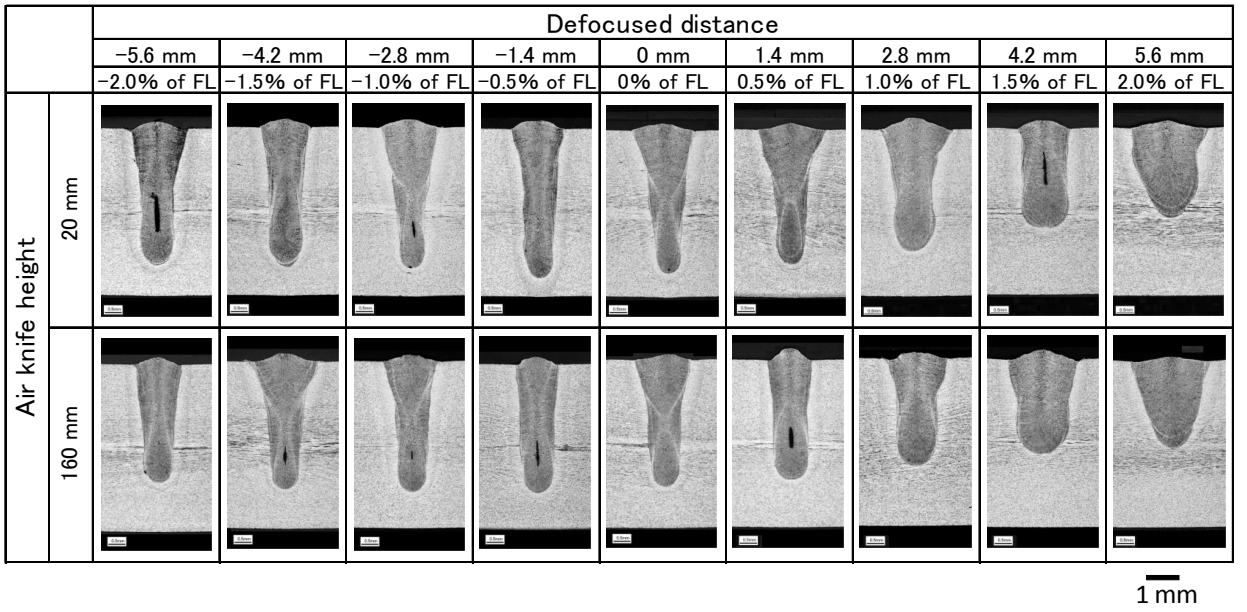
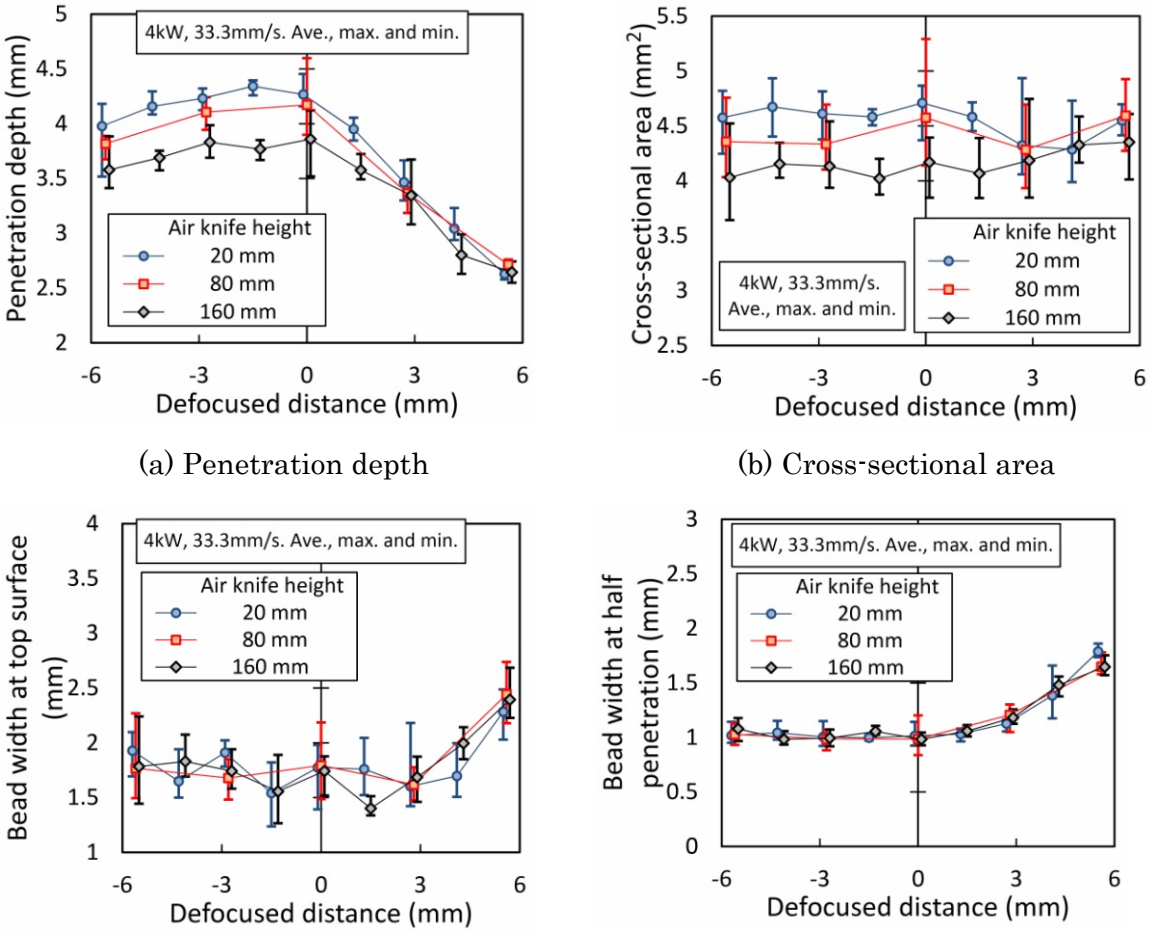


Fig. 2.20 Photos of weld cross sections produced under various defocused distances.

エアナイフ高さ 20，80，160 mm における溶込み形状の焦点外し距離依存性を **Fig. 2.21** に示す．平均値とともに，最大・最小値を示した．溶込み深さの測定値を **Fig. 2.21**(a)に示す．いずれのエアナイフ高さにおいても，溶込み深さは焦点外し距離-1.4 mm 程度で最大となること，焦点外し距離が正の条件と負の条件で溶込み深さの同距離依存性が対称ではなく，焦点外し距離が正の方向で急激に浅くなることがわかる．また，焦点外し距離が負の条件では正の条件に比べ，溶込み深さがエアナイフ高さにより強く影響されることが分かる．

溶融断面積の焦点外し距離依存性を **Fig. 2.21**(b)に示す．実験範囲内で溶融断面積は，エアナイフが高くなると狭くなる傾向を示し，また明確な焦点外し距離依存性を示さなかった．溶融効率（溶融に使われた熱量／吸収された熱量）が変わらないとすると，これは鋼板が吸収したエネルギー，したがって熱効率（吸収された熱量／照射された熱量）がエアナイフ高さに依存する一方，焦点外し距離には依存しなかったことを示す．

表ビード幅と 1/2 深さビード幅の焦点外し距離依存性を，それぞれ **Fig. 2.21**(c)と(d)に示す．表ビード幅の測定値は，ばらつきが大きいものの焦点外し距離 0 mm 付近において概ね最小となる傾向が認められた．これに対して，1/2 深さビード幅は，測定値のばらつきが小さく，焦点外し距離が正の方向で大きくなる一方，負の方向ではほとんど変化しなかった．また，表ビード幅同様，エアナイフ高さの影響を受けなかった．1/2 深さビード幅は，狭いところで 1 mm 程度であった．



(a) Penetration depth　(b) Cross-sectional area

(c) Bead width at top surface　(d) Bead width at half penetration depth

Fig. 2.21 Dependence of cross-sectional bead shape on defocused distance under several air knife conditions.

アスペクト比の焦点外し距離依存性を **Fig. 2.22** に示す．アスペクト比は，概ね溶込み深さ同様の焦点外し距離依存性を示した．焦点外し距離が 5.6 mm において，アスペクト比は 1 程度となっており，キーホール効果が失われ，熱効率の減少が懸念される．しかし，**Fig. 2.21**(b)に示したように，溶融断面積は減少しておらず，アスペクト比によるキーホール効果の減少は避けられているものと考えられた．

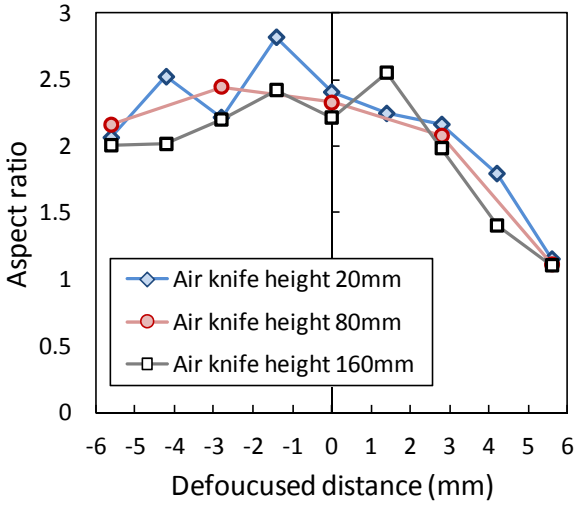


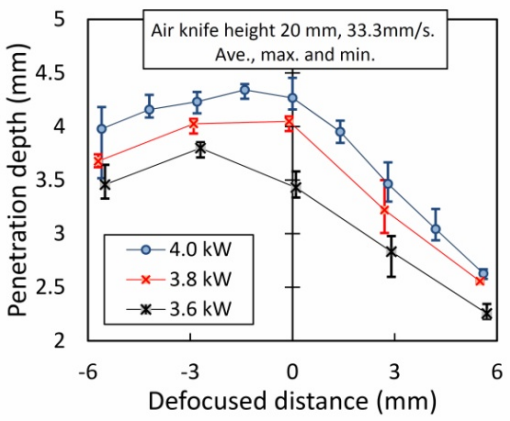
Fig. 2.22 Dependence of aspect ratio on defocused distance.

(4) 溶込み形状のレーザ出力依存性

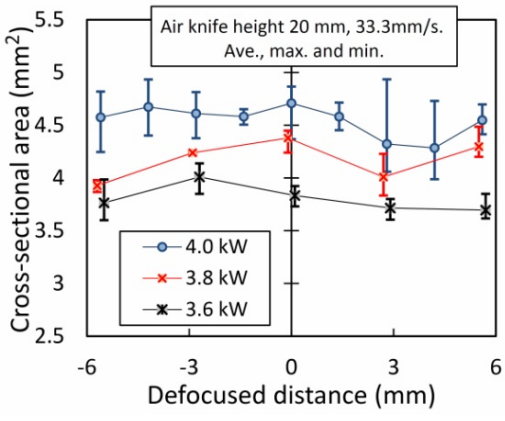
溶込み形状の焦点外し距離依存性が，レーザ出力によってどのように変化したかを Fig. 2.23 にまとめた．測定値の平均値とともに最大・最小値を示している．Fig. 2.23(a)は溶込み深さの焦点外し距離依存性を示す．いずれのレーザ出力においても溶込み深さは焦点外し距離が負の領域で最大となっている．また，焦点外し距離が正の方向と負の方向で溶込み深さは対称ではなく，正の方向で急激に浅くなっている．こうした特徴はエアナイフ高さを変えたときと同じ傾向である．しかしレーザ出力を下げた場合，焦点外し距離が正の条件においても，負の条件と同程度に溶込みが浅くなっている．この点はエアナイフ高さを変えた場合（**Fig. 2.21(a)**）と大きく異なる傾向である．

Fig. 2.23(b) は溶融断面積の焦点外し距離依存性を示している．少しばらつきが大きいものの，実験範囲内で溶融断面積はレーザ出力が低下すると狭くなる傾向を示した．また焦点外し距離にはほとんど依存しないものと考えられた．

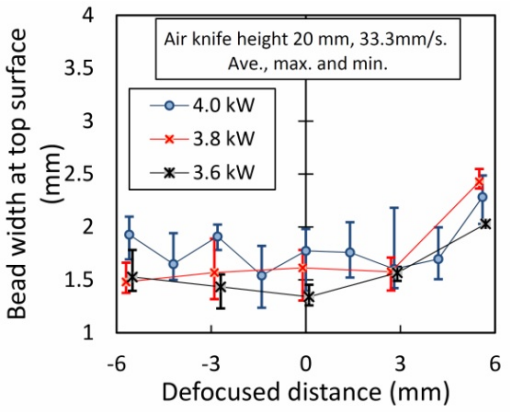
表ビード幅と 1/2 深さビード幅の焦点外し距離依存性を，それぞれ **Fig. 2.23**(c)と(d)に示す．表ビード幅は測定位置による値のばらつきが大きいものの，レーザ出力とともに若干狭くなる傾向，また焦点外し距離が正の方向で大きくなる傾向を示した．これに対し 1/2 深さビード幅は，実験範囲内ではレーザ出力にあまり依存せず，また測定位置による値のばらつきが小さかった．焦点外し距離に対して正の方向では大きくなる傾向を示したが，負の方向ではほとんど変化しなかった．



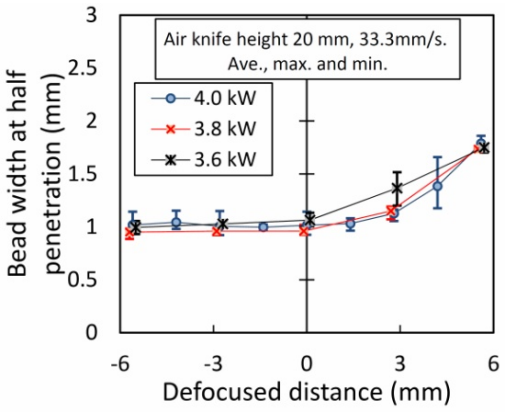
(a) Penetration depth



(b) Cross-sectional area



(c) Bead width at top surface



(d) Bead width at half penetration depth

Fig. 2.23 Dependence of cross-sectional bead shape on defocused distance under several laser powers.

2.4 考察

2.4.1 レーザ誘起プルームが溶込み能力に与える影響の仕方

Fig. 2.23(a)に示したように，レーザ出力を低下させると溶込み能力が減少する．一方，**Fig. 2.15**(b)に示したように，レーザビームが長いレーザ誘起プルームを通過すると，溶込み能力が失われる．これらのことから，レーザ誘起プルームはレーザ出力を減少させると推定される．

ところで，**Fig. 2.21**(a)に示したようにエアナイフ高さを高くした場合，したがってプルームを長くした場合，焦点外し距離が正の領域では溶込み深さの減少は僅かに留まるのに対し，負の領域では大きい．一方レーザ出力を低下した場合は，**Fig. 2.23**(a)に示したように，溶込み深さは焦点外し距離の正負の領域で同じ程度に減少した．したがって，プルームにより単に出力の減衰だけが生じると考えると，溶込み深さの焦点外し距離に対する正負の非対称性は生じないと考えられる．川人ら [40]や大家ら [38]はレーザ光がプルームを透過すると焦点位置シフトが生じることを指摘している．そこでエアナイフ高さ 11 mm での溶込み深さの焦点外し距離依存性を用いてエアナイフ高さ 160 mm でのそれを再現することを考えてみる．**Fig. 2.24** に示すように，レーザ出力の減衰とともに焦点位置シフトを考えると溶込み深さの焦点外し距離依存性を再現できることが分かる．そこで次節以降，どの程度の出力減衰と焦点位置シフトが生じているのか，定量的に見積もることにする．

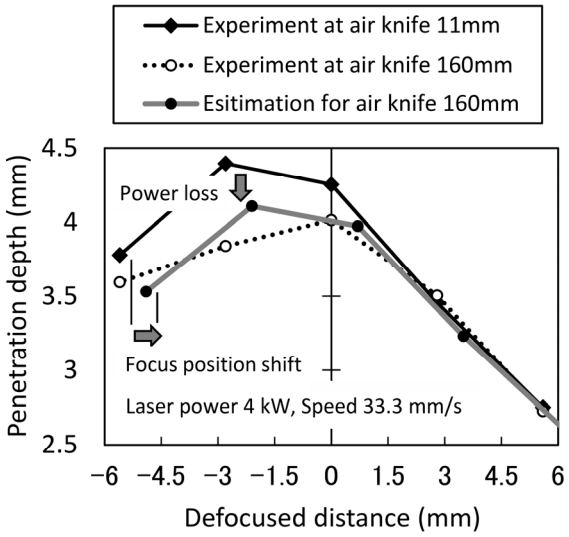


Fig. 2.24 Power loss and focus shift caused by plume.

2.4.2 プルーム中でのレーザ出力減衰係数の決定

(1) 鋼板に吸収されるレーザ出力と溶融断面積の関係の定式化

レーザ発振器から出力されたレーザ出力の内，光ファイバや集光レンズなどの透過光学部品での内部損失および反射損失により一定の割合が伝送損失として失われる．加工点出力 P_0 を，これら伝送損失を除き，加工しない状態で加工点に到達する出力として定義する．したがって加工点出力はパワーメータで測定されるレーザ出力である．今回の実験で用いた装置では，**Fig. 2.3** で示したように，出力指令値 4.0 kW での加工点出力は 4.28 kW である．残念ながら，溶接加工中に加工点に到達しているレーザ出力を直接測定する手段はない．今回対象にしている溶接では，加工点出力の内，一定割合がプルーム中で散乱され，減衰すると考えられるからである．

レーザ誘起プルームがレーザ光の光路上で一様であると仮定し，プルーム中の微小長さ dx (mm)をレーザビームが進むとレーザ出力の一定割合が減衰すると考える．比例係数を α (mm^{-1}) とすると，長さ dx のプルーム中で減衰するレーザ出力 dP (kW)は次式で表現される．

$$dP = -\alpha P(x)dx \quad \cdots\cdots (1)$$

比例係数 α は減衰係数である．(1)式を変数分離して積分を行うことにより次式を得る．

$$P(x) = \exp(-\alpha x) \times P_0 \quad \cdots\cdots (2)$$

ここで積分定数 P_0 は，加工点出力である．また x (mm)は溶接中のプルーム長さであり，P(x)が長さ x のプルームによる減衰を経たのち鋼板表面に到達するレーザ出力である．

鋼板に吸収されるレーザ出力 P_{abs} は，鋼板に到達したレーザ出力の内，プルームの生成と反射により失われる分を除いたレーザ出力である．プルームは，低出力密度で熱伝導型溶込み溶接を行う場合には短く，出力密度を上げてビームホールを形成すると長く成長する．ここではビームホールの形成を伴う溶接を取り扱っているので，プルーム生成のために消費されるレーザ出力は出力の一定割合であると考える．また反射損失は，反射という現象から出力に比例すると考えられる．ところで反射損失は溶込み形状に強く依存し，浅い熱伝導型溶込みでは大きく，深いキーホール型溶込みでは小さくなる．しかし今回の実験範囲では **Fig. 2.19** や **Fig. 2.22** に示したように，アスペクト比が 1 以上の溶込みが得られている．そこで反射損失は焦点外し距離に関わらず，出力の一定割合で生じると考えることにする．以上の考察より，プルームの生成に消費される割合，キーホールから反射により損失される割合をそれぞれ G および R とすると，鋼板に吸収されるレーザ出力 P_{abs} は，(2)式を用いて加工点出力 P_0 と次式で結びつけられる．

$$P_{abs}(x,P_0) = (1-G)\times(1-R)\times\exp(-\alpha x)\times P_0 \quad \cdots\cdots (3)$$

ここで，P_0 と P_{abs} の比は，いわゆる熱効率である．したがって，プルームによる出力の減衰は熱効率を低下させることに相当する．芦田ら [42]によると，加工点出力 4 kW，ビーム径 0.6 mm で YAG レーザ溶接した場合，熱効率は 85～90%である．

今回の実験では，鋼板に吸収されたレーザ出力 P_{abs} を計測せず，溶融断面積 Area (mm^2)を計測対象とした．しかし鋼板に吸収されたレーザ出力 P_{abs} の全てが，鋼板の溶融に寄与するわけではない．鋼板に吸収されたレーザ出力の内，熱伝導によって散逸する分（熱伝導損失分）を除いた出力が溶融に寄与する．その比率は溶融効率 η である．単位時間に溶融する体積は，溶接速度を v (mm/s)とすると，Area×v である．したがって，単位体積を溶融させるのに必要な熱量を Q_0 (J/mm^3)とすると，溶融効率 η は，

$$\eta = Q_0 \times \mathrm{Area} \times v / P_{abs} \quad \cdots\cdots (4)$$

と表現される．ここで溶融効率 η は溶接速度とともに，Area を通して熱伝導型溶込みか，キーホール型溶込みかといった溶融形態にも強く依存する．本研究の実験範囲では，溶接速度は一定

で，また **Fig. 2.14** や **Fig. 2.20** に見たように，キーホール型溶込みであることから溶融効率は一定であると考える．

(3)および(4)式より，溶融断面積は次式によって加工点出力と結び付けられる．

$$\mathrm{Area} = \eta \times (1\text{-}G) \times (1\text{-}R) \times \exp(-\alpha x) / (Q_0 \times v) \times P_0 \quad \cdots\cdots (5)$$

ここで，出力指令値 4 kW，プルーム長さ 20 mm で溶接した時に鋼板に吸収される出力（$P_{abs}(20,4280)$）で規格化した相対レーザ出力（$P_{rel}(x,P_0)$，Relative laser power）を導入する．

$$P_{rel}(x,P_0) = P_{abs}(x,P_0) / P_{abs}(20,4280) \quad \cdots\cdots (6)$$

$$P_{abs}(20,4280) = (1\text{-}G) \times (1\text{-}R) \times \exp(-20\alpha) \times 4280 \quad \cdots\cdots (7)$$

この時，式(5)は次式に書き直される．

$$\mathrm{Area} = \eta \times / (Q_0 \times v) \times P_{abs}(20,4280) \times P_{rel}(x,P_0) \quad \cdots\cdots (8)$$

議論が抽象的にならないように，これまで報告されている諸数値を確認しておく．キーホール溶接時の溶融効率 η の理論限界値は約 48 %[43]であり，溶接速度 33.3 mm/s で幅 1 mm の貫通ビードを形成した場合の計算値は約 46 %[44]である．この数値は二次元熱伝導方程式の解析解において，溶融幅が 1 mm となるように出力調整した場合に得られる値で，板厚を 1 mm とすると 653 W が完全に吸収された場合に相当する．また，室温から融点までの鉄の平均比熱を 0.67 J／g／℃，温度差を 1500℃，融解潜熱を 270 J／g とすると，単位体積を溶融させるのに必要な熱量 Q_0 は，約 10 J／mm^3 となる[45]．但し，密度は 7.8×10^{-3} g/mm^3 とした．さらに溶接速度として実験に用いた 33.3 mm／s，熱効率$(1\text{-}G)\times(1\text{-}R)\times\exp(-20\alpha)$として 0.875[42]を用いると，溶融断面積（Area）と相対レーザ出力（$P_{rel}(x,P_0)$）の関係として次式が得られる．

$$\mathrm{Area} = 5.2 \times P_{rel}(x,P_0) \quad \cdots\cdots (9)$$

(2) 溶融断面積のレーザ出力依存性

Fig. 2.23(b)に示したように，エアナイフ高さ 20 mm で作成した溶接ビードの溶融断面積はレーザ出力に比例するようである．また，溶融断面積の焦点外し距離依存性は，実験範囲内で小さい．そこで焦点外し距離について平均した溶融断面積とレーザ出力の関係について回帰分析を行った．その結果を **Fig. 2.25** に示す．ここでレーザ出力には，相対レーザ出力（Relative laser power）を用いた．また平均値とともに標準偏差の範囲（Average± σ）を示している．本図に見られる通り，溶融断面積は実験範囲内でレーザ出力に良い比例関係を示す．相対レーザ出力と溶融断面積の関係を回帰することにより実験式として式(10)が得られた．

$$\mathrm{Area} = 7.6 \times P_{rel} - 3.1 \quad \cdots\cdots (10)$$

理論式(9)と実験式(10)による予測値の誤差は，実験式(7)を基準に，相対レーザ出力が 1.0 の場合で 16%，0.9 の場合で 25%に過ぎない．各物性値の温度依存性を考慮せず，平均値を用いた割によく合っている．

一方実験結果の回帰式(10)には常数項があり，レーザ出力が低下した場合に式(9)との誤差が大きくなることを示している．理論式(9)は反射率，熱効率や溶融効率の溶込み形状依存性を含んでいない．これに対し(10)は，出力低下が 90%までの範囲において，出力密度の低下よって生じたアスペクト比の減少による反射率の上昇や溶融効率の低下を実験結果として含んでいる．これが実験回帰式と理論式との推定誤差が，レーザ出力が低下した場合に大きくなることの原因と考えられる．

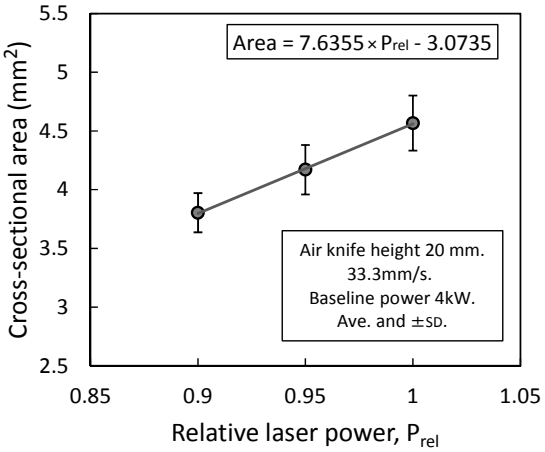


Fig. 2.25 Relationship between cross-sectional are of weld metal and relative laser power.

(3) プルーム中でのレーザ出力の減衰係数

(2)項に示したように，溶融断面積はレーザ出力に良い比例関係を示す．そこで溶融断面積をもとに，プルームによるレーザ出力の減衰程度を定量的に決定することを試みる．川人ら [40]は，気流の無い環境においてレーザ溶接におけるプルームの観察実験を行い，可視プルーム上方の領域にも低屈折率の不可視領域があり，溶接に影響を与えることを指摘している．本研究は川人らの実験と同様，シールドガス無しの実験ではあるものの焦点距離が短く，プルーム上方の不可視高温領域は，エアナイフに伴う気流によって吹き流されている状態での実験である．そこで以下の考察では，加工点から上空まで一様な可視プルームのみが溶接に影響を与えるものとして考察を進める．

Fig. 2.16(b)に示したプルーム長さと溶融断面積の関係において，実験式(10)を用いて溶融断面積を相対レーザ出力で表せば，プルーム長さと相対レーザ出力の関係が得られる．ところで **Fig. 2.21** (b)に示したように，プルーム長さが変化した場合についても，溶融断面積は本研究の範囲内で焦点外し距離にそれほど強く依存しない．そこで焦点外し距離について平均した溶融断面積(Area)を相対レーザ出力の値に換算した．得られたプルーム長さと相対レーザ出力の関係を **Fig. 2.26** に示す．本図において誤差範囲はプルーム長さおよび溶融断面積の標準偏差の範囲を示す．**Fig. 2.26** において，式(2)の関数型に従いプルーム長さと相対レーザ出力の関係を回帰し，式(11)を得た．

$$P_{rel} = 1.03 \times \exp(-0.00090 \times x) \quad \cdots\cdots (11)$$

(11)式は，加工点出力 4.28 kW，プルーム長さ 11～84 mm のメルトラン実験における，プル

ーム中でのレーザ出力の減衰係数が 0.00090 mm^{-1} であること，すなわちプルーム長さ 100 mm あたり，9.0 %の出力減衰が生じることを示している．この出力分のレーザ光は，プルーム中で大きく散乱され，鋼板に吸収されなかった分である．

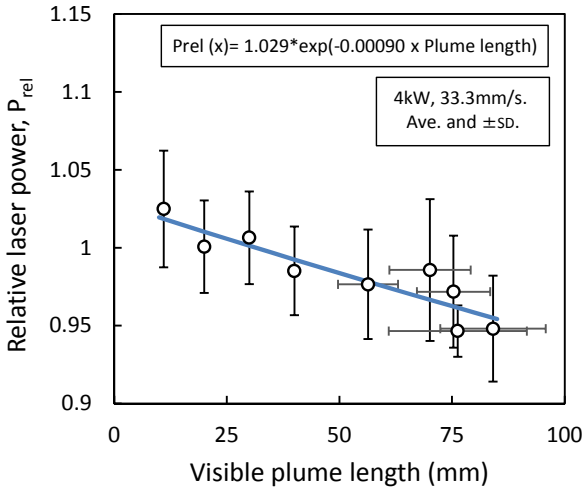


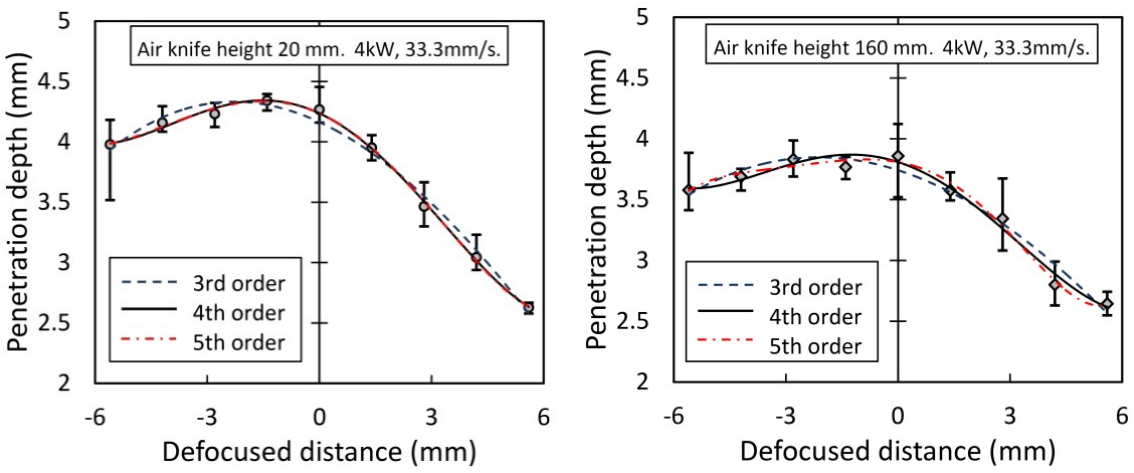
Fig. 2.26　Dependence of relative laser power on plume length.

2.4.3　プルームによる焦点位置シフト

次に，プルームによる焦点位置シフト量を現象論的に決定することを試みる．具体的には最大溶込み深さを与える焦点外し距離を推定し，これがプルーム長さによってどのように変化するかを調べる．この変化量が焦点位置のシフト量に相当すると考えられる．大家ら [38]が用いた手法である．最大溶込み深さを与える焦点外し距離を決定するために，溶込み深さと焦点外し距離の関係を多項式で回帰する．**Fig. 2.21**(a)に示した焦点外し距離と溶込み深さの関係は，最大溶込み深さを与える焦点外し距離に対し，対称ではない．このため多項式で溶込み深さと焦点外し距離の関係を考える場合，3 次以上の次数が必要となる．一方次数を上げるほど，個々の実験点を無理にフィッティングするようになり，最大溶込み深さを与える焦点外し距離の推定には不向きとなる．そこで必要最小限の次数で回帰することを考える．**Fig. 2.27** に，エアナイフ高さ 20 mm と 160 mm における溶込み深さと焦点外し距離の関係を回帰した結果を示す．**Fig. 2.27**(a)に示すように，高さ 20 mm では，3 次関数より 4 次，5 次関数の方がフィッティング状態がよく，4 次関数と 5 次関数とではフィッティング状態に違いは認められなかった．一方，**Fig. 2.27**(b)に示す高さ 160 mm の場合，5 次関数では個々の実験点を無理にフィティングする傾向が認められた．このことから今回の実験範囲において溶込み深さの焦点外し距離依存性を回帰するには 4 次の多項式が最適と考えた．他のエアナイフ高さでの溶込み深さについても 4 次の多項式で回帰し，最大溶込み深さを推定した．その結果を **Fig. 2.28** に示す．この図は，プルームが長くなるほど最大溶込み深さを与える焦点外し距離（Defocused distance of maximum penetration）が短くなることを示している．両者の関係を一次回帰し，次式を得た．

$$\text{Defocused distance of maximum penetration} = 0.0067 \times \text{Plume length} - 1.7 \quad \cdots\cdot(12)$$

(12)式より，プルームによる焦点シフト量は集光レンズから遠ざかる方向にプルーム長さ 100 mm あたり 0.67 mm と見積もられた．これは集光レンズや保護ガラスの熱レンズ効果とは逆方



(a) Air knife height 20 mm (b) Air knife height 160 mm

Fig. 2.27 Polynomial regression of penetration depth.

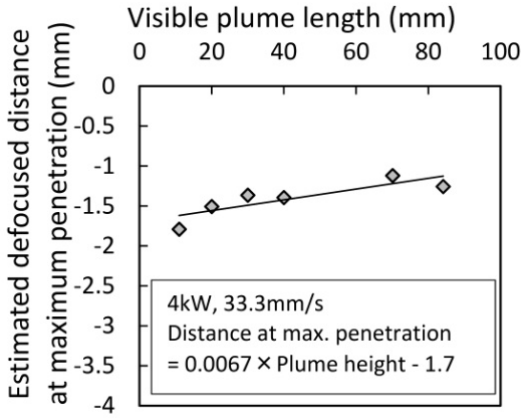


Fig. 2.28 Estimated defocused distance at maximum penetration depth.

向の焦点シフトである.

この焦点位置シフトの方向は, 過去の報告[39)~41)]と合致している. 川人ら[40)]の報告によると, 焦点距離 1250 mm の集光レンズを用いた実験における焦点位置のシフト量は 30 mm 程度と推定され, 本実験で決定した焦点シフト約 0.7 mm と大きな違いがある. 彼らの実験では可視プルーム上方においても高温で屈折率変化の生じる不可視領域が形成されている. これに対し本実験では **Fig. 2.4** に示したようにエアナイフに付随した気流があり, そうした領域は形成されない. 焦点位置シフト量の差異は, この不可視高温領域の形成有無によるものと考えられる.

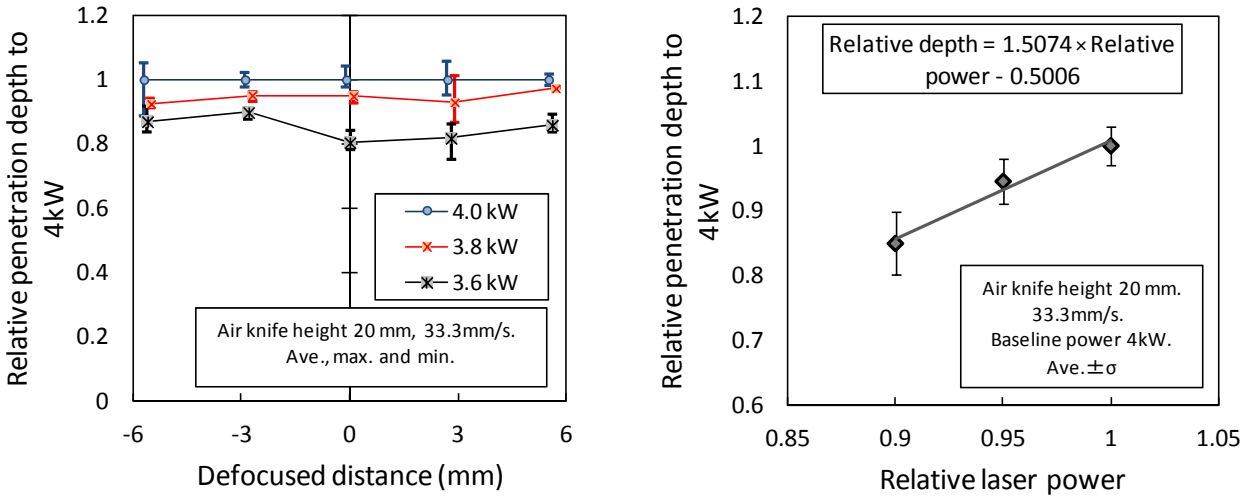
2.4.4 レーザ溶接部の溶込み特性に及ぼすプルームの影響の定式化

(1) 溶込み深さのレーザ出力依存性

溶込み深さがレーザ出力にどのように依存するのか考える. 溶融断面積の場合, 実験範囲内で焦点外し距離には依存しないと考えられたが, 溶込み深さは **Fig. 2.23(a)**に示したように, 焦点外し距離依存性を有している. しかし 4 kW での溶込み深さとの比（溶込み深さ比）でみると, **Fig. 2.29**(a)に示すように, 実験範囲内の出力で焦点外し距離依存性を無視できそうである. なお, 本図において, 誤差範囲は最大値と最小値の範囲を示す. そこで, 溶込み深さ比の焦点外し距離についての平均値とレーザ出力との関係を考える. **Fig. 2.29**(b)に, 平均溶込み深さ比（出力指令

値 4 kW での平均溶込み深さで規格化した平均溶込み深さ）とレーザ相対出力との関係を示す．ここで誤差範囲は標準偏差の範囲である．実験範囲内で相対溶込み深さは，レーザ出力に比例していると考えてよさそうである．そこでこれらの関係を一次回帰することにより，レーザ出力 4 kW, エアナイフ高さ 20 mm での溶込み深さを基準とした相対溶込み深さ（Relative depth）と，相対レーザ出力（Relative power）の関係として次式を得た．

$$\text{Relative depth} = 1.5 \times \text{Relative power} - 0.50 \qquad \cdots\cdots(13)$$



(a) Relationship between relative penetration depth and defocused distance.

