



Title	レーザ溶接におけるキーホール挙動とポロシティ生成機構の解明および防止策
Author(s)	瀬渡, 直樹
Citation	大阪大学, 2001, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.11501/3184356
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

レーザ溶接におけるキーホール挙動と ポロシティ生成機構の解明および防止策

平成 12 年 12 月

瀬 渡 直 樹

目次

第 1 章 緒論	1
第 2 章 実験装置および実験方法	6
2.1 使用材料	6
2.2 レーザ装置	7
2.2.1 パルス波形制御型 YAG レーザ装置	7
2.2.2 高出力連続発振型 YAG レーザ装置	8
2.2.3 ツインビーム YAG レーザ装置	9
2.2.4 高出力連続発振型 CO ₂ レーザ装置	10
2.2.5 高出力連続発振 CO ₂ レーザ装置	12
2.3 観察装置	13
2.3.1 マイクロフォーカス X 線透視映像システム	13
2.3.2 X 線透過試験装置	16
2.3.3 真空中切削ガス成分分析装置	16
2.3.4 走査型電子顕微鏡	17
2.3.5 エネルギー分散型 X 線分析法	18
2.4 実験方法	19
2.4.1 X 線観察用試料の準備方法	19
2.4.2 キーホール挙動およびポロシティ生成機構観察方法	21
2.4.3 溶接部の観察方法	23
第 3 章 パルス YAG レーザ溶接におけるキーホール挙動および ポロシティ生成のリアルタイム観察とポロシティの抑制法	24
3.1 緒言	24
3.2 パルス YAG レーザ溶接時のキーホール挙動	24
3.3 パルス YAG レーザ溶接時のポロシティ生成	27

3.4	パルスレーザ溶接時におけるポロシティ低減に対する 波形制御の効果	29
3.5	結言	34
第4章	高出力連続発振 YAG レーザ溶接時におけるキーホール挙動と ポロシティ生成状況の X 線透視リアルタイム観察	37
4.1	緒言	37
4.2	実験方法	37
4.3	YAG レーザ溶接時の特徴と問題点	38
4.4	キーホール挙動とポロシティの生成挙動のリアルタイム観察	43
4.5	高出力 CW YAG レーザ溶接時の溶融池形状と湯流れの観察	49
4.6	ポロシティ内面の元素分析と内部のガス分析	55
4.7	YAG レーザ溶接時におけるポロシティ生成挙動	57
4.8	結言	59
第5章	大出力 CO ₂ レーザ溶接時におけるキーホール挙動と ポロシティ生成状況の X 線透視リアルタイム観察	62
5.1	緒言	62
5.2	実験方法	62
5.3	大出力 CO ₂ レーザ溶接時の特徴と問題点	62
5.4	キーホール挙動とポロシティ生成挙動	69
5.5	大出力 CO ₂ レーザ溶接時の溶融池形状と湯流れの観察	79
5.6	ポロシティ内部の分析	89
5.7	大出力 CO ₂ レーザ溶接時のポロシティ生成機構	93
5.8	大出力 CO ₂ レーザ溶接時と高出力 YAG レーザ溶接時の相違点	96
5.9	結言	99
第6章	レーザ溶接時におけるポロシティ低減法の開発	103
6.1	緒言	103

6.2 高出力レーザ溶接時におけるポロシティ低減に対する 貫通溶接の効果	103
6.3 部分溶込みレーザ溶接時における ポロシティ低減法の開発	105
6.3.1 前進溶接の効果	105
6.3.2 ツインスポット YAG レーザ溶接法の効果	112
6.3.3 パルス変調レーザ溶接法の効果	117
6.4 窒素シールドガス中での CO ₂ レーザ溶接時のポロシティ 低減効果	120
6.5 結言	129
第7章 総括および結論	132
謝辞	140
参考文献	142
本論文に関連した発表論文	148

第1章 緒論

近年、構造物および製品の高機能化、高品質化、高信頼化などへの社会的要請から、航空機や船舶、橋梁のような大型構造物から IC チップのようなマイクロ部品に至るまで、溶接や切断、表面処理、成膜などを含めて幅広い範囲で高性能・高品質な加工技術の開発が望まれている¹⁾。このような加工に、レーザ、電子ビーム、プラズマなど高エネルギーで高パワー密度を有する熱源を用いた加工法が研究されている。特に、レーザは、コヒーレントな高パワー密度の光熱源であることから、溶接、切断、表面改質、穴あけ、マーキングなど多岐の加工に応用しやすく、適用範囲が広い^{1, 2)}。

そこで、本研究で扱っているレーザ溶接の観点からレーザ熱源の特徴をまとめると、次のようになる^{3, 4)}。

1. 高パワー密度が得られるため、材料を瞬時に熔融・蒸発させることができるので高速度溶接が可能である。
2. 同一入熱の TIG やアーク溶接と比べて数倍の溶込みが得られる。
3. パワー密度が高いため、入熱が小さくてすみ、周辺部への熱影響が少なく、溶接歪みや溶接変形が小さい。
4. 入熱量が少ないため、溶接金属部の結晶粒が粗大化しにくく、高品質な溶接継手が得られる。
5. ビームの照射位置を精密に制御できるので、複雑な形状の部品でも比較的容易に溶接できる。
6. ビームの集光性が良好であるので、精密溶接、微細溶接などにも適する。
7. 電子ビーム溶接のように真空を必要とせず、大気圧中での溶接が可能である。
8. 電子ビームに特有な磁場の影響を受けず、X 線放出の問題もない。
9. ミラーやファイバによる光伝送路を用いると、レーザ発振装置から離れたところへレーザ光が簡単に輸送でき、遠隔地での溶接が可能である。
10. 出力の制御性がよく、生産ラインの自動化に適する。

一般に溶接・切断などの熱源としてよく用いられるレーザには、CO₂ レーザと YAG レーザがあり、近年、どちらのレーザ加工装置も、高出力化が著しい。最

近では、50 kW 級の CO₂ レーザや 4~10 kW 級の YAG レーザなどの高出力レーザーが開発され⁵⁻⁹⁾、これまでレーザー溶接が困難と言われてきた材料や厚板材料における高品質・高速溶接への適応が期待されており、現在、盛んに研究されている。

ステンレス鋼は、耐食性、耐熱性、延性、低温靱性などが優れており、食品設備、一般化学設備、家電部品をはじめとして、原子炉のような大型構造物まで、薄板から厚板まで様々な工業分野に最も広く用いられている材料の 1 つである。特に、原子炉用の部品においては、非常に精密で高品質な溶接が要求されるため、レーザー溶接が非常に注目されている。

また、アルミニウム合金は、従来の鉄鋼に比べて軽量で、加工性や耐食性が優れており、比較的高比強度を有することから、鉄道車両、自動車、船舶、航空機等の各種輸送機器や構造物に広く適応されており、ステンレス鋼と同様に高精度で高速なレーザー溶接の適応が期待されている。

一般に、ステンレス鋼のレーザー溶接は、熱伝導率が低いため、レーザー溶接が容易である¹⁰⁾。しかし、高出力の連続発振(CW)レーザーや矩形波形のパルス発振(PW)レーザーによる深溶込みの溶接部には、ポロシティと呼ばれる溶接欠陥が生成しやすいことが知られている^{11, 12)}。

一方、アルミニウム合金は、レーザーに対する反射率や熱伝導率と熱拡散率が高いことから、レーザー溶接が困難な材料であると言われている。このようなアルミニウム合金の場合、高出力・高パワー密度の CW または PW レーザを用いて溶接を行うと、深溶込み型の溶接が可能であるが、その溶接金属部にはポロシティが残留しやすいことが報告されている¹¹⁻¹⁵⁾。

以上のように、ステンレス鋼、アルミニウム合金などのレーザー溶接において、ポロシティの生成は重大な問題であり、特に大型のポロシティについては、溶接金属部の機械的強度に大きな影響を及ぼすことが報告されている¹⁴⁾。したがって、これらの合金で高品質なレーザー溶接部を得るためには、ポロシティの生成機構の解明と抑制法の開発が不可欠である。

これまで、ポロシティの発生原因については、多くの研究により諸説¹⁶⁻¹⁸⁾がある。CW レーザ溶接では、たとえば、(1) 大気中の水分による水素や合金表面や内部の水素が溶接凝固中に過飽和となり、気泡となって晶出し、それが取

り残されてポロシティとなる機構¹⁶⁾、(2)合金中の低沸点添加元素の蒸発などによりキーホールが不安定に変動して、キーホールから形成された気泡がポロシティとなる機構¹⁷⁾、(3)シールドガス的高圧力により熔融池がキーホール後部にかぶさることによって気泡が生成し、それがポロシティとなる機構¹⁸⁾、(4)キーホールにシールドガスが混入し、それが取り残されてポロシティとなる機構¹⁹⁾などが報告されている。また、PW レーザによるスポット溶接では、キーホールの急速な崩壊により気泡が生成し、ポロシティとなるが、このポロシティの低減は波形制御によって可能であることが報告されている^{11, 15)}。しかし、CW および PW レーザ溶接時のポロシティの生成状況について実際に観察した例はほとんどなく、その生成挙動の実体はいまだに不明な点が多い。したがって、ポロシティ生成挙動の観察が非常に重要であるが、キーホール挙動およびポロシティ生成挙動は、溶接時の試料内部での現象であり、溶接部表面から通常の光学的手法による観察は困難である。そこで、試料内部を透過できる X 線による透過観察法が有効であると考えられる。

ところで、1970 年代～1980 年代に、鉄鋼材料の大出力電子ビーム溶接や真空中レーザ溶接時におけるキーホール溶接現象、欠陥生成挙動およびタングステン粒子を用いた熔融池内の湯流れが X 線透過法により 16 mm フィルムに撮影されており²⁰⁻²³⁾、非常に深い溶込みでの異常に大きなポロシティの発生挙動について報告されている。しかし、当時の X 線装置の解像度はそれほど高くなく、大気圧中におけるレーザ溶接時の 5～10 mm 程度の溶込み深さでのキーホール挙動や通常観察される 1 mm 以下の大きさのポロシティ生成機構についてはほとんど研究されていない。また、アルミニウム合金レーザ溶接中のキーホール挙動や欠陥生成機構、熔融池内の湯流れ現象、各種金属のパルスやパルス変調レーザ溶接時のキーホール挙動などについては、検討されていない。そのため、大気圧下におけるレーザ溶接については十分に解明されておらず、レーザ溶接現象をより詳細に総合的に把握し、溶接欠陥を防止するためには、キーホール挙動やポロシティの生成状況の高速度リアルタイム観察が必要である。

近年、X 線透視技術の向上によって、荒田ら²⁰⁻²³⁾が研究していた当時の X 線透過装置よりも高い時間的・空間的解像度での高速度観察を可能にする装置が開発されている²⁴⁾。X 線源においては、線源が点光源とみなせるマイクロフォー

カス X 線が開発され、イメージインテンシファイアも当時に比べてはるかにコントラストの高い高感度タイプのものが開発されている。その結果、エッジでもハレーションが起きにくく、画面内の分解能も 0.25 mm まで向上したシャープな画像が得られている。一方、高速度観察技術についても技術の進歩によってリアルタイム性の高い高速度ビデオカメラが開発され、高空間分解能と高時間分解能を有する高速度ビデオカメラが続々と研究・開発されている²⁵⁾。

そこで、本研究では、レーザ溶接現象を観察・検討するために、溶込み深さが 2~10 mm 程度においても鮮明な透視映像が撮影できるマイクロフォーカス X 線透視映像装置²⁶⁻³³⁾を使用し、ステンレス鋼およびアルミニウム合金の CW および PW レーザ溶接時におけるキーホール挙動やポロシティ生成挙動の高速度リアルタイム観察を行った。溶接時のキーホール挙動やポロシティ生成挙動はハイスピードビデオカメラで撮影し、高時間分解能リアルタイム観察という観点から評価・検討を行った。実験のパラメータとしては、レーザの種類、レーザ出力、溶接速度、シールドガスの種類および溶接材料を種々変化させ、溶接結果に及ぼす各パラメータの影響について検討した。また、ポロシティの生成状況をより詳しく調べるために、溶接部のポロシティの残留状況を X 線透過試験法により調査し、その後、溶接金属部のマクロ・ミクロ組織を光学顕微鏡または走査型顕微鏡で観察した。さらに、ポロシティ内部に含有される気体成分の Q-mass 分析を行い、ポロシティ内面も走査型顕微鏡で観察して表面介在物を EDX 法で分析した。これらの観察・分析結果とリアルタイム観察結果とを比較・参照して、キーホール挙動およびポロシティ生成機構を総合的に解明した。

また、CO₂ レーザまたは YAG レーザ溶接時の溶融池形状の観察や溶融池内の湯流れの可視化を試み、溶接中に発生する気泡およびポロシティの挙動を明確にした。この溶融池形状の観察においては、アルミニウム合金ではスズ、ステンレス鋼では白金の針金を埋め込んだ試料を溶接し、溶接中にスズや白金が攪拌されていく様子を X 線透視観察法で観察した。また、湯流れ現象の可視化実験では、アルミニウム合金およびステンレス鋼の突合せ面内にタングステン粒子を埋め込んだ試料をレーザ溶接し、タングステン粒子が溶融池内で攪拌される様子を観察した。特に、攪拌物質の移動速度、移動経路、移動方向などに注目し、溶融池内の気泡の流動挙動と比較検討した。

さらに、本研究においては、キーホール挙動や湯流れ現象、ポロシティ生成挙動の観察より得られた知見から、ポロシティを低減する溶接方法を考案し、また、最近、ポロシティの低減に有効であろうと提案されているレーザ溶接法を試み、それらの溶接中の様子を X 線透過映像法でリアルタイム観察した。そして、ポロシティ低減のメカニズムを可視化し、その溶接方法の有効性を実証した。さらに、溶接金属部の X 線透過検査や断面マクロ組織観察なども行い、ポロシティ低減・防止の程度を明示した。

本論文の構成は以下の通りである。

第 1 章は本論文の緒論であり、研究の背景、必要性、内容などを述べている。

第 2 章は本研究で使用した材料、実験装置および実験方法を示している。

第 3 章では、PW YAG レーザによるスポット溶接時におけるキーホールの成長過程と崩壊現象およびポロシティの生成挙動について X 線透視観察を行い、ポロシティ防止に及ぼすパルス波形制御の効果について明らかにしている。

第 4 章では、高出力 CW YAG レーザ溶接時のキーホール挙動、ポロシティ生成挙動および湯流れ現象について X 線透視リアルタイム観察を行い、溶接結果の分析・解析により、高出力 CW YAG レーザ溶接時におけるポロシティ生成機構について明らかにしている。

第 5 章は、高出力 CO₂ レーザ溶接時におけるポロシティの生成挙動やキーホール挙動の観察、溶融池形状や湯流れの観察、ポロシティ内部の元素およびガス分析などから、高出力 CW CO₂ レーザ溶接時のポロシティ生成挙動について明らかにし、高出力 CW YAG レーザ溶接現象との差違を明らかにしている。

第 6 章では、第 4 章と第 5 章の知見を基に、高出力 CW レーザ溶接時におけるポロシティの抑制方法について種々検討し、ポロシティ抑制の効果を示す溶接方法とそのメカニズムを明確にしている。

第 7 章は、本論文の結論であり、本研究で得られた結果をまとめている。

第 2 章 使用材料、実験装置および実験方法

2.1 使用材料

本研究で用いた材料は、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 ならびにアルミニウム合金 A5083、A5052、A6N01、A6063 および A1050 である。それぞれの化学成分と板厚を **Table 2.1** および **Table 2.2** に示す。板厚は、X 線透過り

Table 2.1 Chemical compositions of SUS304 used.

Material	Thickness (mm)	Chemical Composition (mass%)						
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
SUS304	8, 10	0.07	0.47	0.83	0.026	0.004	8.67	18.11
	6	0.05	0.62	0.99	0.033	0.011	8.15	18.29
	5	0.06	0.61	0.99	0.031	0.004	8.14	18.23
	4	0.05	0.63	1.01	0.031	0.004	8.17	18.19
	3	0.06	0.60	0.98	0.028	0.008	8.17	18.28

Table 2.2 Chemical compositions of aluminum alloys used.

Material	Thickness (mm)	Chemical Composition (mass%)								
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
A5052	6	0.08	0.27	0.01	0.0	2.69	0.18	0.0	–	Bal.
A5083	12	0.08	0.21	0.02	0.6	4.7	0.05	0.01	0.02	Bal.
	10	0.07	0.20	0.02	0.6	4.6	0.05	0.01	0.02	Bal.
	6	0.09	0.22	0.03	0.63	4.7	0.06	0.02	0.01	Bal.
	3	0.09	0.20	0.02	0.65	4.5	0.07	0.02	0.01	Bal.
A6063	6	0.56	0.20	0.09	0.08	0.65	–	–	–	Bal.

アルタイム観察に用いるため、ステンレス鋼が 3 ～10 mm であり、アルミニウム合金が 6 ～12 mm である。これらの材料を選んだ理由としては、いずれも市販材であり、今後ますます利用の拡大が期待され、予想されているためである。特に、SUS304 は最も一般的なオーステナイト系ステンレス鋼であり、通常、レーザによる溶融溶接が容易であるが、ポロシティが部分溶込み溶接部の底部に生成することが知られている^{11, 12, 32)}。その生成機構については種々提案されている^{33, 34)}が、詳細は不明である。また、アルミニウム合金は、熱伝導性がよく、レーザの吸収率が低いことなどから、レーザ溶接が困難であるといわれている³⁵⁻³⁸⁾。しかし、Mg などの蒸気圧の高い合金元素を多く含むほど、キーホール型

の深溶込み溶接が形成されやすく、ポロシティも生成されやすいこと³⁹⁾が報告されている。しかし、ポロシティの生成機構についてはキーホール起因説^{38, 40)}と水素原因説^{41, 42)}があり、詳細は不明である。このことから、Al-Mg 系合金の A5083 を主に用い、一部、Al-Mg 系合金の A5052 および Al-Mg-Si 系合金の A6063 を用いた。

2.2 レーザ装置

2.2.1 パルス波形制御型 YAG レーザ装置

第3章では、X線透視リアルタイム観察法により、パルスレーザ溶接におけるキーホールの形成・消滅過程やポロシティの低減に及ぼすパルス波形の効果について明らかにするため、ミヤチテクノス製のパルス波形制御型 YAG レーザ装置を用いた。本レーザ装置の外観写真を **Fig. 2.1** に示す。本装置は、ランプ励起型であり、ピークパワーが約 7.5 kW で、最大パルス幅が 30ms である。そして、本装置は、レーザ照射時のパワーを 30 ms 内で 0.1 ms 単位で自由に設定でき、自在に制御できる。発生したビームは直径 0.6 mm の GI ファイバーで伝送され、焦点距離約 120 mm のレンズで集光される。



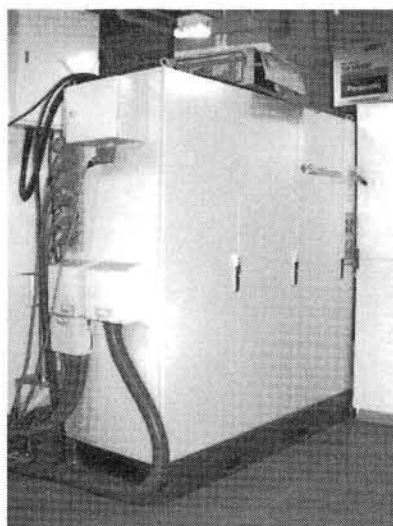
Fig. 2.1 General view of pulse-controllable YAG laser system.

2.2.2 高出力連続発振型 YAG レーザ装置

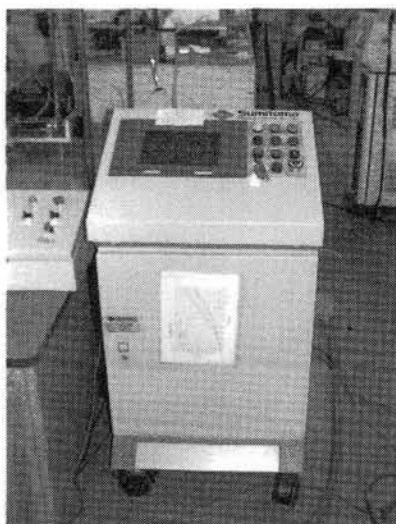
第4章などで用いた YAG レーザ装置は、最大出力 4.5 kW の Lumonics 社製連続発振(CW)型 Nd:YAG レーザ装置である。本レーザ装置の発振器、電源部および制御パネルの外観写真を **Fig. 2.2** に示す。本レーザ装置はランプ励起方式であり、3本の発振ロッドと3本の増幅ロッドの計6本が直列に並んでおり、ここで発振された YAG レーザビームは直径 0.6 mm の SI ファイバーを通じて集光ユニットに伝送される。この集光系の外観写真を **Fig. 2.3** に示す。レーザビームは焦点距離約 200 mm のレンズで集光しており、溶接時には同軸でシールドガスが流れるようになっている。



(a) Laser resonator unit



(b) Power supply unit



(c) Control unit

Fig. 2.2 General view of 4kW class CW Nd:YAG laser system used in this study.

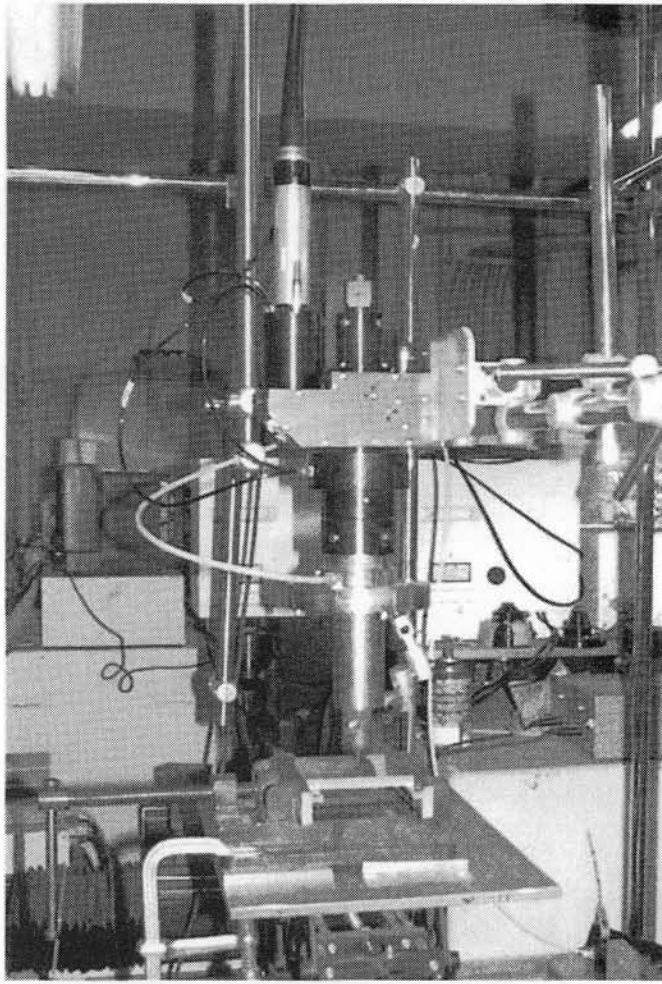


Fig. 2.3 General view of laser focusing system.

本 YAG レーザ装置は、ピークパワーは上がらないが、周波数 5~10000 Hz でデューティ 5~95 % のパルス変調が可能であることから、ポロシティ低減に及ぼすパルス変調の効果についても X 線透視法で観察し、確認した。

2.2.3 ツインビーム YAG レーザ装置

ツインビームによる CW YAG レーザ溶接は、ポロシティがシングルビームによる溶接に比べて少なくなる⁴³⁾と言われている。この効果を確認するために、2 台の YAG レーザ発振器からそれぞれのビームを直径 0.6 mm のファイバーで導光し、集光系でツインビームとなる溶接システムを用いた。本装置の模式図を **Fig. 2.4** に示す。発振器は試験片上での最大出力が 2 kW と 3 kW の HAAS 社製 YAG レーザ装置であり、集光系は焦点距離 100 mm で、2:1 に集光できる。また、

ファイバーの設置間隔を 0.72、1.2 および 2.0 mm と設定できるので、キーホール挙動やポロシティの生成に及ぼす集光ビーム間隔の影響について検討した。

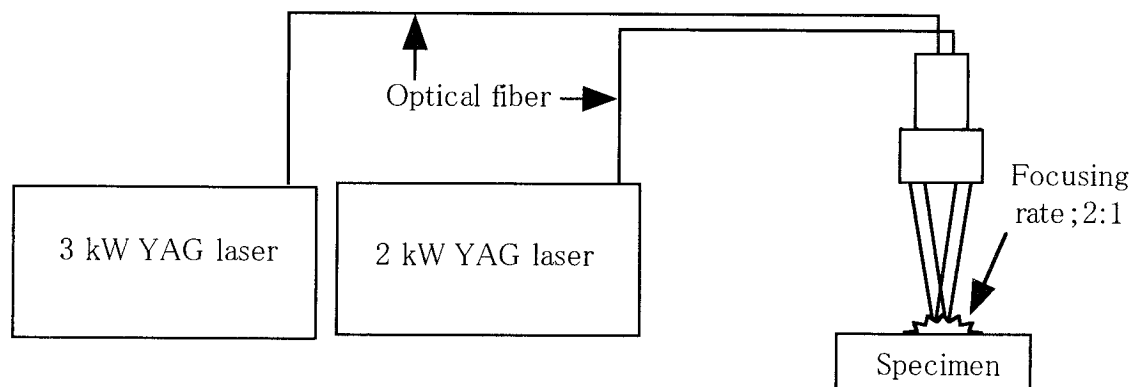


Fig. 2.4 Schematic drawing of twin spot YAG laser system.

2.2.4 大出力連続発振型 CO₂ レーザ装置

第 5 章で使用したレーザ装置は、Convergent Energy 社製の最大出力 50 kW の CO₂ レーザ発振器である。その加工部の外観写真を **Fig. 2.5** に示し、出射光学系の概略図を **Fig. 2.6** に示す。本レーザ発振器は、三軸直交型の不安定共振器を採用しており、各モジュールを 6 台直列に繋ぐことによって大出力を得ている。本装置のレーザ光射出部には、従来から CO₂ レーザ共振器で用いられている ZnSe などの透過光学系に代わり、大出力用に開発されたエアロダイナミックウィンドウ方式が採用されている。共振器のレーザ光出射部の近傍には、リコリメーションミラーを内蔵するトランスファーキャビネットが設けられており、ここではレーザ共振器からレーザ光のパワーとモードをモニターするとともに加工機に伝送されるレーザ光の調節を行っている。

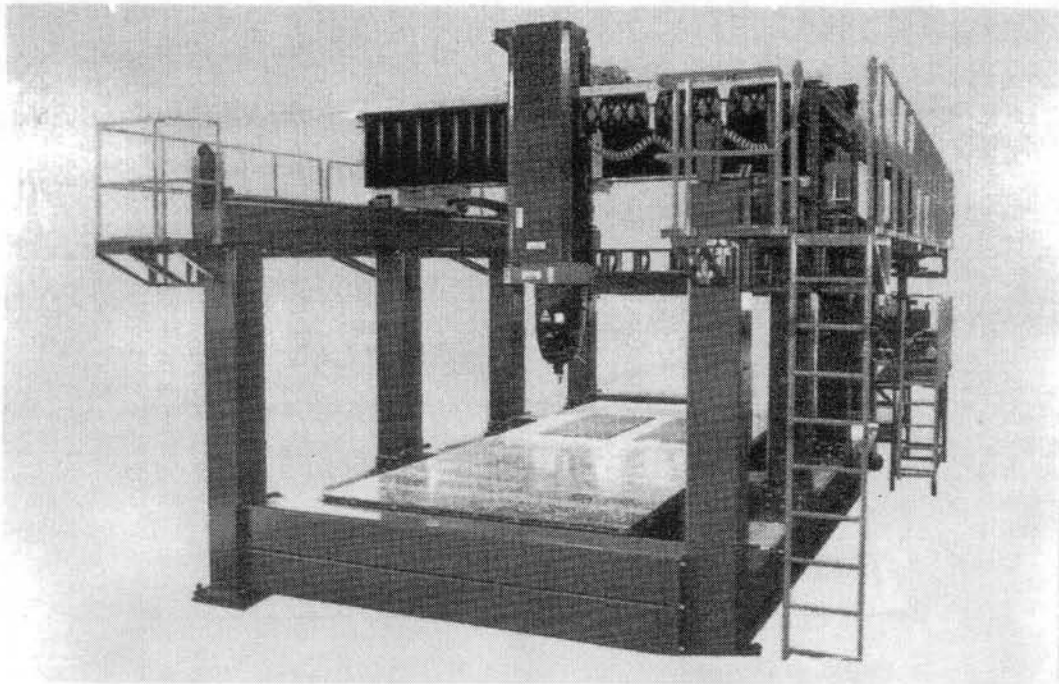


Fig. 2.5 General view of focusing head and work for 50 kW CO₂ laser machine.

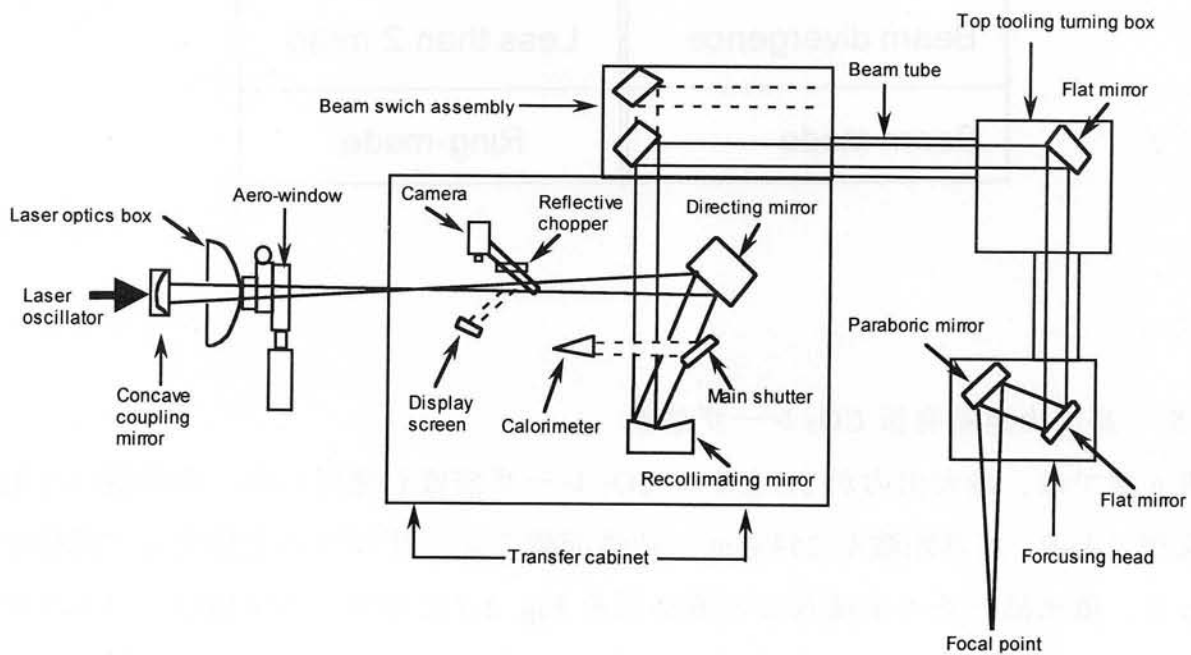


Fig. 2.6 Schematic beam delivery system of 50 kW CO₂ laser.

リコリメーションミラーは発振器から離れた位置に設置された加工機にレーザー光を小さなビーム径で効率よく伝送できるように取付けられた凹面鏡であり、発振器と加工機の距離にあわせて設計されたものである。本装置の性能特性を **Table 2.3** に示す。この表より、本装置のビームモードがリングモードであることがわかる。溶接実験では、集光光学系として、焦点距離 381 mm の放物面鏡を使用した。

Table 2.3 Specification of 50 kW CO₂ laser apparatus.

<div>Laser</div> <div>Parameters</div>	50 kW CO ₂ laser
Maximum power	50 kW
Rated power	5~45 kW
Wave length	10.6 μm
Beam diameter	63 mm
Beam divergence	Less than 2 mrad
Beam mode	Ring-mode

2.2.5 高出力連続発振 CO₂ レーザ装置

第 6 章では、最大出力が 5.5 kW の CO₂ レーザ装置も使用した。共振器は 3 軸直交型であり、焦点距離が 254 mm の放物面鏡でレーザービームを集光して溶接を行った。集光部とその溶接状況の概略図を **Fig. 2.7** に示す。本装置は、パルス化も可能であり、ポロシティの生成と防止・低減に及ぼすパルス変調の影響についても検討した。

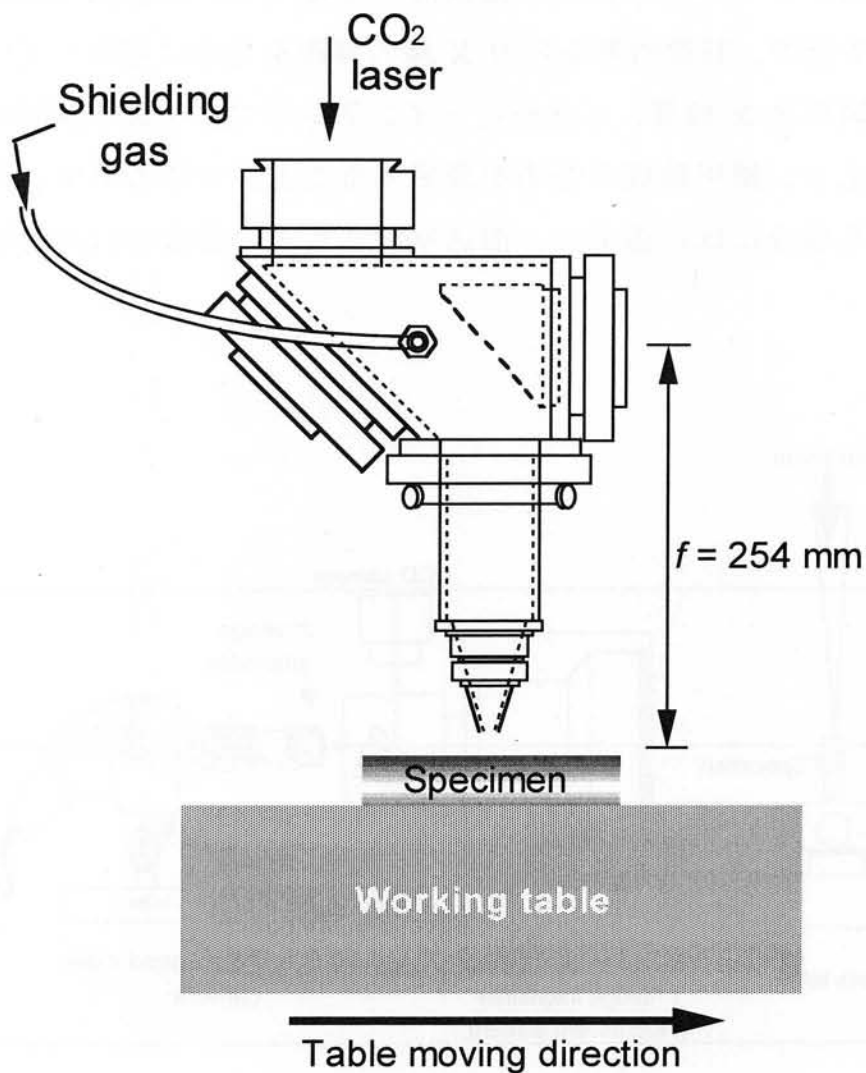


Fig. 2.7 Schematic illustration of focusing optics for 5.5 kW CO₂ laser welding.

2.3 観察装置

2.3.1 マイクロフォーカス X 線透視映像システム

レーザ溶接時のキーホール挙動およびポロシティの生成挙動など試料内部で起こる現象を詳細に観察するため、マイクロフォーカス X 線透視映像システムを開発し、使用した。本システムの概略図を **Fig. 2.8** に示す。本システムはレーザ溶接現象を透視するための X 線管、透視画像を可視化するイメージ・インテ

ンシファイア、可視化された画像を高速度で記録するハイスピードビデオカメラで構成されている。そして、これらの観察機材を覆っている装置の外板は鉄と鉛のサンドイッチ板で、装置内部からの X 線の漏洩を完全に遮断している。また、本装置は、試料と X 線管、イメージ・インテンシファイアと試料の間隔を調整することにより、撮影領域の倍率を変更することができるので、溶込み深さの深い溶接する場合は低い倍率で、溶込み深さが浅い溶接では高い倍率で撮影を行った。

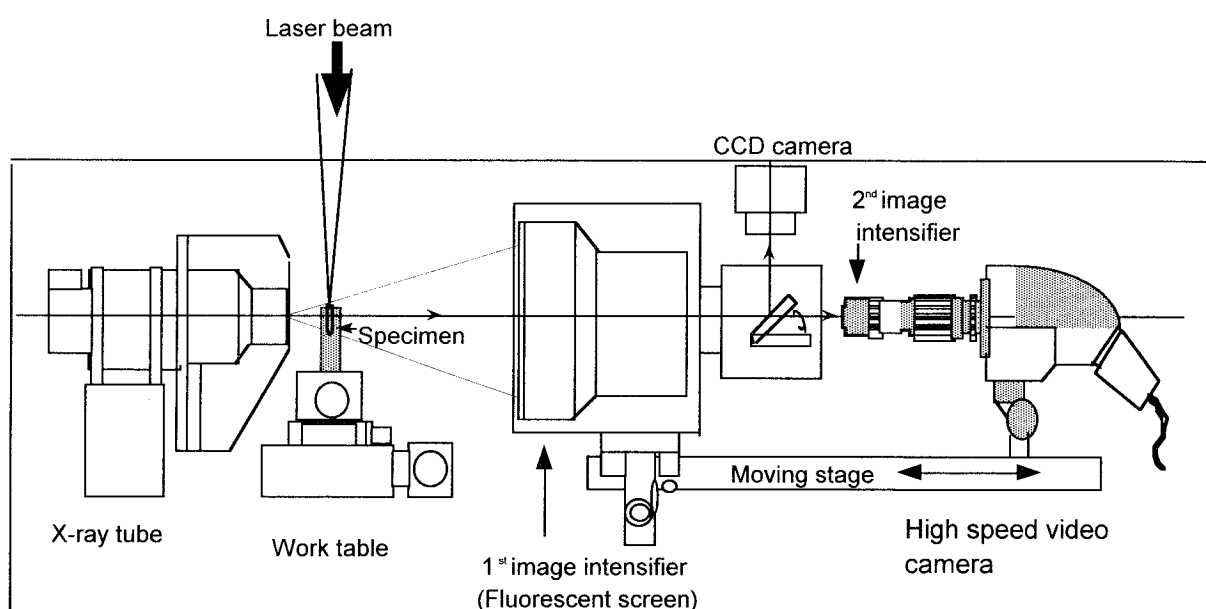


Fig. 2.8 Schematic arrangement of X-ray transmission imaging system used in this study.

本装置の X 線管としては、線源が点光源とみなせるマイクロフォーカス X 線管を採用した。マイクロフォーカス X 線管を用いた理由は、普通の X 線管では、線源が点光源ではないために、試料を透過する際に試料のエッジ部分で X 線がハレーションを起こし、試料の輪郭がはっきりしないという問題があるのに対し、マイクロフォーカスタイプでは、試料のエッジが鮮明に見え、分解能が非常に高いためである。本 X 線管は、最大管電圧が 160 kV、最大管電流が 1 mA での X 線照射が可能である。そして、透視能力は、アルミニウム合金の場合は約 25 mm、ステンレス鋼などの鉄系の材料では約 12 mm の板厚を透過すること

ができ、分解能は、約 250 μm の欠陥まで識別できる程度に高い。

本透視システムに装着しているイメージ・インテンシファイアの概略図を Fig. 2.9 に示す。

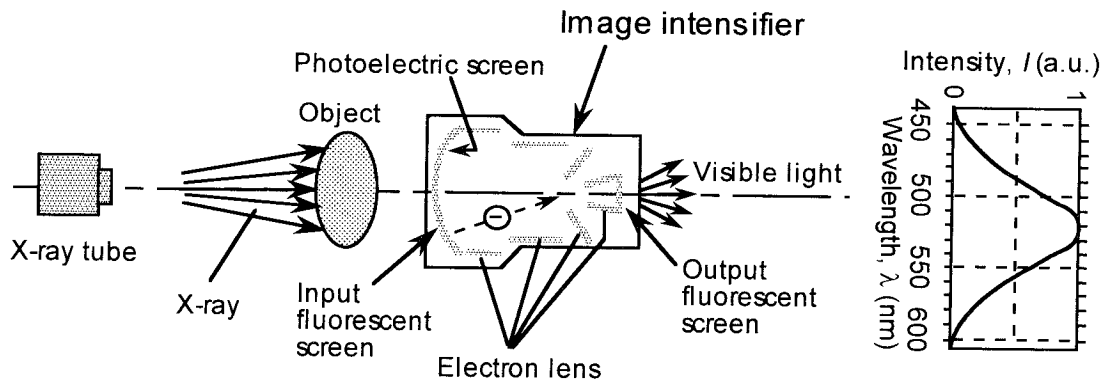


Fig. 2.9 Schematic arrangement of image intensifier (I.I.).

X 線管から照射された X 線は、溶接中の試料を透過し、その透過 X 線がイメージ・インテンシファイアの入力蛍光板に入射する。蛍光板では入射した X 線強度に比例した光電子を放出し、管内の電子レンズ等で加速・集束されて、出力蛍光板を励起し、可視画像へと変換する。この変換された可視画像を CCD カメラまたは高速度ビデオカメラで撮影し、その映像をビデオに記録した。

高速度ビデオカメラは、イメージ・インテンシファイアで可視化された画像を高速度で記録する装置で、撮影目的に合わせてカメラの機種および撮影速度を変更した。用いた機種は、1000f/s 以上の高速度観察が必要な場合は Kodak 社製エクタプロ HS-4540（最大 40500 f/s で撮影）と可視光増幅用の第 2 イメージ・インテンシファイア、1000 f/s 前後の撮影時には nac 社製の Hi-Dcam 8000S（最大 8000 f/s で撮影）、また、200 f/s 前後では菱光社製 HAS TURTLE（最大 400 f/s で撮影）である。高速度ビデオカメラの最大の利点は、リアルタイム性であり、被写体の高速な動きを設定した撮影速度でメモリーに現象を記憶するため、撮影終了後にその場ですぐ観察データの確認および保存ができる。

2.3.2 X 線透過試験装置

レーザ溶接後の試料内にポロシティがどのように存在するのかを調査するために、溶接後の試料を X 線透過法によって検査した。**Fig. 2.10** に装置の概略図を示す。本試験装置に用いられている X 線管とイメージ・インテンシファイアは、前節で紹介したマイクロフォーカス X 線透視映像システムで採用したものと同一ものを装着しているため、透過性能などは全て同等である。本装置は、透過した試料の X 線透視映像での観察はもちろん、普通の透視観察では同定困難な極めて小さいポロシティも可視化できるように画像処理装置も搭載しており、これによって約 0.25 mm のポロシティまで明確に観察することが可能である。

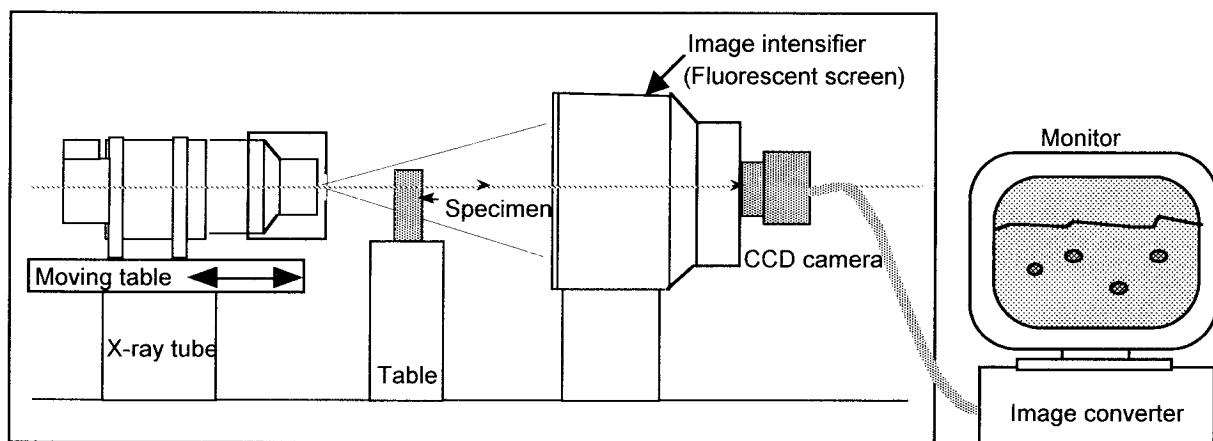


Fig. 2.10 Schematic of X-ray inspection system.