(b) Dependence of relative penetration depth on relative laser power.

Fig. 2.29 Dependence of penetration depth on laser power.

(2)　レーザ誘起プルームが長い場合の溶込み深さの焦点位置依存性の推定

2.4.1 項において，エアナイフ高さが 11 mm での溶込み深さの焦点外し距離依存性を用いてエアナイフ高さが 160 mm でのそれを再現するためには，レーザ出力の減衰とともに焦点位置のシフトが起こっている必要があることを指摘した．そして 2.4.2 においてプルームによってレーザ出力がどの程度減衰するのか（(11)式），2.4.3 において最大溶込み深さを与える焦点外し距離がどの程度シフトするのか（(12)式），また 2.4.4(1)においてレーザ出力が低下すると溶込み深さがどの程度変化するのか（(13)式）についての表式を得た．これらの式を用いれば，プルームが成長した場合に溶込み深さが焦点外し距離にどのように依存するのかを推定することが可能である．ここでは，エアナイフ高さ 20 mm（プルーム長さ 20 mm）の実験結果から，エアナイフ高さ 160 mm（プルーム長さ 84.1 mm）の結果を推定し，上記 3 式（(11)～(13)）を検証する．

(11)式を用いると，エアナイフ高さ 20 mm と 160 mm での相対レーザ出力が，それぞれ 1.011 および 0.955 と求められる．これら数値を(13)式に代入することによって，エアナイフ高さ 160 mm での溶込み深さが，同 20 mm での溶込み深さの 0.92 倍となることが推定される．次に焦点シフト量は，(12)式より，エアナイフ高さ 160 mm では 20 mm に対し 0.43 mm と推定される．そこでエアナイフ高さ 20 mm での溶込み深さ実験値を 0.92 倍し，焦点外し距離を 0.43 mm シ

フトした値をエアナイフ高さ 160 mm での実験値と比較した．その結果を **Fig. 2.30** に示す．良い精度で再現できていることが確かめられ，(11)～(13)の確からしさが確認された．

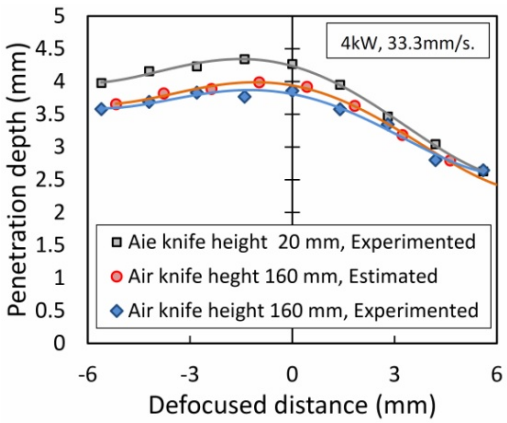


Fig. 2.30　Comparison of penetration depth at air knife height of 160 mm between experiment and estimation from result at air knife height of 20 mm.

2.4.5　固体レーザと炭酸ガスレーザによる溶接の溶込み特性に及ぼすプルームの影響の比較

炭酸ガスレーザを用いた溶接では，テーラードブランクの溶接のように集光ヘッドと鋼板との距離が近い場合でも，同軸ノズルやサイドノズルを用いて加工点を狙ったシールドガスを供給することが必須である．これに対し，YAG レーザなど，固体レーザによる溶接では加工点を狙ったシールドガスが用いられないことが多い．この理由について，レーザ出力の減衰とビームの屈折（焦点位置のシフト）という観点から考える．

YAG レーザ溶接において，レーザビームはプルームによりレイリー散乱される [35),37)]．レイリー散乱では，出力の減衰（散乱）係数は波長の 4 乗に反比例する．したがって炭酸ガスレーザに比べ波長の短い固体レーザによる溶接においてより強い影響を与える現象である．プルーム中での出力の減衰係数は(11)式に示したように，0.00090 mm^{-1} と見積もられた．したがって，100 mm のプルーム中をレーザビームが通過するときの出力減衰は約 9 %である．(13)式より，この出力の減衰により，溶込み深さが 85 %になることが推定される．また(12)式に示したように，焦点位置シフト量はプルーム長さ 100 mm あたり 0.67 mm と見積もられた．この程度の実効焦点位置シフト量であれば，集光プロファイルの変化を議論する必要はないものと考えられる．以上のことから固体レーザを用いた溶接では，ファンによりプルームを吹き流す程度で安定した溶接が可能であり，リモート溶接に適した光源であると考えられる．

これに対し，シールドガスを用いた炭酸ガスレーザ溶接の場合，緒言で引用したように，減衰係数は 0.024 ～ 0.035 mm^{-1} と見積もられている．固体レーザの場合の 20 倍である．また Beck ら [34)]は，60 %の He で希釈された高さ僅か 3 mm，約 10,000 K の金属蒸気プラズマ中の強い電子密度の勾配によってビーム径は 2 倍になり， 2 mm の焦点位置シフトが生じると推定している．一方 YAG レーザの場合，(12)式より 3 mm のプルームでは，0.02 mm の焦点位置シフトが推定されるに過ぎない．100 倍の差異である．

レイリー散乱は弾性散乱であり，光を散乱することによって散乱粒子はその状態を変えない．一方，逆制動輻射は非弾性散乱であり，プラズマ中の電子は光子エネルギーを吸収して運動エネルギーを大きくする．すなわち加熱され，プラズマの温度を上げてしまう．特に出力密度の高い加工点近傍では，プラズマの加熱能力が高い．プラズマの温度が上がると電子密度が増え，ますます逆制動輻射が強くなる．その結果，炭酸ガスレーザ溶接では，加工点近傍をシールドガスで冷却する必要が生じる．このことから炭酸ガスレーザはリモート溶接のように，加工点を狙ったシールドガスを供給し難い溶接工程には不向きな光源と考えられる．

以上，ビームの減衰と焦点位置シフトという観点から，炭酸ガスレーザ溶接と固体レーザ溶接でのレーザ誘起プルームの影響を比較した．固体レーザ溶接では，パワーの減衰と焦点位置シフトという，いずれの観点からもプルームの影響は弱く，固体レーザはリモートレーザ溶接に適した光源と考えられた．

2.5 結　言

レーザビームとレーザ誘起プルームは相互作用をする．炭酸ガスレーザ溶接では逆制動輻射によるレーザ光の吸収が生じてプルームが高温となり，プラズマとなる．このため比較的大きなパワーの減衰と電子密度の勾配に起因した強い屈折が生じる．一方 YAG レーザに代表される固体レーザでは,波長が炭酸ガスレーザの 10 分の 1 と短いことから逆制動輻射による吸収は生じず,レイリー散乱が主体となる．このため固体レーザ溶接時のビームとプルームの相互作用は弱く,問題にされないことが多い．しかしリモートレーザ溶接のようにプルームが長く成長する溶接工程を考えると，固体レーザ溶接時の相互作用の強さを定量的に把握することが安定した溶接を実現する上で必要不可欠と考えられる．そこで YAG レーザを用いてメルトラン溶接を行い，プルーム中での出力の減衰係数と焦点位置シフト量を決定することを試みた．メルトラン溶接においてエアナイフの高さを変えてプルーム長さを作り分け，以下の結果を得た．

- 溶融断面積のレーザ出力およびプルーム長さ依存性より，出力の減衰（散乱）係数は 0.00090 mm^{-1} と見積もられた．この値は，文献 [32),33)]に見られる炭酸ガスレーザ溶接時の減衰（吸収）係数の約 20 分の 1 である．
- したがって，100 mm のプルームにより，レーザ出力は散乱されて 9 %減衰する．またこの出力の減衰により，溶込み深さは 85 %まで低下すると推定された．
- 溶込み深さの焦点外し距離およびプルーム長さ依存性より，プルーム長さ 100 mm あたりの焦点位置シフト量は 0.67 mm と見積もられた．この値は，長さ 3 mm のプルームで比較すると，炭酸ガスレーザ溶接における Beck ら [34)]の推定値の約 100 分の 1 である．
- 固体レーザによる溶接では，ファンによりプルーム長さを一定に保てば安定した溶接が可能であり，固体レーザはリモートレーザ溶接に適した光源であると判断された．

以上，レーザビームとレーザ誘起プルームとの相互作用という「プロセス」的側面から炭酸ガスレーザと YGA レーザを比較した．波長の短さに起因した固体レーザ溶接における減衰係数や焦点位置シフト量の小ささは，炭酸ガスレーザから固体レーザへの「歴史的な流れ」の一因になっているものと考えられた．

第 3 章　炭酸ガスレーザと固体レーザによる溶接能力の違い

3.1　緒言

前章では，集光光学装置から照射されたレーザビームを，効率よく鋼板に到達させるという観点から炭酸ガスレーザと YAG レーザを比較した．本章では，鋼板に到達したレーザビームが，どの程度効率的に鋼板を溶融することができるのかという，「プロセス」的側面から 2 種類のレーザを比較する．

炭酸ガスレーザに比較して，YAG レーザのほうが溶接能力に優れるとの報告[46),47)]がなされている．樽井ら[46)]は、炭酸ガスレーザと YAG レーザを用い，同じ出力（加工点 3.5 kW），同程度の集光スポット径で溶接能力を比較している．その結果，板厚 0.8 mm 同士の板組であれば，同じ溶融断面積を得るための溶接速度は YAG レーザの方が炭酸ガスレーザに比べ約 50 %高いとし，その理由として集光点近傍でのパワー密度分布の違いに起因した，突合せ隙間から素通りするパワーの違いを挙げている．また泰山ら[47)]は，同じ加工点出力で比較すると，YAG レーザの方が炭酸ガスレーザより溶込みが深く，貫通溶接性に優れ，高速溶接が可能であることを報告し，その定性的理由として YAG レーザの方が波長が短く, 反射率が低いことをあげている. 本章では，溶融能力という観点から，これらレーザの溶接能力を定量的に比較する．

3.2　実験方法

供試鋼板として，板厚 0.8mm，1.6mm の冷延鋼板および 2.3mm の熱延鋼板を用いた．非めっき材である．これら鋼板の化学成分を **Table 3.1** に示す．A，B および C の鋼種では主に炭素量が異なる．

レーザ発振器として炭酸ガスレーザと YAG レーザを用いた．炭酸ガスレーザは，定格出力 10 kW のリングモード発振器である. 加工点でのパワー密度を変えるために, 焦点距離 254 mm（10 inch）と 381 mm（15 inch）の集光レンズを用いた．炭酸ガスレーザの各集光レンズでのビームウェスト径を **Table 3.2** に示す．一方，YAG レーザは，定格出力 4 kW（加工点出力 3.5 kW）および同 3 kW（2.9 kW）のランプ励起発振器である．これら発振器からのレーザ光を，それぞれコア径 0.6 mm の SI 型ファイバで伝送後，焦点距離 200 mm のレンズでコリメートし，焦点距離 150，200 mm の集光レンズで集光し，実験に供した．各集光レンズでのビームウェスト径を **Table 3.3** に示す．これら装置を用い，突合せ溶接とメルトラン溶接を実施した．

Table 3.1 Chemical compositions of steels used in this study (mass%).

Steel	t (mm)	C	Si	Mn	tN	remarks
A	0.8	0.0035	0.003	0.082	0.0019	Ultra low carbon steel
B	1.6	0.063	0.013	0.56	0.0055	Cold rolled steel
C	2.3	0.17	0.015	0.86	0.0034	Hot rolled steel

突合せ溶接での板組は，Steel A 同士および Steel B と Steel C の組合せである．また，突合せ端面はシャー切断エッジとした．それぞれの溶接条件を **Table 3.4** および **Table 3.5** に示す．

加工点のシールドのために，同軸センターシールドノズルを用い，シールドガスとして Ar ガスを用いた．

シャーエッジを突合せ溶接する場合，切断エッジの直角度や直線性が不足すると，突合せ隙間が生じ，溶接に影響を与えてしまう．そこで純粋に炭酸ガスレーザと YAG レーザの溶接能力を比較するためにメルトラン溶接を実施した．溶接条件を **Table 3.6** に示す．加工点のシールドのために，サイドシールドノズルよりシールドガスとして Ar ガスを供給した．また，一部，YAG レーザでの溶接では，N_2 ガスを用いた．

炭酸ガスレーザと YAG レーザの溶接能力の比較には，溶接により溶融凝固した溶接金属の断面積（以下，溶融断面積）を用いた．溶融断面積の測定は，溶接ビードの断面写真により行った．具体的には，溶接ビードを樹脂に埋め込み鏡面研磨した後，ピクリン酸飽和水溶液によりエッチングを施して溶融凝固した溶接金属を現出し，溶接部をデジタル写真撮影し，溶融断面積を測定した．

Table 3.2 Beam waist diameter of CO2 laser used in this study

Focal length (mm)	Beam dimameter (mm)
254	0.53
381	0.79

Table 3.3 Beam waist diameter of YAG laser used in this study

Focal length (mm)	Beam dimameter (mm)
150	0.45
200	0.60

Table 3.4 Welding conditions for butt welding of 0.8 mm thick steel sheet.

Beam source	Focal length (mm)	Defocus distance (mm)	Laser power at work (kW)	Welding Speed (m/min)	Co-axial shielding gas (l/min)
CO2 laser	254	0	5	3 ～ 6	Ar 20
	381		5	4 ～ 7	Ar 20
			6.5	6 ～ 14	Ar 20
YAG laser	150	0	3.5	6 ～ 14	Ar 20

Table 3.5 Welding conditions for butt welding of 1.6 mm and 2.3 mm thick steel sheets.

Beam source	Focal length (mm)	Defocus distance (mm)	Laser power at work (kW)	Welding Speed (m/min)	Co-axial shielding gas (l/min)
CO2 laser	254	0	8	4 ～ 6	Ar 20
	381	0	10	4 ～ 8	Ar 20
YAG laser	150	0	3.5	2 ～ 7	Ar 20
	200	0	3.5	4 ～ 7	Ar 20

Table 3.6 Process parameters for melt-run welding of each steel sheet

Beam source	Focal length (mm)	Sheet thickness (mm)	Laser power at work (kW)	Welding Speed (m/min)	Co-axial shielding gas (l/min)
CO2 laser	254	0.8	5	4 ～10	Ar 20
		1.6	5	3 ～10.5	Ar 20
		2.3	5	3 ～10.5	Ar 20
	381	0.8	6.5	4 ～8	Ar 20
		1.6	10	4 ～8	Ar 30
		2.3	10	4 ～8	Ar 30
YAG laser	150	0.8	3.5	4, 8	Ar 20
			2.9	4 ～15	Ar 25, N_2 25
		1.6	3.5	3 ～9	Ar 40
			2.9	2 ～7	Ar 25, N_2 25
		2.3	3.5	2 ～6	Ar 40
			2.9	4 ～5	Ar 25, N_2 25

3.3 実験結果

3.3.1 突合せ溶接での溶融断面積

Fig. 3.1，**Fig. 3.2** および **Fig. 3.3** に，シャー切断エッジを突合せ，隙間無しで溶接した溶接部の断面写真を示す．**Fig. 3.1** は，炭酸ガスレーザを用い，レーザを焦点距離 254 mm (10 inch) の集光レンズを用いてビームウェスト径 0.53 mm に集光し，出力 5 kW で板厚 0.8 mm の極低炭素軟鋼板を突合せ溶接した場合の溶接部である．各溶接速度におけるスタート側およびクレータ側の溶接ビード断面を比較している．写真中央の黒くコントランストの付いている部分が溶融凝固した溶接金属である．スタート側に対し，クレータ側のアンダーフィルが特に強いわけではない．このことから溶接中の変形によって，クレータ側に突合せ隙間が生じてはいないと考えられる．ところで，低溶接速度の溶接部断面において気孔が観察されるが，この気孔の発生原因と対策については，第 4 章で改めて論じる．

Fig. 3.2 は，板厚 0.8 mm の極低炭素軟鋼板を突合せ溶接した場合の溶接部断面写真を示す．種々溶接速度で，炭酸ガスレーザを用いた場合と YAG レーザを用いた場合を比較している．炭酸ガスレーザ溶接は，レーザを焦点距離 381 mm (15 inch)の集光レンズを用いてビームウェスト径 0.79 mm に集光し，出力を 6.5 kW とした場合である．YAG レーザ溶接は，レーザを焦点距離 150 mm の集光レンズを用いてビームウェスト径 0.45 mm に集光し，出力を 3.5 kW とした場合である．炭酸ガスレーザ溶接部ではレーザ照射側のビード幅が裏側のビード幅より明らかに広いのに対し，YAG レーザ溶接部では表裏のビード幅が比較的均一である特徴がみられる．炭酸ガスレーザ溶接部で表ビードが広くなる理由として，表側ではプラズマ化したレーザ誘起プルームよりの入熱が寄与するためと言われている．

Fig. 3.3 は，板厚 1.6 mm の冷延鋼板と，同 2.3 mm の熱延鋼板を突合せて溶接した場合の溶接部断面写真を示す．種々溶接速度で，炭酸ガスレーザと YAG レーザで溶接した場合の溶接部断面形状を比較している．集光条件とレーザ出力は，図中に記載の通りである．0.8 mm 材の突

合せ溶接と同様，YAG レーザの方が，炭酸ガスレーザより裏ビード幅が広い傾向が認められる．この傾向は，特に溶接速度を低下させた場合に顕著となる．一方，炭酸ガスレーザでの 6 m/min や 8 m/min など高速溶接条件では，シャー切断でのダレの影響もあり，厚板裏側の開先端部が溶接金属に繋がっていない．こうした溶込み形状は，実効ビード厚を薄くするだけではなく，鋭い先端において電着塗装の塗膜厚が薄くなることが知られており，敬遠される形状である．これに対し，YAG レーザでは，特に溶接速度を低下させると溶融金属量が多くなり，裏ビード幅が広がって，シャー切断でのダレがあっても平滑な裏ビードを形成することができている．

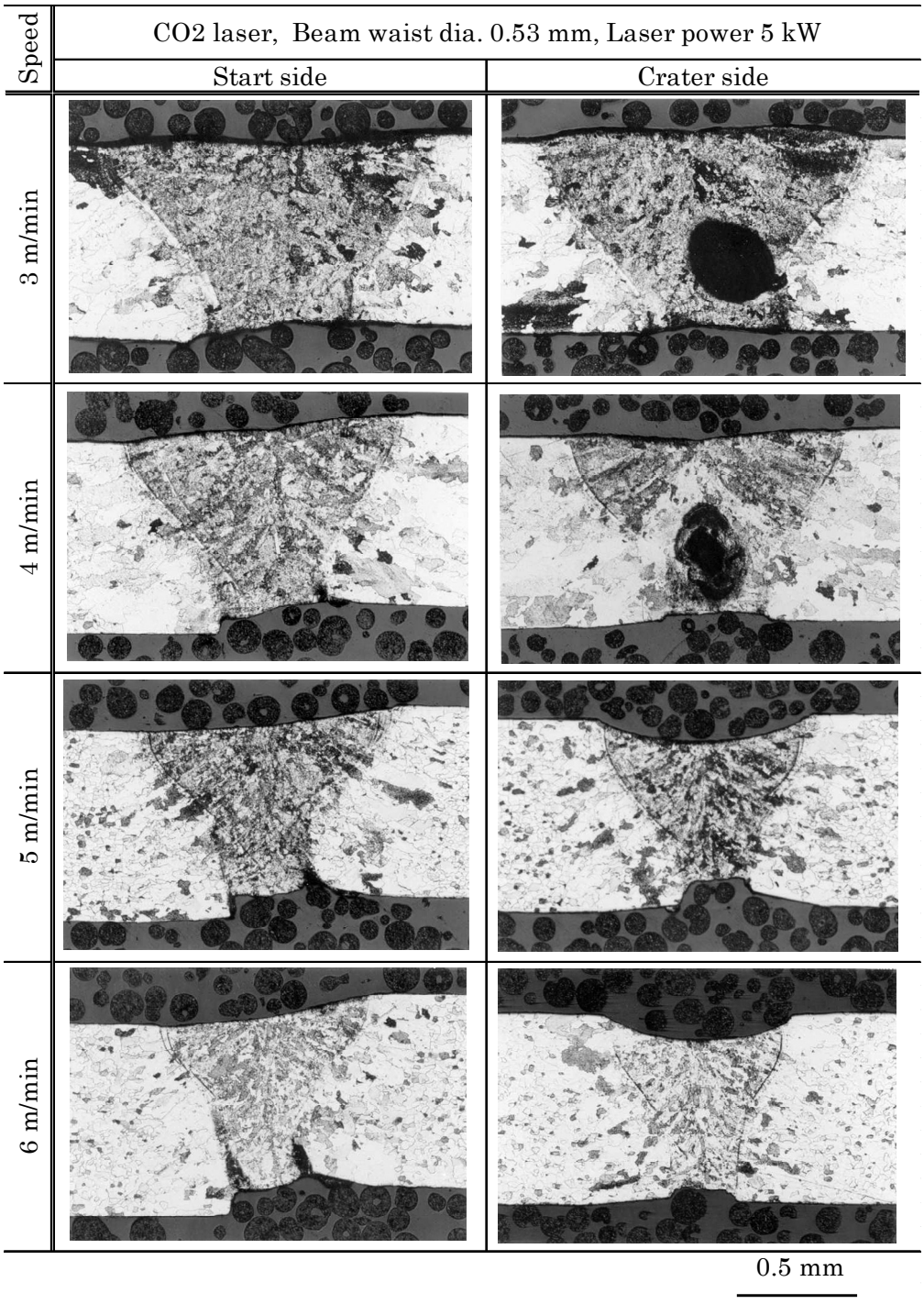


Fig. 3.1 Comparison of cross sections of laser welds at start and crater sides.

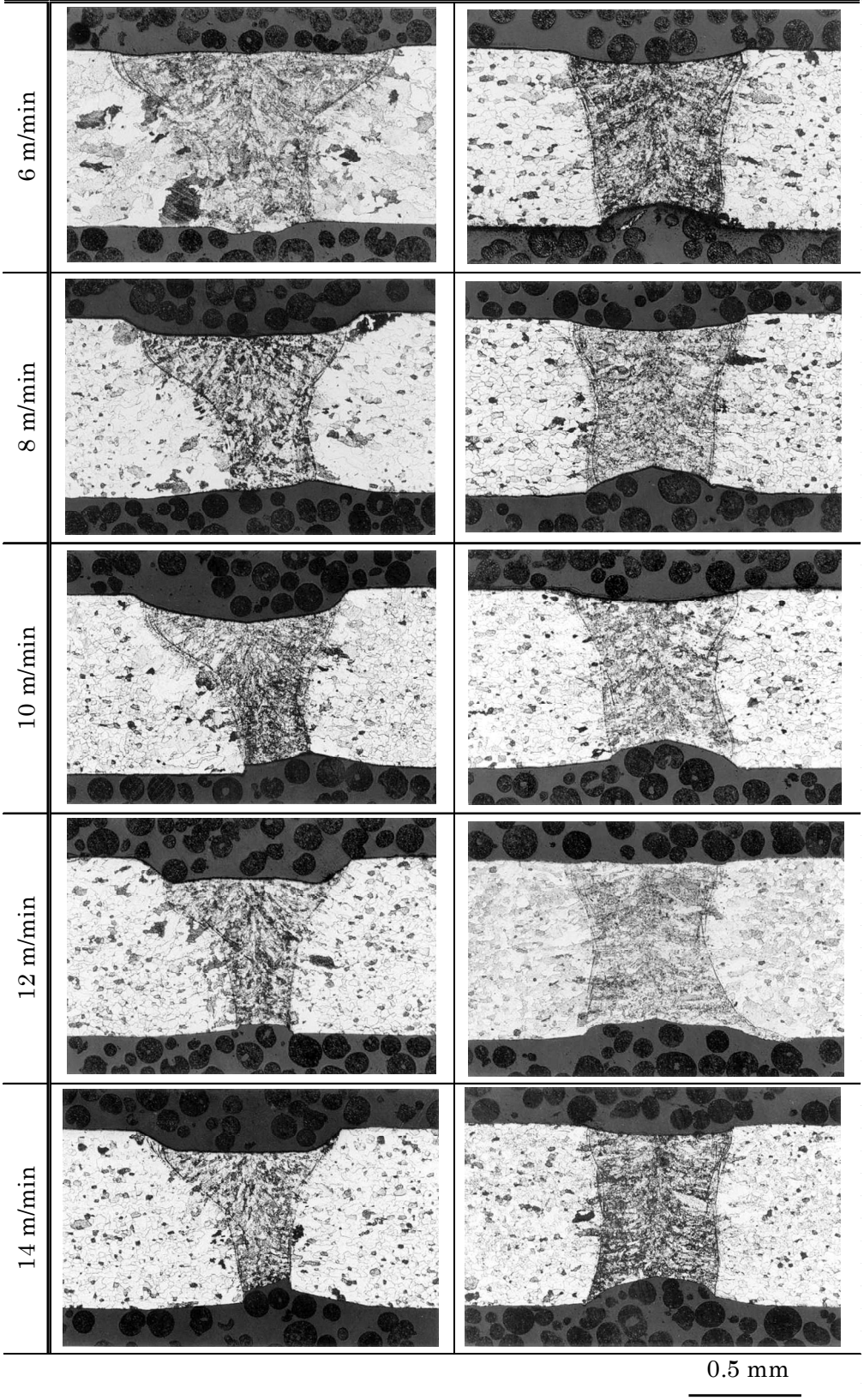


Fig. 3.2 Comparison of cross sections between CO_2 and YAG laser welds.

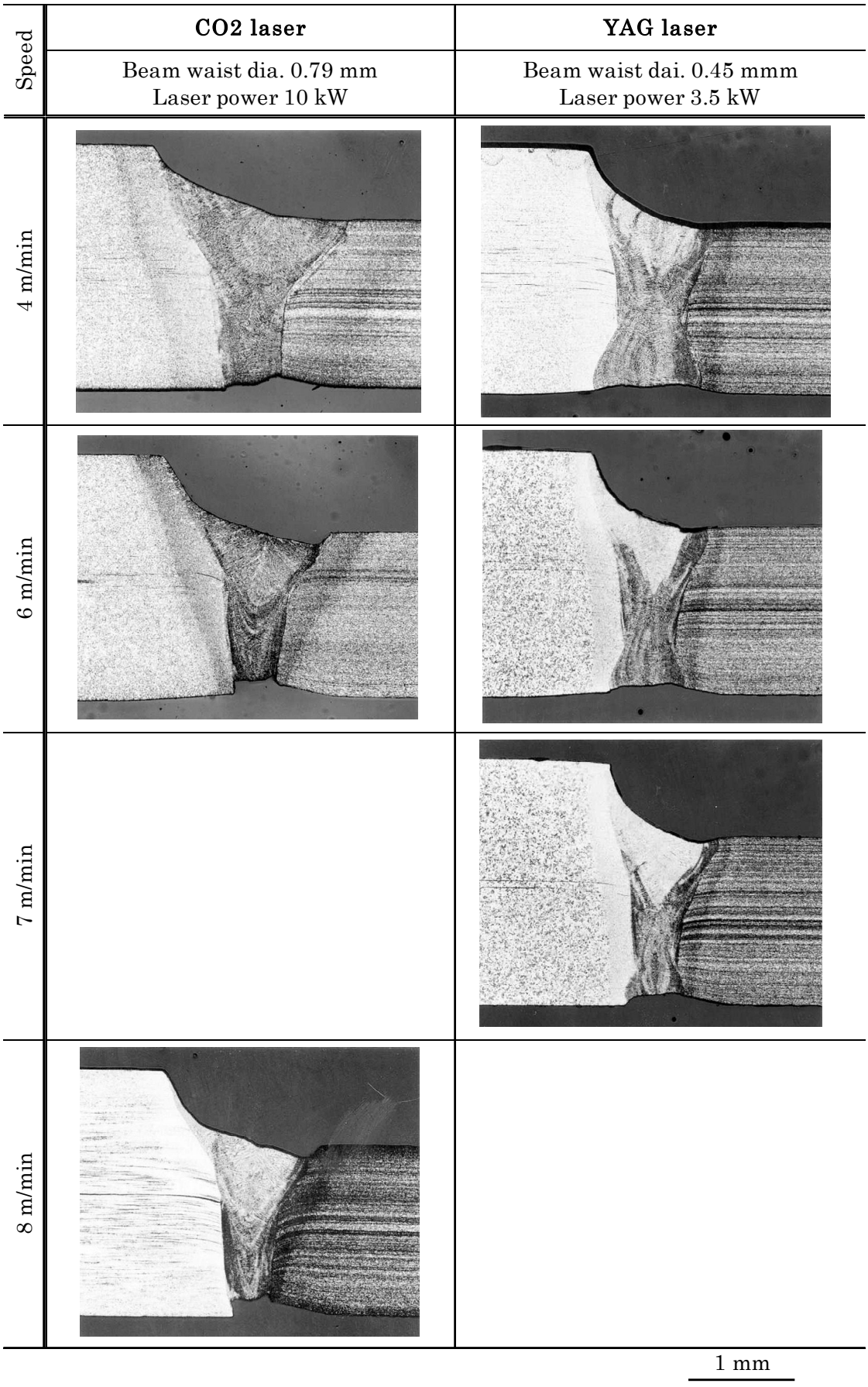


Fig. 3.3 Comparison of cross sections between CO_2 and YAG laser welds.

Fig. 3.1～**Fig. 3.3** の断面写真から溶融断面積を読み取った結果を **Fig. 3.4** および **Fig. 3.5** に示す．通常のキーホール溶接を前提とした場合，集光スポット径が大きい方が溶融断面積が大きくなるはずである．実際，板厚 0.8 mm 材同士の突合せ溶接の結果を示す **Fig. 3.4** において，炭酸ガスレーザの 5 kW のビームを，ビーム径 0.53 mm に集光して溶接した場合と 0.79 mm で溶接した場合を比較すると，集光スポ ット径の大きい方が, 同じ溶接速度でも溶融断面積が大きくなっている．ところが 3.5 kW の YAG レーザのビームをビーム径 0.45 mm に集光して溶接した場合の溶融断面積は，6.5 kW の炭酸ガスレーザ光を 0.79 mm に集光して溶接した場合の溶融断面積を，低速では下回るものの高速では上回っている．

また，**Fig. 3.5** に示す板厚 1.6 mm 材と板厚 2.3 mm 材の突合せ溶接の場合，出力 3.5 kW の YAG レーザビームをビーム径 0.6 mm に集光して溶接した溶融断面積は, 8 kW の炭酸ガスレーザをビーム径 0.53 mm に集光して溶接した溶融断面積を上回っていることが分かる．

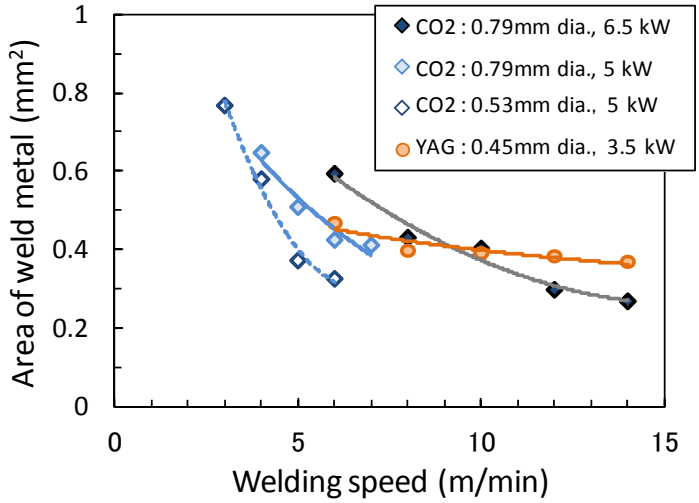


Fig. 3.4 Comparison of weld metal areas among several laser welding conditions in butt welding of 0.8 mm thick steel sheet.

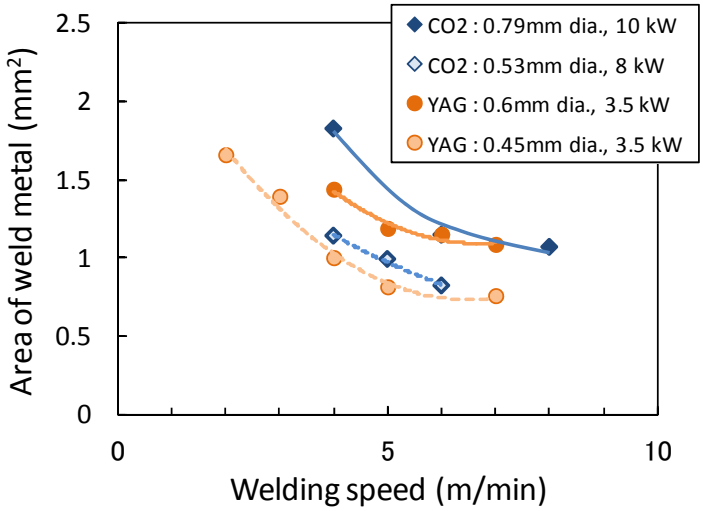


Fig. 3.5 Comparison of weld metal areas among several laser welding conditions in butt welding of 1.6 and 2.3 mm thick steel sheets.

3.3.2　メルトラン溶接での溶融断面積

メルトラン溶接を行った場合の溶融断面積を，板厚毎に **Fig. 3.6**，**Fig. 3.7** および **Fig. 3.8** に示す．**Fig. 3.6** は，板厚が 0.8 mm の場合の溶融断面積の溶接速度依存性を示している．YAG レーザの出力が 2.9 kW であるにも関わらず，5 m/min 以下で 5 kW の炭酸ガスレーザでの溶融断面積を，5 m/min を超えると 6.5 kW の炭酸ガスレーザの溶融断面積を超えている．**Fig. 3.7** および **Fig. 3.8** は，それぞれ板厚が 1.6 mm および 2.3 mm の場合の溶融断面積の溶接速度依存性を示している．出力 2.9 kW あるいは 3.5 kW の YAG レーザでの溶融断面積は，出力 5 kW と 10 kW での炭酸ガスレーザでの溶融断面積の中間に位置している．以上，メルトランにおいても，突合せ溶接同様，YAG レーザの溶接能力が，同程度の出力の炭酸ガスレーザのそれに比べて優れていることが明らかとなった．

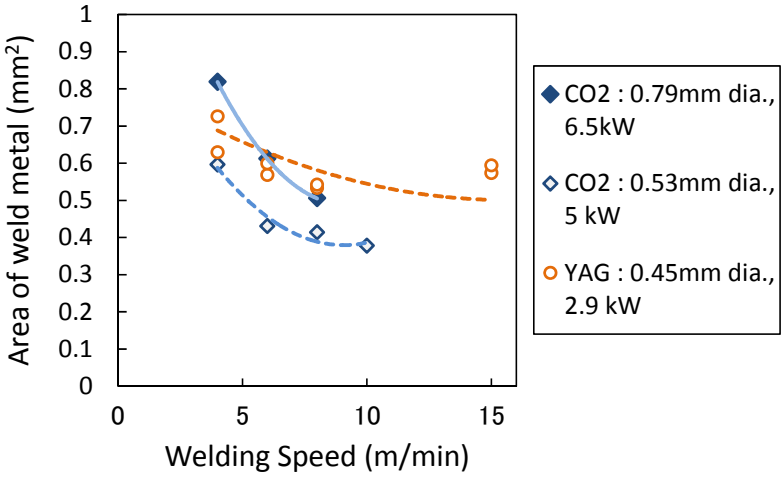


Fig. 3.6　Comparison of welding ability among several laser welding conditions in melt-run welding of 0.8 mm thick steel sheet.