2.3.3 真空中切削ガス成分分析装置

ポロシティ内に含まれている気体成分を調べるために、真空中切削ガス成分分析装置を用いた。その装置の概略図を **Fig. 2.11** に示す。本装置は、真空チャンバー、ドリルおよび Q-mass 質量分析計より構成されている。真空チャンバー内には、試料を切削するためのドリルを内蔵されており、このドリルによって試料のポロシティが生成している部分に穴を開け、チャンバー内にポロシティ内の気体を抽出する。そして、放出された気体は、隣のチャンバー内の Q-mass 質

量分析計によって質量分析され、ポロシティ内のガス成分を定量的に分析できる。

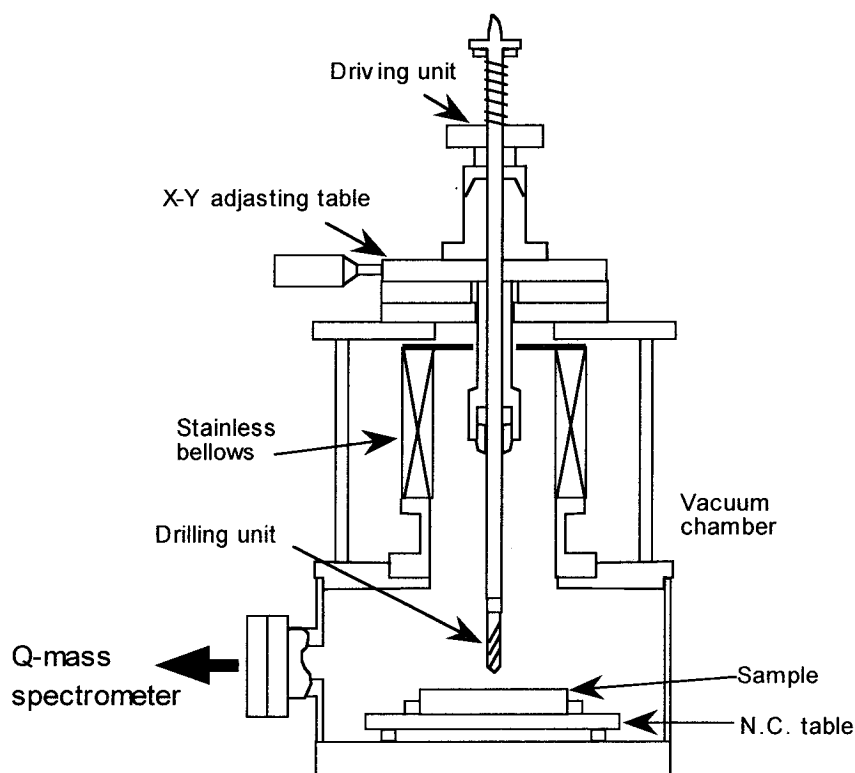


Fig. 2.11 Schematic representation of porosity gas analyzer.

2.3.4 走査型電子顕微鏡

ポロシティの内部表面の観察を行うために、日本電子(株)製の JSM-6400 型透過型電子顕微鏡（以下、SEM(Scanning Electron Microscope)と呼ぶ）を用いた。その外観写真を **Fig. 2.12** に示す。SEM は電磁レンズを用いて細く絞った電子線を試料表面で走査させ、試料表面の形状、化学的・物理的性質に応じて発生した 2 次電子を検出し、ブラウン管上に結像させる。また、電子線は、可視光に比べてはるかに短い波長を有するため、光学顕微鏡の限界と言われる $0.2\ \mu\text{m}$ よりも小さい $15\ \text{nm}$ までの分解能があり、非常に鮮明な表面画像が撮影できる。

ポロシティ内壁の観察では、観察試料表面の付着物を観察するため、試料を強

制破断させてポロシティを水にさらすことなく現出させた。



Fig. 2.12 General view of scanning electron microscopy used in this study.

2.3.5 エネルギー分散型 X 線分析法

前節で紹介した SEM にはエネルギー分散型 X 線分析機能(EDX)が装備されており、これを用いることによって、試料表面における元素分布の状況や介在物(蒸発生成物)の成分が調べられる。分析システムはノーラン・インスツルメント社製 VOYAGER III である。この分析法では、SEM において電子プローブで走査した際に生じる X 線を SEM に内蔵しているエネルギー分散型 X 線分光器を用いて検出し、それをもとに微小分析システム試料表面の極めて微小な領域の元素分布の解析(点分析)や広範囲での元素分布濃度分析(面分析)が行える。

点分析を行う際には、その点に電子プローブを照射しているときに発生する X 線をエネルギー毎に検出し、それぞれ時間的に積算していく。そのエネルギー分布から存在している元素の定性・定量分析を行う。これによって試料を破損することなく精度の高い解析を効率的に行える。

面分析を行う場合は、あらかじめ分析予定の特定元素を選定し、基本的に点分析を解析領域に拡張して行い、各特定元素の分布画像を作成する。

2.4 実験方法

2.4.1 X線観察用試料の準備方法

本研究で用いたマイクロフォーカス X 線透視映像システムの透過能力は、鉄系で約 12 mm、アルミニウム合金で約 25 mm であり、キーホール挙動や気泡およびポロシティ生成挙動を鮮明に観察するために、透過方向に薄い試料の形状を採用した。その X 線観察用試料形状の概略図を **Fig. 2.13** に示す。ビード・オン・プレート溶接の場合は、板厚 5~12 mm の材料を長さ 100 mm、高さ 20~50 mm という形に切断した。突合せ溶接の場合は、板厚 3~6 mm のものを長さ 100 mm、高さ 20~50 mm に切断したものを 2 枚用意し、合計の板厚が 6~12 mm になるように突き合わせ、突合せ面の数カ所を仮止め溶接した。なお、板厚と材料の高さは溶接条件によって適宜変更した。

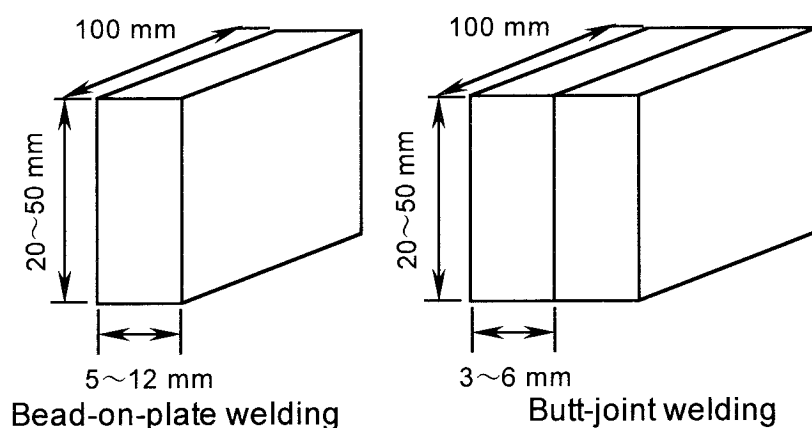


Fig. 2.13 Schematic representation of specimen shapes.

一方、溶融池の形状を観察するためには、通常の試料では液体金属と固体金属の X 線透過率に大きな差がないことから、試料に何らかのトレーサーを埋め込み、その攪拌状況を観察することが有効である。溶融池観察に適したトレーサーとして、対象材料より密度が高く（X 線透過率が低く）、融点が溶接材料に近い金属を選定し、ステンレス鋼では白金を採用し、アルミニウム合金にはスズを用いた。溶融池形状の観察用試料の概略図を **Fig. 2.14** に示す。この試料は、板

厚 5～12 mm の材料をビード・オン・プレート溶接の場合と同様に切断し、その表面から、または下面から直径 1 または 2 mm のドリルで穴を開け、その穴に白金またはスズの針金を挿入したものである。

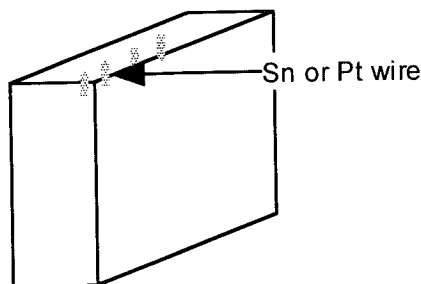


Fig. 2.14 Schematic setting of tin or platinum wires in specimen.

また、熔融池内の流動（湯流れ）も通常の X 線透過用試料では観察が困難であるため、試料内にトレーサーを埋め込み、可視可を行った。この場合のトレーサーとしては、密度が高く（X 線透過率が低い）、融点が高い金属材料であるという条件から、アルミニウム合金の場合もステンレス鋼の場合もタングステン粒子を選定した。湯流れ観察用試料の概略図を **Fig. 2.15** に示す。試料は、板厚 3～6 mm の板を突合せ溶接の場合と同様に切断し、突合せ面の水素源や酸素源の影響を避けるために突合せ面を#400 のエメリー紙で研磨する。そして、突合せ面の片側に 1 mm 以下の浅い穴を開け、そこに直径約 250～500 μm のタングステン粒子を装填し、上から板をかぶせて突合せ面に粒子が存在するように

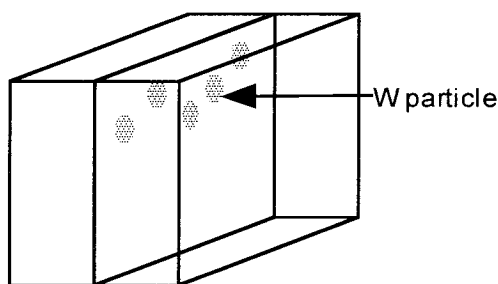


Fig. 2.15 Schematic arrangement of tungsten particles in specimen.

した。最後に中の粒子が動かないように突合せ面を数カ所しっかりと仮止め溶接を行った。なお、埋め込んだタングステン粒子は TIG アーク中で溶融させて球状化した。

なお、いずれの試料も試料表面に存在する酸化膜などの影響を除外するため、溶接前にビームの当たる表面をエメリー紙の#400 で研磨し、アセトンで脱脂してから溶接した。

2.4.2 キーホール挙動およびポロシティ生成状況の観察方法

レーザ溶接は 2.1 節で紹介した試料を 2.3.1 項に示した形状に切削し、固定用ジグに取り付けて X 線透視映像システム内のワークテーブル上に設置する。一方、2.2 節で紹介した各種レーザのヘッドを試料表面で焦点はずし距離が 0 mm になるように設置し、シールドガスがレーザ照射位置に吹き付けるようにノズルをセットした。50 kW 級 CO₂ レーザとパルス波形制御型 YAG レーザはサイドノズル方式でシールドしたが、それ以外のレーザでは同軸ノズルを採用した。また、ノズルのスタンドオフ距離は試料表面から約 10 mm とした。これらの試料とシールドガスノズルの設定状況を模式的に Fig. 2.16 に示す。

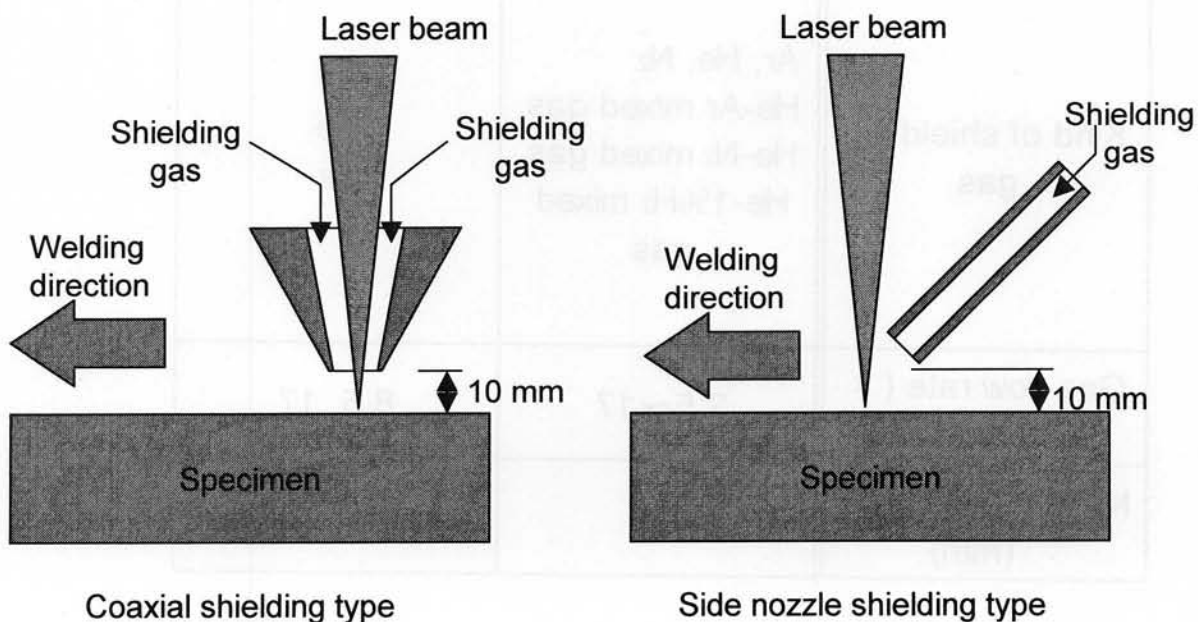


Fig. 2.16 Schematic drawing of specimen and shielding gas nozzle.

溶接実験は、試料の設置後にシールドガスをまず流し、続いて X 線を照射する。X 線透視画面が表示された後に、レーザ照射を開始し、テーブルを移動させて溶接を行い、キーホール溶接現象を観察した。本研究で用いた溶接条件を **Table 2.4** に示す。なお、高速度カメラのトリガーは目的に応じて手動で行ったり、レーザや他の測定機器と同期して行ったりした。

Table 2.4 Laser welding conditions used.

Parameter varied	Range	Main
Kind of laser	Nd:YAG laser CO ₂ laser	Both
Laser power, P_0 (kW)	3~40	10(CO ₂) 3.5(YAG)
Welding speed, v (mm/s)	10~100	25(CO ₂) 10(YAG)
Defocus distance, f_d (mm)	-30~+30	0
Kind of shielding gas	Ar, He, N ₂ He-Ar mixed gas He-N ₂ mixed gas He-1%H ₂ mixed gas	He N ₂
Gas flow rate (\times $10^{-4}\text{m}^3/\text{s}$)	2.5~17	8.5, 17
Nozzle diameter ϕ (mm)	4, 8	8

2.4.3 溶接部の観察方法

溶接後のビードの溶込み状況やポロシティの分布状況を調べるために、ビードの断面を研磨し、腐食を行った試料を光学顕微鏡で観察し、計測を行った。方法は、観察したい溶接ビードをマイクロカッターで切断して取り出し、樹脂に埋め込む。その後、研磨をエメリー紙の#400 から順に#2000 まで目を細かく変化させて行い、最後にバフ研磨して仕上げた。腐食はステンレス鋼の場合は王水($\text{HCl}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=3:1:2$)中で行い、アルミニウム合金の場合はケラー試薬($\text{HF}:\text{HCl}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=2:3:5:190$)中で行った。

溶接部のマクロ観察は、研磨後に腐食した試料を肉眼で観察し、カメラで直接接写をした。また、ミクロ観察の場合は、研磨後に腐食した試料を光学顕微鏡で観察した。

第3章 パルス YAG レーザ溶接におけるキーホール挙動および ポロシティ生成のリアルタイム観察とポロシティの抑制法

3.1 緒言

パルスレーザによるスポット溶接を行った際には、一般に、深溶込みの溶接金属部にポロシティが生成しやすいことが知られている^{44, 45)}。しかし、現在のところ、レーザスポット溶接時のキーホールの生成・消滅挙動やポロシティ生成挙動については、キーホール開口部を高速度ビデオで観察した例⁴⁴⁻⁴⁶⁾はあるが、X線透視法による溶融池内部のキーホール挙動とポロシティ生成状況の観察例がほとんどなく、詳細は不明である。そこで、本章では、パルス YAG レーザによるスポット溶接時におけるキーホールの生成／消滅過程およびポロシティの生成挙動について、X線透視装置を用いてリアルタイム観察を行い、これらの挙動を明確にした。さらに、ポロシティ防止法に関連して、有効であろうと考えられているパルス波形の YAG レーザを照射し、溶接部のキーホール消滅過程とポロシティ生成状況を X線透視法で観察して、ポロシティ低減に有効なパルス波形を評価した。

3.2 パルス YAG レーザ溶接時のキーホール挙動

パルス YAG レーザによるスポット溶接時のキーホールの生成および消滅過程とポロシティの生成状況について、X線透視映像法で観察した。このときの実験装置の構成模式図を **Fig. 3.1** に示す。レーザスポット溶接は短時間の現象であるため、レーザの発振と観察測定系との同期が必要である。そこで、レーザ装置からの発振波形を測定し、パワー増加開始時の信号を観察側の X線透視装置に内蔵した高速度カメラのスタートトリガーに同期させた。観察実験は、試料を X線透視装置内に設置し、あらかじめ X線を立ち上げて透視映像が写る状態でスタンバイし、シールドガスの流量を確認した上でレーザを照射して溶接を行い、観察実験を行った。本観察実験で用いた材料と主な溶接条件を **Table 3.1** に示す。

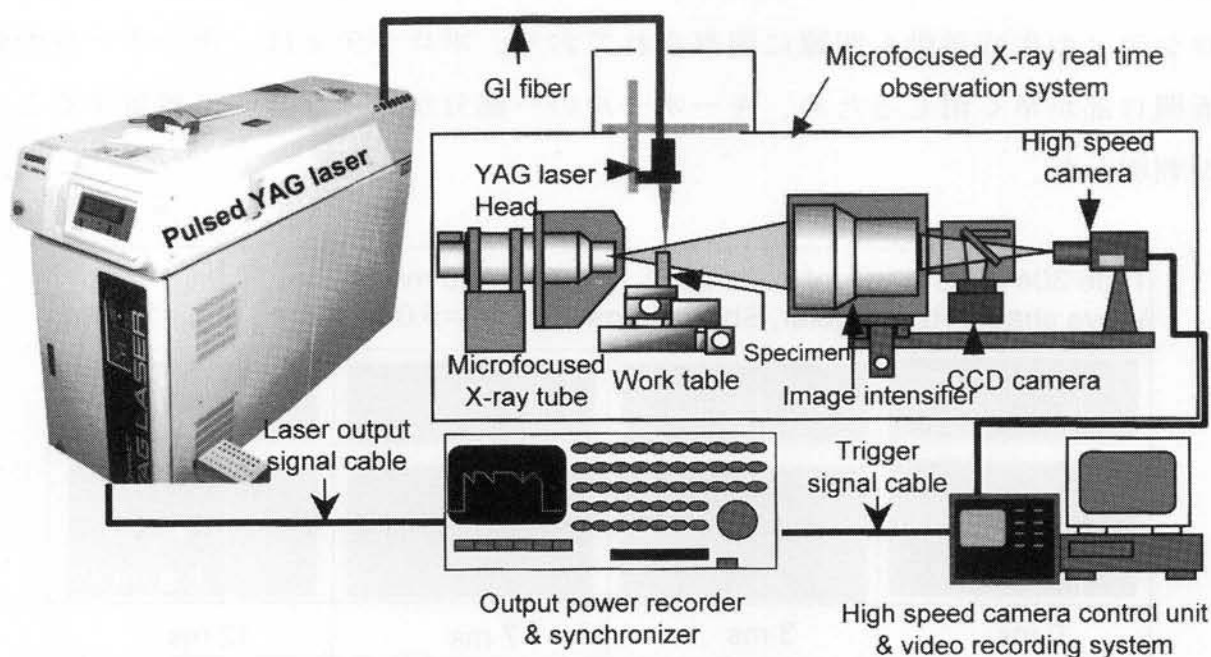


Fig. 3.1 Schematic representation of X-ray observation experiment of pulse spot laser welding used.

Table 3.1 Welding conditions used in pulsed laser spot welding experiments.

Specimen	Type 304 (3 mm ^w)
Laser power, P_1	5 kW
Pulse shape	Rectangular; Tailing; Saw tooth
Pulse width, τ	20~30 ms
Shielding gas	Ar
Gas flow rate, R_g	$5 \times 10^{-4} \text{ m}^3/\text{s}$

まず、一般的な矩形波レーザ照射時の挙動を明確にするために、出力 5 kW のレーザを 20 ms 間照射してスポット溶接を行い、その時のキーホール挙動を観察した。X 線透視観察結果の代表的な写真を **Fig. 3.2** に示す。レーザの照射開始から少し遅れてキーホールの形成が始まっていることが観察され、キーホールの消滅もレーザの照射終了時間である 20 ms から少し遅れている。また、レーザ照

射中のキーホールは膨張・収縮を繰り返していることが確認される。さらに、ポロシティの生成挙動も明瞭に観察されており、ポロシティは、キーホールの表面開口部が早く閉じるため、キーホールの一部分が取り残されて残留することが判明した。

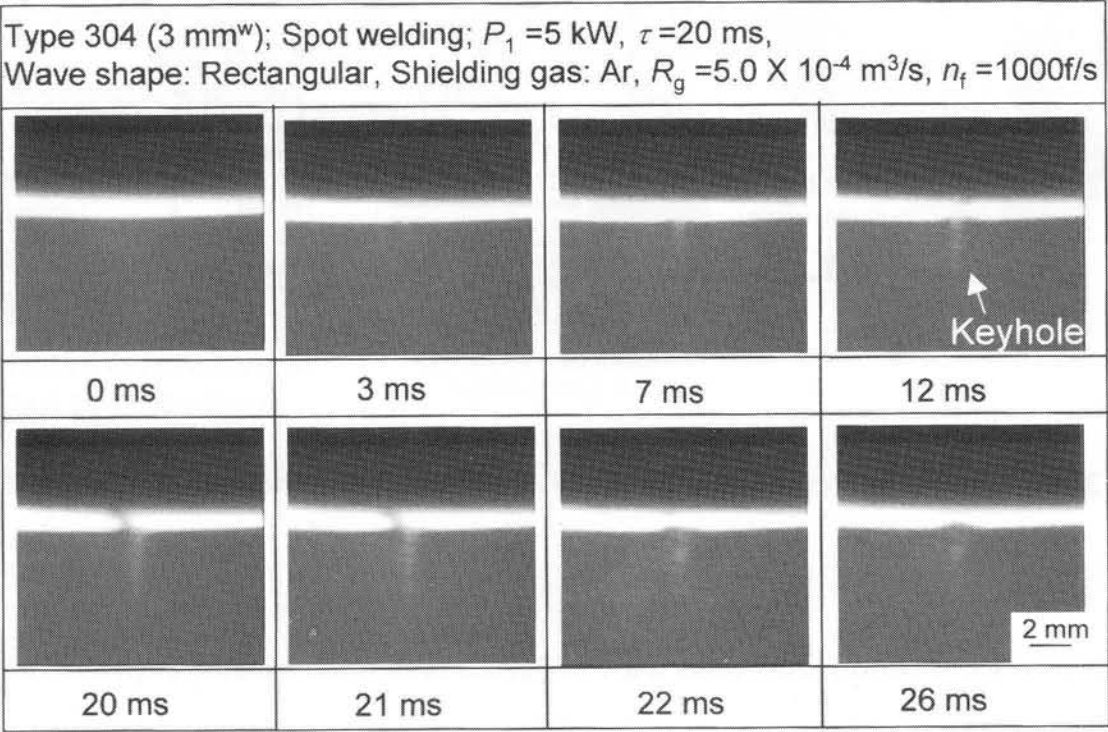


Fig. 3.2 X-ray transmission real-time observation of keyhole and porosity formation behavior during spot welding of stainless steel with rectangular pulse laser.

キーホール深さとレーザ出力との関係について、より明確にするために、グラフにしたものを **Fig. 3.3** に示す。この図から、キーホールはレーザの照射から 2 ms 遅れて生成することが確認され、その後、キーホール深さは急激に増加することがわかる。この部分の傾きから、キーホールのドリリング速度が計算できる。この場合、平均的なドリリング速度は約 0.5 m/s で、瞬間的な最大速度は 1.0 m/s であった。7 ms 以降は、キーホール深さがある程度の深さになっており、少し深くなったり浅くなったりを繰り返しながら、徐々に深くなっていき、レーザの照射が終了する瞬間には 2.5 mm 程度の深いキーホールが形成されている。そして、そのキーホールはレーザ照射終了後に速やかに閉じている。このとき

はレーザ終了から約 3 ms 遅れて閉じており、平均的な閉塞速度は約 0.9 m/s、瞬間的な最大速度は 1.1 m/s とドリリング速度に比べて若干迅速であることがわかった。

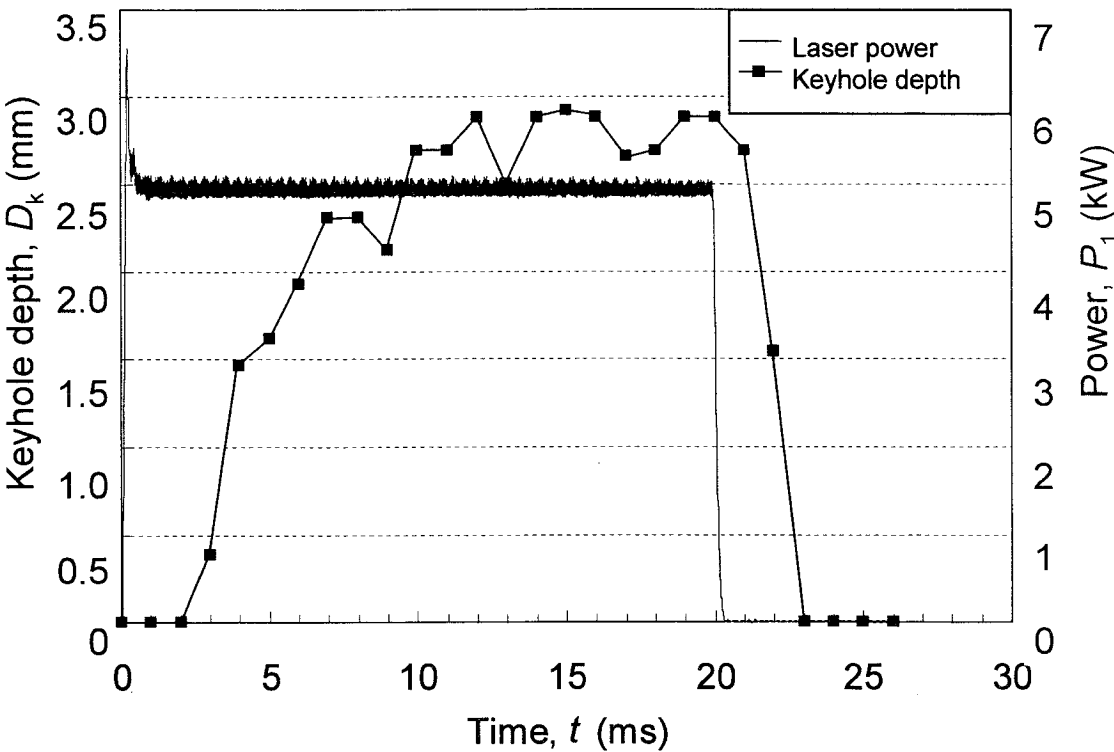


Fig. 3.3 Relationship between laser power and keyhole depth in Type 304 subject to rectangular pulse laser.

これと同様な観察を数回行った結果、キーホール形成はレーザ照射から 2～3 ms 遅れて開始し、キーホールのドリリング速度は、平均約 0.5 m/s、瞬間最大速度で 1.2 m/s くらいまでであることがわかった。一方、キーホールの閉塞についても、矩形波照射時には照射終了から 1～2 ms 遅れることが確認され、閉塞速度はドリリング速度よりも若干速く、約 1.2～2.5 m/s にもおよぶ場合があることが確認された。

3.3 パルス YAG レーザ溶接時のポロシティの生成

パルス YAG レーザ溶接時におけるキーホール挙動の X 線透視法観察の結果よ

り、矩形波照射を行った際のパルスレーザスポット溶接時におけるポロシティの生成挙動について2つのパターンがあることが確認された。

ひとつは溶接金属部の中間部によく見られるポロシティの生成挙動である。このタイプのポロシティの写真とポロシティ生成挙動の模式図を **Fig. 3.4** に示す。レーザの照射と共にキーホールが形成され、ある程度の深さでキーホール

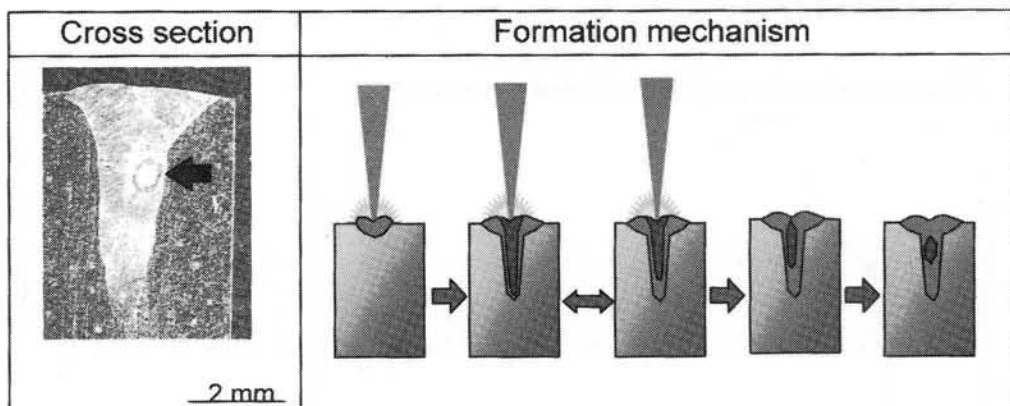


Fig. 3.4 Typical example photo of porosity in laser spot weld of Type 304, and schematic drawing of keyhole and porosity formation behavior.

はわずかに浅くなったり深くなったりを繰り返しながらレーザの照射終了までキーホールが維持される。レーザの照射終了時には深いキーホールが形成されており、レーザが終了しているためキーホール内からの蒸発は起きずにキーホールは急速に閉塞しようとする。しかし、キーホールが完全に閉塞する前に溶融池表面部が先に閉塞してしまい、キーホールであった一部分が溶融池内に取り残される形になる。こうして取り残されたキーホールの一部分は溶融池内で球状に収縮しながら凝固してしまい、溶接金属部中央部近傍でよく見られる写真のような丸い大型のポロシティとなることが確認された。

もう一方のポロシティは溶融金属部底部によく見られる気孔（ポア）である。その典型的断面写真とポロシティ生成挙動の模式図を **Fig. 3.5** に示す。このタイプはレーザの照射時にキーホールが形成していき、ある瞬間にレーザのパワーがそれまで以上に入った場合、さらに深く太いキーホールが形成される。しかし、次の瞬間にレーザ出力が急に入らなくなった場合、それまでの深いキーホー

ルは維持できなくなり、深く侵入した時のキーホール先端部を溶融池底部へ取り残して浅いキーホールになる。そして、レーザの照射終了の後キーホールは消滅し、取り残されているキーホール先端部だった部分は溶融池底部でポロシティとして凝固して取り残される。この部分のポロシティの特徴としては、シールドガスや大気ガスの混入が少ないため、ポロシティの上側に融液が流れ込みやすく、その上側は窪んだ形になりやすい点である。

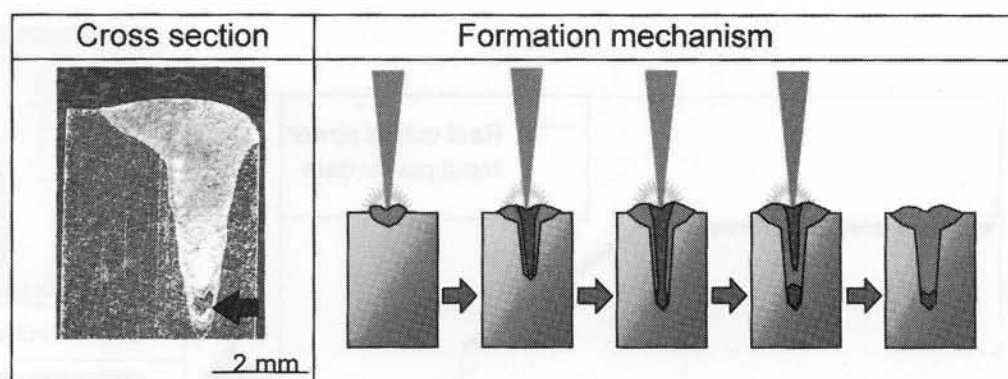


Fig. 3.5 Typical example photo of porosity at bottom of laser spot weld in Type 304, and schematic drawing of keyhole and porosity formation behavior.

3.4 パルスレーザ溶接時におけるポロシティ低減に対する波形制御の効果

前節までの観察結果より、パルスレーザスポット溶接時のポロシティの原因はキーホールであった一部分が溶融金属部内に取り残されて残留して生成することが確認された。また、これらの結果より、深いキーホールを急激に生成したり、レーザ照射終了時に深いキーホールを生成していることは、ポロシティ生成を引き起こす傾向があり、レーザパワーを徐々に低下するなどの制御法によってキーホール深さを浅くしていくと、ポロシティの抑制ができるものと推察される。パルスレーザスポット溶接時にキーホール深さを制御する上で最も効果的と考えられる方法は、レーザのパルス波形制御法であろうと考えられる。そこで、波形制御によるポロシティ低減法についても研究を行った。

一般にパルスレーザスポット溶接時にテイリングパルスを加えたり、レーザ出力を上下させながら次第に下げてくるような鋸刃式の照射がポロシティ低減に

有効である⁴⁴⁻⁴⁷⁾とされている。そこで、テイリング波および鋸刃波を設定し、実際に照射した際のポロシティ生成状況やキーホール挙動のリアルタイム観察等を行った。

まず、テイリング波照射した際のポロシティ生成状況を X 線検査と溶接断面検査の両方を行って調査した。用いた波形と検査結果をまとめたものを **Fig. 3.6** に示す。

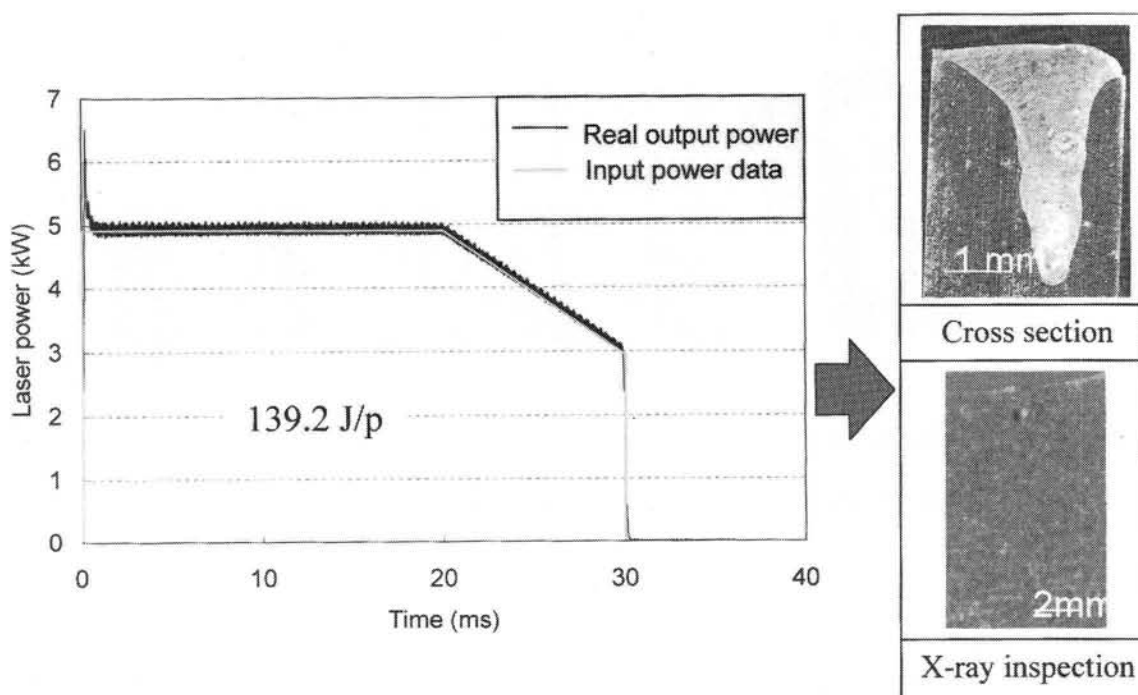


Fig. 3.6 Laser pulse wave shape of tailing power, cross section and X-ray inspection result of Type 304 laser spot weld.

本研究で設定したテイリング波では、ポロシティが確認され、ポロシティの生成機構を調べるため、X線透視観察を行った。そのときの結果を **Fig. 3.7** に示す。溶接終了時にポロシティが残留してく過程が明瞭に観察され、キーホールが消滅するよりも速く熔融池表面が閉じてしまうためにポロシティが残留することが確認された。

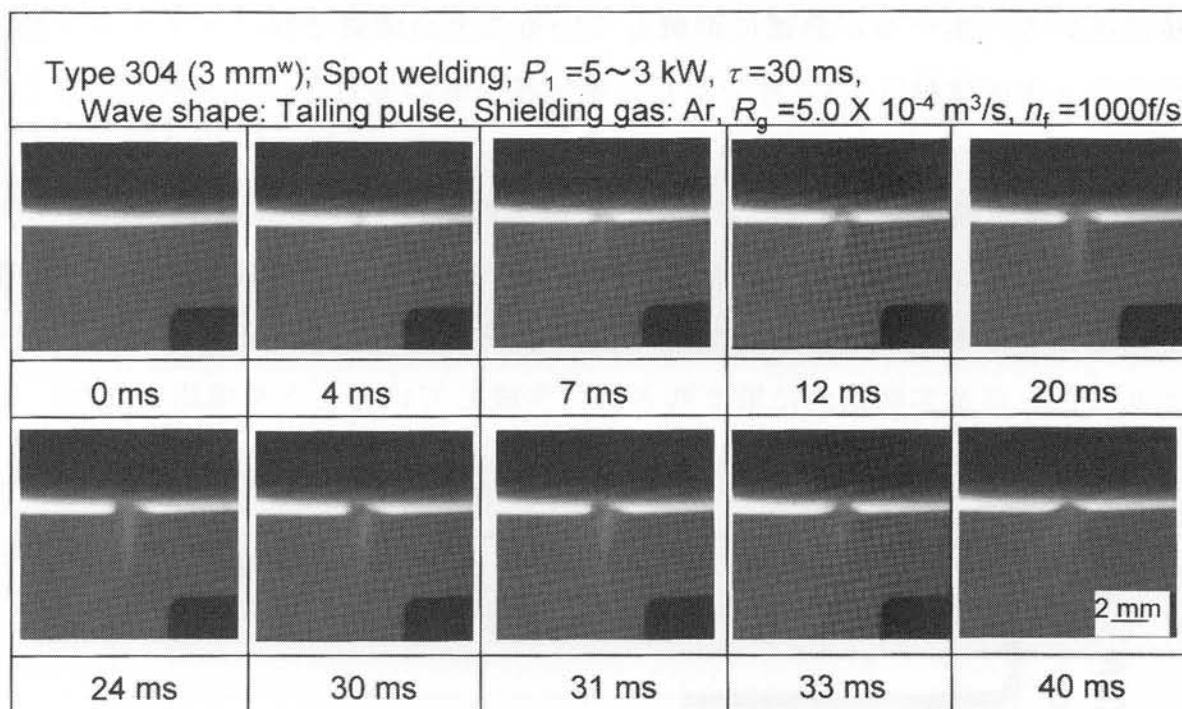


Fig. 3.7 X-ray real-time observation result of porosity formation during spot welding of Type 304 with tailing power pulsed laser.

キーホール深さとレーザとの関係を調べるためにそれぞれの関係をグラフにまとめたものを **Fig. 3.8** に示す。今回設定したテイリング波ではレーザ照射終

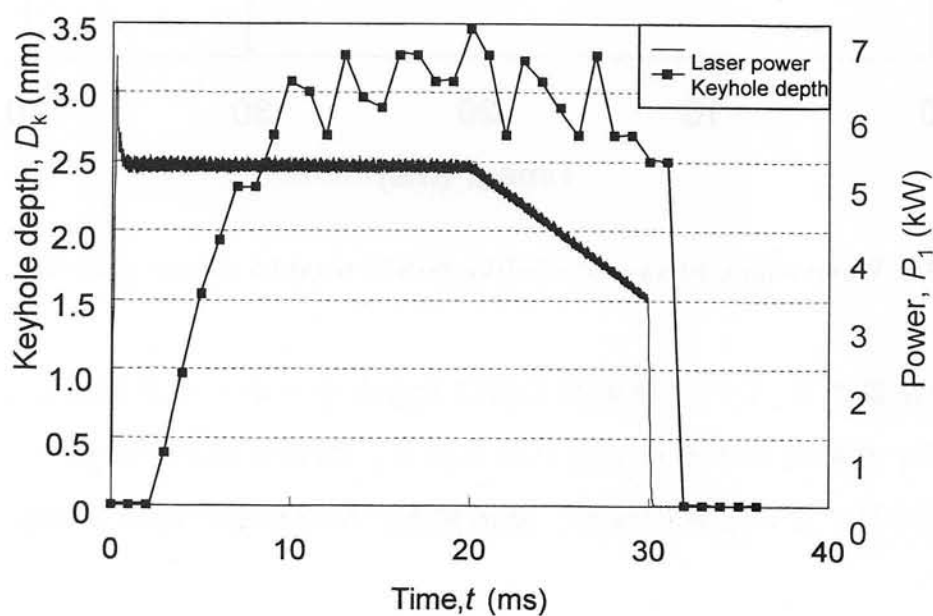


Fig. 3.8 Relationship between laser irradiation and keyhole depth during spot welding of Type 304 with tailing power pulsed laser.

了後に深いキーホールが急速に消滅していることが確認され、テイリング波のポロシティ生成挙動は、3.4 節で示した矩形波照射の場合とほぼ同様であると判断される。

同様な観察実験を **Fig. 3.9** に示すような鋸刃照射でも行った。その結果、ポロシティはテイリング波の場合と同様に生成し、その生成機構はテイリングの場合と同様にレーザ照射終了時に大きなキーホールが開いているため、キーホールであった一部が溶融池内に取り残されて生成していることも確認された。

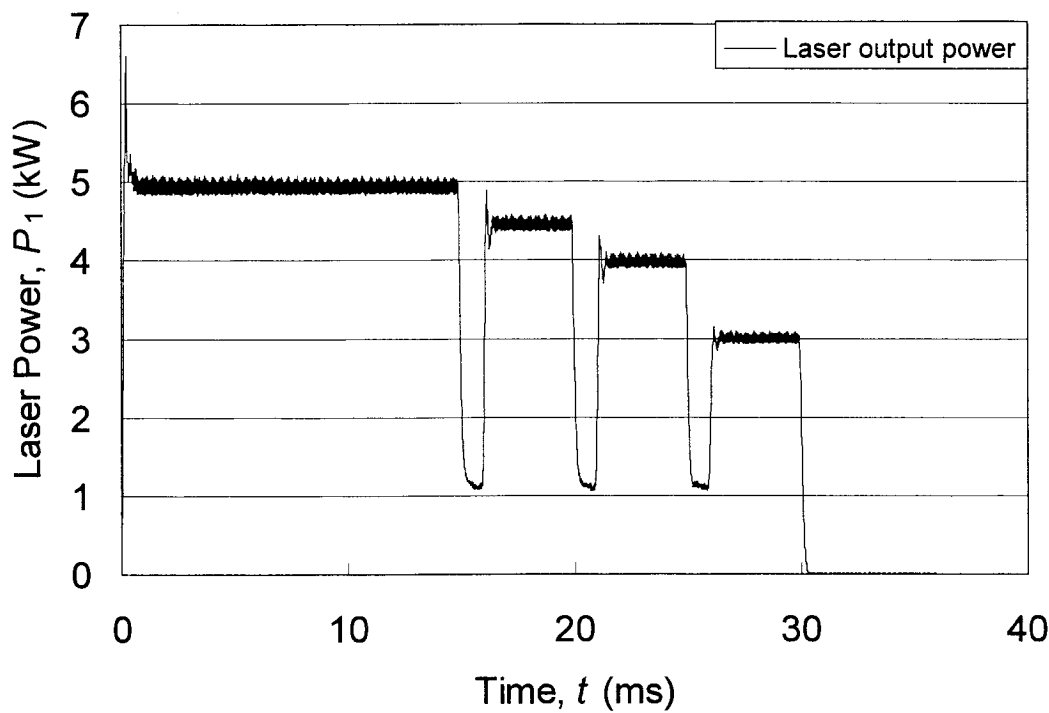


Fig. 3.9 Wave shape of saw-tooth-like power used to reduce porosity.