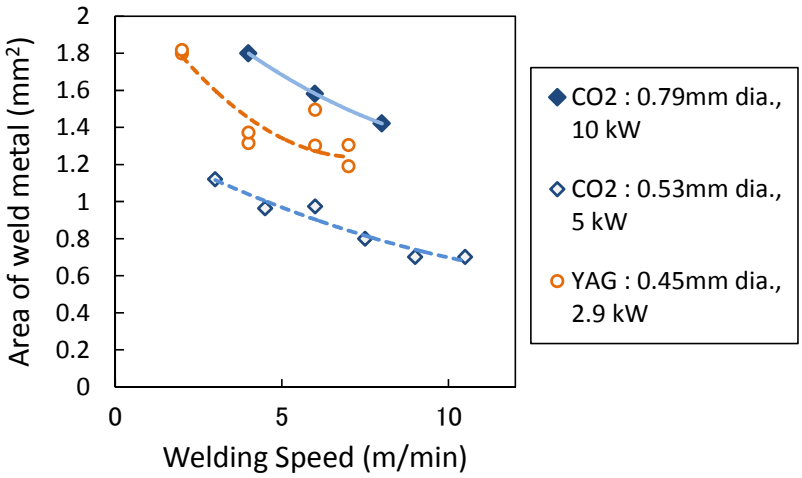


Fig. 3.7　Comparison of welding ability among several laser welding conditions in melt-run welding of 1.6 mm thick steel sheet.

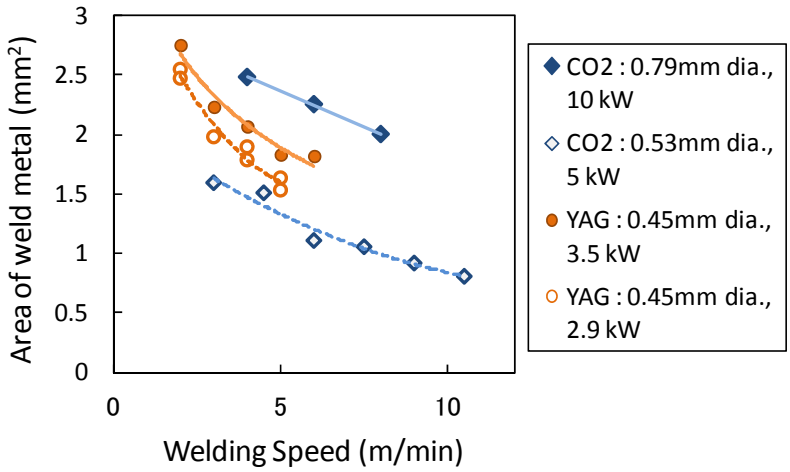


Fig. 3.8 Comparison of welding ability among several laser welding conditions in melt-run welding of 2.3 mm thick steel sheet.

3.4 考 察

YAG レーザの薄板溶接能力は，同程度の出力の炭酸ガスレーザの溶接能力より優れている．その理由を，溶融能力という指標を導入して考えてみる．ここで溶融能力は式(1)によって定義される指標であり，溶融断面積と溶接速度の積を照射出力で除した値である．したがって溶融能力は，照射した単位エネルギー当たりどの程度の体積の鋼板を溶融させることができるのかを示す指標である．

$$\text{溶融能力}\left(\text{mm}^3/\text{kJ}\right)=\frac{\text{溶融断面積}\left(\text{mm}^2\right)\times\text{溶接速度}\left(\text{mm/s}\right)}{\text{照射レーザ出力}\left(\text{kJ/s}\right)} \quad \cdots(1)$$

この溶融能力に単位体積の鋼板を溶融させるのに必要な熱量を乗じ，鋼板を裏側に素通りして溶融に寄与しなかったレーザ出力の割合（熱効率）で割れば溶融効率が得られる．しかし，レーザによる貫通溶接の場合，鋼板の裏側に素通りする出力の割合が溶接条件に依存する．このため熱効率や溶融効率を精度よく求めることは容易ではない．またレーザの種類による溶接能力の比較において，溶融効率そのものよりも，ここで定めた溶融能力の方が工業的にはより有用であると考える．

Fig. 3.9 および **Fig. 3.10** にそれぞれ炭酸ガスレーザと YAG レーザによるメルトランでの溶融能力の溶接速度依存性を示す．裏ビードが十分確保された溶接条件のものであり，貫通限界速度付近のデータは示していない．また，これらの図において，溶接速度に対し溶融能力を一次回帰した．回帰結果を **Table 3.7** に示す．溶融能力は板厚が厚くなるほど高くなる，また溶接速度が高くなるほど高くなることが分かる．さらに試験した溶接速度において，YAG レーザの溶融能力が炭酸ガスレーザのそれの何倍であるかを回帰関数より求めた．その値を **Table 3.8** に示す．この溶融能力比は，板厚や溶接速度に依存している．実用範囲で 2.0～2.8 倍，平均値で 2.4 である．

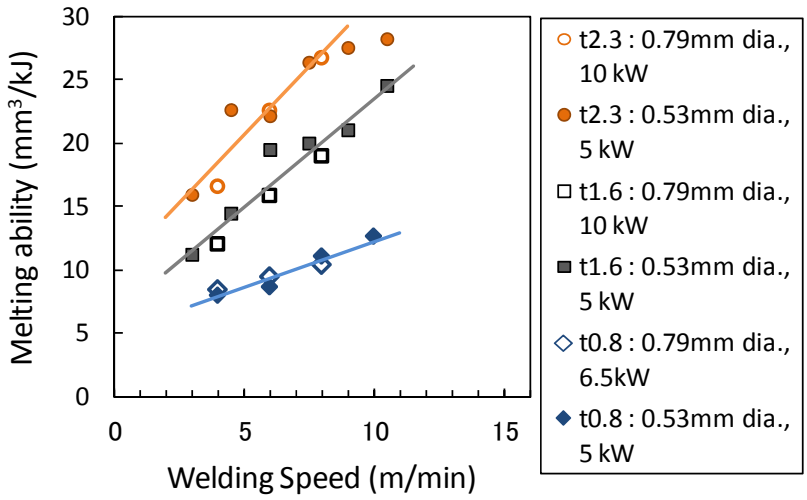


Fig. 3.9 Dependence of melting ability on welding speed in CO_2 laser melt-run welding.

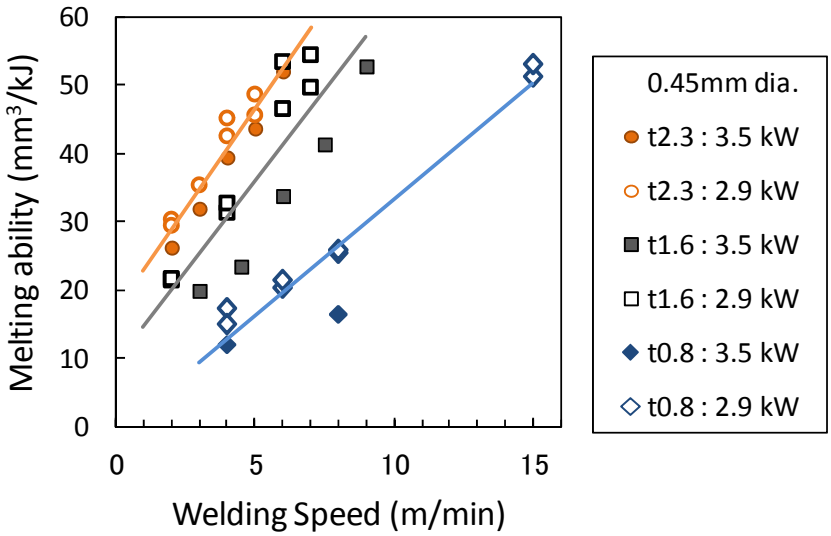


Fig. 3.10 Dependence of melting ability on welding speed in YAG laser melt-run welding.

Table 3.7 Linear regression result of melting ability.

Thickness (mm)	CO2 Laser		YAG Laser	
	Gradient	Intercept	Gradient	Intercept
0.8	0.72	5.0	3.4	0.68
1.6	1.7	6.3	5.3	9.5
2.3	2.2	9.8	5.9	17

Table 3.8 Comparison of melting ability of YAG laser to CO_2 laser.

Thickness (mm)	Melting ability ratio of YAG laser to CO2 laser				
	2.5 m/min	5 m/min	7.5 m/min	10 m/min	average
0.8		2.0	2.5	2.8	2.5
1.6	2.1	2.4	2.6		2.4
2.3	2.1	2.3	2.4		2.2
average					2.4

3.4.1 溶融能力の板厚依存性

Fig. 3.9 および **Fig. 3.10** において，板厚が厚くなると溶融能力が高くなっていた．樽井ら[49]は炭酸ガスレーザ溶接において照射した熱量と吸収された熱量の比である熱効率を測定しており，熱効率が板厚や溶接条件に依存することを指摘している．その理由について考える．レーザによるキーホール溶接では板厚の薄い場合，**Fig. 3.11** に示すように，レーザ光はキーホール壁面で一度反射されると，そのまま系外へ散逸してしまうと考えられる．本図は，集光前ビーム径 50 mm の平行ビームを焦点距離 200 mm で，集光スポット径 0.6 mm に集光した場合に，キーホール壁面に対し最も深い角度で入射する光線の軌跡を作図したものである．これ以外の光線はより浅い角度で入射し，より浅い角度で反射されてキーホールの裏面より鋼板の外へ通り抜けてしまう．この図より，薄鋼板の貫通レーザ溶接では，キーホール内での多重反射による吸収率の向上[48]は期待できないことが理解される．**Table 3.7** において，鋼板が厚くなると溶融能力が高くなるのは，光を吸収するキーホールの表面積が板厚に比例して増加するためと考えられる．すなわち同じ出力でも鋼板裏面へ素通りするレーザ出力が減少し，溶融断面積が増加するためと考えられる．そこで **Table 3.7** で得られた回帰係数を用いて，実用溶接速度 5 m/min と 7.5 m/min における YAG レーザと炭酸ガスレーザの溶融能力を求めた．これら溶融能力の値と板厚との関係を **Fig. 3.12** に示す．非常に良い直線関係が認められ，溶融能力が鋼板板厚に比例することが確かめられた．

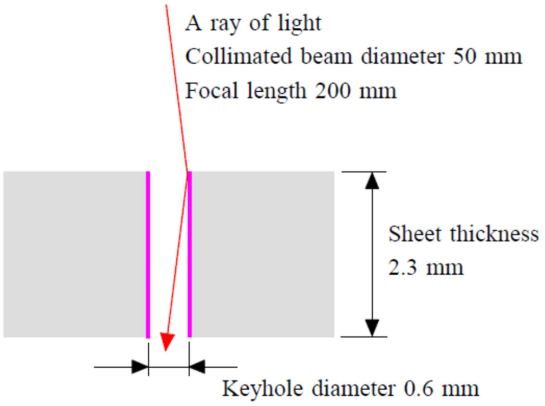


Fig. 3.11 Ray trajectory through keyhole.

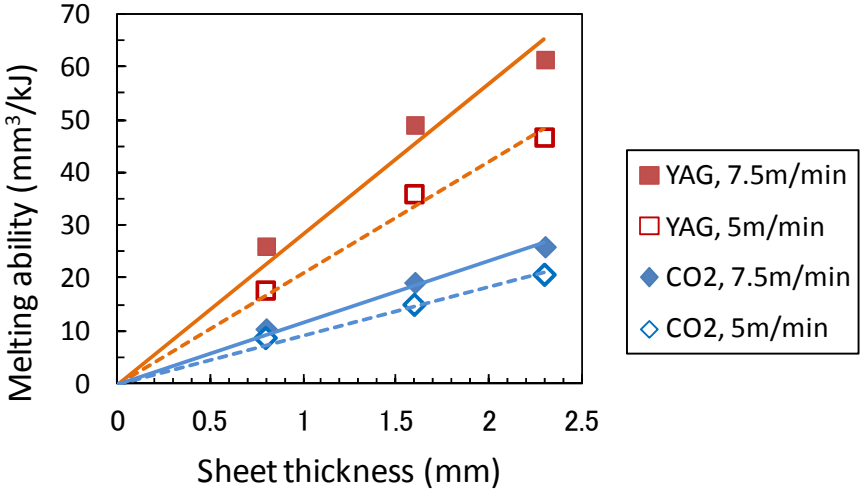


Fig. 3.12 Dependence of melting ability on sheet thickness in laser melt-run welding.

3.4.2　溶融能力のレーザ種類依存性

Table 3.8 において， YAG レーザと炭酸ガスレーザの溶融能力の比は平均で 2.4 となった．この理由について，少し定量的に考えてみる．

レーザ光の金属による吸収率は，垂直入射の場合であるが，次式のハーゲン・ルーベンスの式で近似される [50]．この式は，赤外線に対する金属の吸収特性を与えるものである．

$$\text{吸収率}=0.365\times\sqrt{\frac{\rho}{\lambda}} \qquad \cdots(1)$$

ただし， ρ ：抵抗率（Ω m），λ ：波長（m）である．
したがって，YAG レーザ光の吸収率と，炭酸ガスレーザ光の吸収率との比は，次式の通り，3.2 となる．以下，これを理論比として言及する．

$$\text{吸収率比}=\sqrt{\frac{\lambda_{CO2}}{\lambda_{YAG}}}=3.2 \qquad \cdots(2)$$

Fig.3.11 で考察したように，溶接ビードの形成にキーホール内での多重反射が寄与せず一回だけの吸収を考えればよい薄板溶接の場合，溶融能力比を直接吸収率比と比較することは妥当と考えられる．実験的に得られた溶融能力比は，溶接速度 10 m/min において 2.8，吸収率理論比の 3.2 に近い値である．これらの差は，炭酸ガスレーザ溶接においてのみ寄与するレーザ誘起プラズマからの入熱で補えると推定される．

しかし溶接速度が 2.5 m/min と低くなると，実験値は 2.1 となり，理論比との差が大きくなる．以下では，この点について，YAG レーザと炭酸ガスレーザでの集光点近傍におけるパワー密度分布の違いに基づいて考察する．

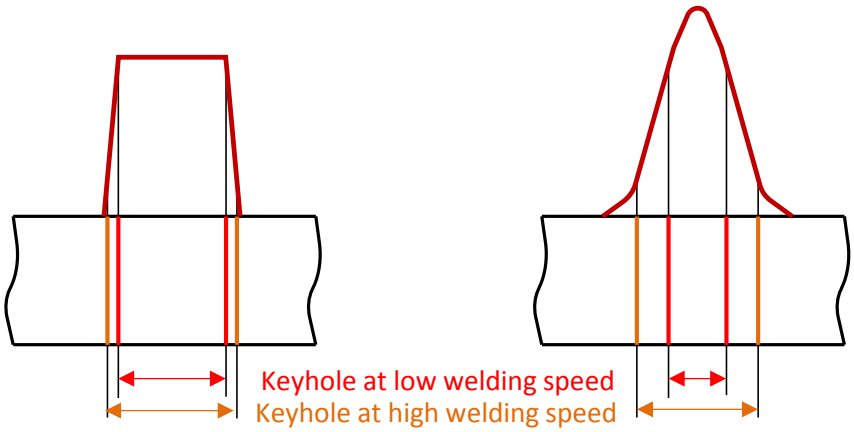
樽井ら [46]が測定例を報告しているように，ファイバ伝送された YAG レーザ光の集光点近傍でのパワー密度分布は裾から中心部まで一定のトップハット型であるのに対し，炭酸ガスレーザでは中心が高い分布であることはよく知られている．キーホールモードの溶接では，キーホール壁面が熱源となって，鋼板を溶融させる．ところでキーホール壁面にはこれを収縮させようとする表面張力が働く．このためキーホール壁面では，表面張力に抗して，蒸発反力によりキーホールを維持できるパワーが吸収されている必要がある．

Fig. 3.2 において，YAG レーザ溶接でのビード幅は溶接速度依存性が弱く，溶接速度に関わらず概ね一定の値となった．この現象は，以下のように解釈される．**Fig. 3.13** に示すように，トップハット型の集光パワー密度分布を持つ YAG レーザでは，溶接速度が低く，キーホールを維持するために必要なパワー密度に余裕があっても，キーホール径が広くなると急激にパワー密度が低下して溶接ビード幅を広げることができない．反対に溶接速度が高くなっても，周辺部のパワー密度が中心部と同程度であることからキーホール径は変わることなく，同じ幅の溶接ビードが形成される．さらに溶接速度が高くなると，突然貫通溶接ができなくなる．つまり YAG レーザ溶接においては，溶融断面積が溶接速度に対し一定となり，溶融能力は溶接速度に比例して高くなる．

これに対し炭酸ガスレーザ溶接では，**Fig. 3.2** に示したように，溶接ビード幅は溶接速度が低

い場合に広く，溶接速度が高くなると狭くなる傾向を示す．この現象は以下のように考えられる．**Fig. 3.13** に示すように中心部で高い集光パワー密度分布を持つ炭酸ガスレーザでは，溶接速度が低くなると，裾付近のパワー密度の低い部分でもキーホールを維持できるようになる．このためキーホールが太くなり，幅の広い溶接ビードが形成される．すなわち炭酸ガスレーザ溶接では，低溶接速度では溶融断面積が大きくなり，溶融能力は溶接速度に比例しない．

以上，YAG レーザ溶接では，溶接速度に比例した溶融能力が得られるのに対し，炭酸ガスレーザの溶融能力は，YAG レーザ溶接に比較して，低溶接速度では高くなると考えられた．これが，低溶接速度では溶融能力比が吸収率理論比に比べ小さくなる理由と推定される．



(a) YAG laser welding　　(b) CO_2 laser welding

Fig. 3.13 Schematic illustration of dependence of keyhole diameter on welding speed.

ところで以上の考察は，**Fig. 3.8** に示したように，レーザ光がキーホール壁面で一度だけ吸収され，反射された光は鋼板裏面へ通り抜けてしまうという鋼板が薄い場合を前提としている．鋼板が十分厚く，レーザ光がキーホール内で多重反射できる場合には反射を繰り返す間に吸収され，炭酸ガスレーザと YAG レーザで溶融能力は等しくなると考えられる．芦田ら[42]は，YAG レーザを用いて板厚 10 mm から 20 mm の鋼板の部分溶込みメルトラン溶接を行い，鋼板に吸収された熱量を測定している．鋼板に照射した熱量と鋼板に吸収された熱量の比が熱効率である．芦田らは YAG レーザ溶接で得られた熱効率が，文献にある炭酸ガスレーザ溶接での熱効率と概ね等しいことを報告している．熱効率が等しいと溶融能力は同じになる．

3.5　結　言

貫通溶接を前提に，薄鋼板の溶接能力という溶接「プロセス」的側面から，炭酸ガスレーザと YAG レーザの 2 種類のレーザを比較した．具体的には突合せ溶接とメルトラン溶接を行い，溶融能力という指標を定義して，定量的な比較を行った．得られた主な結論は，以下の通りである．

- 実用的な溶接速度の範囲内で，YAG レーザの溶融能力は炭酸ガスレーザのそれより約 2.4 倍高い．このことは，YAG レーザは炭酸ガスレーザに比較して半分の発振器定格出力で同等の溶接能力を示すことを意味する．
- この溶融能力の違いは，主に波長の違いによる金属表面におけるレーザ光の吸収率の違いに起因すると考えられた．

・　炭酸ガスレーザによる板厚 0.8 mm 材同士の突合せ溶接において，気孔の発生が認められた．

以上のように，波長の短さに基づいた固体レーザの優れた溶融能力は，炭酸ガスレーザから固体レーザへの「歴史的な流れ」の一つの要因となっていると考えられた．炭酸ガスレーザ溶接における気孔の発生原因については次章で詳しく論じる．

第 4 章　レーザ溶接における窒素溶解と気孔の発生

4.1　緒　言

本章では，大気中の窒素が溶鋼へ溶解し，気孔を発生させるという「冶金」的側面から炭酸ガスレーザ溶接と YAG レーザ溶接を比較する．

レーザ溶接は小入熱で溶接が可能であることから入熱による材質の劣化幅が狭く，健全な溶接部が実現される限り，テーラードブランク（TB）の突合せ溶接や車体の重ね溶接など，薄鋼板の溶接には最適である．レーザ溶接における不具合として，通常のアーク溶接同様，高温割れ（特に凝固割れ），低温割れ，アンダーフィルや気孔があげられる．気孔の発生原因としては，めっき鋼板を重ね溶接する場合の亜鉛蒸気，シールドガスである不活性ガスのキーホールを通じての巻き込み，溶接中に溶鋼に溶解した窒素や水素の凝固時の排出，炭素（C）と酸素（O）の化学反応による CO ガスの生成があげられる．

こうした気孔が多発すると， TB の成形性が低下したり，重ね継手の強度が低下したりする．例えば，炭酸ガスレーザを用いた極低炭素鋼板の TB 溶接では気孔が多発することがあり，原因不明のまま気孔の発生しない溶接条件を探すといったことが行われている．そこで本章では，第 3 章でみたレーザ溶接部の気孔がどういう機構に基づいて発生するのかという「冶金」的側面から考察する．

4.2　実験方法

4.2.1　供試鋼板

炭酸ガスレーザおよび YAG レーザによるメルトラン溶接を行い，種々加工条件で溶接金属にどの程度の窒素が溶解するのかを調べる実験には **Table 4.1** に示す Steel A, B および C を用いた．また，炭酸ガスレーザによるメルトラン溶接において，窒素溶解量と気孔の発生現象を詳しく調べる実験には Steel D を用いた．さらに炭酸ガスレーザによるメルトラン溶接において，レーザ誘起プラズマ中の窒素の状態をスペクトル分光により調査した実験には Steel E を用いた．Steel A, D および E は極低炭素鋼板で，窒素溶解挙動に関しては純鉄と考えられる鋼板である．また，Steel B は低炭素鋼板，Steel C は炭素鋼板である．

Table 4.1 Chemical compositions of steels used in this study (mass%).

Steel	t (mm)	C	Si	Mn	tN	remarks
A	0.8	0.0035	0.003	0.082	0.0019	Ultra low carbon steel
B	1.6	0.063	0.013	0.56	0.0055	Cold rolled steel
C	2.3	0.17	0.015	0.86	0.0034	Hot rolled steel
D	0.7	0.0022	0.004	0.15	0.0018	Ultra low carbon steel for CO2 laser melt-run
E	0.8	No Data				Ultra low carbon steel for spectrum analysis of laser induced plasma

4.2.2　実験装置

(1)　窒素溶解量の溶接条件依存性調査に用いた実験装置

炭酸ガスレーザ発振器として，定格出力 10 kW のリングモード発振器を用いた．加工点での出力密度を変えるために，焦点距離 254 mm（10 inch）と同 381 mm（15 inch）の 2 種類の放物面集光鏡を用いた．

YAG レーザとして，定格出力 4 kW（加工点 3.5 kW）のランプ励起発振器を用いた．発振器からのレーザ光をコア径 0.6 mm の SI 型ファイバで伝送後，焦点距離 200 mm のレンズでコリメート後，焦点距離 100，150，200 mm の集光レンズで集光し，実験に供した．

それぞれのレーザのビームウェストにおける $1/e^2$ 強度直径（全出力の 86%を含む領域の直径として定義）をビーム径とし，**Table 4.2** および **Table 4.3** に示す．焦点距離が長いほど，ビーム径は大きくなっている．また，溶接中，加工点に向けてサイドノズルよりシールドガスとして Ar を供給した．鋼板裏面は大気である．

Table 4.2 Beam diameter of CO_2 laser with focusing lens of 254 and 381 mm in length used in this study.

Focal length (mm)	Beam dimameter (mm)
254	0.53
381	0.79

Table 4.3 Beam diameter of YAG laser with focusing lens of 100, 150 and 200 mm in length used in this study.

Focal length (mm)	Beam dimameter (mm)
100	0.30
150	0.45
200	0.60

(2)　窒素溶解量と気孔の発生現象を調べた実験装置

用いたレーザは，定格出力 5 kW の低次マルチモードの炭酸ガスレーザ発振器である．集光光学系として，焦点距離 127 mm（5 inch），191 mm（7.5 inch）および 254 mm（10 inch）の ZnSe 平凸レンズを用いた．各レンズで集光した場合のビームウェスト位置でのビーム径を **Table 4.4** に示す．シールドは，プラズマコントロールを兼ねてビームと同軸のセンターシールド方式とし，内径 4 mm のノズルをスタンドオフ 8 mm で用いた．また，鋼板裏面は必要に応じて雰囲気置換できる構造とした．センターシールドガスあるいは鋼板裏面雰囲気を混合ガスとする場合，2 種のガスをそれぞれ流量計で計量した後，ガス混合器により混合した．

Table 4.4 Beam diameter of CO_2 laser used in this study.

Focal length (mm)	Beam diameter (mm)
127	0.24
191	0.34
254	0.45

(3) スペクトル分光により窒素の状態を調べた実験装置

レーザ誘起プラズマの分光分析には，分解能が半値幅で約 2.0 nm の分光器を用いた．分光実験に用いた炭酸ガスレーザ発振器は，(2)に記載した，定格出力 5 kW の低次マルチモードの発振器である．

4.2.3 実験内容

(1) 窒素溶解量の溶接条件依存性を調査した実験

板厚 0.8，1.6 および 2.3 mm の各鋼板（それぞれ Table 4.1 に示した steel A，steel B および steel C）に対して，炭酸ガスレーザおよび YAG レーザを用いてメルトラン溶接を実施した．加工条件を Table 4.5 に示す．シールドガスとして Ar ガスを用いたが，鋼板裏面雰囲気は大気である．溶接部の評価として不活性ガス融解熱伝導度法により溶接金属中の窒素量測定を実施した．

Table 4.5 Welding conditions conducted in this study.

Laser	Sheet thickness (mm)	Focal length	Laser power (kW)	Welding speed (mm/s)
CO2	0.8	254 mm (10 inch) 381 mm (15 inch)	3.5 ～ 6.5	67 ～ 167
	1.6		3.5 ～ 10	50 ～ 175
	2.3			50 ～ 175
YAG	0.8	100 mm 150 mm 200 mm	3.5	67 ～ 133
	1.6			50 ～ 125
	2.3			67 ～ 100

(2) 窒素溶解量と気孔の発生現象を調べた実験

(2-1) 裏面大気雰囲気でのメルトラン溶接

通常，炭素鋼のレーザ溶接では鋼板裏面はシールドされない．どのような溶接条件で気孔が発生し易いかを明らかとするため，まず鋼板裏面を大気としてセンターシールドガス Ar 0.25×10^{-3} m^3/s （15 l/min）のみで，板厚 0.7mm の極低炭素冷延鋼板（Table 4.1 に示す steel D）のメルトラン溶接を実施した．レーザ加工点出力は 4.5 kW，溶接速度は 83 mm/s （5 m/min）一定とし，ZnSe 集光レンズの焦点距離（127，191，254 mm）と焦点外し距離（焦点距離の±1.5 %範囲）を変化させた．（焦点外し距離は鋼板表面を基準にとり，ビームウェストが鋼板表面より上にある場合を+，下にある場合をーとして表記する．）

メルトラン長は約 120 mm で，溶接繰り返し数は 8～12 回である．溶接部の評価として X 線透過試験と溶接金属中の窒素量測定を行った．また，一部試験体について気孔内ガスの分析を実施した．

(2-2) 鋼板裏面雰囲気を Ar+N_2 混合ガスとしたメルトラン溶接

鋼板裏面が大気の場合との比較実験として，裏面雰囲気を Ar+N_2 混合ガスとして窒素濃度を変化させたメルトラン溶接と，一定の窒素濃度で焦点外し距離を変えたメルトラン溶接を行った．これらの実験において，供試材は板厚 0.7 mm の極低炭素冷延鋼板（Table 4.1 に示す steel D）で，レーザ加工点出力は 4.5 kW，加工速度は 83 mm/s（5 m/min）一定とした．また，ZnSe 集光レンズの焦点距離は 127 mm で，センターシールドガスは Ar 0.25×10^{-3} m^3/s （15 l/min）である．

裏面雰囲気の窒素濃度を変化させた実験では，2 水準の焦点外し距離（焦点距離の±0.5 %）において，窒素濃度 0～100 vol%の範囲でメルトラン溶接を行った．

また，焦点外し距離を変化させた実験では，2 水準の裏面窒素濃度（0 および 36.4 vol%）において，焦点距離の±1.5 %範囲で焦点外し距離を変化させ，メルトラン溶接を行った．

以上の実験におけるメルトラン長は約 120 mm で，溶接繰り返し数は 4 または 8 回である．溶接部の評価として X 線透過試験と溶接金属中の窒素量測定を行った．また，一部試験体について気孔内ガスの分析を実施した．

(2-3) Ar+N_2 混合ガスをセンターシールドガスとしたメルトラン溶接

センターシールドガス中の窒素濃度と焦点外し距離の気孔発生に及ぼす影響をみるため，板厚 0.7 mm の極低炭素冷延鋼板（Table2.3.1 に示す steel D）のメルトラン溶接を実施した．このとき加工点出力は 4.5 kW, 溶接速度は 83 mm/s（5 m/min）, ZnSe 集光レンズの焦点距離は 127 mm とし，以下に示すように種々のシールドガス窒素濃度と焦点外し距離でメルトラン溶接を行った．

センターシールドガスの窒素濃度を変化させた実験ではシールドガスとして Ar+N_2 混合ガスを用いた．合計流量を 0.25×10^{-3} m^3/s （15 l/min）一定とし，窒素濃度を 0～30 vol%の範囲で変化させた．焦点外し距離は+0.63 mm（焦点距離の+0.5 %）である．

また焦点外し距離を変化させた実験では，センターシールドガス中の窒素濃度を一定（10 あるいは 30 vol%）とし，焦点外し距離が+1.91～-1.27 mm（焦点距離の+1.5～−1.0 %）の範囲で実験を行った．

以上の実験において鋼板裏面雰囲気は Ar とし，120 mm 長のメルトラン溶接を 4～12 回実施した．溶接部の評価として，X 線透過試験と溶接金属中の窒素量測定を実施した．さらに，一部の試験体については，気孔中のガス分析を実施した．

(2-4) スペクトル分光により窒素の状態を調べた実験

レーザ誘起プラズマの分光実験では, 試験材として板厚 0.8mm の極低炭素冷延鋼板（**Table 4.1** に示した steel E）を用いたが，2 枚を密着して重ね，加工点出力 4.5 kW，溶接速度 50 mm/s（3 m/min）でメルトラン溶接を行った．ZnSe 集光レンズの焦点距離は 254 mm（10 inch）であり，

焦点位置は 1 枚目の鋼板表面（焦点外し距離 0 mm）である．センターシールドガスは N_2（0.17 $\times10^{-3}$ m^3/s (10 l/min)）+He（0～0.083$\times10^{-3}$ m^3/s (0～5 l/min)）の混合ガス，または He（0.17 $\times10^{-3}$ m^3/s (10 l/min)）であり，鋼板裏面雰囲気は大気とした．鋼板表面のプラズマ全体からの発光を分光することとし，溶接線と直交する方向より水平から約 4 度の俯角で測定した．また露光時間 0.5 s の測定 5 回の総和を分光結果とし，時間平均のスペクトル分布を得た．溶接部の品質調査としてビード表面のピットの有無について目視検査を行った．

(2-5) X 線透過試験

溶接部の気孔発生状況を評価するため，溶接した全試験体について X 線透過試験を実施した．その際気孔の大きさについては区別せず，数(ヶ/100 mm)のみをカウントした．また同じ加工条件の試験体について気孔数の平均値，標準偏差，最大値および最小値を求めた．板厚が 0.7 mm と薄いことと，撮影フィルムの観察にルーペを用いたことから，カウントできた最小の気孔は直径で約 0.05 mm であった．また溶接ビード表面に開口したピットについても，気孔と区別せずにカウントした．

(2-6) 溶接金属中の窒素量測定

各条件で繰り返し 4～12 回の溶接を行った内, 平均的な気孔数のもの 3 体について溶接金属中の窒素量分析（total N，insolble N．以降それぞれ t-N，ins-N と表記する）を行った．その際，3 体の試験体より溶接金属の切り粉を採取し，混合して分析試料とした．分析方法は JIS G1228 に従っているが，t-N のみの定量を行う場合は不活性ガス融解熱伝導度法により，t-N と ins-N の両者を測定する場合にはアンモニア蒸留分離ビスピラゾロン吸光光度法を用いた．窒素量と気孔数との関係を考えるとき，気孔数としては窒素量を測定した 3 試験体の平均気孔数と最大値，最小値を用いた．

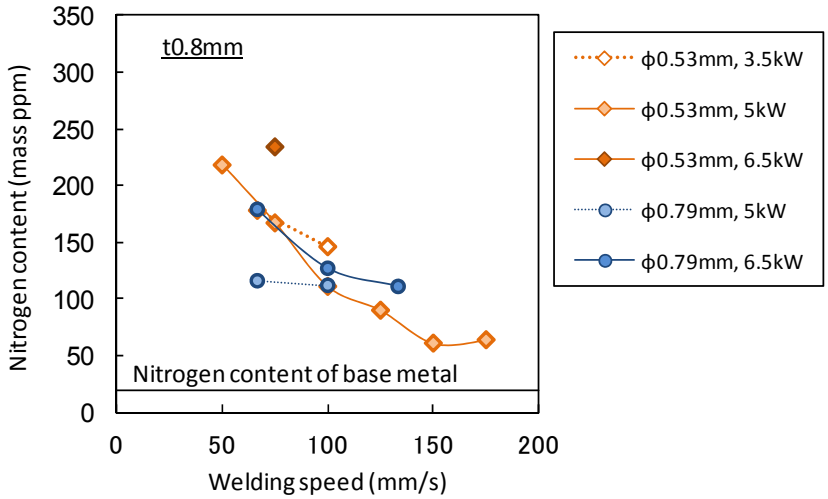
(2-7) 気孔中のガス分析

センターシールドガスおよび裏面雰囲気ガスを作り分けて溶接した 4 体の試験体について，気孔中ガスの分析を実施した．気孔は必ずしも球形のものばかりではなく，樹枝状晶間に形成されて筒状になるものも多い．ところで，本実験で用いた供試材は，板厚が 0.7 mm と薄いことから，X 線フィルムで気孔形状を比較的明瞭に判別できる．そこで，ガス分析結果の考察を単純化するため，ほぼ球形の気孔のみをガス分析対象とした．ガス分析は，真空中で気孔を狙ってドリル（直径 2 mm）で穿孔し，放出されたガスを質量分析することによって行った．分析した気孔の直径は，0.05～0.3 mm の範囲にあり，1 個または複数個の気孔中のガスを同時に分析した．分析項目はガスの組成と量である．

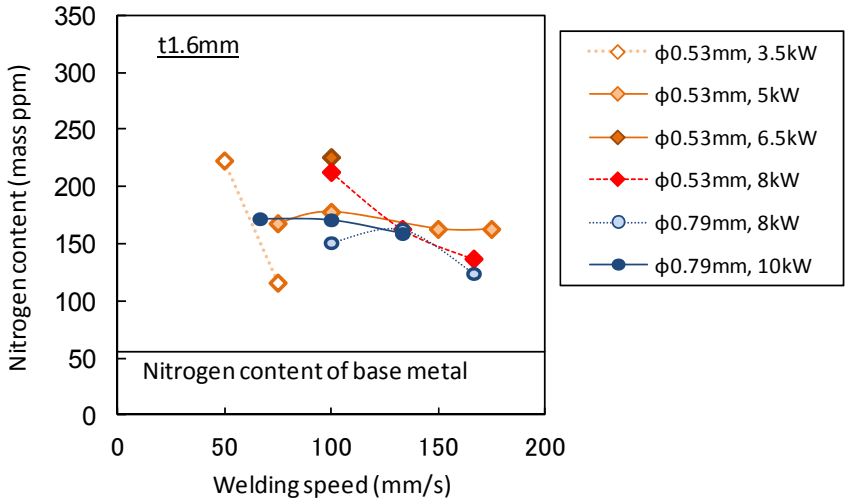
4.3 実験結果

4.3.1 窒素溶解量の溶接条件依存

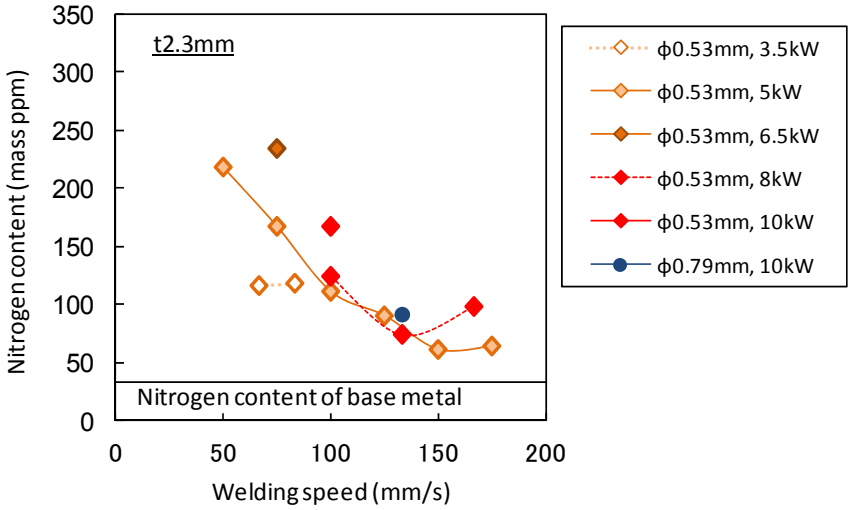
炭酸ガスレーザを用い，シールドガスに Ar ガスを用いたメルトラン溶接において，溶接ビード中の窒素量（t-N）を **Fig.4.1** に示す．板厚にかかわらず，溶接速度が低下すると，窒素量が増加する傾向がみられた．また，ビーム径やレーザ出力にも依存していると考えられた．



(a) Steel A (thickness 0.8 mm)

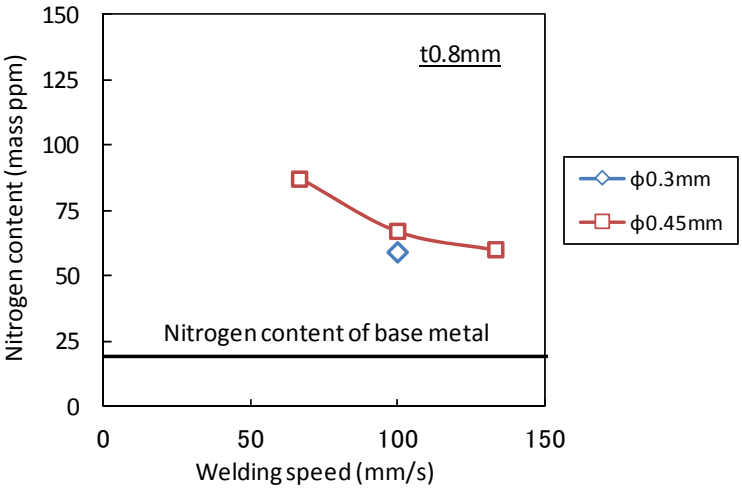


(b) Steel B (thickness 1.6 mm)

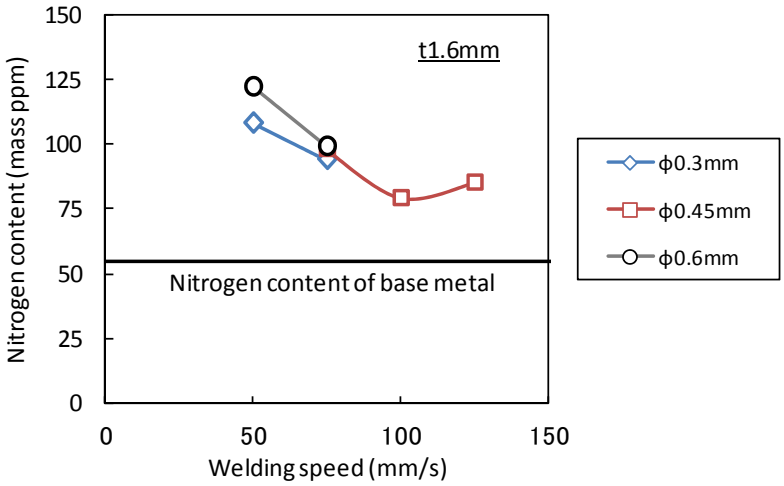


(c) Steel C (thickness 2.3 mm)

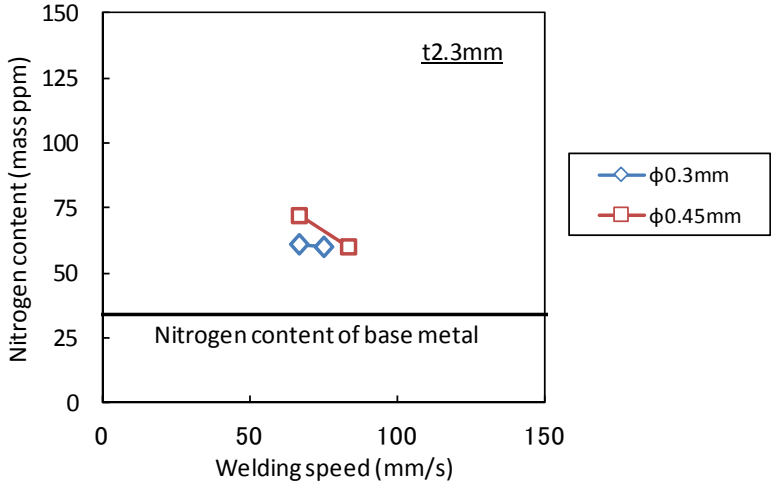
Fig.4.1 Nitrogen content in weld metal made with CO_2 laser.