以上の実験結果より、レーザ照射終了時に大きなキーホールが生成していなければポロシティを抑制できる可能性があるので、鋸刃状波形を改良して再度同様な観察を行った。そのときの波形、断面検査、X線検査の結果を **Fig. 3.10** に示す。

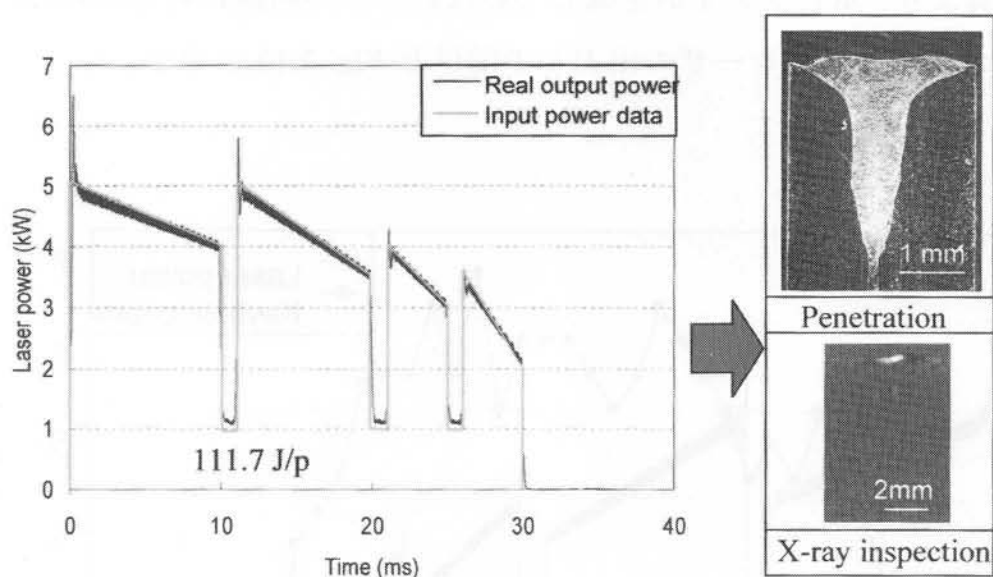


Fig. 3.10 Laser pulse wave shape of saw-tooth-like power, cross section and X-ray inspection result of Type 304 laser spot weld.

改良した鋸刃状波形の照射では、ポロシティが生成していないことが確認され、この照射を行った際のキーホール挙動とポロシティ生成挙動を観察した結果を **Fig. 3.11** に示す。

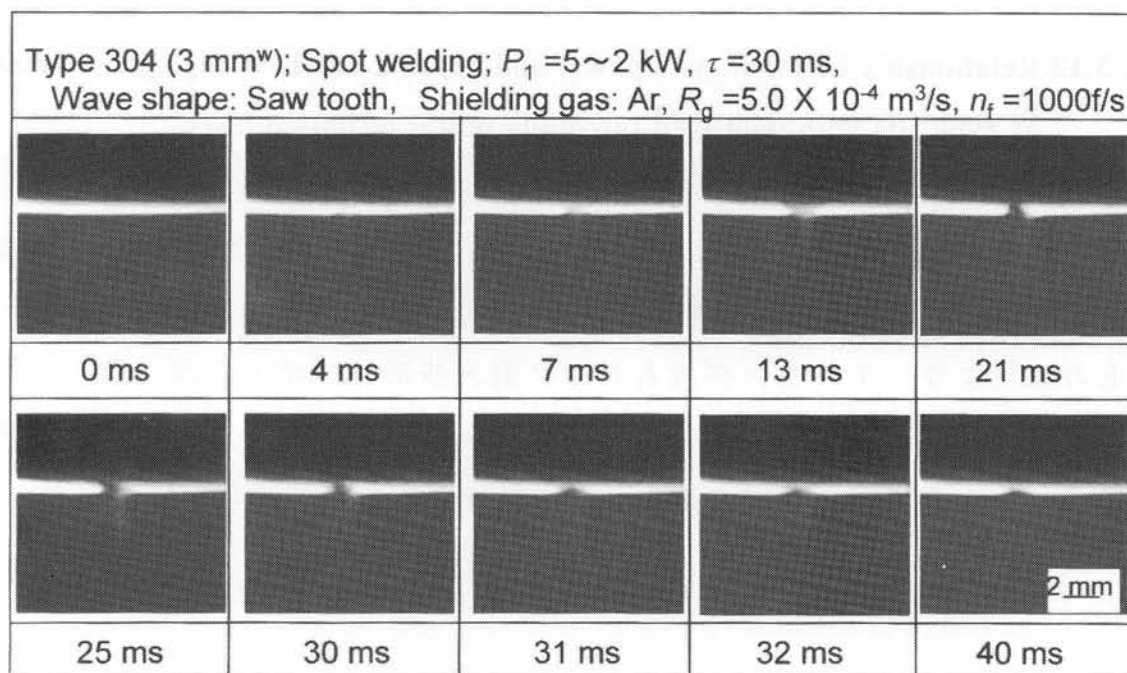


Fig. 3.11 X-ray observation result of keyhole behavior and porosity formation during spot welding of Type304 with saw tooth power control laser.

この写真より、ポロシティが生成していないことが明瞭に観察される。このときのキーホール深さとレーザの出力との関係を **Fig. 3.12** に示す。

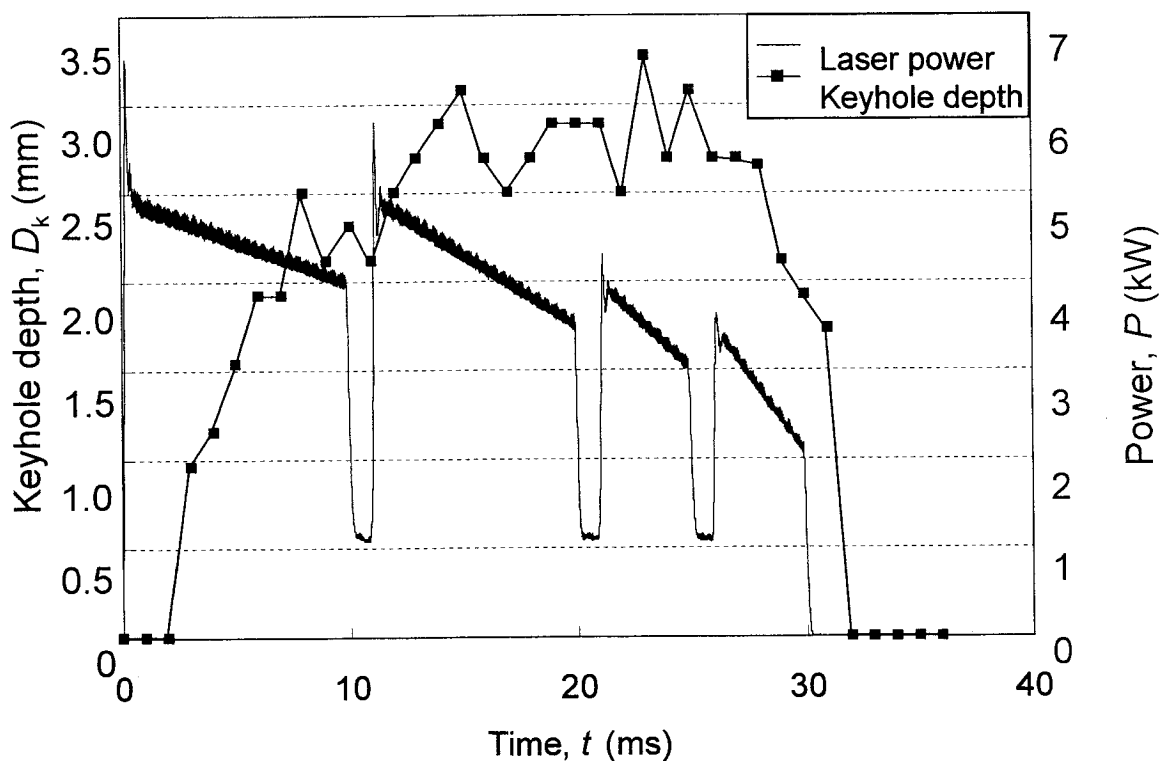


Fig. 3.12 Relationship between laser power and keyhole depth during spot welding of Type 304 with improved saw-tooth power of pulsed laser.

このようにレーザ照射終了時に浅いキーホールを作成することによって、ポロシティを抑制できることが確認された。

以上の結果より、テイリング波もしくは鋸刃波形でスポット溶接時のポロシティを抑制するには、レーザ照射終了時に浅く消滅しやすいキーホールを形成するようなパルス波形を選択することが有効であることが明らかになった。

3.5 結言

パルス溶接時におけるパルスレーザスポット溶接時におけるキーホール挙動

およびポロシティの生成と防止法について次のようなことが明らかになった。

- 1) キーホールの形成はレーザの照射から2～3 ms遅れて始まることが確認され、そのドリリング速度は、平均で約 0.5 m/s、最大で約 1.2 m/s であった。
- 2) キーホールは、膨張・収縮をしており、ある一定の深さに達するとキーホールはわずかに深くなったり、浅くなったりしながら徐々に深くなることが確認された。
- 3) キーホールの消滅はレーザの照射終了から 1～2 ms 遅れることが確認され、キーホールの閉塞速度はドリリング速度よりも速く、1.2～2.5 m/s であることが明らかになった。
- 4) パルスレーザスポット溶接時におけるポロシティは、溶融金属部の中間部にできるポロシティと底部にできるポロシティの2タイプに分類された。
- 5) 溶接金属部中間部にできるポロシティの生成では、レーザの照射終了時に深いキーホールが形成されており、キーホールは急速に閉塞しようとするが、キーホールの溶融池表面部が先に閉塞するため、キーホール中央部の一部分が溶融池内に取り残されてポロシティとなる状況が確認された。
- 6) 溶接金属部底部にできるポロシティの生成挙動は、ある瞬間にレーザのパワーがそれまで以上に入り、さらに深く太いキーホールが形成される。しかし、次の瞬間にレーザ出力が急に入らなくなり、深く侵入した時のキーホール先端部を溶融池底部へ取り残して浅いキーホールになる。このように取り残されたキーホール先端部であった部分が溶融池底部でポロシティとして残留することが明らかになった。
- 7) 溶接金属部底部に生成するポロシティの特徴として、ポロシティ上部が窪んでいるものが多い。それは、シールドガスや大気ガスが侵入しにくく、ポロシティ上部の凝固が下部より遅いので融液が流れこみやすいためであろうと考えられる。
- 8) ポロシティ低減に有効であるといわれるテイリング波や鋸刃波を照射したところ、ポロシティを完全に抑制できなかった。その理由は、レーザ照射終了時に深いキーホールが形成されており、矩形波照射のときと同様なメカニズムでポロシティが残留したためであると考えられる。

- 9) 鋸刃波を改良して照射したところ、ポロシティが抑制された。このときのレーザ照射終了時のキーホールは浅いものになっており、パルススポット溶接時におけるポロシティ低減にはレーザ照射終了時に浅いキーホールを形成するような波形制御を行うことが有効であると考えられる。

第4章 高出力連続発振 YAG レーザ溶接におけるキーホール挙動と ポロシティ生成状況の X 線透視リアルタイム観察

4.1 緒言

第3章では、パルス YAG レーザによるスポット溶接時のキーホールの形成／消滅過程やポロシティ生成挙動を X 線透視法で観察して明らかにした。また、ポロシティの低減に対するパルス波形制御の効果についても観察し、キーホール消滅時のパワー制御が重要であることがわかった。パルス YAG レーザ溶接が安定に行えるのは溶込み深さが 3 mm 程度までである。そこで、深溶込みの溶接部をより高速度に作製する方法として、連続発振 (CW) 型高出力 YAG レーザ溶接法が注目されている。しかし、深溶込みの溶接部にはポロシティの発生が懸念される。

そこで、本章では、高出力 YAG レーザを各種雰囲気中で連続照射して溶接を行い、CW YAG レーザ溶接時のキーホール挙動と気泡およびポロシティの生成状況を X 線透視法で観察し、高出力 CW YAG レーザ溶接時におけるポロシティの生成条件と生成機構について検討している。

4.2 実験方法

本章では、溶接用レーザ熱源として、Lumonics 社製の最大出力 4 kW 級の CW YAG レーザ装置を用い、直径 0.6 mm の SI ファイバーで伝送し、焦点距離 200 mm の集光光学系で加工点におけるビーム径を 0.6 mm に集光させている。溶接は SUS304 および A5083 板に対して、レーザ出力、溶接速度およびシールドガスの種類を種々変化させて行った。そして、X 線透視観察装置を用いて、レーザ溶接時のキーホール挙動ならびに気泡およびポロシティの生成挙動を高速度リアルタイム観察した。また、レーザ溶接時の溶融池形状や溶融池内の湯流れを検討するために、Pt や Sn ワイヤまたは W 粒子を埋め込んだ試料の YAG レーザ溶接現象を観察した。そして、ポロシティの生成と溶融池形状や湯流れとの関連

性について検討した。一方、溶接部の断面観察や溶接ビードの X 線透過試験、ポロシティ内部のガス成分分析やポロシティ内壁の観察なども行い、それらの結果を総合して、高出力 CW YAG レーザ溶接時のポロシティ生成機構の解明を試みた。

4.3 YAG レーザ溶接時の特徴と問題点

YAG レーザ溶接時の特徴を把握するため、SUS304 および A5083 に対してビード・オン・プレート溶接を行い、溶込み深さに及ぼすレーザ出力の影響を調査した。レーザ出力を 1.0, 2.0, 3.0 および 3.5 kW と変化させた場合の溶込み形状の写真を **Fig. 4.1** に示し、溶込み深さのグラフを **Fig. 4.2** に示す。溶込み深さはレーザ出力が高くなるほど深くなっている。溶接金属部は、1 kW の場合熱伝導型の形状でありあまり深くないが、出力が増加すると、ある値を境に深溶込み型になっている。その境界は、ステンレス鋼の場合、1~2 kW の間であり、アルミニウム合金の場合、2~3 kW の間である。そして、深溶込み型の場合、レーザ出力の増加に伴って溶込み深さは顕著に増加するが、ビード幅はあまり広がっていないことがわかる。

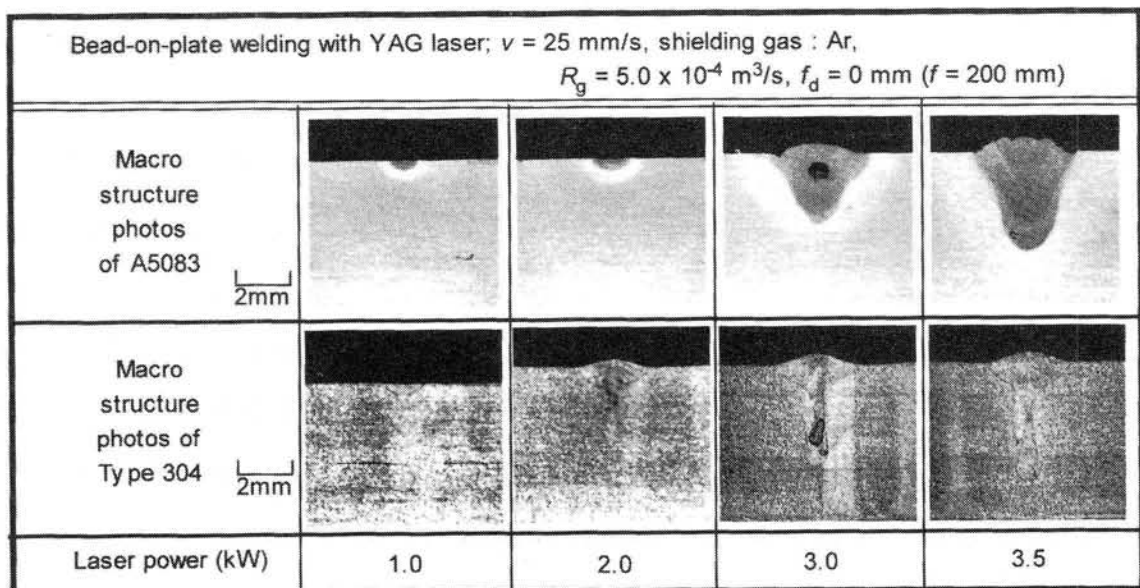


Fig. 4.1 Cross-sectional photos of laser weld beads in A5083 and Type 304 produced at different laser powers.

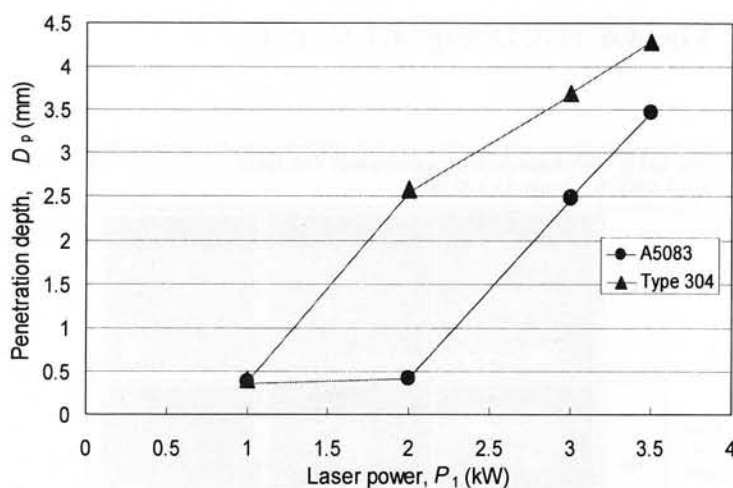


Fig. 4.2 Effect of laser power on penetration depths of laser weld beads in Type 304 and A5083.

また、深溶込み型の溶接金属部に大きな穴があることが確認される。この穴をポロシティと言ひ、大きさによっては溶接金属部の機械的強度に影響を及ぼす^{14, 48)}。そこで、ポロシ

ティの生成状況を知るために、各出力で溶接した際の溶接ビードを X 線透過検査し、溶接ビード内に存在するポロシティを検査した。その結果を **Fig. 4.3** に示す。この結果より、深溶込み溶接時にポロシティが多く生成していることが確認される。

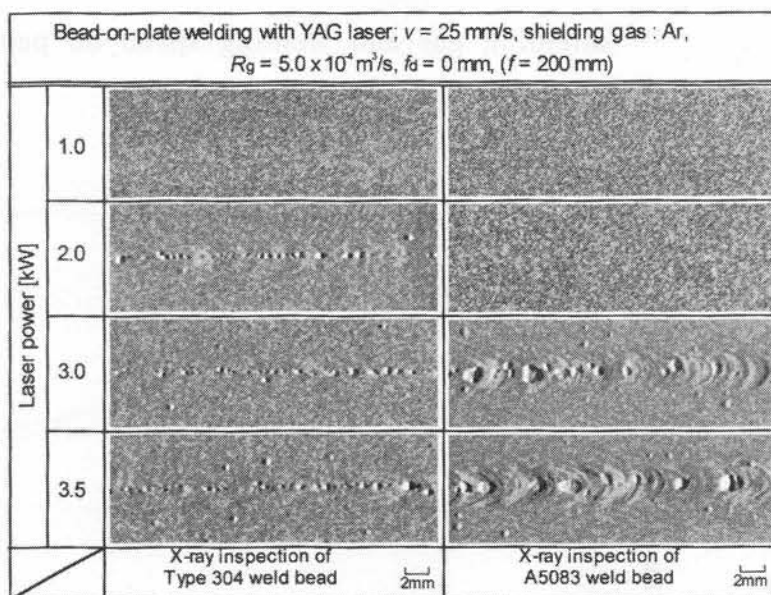


Fig. 4.3 X-ray inspection photos of porosity formation in Type 304 and A5083.

次に、溶接速度とシールドガスの種類による影響を調べるため、同様な実験を

行い、比較した。ステンレス鋼の場合を **Fig. 4.4** および **Fig. 4.5** に示し、アルミニウム合金の場合を **Fig. 4.6** および **Fig. 4.7** に示す。

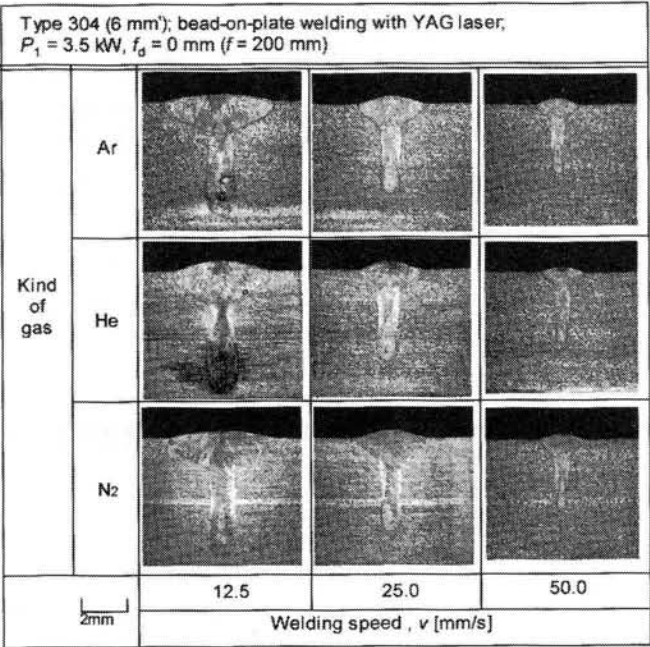


Fig. 4.4 Cross sections of laser-welded beads, showing effects of shielding gas and welding speed on penetration and porosity formation in stainless steel.

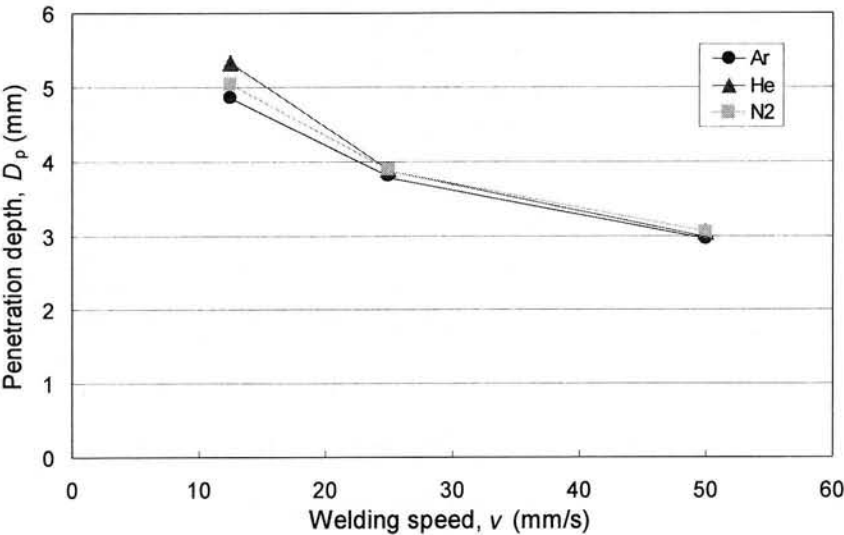


Fig. 4.5 Effect of welding speed on penetration depth of Type 304 laser weld bead

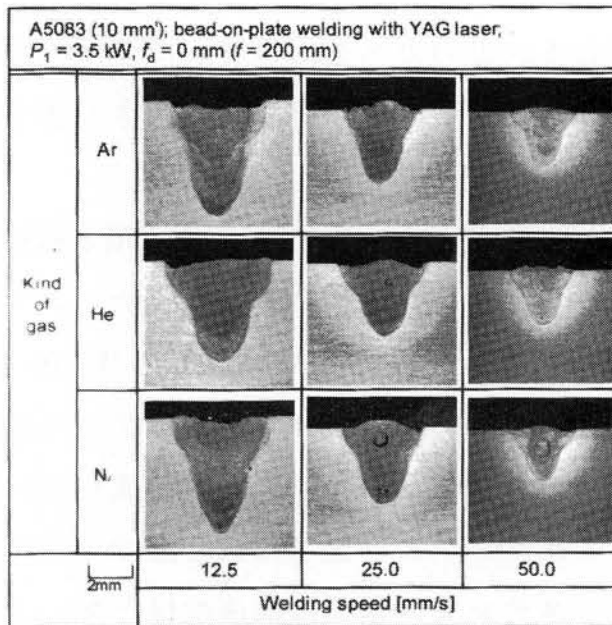


Fig. 4.6 Cross sections of laser-welded bead, showing effects of shielding gas and welding speed on penetration and porosity formation in A5083.

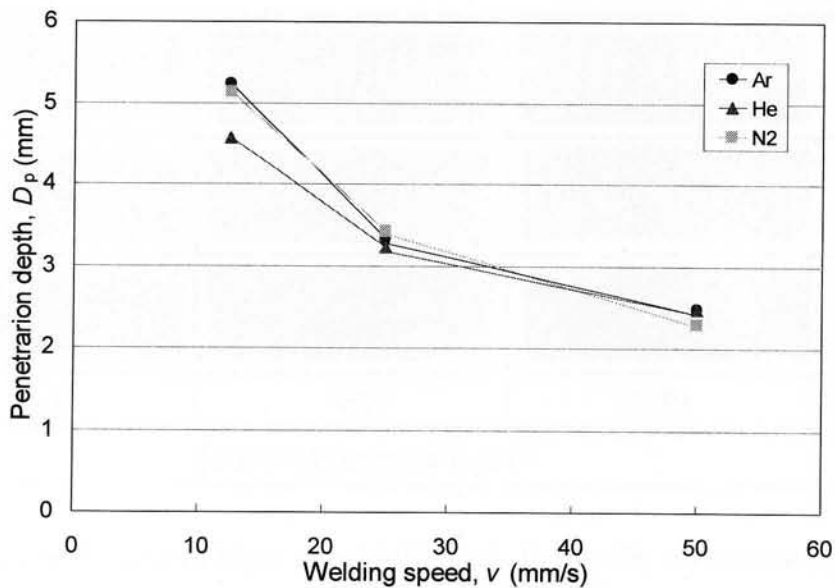


Fig. 4.7 Effect of welding speed on penetration depth in A5083 laser weld bead.

これらの結果より、YAG レーザ溶接ではシールドガスの種類による溶込み深さへの影響は顕著ではなく、どのガスを用いてもほぼ同程度に溶け込むことがわかる。また、溶接速度を速くしていくと溶込み深さが浅くなるが、いずれのガスにおいても同様に浅くなることも確認される。

さらに、ポロシティ生成に及ぼすシールドガスの種類と溶接速度の影響を調べるため、これらの溶接ビードの X 線透過試験を行った。ステンレス鋼およびアルミニウム合金における結果をそれぞれ **Fig. 4.8** および **Fig. 4.9** に示す。アルミニウム合金ではシールドガスの違いによってポロシティの抑制はできないが、ステンレス鋼では窒素ガスの場合にポロシティが生成していないことがわかる。また、ポロシティは、アルミニウム合金では低速度で少なく、ある程度速い速度で多くなっているが、ステンレス鋼では低速度ほど多いようである。なお、ステンレス鋼およびアルミニウム合金とも、溶接速度が速くなるに従ってポロシティが小型化することが確認される。

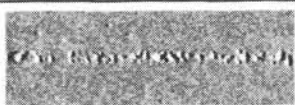

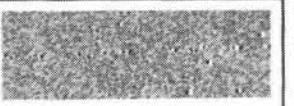

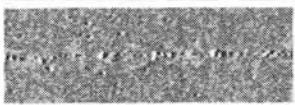
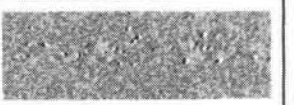

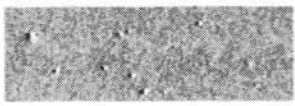
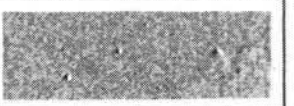
Type 304 (6 mm ¹); bead-on-plate welding with YAG laser; $P_1 = 3.5 \text{ kW}$, $f_d = 0 \text{ mm}$				
Kind of gas	Ar			
	He			
	N ₂			
5mm		12.5	25	50
Welding speed [mm/s]				

Fig. 4.8 X-ray inspection photos of Type 304 laser weld beads, showing effects of shielding gas and welding speed on porosity formation.





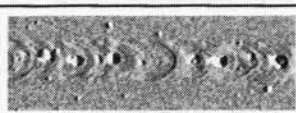
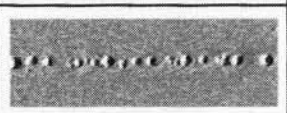


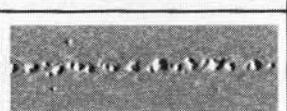

A5083 (10 mm ^t); bead-on-plate welding with YAG laser; $P_1 = 3.5 \text{ kW}$, $f_d = 0 \text{ mm}$				
Kind of gas	Ar			
	He			
	N ₂			
		12.5	25	50
Welding speed, v [mm/s]				

Fig. 4.9 X-ray inspection photos of A5083 laser weld beads, showing effects of shielding gas and welding speed on porosity formation.

以上の実験結果より、高出力 CW YAG レーザ溶接時の特徴として、レーザ出力の増加に伴って、溶接金属部が熱伝導型から深溶込み型に変化し、ステンレス鋼の方がアルミニウム合金よりも良く溶けることがわかった。そして、溶込み深さに及ぼすシールドガス種の影響はほとんどないと判断された。一方、問題点として、アルミニウム合金とステンレス鋼とも、深溶込み溶接時には、ポロシティが生成しやすいことが確認された。そのポロシティは、溶接速度が速くなるにつれて、小型化した。アルミニウム合金では、低速度でポロシティが少なく、一方、ステンレス鋼では高速度でポロシティが少なくなることが確認された。アルミニウム合金では、いずれのシールドガスでもポロシティの低減効果は見られなかったが、ステンレス鋼では窒素シールドガス時にポロシティが減少することが確認された。

4.4 キーホール挙動とポロシティの生成挙動のリアルタイム観察

前節では、ポロシティの生成条件が明らかとなったので、次に、ポロシティ生

成のメカニズムを明らかにするために、マイクロフォーカス X 線透視映像装置を用いてキーホール挙動およびポロシティ生成挙動のリアルタイム高速度観察を行った。

高出力 CW YAG 溶接時のポロシティ生成挙動を観察するために、SUS304 および A5083 板を、He シールドガス中において加工点でのレーザ出力 3.5 kW、溶接速度 10 mm/s で溶接し、そのときのキーホール挙動ならびに気泡およびポロシティの生成挙動をリアルタイム観察した。

Type 304 ステンレス鋼の結果を **Fig. 4.10** に示す。ステンレス鋼の場合、細長いキーホールが生成し、そのキーホール先端部から気泡が多数発生していることがわかる。その気泡の一部は凝固壁に直ちにトラップされて移動しなくなるが、多くは溶融池後部まで広範囲に流動する様子が観察される。このように流動する気泡は、ビード表面から脱出して消滅する場合もあるが、流動中に各位置での凝固壁にトラップされてポロシティとなることが確認された。

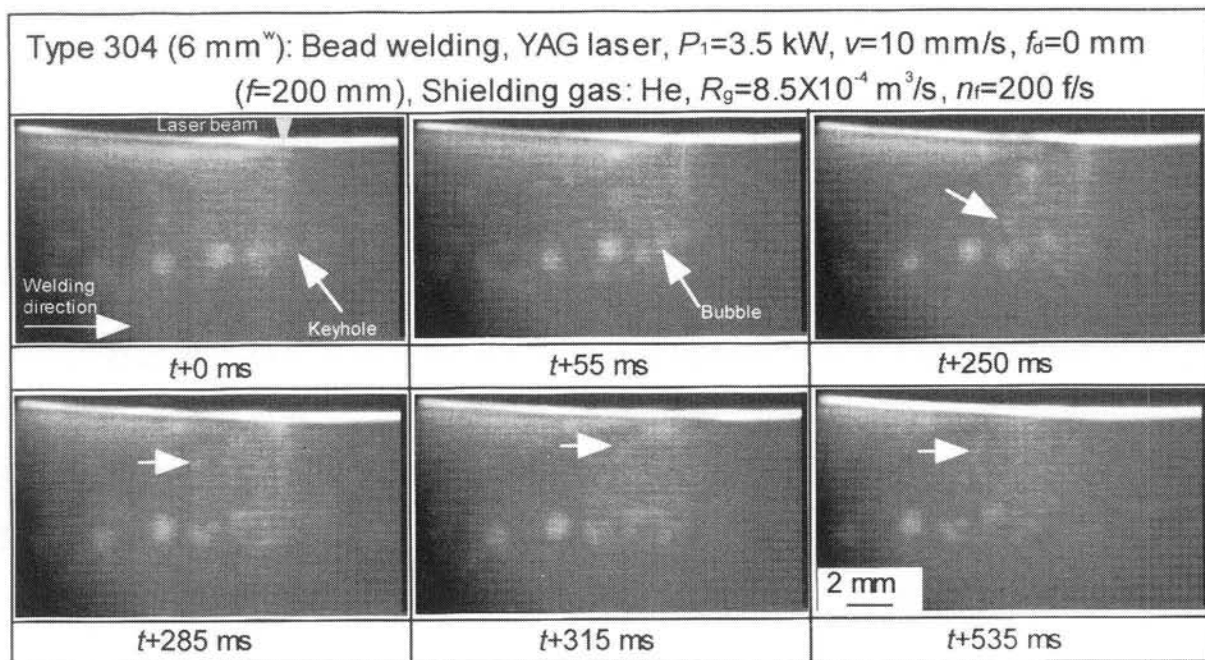
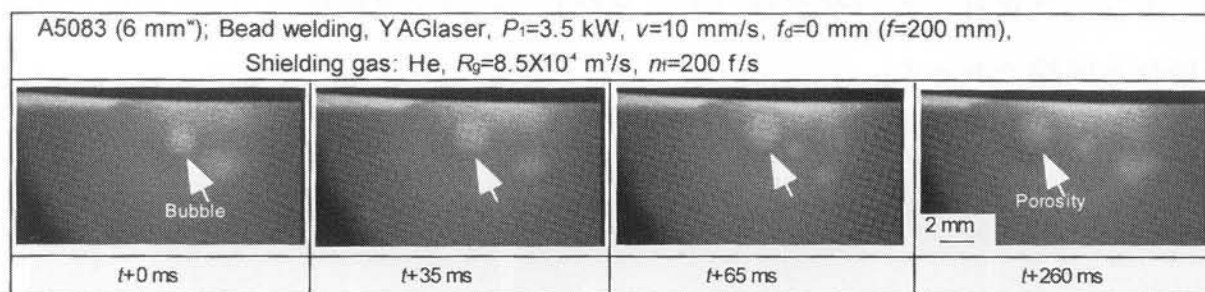


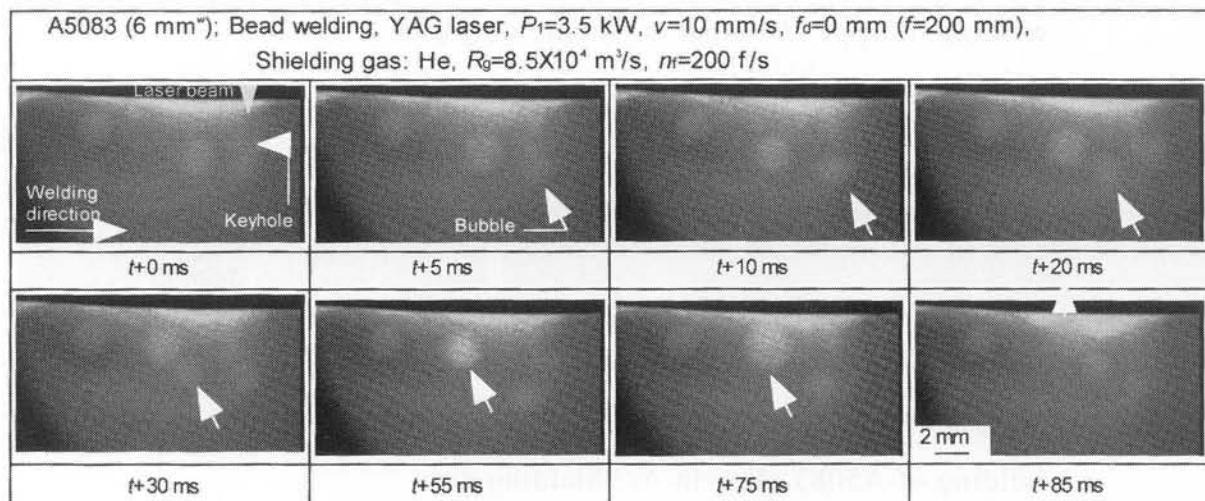
Fig. 4.10 Keyhole and porosity formation behavior during YAG laser welding of Type 304 steel in He shielding gas.

次に、A5083 の結果を **Fig. 4.11** に示す。A5083 の YAG レーザ溶接時には、キー

ホールは激しく膨張・収縮し、キーホールの深さや太さが大きく変化している。また、キーホール先端部から気泡が発生し、その気泡が溶融金属部内を広範囲に移動することがわかる。そして、溶融金属部内を移動中の気泡が凝固壁にトラップされた場合、ポロシティとして残留するが、トラップされない場合はそのまま流動を続けることが確認された。一方、流動を続ける気泡の中には、溶融池内で他の気泡と合体して巨大化したり、溶融池表面から外部へ脱出して消滅するものがあることも観察された。特に、アルミニウム合金では、気泡が表面に脱出しやすく、ポロシティ生成量が少なくなることが確認された。



(a) Porosity formation behavior



(b) Bubble disappearance behavior from molten pool surface

Fig. 4.11 Keyhole and porosity formation behavior during YAG laser welding of A5083 alloy in He shielding gas, showing porosity formation behavior (a), and bubble disappearance behavior from molten pool surface (b).

以上の結果より、ポロシティの生成挙動はステンレス鋼とアルミニウム合金ではほぼ同様であることがわかった。なお、アルミニウム合金のポロシティ生成量が低速度で少ない理由は、生成した気泡が表面に脱出し、消失するためであると推断された。

次に、シールドガスの種類を変更し、同様な観察を行った。Ar ガスでシールドした場合を **Fig. 4.12** および **Fig. 4.13** に示す。Ar シールドガスの場合、ステンレス鋼およびアルミニウム合金とも、キーホールは不安定であり、キーホール先端部で多くの気泡が発生することが確認された。これらの気泡のうち、凝固壁にトラップされたものがポロシティとなり、その生成機構は He シールドガスの場合と同様であった。

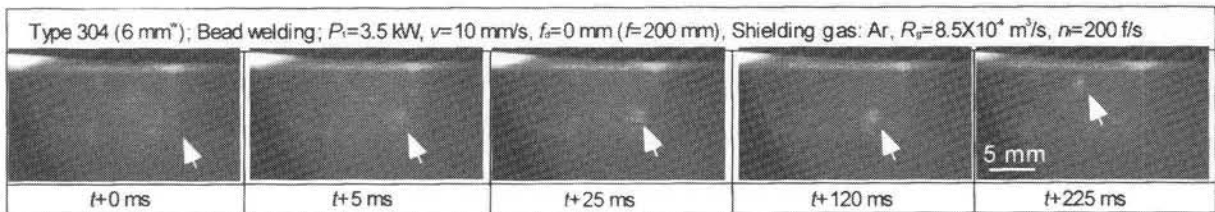


Fig. 4.12 Keyhole and porosity formation behavior during YAG laser welding of Type 304 steel in Ar shielding gas.

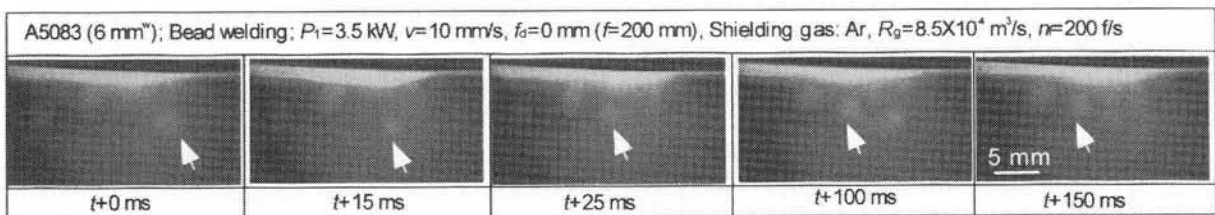


Fig. 4.13 Keyhole and porosity formation behavior during YAG laser welding of A5083 alloy in Ar shielding gas.

一方、N₂ ガスでシールドした場合の観察例を **Fig. 4.14** および **Fig. 4.15** に示す。N₂ シールドガスの場合、アルミニウム合金では He や Ar ガスと同様にキーホール先端部で多数の気泡が発生してポロシティが生成するが、ステンレス鋼では

安定したキーホールが生成し、その先端部から気泡が発生しないことが観察された。この結果より、ステンレス鋼の場合、 N_2 ガスによってポロシティが極めて低減するのは気泡の発生が抑制されるためであることがわかった。

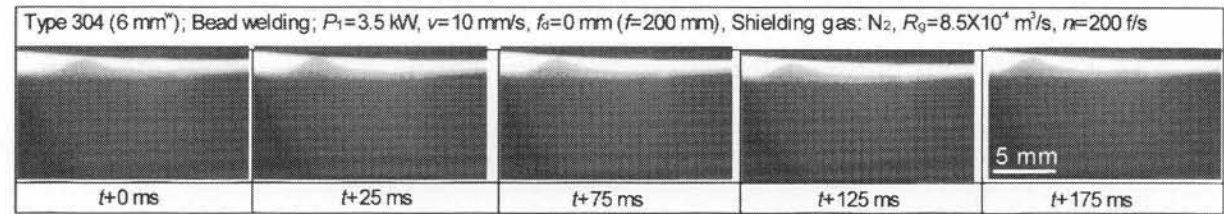


Fig. 4.14 Keyhole and porosity formation behavior during YAG laser welding of Type 304 steel in N_2 shielding gas.

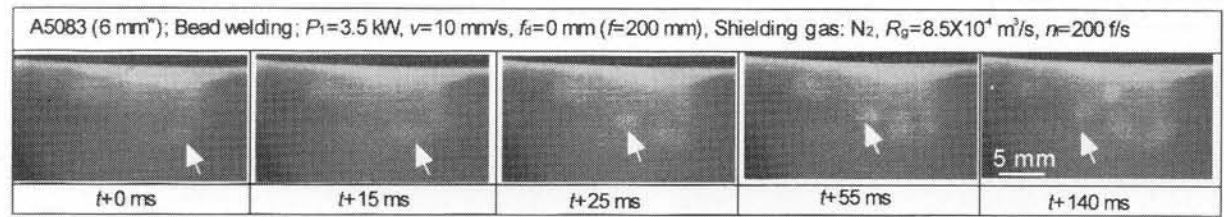


Fig. 4.15 Keyhole and porosity formation behavior during YAG laser welding of A5083 alloy in N_2 shielding gas.