(a) Steel A (thickness 0.8 mm)



(b) Steel B (thickness 1.6 mm)



(c) Steel C (thickness 2.3 mm)

Fig.4.2 Nitrogen content in weld metal made with 3.5 kW YAG laser.

YAG レーザを用い，同軸 Ar ガスシールドによりメルトラン溶接して得られたビード中の窒素量を（t-N）を **Fig.4.2** に示す．炭酸ガスレーザを用いた場合と同様，溶接速度が低下すると，窒素量も増加する傾向がみられる．一方，ビーム径には影響されておらず，レーザの出力密度にはあまり依存しないと考えられた．

Fig.4.1 と **Fig.4.2** において，溶接速度 50 mm/s（3 m/min）の窒素量を比較すると，炭酸ガスレーザの場合，200 mass ppm を超えている試料があるのに対し，YAG レーザの場合，最大でも 100 mass ppm 程度である．したがって，炭酸ガスレーザ溶接のほうが，YAG レーザ溶接より窒素が溶解しやすいと考えられた．

4.3.2　窒素溶解量と気孔の発生現象

(1)　鋼板裏面雰囲気が大気の場合の気孔発生状況

センターシールドガスを Ar とし，鋼板裏面を大気雰囲気とした通常の炭酸ガスレーザメルトラン溶接ビードの X 線透過写真を **Fig.4.3** に示す．気孔数が平均に近い試料の写真である．気孔の集積した部位では，離散している部位に比較してより大きな気孔が観察された．**Fig.4.4** は，気孔数の焦点外し距離依存性を示している．ここで気孔数は，溶接した全試料についての平均値を示しており，エラーバーにより標準偏差の範囲を示している．**Fig.4.4** より，焦点を鋼板表面

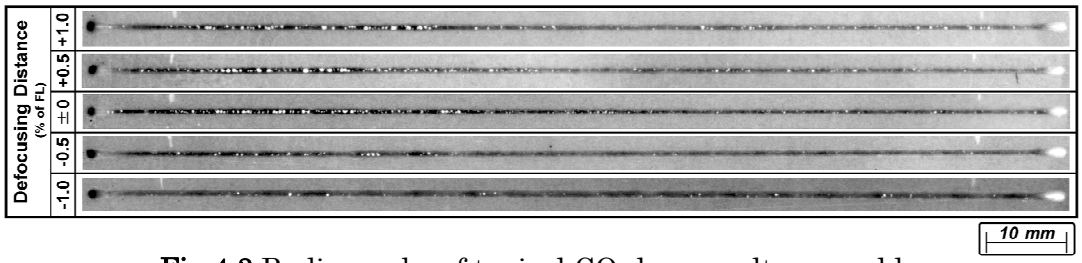


Fig.4.3 Radiographs of typical CO_2 laser melt-run welds.

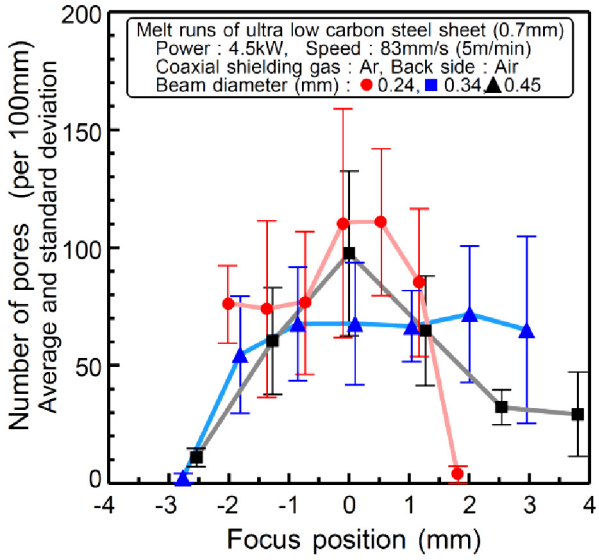


Fig.4.4 Effect of focus position on porosity formation in CO_2 laser melt-run welds.

から外した場合に比較し，ジャストフォーカス近傍で気孔が多発していることが分かる．**Fig.4.5** は，**Fig.4.4** を鋼板表面の平均出力密度で再整理したものである．レーザ光の出力密度が高くなるほど，気孔数が増加していることが分かる．

Fig.4.6 は，溶接金属中の窒素量（t-N）と気孔数との関係を示す．ここで気孔数は窒素量を測定した試料についての平均値であり，エラーバーは最大および最小値を示している．一部 150 mass

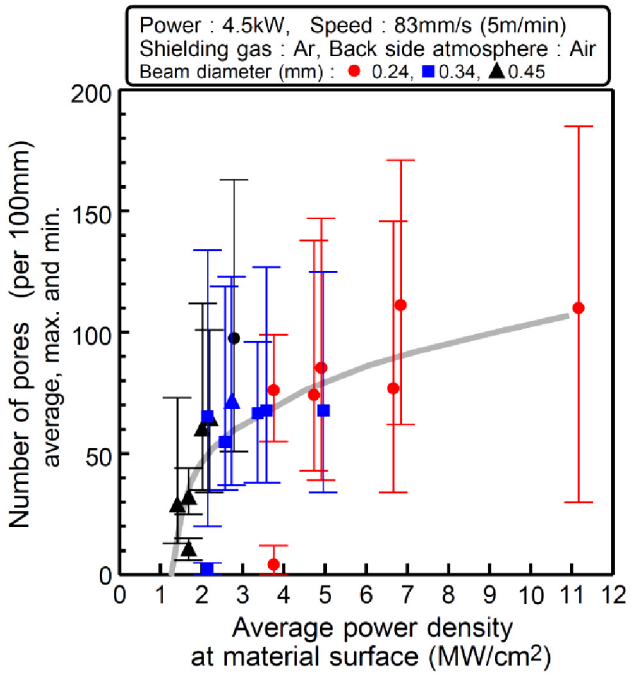


Fig.4.5 Effect of power density on porosity formation in CO_2 laser melt-run welds of ultra low carbon steel of 0.7 mm sheet thickness.

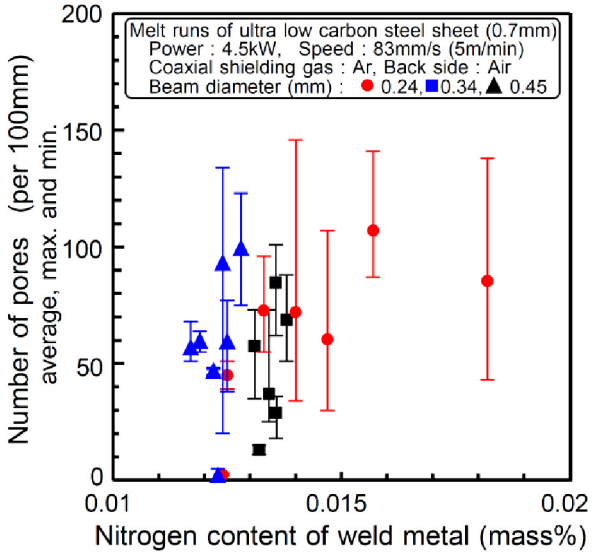
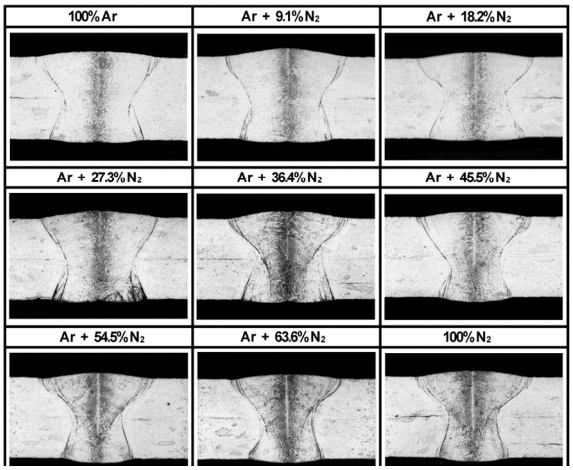


Fig.4.6 Number of pores v.s. nitrogen content in CO_2 laser melt-run weld metals.

ppm を越える窒素が測定された試料もあるが，溶接金属中の窒素量は 125 mass ppm から 150 mass ppm に集中しており，母材の窒素量 18 mass ppm に比較して大幅な上昇が認められた．そして，ほとんどの全て試料で気孔が発生したことがわかる．ところで，ビーム径 0.34 mm および 0.45 mm で溶接した試料については ins-N も分析したが，その値は 3～6 mass ppm であり，顕著な増加は認められなかった．

(2) 鋼板裏面雰囲気を Ar+N_2 混合ガスとした場合の気孔の発生状況

センターシールドガスを Ar，鋼板裏面の雰囲気を Ar+N_2 混合ガスとして窒素濃度を変えてメルトラン貫通溶接をしたとき，50 vol%以下の窒素濃度では鋼板裏面に強い発光が観察され，ガスプラズマへの着火が認められた．**Fig.4.7** に溶接ビードの断面観察結果を示す．鋼板裏面におけるレーザ誘起プラズマの成長により，焦点外し距離が-0.63 mm（FL の-0.5 %）の場合，36.4 vol%以下の窒素濃度での溶接ビードは，これを越える窒素濃度の溶接ビードに比較して裏ビード幅が拡大していることが分かる．



Power:4.5 kW, Speed:83.3 mm/s (5m/min)
Beam diameter:0.24 mm,
Focus position:-0.63 mm
Coaxial shielding gas:Ar 0.25×10^{-3} m^3/s
Back side atmosphere:Ar+N_2

Fig.4.7 Cross-sectional macro-photographs of CO_2 melt-run welds made with various back side atmosphere.

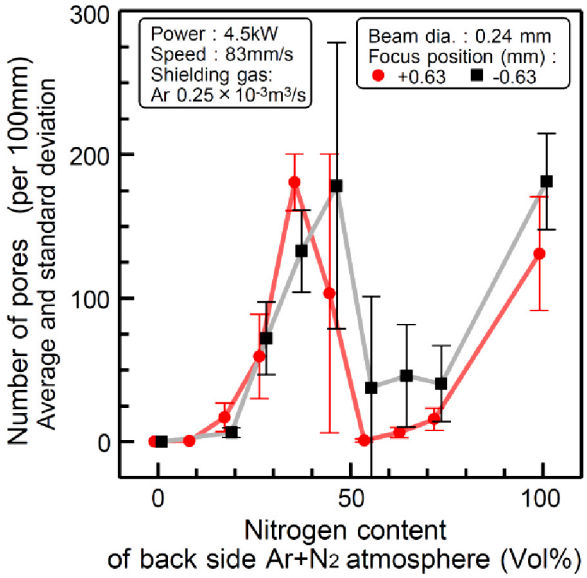


Fig.4.8 Effect of back side atmosphere on porosity formation in CO_2 laser melt-run welds in ultra low carbon steel sheet of 0.7mm thickness.

Fig.4.8 は，鋼板裏面雰囲気中の窒素濃度を変化させて溶接したときの気孔の発生状況を示す．ここで，気孔数は全ての試料についての平均値であり，エラーバーにより標準偏差の範囲を示している．焦点外し距離に関わらず，鋼板裏面が純 Ar であれば気孔は発生していないが，窒素濃度が高くなるに従って 40 vol%前後のところに気孔数のピークが現れ，更に窒素濃度を高くすると気孔数は一度減少し，その後 100 vol%に近づくにつれて，再び増加する傾向がみられた．

Fig.4.9 は，焦点外し距離-0.63 mm で溶接した試料について，裏面雰囲気中窒素濃度と溶接金属中窒素量（t-N）の関係を示す．鋼板裏面雰囲気が純 Ar の場合，溶接金属中窒素量は母材のそれと同等である．このことから，センターシールドノズルが内径 4 mm（Stand-off 8 mm）とそれほど大きくないにも関わらず，溶鋼は大気から良好にシールドされていると判断される．鋼板裏面雰囲気に窒素を混ぜた場合，溶接金属中の窒素量は母材のそれに比較して上昇した．したがって，鋼板裏面雰囲気が大気の場合も含め，溶接金属中の窒素は鋼板裏面雰囲気に由来すると判断される．溶接金属中窒素量は，裏面雰囲気の窒素濃度が 40 vol%と 100 vol%で高く，窒素濃度に対して単純な比例関係を示さなかった．この窒素濃度に対する窒素量の挙動は，**Fig.4.8** に示した気孔発生状況の窒素濃度に対する挙動と同じものである．窒素は 125 mass ppm 程度まで溶解したが，ins-N は 7 mass ppm 以下で，顕著な増加は認められなかった．

Fig.4.10 は，センターシールドガスを Ar，鋼板裏面雰囲気を $Ar+N_2$ として，焦点外し距離を変化させた場合の気孔発生状況を示す．ここで，気孔数は全ての試料についての平均値を示しており，エラーバーは標準偏差の範囲を示している．裏面雰囲気中の窒素が 0 vol%であれば，焦点外し距離に関わらず気孔は発生していない．一方，窒素量が 36.4 vol%の場合には，ジャストフォーカス位置付近で気孔が多発した．この気孔発生状況の焦点外し距離依存性は，**Fig.4.4** に示した鋼板裏面が大気の場合と同じである．

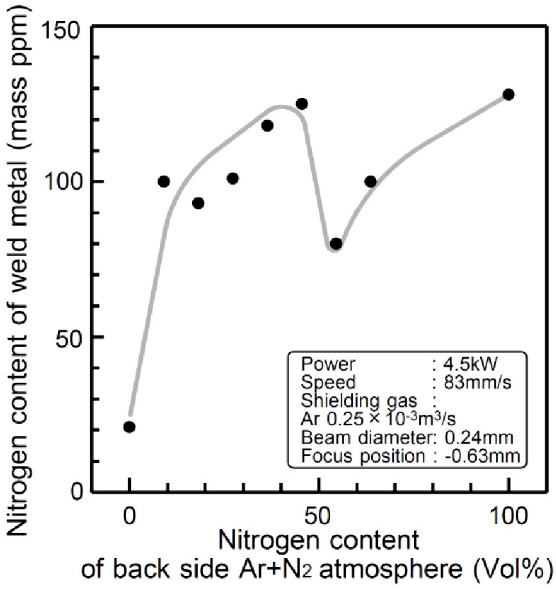


Fig.4.9 Relation between nitrogen content of weld metal and back side atmosphere in CO2 laser melt-run of ultra low carbon steel sheet of 0.7mm thick.

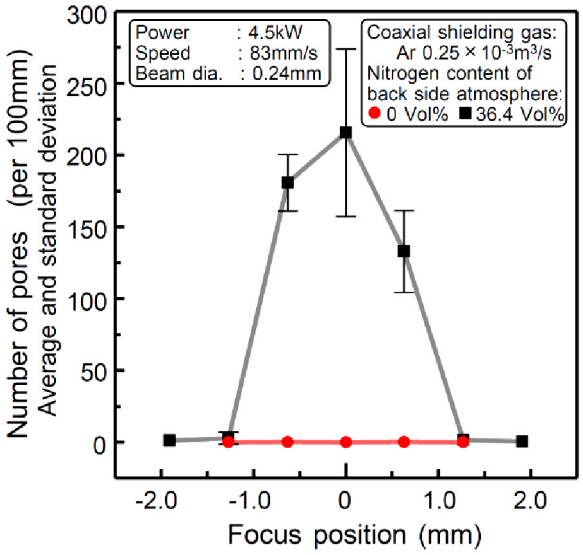


Fig.4.10 Effect of focus position on porosity formation in CO_2 laser melt-run welds of ultra low carbon steel sheet of 0.7 mm thick with various back side atmosphere.

(3) Ar+N_2 混合ガスをセンターシールドガスに用いた場合の気孔の発生状況

鋼板裏面雰囲気を Ar とし，センターシールドガスを Ar+N_2 混合ガスとして窒素濃度を徐々に増加させた場合，**Fig.4.11** に示すように，一定濃度以上になると気孔が発生した．ここで，気孔数は溶接した全試料についての平均値を示し，エラーバーは標準偏差の範囲を示している．窒素濃度が 10 vol%から気孔が発生するようになり，実験した 30 vol%までの範囲ではほぼ直線的に気孔数が増加した．

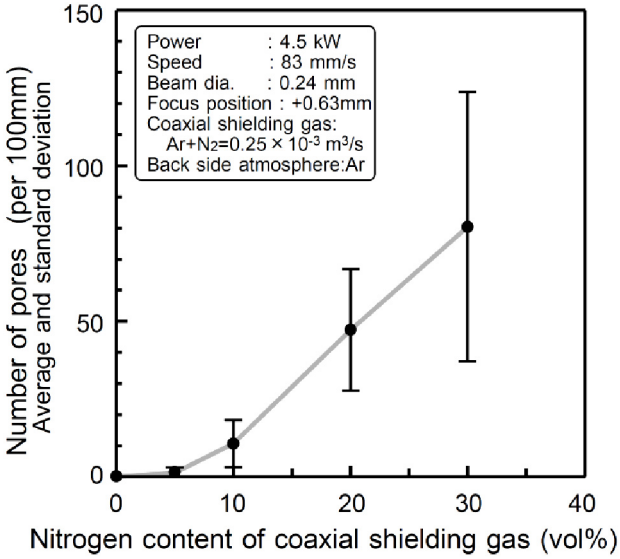


Fig.4.11 Effect of coaxial shielding gas on porosity formation in CO_2 laser melt-run welds of ultra low carbon steel sheet of 0.7mm thick.

Fig.4.12 に，センターシールドガス中の窒素濃度と溶接金属中の窒素量（t-N）の関係を，窒素分析を行った試験体の気孔数（平均値と最大・最小値）とともに示す．Ar シールドでの溶接金属窒素量は母材と同等であるが，気孔が発生し始める窒素濃度 10 vol%までの範囲では，シールドガス中の窒素濃度とともに窒素量は増加する傾向を示し，窒素濃度 10 vol%において約 120 mass ppm となった．したがって，溶接金属中の窒素はセンターシールドガスに由来すると考えられる．また，全ての窒素濃度において溶接金属中 ins-N 量は 11 mass ppm 以下にとどまった．

次に，気孔発生状況の焦点外し距離依存性を **Fig.4.13** に示す．Ar+N_2 混合ガスであるセンターシールドガスの窒素濃度を 10 あるいは 30 vol%，鋼板裏面雰囲気を Ar とし，焦点外し距離を変化させたときの気孔の発生状況である．気孔数の平均値と標準偏差の範囲として示している．

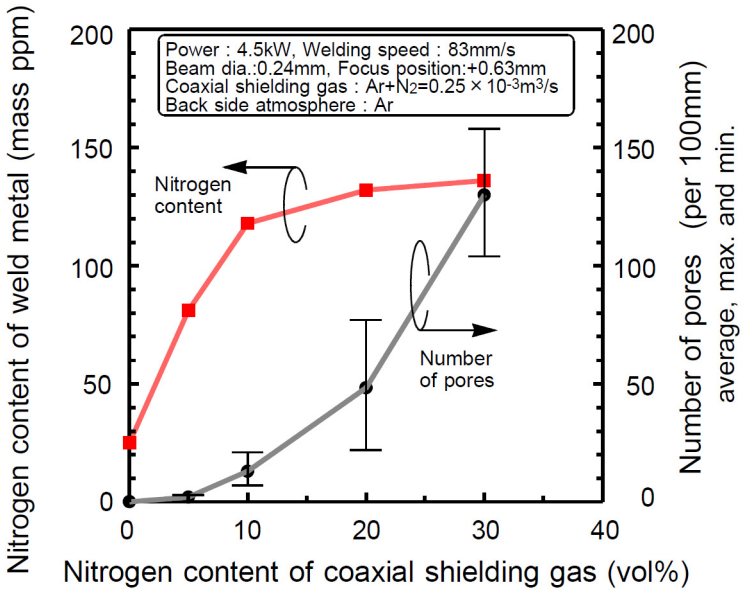


Fig.4.12　Effect of coaxial shielding gas on nitrogen content in CO_2 laser melt-run weld metals of ultra low carbon steel sheet of 0.7mm thick.

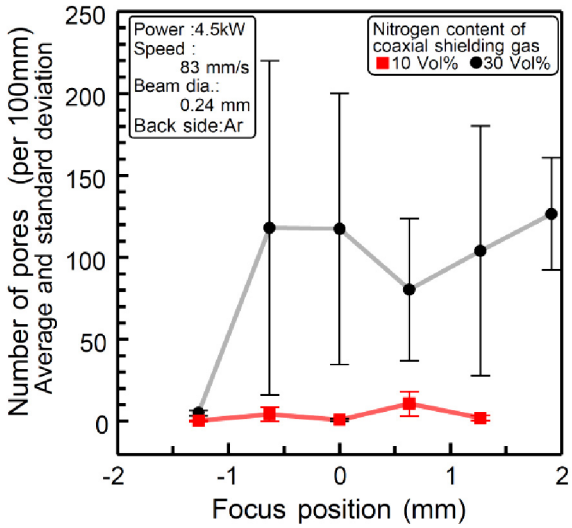


Fig.4.13　Effect of focus position on porosity formation in CO_2 laser melt-run welds of ultra low carbon steel sheet of 0.7mm thick with Ar+N_2 co-axial shielding gas.

窒素濃度 10 vol%では気孔はほとんど発生しなかったが，30 vol%では鋼板裏面から窒素が供給された場合と同様の焦点外し距離依存性が認められた．すなわち，気孔はジャストフォーカス近傍および焦点外し距離が正の領域（ビームウェストが鋼板表面よりレーザ発振器側）で多発するが，焦点外し距離が負の方向に大きくなると（−1.27 mm）減少した．

(4) 気孔中のガスの組成

ガス分析を実施した位置の X 線透過写真を各試料の溶接条件とともに **Fig.4.14** に示す．この写真から分析に際し真空中でガスを放出したと考えられる気孔について，その直径を測定した．測定結果を **Table 4.6** に示す．また，真空中ガス分析結果を **Fig.4.15** に示すが，気孔中ガスの主成分はシールド条件に関わらず窒素であった．1 試験体からは水素が検出されたが，雰囲気中に多量に含まれる Ar は検出されなかった．図中に示す計算ガス体積については，次節の考察において述べる．

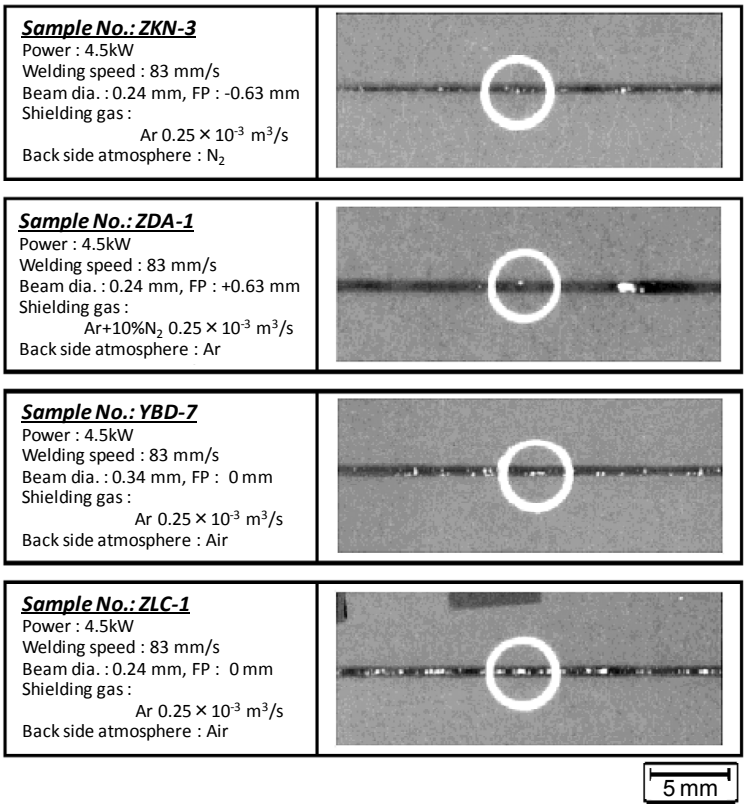


Fig.4.14 Radiographs of CO_2 laser weld beads, showing pores used for gas analyses.

Table 4.6 Diameter of pores utilized for gas analyses.

Sample No.	Nitrogen content of weld metal (mass%)	Pore diameter (mm)										
ZKN-3	0.0128	0.15	0.15	0.25	0.1	0.1	0.15					
ZDA-1	0.0118	0.3										
YBD-7	0.0117	0.2	0.2	0.2	0.1	0.1	0.1	0.05	0.05			
ZLC-1	0.0147	0.2	0.15	0.25	0.15	0.4	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1

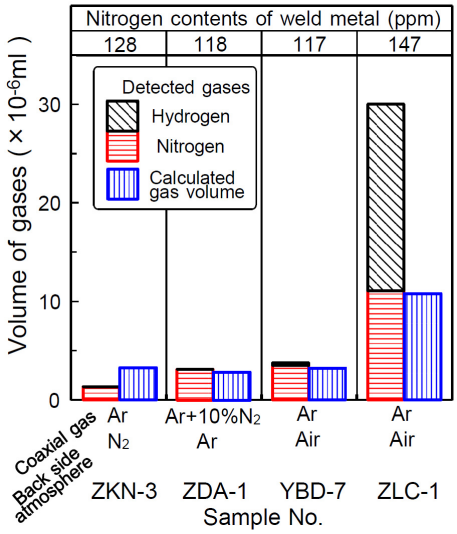


Fig.4.15 Comparison of detected gases and calculated gas volumes from pore sizes.

(5) レーザ誘起プラズマ中での窒素の状態

センターシールドガスを $He+N_2$ として窒素濃度を高くした場合，**Fig.4.16** に示すように，レーザ誘起プラズマの出す光に中性窒素原子のスペクトル線（746.83 nm）が確認された．したがって窒素分子はプラズマ中では原子状に解離されていると考えられる．また，シールドガス中の窒素濃度が高い場合，溶接表ビードにはピットが観察された．

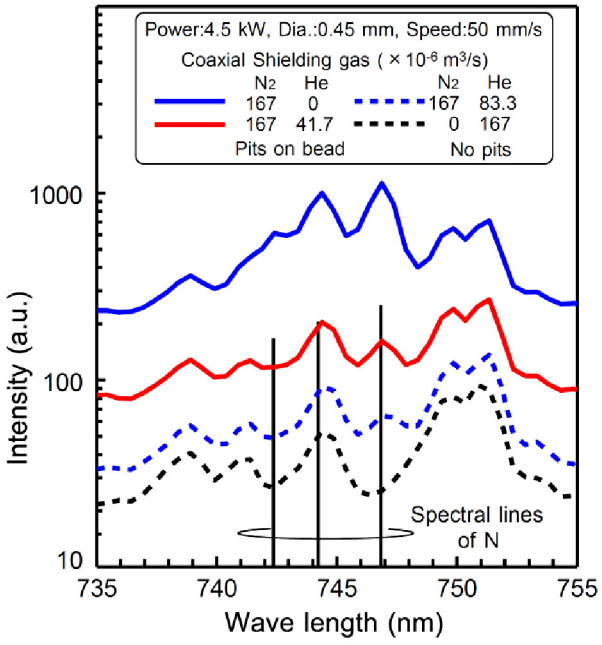


Fig.4.16 Spectrum of laser-induced plasma under several CO_2 laser welding conditions.

4.4 考察

4.4.1 溶鋼への窒素の溶解現象

(1) 気体の溶解反応

溶鋼に窒素が溶解するという反応を熱力学的にまとめる. 温度と圧力が一定の条件では, Gibbs の自由エネルギーG を熱力学ポテンシャルと考えて各種反応を考えることができる [51),52)]. すなわち，系の変化は G が高い状態から低い状態へ生じる．平衡状態は自由エネルギーG が最小となる状態である．一般に G は，圧力 P，温度 T とともに，系を構成する元素の数に依存する．各相の成分 1, 2, 3,･･･ i に対し，それぞれのモル数を $n_1, n_2, n_3, \cdots n_i$ とすると，

$$G = G(P,T,n_i) \qquad \cdots (1)$$

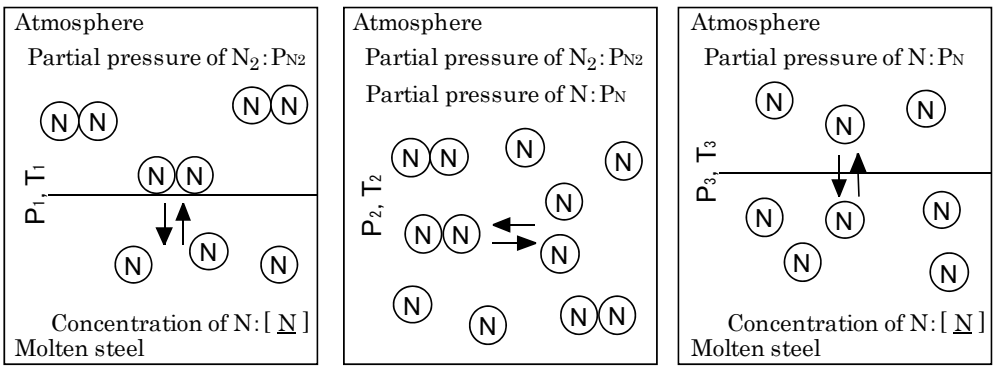
である．T，P 一定の下で，G が極値を持つ条件は，次式で与えられる．

$$dG = \sum \mu_i dn_i = 0 \qquad \cdots (2)$$

ただし，

$$\mu_i = \left(\frac{\partial G}{\partial n_i} \right)_{T,P,nj} \qquad \cdots (3)$$

は，化学ポテンシャルであり，成分 i の粒子数変化に伴う自由エネルギーの変化量である．



(a) Dissolution of nitrogen molecule to molten steel　(b) Disassociation of nitrogen molecule　(c) Dissolution of nitrogen atom to molten steel

Fig.4.17 Dissolution of nitrogen to molten steel and disassociation of nitrogen molecule.

具体的な系として，窒素が溶鉄に溶解し，平衡に達した状態を考える．**Fig.4.17(a)**に示すように，窒素分子 N_2 はそのままでは溶鋼に溶けることができないので，原子 N に解離して溶鉄に溶解する．すなわち，

$$N_2(gas) = 2\underline{N}(in\ liquid\ \ metal) \qquad \cdots (4)$$

この時，式(2)より次式を得る．

$$\mu_{N2(gas)} = 2\mu_{\underline{N}(in\ liquid\ \ metal)} \qquad \cdots (5)$$

式(5)は，N_2 が 1 個気相に存在するのと，N として 2 個溶鉄に溶解するのと，どちらでも系のエネルギーが変わらない状態，すなわち平衡状態を表現している．

さて，気相中の N_2 と，溶鋼中の N の化学ポテンシャルは，それぞれどういった表式で与えられるのだろうか．窒素分圧が P_{N2} である気相中の窒素分子の化学ポテンシャルは，

$$\mu_{N2(gas)} = RT \ln P_{N2} + \chi_{N2(gas)} \quad \cdots (6)$$

$$\chi_{N2(gas)} = -RT \ln\left[\left(\frac{mT}{2\pi\hbar^2}\right)^{3/2} \sum_k \exp\left(-\frac{\varepsilon_k'}{T}\right)\right] - RT \ln T \quad \cdots (7)$$

で与えられる [53]．ただし，ε_k'は，N_2 の回転および内部状態に対応するエネルギー準位を表し，温度 T のみの関数である．

一方，溶鉄に溶解した N の化学ポテンシャルは，N 濃度を［%N］として [54]，

$$\mu_{\underline{N}(in\ liquid\ metal)} = RT \ln[\%\underline{N}] + \psi_{\underline{N}(in\ liquid\ metal)} \quad \cdots (8)$$

で与えられる．ここで ψ_N は，温度のみに依存する関数であり，溶鉄に N を 1 個溶解したときに生じる自由エネルギーの変化である．N が鉄中に溶解するとひずみエネルギーが増えるが，これに打ち勝つエネルギー低下が共有結合によって生じると考えられている [55]．N は固体より液体の鉄により多く溶解するが，この現象は液体のほうが固体より packing の制限がゆるんでいることから理解できる．また，N より小さな原子の He が鉄に溶解できないのは，共有結合のための電子を持たないためであろう．

式(5)，(6)および式(8)より，次式を得る．

$$[\%\underline{N}]_{(in\ liquid\ metal)} = e^{-\frac{\psi_{\underline{N}(in\ liquid\ metal)}(T) - \chi_{N2(gas)}(T)/2}{T}} \sqrt{P_{N2}} \quad \cdots (9)$$

上式は，よく知られた Sieverts の法則であり，気相の 2 原子分子が液相に平衡溶解するとき，液相における気体原子の濃度，すなわち溶解度は，気相における 2 原子分子の分圧の平方根に比例することを示している．

ここで，よく使われる形式に表記を改める．

$$[\%\underline{N}]_{(in\ liquid\ metal)} = K\sqrt{P_{N2}} \quad \cdots (10)$$

$$K = e^{-\frac{\Delta G^0{}_{M\to\ell m}|_T}{RT}} \quad \cdots (11)$$

この時，左辺と右辺の指数項は無次元であるが，右辺の平方根の中には圧力の次元をもつ分圧が入っており，左辺と右辺の次元が合っていない．このため ΔG^0 の値を引用して式(10)を使う場合，圧力の単位の取り方に注意する必要がある．

Fig.4.17(b)に示す，気相中での N_2 の N への解離反応（式(12)）についても，同様に考えることができる．式(2)および式(6)より，次の式(13)を得る．

$$N_2(gas) = 2N(gas) \quad \cdots (12)$$

$$P_N = e^{-\frac{\Delta G^0_{M\to A}|_T}{RT}} \sqrt{P_{N2}} \quad \cdots (13)$$

Fig.4.17(c)に示すように，気相中に N が存在すれば，やはり溶鉄へ溶解する．平衡状態において，次式が成り立つ．

$$N(gas) = \underline{N}(in\ liquid\ \ metal) \quad \cdots (14)$$

$$[\%\underline{N}]_{(in\ liquid\ \ metal)} = e^{-\frac{\Delta G^0_{A\to \ell m}|_T}{RT}} P_N \quad \cdots (15)$$

上式は，単原子気体が液体に溶解する場合，溶解度は気体の分圧に比例することを示しており，Henry の法則として知られている．

(2) 鉄への窒素の溶解量

前節では溶鉄を前提として，窒素の溶解現象をまとめたが，窒素は固相へも溶解しうる．溶鉄や高温の鉄へ窒素が溶解したときの自由エネルギーの変化は調べられており，**Table 4.7** [56]に示すとおりである．また，**Table 4.7** の数値を使って，1 気圧の N_2 が溶鉄へ平衡溶解した場合の N 溶解度を **Fig.4.18** に示す．溶鋼の状態では，多量の窒素が溶解しうるが，凝固に伴い，溶解しうる窒素量が急速に減少することが見て取れる．

Table 4.7 Free energy difference in dissolution of nitrogen to steel.

Dissolution reaction of nitrogen	Free energy difference in dissolution
$1/2N_2(gas) = \underline{N}(\ell - Fe)$	$\Delta G^0_{M\to l.m.}(T) = 9{,}916 + 20.17T$
$1/2N_2(gas) = \underline{N}(\delta - Fe)$	$\Delta G^0_{M\to\delta}(T) = 29{,}090 + 19.91T$
$1/2N_2(gas) = \underline{N}(\gamma - Fe)$	$\Delta G^0_{M\to\gamma}(T) = -8{,}613 + 37.42T$
$1/2N_2(gas) = \underline{N}(\alpha - Fe)$	$\Delta G^0_{M\to\alpha}(T) = 29{,}090 + 19.91T$
$[\%\underline{N}] = \exp(-\frac{\Delta G^0(T)}{RT})\sqrt{P_{N2}}$, $T(K), P_{N2}(atm), \Delta G^0(J)$	

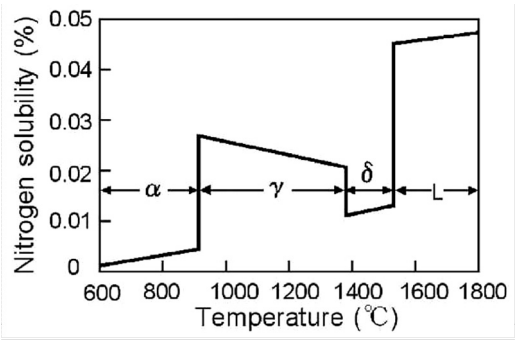


Fig.4.18 Nitrogen dissolution in iron as function of temperature.

(3) YAG レーザ溶接時の窒素溶解現象

YAG レーザによる溶接中の溶融池周囲の様子を **Fig.4.19** に示す．溶融池後方の溶鋼温度 T_{wm} は，鉄の融点程度である．溶鋼が接している気体境界層を考え，その温度が溶鋼温度 T_{wm} と等しいと考えれば，この気体境界層と溶鋼表面で窒素の溶解に関し局所平衡が成り立つと想定される．この時，**Fig.4.18** より溶鋼には最大 450 ppm 程度の N が溶解しうる．一方，キーホールに近い部分の溶鋼温度 $T_{wm\text{-}high}$ は高く，鉄の沸点に近いと考えられる．気体境界層の温度 T_{plu} も鉄の沸点近くと考える．**Table 4.7** の数値を沸点近くまで外挿し，金属蒸気により N_2 分圧が 0.5 気圧まで低下しているとすると，N の溶解度は 420 ppm 程度と見積もられる．したがって，N_2 雰囲気中での YAG レーザ溶接では，溶融池の至る所で同じ程度の N 溶解が見込まれる．

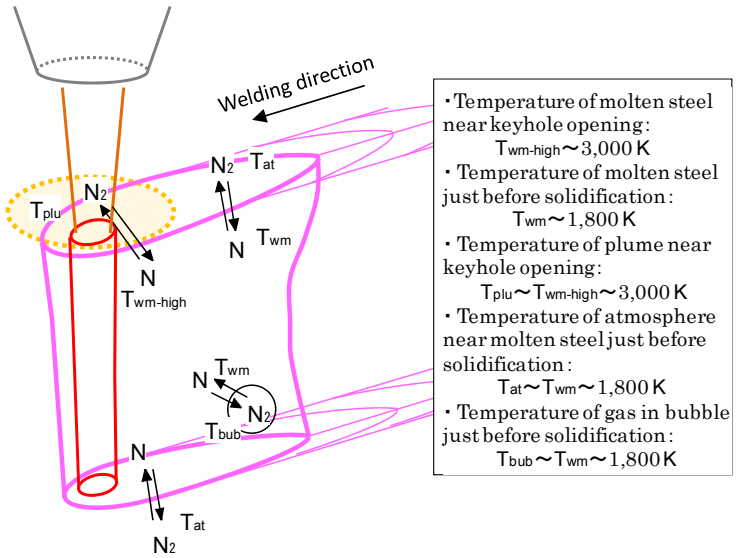


Fig.4.19 Nitrogen dissolution in YAG laser welding.

Fig.4.2 に示したように, YAG レーザ溶接において実際に溶解した窒素量は, せいぜい 125 ppm である．**Fig.4.2** では，窒素含有量の違う種々の鋼板を用いていることから，溶接においてどの程度窒素溶解が進んだのか，分かり難い．元々母材に溶解し溶鋼に持ち込まれた窒素も，溶接に際して気相から溶解した窒素も区別なく平衡反応に関わる．しかし，溶解した量は，溶鉄の溶解度に比べて十分低いので，ここでは窒素を溶解させるポテンシャルが，溶接条件にどのように依存したのかを明らかにするため，母材から増加した窒素量を考えてみる．**Fig.4.20** は，**Fig.4.2** において，増加した窒素量を用いて一つにまとめた図である．この図より，溶接に際して増加した窒素量が溶接速度の逆数に比例していることが分かる．溶接速度の逆数は溶鋼が気相に接している時間に比例することから，窒素溶解量が反応時間に依存していることを示していると考えられる．したがって窒素溶解は平衡状態に達していないと推定される．

このように窒素溶解反応に時間がかかるのは，次のような律速反応があるためと考えられる．すなわち，化学反応速度論から，N 溶解反応を溶鋼表面における反応を式(16)～(18)の素過程に分解して考えたとき，式(17)の反応が律速反応と考えられている [57]．

$$N_2(gas) = N_2(ad) \qquad \cdots (16)$$

$$N_2(ad) = 2N(ad) \quad \cdots (17)$$

$$N(ad) = \underline{N}(in\ liquid\ \ metal) \quad \cdots (18)$$

ここで，N_2(ad)および N(ad)は，それぞれ溶鋼表面に吸着した窒素分子と窒素原子を表す．

ところで，溶鋼表面の窒素濃度が溶解度に近付けば，窒素溶解の駆動力は低下すると考えられる．しかしながら **Fig.4.20** に示したように，溶接において溶解した窒素量は反応時間に比例して増加し，飽和傾向を示すに至っていない．これは，レーザによるキーホール溶接における激しい湯流れのために，溶鋼表面で N の溶解した部分が攪拌され，常に N 濃度の低い新鮮な溶鋼が気相と接触できることによると考えられる．また，**Fig.4.20** に示した窒素量は，出力密度に関わらず，板厚が薄いほど高くなる傾向がみられる．これは **Fig.4.19** に示したように，窒素の溶解が主

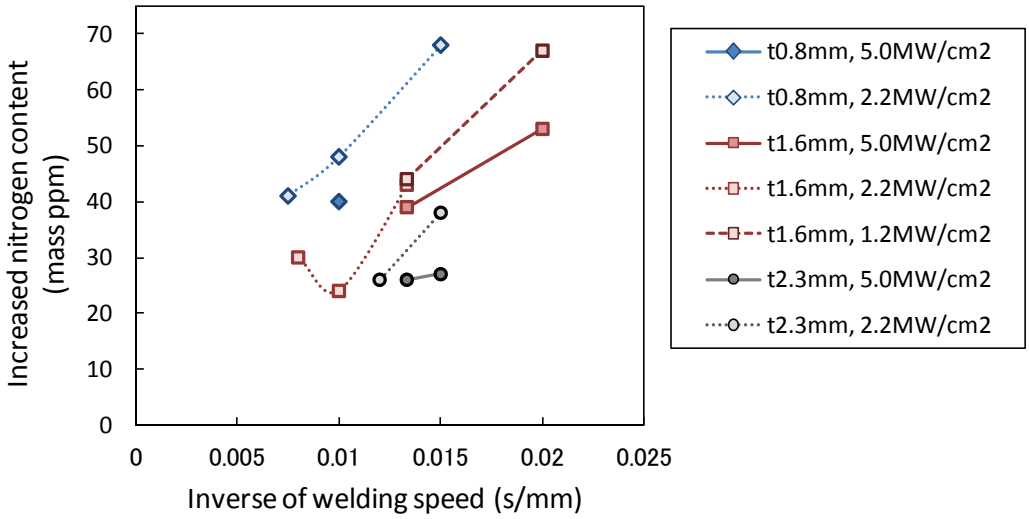


Fig.4.20 Dependence of increased nitrogen content on inverse of welding speed in YAG laser welding.

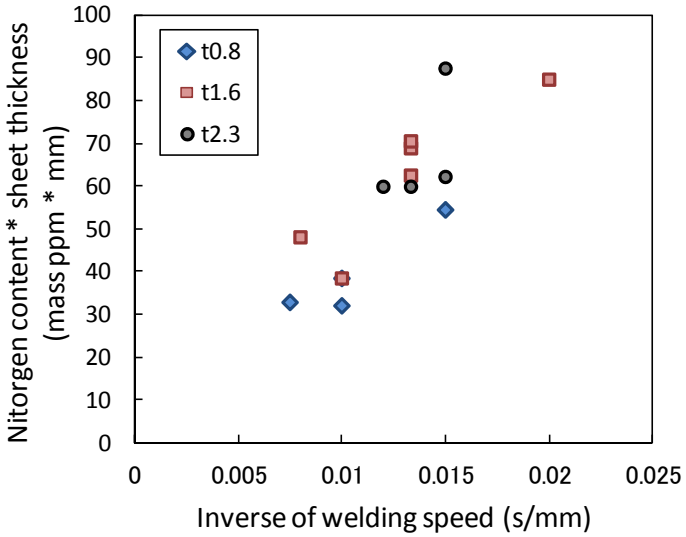


Fig.4.21 Dependence of increased nitrogen on inverse of welding speed in YAG laser welding.

に溶鋼表面において生じる現象であることから，板厚が厚いほど平均濃度が低下するためと考えられる．そこで，**Fig.4.20** において，縦軸を溶解した窒素に板厚を乗じた窒素の絶対量で作図し直したものを，**Fig.4.21** に示す．鋼板板厚による差異がなくなっており，上記考察を裏付けているものと考えられる．

(4)　炭酸ガスレーザ溶接時の窒素溶解現象

(4-1)　窒素溶解量の溶接条件依存性

炭酸ガスレーザ溶接において，溶接条件に対しどの程度窒素溶解量が変化するのかを考える．**Fig.4.1** に示したように，炭酸ガスレーザにおいて溶解した窒素量は，概ね 250 ppm に達する．**Fig.4.1** では，窒素含有量の違う種々の鋼板を用いていることから，溶接においてどの程度の窒素溶解が進んだのか，分かり難い．そこで YAG レーザの場合と同様，母材から増加した窒素量を考えてみる．**Fig.4.22** に，煩雑さを避けるため一部条件ついて，増加した窒素量をまとめた．この図より，溶接に際して増加した窒素量が溶接速度の逆数に比例していることが分かる．従って，YAG レーザ溶接の場合と同様，炭酸ガスレーザ溶接においても窒素溶解が平衡状態に達していないと考えられる．しかし，**Fig.4.22** では，**Fig.4.20** に示した YAG レーザ溶接の場合と違い，窒素増加量が出力密度にも依存しているようである．そこで，**Fig.4.1** に示した結果を，縦軸として増加窒素に板厚を乗じた増加窒素の絶対量で，横軸として反応速度を与える速度の逆数に出力密度を乗じた値で作図し直した．その図を **Fig.4.23** に示す．鋼板板厚や出力密度に関わらず，実験結果を比較的よく整理できることが分かる．

Fig.4.21 と **Fig.4.23** を比較すると，炭酸ガスレーザ溶接では，YAG レーザ溶接に比べ多量の窒素が溶鋼に溶解することが分かる．こうした現象は，荒金ら[58]も指摘しており，板厚 11 mm の SM490A 鋼を，レーザ出力 12 kW，溶接速度 16.7 mm/s（1 m/min）で鋼板裏面のシールドをせずに溶接した時，裏面から 2 mm までの溶接ビードの N 量は 550 mass ppm であったという．ちなみに **Fig. 4.22** において，0.01 s/mm（100 mm/s）における板厚 1.6 mm と 2.3 mm の平均窒素増加量は約 100 mass ppm である．上記荒金らの結果は 0.06 s/mm で 550 mass ppm であることから，　**Fig. 4.22** の結果を外挿すると良く一致する．

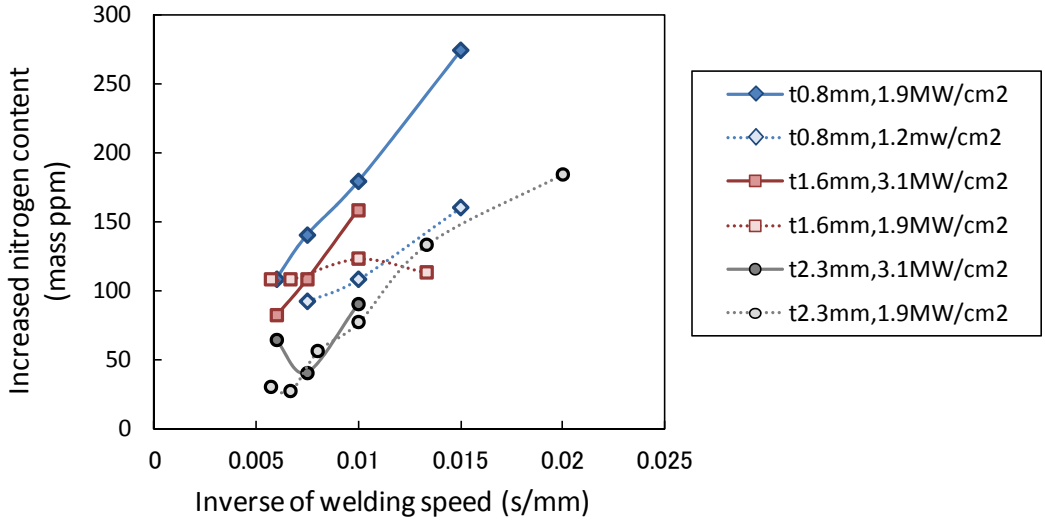


Fig.4.22 Increased nitrogen content in CO_2 laser melt-run weld metals.

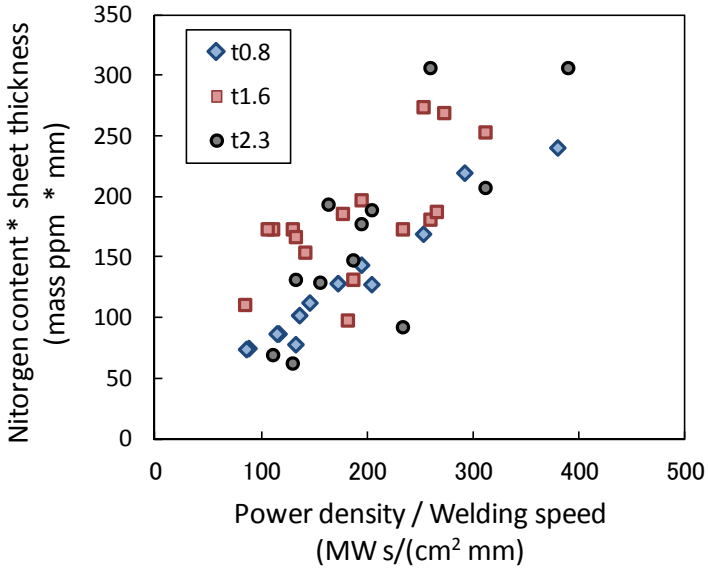


Fig.4.23 Increased nitrogen content in CO_2 laser melt-run weld metals.

それでは，炭酸ガスレーザで溶接する場合に，なぜ急速かつ多量の N が溶鋼に溶解するのであろうか．炭酸ガスレーザによる溶接中の溶融池周囲の様子を **Fig.4.24** に示す．炭酸ガスレーザを用いたメルトランにおいて，センターシールドガスを $He+N_2$ として窒素濃度を高くした場合，**Fig.4.16** に示したように，レーザ誘起プラズマの出す光に中性窒素原子のスペクトル線が確認された．窒素分子はレーザ誘起プラズマ中原子状に解離している．したがって，キーホール付近では，式(15)に基づいた窒素溶解反応も生じていると考えるべきである．この時，式(17)で表される律速反応は無いので YAG レーザ溶接よりも短時間で N が溶解すると考えられる．気相において生成した原子状窒素の溶鋼への溶解現象は，アーク溶接における窒素溶解現象 [59), 60)] と類似の現象と考えられる．

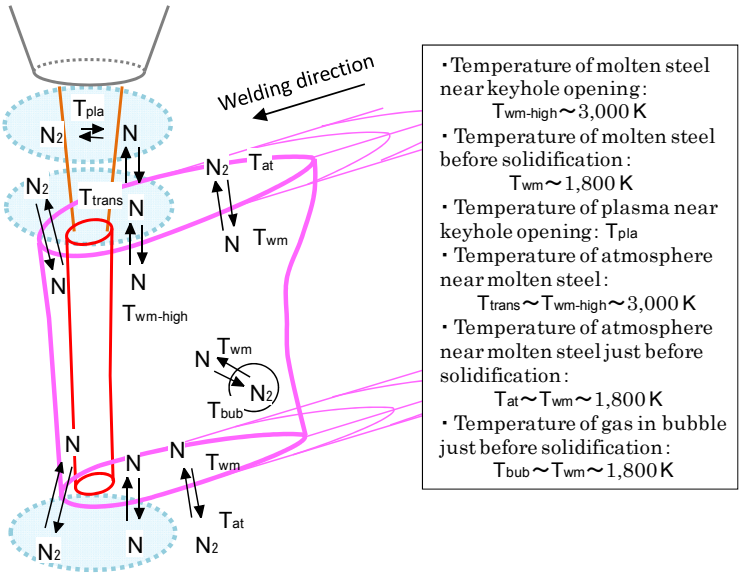


Fig.4.24 Nitrogen dissolution in CO_2 laser welding.

4.4.2　溶解した窒素による気孔の形成機構

Fig.4.15 に示した気孔中の窒素量は，1 個あたり高々0.5×10^{-5} ml である．以下，これだけのガス量で溶鋼中で気泡を維持できるのかどうか，検証する．

(1)　溶鋼内の気泡に働く力のバランス

溶鋼の凝固直前において，気泡について **Fig.4.25** に示すような力学的バランスが成り立っていると考えられる[61]．気泡を押しつぶそうとする圧力として，以下の 3 つがある．

・溶鋼内で気泡が生成すると周囲の大気（大気圧 P_a）を同時に押しのける力が必要であるため，気泡は大気圧に抗して維持されなければならない．

・気泡が溶鋼表面から深さ h にあるとすると，気泡を維持するために，表面に比較して余分な静水圧（$P_h=\rho gh$）が必要となる．

・溶鋼の表面張力（σ）は気泡を押しつぶそうとする（$P_s=2\sigma/r$，r は気泡の半径）．

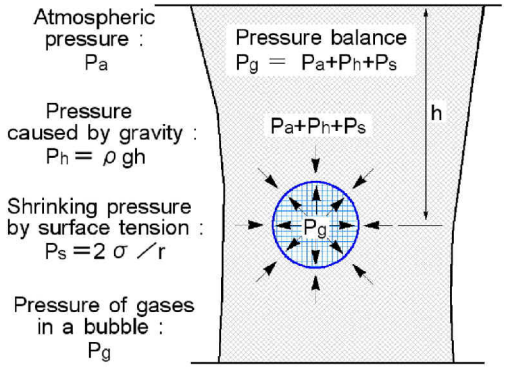


Fig.4.25 Pressure balance for babble.

一方，気泡を大きくしようとする力として気泡内のガス圧（P_g）が存在する．今まさに凝固しようとしているときに気泡の大きさが力学的にバランスしていると考えると，これら 2 種の圧力は等しくなければならない．

すなわち，

$$P_g = P_a + P_h + P_s \qquad \cdots(19)$$

ところで，重力による溶鋼の静水圧増加分（P_h)は十分小さく無視することができる．なんとなれば，大気圧 0.1013 MPa に対し，1 mm 深さ当たりの静水圧増加分は 76.4 Pa（0.0764×10^{-3} MPa）に過ぎない．したがって，式(19)は，次式で近似できる．

$$P_g = P_a + \frac{2\sigma}{r} \qquad \cdots(20)$$

溶鉄の表面張力 σ（N/m）として，次式が知られている[62),63)]．

$$\sigma = 1.943 - 4.3\times10^{-4}(T-1809) - RT\times1.3\times10^{-5}\ln\left\{1+0.00318\,a_S\exp\left(\frac{1.66\times10^5}{RT}\right)\right\} \qquad \cdots(21)$$

ここで，R は気体定数で，R＝8.314　(J/(mol･K))．T は温度(K)で，a_s は溶鉄に溶けた S の活量

であり，[%S](mass%)を S の濃度とすると，a_s～[%S]である．また，1,923 K で実験結果と比較されているが，温度依存性は，一般的な考察に基づいて得られた式である．**Fig.4.26** は，式(20)で S 量を 10 mass ppm とし，表面張力の温度依存性を推定したものである．溶鉄の温度が下がると表面張力が増加することが分かる．これより凝固直前（1,823K）の表面張力は，1.9 N/m と推定される．

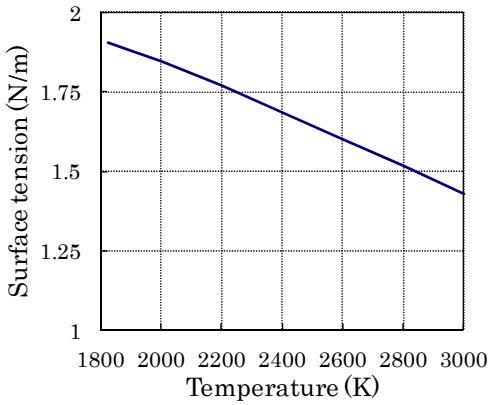


Fig.4.26 Estimated surface tension of Fe-10 mass ppm S molten iron.

(2) 力学的バランスの要求するガス量と気孔内ガス量の比較

気孔内ガスの分析では，個々の気孔についてガス量を測定することができなかった．このため **Table 4.3.1** に示した気孔の全てについて，前節の力学モデルを適用して気泡の維持に必要なガス量を求め，これを分析値と比較する．

すなわち，個々の気泡の直径を D_i とした時，各気泡内の圧力 P_{gi} は式(20)より，

$$P_{gi} = P_a + \frac{2\sigma}{\left(\frac{D_i}{2}\right)} \quad \cdots (22)$$

個々の気泡体積を V_i とすると，

$$V_i = \frac{4\pi}{3}\left(\frac{D_i}{2}\right)^3 \quad \cdots (23)$$

である．融点 T_m において理想気体の状態方程式

$$n_i R = \frac{P_{gi} V_i}{T_m} \quad \cdots (24)$$

を用いれば，次式により各気泡中の窒素分子の数 n_i を計算できる．

$$n_i R = \frac{\frac{\pi}{6}\left(P_a + \frac{4\sigma}{D_i}\right) D_i^3}{T_m} \quad \cdots (25)$$

この値を標準状態に換算し，各気泡中のガス量（体積として V_{i0}）を求めることができる．すなわち，標準状態の温度と圧力をそれぞれ T_0 (K)，P_0 (MPa)とすると，

$$\frac{P_{gi}V_i}{T_m} = n_i R = \frac{P_0 V_{i0}}{T_0} \quad \cdots(26)$$

結局，真空中の穿孔で放出されるはずのガス量 V_c（以下，計算ガス量と表記）は，以下の式で計算される．

$$\begin{aligned} V_c &= \sum_i V_{i0} \\ &= \sum_i V_i \frac{T_0}{T_m}\frac{P_{gi}}{P_0} \end{aligned} \quad \cdots(27)$$

ただし，総和は穿孔によりガスを放出する全ての気孔について行うものとする．

実際に測定されたガス量を，式(27)より求めた計算ガス量とともに，**Fig.4.15** に示した．力学モデルに基づいて見積もられた計算ガス量は，分析で得られた窒素ガス量と良く一致した．以上の計算において，気孔直径の有効数字が 1 桁であることから，溶鋼の表面張力として σ ＝1.6 N/m(1600 dyn/cm)を，計算温度として気孔生成時の 1800 K を，標準状態の温度として 300 K を用いた．

(3) 窒素による気孔の形成機構

(3-1) 窒素以外のガスによる気孔形成の可能性

先ず，窒素以外の原因により気孔が生成された可能性を考えてみる．レーザによるキーホール溶接では，キーホール内は鉄の蒸気で満たされている．キーホール壁面が不安定に膨らみ，膨らみがキーホールから分断されて気泡となる可能性が考えられる．

気泡内ガスは，溶鋼に取り囲まれている．キーホールの膨らみが気泡として溶鋼中に離脱し，熱源から離れると気泡内ガス温度は溶鋼温度とともに急速に低下すると考えられる．従って，鉄蒸気の気泡が，気孔を形成しうるかどうかは，鉄の蒸気圧が，溶鋼の温度の低下に際して気泡を維持できるかどうかという問題に置き換えることができる．

溶鉄と平衡状態にある鉄の蒸気について，蒸発に関する反応式は次式で与えられる．

$$Fe(gas) = \underline{Fe}(in\ liquid\ \ iron) \quad \cdots(28)$$

従って，平衡蒸気圧について，次式を得る．

$$\left[\%\underline{Fe}\right]_{(in\ liquid\ \ iron)} = K_{gas \to liquid} P_{Fe} \quad \cdots(29)$$

溶鉄に対して，$[\%Fe]_{(\text{in liquid iron})}$＝1 とみなせるので，

$$P_{Fe} = K_{gas \to liquid}^{-1} \quad \cdots(30)$$

文献 64)には，温度範囲 1,809～2,400K の値として，次式が掲載されている．

$$\log_{10} P_{Fe} = -\frac{19{,}363}{T} + 6.247 \quad \cdots(31)$$

Fig.4.27 に，式(31)により計算した鉄の飽和蒸気圧の温度依存性を示す．

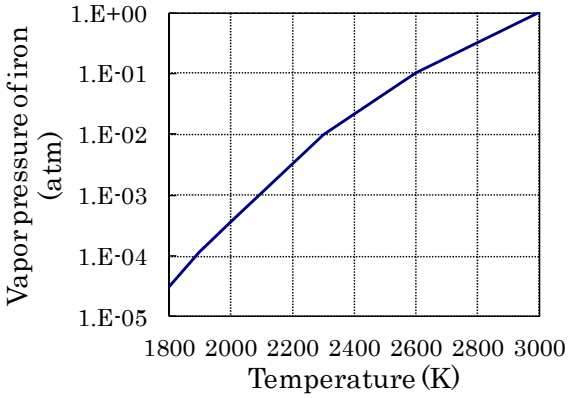


Fig.4.27 Temperature dependency of vapor pressure of iron.

本図より，鉄の蒸気圧は温度の低下と共に急激に小さくなることが分かる．気泡内に多量の鉄蒸気が含まれているとすると，温度低下と共に気泡内壁に液化してしまい，式(20)に示す，気泡維持に必要な圧力を保つことはできない．従って，キーホール内の鉄蒸気が気孔を形成した可能性は考えられない．

また，気孔の形成機構として，キーホールの不安定さにより不活性なシールドガスを物理的に巻き込んだ可能性も考えられる．気孔中ガスを分析した **Fig.4.14** に示した試料では，溶接中，加工点周辺の雰囲気に Ar が含まれている．Ar は固相中にほとんど溶解しないと考えられることから，物理的な巻き込みが起こみにより気孔が形成されたのであれば，気孔中のガスに Ar が含まれているはずである．しかしながら本研究の場合，**Fig.4.15** に示したように，気孔中から Ar は検出されなかった．このことから，物理的巻き込みによって気孔が生成した可能性は否定される．

(3-2)　気孔が生成する限界の溶接金属窒素量

気孔中から検出された窒素量が，気泡を維持するのに必要十分であることは 4.4.2(2)項でみた通りである．気孔中ガスの主成分が窒素であることを考えると，一度溶鋼に溶解した窒素が凝固に際して放出されたこと（化学的な溶解と放出）によって気孔が生成されたと考えるべきである．

常富 [65]は過去の発表文献を整理し，鋼のアーク溶接において窒素量が 120～200 mass ppm になると気孔が生成し，これは固相での溶解度 130～190 mass ppm（この値は，δ 相での溶解度 130 mass ppm と γ 相での溶解度 190 mass ppm を C 量で比例配分したもの）にほぼ等しいとしている．

本研究における実験結果をもとに，極低炭素鋼板のレーザ溶接において気孔が発生する限界の窒素量を決める．**Fig.4.28** は，本研究で得られた溶接金属中窒素量（t-N）と気孔数の関係を全てまとめたものである．窒素の溶解経路に関わらず，窒素量が 125 mass ppm 程度になると気孔が急増している．供試材は純鉄に近く，初晶は δ 相であると考えられるが，この気孔発生限界の窒素量は，常富の指摘したアーク溶接の場合と同様，固相の溶解度 **Fig.4.18** に一致すると考えられる．

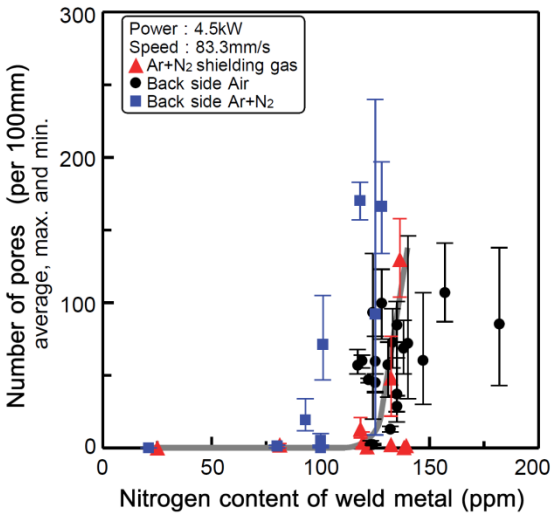


Fig.4.28 Relation between number of pores and nitrogen content in CO_2 laser melt-run weld metals of ultra low carbon steel sheet of 0.7mm thickness.

(3-3) 気泡の核生成

溶鋼内において，溶鋼に溶解した窒素により気泡が形成されるためには，式(10)で与えられる気泡内窒素ガスの分圧 P_{N2} が，式(20)で与えられる気泡内ガス圧を超える必要がある．したがって，次式で与えられる窒素濃度（$[\%\underline{N}]$）が気泡形成の必要条件となる．

$$\frac{[\%\underline{N}]^2}{\exp\left(-2\dfrac{\Delta G^0{}_{M\rightarrow l.m.}}{RT}\right)} = P_{N2} \geq P_a + \frac{2\sigma}{r} \geq P_a \qquad \cdots (32)$$

本研究における気泡は，溶鋼中に溶解していた窒素が気泡を生成したと考えられることから式(32)の関係が成り立っていると考えられる．

一定温度の溶鋼内に気泡が形成されたとして，気泡の大きさと気泡内ガスの内圧の関係を計算した結果を **Fig.4.29** に示す．気泡が十分大きければ，気泡内の圧力は大気圧程度であるが，気泡が小さいと，非常に大きな圧力となる．よしんば小さな気泡が生成されても，式(10)に従って，大きな圧力で N は溶鋼へ溶し込まれることになる．このため，均一な液相中に気泡が発生するのは非常に大きな気泡発生圧を持った高濃度の場合に限られ，通常は凝固界面の窪みや液体中に存在する粒子などを媒体として，不均質核生成により気泡が発生すると考えられている．

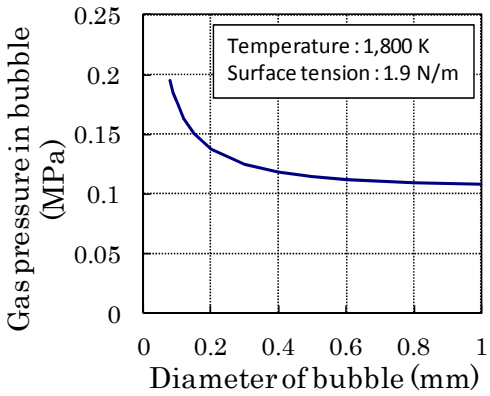


Fig.4.29 Relation between gas pressure and diameter of bubble in liquid iron.