N_2 シールドガスで得られたステンレス鋼レーザ溶接金属部中の N 含有量を測定した。その結果、 N 含有量は不活性ガス中で得られた溶接金属部では母材より約 0.01%減少するが、 N_2 ガス中でのものは逆に 0.01%増加した⁴⁹⁾。したがって、 N_2 ガスがキーホール内に侵入しても、蒸発元素と化合したり、溶接金属部に吸収されることによりキーホール内のガスとなりにくいことがポロシティ低減の一因と考えられる。

次に、ポロシティ生成に及ぼす溶接速度の影響を明確するため、溶接速度を速くし、その溶接現象を観察した。ステンレス鋼およびアルミニウム合金の場合の観察例をそれぞれ **Fig. 4.16** および **Fig. 4.17** に示す。ステンレス鋼を高速で溶接した場合、キーホールはかなり安定であり、その先端部から気泡がほとんど発生しなくなることが観察される。このことから、ステンレス鋼の高速溶接

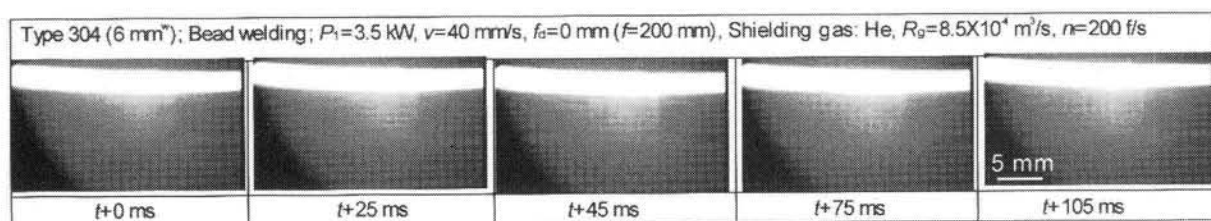


Fig. 4.16 Keyhole and porosity formation behavior during YAG laser welding of Type 304 at 40 mm/s.

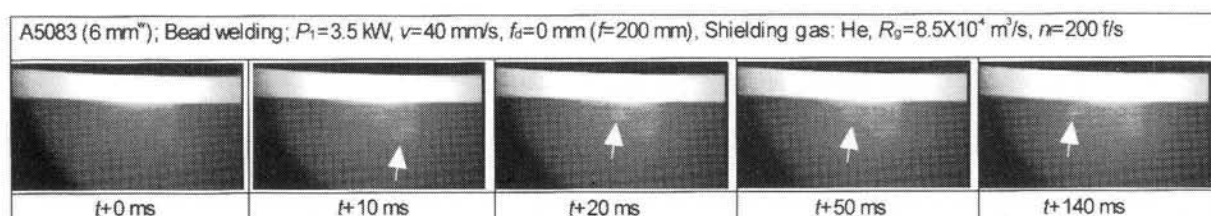


Fig. 4.17 Keyhole and porosity formation behavior during YAG laser welding of A5083 at 40 mm/s.

では、キーホール先端部で気泡が発生しにくくなるため、ポロシティが形成しないことが判明した。一方、アルミニウム合金の場合、気泡がキーホール先端部から多数発生している。この点は、10 mm/s の場合と同様であるが、生成する気泡は小型であり、生成した気泡のほとんどは溶融池表面から脱出せずにポロシティとして残留することが観察された。これは、凝固が高速に起こるため、気泡が脱出する前にトラップされるためと考えられる。

これらの結果より、高出力 CW YAG レーザ溶接時のポロシティは、低速度でアルミニウム合金の方が溶融池表面から気泡が脱出するため少なくなる場合があるが、通常、ステンレス鋼 SUS304 よりアルミニウム合金 A5083 の方が生成しやすいと判断される。特に、ステンレス鋼の場合、高速度溶接と N₂ ガス中の溶接では、気泡の発生がないため、ポロシティの生成しない溶接部が作製できることが確認された。

4.5 高出力 CW YAG レーザ溶接時の熔融池形状と湯流れの観察

前節で行ったキーホール挙動とポロシティ生成挙動の X 線透視観察実験からも明らかなように、通常、X 線透視観察法においては、液体金属と固体金属との界面や液体金属内の対流の様子などは、明瞭には観察できない。これは、液体金属と固体金属の密度差がほとんどなく、X 線の透過率に差が出ないためであり、X 線透視観察法の短所である。そこで、高出力 YAG レーザ溶接時の熔融池形状や融液の攪拌状況を観察するために、ステンレス鋼およびアルミニウム合金板に Pt および Sn ワイヤをそれぞれ埋めこんだ試料を準備した。

ステンレス鋼レーザ溶接時における Pt の攪拌状況を **Fig. 4.18** に示し、アルミニウム合金での Sn の攪拌状況を **Fig. 4.19** に示す。

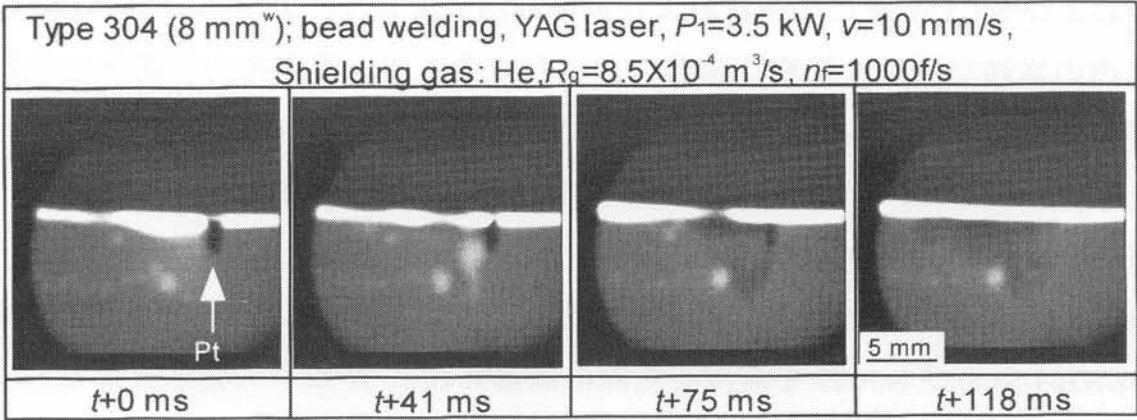


Fig. 4.18 Typical Pt diffusion in Type 304 molten pool during YAG laser welding.

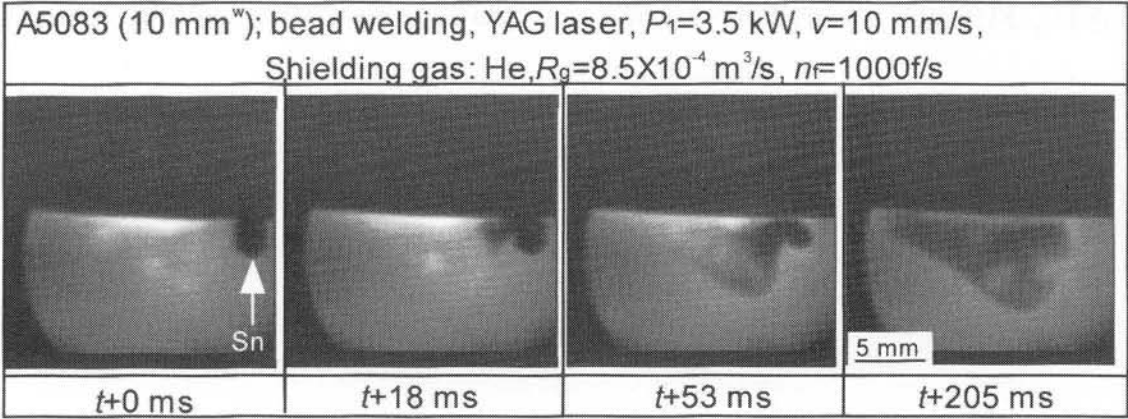


Fig. 4.19 Typical Sn diffusion in A5083 molten pool during YAG laser welding.

YAG レーザ溶接時には Pt および Sn は迅速に熔融池内を攪拌することが確認され、溶接時の熔融池形状が観察された。その形状は溶接方向に熔融池先端部が広い形であることが特徴的であるが、熔融池は高エネルギービーム溶接時に独特な深い溶込みという特徴も持っている。また、この実験より、攪拌には次の 2 方向があることが確認された。それらは、以下のようである。

1. 熔融池表面近傍を熔融池後方へ向かって攪拌し、熔融池後端に達すると熔融池底部に向かって潜り込もうとする流れ
2. 熔融池底部のキーホール先端部近傍から熔融池後壁沿いに熔融池中央部を表面に向かって攪拌し、熔融池表面近傍まで行くと熔融池内部へ向かって反転する流れ

Pt および Sn で熔融池の形状および熔融池内の大きな流れは確認できたが、熔融池内の詳細な流動の観察は困難であった。そこで、熔融池内の湯流れを詳細に観察するため、直径 0.2~0.5 mm の小さいタングステン粒子を埋めこんだ試料をレーザ溶接した。その溶接時の W 粒子の移動軌跡を観察してトレースし、流動方向や流速などを求めた。

Fig. 4.20 に W 粒子の動きを観察した写真例を示し、**Fig. 4.21** および **Fig. 4.22** に SUS304 および A5083 を溶接した際に確認された W 粒子の動きをまとめて示す。SUS304 および A5083 の両方とも、キーホール先端部から熔融池後壁にそって W 粒子が上昇し、熔融池内を大きく何周も旋回する流れが確認された。この時の最大流速はキーホール先端部から熔融池後壁に沿って上へ駆け上がる時に観測され、SUS304 では約 0.4~1.2 m/s、A5083 では約 0.4~0.5 m/s と非常に高速であった。

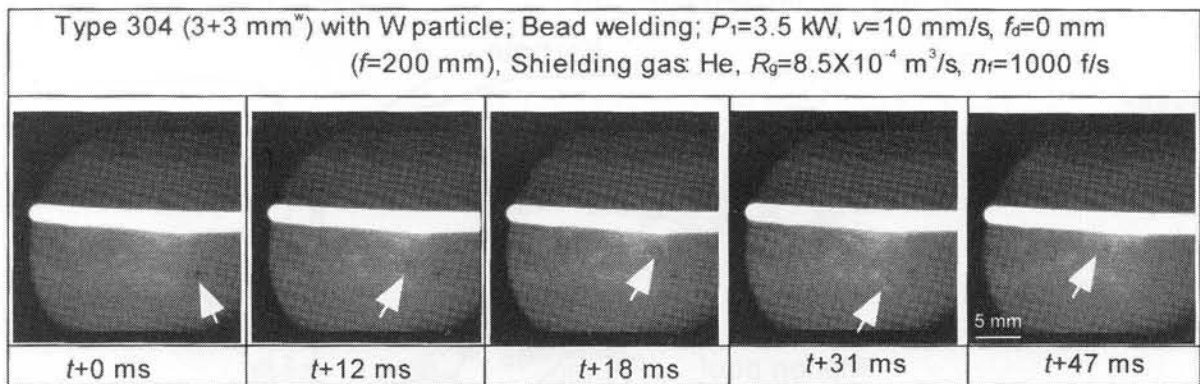


Fig. 4.20 Typical observation result of tungsten particle behavior during YAG laser welding.

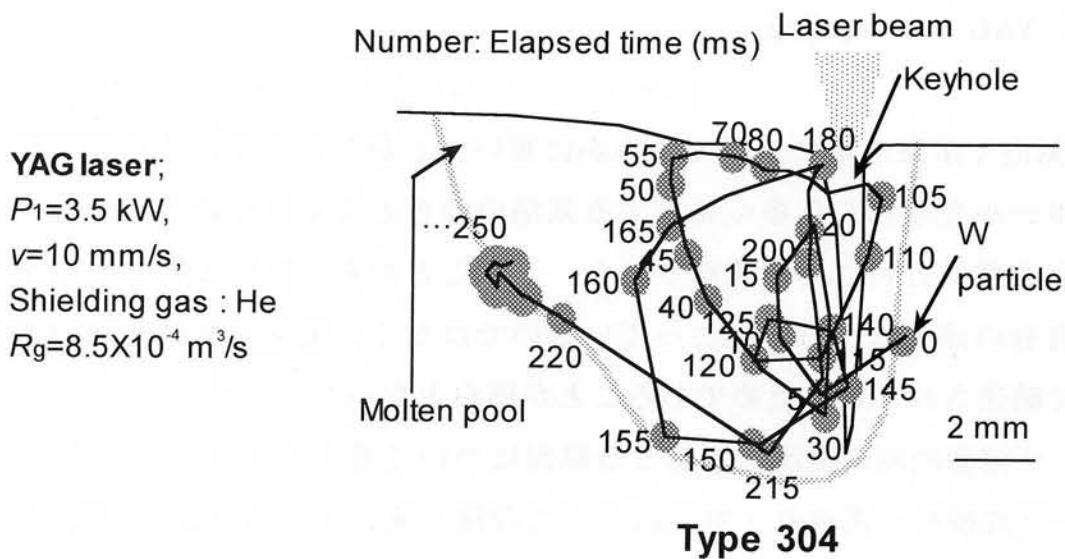


Fig. 4.21 Typical molten flow in Type 304 weld pool during 3.5 kW CW YAG laser welding.

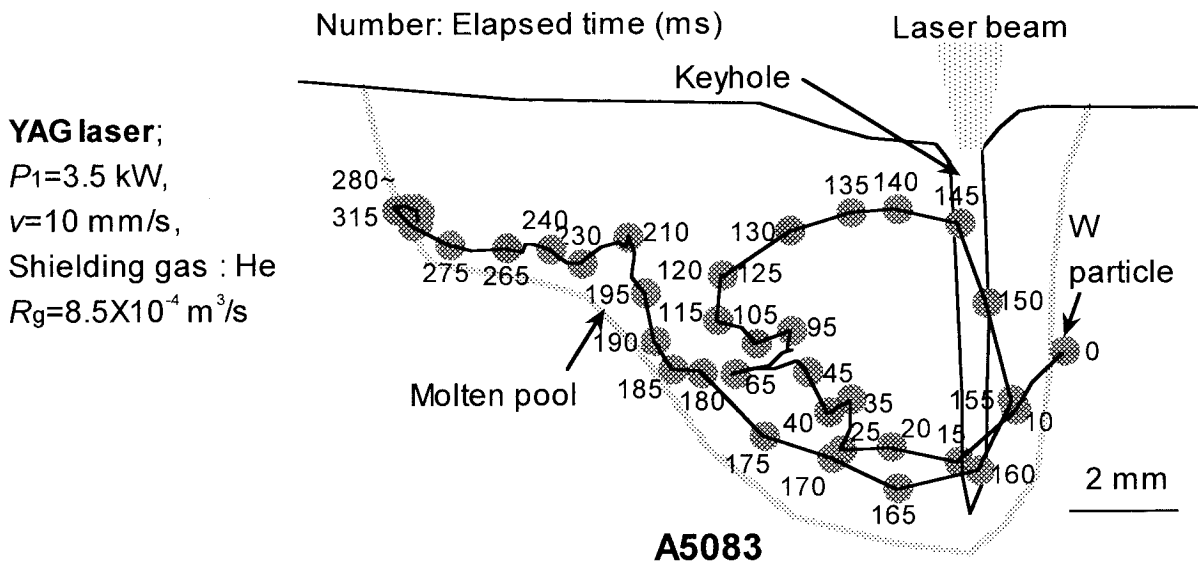


Fig. 4.22 Typical molten flow in A5083 weld pool during 3.5 kW CW YAG laser welding.

W 粒子は気泡や溶融金属に比べてはるかに重いにもかかわらず、その巡回軌跡は、キーホール先端部から多く発生する気泡の動きとよく似ており、気泡の移動速度とも非常に近いことが確認された。このことから、気泡の溶融池内の移動は気泡自身の浮力によって起こっているのではなく、気泡が溶融池内の湯流れによって輸送されているためであることが明白となった。

次に、レーザ溶融池内の湯流れが起こる原因について考えてみる。

まず、アーク溶接時の湯流れ・対流については種々検討されている⁵⁰⁻⁵³⁾。それらによると、湯流れ・対流駆動力として電磁力、表面張力、プラズマ気流（気的摩擦力）および重力（浮力）が考えられ、通常、電磁力と表面張力の影響が大きいことが報告されている。しかし、主要な駆動力が何であるかについては、盛んに議論されてきているが、不明である。最近、レーザ高速溶接時の溶融池内には温度差に起因して電流が流れていることが報告されている⁵⁴⁾。しかし、レーザ溶接時にはアーク溶接時のように電流を流さないので大きな電磁力による対流は存在しないと考えられる。また、レーザ溶接時の表面張力による湯流れについて計算した結果によると、融液は、表面張力の温度勾配が負の場合表面近傍においてキーホール口から後方周囲へ流れ、正の場合、逆にキーホー

ル口に吸い込まれるように流れることが示され、熔融部の周囲や底部での流速は遅いことが報告されている⁵⁵⁾。このような結果は、今回のレーザ溶接において熔融部底部で観測された速い湯流れとは一致しない。このことから、レーザ溶接時には表面張力による対流はあまり顕著ではないものと考えられる。

ところで、レーザ切断時の湯流れについて、上部後方から観察した結果によると、融液はキーホール前壁を上部から下方へ流れて、切断が進行することが報告されている⁵⁶⁾。なお、この場合は、ガス圧が高く、流速が速いため、この湯流れがそのままレーザ溶接時に適用できるかどうかについては不明である。また、電子ビーム溶接時のキーホールと電子ビームとの相互作用についてX線の発生状況をストリーク観察した結果によると、相互作用の強い位置がキーホール上部から底部へ変化する様子が示されている⁵⁷⁾。さらに、レーザ溶接時のキーホール前壁とレーザとの相互作用をモデル化した計算結果によると、キーホール前壁にハンプがあり、これがある程度以上に溶接速度が速い場合にレーザとの相互作用によって下方へ移動する挙動があることが報告されている⁵⁸⁾。以上、従来の結果によれば、不安定なキーホール挙動の原因と湯流れは、**Fig. 4.23** に示すように、キーホール前壁とレーザとの相互作用によって起こる蒸発現象によると考えられる。しかし、これだけでは、キーホール後方での最も速い湯流れや底部から発生するポロシティの生成については説明できないようである。

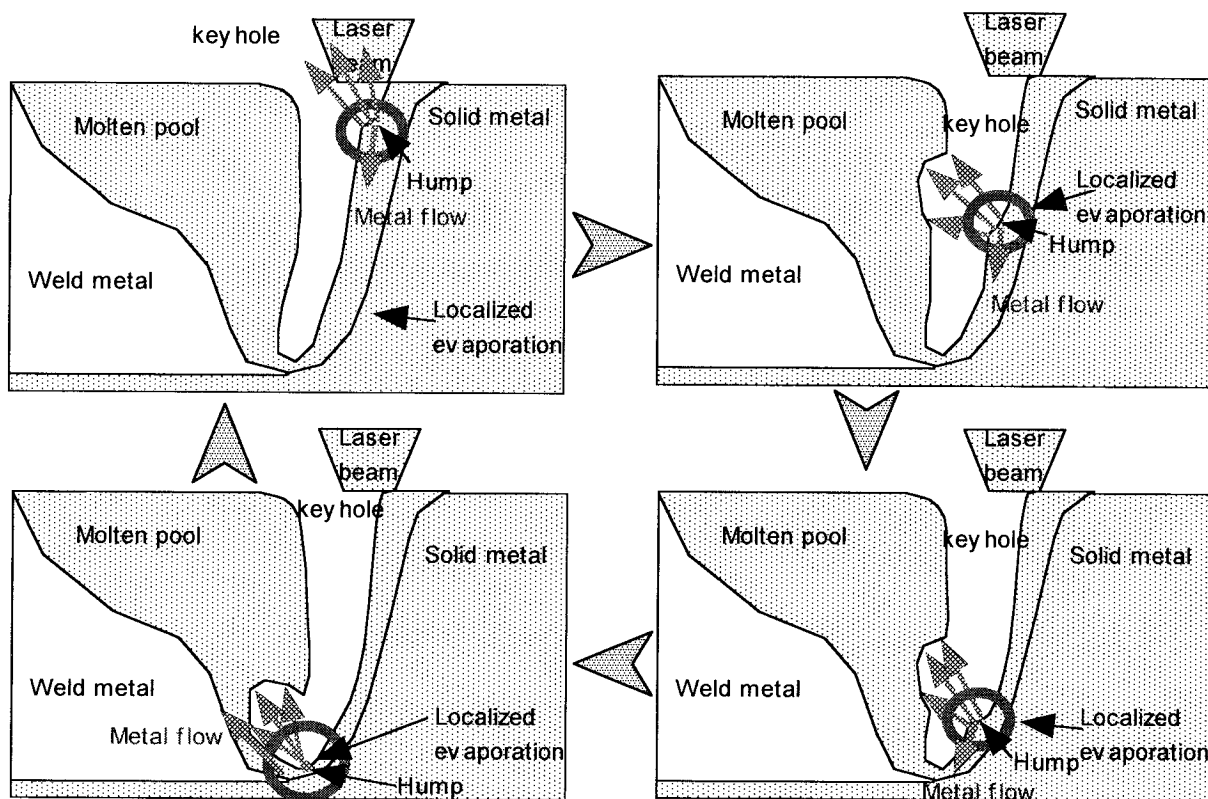


Fig. 4.23 Schematic illustration of interaction between laser beam and keyhole causing keyhole instability and liquid down flow at keyhole front.

そこで、凹凸の試験片をYAGレーザ溶接し、その時のプラズマ・プルームを高速度観察した。Type 304での結果の一例を **Fig. 4.24** に示す。(a)では、焦点位置から約 15 mm 下方の位置でも大きなプルームが発生していることから、溶込み深さが 5 mm 程度のキーホール底部では強力な蒸発が起こり、プルームが発生するものと考えられる。また、(b)に示す垂直断面の場合、レーザが照射され、溶融が起こり、融液面にほぼ垂直にプラズマ／プルームが発生すると共に、融液を下方へ押し下げる様子が観察される。

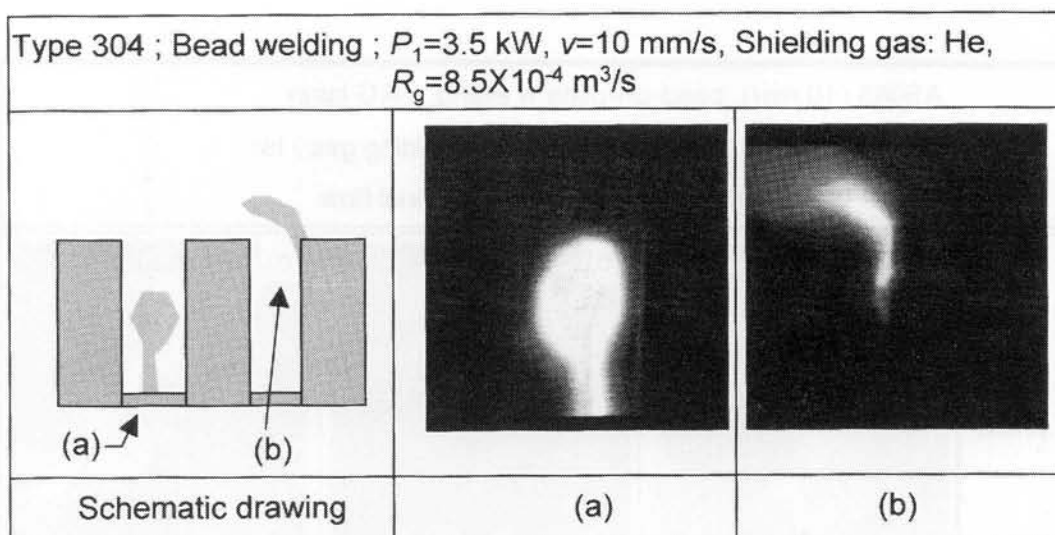


Fig. 4.24 Schematic representation of laser-induced plume on special specimen and examples of plume observed during high power YAG laser welding.

以上の結果より、キーホールの不安定な挙動とその前壁での下方への湯流れは、レーザ照射による蒸発がキーホール前壁で均一に起こっていないためであり、特に、キーホールが崩れて塞がるようになると、レーザとの相互作用がより大きくなり、湯流れは加速されることが推察される。また、キーホール先端部を起点とする溶融池内を大きく旋回する流れは、キーホール先端部での激しい蒸発がキーホール底部を押し出す時の反力（反跳力）とその蒸発物質（プラズマ／プルーム）がキーホールの底部後方の溶融池を押し出す圧力によって生じているものと考えられる。この結果として、気泡が発生することが推察される。

4.6 ポロシティ内面の元素分析と内部のガス分析

ポロシティ内部の情報を得るため、強制破断面の SEM 観察を行い、EDX 法により、ポロシティ壁面の元素分析を行った。

アルミニウム合金 YAG レーザ溶接部のポロシティの破断面 SEM 観察写真と EDX 分析結果を **Fig. 4.25** に示す。

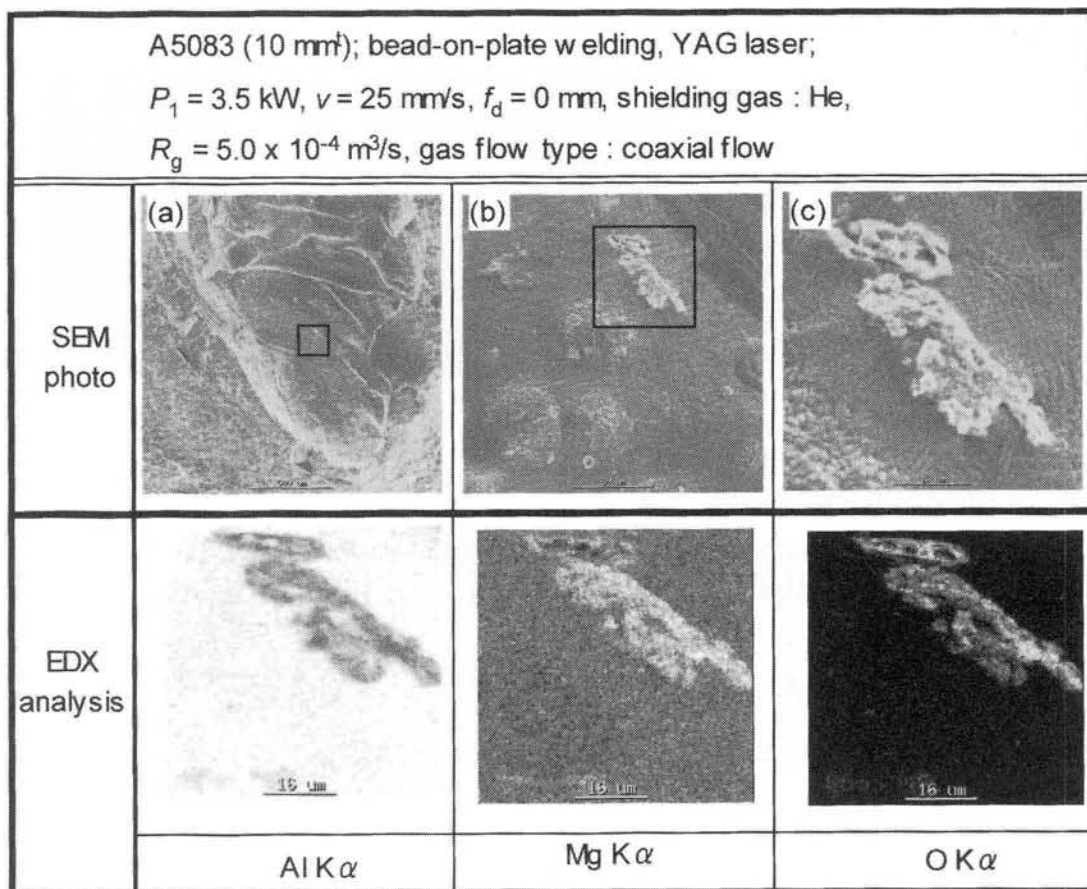


Fig. 4.25 SEM photos and EDX analysis results of porosity surface of A5083 laser weld, showing formation of oxide enriched with Mg.

A5083 レーザ溶接部のポロシティ内壁には白い膜状の物質が確認され、これを EDX で分析したところ、Mg と O を多く含んだ酸化物であることがわかる。この結果より、ポロシティ内にはキーホール先端部の蒸発によって発生した金属蒸気が多く含まれており、その金属蒸気が気泡内部または壁面で酸素と反応してこのような酸化物を作ったものと考えられる。

次に、A5083 のレーザ溶接ビードを含む試料を分析装置内にセットし、高真空中でポロシティを目指してドリルで穴をあけ、ポロシティから出てきたガス成分を質量分析した。その結果を **Table 4.1** に示す。ポロシティの内部は He シールドガスが大部分であり、窒素および水素が若干含まれていることが明らかになった。

Table 4.1 Q-mass analysis result of gases inside pore formed in high-power CW YAG laser-welded A5083 alloy in He shielding gas.

Element [vol.%]		
H ₂	He	N ₂
0.57	99.25	0.17

この結果より、ポロシティ内にはシールドガスも巻き込まれていることが判明した。また、窒素については、大気成分の巻き込みであり、水素については主に材料内でからの拡散水素であろうと考えられる。

4.7 YAG レーザ溶接時におけるポロシティの生成挙動

4.3～4.6 節までの観察および分析結果より、ポロシティの生成機構が推定できる。それを模式図的に示すと **Fig. 4.26** および **Fig. 4.27** のようになる。

キーホールは非常に不安定に膨張・収縮を繰り返し、その先端部では多数の気泡が生成していることが明らかになった。この気泡の生成は、キーホール先端部での激しい蒸発によってキーホール後壁部が押し出され、気泡として溶融池内へ気泡を放出していると考えられる。溶融池内に生成した気泡は、多くの金属蒸気と少しのシールドガスを含んだまま溶融池内に生じている湯流れによって輸送され、溶融池内を対流する。そして、流動の途上で凝固壁にトラップされた気泡はポロシティとして残留し、金属蒸気はポロシティ内壁で金属酸化物になり、気体成分のみがポロシティ内部に残留する。一方、溶融池表面まで流れた気泡は、溶融池表面から外部へ放出されて消滅する場合があることが明らかになった。この結果として、A5083 の低速度溶接では、気泡が表面から放出されやすいためポロシティの生成量は少なくなることがわかった。このように

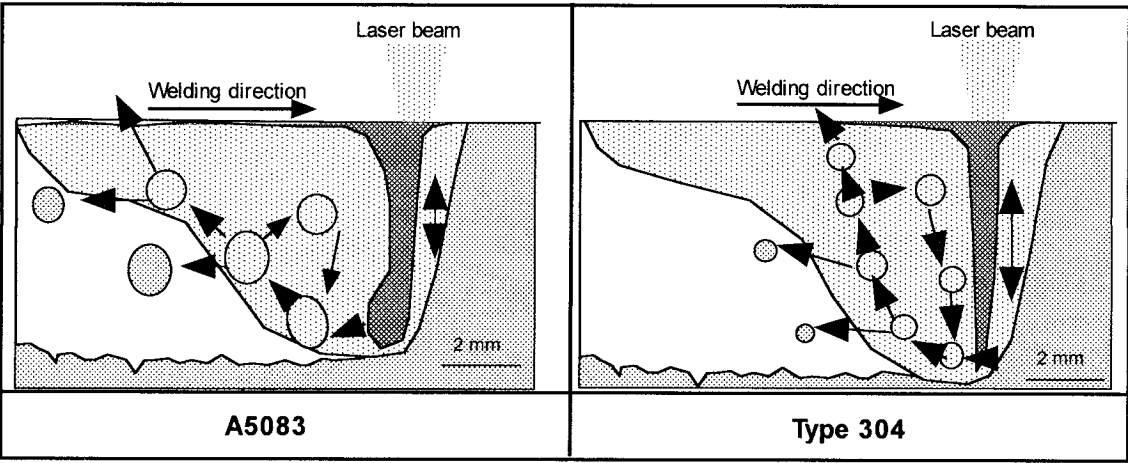


Fig. 4.26 Schematic drawing of porosity formation mechanisms during CW YAG laser welding of Type 304 and A5083.

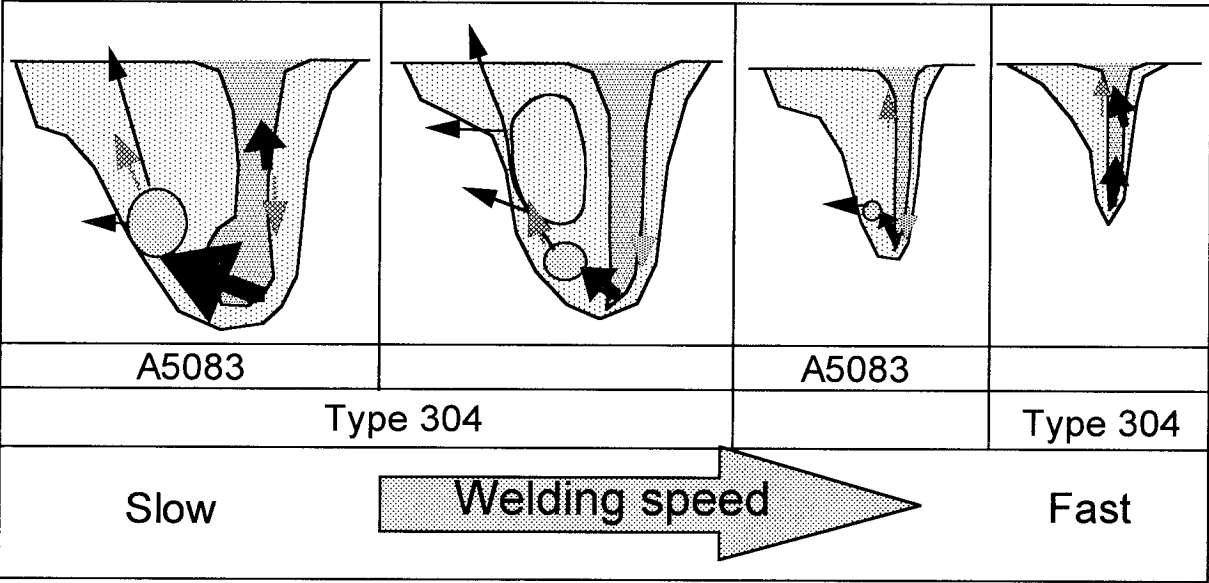


Fig. 4.27 Schematic illustration of porosity formation mechanisms during CW YAG laser welding at low to high speeds.

気泡が対流している時間や外部へ放出される気泡数は、溶接速度が速いほど少なくなることが確認された。また、シールドガスによるポロシティ生成機構に及ぼす効果は、ステンレス鋼を窒素ガスでシールドした場合のみ確認され、気泡の発生が抑制されていた。しかし、それ以外の場合は、ポロシティ抑制の効果はほとんどなく、キーホール先端部で生成した気泡がトラップされてポロシ

ティとして残留していた。

溶融池内の湯流れを観察した結果によると、キーホール先端部から溶融池後壁沿いに上昇する流れが最も速いことから、溶融池内の対流は、キーホール先端部の激しい蒸発によって起こっていると考えられる。特に、アルミニウム合金の低速度溶接では、表面張力が小さいため、キーホールが崩れやすく、大きな気泡が発生したことが推察される。一方、ステンレス鋼の高速溶接では、キーホール前壁での蒸発がキーホール口の方へ抜けやすく、シールドガスの侵入も防止されるため、気泡の発生が抑制されたことが考えられる。

4.8 結言

CW 高パワーYAG レーザ溶接時のキーホール挙動やポロシティの生成機構に関連して、得られた主な結論は以下のとおりである。

- 1) 溶込み深さは、レーザの出力が高くなるほど、深くなるが、特に、ある値を境に熱伝導型から深溶込み型の溶接部に変化し、急激に深くなった。
- 2) 溶込み深さは、溶接速度を増加すると浅くなった。
- 3) 溶込み深さは、シールドガスの種類によって顕著に変わらず、ほぼ同程度であった。
- 4) 深溶込み溶接時にポロシティが多く生成していることが確認された。
- 5) ポロシティは、アルミニウム合金の場合シールドガスによって抑制できなかったが、ステンレス鋼では窒素ガスの場合に抑制された。
- 6) ステンレス鋼、アルミニウム合金とも、溶接速度が速くなるに従って、ポロシティが小型化することも確認された。
- 7) 各種シールドガス中での A5083 の溶接時には、キーホールは激しく膨張・収縮し、その深さや太さが大きく変化した。He および Ar 不活性シールドガス中におけるステンレス鋼およびアルミニウム合金のレーザ溶接時には、キーホール先端部から多くの気泡が発生し、その気泡が溶融金属部内を広範囲に移動することが確認された。
- 8) ステンレス鋼およびアルミニウム合金とも、溶融池内に生成した気泡は、凝固壁にトラップされた場合にポロシティとして残留し、トラップされない場

合はそのまま流動を続けたり、溶融池表面から外部へ脱出して消滅するときがあることも観察された。

- 9) 窒素ガスでシールドした場合、アルミニウム合金は He や Ar の場合と同様にポロシティを多く生成したが、ステンレス鋼では、キーホールは安定であり、その先端部から気泡が発生しないためポロシティが少ないことが確認された。
- 10) アルミニウム合金の場合、いずれの溶接速度でも、気泡はキーホール先端部から生成するが、溶接速度が増加するほど、そのサイズは小型になった。また、生成した気泡のほとんどはポロシティとして残留することが観察された。これは、凝固が高速に進むため、気泡が脱出する前にトラップするためと考えられる。
- 11) ステンレス鋼を高速で溶接した場合、キーホールは安定で、その先端部から気泡がほとんど発生しないことが確認された。このことより、ステンレス鋼の高速溶接では、キーホール先端部で気泡が発生しにくくなったため、ポロシティが形成しないということが判明した。
- 12) 溶融池形状は、高エネルギービーム溶接時に独特な、溶融池表面部は広く、溶融池底部が狭くなっているが、溶融池先端部が溶接方向に広い形を持っていることも明らかになった。
- 13) 溶融池内の攪拌の方向には大きく分けて次の 2 つが確認された。
 - ・ 溶融池表面近傍を溶融池後方へ向かって攪拌し、溶融池後端に達すると溶融池後壁沿いに溶融池底部に向かって潜り込もうとする流れ
 - ・ 溶融池低部のキーホール先端部近傍から溶融池後壁沿いに溶融池表面に向かって攪拌し、溶融池表面近傍まで行くと溶融池内部へ向かって反転する流れ
- 14) 溶融池内には、A5083 および SUS304 の両方ともキーホール先端部から溶融池後壁に沿って W 粒子が上昇し、溶融池内を大きく何周も旋回する流れがあることが確認された。この最大流速はキーホール先端部から溶融池後壁に沿って上昇する時に観測され、A5083 の場合は約 0.4~0.5 m/s、SUS304 では約 0.4~1.2 m/s と非常に高速であった。

- 15) W 粒子は、気泡や溶融金属に比べてはるかに重いにもかかわらず、その旋回軌跡はキーホール先端部から発生する気泡の動きとよく似ており、気泡の移動速度とも非常に近いことが確認された。この結果より、気泡の溶融池内の移動は気泡自身の浮力によるものではなく、溶融池内の湯流れによって輸送されていることが明白となった。
- 16) キーホール先端部を起点とする溶融池内を大きく旋回する流れは、キーホール先端部での激しい蒸発がキーホール底部を押し出す時の反力（反跳力）とその蒸発物質がキーホールの底部後方の溶融池を押し出す圧力によって生じているものと考えられる。
- 17) A5083 レーザ溶接金属部のポロシティ内壁には白い膜状の物質が確認され、これは Mg と O を多く含んだ酸化物であることから、ポロシティ内には金属蒸気が含まれていることが推察された。
- 18) ポロシティ内にはシールドガスが巻き込まれていることが確認された。また、その他のガス成分である窒素については、大気からの巻き込みであり、水素については材料内からの拡散水素であろうと考えられる。
- 19) 本観察実験より、高出力 YAG レーザ溶接時におけるポロシティの生成機構についてキーホール挙動や溶融池の湯流れとの関連性から解明した。

第5章 大出力CO₂レーザ溶接時におけるキーホール挙動と ポロシティ生成状況のX線透視リアルタイム観察

5.1 緒言

前章では、高出力 CW YAG レーザ溶接時のポロシティ生成挙動ならびにキーホール挙動について明らかにした。本章では、さらに高出力化が進んでいる CO₂ レーザを用いて、その溶接時のキーホール挙動、気泡およびポロシティの生成状況、溶融池内の湯流れなどについて X 線透視法によって観察を行い、特に、大出力レーザ溶接時のポロシティの生成機構について、キーホール挙動や湯流れなどとの関連性から検討する。

5.2 実験方法

本章でも、ポロシティ生成挙動の観察については、前章と同一のマイクロフォーカス X 線透視映像システムを用いた。なお、本章で用いる 50 kW 級の CO₂ レーザのヘッドは極めて大型であり、X 線透視映像装置内への完全収納が困難であったため、レーザヘッドを挿入した周りを鉛カーテンで覆い、X 線照射中には装置の周りを立入禁止にして、実験者の X 線被爆を回避して実験した。

5.3 大出力 CO₂ レーザ溶接時の特徴と問題点

大出力 CO₂ レーザ溶接における溶込み特性やポロシティの生成に及ぼすパワーおよびシールドガスの影響などを調べるために、様々な溶接条件下でビード・オン・プレート溶接を行い、大出力レーザ溶接時の特徴や問題点について検討した。

アルミニウム合金 A5083 を He ガス中においてレーザ出力 10～40 kW で溶接して得られた溶接部の断面写真を **Fig. 5.1** に示す。レーザ出力が高くなるほど溶込み深さが増していることが確認される。また、ポロシティは、溶接金属部の先端部近傍から少し上に移動した辺りや中央部に多く確認され、また、溶接金属部の

上部でも観察されたがその数はあまり多くなかった。このことより、アルミニウム合金のポロシティは溶接金属部底部から中央部にかけて多く形成する傾向があることが明らかになった。

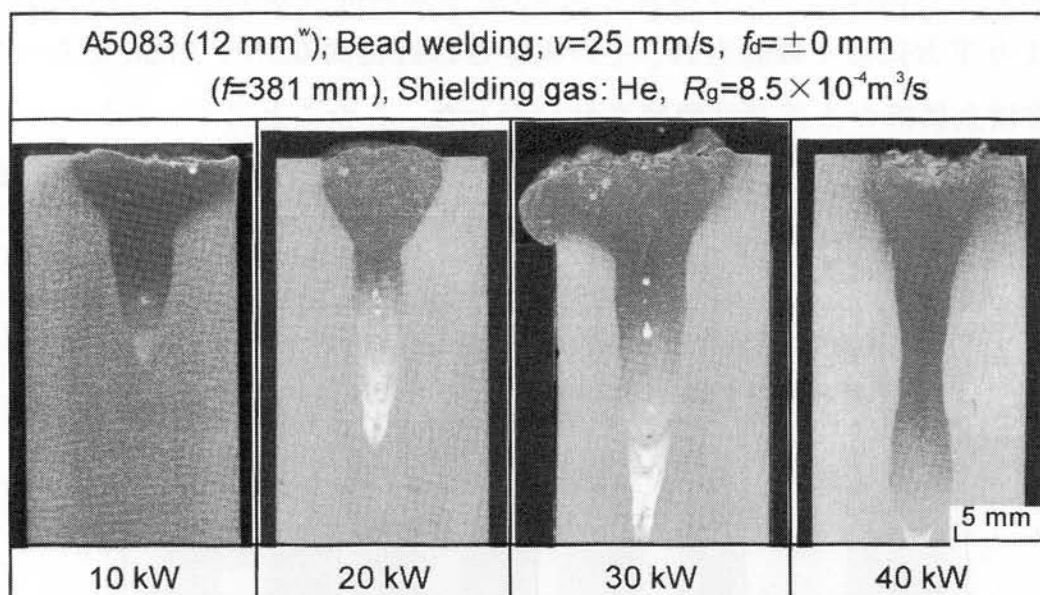


Fig. 5.1 Cross-sectional photos of CO₂ laser weld beads in A5083 alloy produced at laser powers of 10, 20, 30 and 40 kW, showing effect of laser power on penetration.

溶込み深さに及ぼすレーザパワーの影響を **Fig. 5.2** に示す。溶込み深さはレーザパワーにほぼ比例して増加していることがわかる。

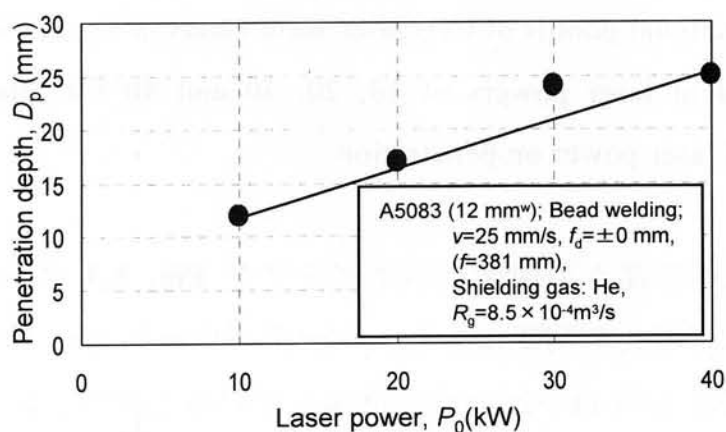


Fig. 5.2 Effect of laser power on penetration depth of A5083 laser weld bead.

同様な観察をステンレス鋼においても行った。ステンレス鋼を種々のレーザ出力で溶接した際の溶込みを示す写真を **Fig. 5.3** に示す。ステンレス鋼の場合も、溶込み深さはレーザ出力の増加に伴って増加している。また、各断面で観察されるポロシティの位置について注目すると、溶接金属部の先端部から数 mm 上方で中央部より下方に多く確認され、その大きさは直径約 0.5~1.3 mm であった。しかし、溶接金属部の上部では観察されなかった。このことより、ステンレス鋼の場合のポロシティは溶接金属部底部より若干上方という特定の場所で観察されることが明らかになった。

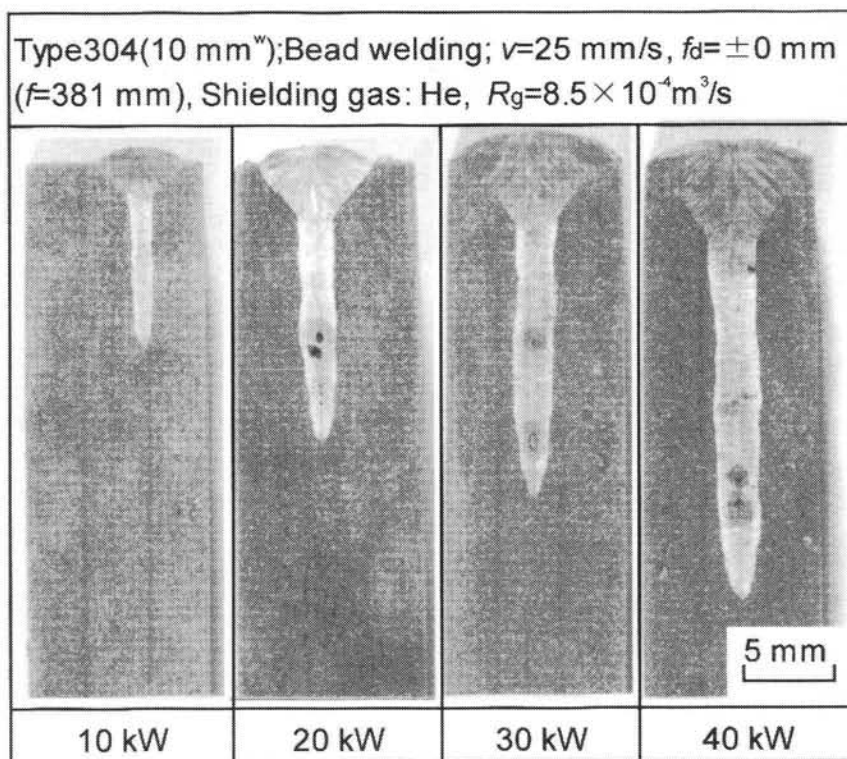


Fig. 5.3 Cross-sectional photos of CO₂ laser weld beads in Type 304 steel produced at laser powers of 10, 20, 30 and 40 kW, showing effect of laser power on penetration.

レーザパワーと溶込み深さの関係を示すグラフを **Fig. 5.4** に示す。レーザパワーと溶込み深さはほぼ比例関係にあり、レーザパワーが 10~40 kW に増加するにつれて溶込み深さも約 11~25 mm に増加していることがわかる。

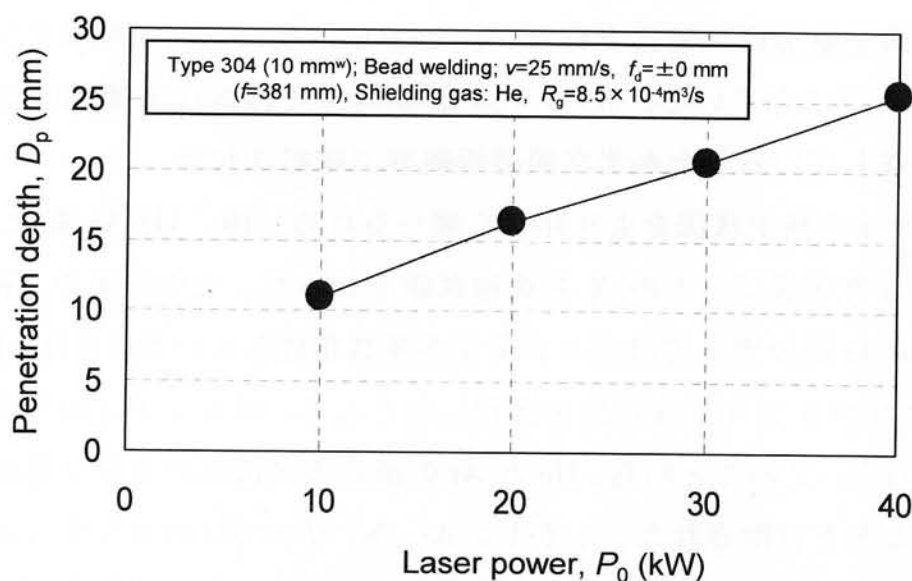


Fig. 5.4 Effect of laser power on penetration depth of Type 304 laser weld bead.

次に、溶接部形状と溶込み深さに及ぼすシールドガスの影響を調べるため、He、He-Ar 混合ガス、N₂ および Ar シールドガス中において CO₂ レーザ溶接を行った。各種シールドガスで溶接した A5083 の溶込み形状を示す写真を **Fig. 5.5** に示す。He ガスが最も深く溶け込んでおり、He-Ar 混合では Ar の割合が大きく

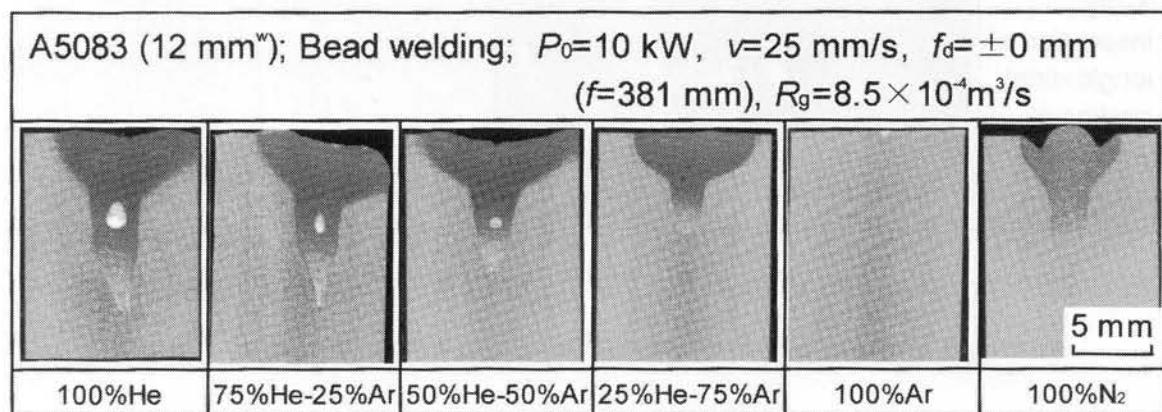


Fig. 5.5 Cross sections of CO₂ laser weld beads of A5083 alloy produced in He, He-Ar mixed, Ar and N₂ gas, showing effect of gas kind on penetration.

なるほど溶込み深さが浅くなっている。また、He も He-Ar も溶接金属部内にポロシティが確認される。一方、100% Ar ガスの場合約 1 mm しか溶けていないこ

とがわかる。また、N₂ ガスの場合、溶込み深さは 50%He-50%Ar と同等であるが、ポロシティが溶接金属部内に確認されない。しかし、ビードの両肩にアンダーフィル状のくぼみができている。N₂ シールドガス中では溶接金属部全域にわたって AlN が存在していることが光学顕微鏡観察で確認された。

次に、ポロシティの発生状況をより詳しく調べるため、He、He-Ar 混合、Ar、N₂ ガス中で得られた溶接ビードの X 線透過試験を行った。その結果を Fig. 5.6 に示す。He と He-Ar 混合ガスではポロシティが多数生成していた。また、He-Ar 混合ガスと He のポロシティ生成状況を比較したところ、ポロシティの生成量に大きな差がなかった。このことから、He と Ar の混合ガスはポロシティ低減に大きな効果がないことと判断された。しかし、Ar、N₂ ガスではポロシティが観察されなかった。Ar の場合は、熱伝導型の浅い溶込みであったので他のビードと比較するのは適切でない。一方、N₂ ガスの場合は深溶込み溶接になっているにもかかわらずポロシティが生成していない。この N₂ ガスによるポロシティ低減のメカニズムについては第 6 章で詳しく検討する。

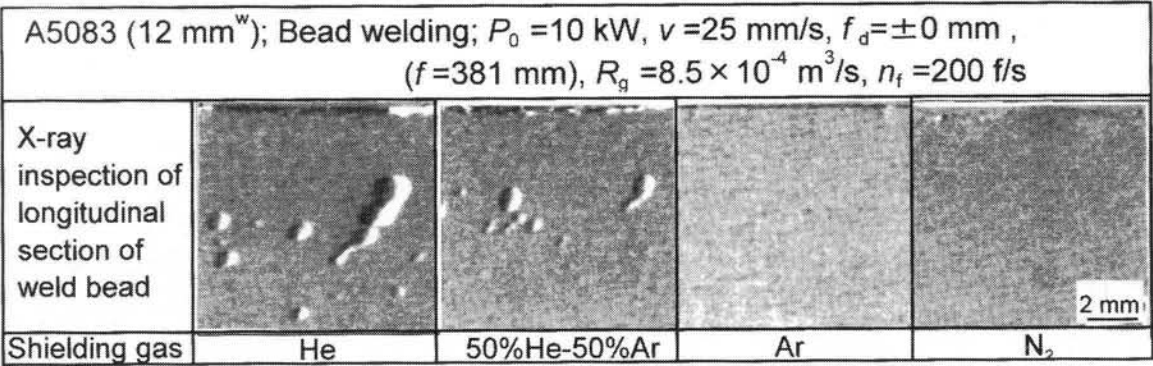


Fig. 5.6 X-ray inspection photos of A5083 laser weld beads, showing effect of gas kind on porosity formation.

同様に、ポロシティ生成に及ぼすシールドガスの影響についてステンレス鋼でも検討した。ガス種を変化させた場合の溶込み形状を Fig. 5.7 に示す。He ガスが 16 mm と最も深く溶けており、He-Ar 混合の Ar の量が増えるに従って、溶込み深さが浅くなっている。そして、Ar ガスではほとんど溶けていない。この理由としては、Ar の量が増えるに従ってレーザ溶接中に大きくて強力な Ar プラズ

マが発生し、逆制動放射によりレーザパワーを吸収してレーザエネルギーが十分に試料に達しなくなるため、または屈折によりレーザパワー密度の低下を引き起こしているためと考えられる。一方、N₂ シールドガスでの溶込み深さは He よりも浅いが、深溶込み溶接部であることが確認される。

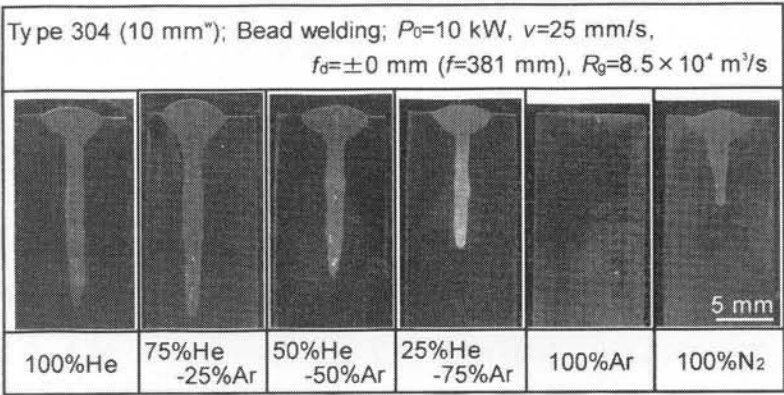


Fig. 5.7 Cross sections of CO₂ laser weld beads in Type 304 steel produced in He, He-Ar mixed, Ar and N₂ gas.

続いて、ステンレス鋼におけるポロシティの生成状況を調べるため、He、He-Ar 混合、Ar および N₂ ガスでの溶接ビードの X 線透過検査を行った。その結果を **Fig. 5.8** に示す。ステンレス鋼の場合も、He と He-Ar 混合ガスではポロシティが

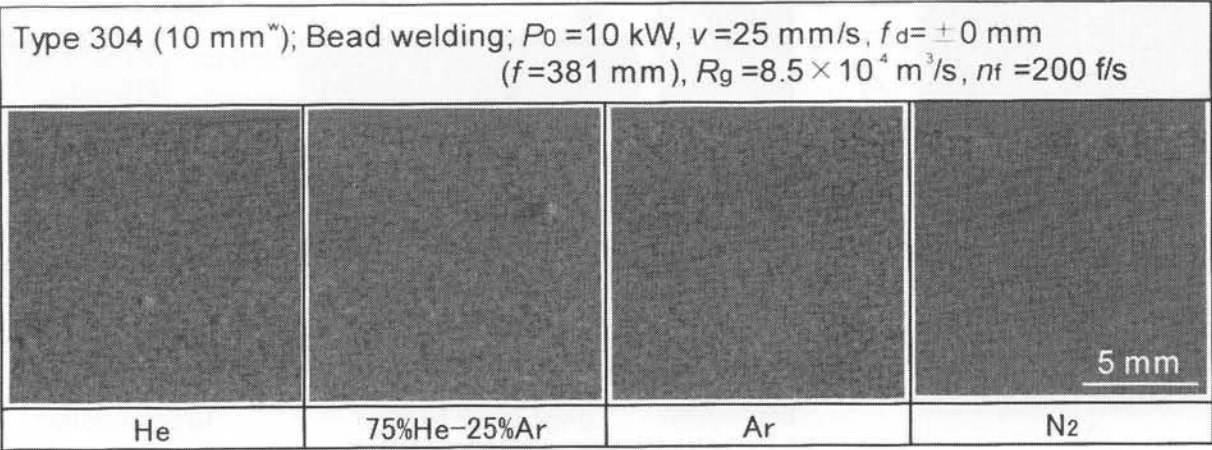


Fig. 5.8 X-ray inspection photos of Type 304 laser weld beads, showing effect of gas kind on porosity formation.

多数生成していることが確認される。また、He-Ar 混合ガスと He のポロシティ生成状況を比較したところ、ポロシティの数に大差がなかったことから、He と Ar 混合は、ポロシティ低減にあまり効果がないと判断された。一方、Ar および N₂ ガスではポロシティが観察されなかった。Ar の場合は、熱伝導型の浅い溶込みであったためであろう。しかし、N₂ ガスの場合は深溶込み溶接部が得られているのにポロシティが生成していない。この窒素ガスによるポロシティ低減のメカニズムについては後の節および章で詳しく取り上げる。

大出力 CO₂ レーザ溶接部断面を調査した結果、ポロシティの形成位置に特徴があり、その形状が生成位置によって異なっていることが確認された。アルミニウム合金の場合の例を **Fig. 5.9** に示す。溶接金属部底部には、針状のルートポロシティが確認される。このルートポロシティは、キーホールがある瞬間に深く侵入するが、次の瞬間にビームが何らかの妨害を受けてその深さまで侵入できなくなり、深く進出したときの穴が収縮する前に融液がかぶさって蓋をしたまま凝固したために残ったものであると推察される。これは、スポット溶接時にキーホール底部で観察されたポロシティの生成状況と類似である。一方、溶接金属部のほぼ

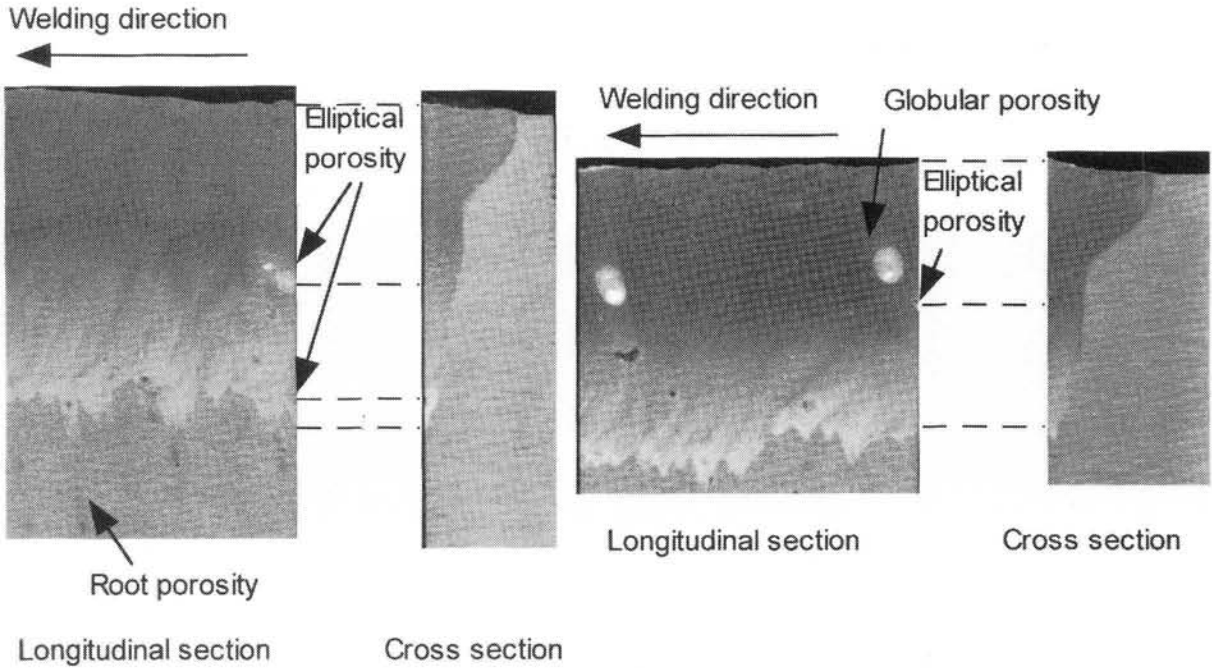


Fig. 5.9 Typical longitudinal and cross-sectional photos of CO₂ laser weld bead, showing formation positions of root, elliptical and globular porosity.

中央部には楕円形の比較的大型のポロシティが観察され、さらに溶接金属部の比較的上部には円形のポロシティが確認される。このように、場所によってポロシティの形状に差違があることがわかった。なお、楕円形および球形ポロシティの生成挙動については、後の節で取り上げる。

また、ステンレス鋼のポロシティ生成位置を調べるために、溶接ビードの縦断面を観察した。その写真を **Fig. 5.10** に示す。ステンレス鋼の場合、ポロシティは溶接金属部底部近傍に多く、上部には観察されない。また、形状も球形のものしか観察されないことが確認される。このように底部に多く生成するポロシティの生成機構については、後の節で詳しく取り上げる。

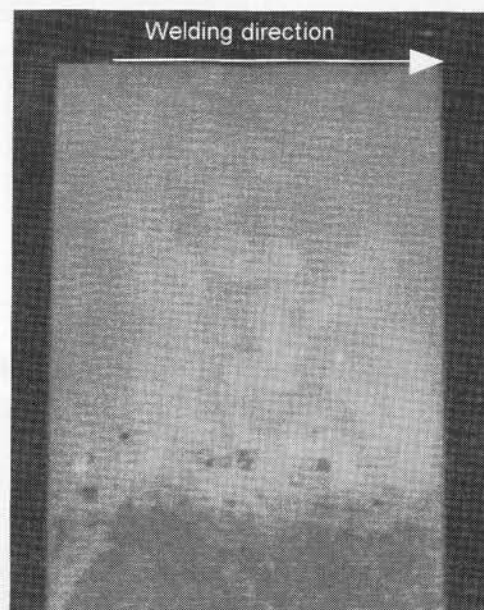


Fig. 5.10 Longitudinal section of Type 304 laser weld bead, showing formation location of porosity.

5.4 キーホール挙動とポロシティ生成挙動

大出力 CO₂ レーザ溶接時のキーホール挙動とポロシティの生成挙動を明らかにするため、X線透視装置を用いて、各種シールドガスや種々のレーザパワーでの溶接現象をリアルタイム観察した。

アルミニウム合金を大出力 CO₂ レーザで溶接した時のキーホール挙動およびポロシティ生成挙動のリアルタイム観察写真をその瞬間の模式図と併記して **Fig. 5.11** に示す。アルミニウム合金の場合、キーホールは激しく膨張・収縮をして

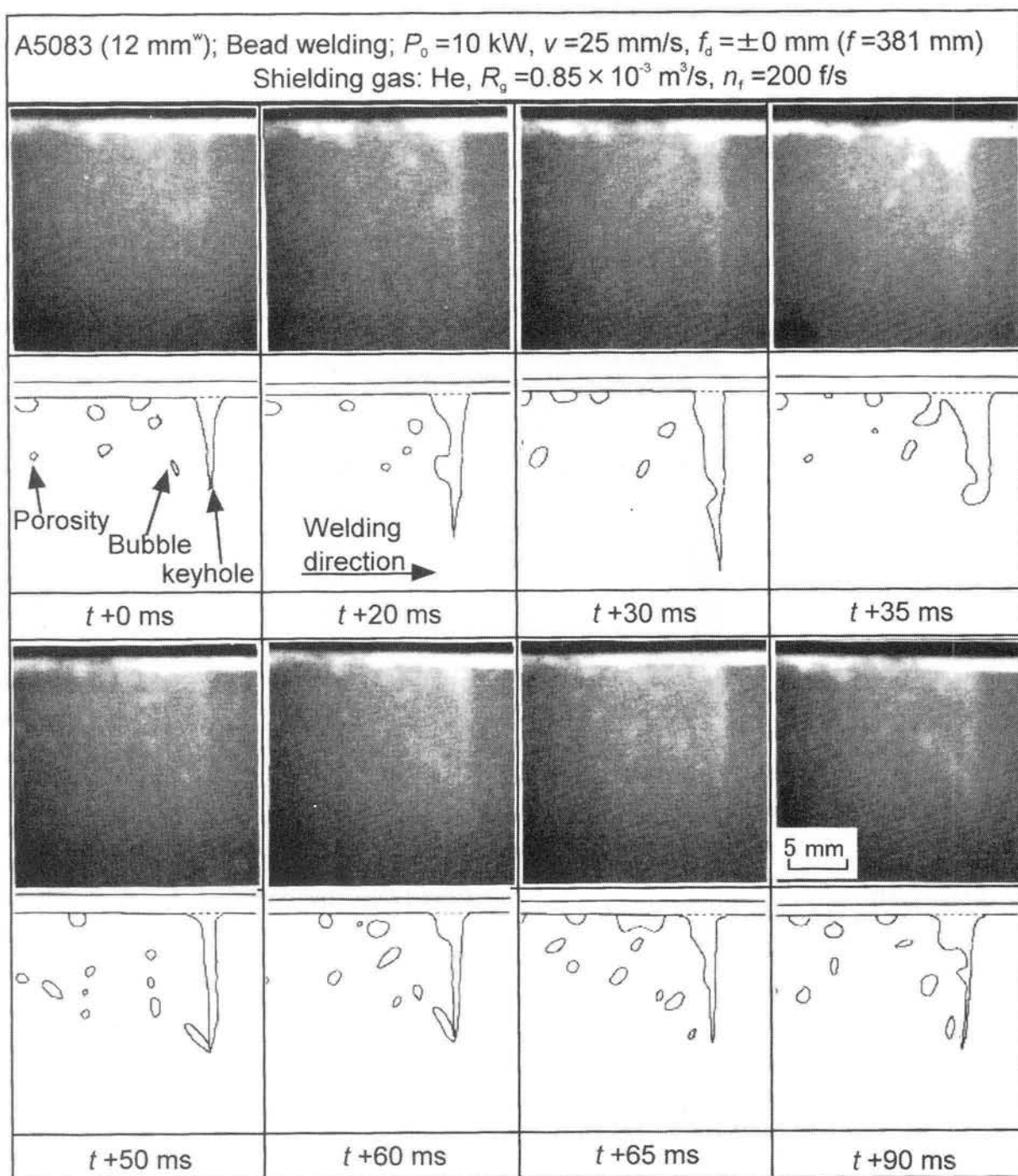


Fig. 5.11 X-ray transmission image and schematic representation of keyhole and bubbles or porosity during CO₂ laser bead welding of A5083 at 10 kW in He shielding gas.

おり、キーホールの深さや太さが激しく変動している。また、キーホールに注目して観察すると、キーホール先端部が溶接方向に対してやや後方に曲がっており、このキーホール先端部前壁では、非常に激しい蒸発が起きているものと思われる。そして、激しいキーホール先端部前壁での蒸発によってキーホール先端部後壁を押し出し、ここから気泡を数多く生成している様子が観察された。キーホール先端部で生成した気泡は溶融池内を広範囲に移動し、溶融池表面まで移動した気泡は消滅し、溶融池内で後発の気泡と合体したり様々な挙動を示すことが確認された。そして、ポロシティは、溶融池内を移動中の気泡が凝固壁でトラップされて残留することが明らかになった。また、残留したポロシティの形状を見ると、前節で明らかにした溶融金属部上部によく見られる球形のポロシティとほぼ同じである。この結果より、球形のポロシティは、キーホール先端部で生成した気泡が溶融池上部まで移動してきて、気泡内のガスは安定化してきており、凝固部がその気泡を回り込むように凝固するために、丸い形になりやすいものと考えられる。

一方、長円形のポロシティ生成挙動について観察した結果を **Fig. 5.12** に示す。長円形のポロシティも、キーホール先端部で生成した気泡が主な原因であるが、ポロシティとして凝固する際の位置が球形のものに比べて溶融池深部であり、気泡が側面から凝固してくる界面に押されて細長く伸びるものと思われる。

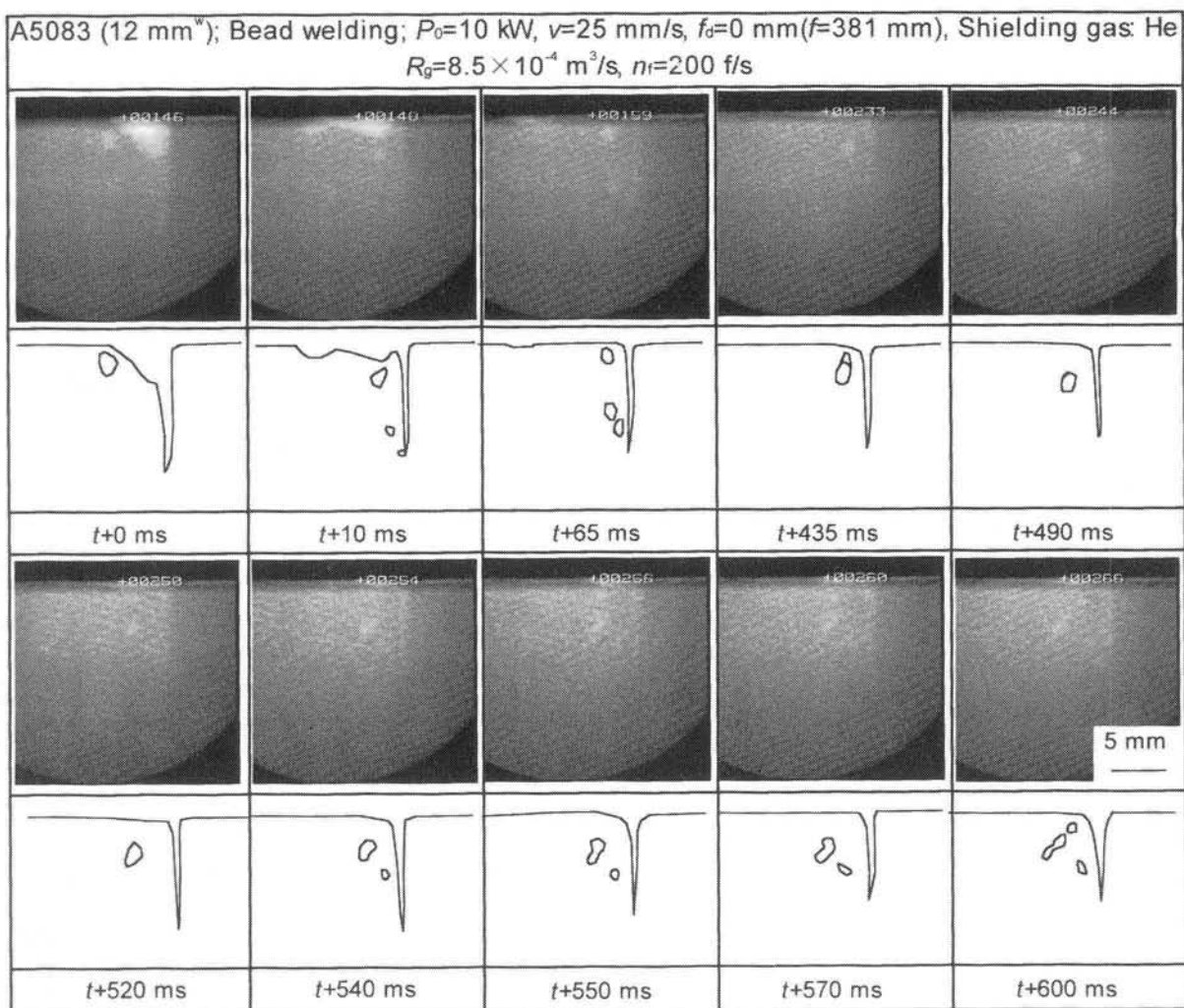


Fig. 5.12 X-ray transmission image and schematic representation of elongated porosity formation behavior during CO₂ laser bead welding of A5083 at 10 kW in He shielding gas.

このような観察を何度も行ったところ、キーホール先端部で生成した気泡が凝固壁にトラップされて残るものが、レーザ溶接時のポロシティ生成の主挙動であることが明らかになった。また、気泡の形成に着目してさらに観察すると、時にはキーホール中間部から気泡を形成し、これがポロシティとして残留する場合もあることが観察された。キーホール中間部から気泡を形成したときの写真と模式図を **Fig. 5.13** に示す。キーホール中間部から気泡を形成した場合も、キーホールから生成した気泡がポロシティの原因であり、凝固壁にトラップされているメカニズムも同様なので、気泡の生成する位置以外に根本的な違いはないもの

と考えられる。

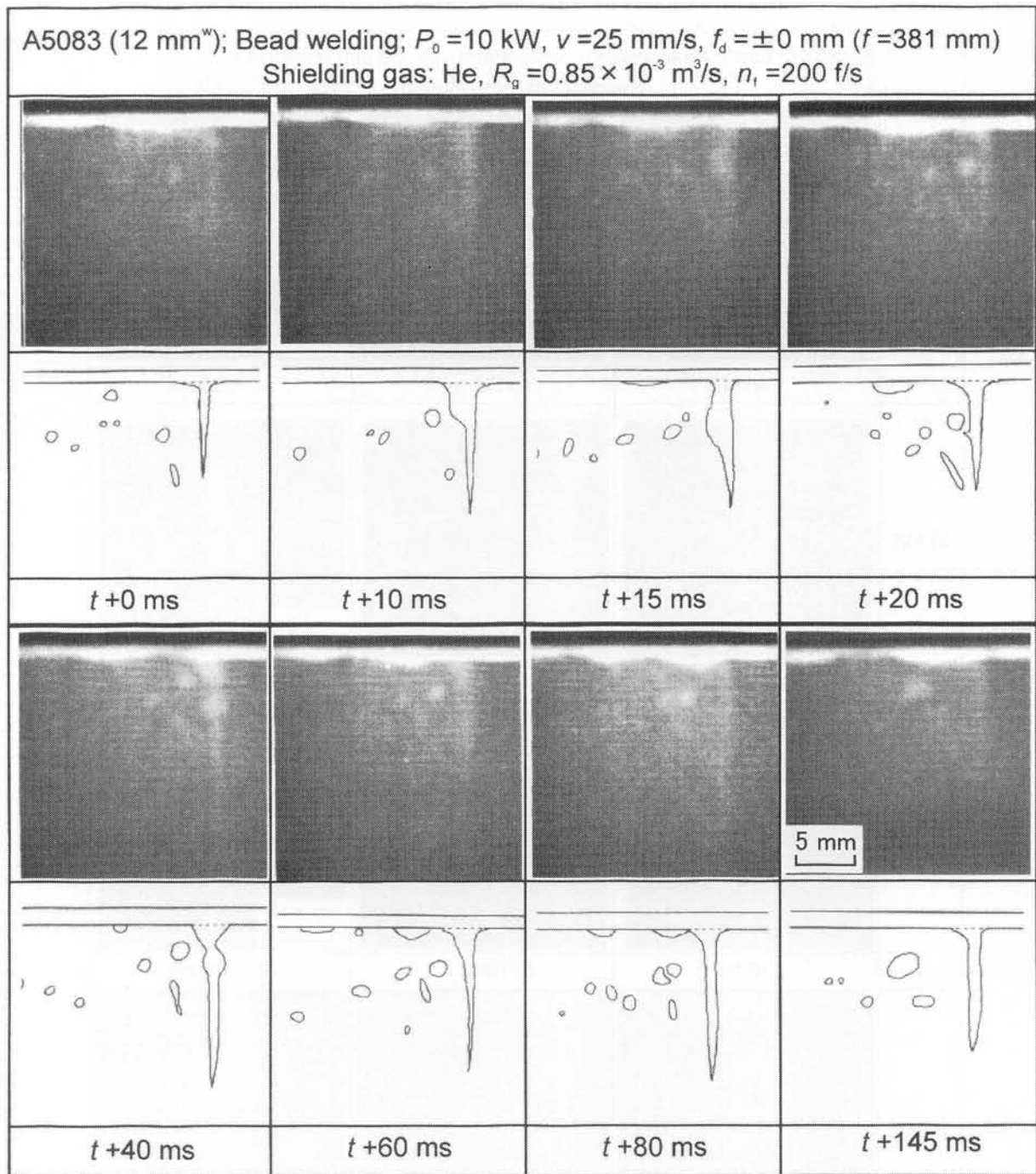


Fig. 5.13 X-ray transmission image and schematic representation of keyhole and bubbles or porosity during CO₂ laser bead welding of A5083 at 10 kW in He shielding gas.

次に、レーザ出力を変化させ、キーホール挙動やポロシティ生成挙動を観察し

た。Fig. 5.14 に出力を変化させたときの観察結果を示す。

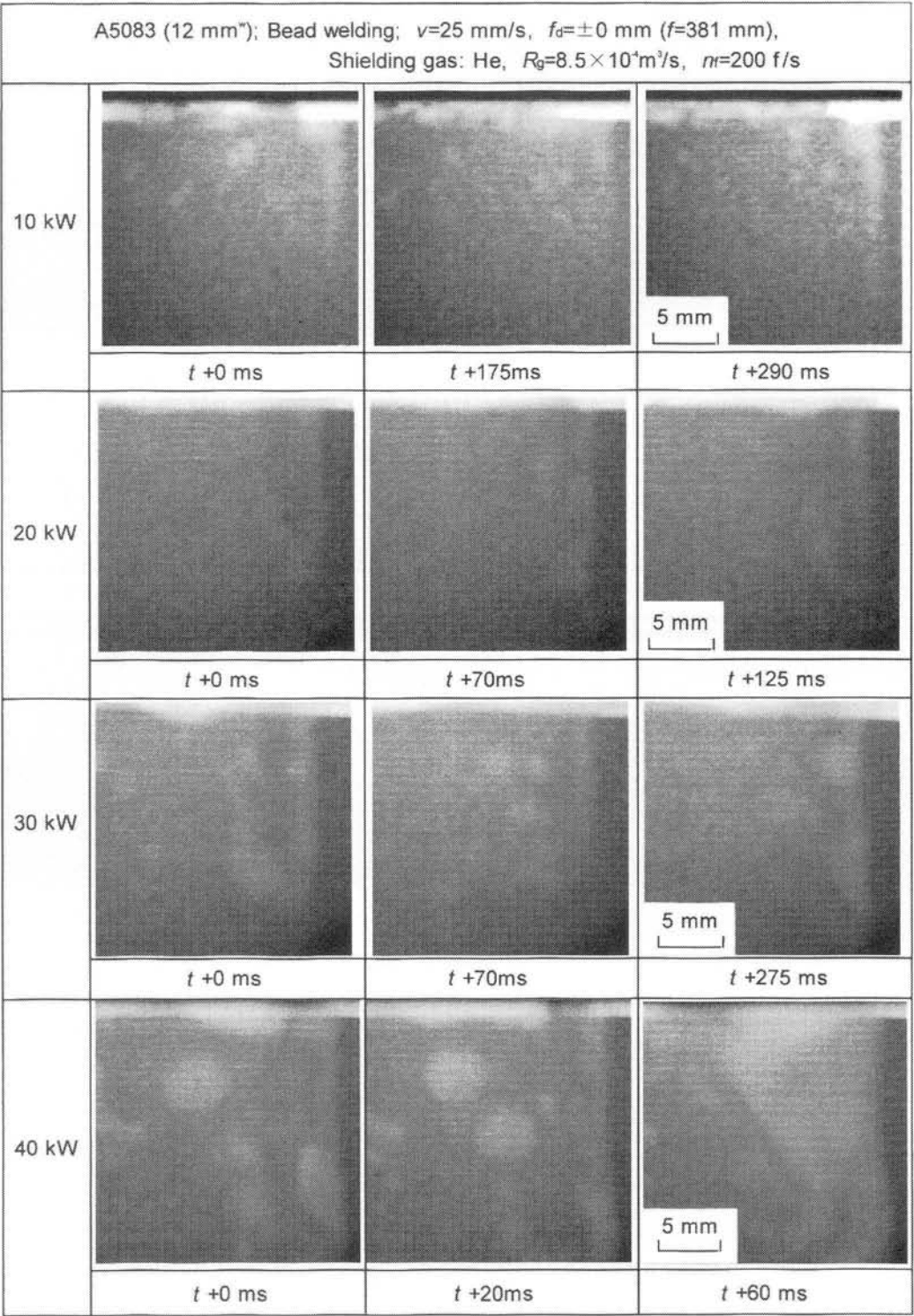


Fig. 5.14 X-ray real-time observation of keyhole and porosity formation behavior during CO₂ laser welding of A5083 at 10, 20, 30 and 40 kW.

このように、アルミニウム合金の場合は、レーザの出力が高くなるに従ってキーホールはより深くより激しく変動するが、どの出力においても、キーホール先端で生成した気泡がポロシティとなる様子は同様であることが明らかになった。

次に、シールドガスの違いによるキーホール挙動やポロシティ生成に及ぼす影響を検討するため、He, He-Ar 混合, Ar および N₂ シールドガスでの溶接現象を観察した。それぞれのキーホール挙動の観察写真を **Fig. 5.15** に示す。He-Ar 混合の場合はキーホールが He ガスに比べて少し浅くなっているものの、He ガスの場合と同様にキーホール先端部から多数の気泡を生成していた。しかし、N₂ ガスの場合、キーホールは細くなっているが、先端部からの気泡の発生がないため、ポロシティができにくいことが観察された。このメカニズムについては第 6 章で取り上げる。

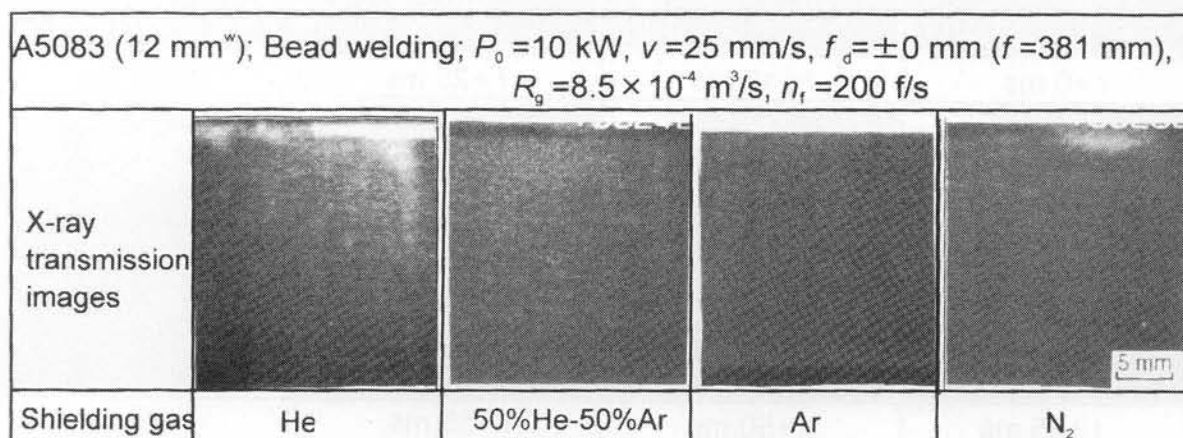


Fig. 5.15 X-ray transmission images of keyhole and bubbles or porosity during CO₂ laser welding of A5083 in He, He-Ar mixed, Ar and N₂ shielding gas.

同様に、ステンレス鋼におけるキーホール挙動およびポロシティ生成挙動の観察も行った。レーザ出力 20 kW 時のキーホール挙動とポロシティ生成挙動のリアルタイム観察結果を **Fig. 5.16** に示す。ステンレス鋼の場合もアルミニウム合金と同様に、キーホールは非常に激しく膨張・収縮しており、キーホールの先端部から気泡が生成する様子が観察される。そして、熔融池内へ放出された気泡は、アルミニウム合金の場合と違い、熔融池内をあまり広範囲に移動せず、熔融池底

部近傍で凝固壁にトラップされてポロシティになる状況が認められる。また、気泡があまり広範囲に移動しないことから、アルミニウム合金のように、気泡が熔融池表面から外部へ脱出する現象も観察されなかった。これらの結果より、ステンレス鋼を CO_2 レーザ溶接した際にポロシティが熔融金属部底部近傍にできる理由は、キーホール先端部で生成した気泡があまり移動しないうちに凝固壁にトラップされてポロシティとして残留するためであることが明らかになった。

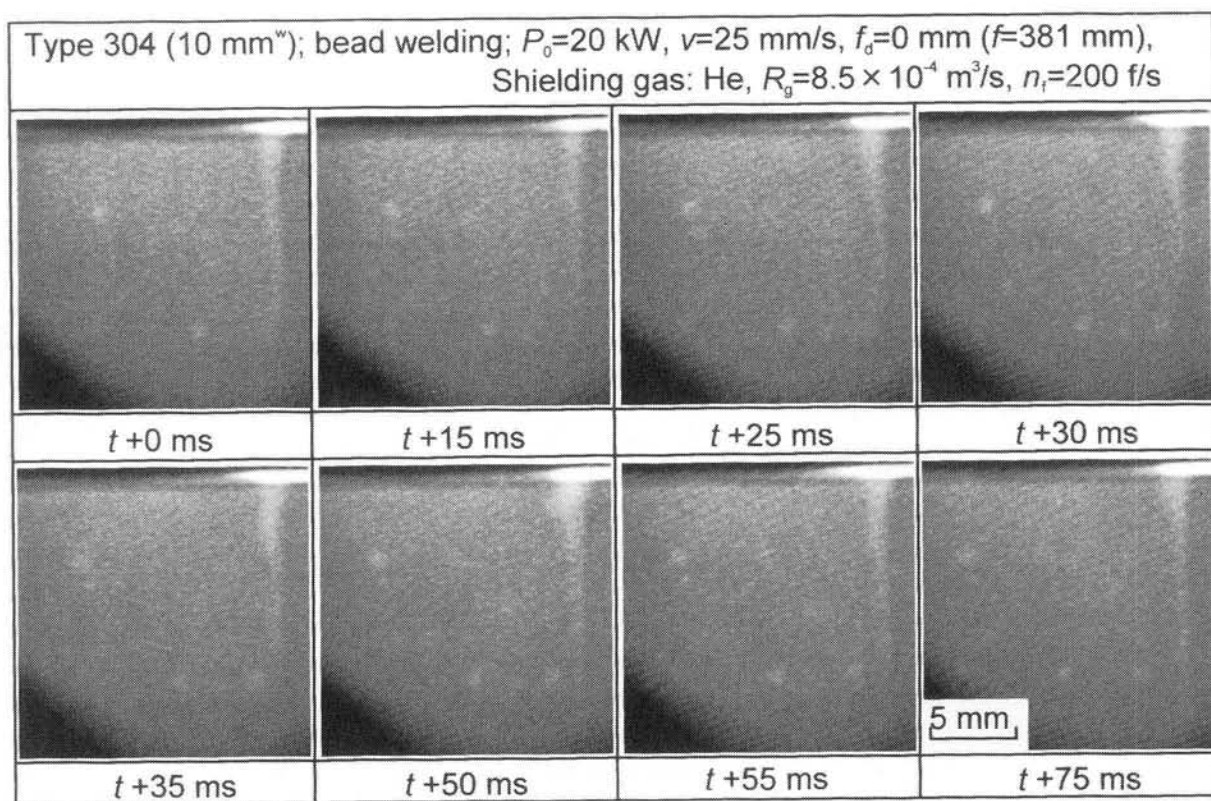


Fig. 5.16 X-ray transmission images of keyhole and bubbles or porosity during CO_2 laser welding of Type 304 at 20 kW in He shielding gas.