(3-4) 合金元素の影響

気泡の発生に，合金元素が影響することは古くから知られており[66]，合金元素の作用として，N との親和力が強い Si, Cr, Mn, C は気泡の発生を抑えること，窒化物を形成する Al, Zr, Ti は窒化物を形成して N を溶鋼より遊離し，気泡の発生を抑制することが知られている．ただし Al は，N 量の多い溶鋼では Si に比べ気泡発生の抑制能力に欠けることが知られており，その原因として AlN が N 放出の触媒になっている可能性が指摘されている．**Fig.4.18** に示したように，γ（オーステナイト）相は，δ（フェライト）相に比べて N 溶解度が高いが，塚本ら[62]は，C および Ni による気孔発生の抑制効果を，凝固時にγ相の体積率が増加して固相に固溶する N 量を増加させ，固液界面に偏析する N 量を減少させるためであるとしている．また，S は気孔の発生を促進させるとし，その理由は，S は溶鋼の表面張力を低下させ（式(21)），気泡を発生する臨界の N 量（式(32)）を減少させるためであるとしている．また，O が入ると，N の溶鋼からの離脱速度を小さくし，その結果窒素溶解量を増加させて気孔の発生を促進するとしている．荒金らは，鋼材に脱窒元素である Al を添加したり[67]，プラズマ溶射により Al を被覆したり[68]することで気孔の発生を抑制できることを示している．

(3-2)項でみたように Steel D では窒素量約 125 mass ppm で気孔が発生したが，上記合金元素の影響を考えると，Steel B や Steel C の気孔発生限界窒素量は，125 mass ppm を上回るものと推定される．

4.4.3 気孔内から検出された水素の侵入経路

1 試料から水素が検出された．その原因として幾つか考えられる．1) 鋼板表面に吸着した油・水分由来の水素が気孔内ガスの測定中に検出された可能性，2) 窒素と同様溶接中に溶鋼に溶解したものが凝固に際して放出された可能性，3) 溶接金属中の水素が凝固後拡散により移動し，気孔中に放出された可能性である．ここで，大気中の水分が物理的な巻き込みによって直接気泡内に取り込まれた可能性については，**Fig. 4.15** に示したように，溶接時加工点周辺雰囲気に含まれている Ar が気孔内ガスより検出されていないことから考えない．

先ず，1)の表面吸着物質については，バックグランドレベルの測定とともに放出ガス量の経時変化を記録することで，その影響を除去することに努めた．具体的には，気孔の無い部分の穿孔時に放出されたガスをバックグランドとして測定結果から差し引いている．したがって，表面吸着物質から放出された水素ではないと考えられる．

Fig.4.15 に示した気孔中ガス量の定量分析結果は，窒素量が気孔形成にとって必要十分であることを示している．一方，窒素の固相中での拡散速度は小さいことから，気孔中から検出された窒素が凝固後に補充されることは考え難い．したがって，2) の水素も気孔形成にとって無視できない寄与をした可能性をとると，測定されたガス量は気孔形成にとって過剰となってしまう．そこで 3) の可能性があり得るかどうかについて考察する．

鋼中水素は，十分希薄な状態でジーベルトの法則と同様の法則に従うことが知られている

[56),69)]．すなわち，温度 T での溶接金属中水素量を$[\%\underline{H}]$ とし，同温度での気孔中水素分圧を$P_{H2}(T)$とすると，これらは平衡定数$K_H(T)$により次式で関係付けられる．

$$[\%\underline{H}] = K_H(T)\sqrt{P_{H2}(T)} \quad \cdots\cdots (33)$$

また，0.1 MPa の水素と平衡状態にあるγ鉄での平衡定数は次式で与えられる[56),69)]．

$$\log K_H(T) = -\frac{1182}{T} - 2.369 \quad \cdots\cdots (34)$$

δ鉄，α鉄の水素溶解度も，γ鉄と同様，温度が低くなるほど低くなる．

凝固時気孔中に水素が無く溶接金属中にのみ存在していたとすると，式(33)は溶接金属中の水素が，平衡状態に達するまで気孔中に放出されることを示す．今考えている系では，温度 T は，時間とともに低くなる．このため水素分圧は理想気体の方程式にしたがって低下するとともに，平衡定数も式(34)に従って小さくなる．その結果，溶接金属中水素は継続的に気孔中へと放出される．室温近くまで溶接部温度が下がると平衡定数は十分小さくなり，気孔中に集積した水素が再び溶接金属中に溶解することはなくなり，気孔中ガスとして検出されると考えられる．そこで，水素が最も多量に検出された試料 ZLC-1（**Fig.4.14**）を例に取り，上記可能性について半定量的に検討した．

気孔が板厚(t)の中心にあるとすると，気孔より 1/4t 以上遠方にある水素は，鋼板の表裏面より大気中に放出されると考えられる．本研究の場合，板厚は 0.7mm であるから，考慮すべき拡散距離は 0.175mm 程度と見積もられる．

水素の鋼中での拡散速度は高温であるほど高い．3 次元での平均拡散距離 d は次式で与えられる．

$$d = \sqrt{6D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)t} \quad \cdots\cdots (35)$$

平均拡散距離の見積もりにおいて高温で，かつ比較的長時間とどまるγ鉄を考えると，D_0＝2.9×10^{-7} m^2/s，Q＝32.1 kJ/mol である[70)]．温度 T として純鉄のγ域の中間温度 1450 K を使う．また，拡散時間 t としてγ域の最高温度 1700 K から，γ域の最低温度 1200 K までの冷却に要する時間を用いる．この値は，移動線熱源の式によって 0.5 s と推定した．これらの値を式(35)に代入すると，平均拡散距離は約 0.35 mm と推定される．（冷却に要する時間の推定では，移動線熱源の式[61)]において板厚 0.7 mm の鋼板への入熱量を 2.25 kW(熱効率 50 %)とし，溶接ビード中心の冷却時間を求めた．この時，熱伝導率λとして 0.08 cal･cm／s･℃，熱拡散率 k として 0.07 cm^2／s を使用した．）

平均拡散距離 0.35 mm は，先に幾何学的制約から考えた考慮すべき拡散距離 0.175 mm に比べ十分に長い．したがって気孔周囲の 0.175 mm を厚みとする球殻内の水素は，拡散により気孔に達し気孔内に放出され得る．試料 ZLC-1（**Fig.4.14**）において検出された全水素量は標準状態

で 19×10^{-6}ml であるが，これだけの水素が **Table 4.1** にあげた各気孔を包む，それぞれの球殻より供給されたとすると，これら球殻内にはもともと 0.35 mass ppm（0.31 cc/100 g）以上の水素が溶解している必要がある．

ところで気孔を形成する限界の溶接金属中水素量は，サブマージアーク溶接の例であるが，13.4 ppm(12 cc/100 g)程度と推定されおり [71]，溶解しているべき水素量 0.35 mass ppm に比較して十分大きな値である．従って，検出された水素は，それ自身では気泡を形成しなかったものと考えられる．

結局，**Fig.4.15** に示したように，気孔中の窒素量が気孔の生成にとって必要十分であることと考えあわせると，検出された水素は，気孔の生成には直接寄与せず，溶接金属中に溶解していたものが冷却中の拡散により気孔中に放出されたと推定される．ところで凝固時に溶接金属中に存在していた水素の起源であるが，水素が検出された試験体が鋼板裏面を大気とした場合に限られることから，大気中の水分とするのが妥当と考えられる．

4.4.4　炭酸ガスレーザ溶接における適切な溶接条件

(1) 薄鋼板の炭酸ガスレーザ溶接における窒素溶解と気孔の発生現象のまとめ

以上，気相中に窒素が含まれる環境において炭酸ガスレーザを用いて溶接を行うと，溶鋼中に窒素が溶解し，気孔が発生し得ることが分かった．以下，より詳しくまとめる．

Fig.4.23 に示したように，溶接速度が低いほど，出力密度が高いほど，溶鋼の窒素量は増加する．そして，**Fig.4.28** に示したように，極低炭素鋼板では溶鋼中の窒素量が δ 相の溶解度である 125 mass ppm を超えると気孔が発生する．出力密度が高いほど気孔数が増加する現象は，次のように解釈された．すなわち，**Fig.4.16** に示したように，出力密度が高いほどレーザ誘起プラズマ中での窒素分子の窒素原子への解離が促進される．その結果，窒素は式(10)に示したジーベルトの法則ではなく，式(15)に示したヘンリーの法則に従って溶解するようになる．すなわち溶鋼表面で窒素分子が窒素原子に解離する律速反応が不要となって短時間で多量の窒素が溶鋼に溶解する．加工点での出力密度はレーザの出力だけではなく，焦点外し距離によっても変化する．このため **Fig.4.4**，**Fig.4.10** および **Fig.4.13** に示したように，ジャストフォーカス近傍で溶接すると気孔が発生しやすい．また窒素は，鋼板表側および裏側のいずれの雰囲気からも溶鋼に溶解し，気孔を形成する．

(2) 薄鋼板をレーザ溶接する場合の溶接条件決定指針

炭酸ガスレーザを用いた溶接では，レーザ誘起プルームがプラズマ化し，プラズマが成長しすぎると溶接能力を低下させることから，通常シールドガスを用いて溶接される．シールドガスは，プルームの成長を抑制するとともに溶鋼表面を不活性ガス雰囲気にする．しかしながら，鋼板裏面においてもプラズマは生成し得る．このため鋼板裏面をシールドしない限り大気中の窒素が溶鋼に多量に溶解することを防ぐことはできない．先にまとめたように溶接速度が低いほど，出力密度が高いほど気孔数が多くなる．したがって，炭酸ガスレーザを用いて薄い鋼板を溶接する場合に気孔の発生を避けるためには，できるだけ高速で溶接すること，鋼板裏面でレーザ誘起プラ

ズマを成長させないようにレーザ出力を不必要に高くしないことが有効である．さらに突合せに隙間を作らず，鋼板裏面に通り抜けるレーザ出力が大きくならないようにすることも重要と考えられる．

(3) 鋼板裏面をシールドする場合の注意点

裏面雰囲気を $Ar+N_2$ として炭酸ガスレーザによりメルトラン溶接した実験について考える．**Fig.4.8** および **Fig.4.9** に示したように，今回用いたレーザ出力では，鋼板裏面雰囲気の窒素濃度が 55～100 vol%の範囲において気孔数および溶接金属中窒素量は裏面雰囲気中の窒素濃度が低下するとともに減少する傾向を示した．一方，裏面雰囲気中の窒素濃度が 36～46 vol%において気孔数と溶接金属窒素量が極大となった．この現象は，次のように解釈される．すなわち，窒素濃度が比較的高い場合，窒素濃度が変化してもプラズマ温度はほとんど変わらず，窒素分子の原子への解離度はほぼ一定に保たれる．この時，雰囲気中の窒素濃度の低下に応じて解離した窒素原子が減少し，窒素の溶鋼への溶解量は減少する．これに対し電離し易い Ar 濃度が高くなると，逆制動輻射により鋼板裏面でレーザ誘起プラズマの成長が起こる．この時，窒素分子の原子への解離度が大きくなり，その結果窒素濃度が比較的低いにも関わらず多量の原子状窒素が生成され，窒素の溶鋼への溶解が促進されたと考えられる．したがって，鋼板裏面をシールドする場合には，大気の巻き込みに十分注意しなければならない．

4.5 結 言

炭酸ガスレーザおよび YAG レーザを用いた薄鋼板のメルトラン溶接を行い，窒素の溶解および窒素による気孔の発生という「冶金」的側面から研究を行い，以下の結論を得た．

- レーザ溶接において気相から溶鋼への窒素溶解は平衡状態に達しておらず，溶接速度が低いほど溶接金属中の窒素量は多くなる．
- 炭酸ガスレーザで溶接すると，YAG レーザで溶接した場合に比較して溶接金属中の窒素量は多くなる．
- 炭酸ガスレーザ溶接ではレーザ誘起プルームがプラズマ化するが，通常シールドしない鋼板裏面において雰囲気中の窒素分子が原子状に解離して溶鋼に溶け易くなる．このため，レーザ出力に不必要な余裕を持たせないことが重要である．
- YAG レーザ溶接ではプラズマ化しないために，溶解する窒素量は少なくて済む．
- 溶鋼中の窒素量が凝固時の窒素溶解度より多くなると，凝固に伴う溶解度の急減により，窒素が排出され，窒素を内包した気孔を形成する．
- 極低炭素鋼板で気孔が発生する限界の窒素量は，約 125 mass ppm であった。

以上，波長の違いに起因した固体レーザ溶接における窒素の溶鋼への溶解量の少なさと気孔の発生し難さという「冶金」的側面から，炭酸ガスレーザから固体レーザへの「歴史的な流れ」は必然のものと考えられた．

第 5 章　レーザ溶接継手の機械的特性

5.1　緒　言

自動車で使われるレーザ溶接部には，種々の特性が求められる．第 1 章で紹介したように，テーラードブランク（TB）ではレーザ溶接部が成形加工を受ける．入熱が少なく，焼き入れされた溶接部がどの程度の成形加工に耐えるのか，また成形時に割れにくい溶接条件とはどういったものか，TB を工業的に使いこなすためにはこうしたことを明らかにする必要がある．そこで本章では，第 2 章，第 3 章の「プロセス」的側面，および第 4 章の「冶金」的側面からの研究に基づいて良好なレーザ溶接部が実現されたことを前提に，TB の成形性という「力学」的観点からレーザ溶接部の成形性支配因子について，またそれがレーザ種の影響を受けるのか否かについて論じる．

5.2　レーザ溶接された各種鋼板の成形性

5.2.1　本節の目的

本節では同じ鋼板同士を溶接した TB の成形性を対象とする．これは打ち抜き部が広く，材料歩留まりが良くない場合や，端材を用いて部材を作る場合に適用される TB に相当する．そこでメルトラン溶接を行った鋼板の成形性について，その基礎特性を明らかにすることを目的とする．

5.2.2　実験方法

(1)　供試鋼板

供試鋼板として極低炭素の 4 種類の IF 鋼（interstitial free steel : IFS），低炭素の 3 種類の Al キルド鋼（Al killed steel : AKS）軟質鋼板とともに，固溶強化や析出強化による 400 MPa 級の高強度鋼板 4 種類，複合組織型や析出強化型の 600 MPa 級高強度鋼板 4 種類を用いた．4 種類の 400MPa 級高強度鋼は，P 添加 IF 鋼（P-IF），P 添加 Al キルド鋼（P-AK），Mn 添加 IF 鋼（Mn-IF），Cu 固溶強化鋼（Cu-sol）である．また 4 種類の 600 MPa 級鋼板は，Dual Phase steel（DP），Nb 析出強化鋼（Nb-pre），Cu 析出強化鋼（Cu-pre）TRansformation Induced Plasticity 鋼（TRIP）である．これらの化学成分（炭素当量 C_{eq}=C+Si/24+Mn/6），板厚と機械的特性を **Table 5.1** に示す．板厚は 0.7，0.8，1.0 mm の 3 種類である．溶接部硬さ測定には，研削により鋼板板厚を 0.7 mm に統一し，メルトラン溶接を行った試験体を用いた．

Table 5.1 Steels used in this study (mass %).

Steel	Thickness (mm)	C_{eq}	YP (MPa)	TS (MPa)	El (%)
IFS	0.7, 0.8	0.008~0.025	143~149	290~309	51.1~54.4
AKS	0.7, 0.8	0.067~0.10	163~187	294~316	47.1~49
P-IF	0.7	0.127	226	391	39
P-AK	0.7	0.127	225	386	40.4
Mn-IF	0.8	0.255	253	403	38.4
Cu-sol	0.7	0.047	262	395	36.1
DP	1.0	0.474	384	692	25.9
Nb-pre	1.0	0.384	437	571	28.4
Cu-pre	1.0	0.046	450	583	28.9
TRIP	1.0	0.406	412	629	35.4

(2) 溶接条件

Table 4.4 に示した定格出力 5 kW の炭酸ガスレーザを用い，Table 5.1 に示す鋼板に対して，加工点出力 4 kW, 溶接速度 5 m/min でメルトランを行った. 用いた集光レンズの焦点距離は 254 mm（10 inch）であり，ビーム径は 0.45 mm である．板厚 1.0 mm の鋼板に対しては，溶接速度を 4.5 m/min とした．鋼板の成形性は，一般に圧延方向に対し，角度依存性を有する．今回の試験では溶接線を圧延方向に平行とした．溶接部硬さの成分依存性を明らかにするために板厚を 0.7 mm にそろえた試験片に対し，溶接速度 6 m/min でメルトラン溶接を施した．

ところで本研究では光源に YAG レーザを用いていない．一方溶接により溶融凝固した溶接金属や溶接熱影響部の組織は冷却速度により決まる．そして溶接部の冷却速度は，鋼板に吸収された熱量によってきまる．このため溶接部の組織は鋼成分と溶接断面積，外観上は表裏の平均ビード幅で決まり，レーザ種には依存しない．第 4 章において窒素溶解量が 2 種類のレーザで異なることを述べた．このため溶接部は鋼板と組成が異なることになる．その影響については以下で考察していく．

(3) 溶接部の試験方法

溶接部断面で溶込み形状を観察するとともに，ビッカース硬さを測定した．硬さの測定方法は 2 種類である．母材硬さと溶接金属硬さを比較する場合，500 gf の荷重で母材および溶接金属で 3 点の測定を行って平均値を算出し，母材あるいは溶接金属の硬さとした．また溶接部の硬さ分布を調べる場合，測定荷重 100 gf，間隔 0.2 mm で一方の母材から反対側の母材まで測定した．

成形性を評価するために溶接線に平行および垂直な引張試験，球頭張出成形による LDH（Limiting Dome Height）試験，液圧バルジ試験，円筒工具による穴広げ試験を実施し，伸びまたは成形高さを測定した．引張試験は，JIS Z 2241 5 号試験片で行った．試験部位である平行部の幅は 25 mm，長さは 60 mm であり，伸び代を測定する標点間距離は 50 mm である．LDH 試験では半径 50 mm のポンチを用いた．液圧バルジ試験でのダイ内径は 100 mm である．また穴広げ試験ではポンチによる打ち抜きで鋼板に直径 32 mm の初期穴を設け，外径 100 mm，内径 60 mm，肩半径 15 mm の円筒ポンチで成形試験を行った．LDH 試験と穴広げ試験では潤滑に防錆油を使用した．LDH 試験では，最大主応力が溶接線と平行となるように溶接ビードを配置した．

応力あるいはひずみの状態によって鋼板の成形限界は変わる．引張試験は引張方向に伸び，引張と直交方向には自由に縮む（単軸引張）状態で成形性を調べる試験である．一方液圧バルジ試験は鋼板を液圧によりドーム状に成形する試験で，材料に異方性がなければどの方向にも等しく伸びる（等 2 軸引張）状態での成形性を調べる試験である．LDH 試験も鋼板ドーム状に成形する試験方法であるが，試験片の幅を変えることで最小主応力方向の材料流入量を調節し，最小主ひずみが 0 付近となる状態での成形性を調べる試験である．穴広げ試験片形状および LDH 試験片形状については，それぞれ Fig. 5.6 および Fig. 5.6 を参照されたい．

5.2.3 実験結果

(1) 溶接部の硬さ

母材の硬さ（HV(B)）と溶接金属の硬さ（HV(W)）を，C_{eq} を指標として整理した結果を **Fig. 5.1** に示す．今回の溶接では，表裏平均のビード幅が 1.0 mm 程度の溶接ビードが形成された．溶接

金属は，C_{eq} の増加とともに硬くなる傾向を示した．C_{eq} が 0.2 を超える鋼板では，溶接金属の硬さは，鋼板の炭素（C）量より推定されるマルテンサイトの硬さ [72),73)]（HV(martensite)= 884C(1-0.3C²)+294) と概ね一致した．母材と溶接金属の硬さ比は，実験範囲内で 2～2.5 であり，母材に比べ溶接金属が硬くなる傾向が認められる．

幾つかの鋼に対し，溶接部の硬さ分布を **Fig. 5.2** に示す．Cu 析出鋼（Cu-pre）を除き，母材から溶接金属にかけてなだらかに硬くなり，溶接金属で概ね一定の硬さを示した．Cu 析出鋼では，熱影響部に軟化が生じている．軟化は，熱影響部で析出物が溶解し，強化機構が失われたことによると考えられる．また，母材硬さと溶接金属の硬さがほぼ同じであるが，これは，析出強化による強度上昇代と焼入れによる強度上昇代が偶然，同程度であったためと考えられる．

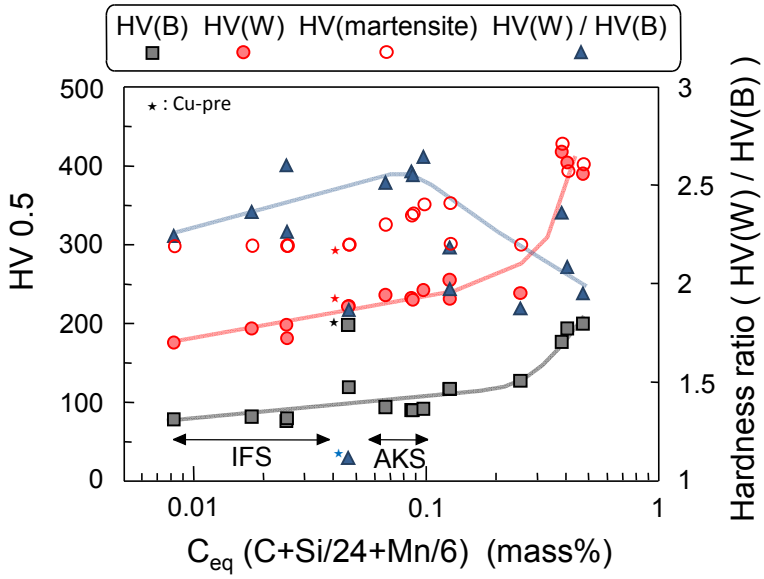


Fig. 5.1 Hardness of base metals and laser welds for various steels.

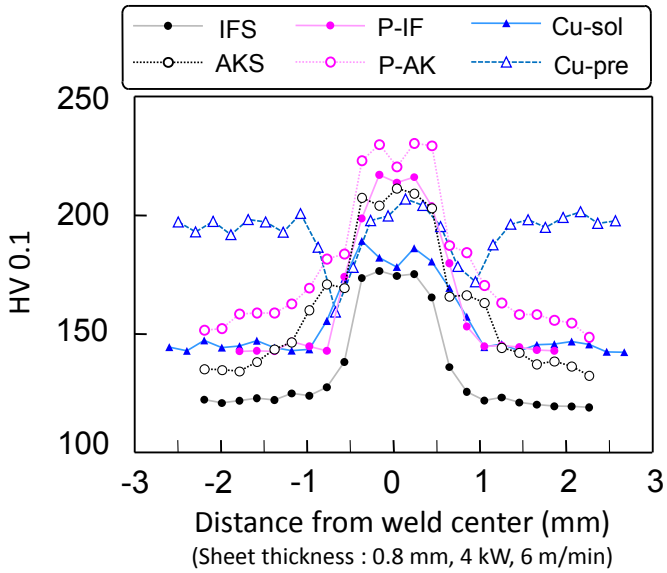


Fig. 5.2 Hardness profiles of laser welds for several steels.

(2)　引張試験結果

(2-1)　溶接線に平行な引張成形特性

溶接ビードに平行に引張試験を行い，破断するまでの伸びを測定した．C_{eq} を指標として，母材（Base）と溶接試験体（Weld）の伸び，および溶接試験体の母材との伸びの比（Ratio）を **Fig. 5.3** に示す．引張試験において，破断は全て溶接ビードにおいて，溶接ビードに直交する方向に生じた．鋼板強度が上昇し C_{eq} が高くなると，溶接試験体の伸びは減少した．また，母材の伸びとの比も強度上昇とともに減少する傾向を示した．Cu 析出鋼（Cu-pre）の伸びは，他鋼種と比べ低い傾向が見られた．

この引張試験では溶接ビードでネッキングが生じ，その後溶接ビードに割れが生じた．その様子を後に **Fig. 5.18** で示すが，プレス成形ではこのように部分的に割れが生じても成形不良となり，「破断」と呼ばれる．本研究はレーザ溶接されたプレス成形に関する研究であるので，強いネッキングまたは割れをもって破断とする．

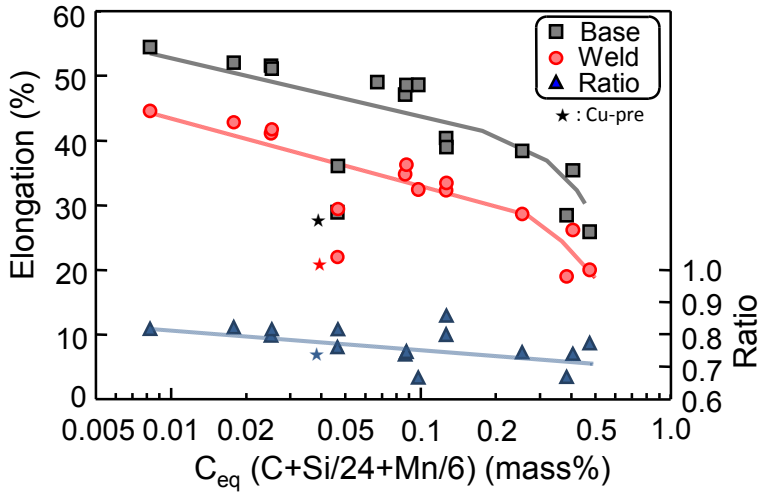


Fig. 5.3　Elongation of laser-welded specimens in tensile test parallel to laser weld bead.

(2-2)　溶接線に垂直な引張成形特性

溶接ビードに垂直な方向に引張試験を行った場合，**Fig. 5.4** に示すように，母材に比べて硬化した溶接部が幅縮みせず，母材に変形が集中して母材破断となった．したがって，この試験での伸びは平行部長さに注意が必要である．C_{eq} を指標として，母材と溶接試験体の伸び，および溶接試験体の母材との伸びの比を **Fig. 5.5** に示す．C_{eq} が高くなるに従い，母材の伸びと同様に溶接試験体の伸びも低下しが，母材の伸びと溶接試験体の伸びの比はあまり変わらなかった．熱影響部で軟化する Cu 析出鋼（Cu-pre）では，軟化部にひずみが集中してそこで破断し，他鋼種に比べ伸びが極端に低下した．

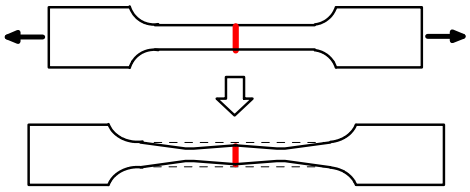


Fig. 5.4　Schematic illustration of laser-welded specimen deformation in tensile test perpendicular to laser weld.

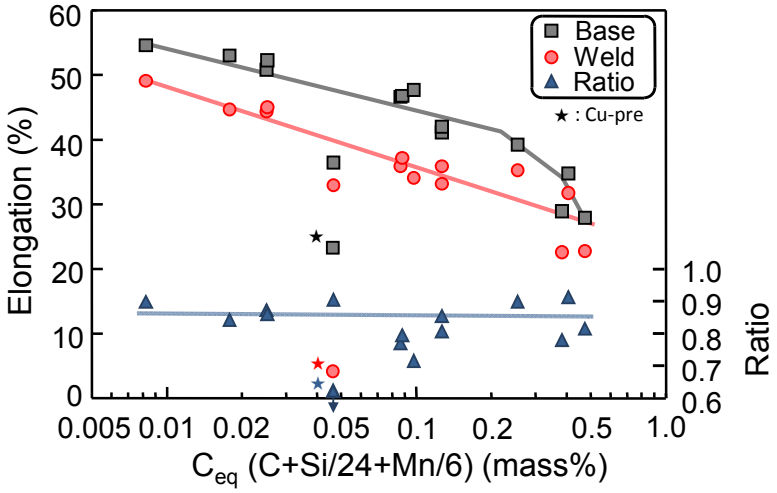


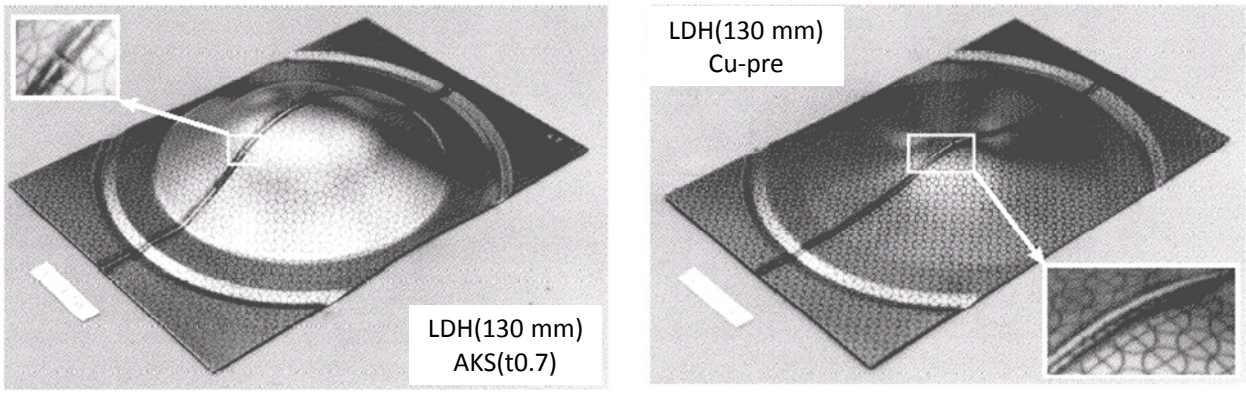
Fig. 5.5 Elongation of laser welded specimen in tensile test perpendicular to laser weld.

(3) LDH 試験と液圧バルジ試験結果

LDH 試験では，最大主応力を溶接線と平行にしたことから，溶接線に平行な引張試験と同様，溶接ビードで溶接ビードに直交して破断した．代表として AKS（板厚 0.7 mm）材，幅 130 mm の試験後試験体外観を **Fig. 5.6 (a)**に示す．また，熱影響部に軟化を生じる Cu 析出鋼（Cu-pre，板厚 1.0 mm）では，幅 130 mm と 140 mm の LDH 試験，および液圧バルジ試験において，溶接線に平行に熱影響部で破断した．幅 130 mm の試験体外観を **Fig. 5.6 (b)**に示す．

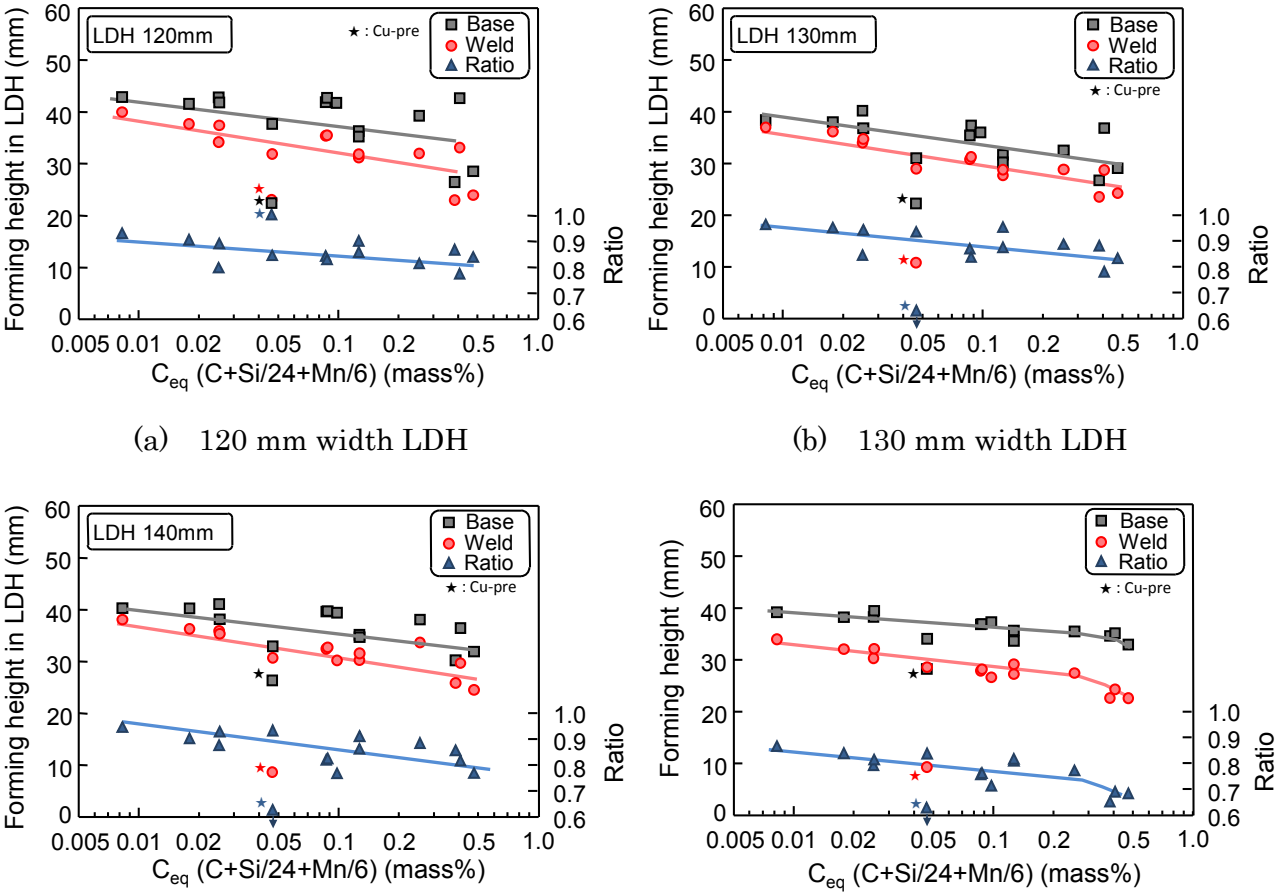
Fig. 5.7 に，C_{eq} を指標として，各試験における母材と溶接試験体の成形高さをまとめた．成形高さは炭素当量と良い相関を示している．すなわち，母材でも溶接試験体でも成形限界高さは C_{eq} が高くなる（鋼材強度が高くなる）ほど低化した．また溶接試験体と母材との成形高さの比は C_{eq} の上昇とともに，わずかながら低下する傾向を示した．熱影響部軟化を生じる Cu 析出鋼では，母材に対する成形高さの低下が極めて大きくなった．

LDH 試験では工具との摩擦があるため，成形高さは工具寸法（球頭パンチの曲率），潤滑条件に依存すると考えられる．またバルジ試験での成形高さも，ダイの内径に依存すると考えられる．したがって，これら試験での成形高さを直接比較することには注意を要するが，成形高さ比を比べると，平面ひずみ状態である LDH 試験より等 2 軸引張となる液圧バルジ試験の方が母材より成形高さの低下代が大きい傾向を示した．



(a) Fracture at weld metal　　(b) Fracture at softened HAZ

Fig. 5.6　Appearances of two type fracture modes in 130 mm width LDH test.



(a) 120 mm width LDH

(b) 130 mm width LDH

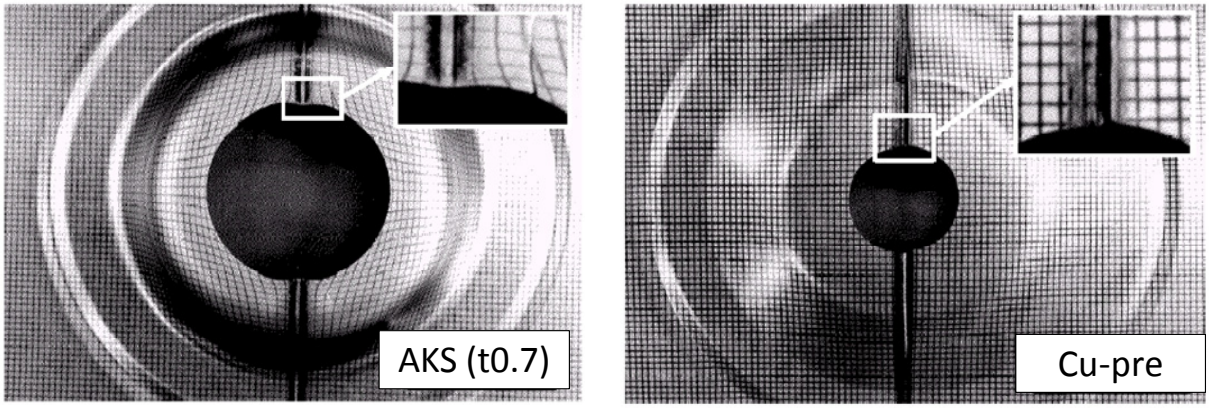
(c) 140 mm width LDH

(d) Hydraulic bulge test

Fig. 5.7 Forming height of laser-welded specimens in several forming conditions.

(4) 穴広げ試験

溶接ビードに直交方向に引っ張った場合と同様，穴広げ試験においても硬化した溶接部の変形が小さく，周囲の母材に変形が集中して破断に至った．**Fig. 5.8(a)**に破断部の外観写真を示す．熱影響部に軟化を生じる鋼（Cu-pre）では，**Fig. 5.8(b)**に示すように，熱影響部に溶接ビードに沿った破断が生じた．



(a) Fracture at weld metal

(b) Fracture at softened HAZ

Fig. 5.8 Appearances of two type fracture modes in hole expansion test.

穴広げ試験における成形高さを，C_{eq} を指標として，**Fig. 5.9** にまとめる．成形高さの C_{eq} に対する挙動は，**Fig. 5.5** に示した溶接線に対し直交して引っ張った場合と同様，C_{eq} が高くなるに従い母材の伸びとともに溶接試験体の伸びも低下した．その結果，母材の伸びと溶接試験体の伸びの比は C_{eq} に強く依存せず，溶接による成形高さの低下は 10%以内に収まった．ただし，熱影響部で軟化する Cu 析出鋼（Cu-pure）では，軟化部にひずみが集中して破断し，他鋼種に比べ伸びが極端に低下した．

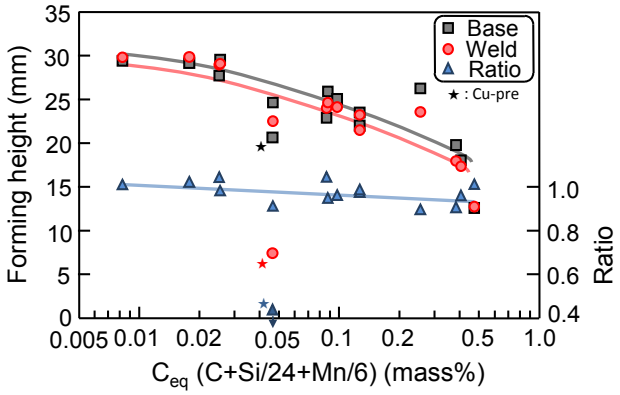


Fig. 5.9 Forming height in hole expansion test.