このような観察を数回行ったところ、上述のようにキーホール先端で生成した気泡がポロシティとして残留する挙動がステンレス鋼の CO_2 レーザ溶接部における主なポロシティ生成機構であることがわかった。なお、ステンレス鋼のポロシティ生成挙動にはキーホール中間部から気泡を形成して、この気泡がポロシティになる場合も観察され、そのときの写真を **Fig. 5.17** に示す。

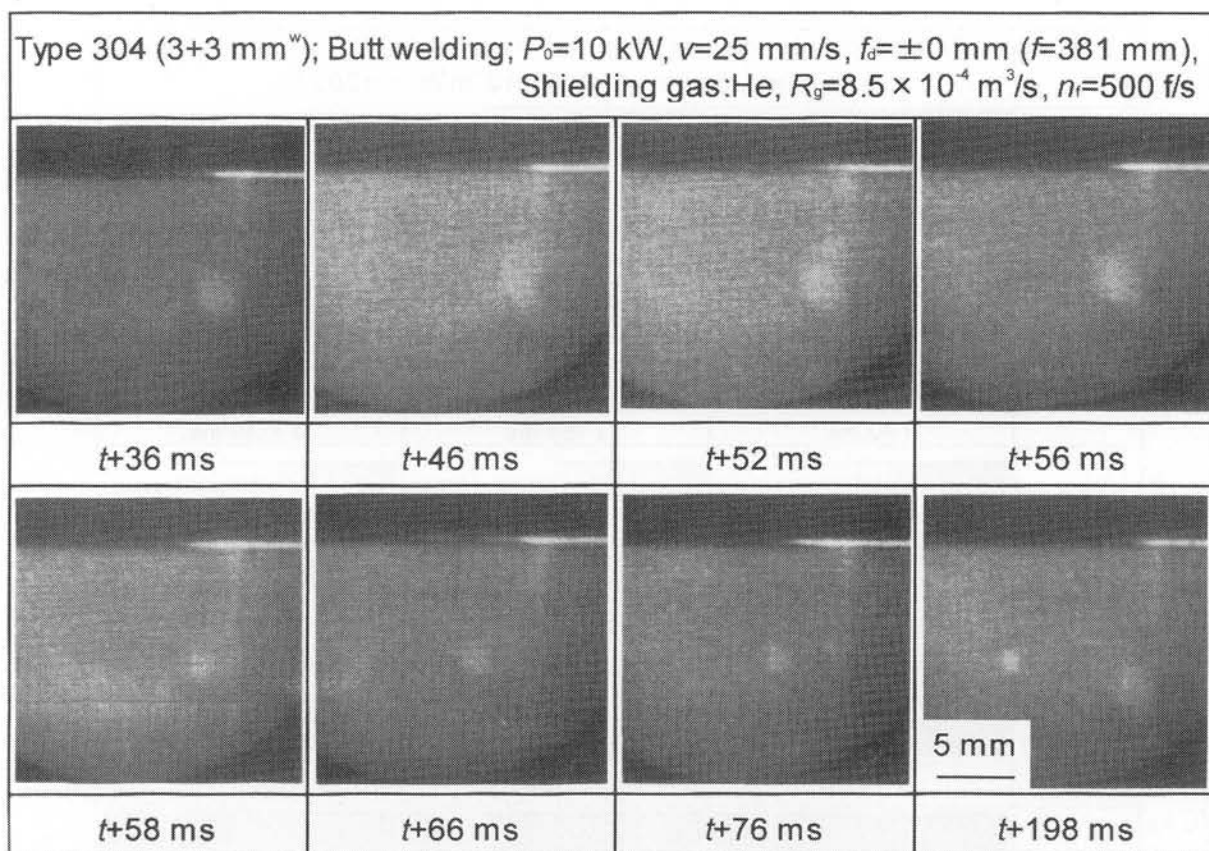


Fig. 5.17 X-ray transmission images of keyhole and bubbles or porosity during CO₂ laser butt-joint welding of Type 304 at 10 kW in He shielding gas, showing bubble formation at middle part of keyhole.

次に、レーザ出力を変化させてキーホール挙動やポロシティ生成挙動について検討した。そのときのリアルタイム観察写真を **Fig. 5.18** に示す。キーホールは、出力が大きくなるに従って、激しく膨張・収縮し、深く太いものが形成されていることが観察された。また、いずれのレーザ出力においてもキーホール先端部から気泡を生成し、凝固壁にトラップされた気泡がポロシティとして残っている状況が見られた。すなわち、ステンレス鋼の場合も、アルミニウム合金と同様なキーホール挙動とポロシティの生成状況が確認された。

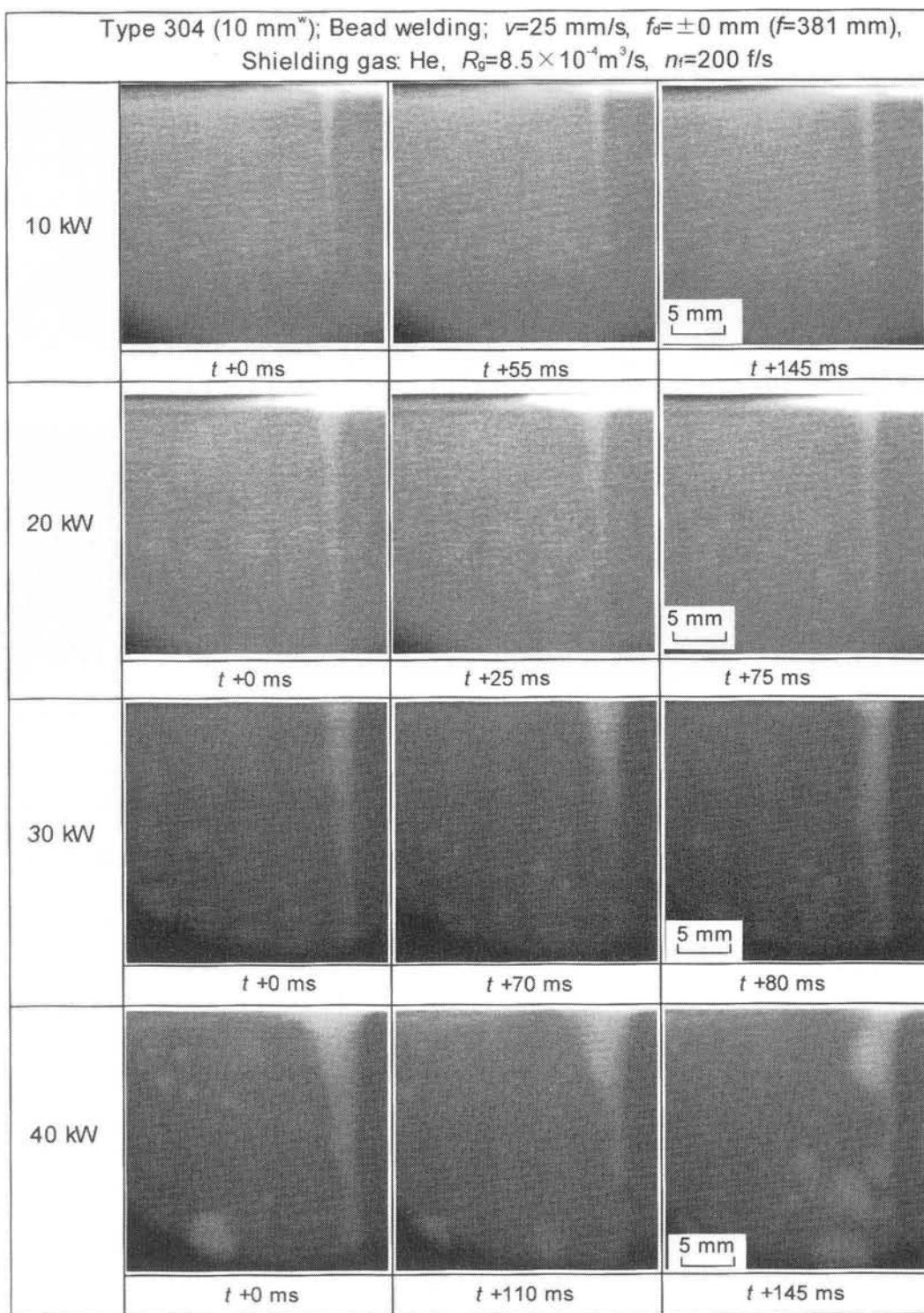


Fig. 5.18 X-ray real time observation of keyhole and porosity formation behavior during CO₂ laser bead welding of Type 304 at 10, 20, 30 and 40 kW.

次に、キーホール挙動やポロシティ生成に及ぼすシールドガスの影響を検討するため、He, He-Ar 混合, Ar, N₂ ガスシールド中の溶接現象を観察した。それぞれのキーホール挙動の観察写真を Fig. 5.19 に示す。He-Ar 混合の場合は He ガスの場合と同様にキーホール先端部から多数の気泡を生成していたが、N₂ ガスの場合、キーホール先端部からの気泡の発生がなく、そのためポロシティができにくいことが観察された。このメカニズムについては第 6 章で取り上げる。

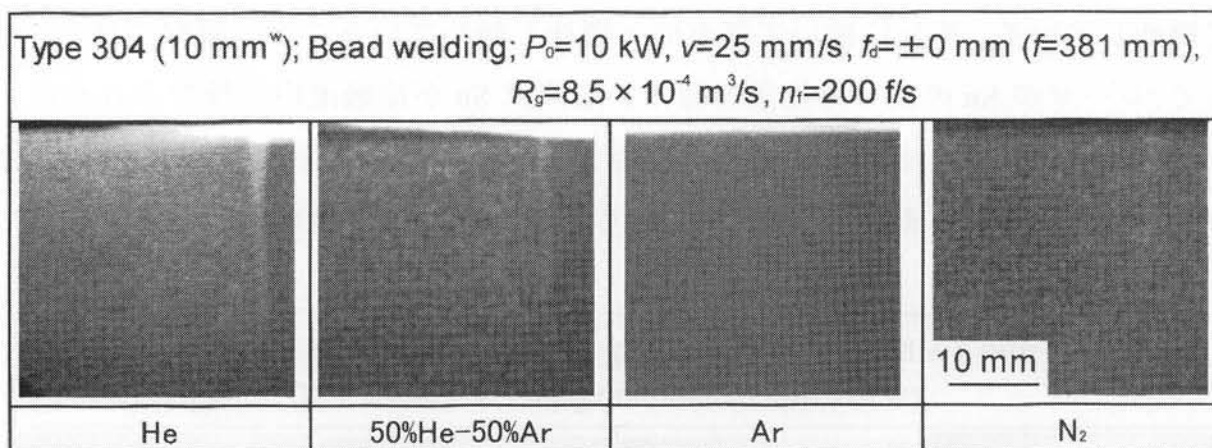


Fig. 5.19 X-ray transmission images of keyhole and bubbles or porosity during CO₂ laser welding of Type 304 in He, He-Ar mixed, Ar and N₂ shielding gas.

以上の結果より、He または He-Ar 混合不活性シールドガス中におけるアルミニウム合金およびステンレス鋼の大出力 CO₂ レーザ溶接時のポロシティは、主に、キーホール先端部で発生する気泡が熔融池内を移動中に凝固壁でトラップされて形成することが明らかになった。レーザパワーが高くなると、一部、キーホールの中間部から生成するものも見られた。一方、N₂ ガス中では、いずれもポロシティは生成していなかったが、これはキーホール先端部からの気泡の発生がないためであることが判明した。この詳細は、第 6 章で検討する。

5.5 大出力 CO₂ レーザ溶接時の熔融池形状と湯流れの観察

X 線透視観察法によってポロシティの生成挙動やキーホール挙動の観察を行うことはできたが、熔融池形状や熔融池内の湯流れについては観察できなかった。

た。そこで、第 4 章と同様に、試料内に X 線観察時にコントラストがつく物質を埋め込み、これらの攪拌状況を観察することにより、熔融池形状や湯流れの可視化を試みた。

まず、アルミニウム合金をレーザ溶接している際の熔融池形状を観察するために、Sn の針金を埋め込んだ試料を溶接し、その攪拌状況を観察した。そのときのリアルタイム観察結果を **Fig. 5.20** に示す。レーザが Sn ワイヤに触れてから、Sn は迅速に熔融池内を攪拌されはじめ、まず熔融池表面を熔融池後方へ向かって攪拌している。それに続いて縦方向へ攪拌し始めていることも観察された。そして、レーザが Sn のあった位置近傍にいる間は Sn が熔融池内を攪拌されるが、レーザが離れていくと、アルミニウム合金が次第に凝固し始め、Sn の攪拌は停止する。そのため、凝固して残った Sn の攪拌形状は熔融池形状と近似である

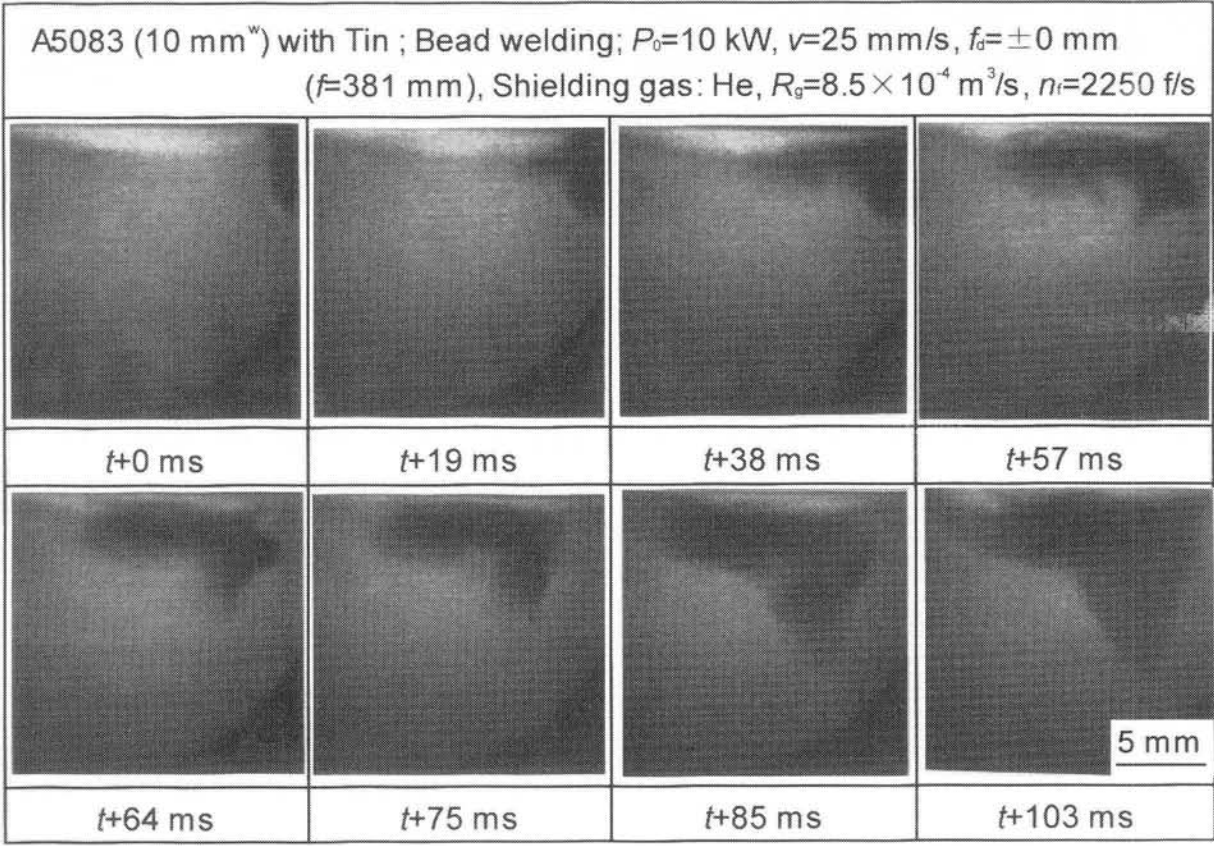


Fig. 5.20 X-ray transmission images during laser welding of A5083 alloy with tin, showing diffusion of tin in molten pool.

と考えられる。そこで、溶接終了後の Sn の攪拌された状況を観察した結果を **Fig. 5.21** に示す。レーザ溶接時のアルミニウム合金の溶融池形状は、溶融池表面部は広く、レーザ照射位置近傍は非常に深くなっていることが明らかである。

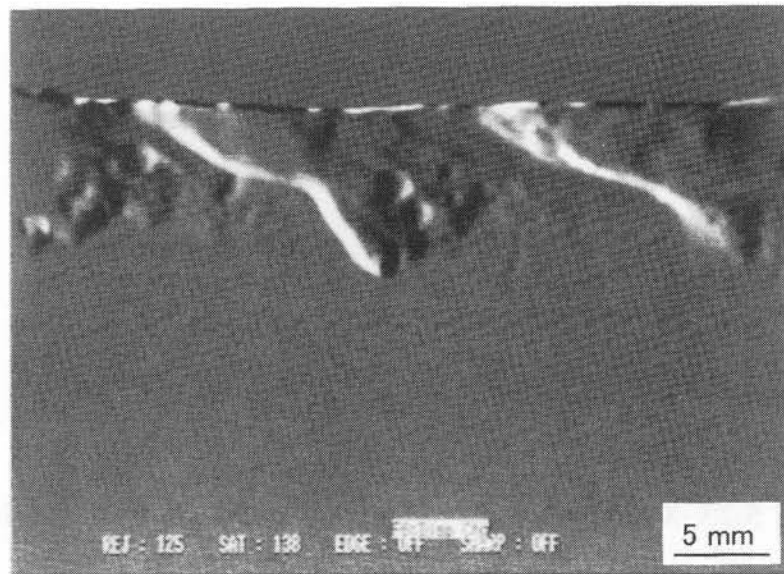


Fig. 5.21 X-ray inspection of diffused tin in laser weld bead of A5083 alloy, showing molten pool shape.

この観察によれば、溶融池内には大きく分けて2つの流れがあることが確認された。その流れの方向を **Fig. 5.22** に示す。

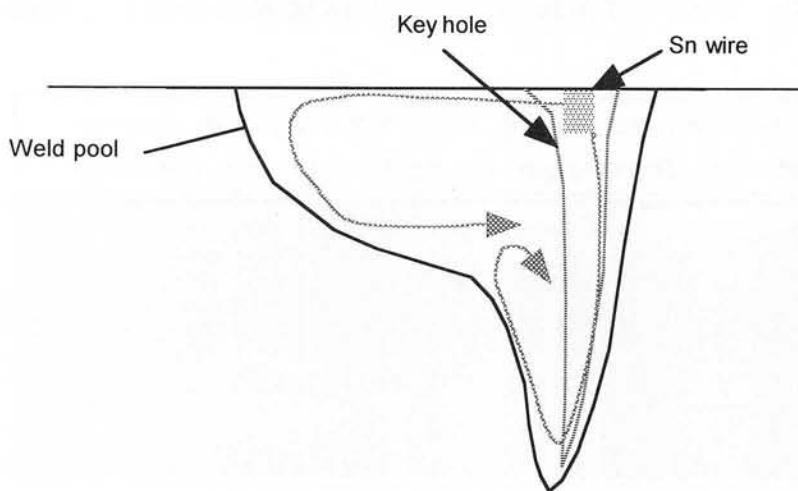


Fig. 5.22 Schematic drawing of molten flow and its direction predicted from tin diffusion.

さらに、このような観察を何度も行ったところ、Sn の攪拌した溶融池内を溶融池後壁に沿って気泡が移動する様子も観察された。そのときの様子を **Fig. 5.23** に示す。

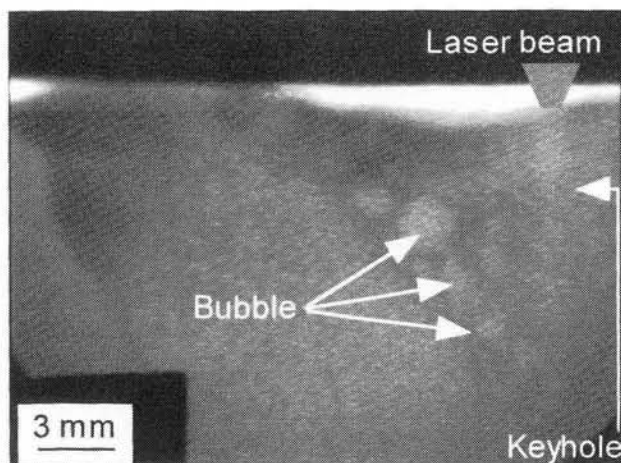


Fig. 5.23 X-ray transmission image showing tin diffusion and bubble flow in molten pool.

この結果より、キーホール先端部で生成した気泡は、溶融池後壁沿いに溶融池表面へ移動していることがわかる。

次に、溶融池内の湯流れをより詳しく観察するため、アルミニウム合金に W 粒子を埋め込み、溶接中に W 粒子が移動する状況を観察した。W 粒子の移動例を **Fig. 5.24** に示す。W 粒子は溶接が始まると溶融池内を激しく流動する様子が

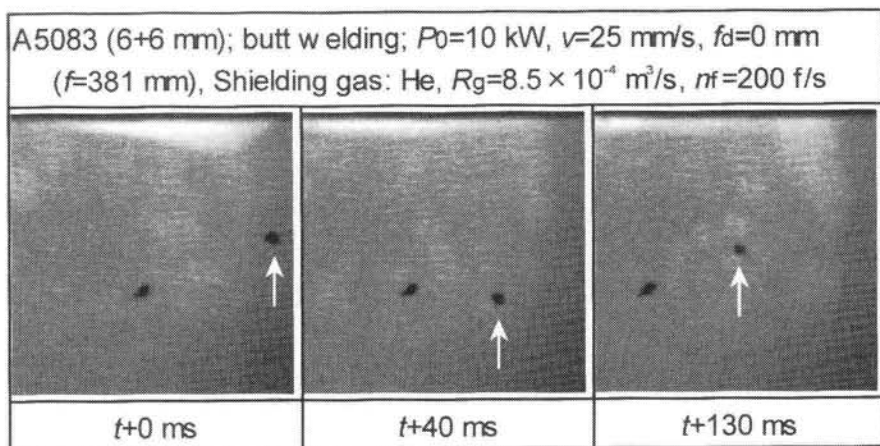


Fig. 5.24 Typical Observation example of W particle flow in A5083 molten pool.

観察され、この粒子の軌跡を追うことで、湯流れの検討を行った。**Fig.5.25** に典型的湯流れの観察例を示す。粒子はキーホール前壁にかかるとキーホールにそってキーホール先端部へ向かって移動する。このときの移動速度は自由落下速度よりも速く、このことより、この瞬間には、キーホールにそって下向きの非常に速い流れがあることがわかる。また、キーホール先端部から熔融池後壁沿いに上へ向かって流れる様子が観察され、そのまま熔融池内部を通過して再びキーホール先端部へループしている流れが観察される。この熔融池後部を大きくループする流れは、熔融池後壁沿いに上がる部分で最大約 0.36 m/s という速度を記録した。また、このような観察を何度も行った結果、この部分での流速は最大 0.4 m/s という高速なものまで確認され、キーホール先端部から熔融池後壁沿いに非常に高速な流れが存在していることが明らかになった。

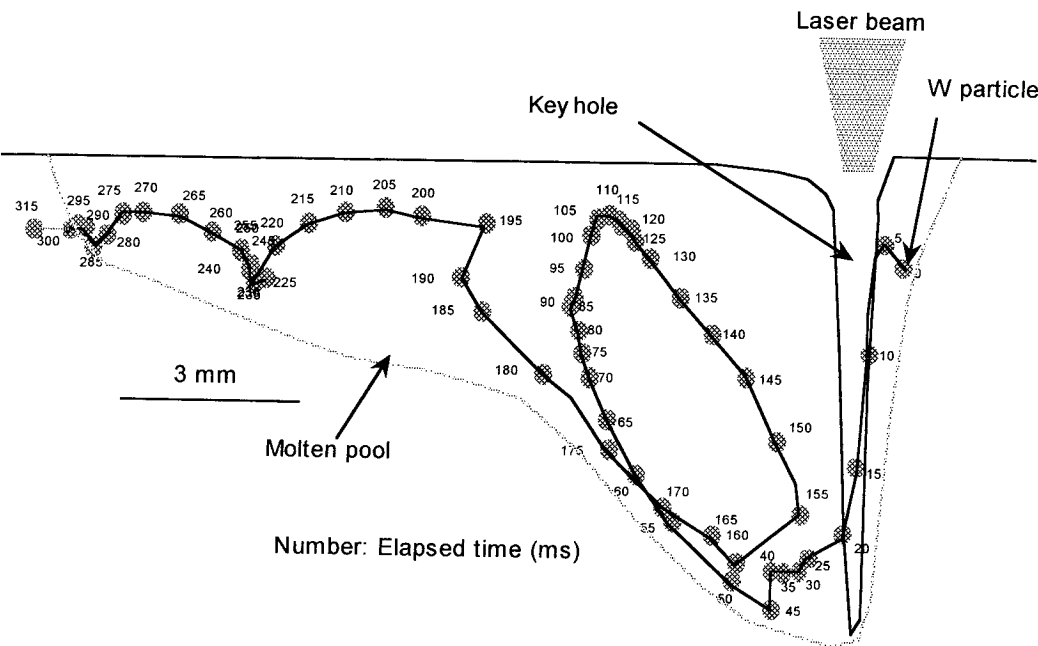


Fig. 5.25 Typical example of melt flow in A5083 molten pool.

このような観察において、熔融池表面近傍の流れについて観測されたものを**Fig. 5.26** に示す。熔融池表面近傍では熔融池後壁に向かって流れていることが確認され、ある程度後方へ行くと、熔融池内へ潜り込んでいっていることがわかる。また、この粒子もキーホールを横切っているが、これは、キーホール沿いに迂回

して流れているものと考えられ、キーホールの前壁から後壁へジャンプしたための軌跡ではない。

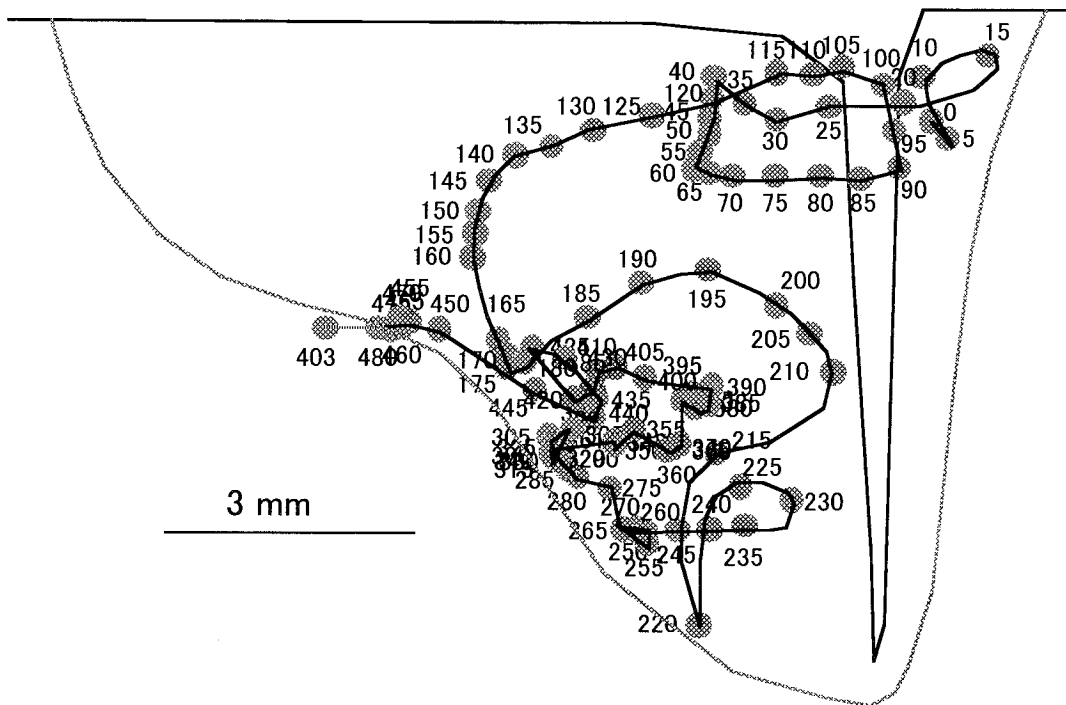


Fig. 5.26 Another example of W particle flow in A5083, showing liquid flow near molten pool surface.

さらに観察を行ったところ、同じ溶接条件においても様々な湯流れが溶融池内にあることが観察された。観察された湯流れの例を **Fig. 5.27** に示す。このようにアルミニウム合金における溶融池内の湯流れは定常的ではなく、時々刻々変化していることが考えられる。

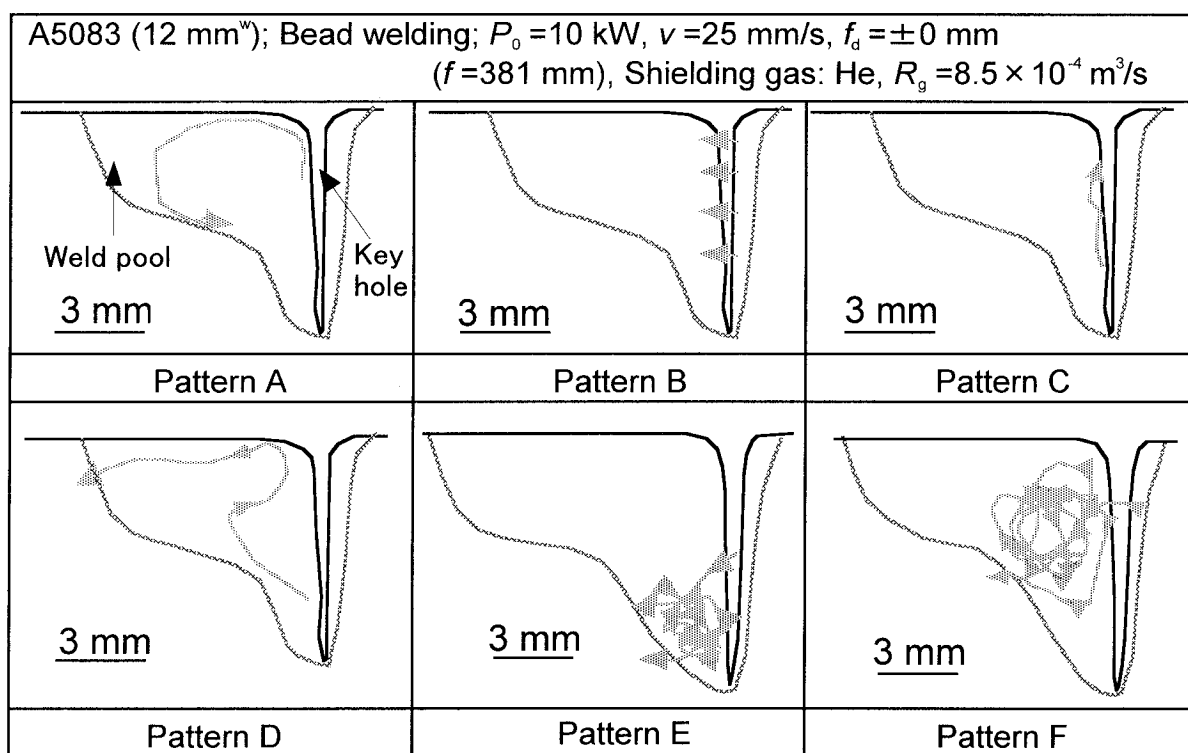


Fig. 5.27 Other molten flows in A5083 alloy observed during CO₂ laser welding under the same welding conditions.

次に、W 粒子の移動軌跡および速度とキーホール先端部で発生した気泡の移動軌跡および速度とを比較した。気泡がスムーズに流れて溶融池表面から消滅したときの気泡の移動軌跡をトレースしたものを **Fig. 5.28** に示す。気泡が最も速く移動しているのは、溶融池後壁沿いに移動している部分で、最大速度約 0.4 m/s

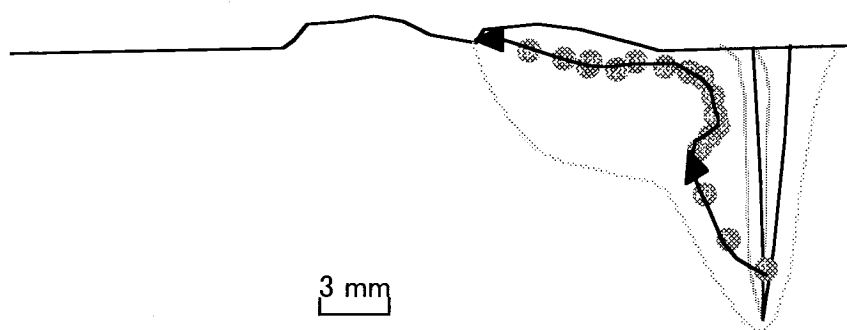


Fig. 5.28 Bubble flow pattern in A5083 molten pool.

であった。この値は、W 粒子の最大移動速度と良い一致を示しており、また、最大速度を記録した場所や溶融池後壁沿いに流れる軌跡も一致している。この結果より、溶融池内の気泡の移動は、自らの浮力によるものではなく、溶融池内の湯流れによって輸送されていることが明白である。

同様な湯流れの観察をステンレス鋼においても行った。ステンレス鋼に白金を埋め込み、溶融池形状の観察を行った写真とその模式図を **Fig. 5.29** に示す。ステンレス鋼の場合、溶融池表面近傍を溶融池後方へ向かう流れとキーホール方向への流れが観察された。これはアルミニウム合金での Sn の攪拌で観察された流れとよく似ていた。

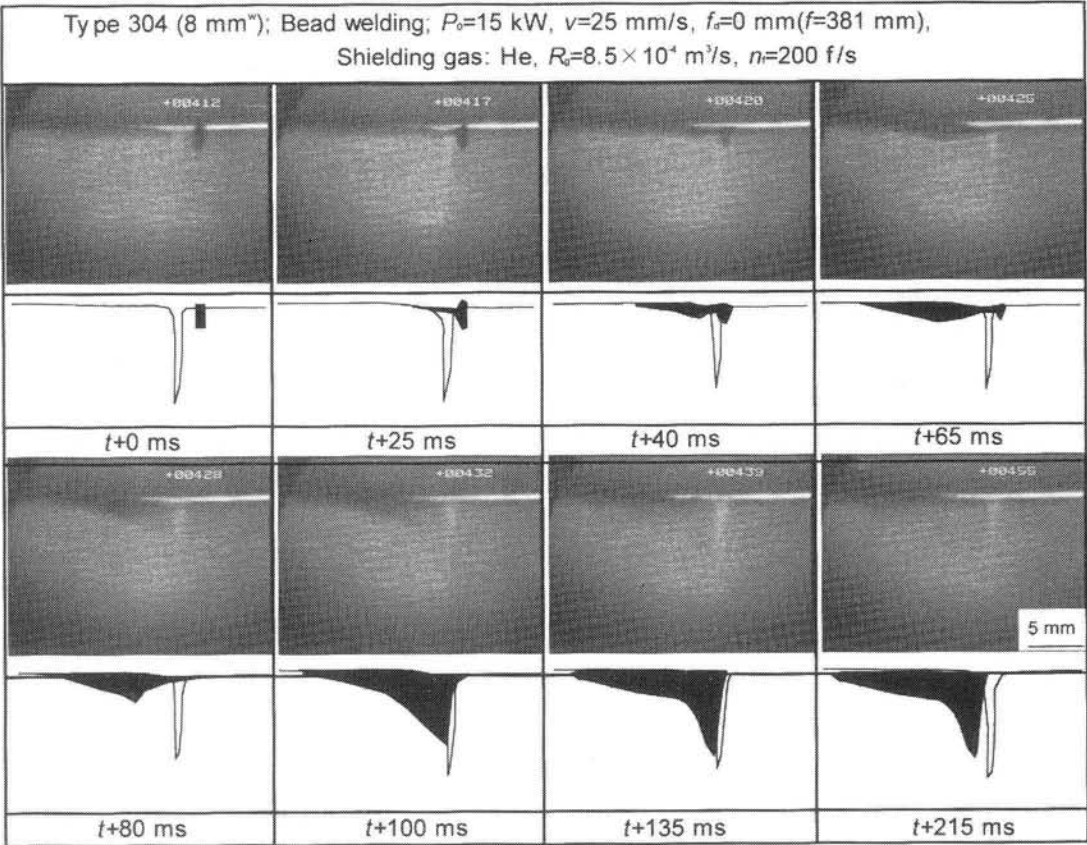


Fig. 5.29 X-ray transmission images and schematic drawing during CO₂ laser welding of Type 304 steel with platinum, showing diffusion of platinum in molten pool.

溶接終了後の Pt の攪拌された形状と同じスケールで撮影した断面写真を **Fig. 5.30** に示す。X 線検査結果よりステンレス鋼の溶融池後壁部は大きくカーブがあることがわかる。また、溶融池形状は表面近傍が広く、底部はそれほど広くない

ことが確認される。一方、両方の写真を比較すると、熔融池後壁のカーブのある位置は溶接金属部のワインカップ状にくびれている部分とほぼ一致していた。このことから、熔融池上部と下部では湯流れに差異があると考えられる。

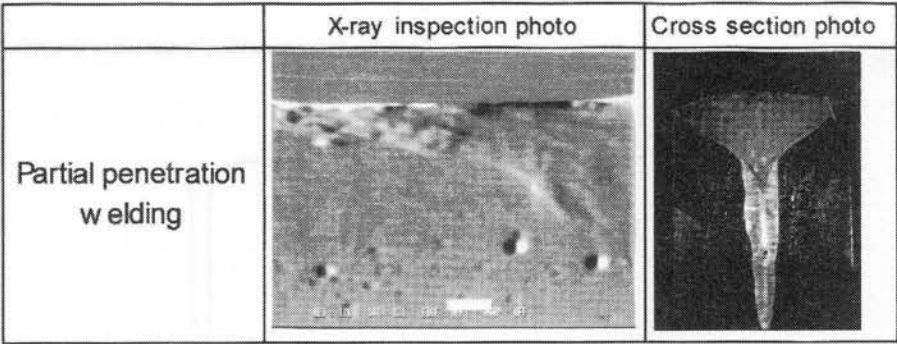


Fig. 5.30 X-ray inspection and cross-sectional photo of Type 304, showing relationship between molten pool curve and penetration geometry of weld bead.

次に、熔融池内の湯流れについて、W 粒子を埋め込んだ試料を CO₂ レーザ溶接し、その移動状況を観察した。**Fig. 5.31** に観察されたステンレス鋼の熔融池表面近傍での湯流れの例を示す。熔融池表面近傍では熔融池後壁に向かって後方へ流れていることが確認される。また、このときの最大流速は 0.3 m/s と高速であった。

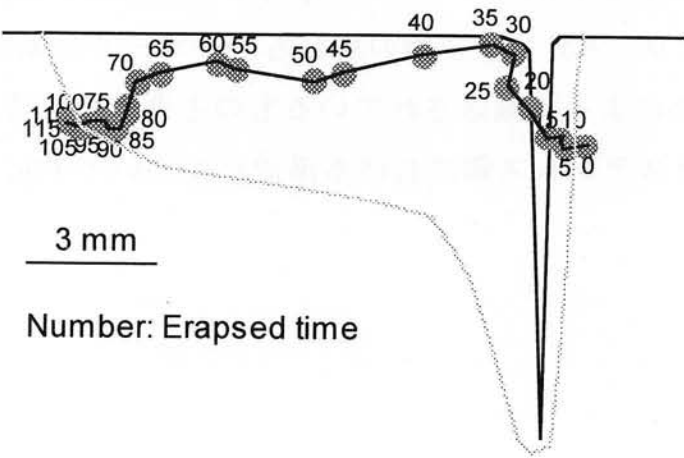


Fig. 5.31 Typical W particle movement in Type 304, showing liquid flow near surface of molten pool.

また、溶融池先端部近傍の動きを示した例を **Fig. 5.32** に示す。溶融池底部での W 粒子は、溶融池底部が溶接方向にあまり広くなく、移動してもすぐに凝固壁があるため、アルミニウム合金のように広範囲に動いていない。これは、蒸発が主にレーザ照射のキーホール口の方へ起こり、溶融池底部に沿うように後方へ移動させる湯流れが弱いためであろうと考えられる。

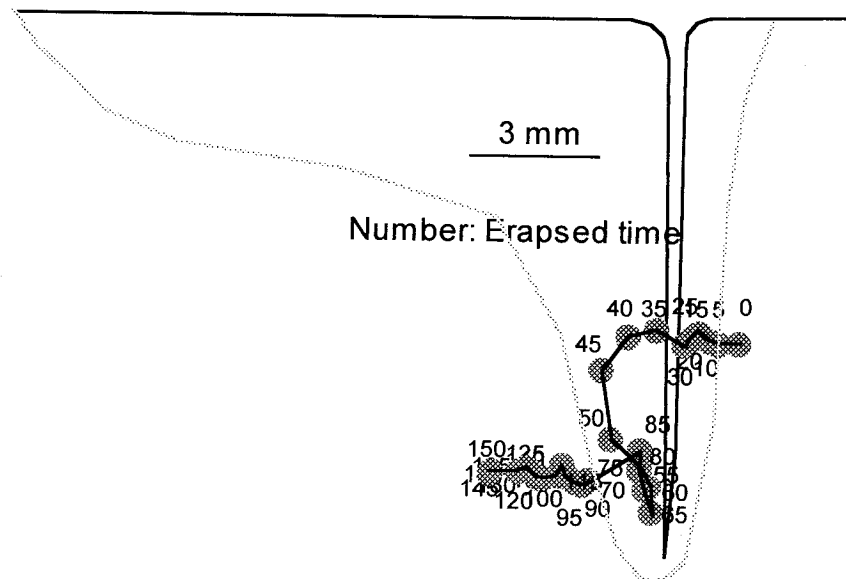


Fig. 5.32 Typical W particle movement in Type 304 molten pool, showing molten flow at bottom part.

また、この粒子の移動軌跡は、キーホール先端部で生成した気泡の挙動とよく似ており、この結果より、ステンレス鋼の場合もキーホール先端部で生成した気泡は溶融池内の湯流れによって輸送されているものと考えられる。

その他に確認されたステンレス鋼における湯流れについて **Fig. 5.33** に示す。

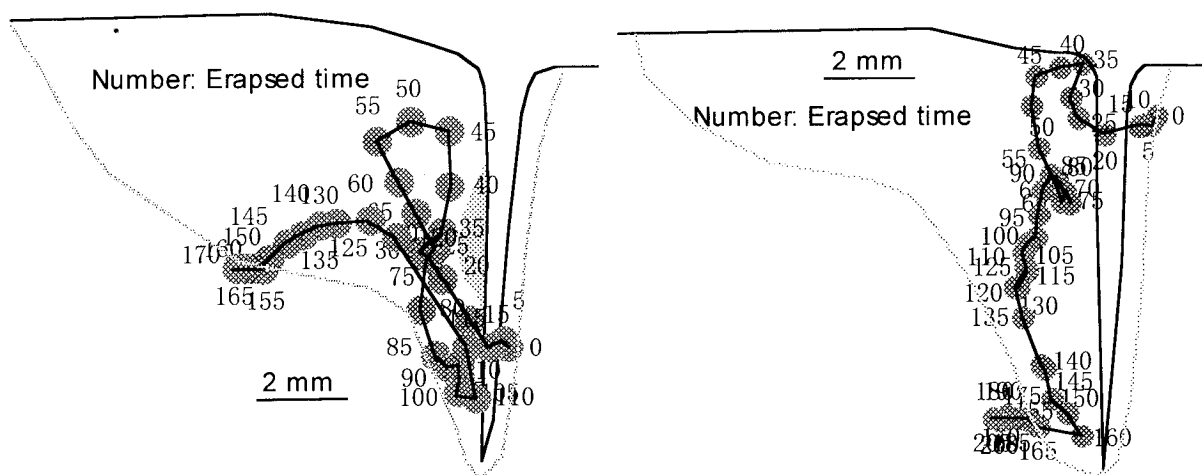


Fig. 5.33 Other examples of W particle movement during CO₂ laser welding of Type 304 at 15 kW.

このようにステンレス鋼においても湯流れは常に定常的なものではないことがわかる。また、融液は、溶融池底部から溶融池上部へはキーホール沿いにある程度上昇してから溶融池の後方上部へ流れている様子が観察され、また、キーホール後方では溶融池底部に向かって降下している状況も確認された。

5.6 ポロシティ内部の分析

ここまでの実験結果より、大出力 CO₂ レーザ溶接時のポロシティはキーホール先端部で生成した気泡が溶融池内を湯流れによって輸送されている間に凝固壁につかまり、残留することが明らかになった。したがって、ポロシティ内部には蒸発物質が侵入していることが推察される。そこで、本節では、ポロシティの破面観察やポロシティ内のガス成分分析を行った。

まず、ポロシティの内部を調べるために、A5083 のポロシティ内壁の観察を SEM で行い、EDX で分析を行った。その結果を **Fig. 5.34** に示す。ポロシティの内部には、白い塊が観察され、この塊を EDX で分析したところ、Al と Mg と O の多い化合物（酸化物）であることが確認された。A5083 が Al-Mg 系合金であるため、Al や Mg は、合金成分がキーホールから金属蒸気としてポロシティ内に侵入したものと考えられる。また、O は主に大気成分の巻き込みによってポロ

シティ内に侵入しているものと考えられる。

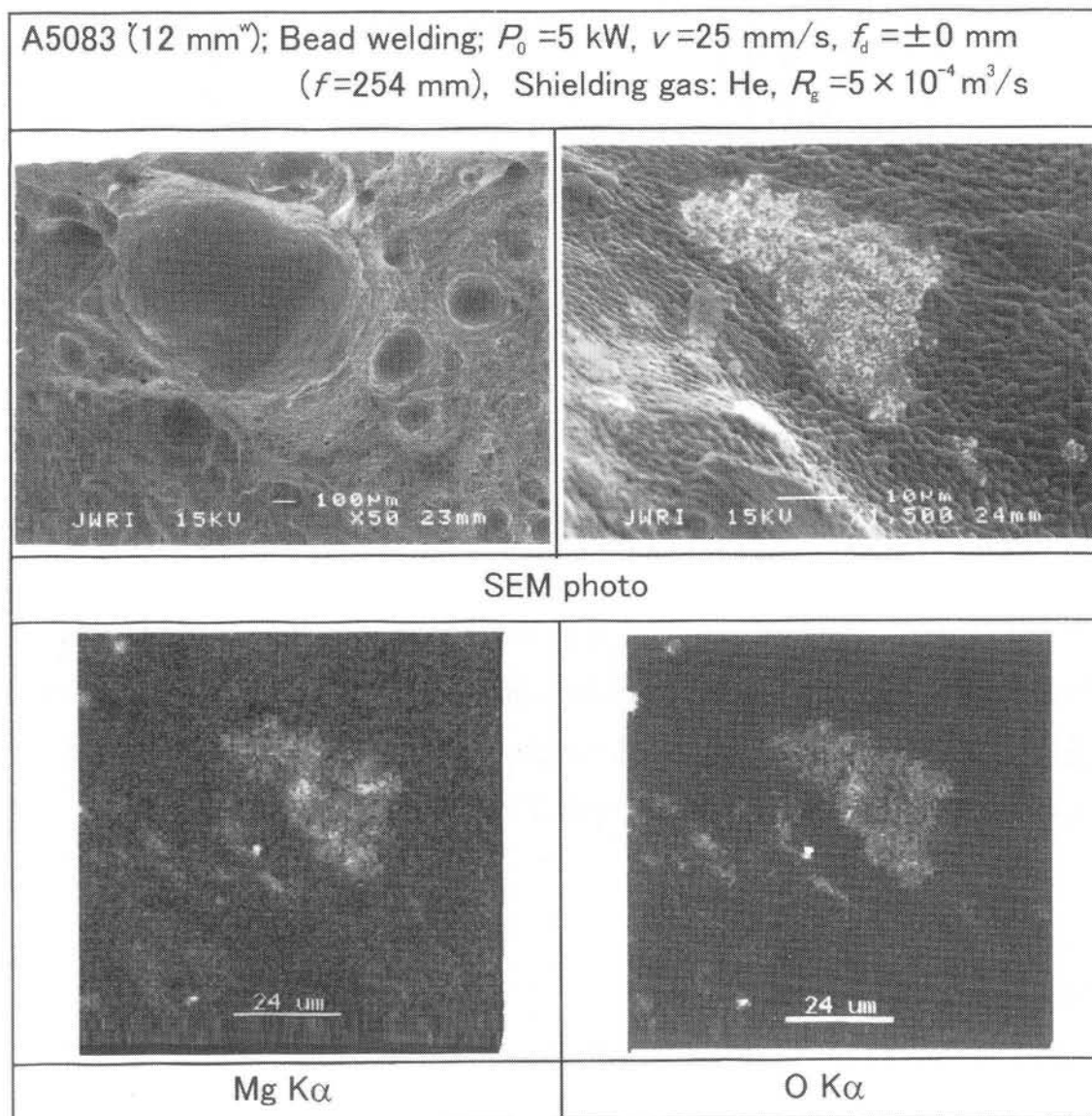


Fig. 5.34 SEM photos of fractured surface and porosity surface in A5083 laser weld bead made at 5 kW, and EDX mapping results of Mg and O on porosity surface.

この結果より、キーホール内やキーホールから生じる気泡内およびポロシティ内には、金属蒸気成分が大量に巻込まれていると考えられる。

同様に、ステンレス鋼のポロシティ破面観察も行った。ステンレス鋼のポロシティ破面を観察した SEM 写真を **Fig. 5.35** に示す。ポロシティの内部は融液が流れこんでいる痕跡や表面が滑らかでない様子が観察される。これらは、ポロシティとして残留する気泡内に金属蒸気が巻き込まれ、金属蒸気がポロシティ内壁

で凝固するため、そして、ポロシティ内部の圧力が下がり、まだ凝固していないポロシティ上部壁などから熔融金属が流れこんできたためポロシティ内壁に凸凹ができたものと考えられる。

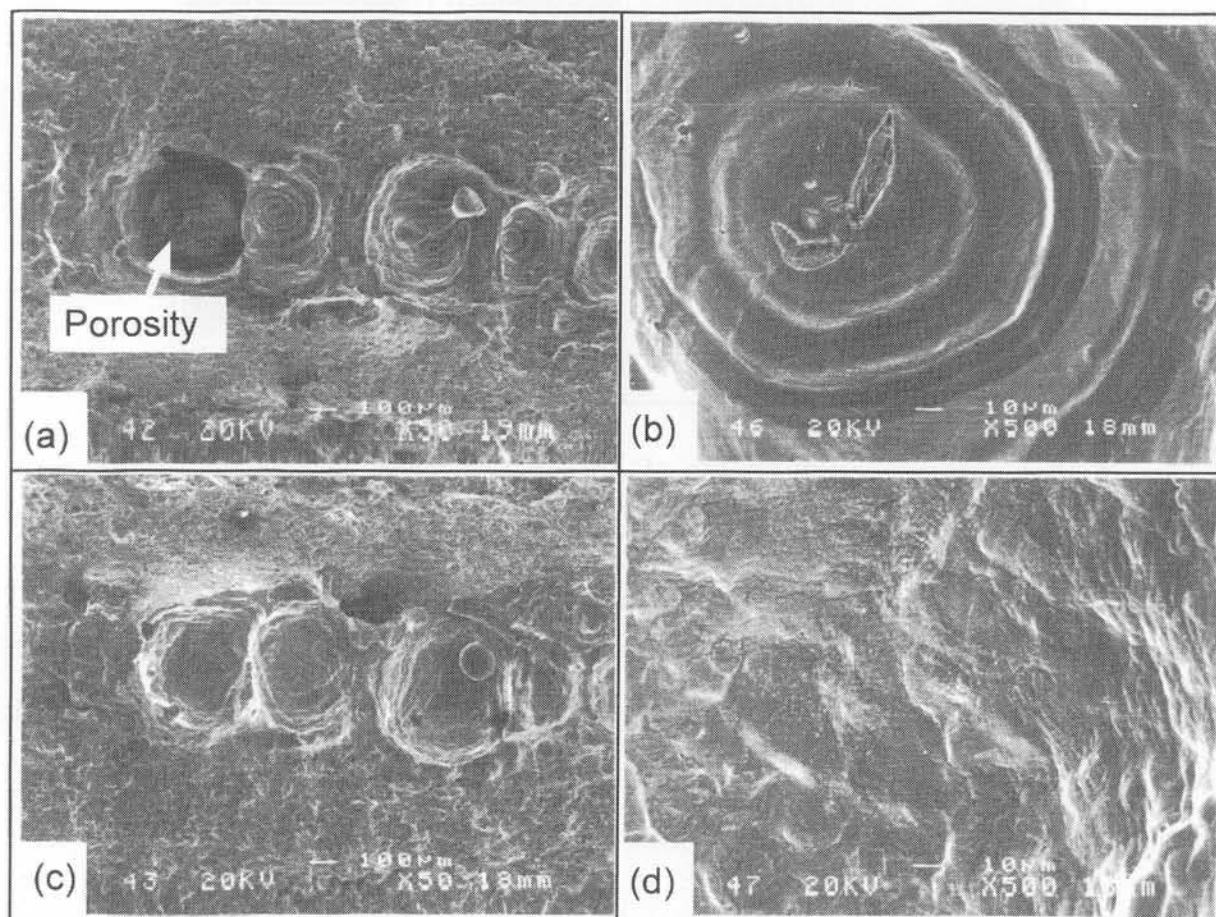


Fig. 5.35 SEM photos of fractured surfaces and porosity surface in Type 304 laser weld bead.

次に、ポロシティ内のガス成分の分析を行った。溶接した試料を X 線透過試験でポロシティの位置を予め調べ、その位置を針金等でマークして、真空中のガス成分分析装置内で、針金の位置を穴あけし、出てきたガスを質量分析した。分析前後の試料の状態を **Fig. 5.36** に示す。

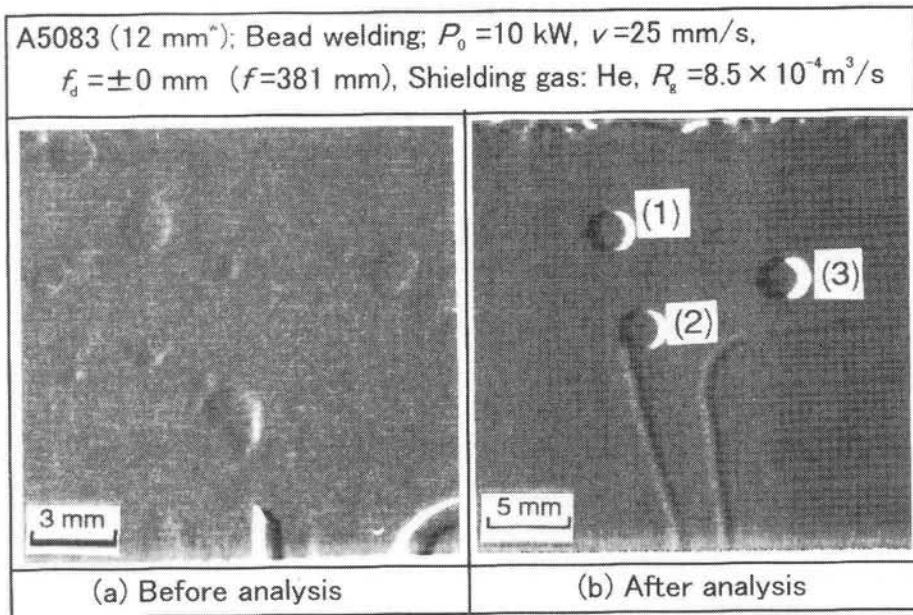


Fig. 5.36 X-ray inspection photos of A5083 weld bead before and after Q-mass spectroscopic analysis.

このような方法でアルミニウム合金とステンレス鋼のガス成分分析を行った結果を **Table 5.1** に示す。今回分析した試料はステンレス鋼もアルミニウム合金も He ガスでシールドしたものをを用いたが、いずれの合金においても、シールドガス成分である He が非常に多く含まれていることがわかる。

Table 5.1 Analytical results of gas content in pores of A 5083 and Type 304 laser welded bead.

Materials	Location	Compositions (%)			
		H ₂	He	N ₂	Ar
A5083	(1)	3.3	95.9	0.2	0.6
	(2)	12.6	86.8	-	0.6
	(3)	8.1	90.7	0.5	0.7
Type 304	(1)	60.6	39.4	-	-

この結果より、ポロシティの内部にはシールドガスも多量に巻き込まれている

ことが明らかになった。なお、その他のガス成分として含まれている N₂ や Ar は大気成分の巻き込みであると考えられ、H₂ は主に溶接終了後に材料内で拡散する拡散水素であると考えられる。

以上の結果より、ポロシティの原因である気泡内にはキーホール内で激しく蒸発している多量の金属蒸気とシールドガスおよび微量の大気成分が巻き込まれており、この気泡がポロシティとして残留するときに金属蒸気がポロシティ内壁で凝固し、ポロシティ内にはシールドガスや空気成分の巻き込まれたもののみが残っていると考えられる。そして、気泡が凝固するときの融液の状態によって、融液が侵入し、また、凝固後、水素が拡散・侵入してきたことが考えられる。

5.7 大出力 CO₂ レーザ溶接時のポロシティ生成機構

以上の観察結果より、A5083 の大出力 CO₂ レーザ溶接時におけるポロシティ生成機構を模式図的にまとめたものを Fig. 5.37 に示す。

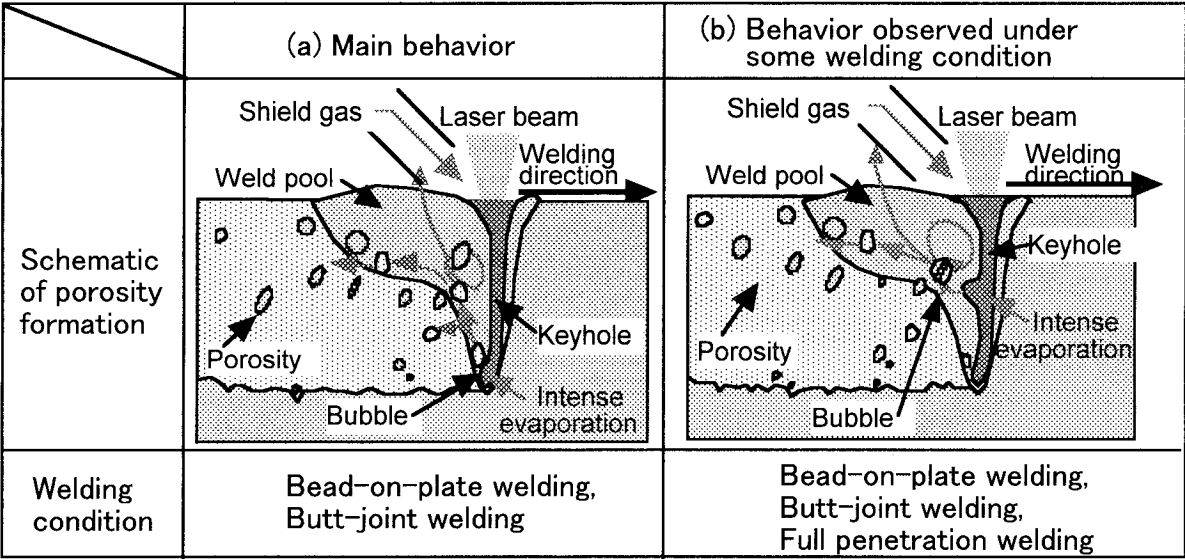


Fig. 5.37 Schematic drawing of keyhole and porosity formation behavior during high power CO₂ laser welding of A5083 alloy.

アルミニウム合金の場合、ポロシティの主な生成機構およびキーホール挙動は以下のとおりである。

レーザ照射部では蒸発反力によって深いキーホールが形成し、キーホールは激しい膨張・収縮を繰り返す。キーホール内は主に金属蒸気で充満しているが、キーホール内の蒸発は時々刻々変化するために蒸発が弱ったときに、吹付けのシールドガスや大気成分を巻込んでいるものと考えられる。また、キーホール先端部は溶接方向に対してやや後方へ曲がっているときに、キーホール前壁底部で激しい金属の蒸発が溶融池底部後方へ起こると、キーホール先端部後壁を溶融池後部へ押し出し、この部分から気泡を溶融池後方へ吐き出す。このときシールドガスが巻き込まれる。放出された気泡は溶融池内を湯流れに乗って輸送され、溶融池表面から外部へ脱出したり、他の気泡と合体したりする。外部へ脱出する前に気泡が凝固壁にトラップされた場合、気泡はポロシティとして残留する。そして、トラップされる位置によって、球状のポロシティや楕円形のポロシティとなる。球状のポロシティは溶融池上部でトラップされた場合に多く、これは、蒸発物質がすでに凝固して気泡内が安定なガス成分だけとなっているため、凝固部がその気泡を回り込むように凝固するためにと考えられる。一方、楕円状のポロシティは、溶融池中部あたりに多く、これは、気泡が側面から凝固してくる界面に押されて溶接方向の上方へ細長く伸びるためと考えられる。なお、溶融金属部底部に見られる針状のポロシティは、ある瞬間にキーホールが深く侵入し、次の瞬間にはその深さまでキーホールが届かなかったとき、深く入ったキーホールの先端部が崩壊する前に融液によって蓋をされたまま凝固するために生成しているものと思われる。

なお、アルミニウム合金の大出力レーザ溶接の場合、時々キーホール中間部近傍からも気泡を発生することがあるが、放出された気泡はキーホール先端部で生成した気泡と同様に溶融池内を湯流れに乗って輸送され、凝固壁でトラップされてポロシティとなったり、溶融池表面から外部へ脱出したりすることが観察された。

一方、ステンレス鋼のポロシティの主な生成機構およびキーホール挙動を模式的にまとめたものを **Fig. 5.38** に示す。

	(a) Main behavior	(b) Behavior observed under some welding condition
Schematic of porosity formation		
Welding condition	Bead-on-plate welding Butt-joint welding	Bead-on-plate welding Butt-joint welding Full penetration welding

Fig. 5.38 Schematic drawing of keyhole and porosity formation behavior during high power CO₂ laser welding of Type 304 steel.

ステンレス鋼の場合も、アルミニウム合金の場合と同様に、レーザ照射位置に蒸発反力によって深いキーホールが形成し、主に金属蒸気で満たされているキーホールは、蒸発金属の蒸発量が時々刻々変化するために蒸発が弱いときに、シールドガスや大気成分を巻込んでいるものと考えられる。このように、金属蒸気とシールドガス、微量の大気成分が入っているキーホールの先端部は、パワー密度の低下による溶融のためやや後方へ曲がっているときに激しい金属の蒸発がここで起こると、キーホール先端部後壁を溶融池後部へ押し出し、気泡を溶融池後方へ放出する。生成した気泡は溶融池内を湯流れに乗って輸送されるが、溶融池低部では広範囲にわたって高速に流れる湯流れがないため、生成した気泡のほぼ全てが、あまり移動しないうちに凝固壁にトラップされ、ポロシティとして残留する。

なお、ステンレス鋼の場合も、キーホール中間部近傍からも気泡を発生することもあったが、放出された気泡は湯流れに乗って輸送され、凝固壁でトラップされてポロシティとなることが確認された。

5.8 大出力 CO₂ レーザ溶接時と高出力 YAG レーザ溶接時の相違点

ここでは、第4章で明らかにした高出力 YAG レーザ溶接時におけるキーホール挙動およびポロシティ生成挙動の結果と本章での CO₂ レーザ溶接時におけるキーホール挙動およびポロシティ生成挙動の結果を比較し、それぞれの類似点と相違点を明確にする。

アルミニウム合金の場合、いずれのレーザ溶接でも、同様にキーホール先端部から気泡が発生し、それがポロシティとなること、ならびにキーホール先端部近傍から熔融池底部後方への湯流れが同様に起こっていることが観察された。しかし、ステンレス鋼の場合、YAG レーザ溶接ではアルミニウム合金と同様な湯流れや気泡およびポロシティの発生が認められたが、CO₂ レーザ溶接では湯流れや気泡の流動に差違が認められた。なお、YAG レーザは加工点で 3.5 kW であるのに対して、CO₂ レーザは加工点で 8 kW 以上であるので単純に比較検討ができないかもしれない。そこで、CO₂ レーザでも加工点で約 3~4 kW で比較用の実験を行った。

まず、He シールドガス中、5 kW でステンレス鋼の CO₂ レーザ溶接を行ったときのキーホール挙動およびポロシティ生成挙動を示したリアルタイム観察の写真を Fig. 5.39 に示す。

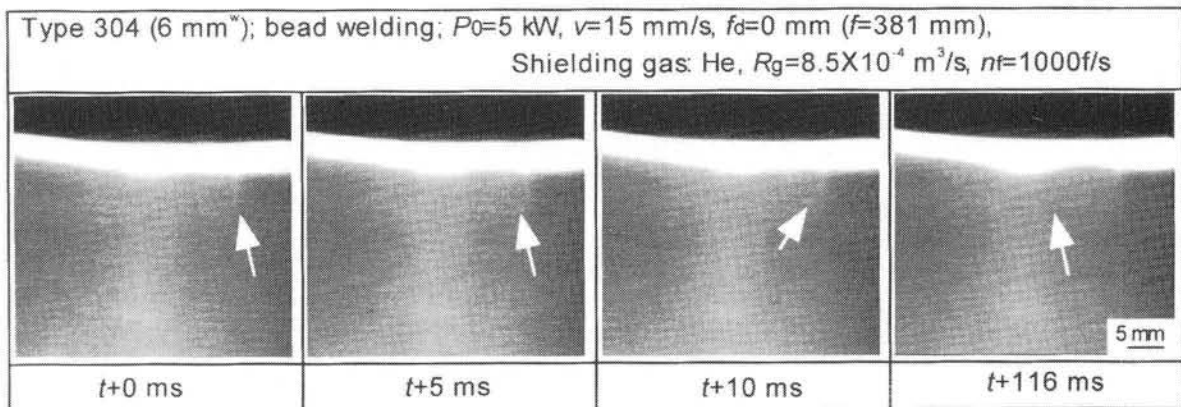


Fig. 5.39 X-ray real-time observation of Type 304 welded with CO₂ laser at 5 kW in He shielding gas, showing keyhole and porosity formation behavior during welding.

前章で紹介した YAG レーザ溶接時の溶接条件に近い条件で溶接しているにもかかわらず、CO₂ レーザ溶接では、キーホール先端部で生成した気泡は、あまり動かないうちにトラップされ、ポロシティとして残留していることが観察された。この挙動は 10kW の出力で CO₂ レーザ溶接している場合と非常に近いことが確認された。

また、この低出力時における溶融池形状の観察および湯流れの検討も行った。溶融池内に攪拌された Pt の様子を **Fig. 5.40** に示し、W 粒子の移動により観察された湯流れの例を **Fig. 5.41** に示す。

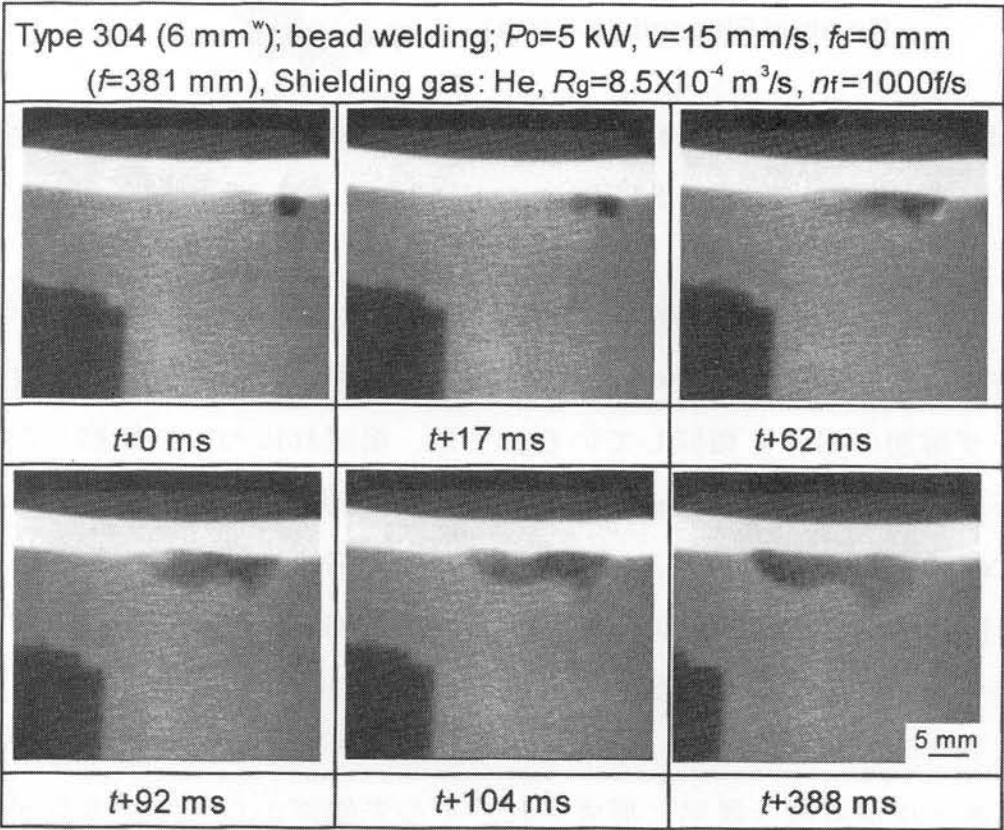


Fig. 5.40 X-ray observation of melting and diffusing of Pt wire in Type 304 molten pool during CO₂ laser welding at 5 kW power, showing molten pool shape.

Type 304 (6 mm^φ); bead welding; $P_0=5$ kW, $v=15$ mm/s, $f_d=0$ mm
 ($f=381$ mm), Shielding gas: He, $R_g=8.5 \times 10^{-4}$ m³/s, $n_f=1000$ f/s

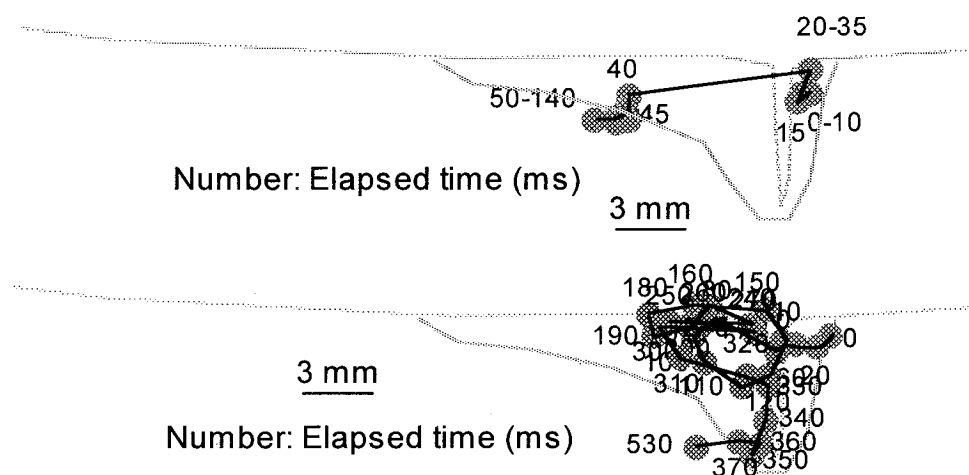


Fig. 5.41 Typical example of liquid flow in molten pool of Type 304 welded with CO₂ laser at 5 kW power.

CO₂ レーザ溶接時の溶融池形状は、表面近傍では溶融池後方に広く、キーホールが存在する位置近傍のみ深くなっていることが観察される。この形状は大出力 CO₂ レーザ溶接の場合と類似している。また、湯流れについて観察したところ、キーホール底部近傍の W 粒子の挙動はあまり広範囲に移動しておらず、これも大出力 CO₂ レーザ溶接の場合とほぼ同様であると考えることができる。

以上の観察結果より、ステンレス鋼の場合、YAG レーザと CO₂ レーザで溶接した場合の類似点と相違点は次のようにまとめることができる。

<類似点>

1. キーホールが溶融金属部に形成され、その先端部から気泡が多数発生する。
2. 溶融池内へ放出された気泡は、溶融池内を移動中に、凝固壁でトラップされたものがポロシティとして残留する。
3. キーホールは膨張・収縮を繰り返している。

<相違点>

1. キーホールから生成した気泡は、YAG レーザの場合溶融池後部で大きく旋回するが、CO₂ レーザの場合はあまり動かず、ポロシティとして残留しやすい

こと。

2. 溶融池形状が若干異なる。すなわち、YAG レーザの場合溶融池底部が溶接方向に比較的広いが、CO₂ レーザの場合は溶融池表面が広く、キーホール先端部近傍では溶接方向に狭い。
3. 溶融池内の湯流れも若干異なる。すなわち、YAG レーザの場合、キーホール底部近傍から溶融池後壁沿いに上昇し、溶融池後部内を大きく旋回していたが、CO₂ レーザの場合はキーホール先端部近傍では、大きな旋回が見られず、あまり広範囲に動かない。

以上の結果より、ステンレス鋼では YAG レーザと CO₂ レーザで気泡の流動挙動や溶融池形状および湯流れに違いがあることが確認された。

5.9 結言

大出力 CO₂ レーザ溶接時のキーホール挙動やポロシティ生成挙動について、X 線透視法などで観察して検討した結果、次のことが明らかになった。

- 1) He シールドガス中において、レーザパワー10～40 kW でアルミニウム合金およびステンレス鋼の溶接を行った結果、溶接ビードの溶込み深さは、いずれもパワーの増加に従って、約 10～25 mm にほぼ比例的に増加した。
- 2) シールドガスの種類による溶込み特性を検討したところ、ステンレス鋼もアルミニウム合金も He ガスが最も深く、He-Ar 混合では Ar の割合が大きくなるほど溶込み深さが浅くなり、Ar ではほとんど溶けなかった。すなわち、溶込み深さにガスプラズマの影響が大きいことが確認された。
- 3) ステンレス鋼およびアルミニウム合金においても、He でも He-Ar でも溶接金属部内にポロシティの存在が確認され、これらのガスがポロシティ低減に効果的でないと判断された。
- 4) ステンレス鋼でもアルミニウム合金でも、窒素ガスでシールドした場合は、レーザ出力 20 kW までは深溶込み溶接が行われているが、ポロシティは確認

されなかった。

- 5) アルミニウム合金の窒素ガスシールドの場合、溶接金属部全域にわたってAINが存在していることが光学顕微鏡観察で確認された。
- 6) アルミニウム合金のポロシティは、生成位置によって形状が異なることが確認され、熔融池上部では、球状であり、溶接金属部中腹では楕円形、熔融池底部には針状であった。
- 7) アルミニウム合金における針状ポロシティは、スポット溶接時に溶接金属部の底部で観察されるポロシティの生成状況と類似であり、キーホールが深く侵入したが、その先端部が取り残されて凝固したと考えられる。
- 8) ステンレス鋼の場合、ポロシティは溶接金属部底部近傍に多く、形状も球形のものしか観察されなかった。
- 9) ステンレス鋼およびアルミニウム合金とも、キーホールは激しく膨張・収縮をしており、キーホール先端部が溶接方向に対してやや後方に曲がる場合があることが観察された。
- 10) ステンレス鋼およびアルミニウム合金のキーホール先端部前壁では、激しい蒸発によってキーホール先端部後壁を押し出し、気泡を多く生成している様子が観察され、熔融池内を移動中に凝固壁でトラップされた気泡がポロシティとして残留することが確認された。
- 11) ステンレス鋼およびアルミニウム合金での主なポロシティはキーホール先端部で生成した気泡が凝固壁でトラップされて残留したものであり、一部、キーホール中間部から気泡が形成し、ポロシティとして残留する場合もあることが観察された。
- 12) アルミニウム合金の場合は、熔融池内に生成した気泡が広範囲に熔融池内を移動したり、他の気泡と合体したり、熔融池表面まで移動して消滅することもあることが観察された。
- 13) アルミニウム合金での楕円形および球形のポロシティは、いずれもキーホール先端部で生成した気泡が、凝固壁にトラップされて生成したものであることが確認された。楕円形のは比較的熔融池深部で側面から凝固してくる界面に押されて生成したものと考えられ、球形のものは熔融池上部まで移動

してきた後に凝固が起こって生成したと考えられる。

- 14) ステンレス鋼での気泡は、溶融池内をあまり広範囲に移動せず、溶融池底部近傍で凝固壁にトラップされてポロシティとなり、気泡が溶融池表面から外部へ脱出しない場合が多く、この点はアルミニウム合金の気泡の動きと大きく異なることが確認された。
- 15) ステンレス鋼とアルミニウム合金とも、He や He-Ar 混合ガスの場合はキーホール先端部から多数の気泡を生成していたが、N₂ ガスの場合、先端部からの気泡の発生がないため、ポロシティが生成されにくいことが観察された。
- 16) レーザ溶接時の溶融池形状は、溶接材料より密度が高く、融点が同等の金属を用いることにより可能であり、その結果、表面が広く、レーザ照射位置近傍が非常に深くなっている状況が観察可能であった。
- 17) 溶融池内には、種々の流れのパターンが定常的ではなく、時々刻々変化しながら起こっている様子が観察された。その主な湯流れは、以下のようである。
 - ・ 溶融池表面で、キーホールを迂回して後方へ向かう流れ
 - ・ キーホール口から上昇し、溶融池後方への流れ
 - ・ キーホール先端部近傍から溶融池の底部に沿う後方流れ
- 18) アルミニウム合金の溶融池内の湯流れは、キーホール先端部から溶融池後壁沿いに上昇するときに、最大約 0.4 m/s と高速であった。一方、ステンレス鋼での湯流れは、溶融池表面近傍で後方に向かって流れるとき、最大 0.3 m/s と高速であることが実測された。
- 19) アルミニウム合金の場合、W 粒子がキーホール底部まで移動したとき、その速度は自由落下速度よりも速く、キーホールにそって下向きの非常に速い流れがあることが確認された。
- 20) 気泡と W 粒子の移動は良く一致していた。このことより溶融池内の気泡の移動は、自らの浮力によるものではなく、溶融池内の湯流れによって輸送されていることが明らかになった。
- 21) ポロシティ内壁には蒸発物質からなる酸化物や融液侵入の痕跡が認められた。また、シールドガスが主に混入されていた。したがって、ポロシティ生成の原因であるキーホールからの気泡の発生時には、多量の金属蒸気と若干

のシールドガス成分が含有され、一部、微量の大気成分が巻き込まれる場合があることが推察された。

- 22) ステンレス鋼およびアルミニウム合金のレーザ溶接時におけるポロシティの生成機構がキーホール挙動や気泡の発生と湯流れから理解された。

第6章 レーザ溶接時におけるポロシティ低減法の開発

6.1 緒言

第3章では、パルス YAG レーザ溶接時のキーホール挙動を X 線透視法で観察し、ポロシティはキーホールの急激な崩壊に伴って発生し、レーザパワーの波形制御によって低減が可能であることを明らかにした。そして、第4および5章では、それぞれ連続発振(CW)の高出力 YAG レーザおよび大出力 CO₂ レーザ溶接を種々の条件で行い、その溶接時のキーホール挙動や気泡およびポロシティの生成状況を X 線透視法で観察し、ポロシティの生成機構について、キーホール挙動や湯流れとの関連性から明らかにした。特に、CW レーザ溶接時には、主に、キーホール底部から気泡が発生し、それが移動中にトラップされてポロシティとなり、ポロシティの生成機構はパルスレーザ溶接時とは異なることが判明した。そこで、本章では、高出力の YAG レーザおよび CO₂ レーザを用いて、従来からポロシティ低減に有効と報告されている方法と前章までの知見に基づいて、ポロシティの低減・抑制法を種々試み、低減・防止の可能性と理由について検討している。

6.2 高出力レーザ溶接時におけるポロシティ低減に対する貫通溶接の効果

第4および5章の結果より、CW レーザ溶接時のポロシティは主にキーホール先端部で発生することが判明した。そこで、キーホール先端部が裏面に抜けることによって存在しない貫通溶接を行い、ポロシティ低減・防止に及ぼす貫通溶接の効果について検討した。

オーステナイト系ステンレス鋼における貫通溶接と部分溶込み溶接の結果を比較して **Fig. 6.1** に示す。それぞれ溶接ビード表面、断面および X 線透過試験をまとめたものである。ビード表面を比較すると、どちらもほぼ同様な溶接ビードである。しかし、溶接ビードの X 線透過検査および横断面写真を見ると、部分溶込み溶接の方にポロシティが生成しているが、板厚約 10 mm の貫通溶接ではポロシティが抑制されていることがわかる。

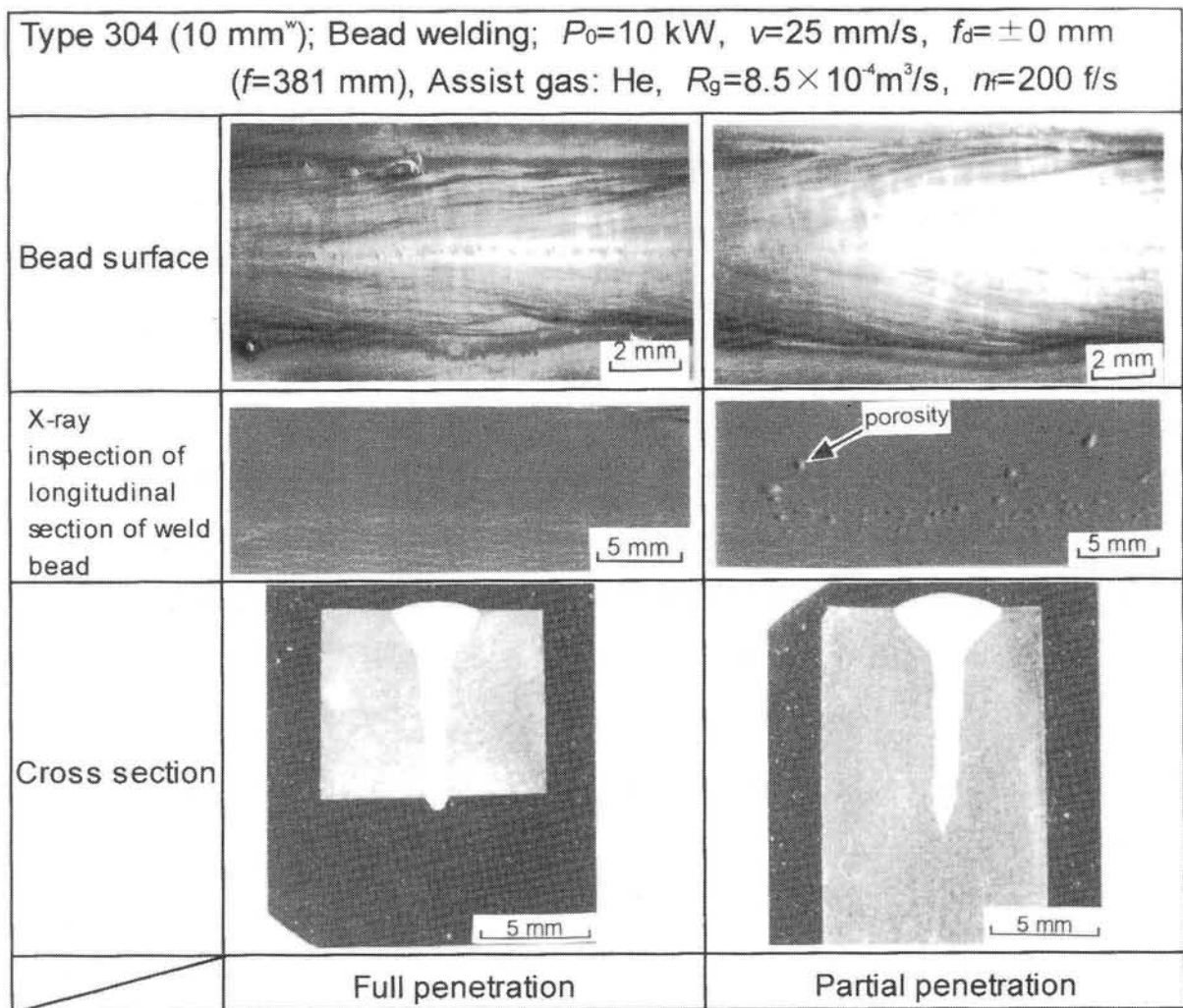


Fig. 6.1 Comparison of surface appearance, X-ray inspection result and cross-sectional photos between fully and partially penetrated welds in Type 304.

そこで、この差異を検討するために、貫通溶接時のキーホール挙動を X 線透視リアルタイム観察した。その結果を **Fig. 6.2** に示す。ステンレス鋼の場合、キーホール先端部が貫通して存在しないために、気泡がキーホール底部から生成されず、良好な溶接が連続して行われるためにポロシティが抑制・防止されていることが明らかである。なお、ポロシティが低減するメカニズムとして、キーホール底部近傍で生成する気泡が裏面の熔融池から脱出して消失することが推察される場合があるが、このような気泡の挙動およびポロシティの低減・防止機構は観察されなかった。

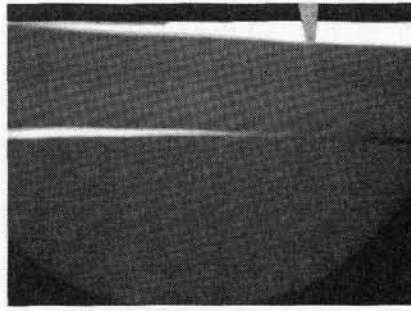


Fig. 6.2 X-ray transmission real-time image during full penetration
CO₂ laser welding of Type 304 steel.