5.2.4　考　察

(1)　引張試験における破断伸びの支配因子

溶接ビードと平行に引張試験を行った場合に，破断伸びは何に支配されるのであろうか．これを考えるために，母材と溶接試験体の破断伸びを，それぞれの硬さに対して整理した．その結果を **Fig. 5.10** に示す．溶接金属が硬くなると溶接試験体の伸びは小さくなっている．一般に硬い組織の伸びが小さいことと，C_{eq} が焼入れ性の指標であることを考えれば，**Fig. 5.3** から当然である．ところで **Fig. 5.10** は，いわゆる強度-延性バランスを示している．溶接試験体の伸びが溶接金属のみに支配されると考えると，凝固のままの鋼の延性が焼鈍された鋼の延性を上回ることになってしまう．したがって，溶接試験体の破断伸びは，単に溶接金属の硬さのみに支配されているわけではないと考えられる．

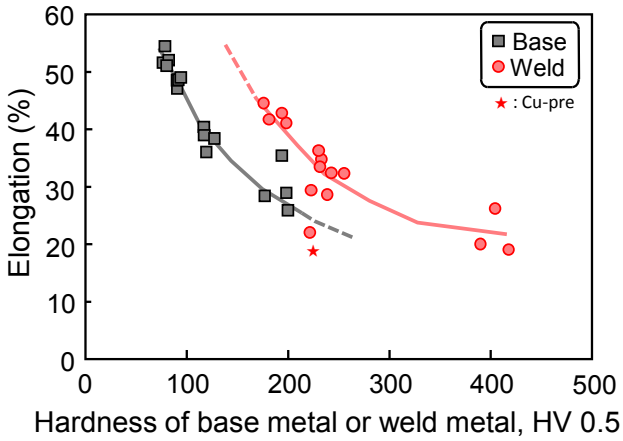


Fig. 5.10　Comparison of relationship between elongation and hardness of base metal and welded sheet in tensile test parallel to laser weld bead.

溶接試験体を溶接ビードと平行に引っ張る引張試験を考える．**Fig. 5.11** は，溶接試験体と母材の破断伸びの比が，溶接金属と母材の硬さ比に対しどのように依存するかを示す．硬さ比の上昇とともに伸びの比は小さくなる傾向を示している．本試験での破断が溶接ビード上で板厚方向へのネッキングとして生じることを考えると，硬さ比が小さい場合には，周囲の母材が溶接部のネッキングを抑え，破断を抑制して伸びを大きくしているものと推定される．一方，硬さ比が大きくなると母材による溶接部のネッキング抑制効果が弱くなり，溶接ビードでネッキングし易くなり，伸びが小さくなると考えられる．このように周囲の母材が溶接部のネッキングを抑制するとの考え方は内原[74]らも提示している．

溶接ビードに対し直交方向に引っ張った場合も，平行に引っ張った場合と同様，**Fig. 5.12** に示すように，硬さ比が増加すると伸びの比も減少する傾向が認められた．これは，幅縮みの拘束度合いが，母材と溶接部の硬さ比によって左右されるためと考えられた．ただし，熱影響部軟化を示し軟化部で破断する Cu 析出鋼（Cu-pure）では，他の鋼種の硬さ比と伸び比の関係から大きく外れた．

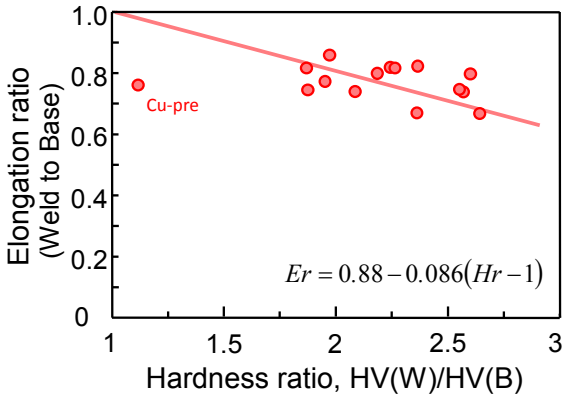


Fig. 5.11 Dependence of elongation ratio to hardness ratio in tensile test parallel to weld bead.

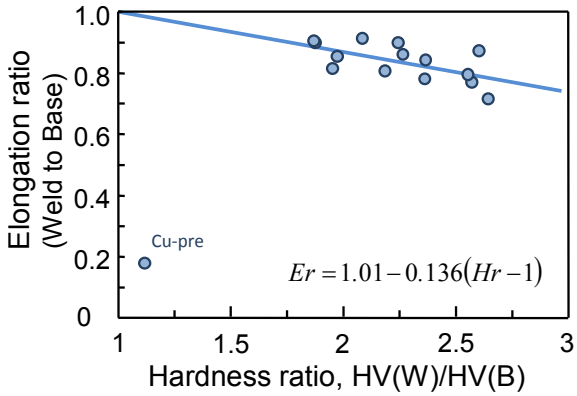


Fig. 5.12 Dependence of elongation ratio to hardness ratio in tensile test perpendicular to weld bead.

(2) 溶接金属の硬さ

溶接試験体の成形性は，**Fig. 5.10** に示したように，溶接金属が硬くなるほど低下する．溶接金属の硬さは，溶接時の入熱，すなわち冷却速度と鋼板成分に支配される．したがって，レーザ溶接しても硬くなり難い組成の鋼板のほうが，テーラードブランク用の素材として適していると考えられる．レーザ溶接された溶接金属の硬さに関しては，梅津 [75]や高ら [76]が，化学成分と硬さの回帰式を提案している．しかしながら，こうした化学成分の線型和を用いた硬さ推定式は適用範囲が限られる．より広い範囲で溶接金属の硬さを予測するためには，冷却速度の影響や，各組織で硬さに与える成分元素の影響の違いを反映させる必要がある．そこで，Yurioka ら [72]の提案している熱影響部最高硬さ予測式を用いて溶接金属の硬さ予測を試みた．この式は，最終組織がマルテンサイトからベイナイトになる熱影響部の最高硬さを予測するものである．鋼板成分とともに，800℃から 500℃までの冷却時間を用いる．但し，アーク溶接のように溶接金属に酸素が多量に含まれる場合，溶接金属硬さの推定には適用できない．しかしレーザ溶接のように，溶接中の酸素量が少なく，母材と組成の変わらない溶接金属が形成される溶接においては，母材成分を使って溶接金属の硬さを推定することが可能と思われる．溶接金属硬さと Yrioka らの熱影響部最高硬さの推定値との関係を **Fig. 5.13** に示す．800–500℃の冷却時間が 0.2～0.3 s で比較的良い予測ができることが分かる．これは梅津ら [75]の評価している冷却時間 0.3 s（板厚 1.4 mm に対し，出力 3 kW，溶接速度 3 m/min）と良い一致を示している．

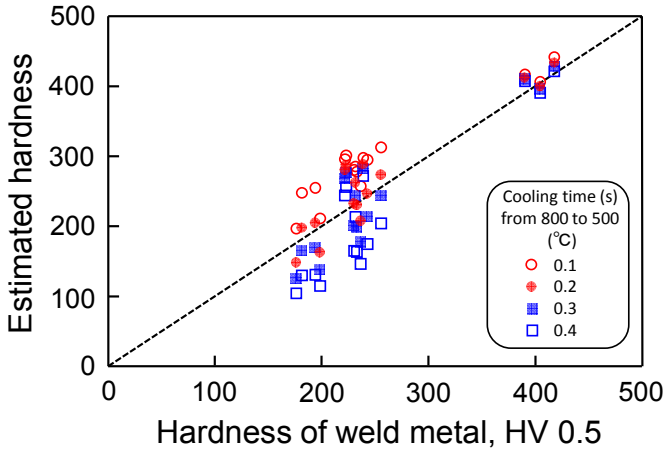


Fig. 5.13　Estimation of weld metal hardness by Yurioka formula

(3) 破断のモデル化

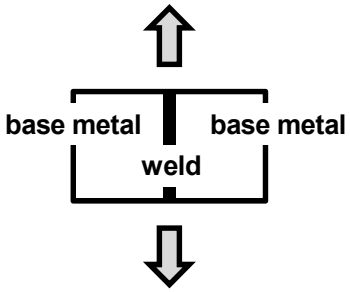
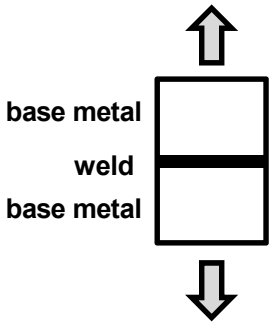
溶接ビードに平行な引張試験や LDH 試験など最大主応力が溶接ビードに平行な場合，母材と溶接ビードには同じひずみが入る．したがって破断部近傍の力学的状態は，ひずみ一定の状態でモデル化される．こう考えると，破断が延性の最も少ない溶接部で生じることは容易に理解できる．また破断伸びが溶接金属の硬さと強い相関を示すことも理解できる．溶接部周囲の母材は溶接ビードのネッキングを抑制していると考えられ，破断伸びは母材強度にも影響される．

一方，溶接ビードに直交した引張試験や穴広げ試験など，最大主応力が溶接ビードに直交する場合，最大主応力方向に直交する各断面に同じ荷重が加わる．したがって，破断部近傍の力学的状態は，荷重一定の状態でモデル化される．この時，破断が最も強度の低い部分で生じることは容易に理解できる．また溶接熱影響部に軟化が生じる場合，軟化部に変形が集中して破断し，破

断伸びが小さくなることも理解できる．

以上，レーザ溶接試験体の成形における破断は，**Table 5.2** に示すように「ひずみ一定モデル」と「荷重一定モデル」に分類することができた．TB のプレスでの破断も，これらの組合せで議論できると考えられる．

Table 5.2 Fracture mechanism in forming of laser welded blank

	Constant strain model	Constant load model
Deformation state in region including laser weld		
Location of fracture	Portion of the lowest ductility	The weakest portion
Direction of crack	Perpendicular to weld	Parallel to weld
Example of forming test	· Tensile test parallel to weld · LDH test · Hydraulic bulging test	· Tensile test perpendicular to weld · Hole expansion test

5.2.5　まとめ

メルトラン溶接により作製し，アンダーフィルなどの溶接欠陥が無いレーザ溶接試験体の成形性について，その基礎特性を明らかにした．溶接金属は硬くなるが，その硬さは百合岡の最高硬さ推定式で推定できた．また，成形モードに応じた溶接試験体の破断位置は，「ひずみ一定モデル」と「荷重一定モデル」で考えることができた．これら成形モードにおいて焼入れ性の指標である炭素当量が高くなるほど，破断伸びの母材からの低下代は大きくなった．但し，破断伸びは溶接金属の硬さのみならず，溶接金属と母材の硬さ比にも支配され，硬さ比（強度比）が高くなると母材からの伸びの低下代は大きくなった．この現象は，硬さ比が大きい場合には周囲の母材が溶接部のネッキングを抑制する効果が弱くなるためと考えられた．但し，溶接金属が母材よりあまり硬くならない鋼種でも，熱影響部が軟化する鋼種では母材からの破断伸びの低下代が大きく，テーラードブランクでは成形モードに注意が必要である．

5.3 レーザ溶接された鋼板の成形性支配因子

5.3.1 本節の目的

本節では，溶接速度の広い範囲で幅や硬さの観点からどういった溶接ビードが形成され，またそうした溶接ビードを有する溶接試験体が，テーラードブランクとしてのどの程度の成形性を示すのか，また溶接試験体の成形性が突合せ状態，溶接速度にどのように依存するのかについて論じる．さらに，強度の異なった鋼板を溶接した試験体の成形性および溶接試験体の成形限界線図（FLD：Forming Limit Diagram）について述べる．

5.3.2 実験方法

(1) 供試鋼板およびフィラワイヤ

供試材には自動車のパネル部材に用いられる 0.8 mm 厚の極低炭素 Ti 添加鋼 3 種（IFS-1, IFS-2, IFS-3），低炭素 Al キルド鋼 3 種（AKS-1, AKS-2, AKS-3），およびこれに P を添加した高強度鋼(HSS)を用いた．これら供試材の化学成分を **Table 5.3** に示す．一部試験において，フィラワイヤを供給して溶接を行った．フィラワイヤはソリッドワイヤで，その化学成分を **Table 5.4** に示す．

Table 5.3 Steels used in this study

Steel	Chemical compositions (mass%)					Mechanical properties			Remarks
	C	Si	Mn	P	S	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	
IFS-1	0.007	0.005	0.21	0.015	0.007	147	305	50.2	Fit-up condition Welding condition
AKS-1	0.042	0.005	0.24	0.012	0.016	151	303	50.1	
HSS	0.057	0.02	0.38	0.069	0.01	217	383	40.7	
IFS-2	0.003	0.024	0.14	0.027	0.004				Filler addition
AKS-2	0.042	0.013	0.21	0.012	0.013				
IFS-3	0.003	0.07	0.09	0.014	0.0076	148	297	51.9	Deformation state
AKS-3	0.048	0.014	0.19	0.011	0.014	164	301	50.4	

Tab Table 5.4 Filler wires used in this study

Filler	Chemical compositions (mass%)		
	C	Si	Mn
A (0.8 mm in dia.)	0.012	0.34	0.36
B (1.2 mm in dia.)	0.067	0.78	1.67

(2) 溶接条件

供試鋼板をシャー切断して突合せ，前節と同じ定格出力 5 kW 級の炭酸ガスレーザ加工機を用いて加工点出力 4 kW で溶接を行った．集光光学系には焦点距離 254 mm（10 inch）の平凸 ZnSe レンズを使用し，ビーム径を 0.45 mm とした．一部条件を除き，焦点位置は鋼板表面（焦点外し距離 0 mm）である．溶接部のシールドには Ar ガス 10 l/min を，内径 3 mm のノズルよりセンターシールディングガスとして供給した．ノズル先端と鋼板表面との距離，スタンドオフは 6 mm とした．

(2-1) 溶接ビード特性の溶接速度依存性について検討した試験体

溶接ビードの特性が溶接速度にどう依存するかを調べるために，**Table 5.3** に示した 7 種類の鋼板にメルトラン溶接を行った．採用した溶接速度は，2 m/min~14 m/min の範囲である．

(2-2)　成形性に及ぼす溶接速度の影響について検討した試験体

溶接条件が成形性にどういった影響を与えるのかを調査するために, **Table 5.3** に示す IFS-1, AKS-1，HSS を用い，同じ鋼板同士および異種鋼板を突合せ，溶接試験体を作成した．変更した溶接条件は溶接速度であり，2 m/min，4 または 5 m/min および 8 m/min の 3 水準である．

(2-3)　成形性に及ぼす突合せ条件の影響について検討した試験体

シャー切断面に直角度の不足，直線性の不足が生じると，突合せ隙間が生じる．この時，溶接ビードはアンダーフィル状態となる．このアンダーフィルが成形性にどういう影響を与えるのかを明らかにするために，IFS-1 および HSS を用いて 2 段開先を作成し，突合せ溶接を行った．2 段開先は安定したアンダーフィル状態を実現することを狙って採用したもので, **Fig. 5.14** に示すように, 鋼板の下半分を密着して突き合わせ, 上半分に切欠きを設けた形状である. 切欠き幅は, 0.2 mm から 1.0 mm の範囲である．また，レーザの集光径が 0.5 mm 程度であるのに対し，切欠き幅が最大 1.0 mm と広い．そこで本実験では，焦点位置を鋼板表面より上方 1.0 mm 位置に設定（焦点外し距離 1.0 mm）し，溶接速度を 2 m/min と遅めにして広い溶接ビードを形成し，開先全体を溶融させた．

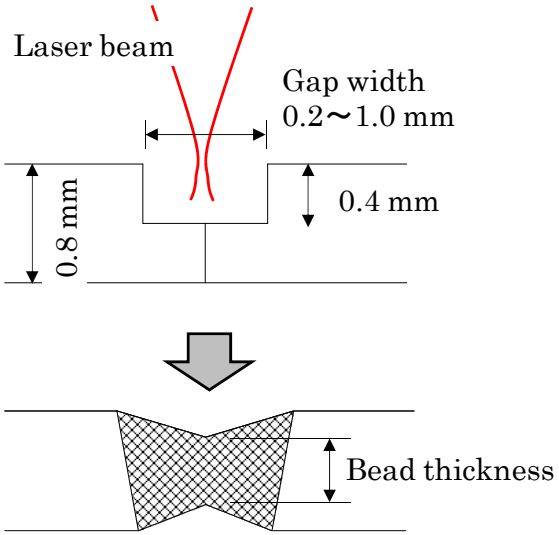


Fig. 5.14　Employed groove to make under-fill weld beads

(2-4)　フィラ供給試験体の成形性について検討した試験体

突合せ状態が悪い場合にアンダーフィルとなることを回避するために，市販のソリッドワイヤを供給して溶接を行った．用いた鋼板は，**Table 5.3** に示した IFS-2 および AKS-2 であり，フィラワイヤは **Table 5.4** に示したワイヤである．フィラワイヤの溶融を確実にするため，溶接速度は 4 m/min と，フィラワイヤ無しで溶接を行った比較条件の 5 m/min より低下させた．また，フィラワイヤ A と B では線径が異なることから，送給速度を変えてフィラ供給量を合わせた．溶接条件を **Table 5.5** にまとめる．

Table 5.5 Welding conditions for filler feeding welding

Filler	Laser power at work (kW)	Welding speed (m/min)	Feeding speed (m/min)
No	4	5	-
A (ϕ 0.8)	4	4	2
B (ϕ 1.2)	4	4	1

(2-5) 成形モードが成形性に与える影響を調べた試験体

同じ鋼板同士および異種鋼板を組合せたレーザ溶接試験体の成形性が，成形モードによってどのように変化するのかを調べるため，Table 5.3 示す IFS-3 および AKS-3 を用いて突合せ溶接試験体を作成した．溶接速度は 5 m/min である．

(3) レーザ溶接試験体の評価方法

(3-1) 溶接ビード特性の溶接速度依存性評価方法

溶接ビードの特性として表裏のビード幅と溶接金属硬さを測定した．溶接金属の硬さ測定は，溶接ビードの断面において実施した．

(3-2) 成形性に及ぼす溶接速度の影響の評価方法

溶接速度を変えて溶接した試験片に対しエリクセン試験を行い，破断した時の成形高さを測定した．エリクセン試験では直径 20 mm の球頭ポンチを使用し，潤滑油として白色ワセリンを使用した．また，一部の試験片で溶接ビードに平行な引張試験（JIS Z 2241　5 号）を行い，溶接部が破断したときの伸びと最高荷重を測定した．

(3-3) 成形性に及ぼす突合せ条件の影響の評価方法

開先形状に対応したアンダーフィル量を調査するために断面観察を行って溶接ビードの厚みを測定した．成形性の評価には，(3-2)項同様，エリクセン試験を行い，破断した時の成形高さを測定した．

(3-4) フィラ供給試験体の成形性評価方法

溶接ビードの断面において，フィラワイヤを供給した溶接金属のビッカース硬さを調べた．成形性の評価には，(3-2)に記したエリクセン試験を実施した．その際，余盛高さが成形性に与える影響を除くために，溶接ビードの余盛を鋼板表面まで研削した．

(3-5) 成形モードが成形性に与える影響の評価方法

成形モードによる成形性の違いを明らかとするため，溶接試験体の成形限界線図（FLD：Forming Limit Diagram）を作成した．FLD の作成に必要な破断時のひずみを測定するために，試験体には直径 10 mm のエッチングにより，スクライブドサークルを付与した．成形試験として溶接ビードと平行に主応力が入る引張試験，LDH 試験，液圧バルジ試験を実施した．これら試験方法の詳細は，5.2.2(3)に記したとおりである．また，穴広げ試験を行い，成形高さと穴広げ率を調査した．

5.3.3　実験結果

(1)　溶接ビード特性の溶接速度依存性

典型的な溶接部の例として，速度 6 m/min で溶接した IFS-1 の溶接部断面写真を **Fig. 5.15** に示す．本試験では，溶接速度に関わらず，表ビードが広く，裏ビードが狭い溶接ビードが形成された. IFS-1 に対して溶接ビード幅を測定した結果を, **Fig. 5.16** に示す. 溶接速度が低くなると，表裏のビード幅が広くなる一方，溶接速度が高くなると，表裏ビード幅は狭くなった．溶接金属は母材に比べて硬化した．**Fig. 5.17** に，IFS-1~-3，AKS-1~-3 および HSS 材溶接金属硬さの溶接速度依存性を示す．溶接金属は IFS，AKS，HSS の順に硬くなった．また，IFS，AKS では溶接速度を変化させても，溶接金属硬さはあまり変化しなかった．

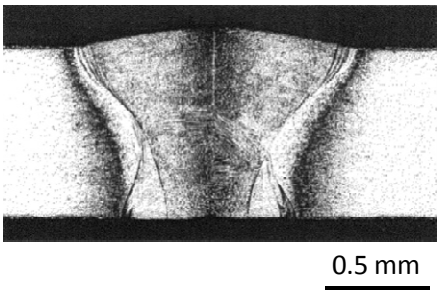


Fig. 5.15 Typical cross-section of laser weld in this study.
(IF steel (t0.8 mm), 4 kW, 6 m/min)

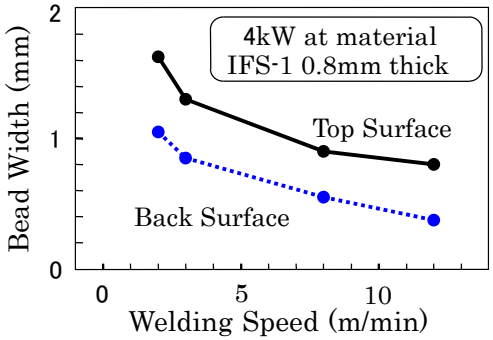


Fig. 5.16 Relationship between bead width and welding speed.

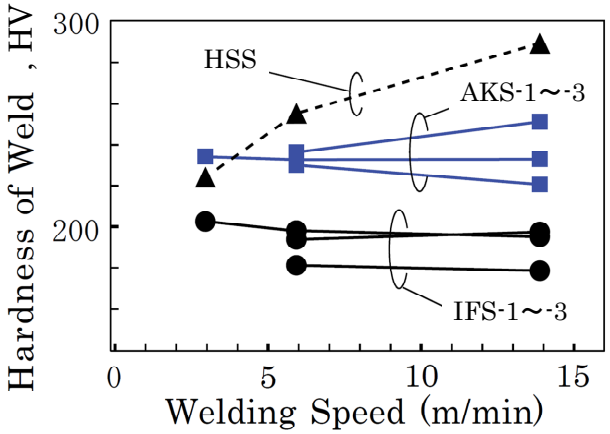


Fig. 5.17 Relationship between weld metal hardness and welding speed.

(2) 溶接速度が成形性に与える影響

JIS 5 号試験片で溶接ビードに平行に引張試験を行うと，5.2.3(2)で述べたように，溶接ビードで溶接ビードに直交した破断が生じた．破断部の写真を **Fig. 5.18** に示す．写真中央部で板厚方向にネッキングを起こしている．これは溶接金属が硬く，母材に比べて延性が低いためであると考えられる．破断荷重と破断伸びを母材のそれらとの比として，**Fig. 5.19** に示す．破断荷重は溶接速度 2 m/min で他の条件に比較して高くなった．これは **Fig.5.16** と **Fig.5.17** でみたように，溶接金属の硬さがあまり変わらず，溶接ビードが広くなるためと考えられる．一方破断するまで

の伸びは，溶接速度 2 m/min において他の条件に比較して低くなった．

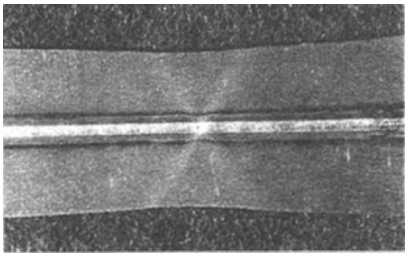


Fig. 5.18 Appearance of fracture in tensile test parallel to weld bead (AKS-1, 4 kW, 4 m/min)

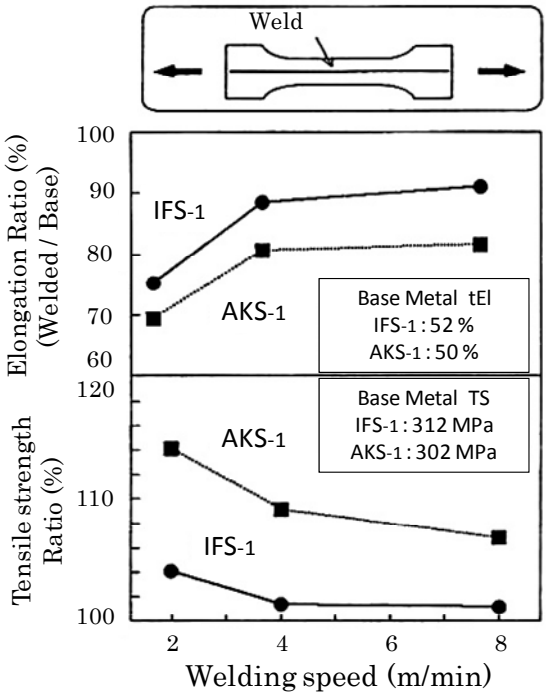


Fig. 5.19 Dependence of elongation and tensile strength on welding speed

同じ鋼板を突合せて溶接したエリクセン試験において，引張試験と同様，破断は溶接金属内で溶接ビードを横断して生じた．得られたエリクセン成形限界高さを **Fig.5.20** に示す．本図では，溶接試験体の成形高さを母材の成形高さとの比で表わしている．破断するまでの成形高さは全ての鋼種で母材成形高さに比べ低下したが，IFS-1 は AKS-1，HSS に比較してより高い成形高さを示し，母材からの低下も AKS-1，HSS に比べて少なかった．また，IFS-1 及び AKS-1 では溶接速度が速くなると成形高さが増加する傾向を示したが，HSS では溶接速度依存性が認められなかった．

IFS-1 と HSS をレーザ溶接した試験体のエリクセン成形高さを **Fig.5.21** に示す．IFS-1-HSS の成形高さは, IFS-1 同士, HSS 同士の場合の中間に位置したが, 溶接速度が高くなると低下し，破断形態に変化が認められた．すなわち，溶接速度 2，5 m/min では溶接金属でビードを横断して破断したが，8 m/min では IFS-1 側に変形が集中して溶接ビードに沿って母材で破断した．

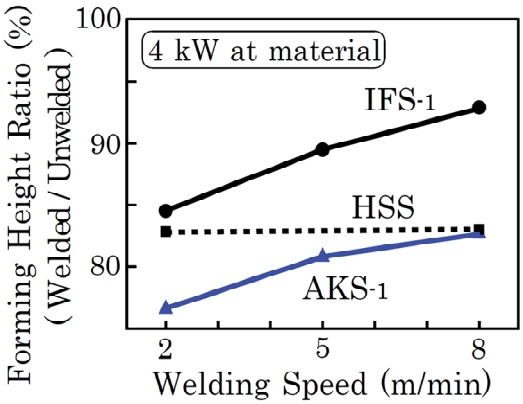


Fig.5.20 Relationship between forming height in Erichsen test and welding speed in similar combination.

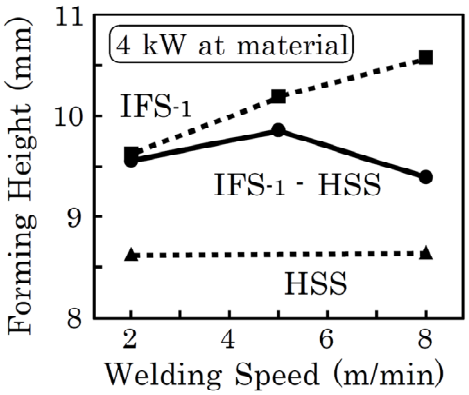


Fig.5.21 Relationship between forming height in Erichsen test and welding speed in dissimilar combination.

(3) 突合せ条件が成形性に与える影響

Fig. 5.14 に示した開先で溶接すると，溶接ビードの中央部が母材より薄いアンダーフィルビードが形成された．**Fig. 5.22** に，切り欠き幅が 0.6 mm の場合の溶接部ビード断面写真を示す．

種々の 2 段開先で溶接した試験体のエリクセン成形高さを，断面より測定した成形試験前溶接部厚との関係として，**Fig. 5.23** に示す．エリクセン試験成形高さは溶接ビード厚が母材板厚の 80 %になるまでほとんど変化せず，70 %を下回ったところで急激に低下した．いずれの試験体でも溶接金属で破断したが，ビード厚と母材板厚の比が 70 %以上では溶接ビードを横断して，70 %以下では溶接ビードの中央部で溶接ビードに沿って破断した．

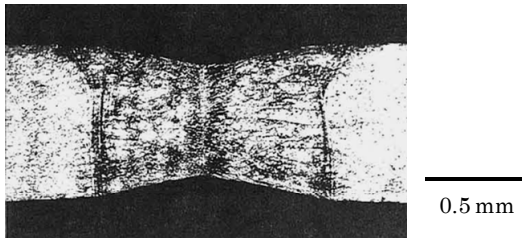


Fig. 5.22 Example of cross section of weld bead with groove width of 0.6 mm.

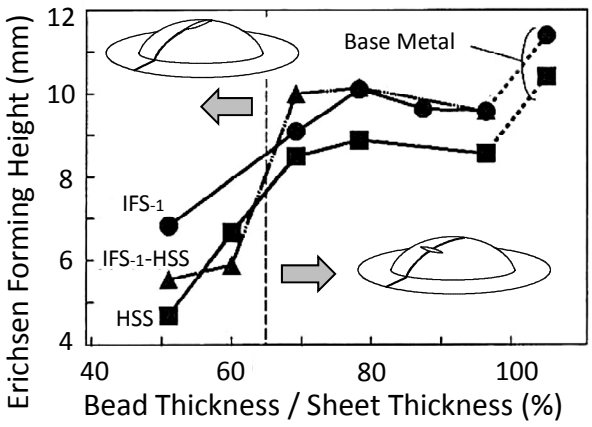


Fig. 5.23 Erichsen forming height of under-fill welded specimen.

(4) フィラ供給試験体の成形性

フィラワイヤを供給した場合の溶接部の硬さ分布を **Fig. 5.24** に示す．IFS-2 にフィラ B を供給した場合以外は最高硬さに大きな差は生じなかった．エリクセン試験における成形高さを **Fig. 5.25** に示す．炭素量の低いフィラ A を供給した場合は，フィラを供給しなかった場合とほぼ同等の成形高さが得られたのに対し，炭素量の高いフィラ B を供給した場合,IFS-2 同士および IFS-2 と AKS-2 の異鋼種継手の試験体で成形高さの低下が認められた．一方，AKS-2 同士ではフィラ供給の有無，フィラの種類にかかわらず成形高さに差異は認められなかった．

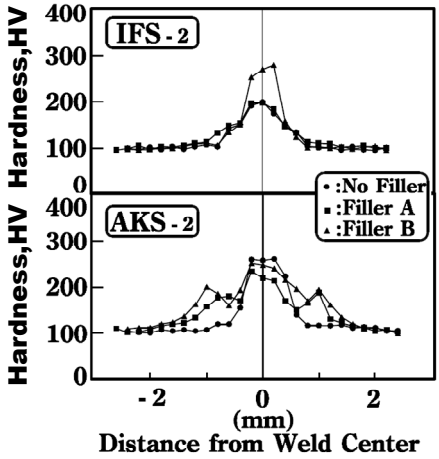


Fig. 5.24 Hardness distribution of filler added weld.

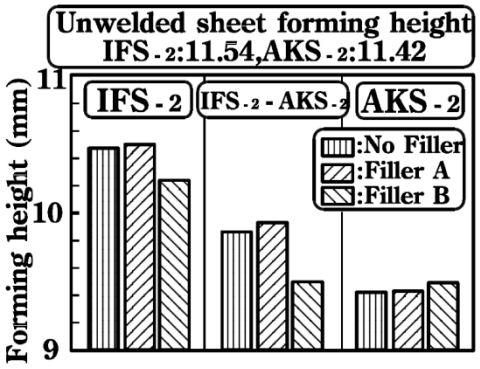


Fig. 5.25 Dependence of Erichsen forming height on filler wire.

(5) 成形性に及ぼす成形モードの影響

溶接ビードに平行な引張試験，LDH 試験および液圧バルジ試験における破断は，5.2.3 項で述べた場合と同様，溶接ビードに直交する方向に溶接ビードで発生した．スクライブドサークルにより測定した破断時のひずみを成形限界線図（Forming Limit Diagram）にして **Fig. 5.26** に示す．IFS-3 および AKS-3 母材のひずみは，鋼種の違いに関わらず同程度であった．一方，溶接試験体のひずみは，IFS-3 同士，IFS-3 - AKS-3，AKS-3 同士の溶接試験体の順に，母材のひずみより小さくなり，鋼種依存性を示した．またひずみの減少代は，引張や平面ひずみ状態となる LDH 試験に比較して，等 2 軸ひずみとなる液圧バルジ試験で最も大きくなった．

穴広げ試験でも，5.2.3 項で述べた溶接試験体同様，溶接ビード近傍の母材でネッキングを生じ，破断に至った．成形高さと，穴広げ率を **Fig. 5.27** に示す．成形高さは，母材と同鋼種継手の溶接試験体で大きな差は生じなかった．一方, IFS-3 - AKS-3 の異鋼種継手の成形高さは, IFS-3 同士の継手や AKS-3 同士の継手に比較し，最も低くなった．また，異鋼種継手では穴の広がり方が均等ではなくなり，溶接ビードに直交する方向に長軸をもつ楕円状となった．これは母材降伏強度の違いにより IFS-3 にひずみが集中したこと, 硬い溶接ビードの拘束効果により溶接ビード方向の穴の広がりが抑制されたことによると考えられる．

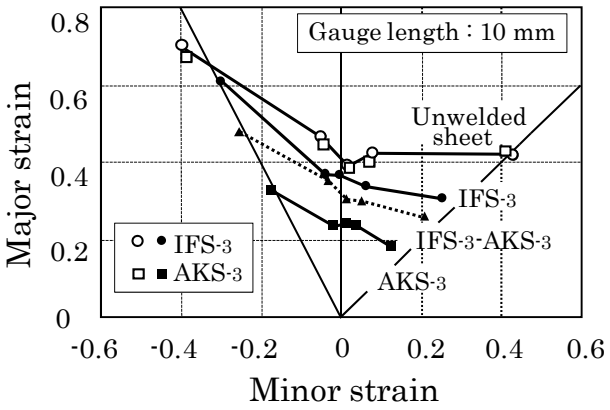


Fig. 5.26 Forming limit diagram of laser welded steel sheets

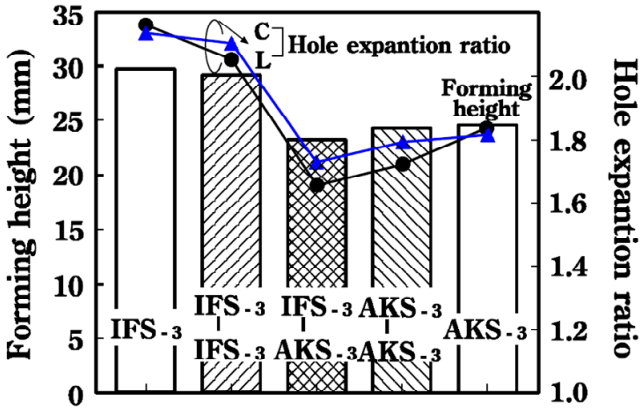


Fig. 5.27 Forming height and hole expansion rate of laser welded steel sheets

5.3.4 考 察

(1) 溶接試験体の成形性に影響を及ぼす因子

5.2 節では，溶接試験体の成形性に影響を及ぼす因子として溶接金属の硬さと，溶接金属と母材の硬さ比を指摘した．本節では，**Fig. 5.19** に示したように，溶接ビードに平行な引張試験における破断伸びに，溶接速度を下げると低下する現象が見られた．IFS および AKS の溶接金属硬さは，**Fig. 5.17** に示したように，溶接速度に対しあまり変化しない．一方，溶接ビード幅は，**Fig. 5.16** に示したように，溶接速度の低下とともに広がる．このことから，溶接速度を下げた時の破断伸びの低下現象は，溶接金属の硬さに起因した現象ではなく，溶接ビード幅に起因した現象であると考えられる．5.2.4(1)において，溶接ビードに隣接した母材が，硬化して延性を失った溶接ビードのネッキングを抑制する効果について述べた．ビード幅が広くなって伸びが低下する現象は，溶接ビードが広くなると，ネッキング抑制効果が弱くなるためと考えられる．つまり，溶接ビードは，その幅そのものも成形性に影響を与えると考えられる．したがって，母材に対する成形性の低下を抑制するには，高速で極力細い溶接ビードを形成することが有利と考えられる．

Fig. 5.20 に示した同鋼種継手のエリクセン成形高さが，溶接速度を下げると低くなる現象もビード幅が広がり，ネッキング抑制効果が弱くなるためと考えられる．一方，HSS 同士の継手の成形高さは，溶接速度にあまり依存しなかった．HSS 同士の継手では，**Fig.5.17** に示したように，溶接速度を高くすると溶接金属が硬くなる傾向を示す．このため，HSS 同士の継手では，溶接速度を高くして溶接ビード幅が狭くなって成形性が向上する効果と，溶接金属が硬くなって低下する効果が相殺し，エリクセン成形高さに溶接速度の影響があまり見られなかったと考えられる．

以上，溶接試験体の成形性に影響を及ぼす因子として，5.2 節で指摘した溶接金属の硬さ，溶接金属と母材の硬さ比とともに，溶接ビードの幅そのものが考えられた．

(2) レーザの種類が溶接試験体の成形性に与える影響

前項で述べたように，同鋼種を溶接した試験体の成形性は溶接金属の硬さ，溶接金属と母材の硬さ比と溶接ビードの幅の幅によって決まると考えられる．ところで炭酸ガスレーザと YAG レーザの差として第 4 章で述べた窒素溶解量の違いが成形性にどの程度の影響を与えるかについて考察する．

窒素はオーステナイトフォーマーとして知られており，鋼の焼入れ性を上げ，溶接金属をより硬くする傾向がある．増加する窒素量は **Fig. 4.20** および **Fig. 4.22** に示したように質量比では板厚が薄いほど多く，板厚が薄いほど硬さへの影響が懸念される．本章で成形性を調査した主な板厚は 0.8 mm である．また，窒素量には溶接速度依存性が認められる．一方で **Fig. 5.17** で示したように，炭素など添加元素が少なく僅かな窒素量の増加で組織，硬さに影響を受けやすいと考えられる IFS で，低溶接速度である 3 m/min での溶接金属硬さは，14 m/min でのそれより僅かに硬化しているに過ぎなかった．一方，**Fig. 5.19** は，溶接速度を高くすると母材からの成形性の低下が小さくなることを示していた．以上をまとめると，溶接時の窒素溶解による溶接金属硬さの増加は，溶接ビード幅など他の成形性支配因子に比べ成形性に与える影響が弱く，レーザ種類による成形性への影響は無視できるものと考えられた．内原ら[75]も，YAG レーザ溶接の溶接金属は炭酸ガスレーザ溶接による溶接金属の硬さより 15%程度低いものの，成形性に差異は認められなかったことを報告している．

(3) 異鋼種継手試験体の成形性およびアンダーフィルが成形性に与える影響

エリクセン試験において見られた破断モードを **Fig.5.28** に示す．同図(a)に示すように，同鋼種継手では，破断は溶接ビードに直交して溶接ビードで生じた．また異鋼種継手の場合，溶接速度が 8 m/min と高速の場合，同図(b)に示すように，破断は溶接ビードに平行して，最も柔らかい IFS 側の母材で生じた．エリクセン試験では，液圧バルジ試験と同様，頂上付近では等 2 軸引張状態となり，溶接ビードに平行な方向と直交する方向に働く応力が等しくなる．この時，溶接ビードに直交する方向では，降伏強度の低い IFS と高い AKS が引っ張り合い，強度の低い IFS 母材にひずみが集中する．高溶接速度で溶接ビードが細く，溶接線に平行な方向の成形性が高い状態では，溶接ビードでネッキングする前に， IFS 母材にひずみが集中し破断に至ったものと考えられる．

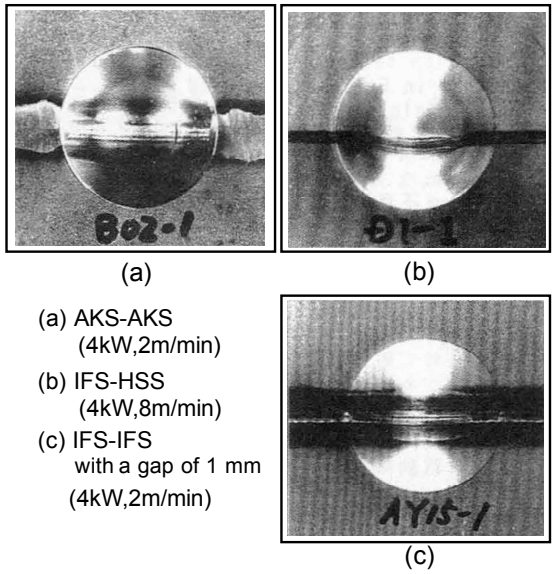


Fig.5.28 Fracture modes observed in Erichsen test

一方 **Fig.5.23** に示したように，アンダーフィルが生じても，溶接ビードの厚みが母材の 70%を下回るまで，溶接ビードで溶接ビードに直交する破断が生じ，エリクセン成形高さはあまり低

下しなかった．そして，アンダーフィル率が 70 %を下回ると，溶接ビードの中心の最も板厚の薄くなった部分で，溶接ビードに沿って破断した．破断部の外観写真を **Fig.5.28(c)**に示す．エリクセン試験の頂上付近では等 2 軸の平面ひずみ状態となっている．この状態では **Table 5.2** に示したように，溶接ビードに平行な方向への引っ張りによる溶接ビードの延性不足による破断と，直交する方向への引っ張りによる最弱部へのひずみ集中による破断の 2 種類が拮抗している．溶接ビード厚と母材板厚の比（アンダーフィル率）が 70 %以上ある場合，溶接ビードが硬化しているために溶接ビードが最弱部とならず，溶接ビードの延性不足が溶接ビードに直交した溶接ビードの破断を引き起こす．一方，アンダーフィル率が 70 %を下回ると溶接ビードが最弱部となり，溶接ビードの伸びが破断限界となるより前に，溶接ビード中央にひずみが集中し，溶接ビードに沿った溶接ビード破断に至るものと考えられた．したがって溶接ビードが母材に比べて硬くなる結果，母材板厚の 70%以上の厚みのアンダーフィルビードは成形性を低下させないものと考えられる．

(4) フィラ送給溶接試験体の成形性

Fig.5.23 で見たように，アンダーフィルが顕著になると成形性が著しく低下する．このため，突合せ状態が良くない場合にフィラを供給してアンダーフィルを抑制することは有効な手法と考えられる．しかしながら **Fig.5.25** に示したように，炭素量が多いフィラを供給した場合，IFS 同士の継手および IFS-AKS 継手のエリクセン成形高さは低下した．これは，**Fig.5.24** で示したように，炭素量が多いフィラを供給すると，溶接金属が硬くなるためであると考えられる．一方 AKS の炭素量は，フィラ B のそれの 70%程度と少ないにも関わらず，フィラ B を AKS 同士の継手に供給しても溶接金属はあまり硬化せず，成形高さも低下しなかった．これは，本実験におけるようにギャップを設けないでシャー切断面を突き合わせ，フィラーメタルを少量供給した場合，母材希釈率が高く，溶接金属成分を大きく変えることができないためであると考えられる．実際，今回の突き合わせ状況での母材希釈率は，溶接条件と溶接部断面マクロ写真より約 70 %と推定された．

しかし，実施工において突合せに隙間が生じた場合には母材希釈率が低くなり，溶接金属成分がフィラの成分により強く影響されるようになると思われる．このためフィラを供給して溶接する場合，フィラの炭素量は母材と同程度のものか，あるいはそれ以下のものを用いることが必要であると考えられる．

(5) 等 2 軸引張状態での成形性

Fig.5.26 において，単軸引張や平面ひずみ状態となる LDH 試験に比較して，等 2 軸引張となる液圧バルジ試験では母材よりの破断ひずみの減少代が大きくなることを指摘した．この理由について考察する．**5.2.4(1)**で指摘したように，単軸引張の状態では，周辺の母材が延性に劣る溶接ビードのネッキングを抑制し，破断までの変形を助けてる．しかし等 2 軸引張となった状態では，溶接ビード周辺の母材は，溶接ビードに直交した引張応力により溶接ビードのネッキングを抑制する能力を減殺されると考えられる．このため溶接ビードはより小さなひずみで破断し，等 2 軸引張での成形限界は母材のそれに比べて著しく低下するものと考えられた．

5.3.5 まとめ

以上本節ではテーラードブランクを想定した溶接試験体の成形性について，溶接速度依存性やアンダーフィルの影響，アンダーフィルを抑制するためにフィラを供給する場合の注意点について調べた．また成形モードの違いや異鋼種継手を溶接した場合の特性について述べた．

その結果，溶接試験体の成形性は溶接金属の硬さ，溶接金属と母材の硬さ比とともに，溶接ビード幅に左右されることが明らかとなった．したがって，テーラードブランクの溶接では，良好な溶接ビードが形成できる限り，高速でできる限り細い溶接ビードを形成することが有効であると考えられる．

溶接ビード厚が母材厚の 70 %を下回るアンダーフィルになると，張出成形において成形性が著しく低下する．したがって，テーラードブランクにおいて溶接ビードと平行な引張状態での成形モードから外れる場合，アンダーフィル率は母材厚の 70 %以上を確保すべきである．

突合せ状態が悪く，溶接ビードの厚さが母材板厚の 70 %を下回る場合，ビード厚の不足を補うためにフィラを供給することは有効と考えられる．しかし，供給するフィラワイヤの炭素量は，母材のそれを大きく上回らないようにすべきであると考えられた．

また溶接試験体を張出成形すると，母材からの成形性の低下が他の成形モードに比べ著しいことが明らかとなった．したがって，テーラードブランクでは張出成形を避け，溶接ビードに平行な引張となるように溶接線を配置することが望ましい．これは強度の異なる鋼板を溶接した場合に，軟質側母材にひずみを集中させないためにも重要な視点である．

5.4 結 言

本章では，レーザ溶接されたテーラードブランク（TB）の成形性という「力学」的側面について評価した．すなわち，良好な溶接が実現された TB がどのような成形性を示すのか，また，これが何に支配されているかである．本研究で得られた結論は以下のとおりである．

- TB の成形では，溶接ビードと最大主応力のなす角度によって，「ひずみ一定モデル」と「荷重一定モデル」の 2 種類の成形限界モデルが考えられた．
- 溶接ビードと最大主応力が平行な場合，溶接ビードと母材には同じひずみが作用する．この場合成形限界を「ひずみ一定モデル」で考えると分かり易い．破断は，延性の最も低い溶接ビード上で溶接ビードを横断するように発生する．成形限界ひずみは溶接ビードの硬さ，幅および溶接ビードと母材の硬さ比に左右される．すなわち，ビードが柔らかいほど，ビード幅が狭いほど，母材との硬さ比が小さいほど成形性は優れる．硬くなっても，幅が狭いほうが，成形には有利である．
- 溶接ビードと最大主応力が直交する場合，溶接ビード，熱影響部および母材には同じ荷重が作用する．この場合成形限界を「荷重一定モデル」で考えると分かりやすい．破断は，強度の最も低い部位で発生する．破断部位は，母材であったり，軟化した熱影響部であったり，あるいはアンダーフィルの溶接ビードであったりする．特にアンダーフィル量が，母材厚の 70%を下回ると，溶接ビードで破断するという発見は，ロバスト性を考慮の上，溶接ビード厚は母材厚の 80%以上なければならないという，品質管理の基準として広く普及している．
- 等 2 軸ひずみとなる液圧バルジなど張出成形では，「ひずみ一定状態」と「荷重一定状態」の競合として破断位置が決まる．特に強度の異なる鋼板を溶接した場合軟質側母材へのひずみの集中に注意する必要があり，成形時に溶接ビードと平行な引張となるように溶接ビードを配置することが重要である．

以上，テーラードブランクの成形性は，溶接金属の強度，幅や厚みといった入熱量や幾何学的寸法によって決まるものであることが明らかとなった．従って，溶接継手の「力学」的側面という視点は，炭酸ガスレーザから固体レーザへの歴史的流れに対して中立であると考えられた．

第6章 結 論

レーザ溶接は自動車車体の組立において広く用いられている．使われてきたレーザ光源には炭酸ガスレーザから固体レーザへの大きな歴史的な流れが見られる．そこでこの「歴史的な流れ」が何によってもたらされたものであるのかについて論じた．本研究で得られた知見は各章で詳細に述べているので，ここでは得られた主な知見を各章ごとに総括する．

第 1 章では本研究の背景として，自動車がどのように組み立てられ，その工程でレーザ溶接がどのように適用されているのかについてまとめるとともに，本研究の目的および本論文の構成について述べた．テーラードブランクの溶接と車体の組立溶接がレーザの適用先であった．レーザ光源として炭酸ガスレーザと，YAG レーザ，ファイバレーザやディスクレーザといった固体レーザが用いられてきたが，炭酸ガスレーザから固体レーザへの大きな「歴史的な流れ」が見られた．そこで炭酸ガスレーザと固体レーザの薄鋼板に対する溶接能力の違いを，溶接の「プロセス」的側面，「冶金」的側面および溶接継手の「力学」的側面から考察し，この「歴史的な流れ」がこれら側面から必然であったのか，単に溶接機器として扱いやすいからなのか検証することを目的とした．

第 2 章ではレーザ誘起プルーム中での出力の減衰係数と焦点位置シフト量という「プロセス」的側面から，炭酸ガスレーザと YAG レーザを比較した．レーザ光がどの程度鋼板の加工点に届くかという側面である．YAG レーザを用いてプルーム長さを作り分けた溶接実験を行い，以下の結果を得た．固体レーザによる溶接において，プルーム中での出力の減衰係数は 0.00090 mm^{-1} と見積もられた．この値は，文献に見られる炭酸ガスレーザ溶接時のそれの約 20 分の 1 である．焦点シフト量はプルーム高さ 100 mm あたり 0.67 mm と見積もられた．この値を長さ 3 mm のプルームで比較すると，炭酸ガスレーザ溶接における Beck らの推定値の約 100 分の 1 である．したがって波長の短さに起因した固体レーザ溶接での減衰係数や焦点位置シフト量の小ささは「歴史的な流れ」の一因であると考えられた．

第 3 章では薄鋼板の溶融能力という溶接「プロセス」的側面から，炭酸ガスレーザと YAG レーザを比較した．鋼板に到達したレーザ光が，どの程度の溶融能力を持つかという側面である．突合せ溶接とメルトラン溶接を行って溶融断面積を調べ，溶融能力という指標を定義して定量的な比較を行った．得られた結論は，以下の通りである．実用的な溶接速度の範囲内で，YAG レーザの溶融能力は炭酸ガスレーザのそれより約 2.4 倍高い．この溶融能力の違いは，主に波長の違いによる液体金属表面でのレーザ光の吸収率の違いに起因すると考えられた．波長の短さに基づいた固体レーザの優れた溶融能力は「歴史的な流れ」の一つの要因であると考えられた．

第 4 章では，炭酸ガスレーザおよび YAG レーザを用いた薄鋼板のメルトラン溶接を行い，窒素の溶解および窒素による気孔の発生という「冶金」的側面から研究を行い，以下の結論を得た．気相から溶鋼への窒素溶解は平衡状態に達しておらず，溶接速度が低いほど溶接金属中の窒素量は多くなる．炭酸ガスレーザ溶接ではレーザ誘起プルームがプラズマ化し，雰囲気中の窒素分子

が原子状に解離して溶鋼に溶けやすくなる．溶鋼中の窒素量が多くなると，凝固時に窒素が排出され，窒素を内包した気孔を形成する．極低炭素鋼板で気孔が発生する限界の窒素量は，約 125 mass ppm であった．一方固体レーザを用いた溶接ではプルーム中で窒素が解離することはなく，溶鋼への窒素溶解量は炭酸ガスレーザに比べ少ない．この固体レーザ溶接では炭酸ガスレーザ溶接に比べ窒素起因の気孔が発生し難いという「冶金」的側面は，「歴史的な流れ」を支えていると考えられた．

第 5 章では，レーザ溶接されたテーラードブランク（TB）の成形性を取り上げた．溶接継手の「力学」的側面である．本研究で得られた結論は以下のとおりである．TB の成形は，溶接ビードと最大主応力のなす角度によって，「ひずみ一定モデル」と「荷重一定モデル」の 2 種類の成形限界モデルに分類される．溶接ビードと最大主応力が平行な場合，溶接ビードと母材には同じひずみが作用する．この場合，破断は延性の最も低い溶接ビード上で溶接ビードを横断するように発生する．溶接ビードと最大主応力が直交する場合，溶接ビード，熱影響部および母材には同じ荷重が作用する．破断は強度の最も低い部位で発生する．したがってテーラードブランクの成形性は，鋼板の機械的特性のほか，溶接金属の強度，幅や厚みといった幾何学的寸法によって決まるものであり，溶接継手の「力学」的側面という視点は「歴史的な流れ」に対して中立であると考えられた．

以上，「プロセス」的側面および「冶金」的側面からは「歴史的な流れ」は必然と考えられた．一方，溶接継手の機械的特性という「力学」的側面はレーザの種類に依存せず，この「歴史的な流れ」に対して中立と考えられた．総合的に考えると，固体レーザは炭酸ガスレーザに比較し，薄鋼板の溶接能力に優れており，炭酸ガスレーザから固体レーザへの「歴史的な流れ」は必然と考えられた．

謝 辞

本論文は，大阪大学接合科学研究所　片山聖二教授のご指導とご鞭撻により完成し得たものであり，ここに心から厚く御礼を申し上げます.

また，本論文の完成にあたって，貴重なご教示を頂いた大阪大学工学研究科機械工学専攻　箕島弘二教授，大阪大学接合科学研究所　近藤勝義教授，同　川人洋介准教授に厚く御礼を申し上げます.

更に，本研究を進める上で多くの議論をさせていただいた，当時新日本製鐵株式会社　鉄鋼研究所に在籍されていた小原昌弘博士，臼田松男博士，橋本浩二博士，池永則夫博士，田中　隆博士，森本康秀博士，斉藤　亨博士，栗山幸久博士，小林順一博士，今も新日鐵住金株式会社　鉄鋼研究所で活躍されている樋渡俊二博士，古迫誠二博士ほか，鉄鋼研究所の皆様にも感謝申し上げます.

そして一緒に実験いただいた柄沢卓二氏，加賀谷和夫氏をはじめ，総合試験課ほか，日鐵住金テクノロジー株式会社の皆さまに感謝申し上げます.

最後に，家庭のことを任せっきりにしてきた妻，祥子に感謝の意を表します.

参考文献

1) 樋口健治：自動車技術 100 年の歴史，自動車技術，41 (1987)1,19-26.
2) 季刊新日鐵住金　Vol.8（2014 年 11 月）「車のボディ より強く，軽やかに」
世界を変えた乗り物　自動車 250 年の歴史.
3) 一般社団法人　日本自動車工業会　ホームページ　世界各国／地域の四輪車生産台数
http://www.jama.or.jp/world/world/world_t2.html.
4) 上西朗弘:溶接接合教室－実践編－　自動車「材料編」, 溶接学会誌, 82(2013)7, 532-537.
5) 種植隆浩，藤田浩史，佐藤英資，大浜彰介，後藤昌毅：溶接接合教室－実践編－
自動車「設計編」，溶接学会誌，82(2013)7，524-531.
6) 近藤正恒：溶接接合教室－基礎を学ぶ－　溶接接合技術の適用（自動車），溶接学会誌,
79(2010)8, 750-759.
7) 吉武明英，池田倫正：高張力鋼板を活用した自動車軽量化技術に関する展望,
塑性と加工，52(2011)606，766-771.
8) 森　清和：自動車ボディへのレーザ溶接適用，溶接学会誌, 72(2003)1, 40-43.
9) 沓名宗春：自動車産業へのレーザ加工の適用と今後の技術，溶接技術, 50(2002)5,
127-135.
10) Dirk PETRING：Laser Applications in European Automotive Manufacturing：
Historical Review and Recent Trends，溶接学会誌, 73(2004)8, 539-546.
11) カート・マン:自動車のボディ製造における高出力固体レーザ，溶接学会誌, 73(2004)8,
551-554.
12) 夏見文章：テーラードブランクの魅力，プレス技術，34(1996)8, 18-25.
13) 内原正人：高張力鋼のテーラードブランク溶接，溶接技術，54(2006)8, 58-62.
14) 石橋博雄，宮崎康信：テーラードブランク溶接と応用，溶接技術, 52(2004)6, 58-62.
15) 石原弘一:テーラードブランク接合法における技術開発, 溶接技術, 50(2002)8, 118-123.
16) LARSSON J K:ヨーロッパ自動車におけるレーザ溶接, 溶接技術, 51(2003)11, 86-91.
17) 樽井大志：EALA2004 報告，レーザ加工学会誌, 11(2004)2, 98-102.
18) 白井雅人：3 次元構造ボデー部品－トルーフのレーザ溶接－,
レーザ加工学会講演論文集, 55th(2002), 1-6.
19) 三瓶和久：トヨタにおけるレーザ加工の適用，プレス技術, 43(2005)14, 22-25.
20) 樽井大志，森　清和，長谷川隆久：新型フーガへのレーザ溶接適用,
レーザ加工学会講演論文集, 64th(2005), 46-51.
21) 樽井大志，森　清和，吉川暢広，長谷川隆久：車体へのレーザ溶接適用技術,
レーザ加工学会講演論文集, 68th(2007), 157-163.
22) 中野佳巳：自動車におけるリモート溶接の現状，溶接技術, 57(2009)7, 102-110.

23) 高橋礼司 : 自動車車体へのリモート溶接の応用，レーザ加工学会誌, 11(2004)2, 82-85.
24) 西川清吾，守田隆一，畠中貴志，真田孝史：レーザソリューション，技報　安川電機, 73(2009)3, 119-123.
25) 三瓶和久：自動車産業へのレーザ応用の変遷，レーザ加工学会誌, 16(2009)1, 8-15.
26) Kurt Mann, Thomas Schwoerer：高生産性リモート溶接アプリケーション用の新しいディスク・レーザとスキャナ光学系，溶接学会誌, 77(2008)3, 220-228.
27) 樋口孝義 : リモート・レーザ溶接－アメリカ自動車産業における開発と応用－，溶接学会誌, 77(2008)3, 229-232.
28) 吉川暢広，樽井大志，森　清和，坂本　剛：リモート溶接の動向および日産自動車における適用事例，レーザ加工学会講演論文集, 73(2010), 157-163.
29) 黒田明浩 : ハイテンテーラードブランクによる車体の軽量化, 自動車技術, 59(2005)11, 63-67.
30) 森 清和, 樽井大志, 長谷川隆久, 吉川暢弘 : 自動車ボディへのリモート溶接技術の適用, 溶接学会誌, 77-3, (2008), 215-219.
31) 小野守章, 仲田清和, 小菅茂義 : レーザ誘起プラズマに関する一考察，溶接学会論文集, 10(1992)2, 239-245.
32) 宮本 勇, 森 清和, 丸尾 大: 薄板の CO_2 レーザ溶接時に誘起されるプラズマプルームの性質, 溶接学会論文集, 13(1995)2, 211-217.
33) A. Poueyo-Verwaerde, R. Fabbro, G. Deshors, A. M. de Frutos, and J. M. Orza：Experimental study of laser-induced plasma in welding conditions with continuous CO_2 laser, Journal of Applied Physics, 74(1993), 5773-5780.
34) M. Beck, P. Berger and H. Hügel：The effect of plasma formation on beam focusing in deep penetration welding with CO_2 lasers, J. Phys. D: Appl. Phys. 28(1995) 2430-2442.
35) 松縄　朗, 片山聖二, 大縄登史男: レーザー誘起プルームの分光計測と入射ビームの散逸過程に関する考察, 溶接学会全国大会講演概要集, 48(1991), 106-107.
36) 川人洋介，木下圭介，片山聖二，坪田秀峰，石出　孝：プローブレーザビームと YAG レーザ誘起プルームとの相互作用の可視化，レーザ加工学会誌, 13(2006)1, 41-47.
37) 川人洋介，木下圭介，松本直幸，水谷正海，片山聖二：超高パワー密度ファイバーレーザによるステンレス鋼溶接時のレーザと誘起プラズマ／プルームとの相互作用，溶接学会論文集, 25(2007)3, 461-467.
38) 大家利彦，S-J. Park，宮本　勇: シングルモードファイバレーザによる精密微細溶接に関する研究，高温学会誌, 30(2004)2, 87-92.
39) 大岩晋平，水谷正海，川人洋介，片山聖二，石田英伸，小沢直樹: ファイバーレーザリモート溶接における基礎的研究，溶接学会全国大会講演概要, 83(2008), 226-227.
40) 川人洋介，大岩晋平，水谷正海，片山聖二: 長焦点距離集光光学系を用いた高出力ファ

イバレーザ溶接時のレーザ誘起プルームの影響, 溶接学会論文集, 29(2011)1, 18-23.
41) M. Mizutani and Katayama, S.: Numerical Calculation of Laser Beam Path Influenced by High Temperature Gas above Specimen during Laser Welding, Proc. ICALEO'09, (2009), 600-609.
42) 芦田栄次, 正野　進, 牛尾誠夫, 日高武史:Nd:YAG レーザ溶接の熱効率の計測と評価, 溶接学会全国大会講演概要集, 66(2000), 58-59.
43) D. T. Swift-Hook and A. E. F. Gick：Penetration Welding with Lasers, Welding Journal, 52, (1973), 492s-499s.
44) 宮崎康信, 濱谷秀樹, 大谷忠幸, 大北茂 : 超微細粒鋼のレーザ溶接(その１), 溶接学会全国大会講演概要集, 73, (2003), 380-381.
45) 例えば, 松田福久 : 溶接冶金学, 日刊工業新聞社, (1972), p96, p173.
46) 樽井大志, 森　清和 : 薄板の貫通レーザ溶接におけるレーザ波長の影響, 溶接学会全国大会講演概要, 66(2000-4), 142-143.
47) 泰山正則, 福井清之, 高砂俊之, 丹沢雅樹 : 大出力 YAG レーザを用いた薄鋼板の溶接特性に関する研究(第 1 報), 自動車技術会学術講演会前刷集 No.52-00, 15-18.
48) 荒田吉明, 丸尾　大, 宮本　勇, 川端文丸 : 金属材料のレーザ溶接, 溶接学会誌, 49(1980)10, 687-692.
49) 樽井大志, 坂元宏規, 柴田公博 : レーザ溶接における材料／ビームのエネルギカップリング（第 1 報), 溶接学会全国大会講演概要, 54(1994), 86-87.
50) 黄地尚義 : 溶接・接合プロセスの基礎, 産報出版, 1996, p207.
51) 例えば, ランダウ, リフシッツ ; 小林, 小川, 富永, 浜田, 横田共訳 : 統計物理学 第 3 版　下, 岩波書店, (1980).
52) 例えば, Moore, W.J.著, 藤代訳 : 物理化学(上)　第 4 版, 東京化学同人, (1974).
53)　1)の 352 頁.
54)　1)の 335 頁.
55) 和田春枝, 郡司好喜, 和田次康 : 溶融純鉄の窒素溶解度と酸素の影響, 日本金属学会誌, 32(1968)9, 831-836.
56) 日本学術振興会　製鋼第 19 委員会編 : 製鋼反応の推奨平衡値　改訂増補, (1984).
57) 務川　進, 水上義正, 上島良之 : 溶鋼の吸窒素, 脱窒素速度に及ぼす圧力, 酸素, 硫黄, 窒素濃度の影響, 鉄と鋼, 84(1998)6, 411-416.
58) 荒金吾郎, 塚本　進, 川口　勲, 本田博史 : 大出力 CO_2 レーザによる厚板貫通溶接時のポロシティ形成機構, 高温学会誌, 29(2003)4, 164-170.
59) 宇田雅広, 大野　悟, 和田次康 : アークおよびレビテーション溶解における溶鉄および溶融鉄合金中への窒素溶解について, 溶接学会誌, 38(1969)4, 382-392.
60) Palmer, T.A. and Debroy, T.：Enhanced dissolution of nitrogen during gas tungsten arc welding of steels, Science and Technology of Welding and Joining, 3(1998)4,

190-203.
61) 松田福久：溶接冶金学，日刊工業新聞社(1972)，p79，p61，p171.
62) 塚本　進，荒金吾郎，児嶋一浩，大谷忠幸，大北　茂：厚鋼板レーザ溶接部におけるポロシティの発生と合金元素の影響，レーザ加工学会講演論文集，68th(2007)，49-55.
63) Sahoo, P. Debroy, T. and McNallan, M.J.: Surface Tension of Binary Metal - Surface Active Solute Systems under Conditions Relevant to Welding Metallurgy, Metallurgical Transactions B, 19B, (1988), 483-491.
64) 鉄鋼基礎共同研究会　溶鋼･溶滓部会:溶鉄･溶滓の物性値便覧, 日本鉄鋼協会, (1972).
65) 常富栄一:鉄鋼のアーク溶接における冶金反応について, 鉄と鋼, 55(1969)7, 589-603.
66) 日本学術振興会　製鋼第 19 委員会編：増補版鉄鋼と合金元素(上)，誠文堂新光社，(1971), 624.
67) 荒金吾郎，塚本 進，川口 勲，本田 博史 ：大出力 CO2 レーザによる厚板貫通溶接時の凝固割れ発生機構とのその抑制，高温学会誌，30(2004)3，148-153.
68) 荒金吾郎，塚本 進，本田博史，黒田聖治，福島 孟：厚板レーザ貫通溶接時の溶接現象に及ぼす裏面雰囲気の影響，高温学会誌，32(2006)2，137-144.
69) 日本鉄鋼協会編：第 3 版 鉄鋼便覧 第 I 巻 基礎，丸善(1981)，p156.
70) 日本金属学会：金属データブック，丸善(1984)，p26.
71) 百合岡信孝，大北　茂：鉄鋼材料の溶接，産報出版(1998)，p159.
72) Yurioka, Nobutaka，Okumura, Makato，Kasuya, Tadashi，Cotton, Harry J.U.N：Prediction of HAZ hardness of Transformable steels，METAL CONSTRUCTION, Vol.19, No.4 (1987 April), 217R−223R.
73) 百合岡信孝：TMCP 鋼の溶接，溶接学会誌，61(1992)4, 288-304.
74) 内原 正人，福井 清之：各種溶接方法によるテーラードブランク溶接部の変形特性－自動車用高張力鋼板のテーラードブランクに関する研究（第 1 報）－，溶接学会論文集，23(2005)4，541-548.
75) 海津　享，真保幸雄，樺沢真事，小野守章，津山青史：薄鋼板のレーザ溶接部硬さと組成の関係，溶接学会全国大会講演概要，55(1994−10), 46-47.
76) 高　隆夫，山本　剛：鋼板のレーザ溶接部の硬度特性，溶接学会全国大会講演概要 55(1994−10), 44-46.
77) 内原 正人，福井 清之：自動車用高張力鋼板のテーラードブランク溶接部の実用特性－自動車用高張力鋼板のテーラードブランクに関する研究（第 2 報）－，溶接学会論文集，23(2005)4，549-557.

本論文に関連した論文

1) 宮崎康信，片山聖二：レーザ溶接の溶込みに及ぼすレーザ誘起プルームの影響，溶接学会論文集，Vol.31, No.2 (2013), p119-125.

2) 宮崎康信，片山聖二：レーザ誘起プルームによるレーザの減衰と焦点シフト，溶接学会論文集，Vol.32, No.3 (2014), p180-190.

3) 宮崎康信, 古迫誠司, 小原昌弘 : 薄鋼板の炭酸ガスレーザ溶接における気孔の発生現象, 溶接学会論文集，Vol.19,No2,(2001),p241-251.

4) Yasunobu Miyazaki, Seiji Furusako & Masahiro Ohara：Porosity Formation in Laser Welding of Tailored Blanks，Proceedings IBEC 2003，SAE2003-01-2852.

本論文に関連した講演論文など

1) 宮崎康信，片山聖二：レーザ溶接の溶込みに及ぼすレーザ誘起プルームの影響，レーザ加工学会講演論文集，77th, p89-94, (2012.05).

2) 宮崎康信，古迫誠司，田中隆：YAG-CO2 レーザの溶接性比較，第 50 回　レーザ熱加工研究会資料集，(2000.07.14),p59-62.

3) 宮崎康信, 古迫誠司, 小原昌弘 : 薄鋼板の炭酸ガスレーザ溶接における気孔の発生現象, 溶接学会　高エネルギービーム加工研究委員会資料，第 33 回 (2000.01.25-26).

4) 宮崎康信, 古迫誠司, 小原昌弘 : 薄鋼板の炭酸ガスレーザ溶接における気孔の発生現象, レーザ熱加工研究会論文集，49th, p67-79, (2000.03.17).

5) 宮崎康信：鉄鋼材料のレーザ溶接性に及ぼすガスの影響，レーザ加工学会講演論文集，69th, p147-159,(2007.12).

6) 宮崎康信，森本康秀，小原昌弘，斉藤亨：薄鋼板のレーザ溶接，レーザ熱加工研究会論文集, 30th， p195-203, (1993.7).

7) 宮崎康信，樋渡俊二，小原昌弘，臼田松男：レーザ接合された各種鋼板の成形限界，レーザ熱加工研究会論文集，34th, p85-92, (1995.3).

8) Y Miyazaki, S Hiwatashi, Y Morimoto & M Ohara : Formability and Corrosion Resistance of Laser Welded Steel Sheet，27th ISATA (Int Symp Automot Technol Autom) PORCEEDINGS, Rapid Prototyping and Laser Applications, (1994), 419-426.

9) 宮崎康信，橋本浩二，栗山幸久，小林順一：テーラードブランク材の溶接と成形，新日鉄技報，No.378, p35-39, (2003.07.31).

10) 宮崎康信：薄鋼板のレーザ溶接，塑性と加工，Vol.48,No552(2007-1)，18-23.

本論文に関連した口頭発表など

1) 宮崎康信，片山聖二：レーザ溶接部の溶込み深さに及ぼすプルーム高さの影響 リモートレーザ溶接の基礎検討(1)，溶接学会全国大会講演概要集，86(2010.04), 178-179.

2) 宮崎康信，片山聖二：レーザ溶接時の焦点位置変化に及ぼすプルームの影響 リモートレ

ーザ溶接の基礎検討(2)，溶接学会全国大会講演概要集，87 (2010.09)，376-377.
3) 宮崎康信，片山聖二：レーザ誘起プルーム中でのレーザ光の減衰係数 リモートレーザ溶接の基礎検討(4)，溶接学会全国大会講演概要集，90(2012.03.15), 208-209.
4) 宮崎康信，片山聖二：レーザ誘起プルーム中でのレーザ光の焦点シフト リモートレーザ溶接の基礎検討(6)，溶接学会全国大会講演概要集，92(2013.03.21), 14-15.
5) 宮崎康信，古迫誠司，小原昌弘：炭酸ガスレーザ溶接における窒素の溶鋼への溶解と気孔の発生現象，溶接学会全国大会講演概要集，66(2000.03.13), 134-135.
6) 宮崎康信，古迫誠司，小原昌弘：鋼板裏面より溶鋼への窒素の溶解と気孔の生成，溶接学会全国大会講演概要集，66(2000.03.13), 136-137.
7) 宮崎康信，古迫誠司，田中隆，小原昌弘：溶融池への窒素溶解量の溶接条件依存性，溶接学会全国大会講演概要集，68 (2001), 26-27.
8) 宮崎康信，小原昌弘，斉藤亨：薄鋼板のレーザ溶接(第 1 報)　レーザ溶接された各種鋼板の成形性，溶接学会全国大会講演概要集，52 (1993.3), 200-201.
9) 宮崎康信，小原昌弘，斉藤亨：薄鋼板のレーザ溶接(第 2 報)　レーザ接合鋼板の成形性与える突き合わせ状態の影響，溶接学会全国大会講演概要集，52(1993.3), 202-203.
10) 宮崎康信，小原昌弘，斉藤亨，池永則夫：レーザ接合鋼板の成形性に及ぼす溶接条件の影響，日本鉄鋼協会　材料とプロセス，6(1993)2, 450.