続いて、アルミニウム合金に対しても、CO₂ レーザによる貫通溶接と X 線透視観察を行った。その結果、十分な貫通溶接の条件では、ステンレス鋼と同様に、キーホール先端部からの気泡の発生がなく、ポロシティの生成が防止されることがわかった。

以上の結果より、貫通レーザ溶接法は、ステンレス鋼、アルミニウム合金とも、ポロシティの低減に有効であることが確認された。そして、貫通溶接時におけるポロシティ低減・防止のメカニズムは、十分な貫通溶接の条件では、キーホール先端部が存在しないため、キーホール内の激しい蒸発物質はキーホールの裏面からも脱出し、溶融池内にポロシティの原因となる気泡を生成しないためであることが明らかになった。

6.3 部分溶込みレーザ溶接時におけるポロシティ低減法の開発

前節においては、ポロシティの低減が貫通溶接を行うことにより可能であることを示したが、本節では、部分溶込みレーザ溶接でのポロシティ低減方法について検討し、そのメカニズムを調査した。

6.3.1 前進溶接法の効果

前章までの観察結果からも明らかにしたように、CW レーザ照射時のキーホール先端部は溶接方向に対して少し後方へ曲がっており、キーホール先端部では

激しい蒸発が起き、気泡を溶融池に放出している。そして、生成した気泡が凝固壁でトラップされて残留するものがポロシティである。このような部分溶込み溶接時におけるキーホール先端部での蒸発の方向を制御するために、ビームを傾斜させて照射し、ポロシティ低減に及ぼすレーザの入射角の影響について検討した。

まず、ステンレス鋼においてレーザの傾斜によるポロシティ低減の可能性を検討するため、レーザ入射角を 0～30 度と変化させて前進溶接と後進溶接を行った。溶接後の各ビードを X 線検査した写真と溶接中のキーホールや気泡の生成状況を示す模式図を **Fig. 6.3** に示す。図より、前進溶接側では、角度の増加に伴ってポロシティは減少している。一方、後進溶接にすると、角度の増加に伴ってポロシティが増加している。

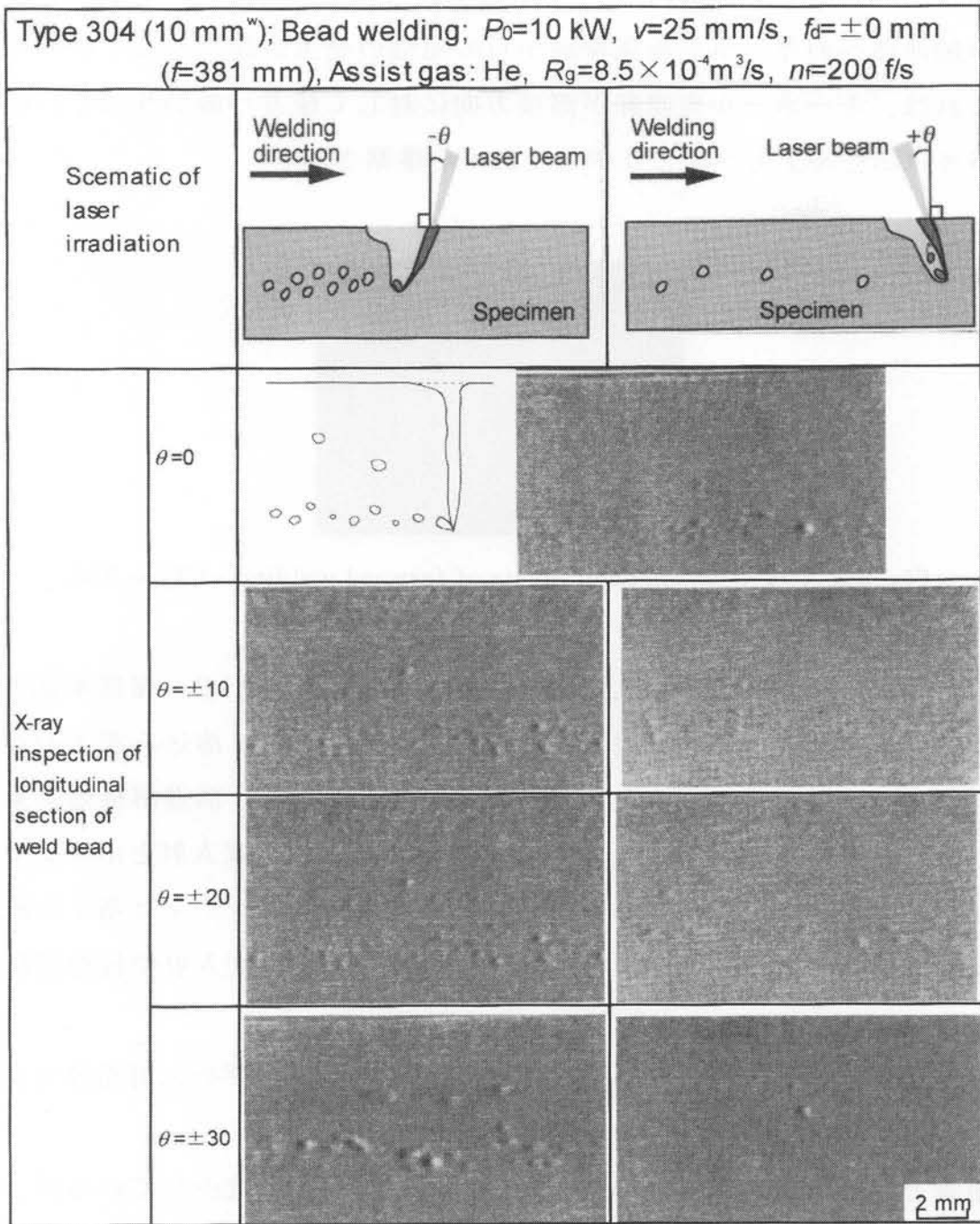


Fig. 6.3 X-ray inspection result and schematic drawing of forward and backward welding made at different beam angles, showing effect of laser irradiation angle on porosity formation in Type 304.

そこで、前進溶接時のポロシティの低減メカニズムを観察するために、X線透視リアルタイム観察を行って検討した。前進溶接時と後進溶接時のリアルタイ

μ観察結果の一例を **Fig. 6.4** に示す。前進溶接時にはキーホールが斜めに形成され、熔融池内へのキーホール先端部からの気泡の発生が起こりにくいようである。これは、キーホール先端部が溶接方向に対して後方へ曲がりにくいので、蒸発がキーホール上方へ起こりやすいためと推察される。

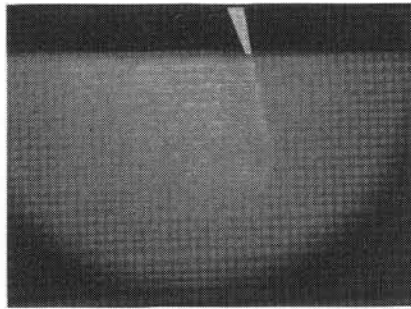


Fig. 6.4 X-ray transmission image of forward welding of Type 304.

ところで、前進溶接を行うと、溶込み深さは、レーザのパワー密度が低下するため、垂直入射に比べて若干浅くなる傾向がある。また、溶込み深さの浅いもののほどポロシティが少ないことも知られている。そこで、前進溶接の効果を調べるために前進角 30 度の場合と同程度の溶込みになる垂直入射とポロシティの生成を比較した。その結果、垂直入射の試料の方がポロシティは多く生成していることが確認された。したがって、前進溶接の方が垂直入射や後進溶接よりもポロシティを抑制できると判断される。

同様な実験をアルミニウム合金においても行った。レーザの入射角度を変化させて得られた溶接ビードの X 線検査写真を **Fig. 6.5** に示す。

前進溶接ではビームが傾くにつれて次第にポロシティが減少しているが、後進溶接ではビームの傾斜と共にポロシティが増加している。

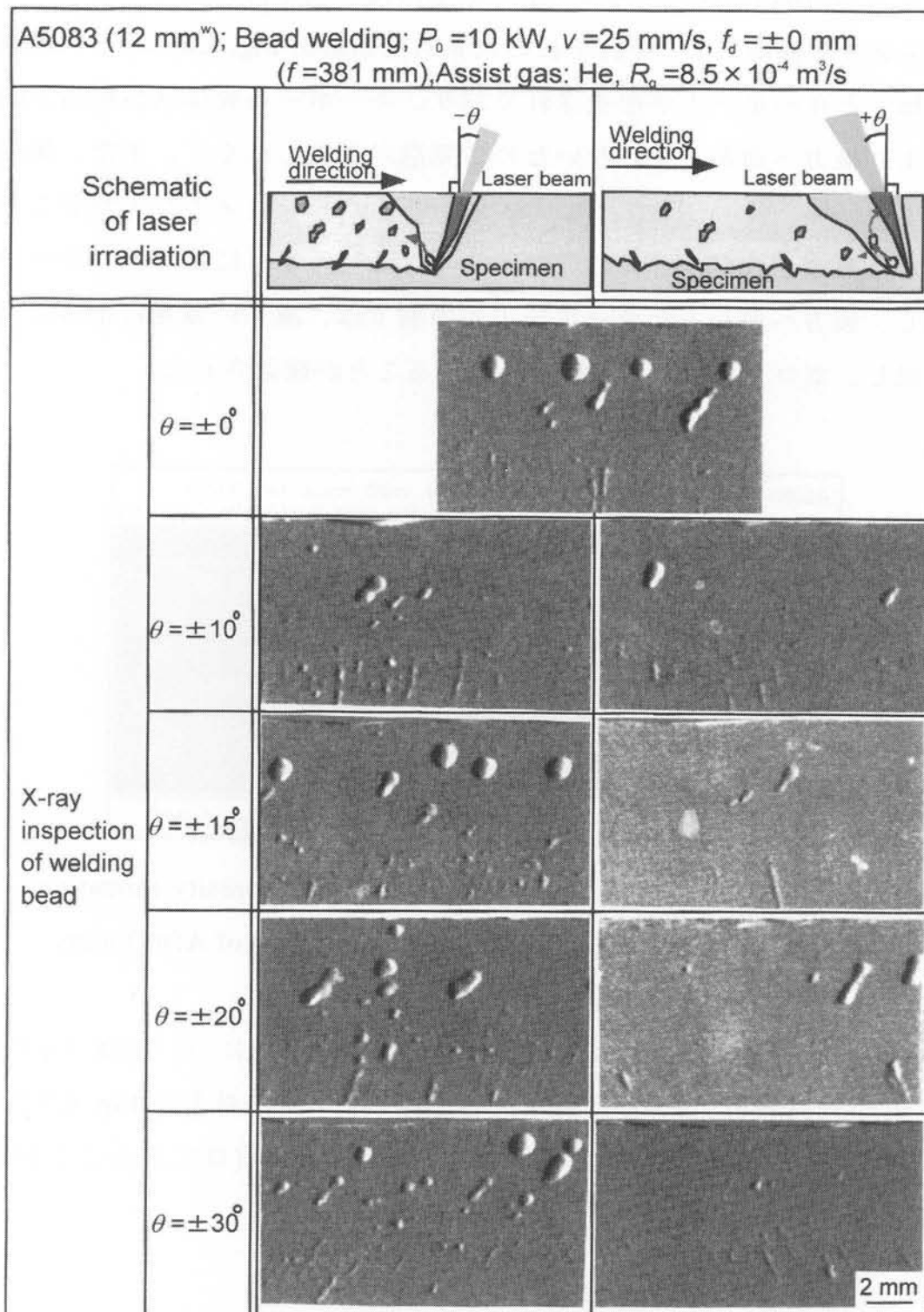


Fig. 6.5 X-ray inspection results of CO₂ laser welds in A5083 made at 25 mm/s welding speed at different forward and backward angles, and schematic representation of these welding phenomena, showing influence of beam angle on porosity formation.

そこで、この違いを検討するために、前進溶接と後進溶接のキーホール挙動を X 線透視装置で観察した。それぞれの代表的な挙動を **Fig. 6.6** に示す。前進溶接では前傾したキーホールが形成されており、キーホール先端部が溶接方向に対してあまり後方へ曲がっていないために気泡が生成しにくく、また、気泡が生成してもキーホールへ戻ったりしやすいため、ポロシティとして残ることが少ないことが観察された。一方、後進溶接では、後ろ向きに曲がったキーホールが形成し、後方へ曲がったキーホール先端部では、激しい蒸発によって気泡が多く生成し、ポロシティとして残留していることが確認された。

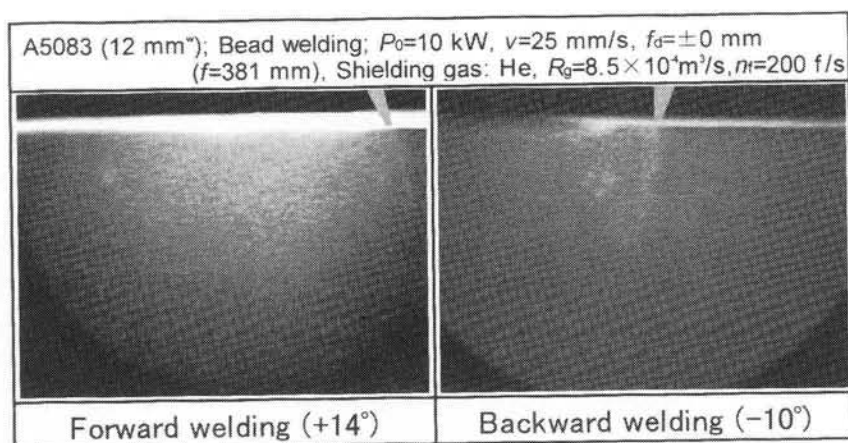


Fig. 6.6 Typical observation results of keyhole and porosity formation behavior during forward and backward welding of A5083 alloy.

前進溶接でのポロシティ抑制に及ぼす溶接速度の影響について調べるために、溶接速度を 50 mm/s にして、同様な実験を行った。その結果を **Fig. 6.7** に示す。

この結果より、前進溶接法は溶接速度が 50 mm/s でも有効であることが確認される。

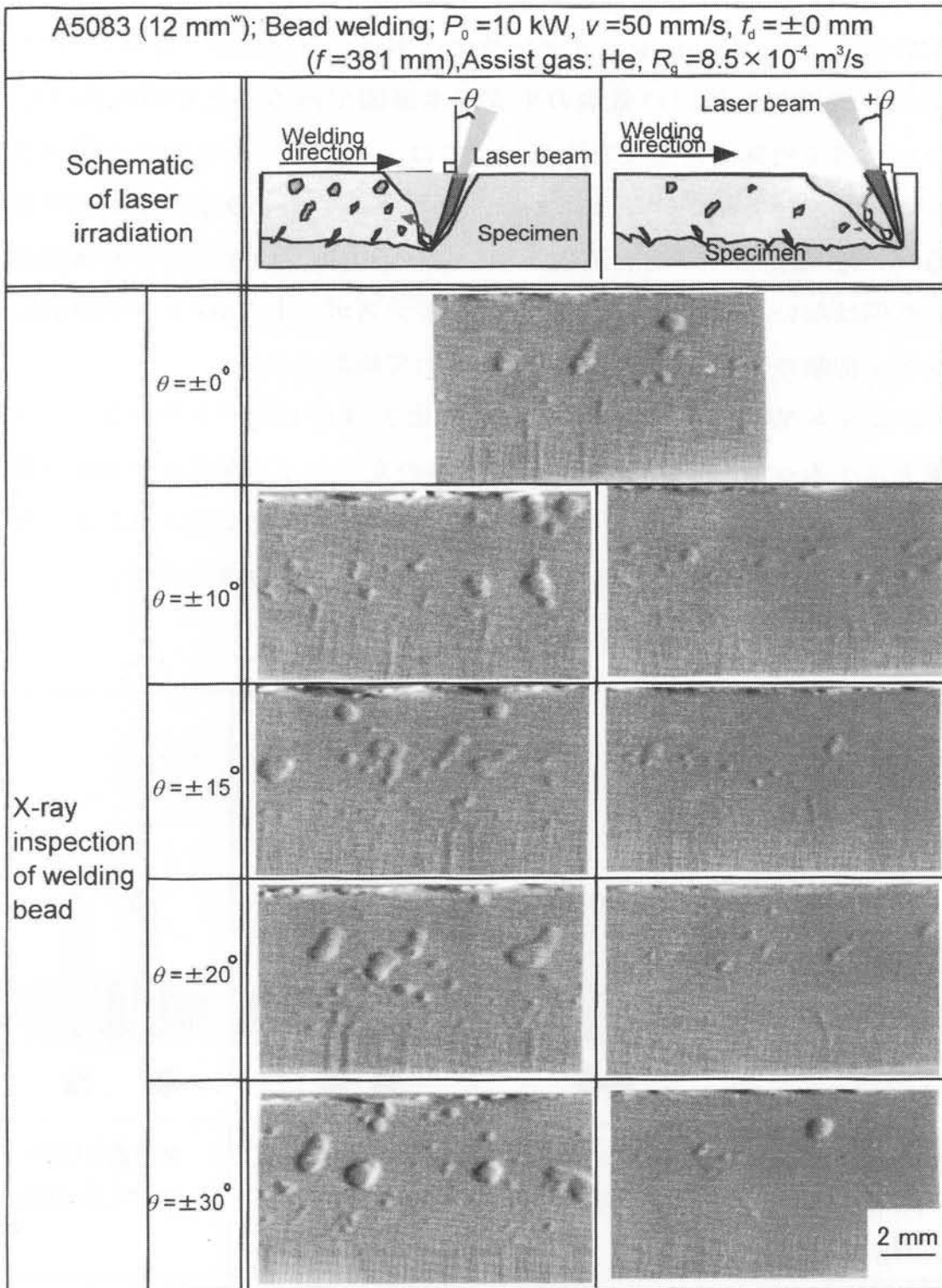


Fig. 6.7 X-ray inspection results of CO₂ laser welds in A5083 alloy made at 50 mm/s welding speed at different forward and backward angles, and schematic representation of these welding phenomena, showing influence of beam angle on porosity formation at high welding speed.

6.3.2 ツインスポット YAG レーザ溶接法の効果

第4章では、高出力 YAG レーザ溶接時にはポロシティが多く発生し、それは、キーホール先端部近傍での気泡の生成が主原因であることを明らかにした。キーホール内での気泡の発生を防止するには、キーホールを大きく開口させるツインビーム溶接方法が有効といわれ、自動車のボディ溶接などに適用されつつある^{43, 59)}。しかしながら、そのツインビーム溶接時のキーホール挙動などを観察した例はない。そこで、本項では、ツインスポット YAG レーザ照射によるポロシティ抑制の可能性と有効な条件について検討する。

ツインビーム YAG レーザ溶接では、集光比 2:1 のレンズを用いた。したがって、集光系へ入ってくる直径 0.6 mm の 2 本の光ファイバ間隔が 2 mm の場合、加工点では 2 本の直径 0.3 mm のビームが 1 mm 間隔で並んでいることになる。本研究で用いたビームの加工点でのプロファイルを Fig. 6.8 に示す。

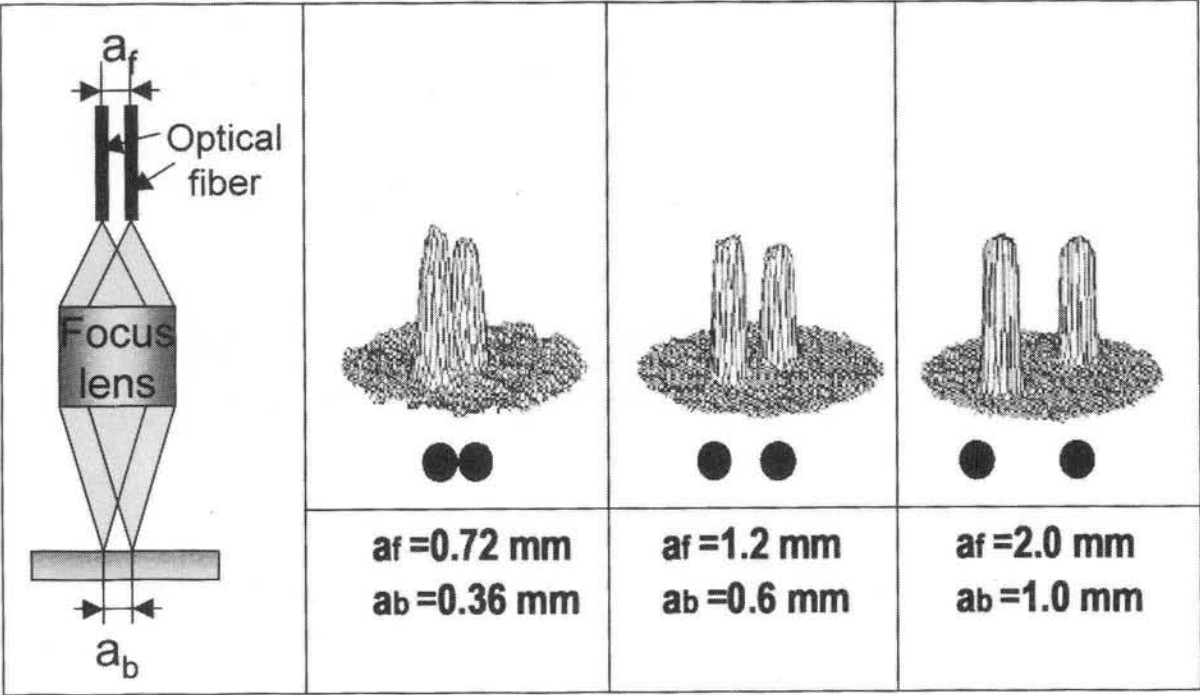


Fig. 6.8 Power profiles of twin beam system at processing point used in this study.

まず、ツインビーム加工時のキーホール形状について調査するため、2 本のビーム間隔を変化させて溶接を行い、X 線リアルタイム観察を行った。なお、画

面の中のキーホールはあまり鮮明ではないので、代表的な形状を模式図としてまとめた。その結果を **Fig. 6.9** に示す。

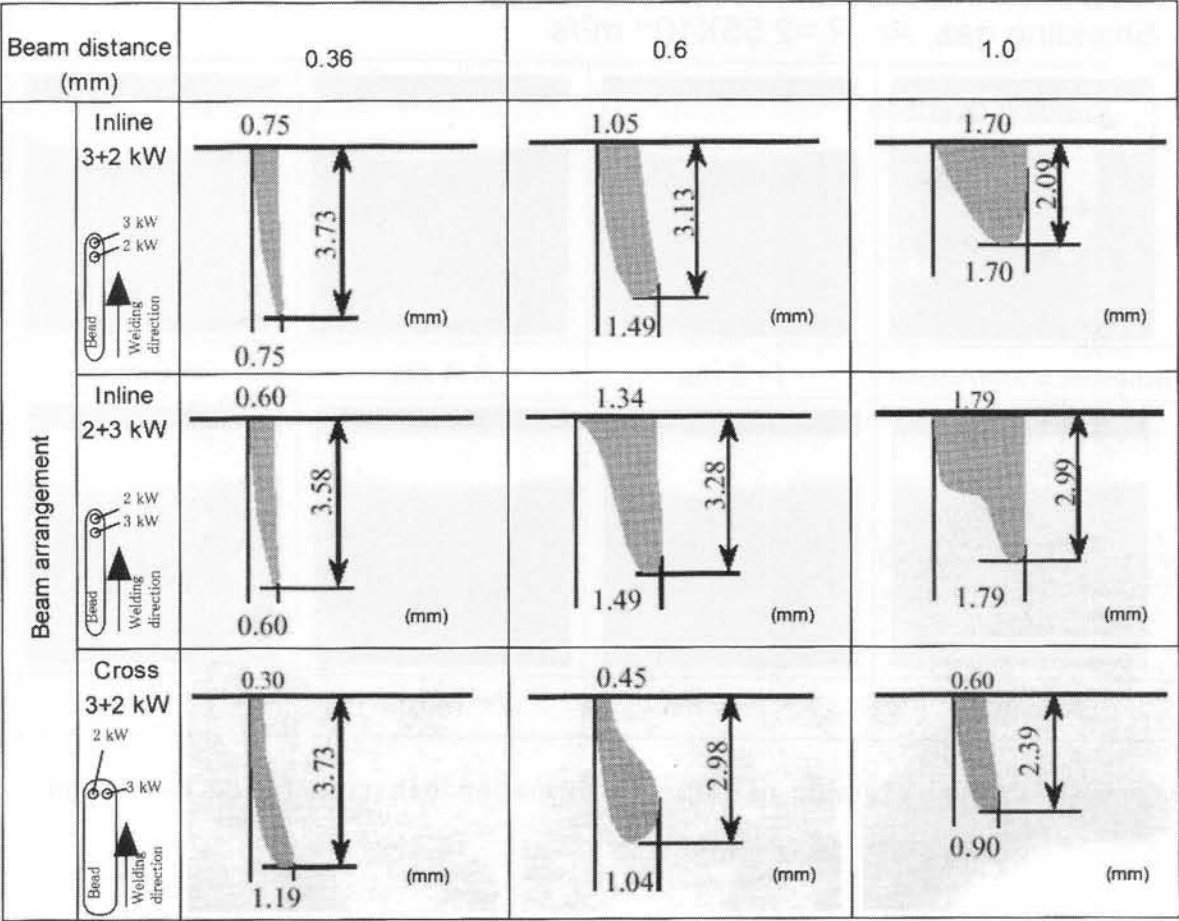


Fig. 6.9 Schematic drawing of typical shapes of keyholes during twin beam welding of A5052 alloy.

キーホールは、溶接方向に直列にビームを並べた直列配置(Inline)の場合、溶接方向へ広く開いており、2本のビーム間隔によっても開口部の長さが違うことが確認できる。一方、溶接方向に並列に並べた並列配置(Cross)の場合、ビーム間隔によってキーホール形状が異なることが観察された。このようにキーホール形状は溶接時のビーム配置やレーザ出力によって様々であり、キーホールの安定性も様々であった。しかし、ポロシティの生成挙動はほぼ共通していた。ツインビーム溶接時における代表的なポロシティ生成挙動を **Fig. 10** に示す。

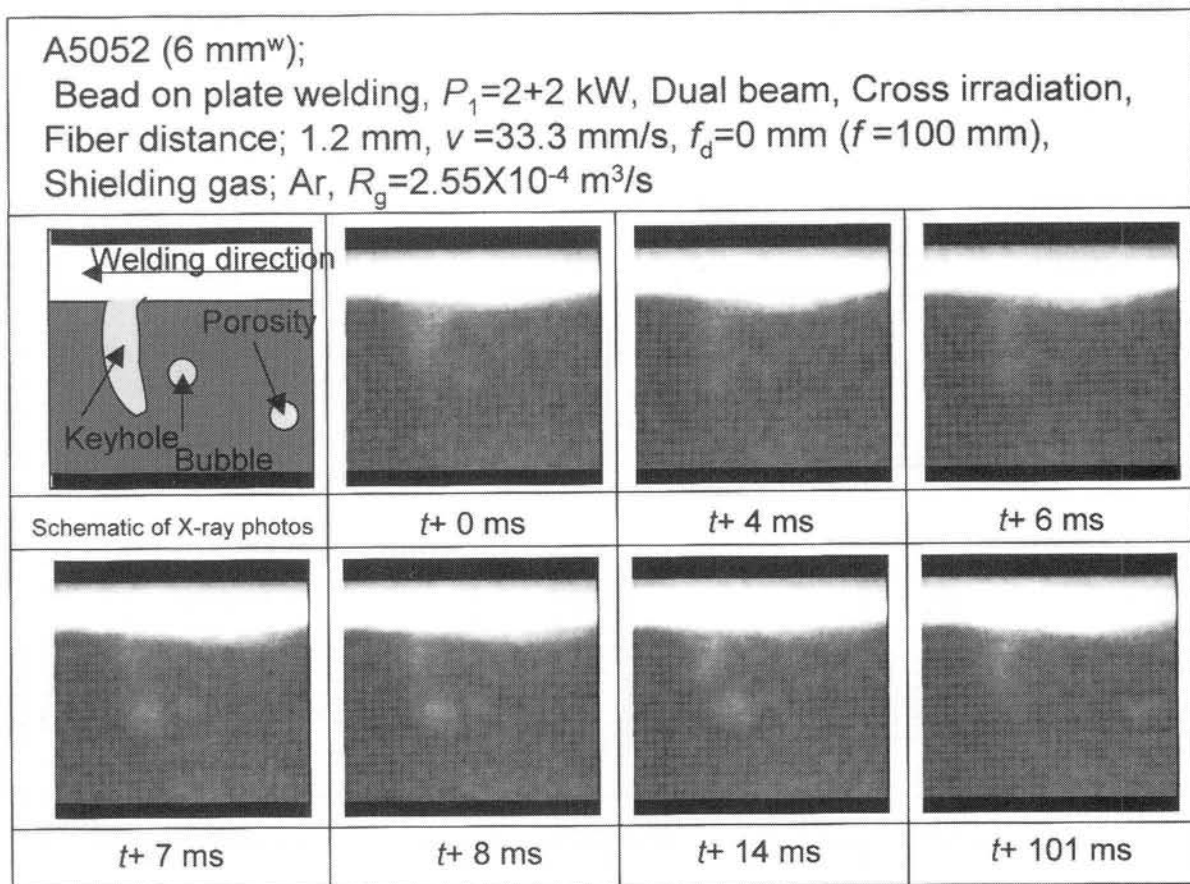


Fig. 6.10 Typical example of porosity formation behavior during twin beam welding of A5052 alloy.

ツインビームの場合もキーホール先端部で激しい蒸発によって気泡を溶融池内に生成し、この気泡が凝固壁にトラップされてポロシティとなることが確認され、基本的にはシングルビームのポロシティ生成機構と同様であることが明らかになった。

次に、キーホール形状とポロシティ生成との関係を知るために、3 kW のシングルビーム溶接のビードと、2+1 kW のツインビーム溶接のビードを X 線検査し、ポロシティの数を数えた。なお、同じ条件で複数回実験しているものについては、ポロシティ数は平均を計算し、少数点以下を四捨五入したものを用いた。その表を **Table 6.1** に示す。A6063 では全てのツインビームのファイバー間隔とビーム配置でポロシティが抑制されており、また、A5052 ではファイバー間隔が 1.2 mm と 2.0 mm でポロシティが減少傾向にあることが確認された。この

結果より、ツインビーム加工はポロシティ抑制に有効であると判断される。

Table 6.1 Number of pores in A6063 and A5052 weld bead produced at 3 kW laser power.

Material	Fiber distance (mm)	Beam arrange	Number of pores
A6063	–	Single	32
	0.72	Cross	16
		Inline	19
	1.2	Cross	24
		Inline	0
	2	Cross	19
		Inline	10

Material	Fiber distance (mm)	Beam arrange	Number of pores
A5052	–	Single	45
	0.72	Cross	49
		Inline	51
	1.2	Cross	24
		Inline	–
	2	Cross	43
		Inline	31

そこで、次に、ツインビーム溶接の効果を調べるために、ビームの出力分布を変化させたり、ビーム間隔を変化させてポロシティ生成数を検討した。ビーム間隔およびビームの出力分布を変化させた場合のポロシティの生成量を比較して **Table 6.2** に示す。この表より、レーザ出力が均等に分布している 2+2 kW では、ファイバー間隔が狭い 0.72 mm のものはポロシティが多く、ファイバー間隔の広い 1.2 や 2.0 mm ではポロシティが減少してことがわかる。また、並列配置と直列配置を比較したところ、今回のデータからはポロシティ数に大きな差が認められず、どちらの配置がポロシティ抑制により効果的であるのかについては判断できなかった。一方、3+1 kW のようなレーザ出力の偏った照射の場合は、2+2 kW の場合に比べてポロシティ数が極端に増加している。また、ビーム間隔も 1.2 mm が最もポロシティが少なく、0.72 mm と 2.0 mm ではポロシティが多くなっている。さらに、3+1 kW の場合は並列配置よりも直列配置の方がポロシティを抑制していることが確認され、溶接条件による最適化が必要であると考えられる。

Table 6.2 Number of pores in A6063 weld beads made at different beam intervals and power distributions at 4 kW laser power.

Material	Laser power	Fiber distance (mm)	Beam arrange	Number of pores
A6063	2+2	0.72	Cross	15
			Inline	9
		1.2	Cross	3
			Inline	3
		2	Cross	9
			Inline	4

Material	Laser power	Fiber distance (mm)	Beam arrange	Number of pores
A5052	2+2	0.72	Cross	40
			Inline	40
		1.2	Cross	12
			Inline	17
		2	Cross	14
			Inline	16

Material	Laser power	Fiber distance (mm)	Beam arrange	Number of pores
A6063	3+1	0.72	Cross	33
			Inline	18
		1.2	Cross	16
			Inline	16
		2	Cross	45
			Inline	23

Material	Laser power	Fiber distance (mm)	Beam arrange	Number of pores
A5052	3+1	0.72	Cross	52
			Inline	33
		1.2	Cross	24
			Inline	35
		2	Cross	50
			Inline	35

Material	Laser power	Fiber distance (mm)	Beam arrange	Number of pores
A6063	2.5+1.5	0.72	Cross	—
			Inline	10
		1.2	Cross	—
			Inline	11
		2	Cross	—
			Inline	—

Material	Laser power	Fiber distance (mm)	Beam arrange	Number of pores
A5052	2.5+1.5	0.72	Cross	—
			Inline	44
		1.2	Cross	—
			Inline	18
		2	Cross	—
			Inline	—

このようにレーザの出力分布やビームの配置方向は溶接時のポロシティ生成に大きな影響を与えることが確認された。

以上の結果より、ツインビーム溶接時には、次のようなメカニズムによりポロシティが低減しているものと考えられる。

シングルビームの場合、キーホールは蒸発圧力が脱出するにはあまりにも細く深く開いてしまうために、キーホール先端部から気泡を生成し、ポロシティとなるが、ツインビーム方式を用いてキーホールを広く開いてやることによって、キーホール内の蒸発物質を外部へ効率よく逃がすことができ、ポロシティの抑制につながっていると考えられる。それを模式図的に **Fig. 6.11** に示す。

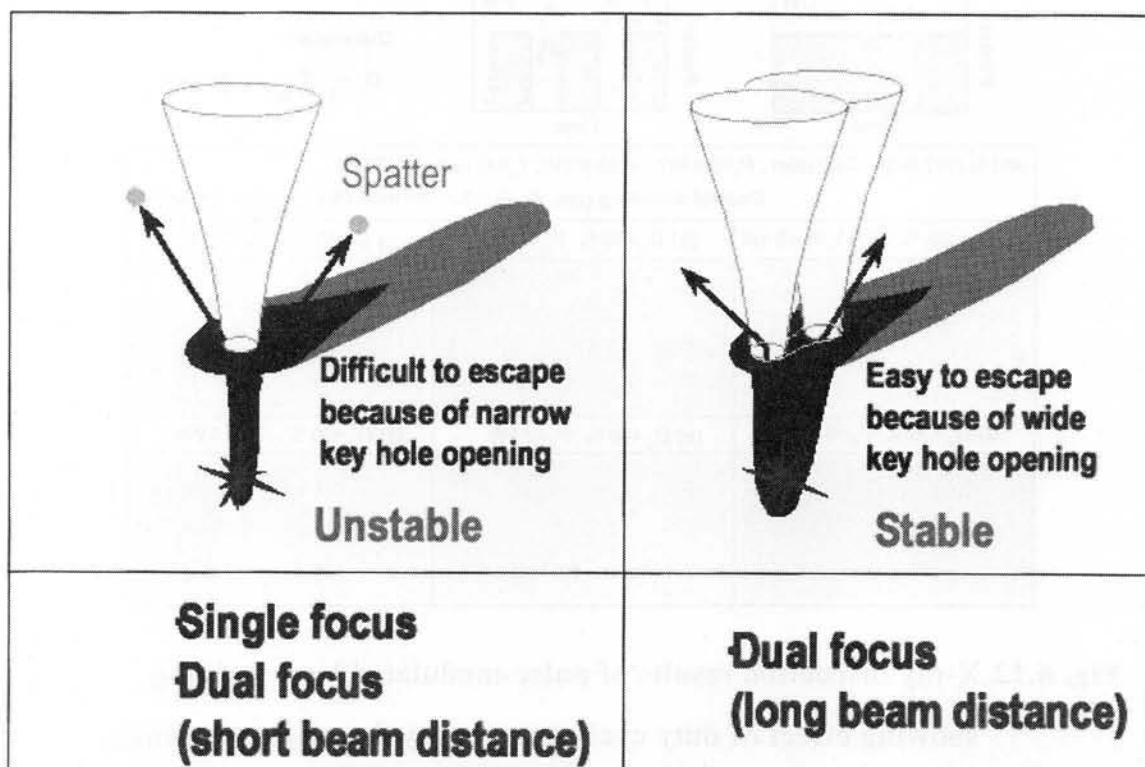


Fig. 6.11 Schematic drawing of single beam and dual beam processes.

以上の結果より、ツインビーム溶接はポロシティ抑制に有効であると考えられるが、条件が少しでも悪いと、ポロシティが低減できないため、有効な条件を選定する必要がある。

6.3.3 パルス変調レーザ溶接法の効果

本節では、パルス変調の条件でレーザ溶接を行い、ポロシティの低減の可能性と生成防止機構について検討する。

一般に、パルス変調したレーザで溶接した際にはポロシティが減少することが知られている^{48, 60)}が、そのメカニズムについてはあまり知られていない。そこで、まず、ポロシティ生成に及ぼすパルスデューティの影響を調べるため、様々なデューティで溶接した。そのビードの X 線検査結果を **Fig. 6.12** に示す。

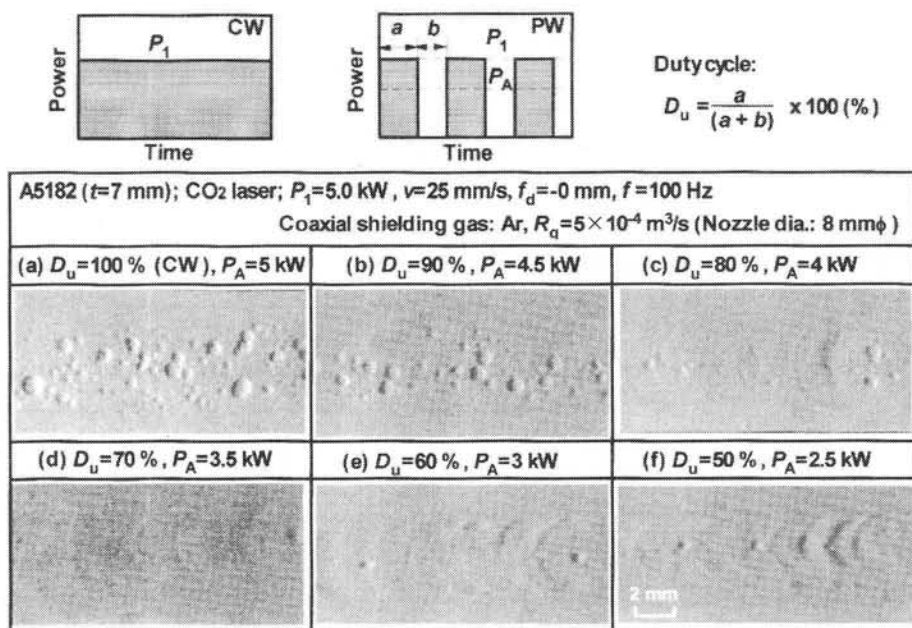


Fig. 6.12 X-ray inspection results of pulse-modulated laser welding, showing effect of duty cycle on porosity formation tendency.

デューティが 100 %、すなわち CW 照射の場合には非常に多くのポロシティが生成している。しかし、デューティを下げてくるに伴ってポロシティが減少し、70 %以下でポロシティはほぼ完全に抑制されている。この結果より、パルス変調によってレーザを制御することはポロシティ抑制に非常に有効であることがわかる。したがって、気泡の発生とそれに伴うポロシティの生成は使用材料や溶接条件によって周波数やデューティを適切にコントロールすることにより効果的に抑制できることが推察される。そこで、マイクロフォーカス X 線透視観察装置を用いて、パルス変調を行った場合のレーザ溶接時のキーホール挙動ならびにポロシティ生成挙動を観察した。その結果を **Fig. 6.13** に示す。このように適切にコントロールされたパルス変調レーザ溶接の際のキーホールは、その形成と消滅を周期的に繰り返しているが、熔融池内への気泡の生成がなく、ポロシティが生成していないことがわかる。なお、繰返し数 75 または 100 Hz で、デューティ 80 もしくは 90%でのレーザ溶接挙動を観察したところ、キーホール先端部からの気泡の発生が認められた。

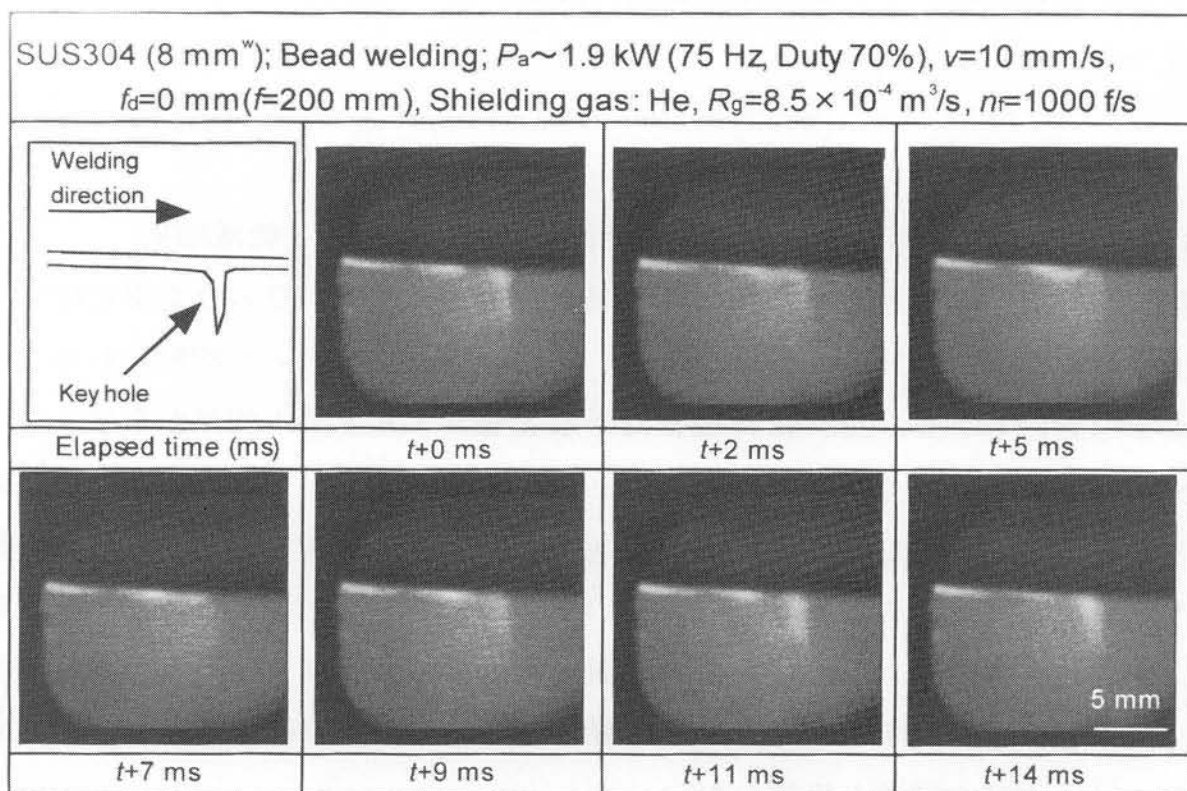


Fig. 6.13 Keyhole behavior during welding with pulse-modulated YAG laser, showing porosity suppression.

したがって、繰返し数 75 Hz、デューティ 70 % の条件では、キーホールの先端部から気泡を発生する前にキーホールが消滅していることが推察される。また、キーホールの消滅に関しては、キーホールの上部ほど太く、融液がキーホールに急速に被さることが少なかった。なお、キーホールの消滅速度は約 0.8～1.1 m/s と測定され、単パルス YAG レーザ照射によるスポット溶接時の消滅速度（約 1.2～2.5 m/s）の半分程度であった。したがって、パルス変調溶接時におけるキーホールが気泡の残留をせずに閉じることが可能であった理由は、熔融池の融液が多く、キーホールからの蒸発噴出に対して裕度があり、上部が太いキーホールが生成しやすく、閉塞速度も若干ゆっくりであるためと考えられる。なお、一度、気泡が残留しても次のキーホールで再度消滅させる現象も観察され、ポロシティの効果的な抑制挙動が確認された。

以上の実験結果より、パルス変調のレーザ溶接法は、キーホール先端部からの気泡の発生を抑制できるような照射条件で、しかも、キーホールを急速に崩壊

させない条件では、ポロシティの低減・防止に極めて有効であることが明らかとなった。

6.4 窒素シールドガス中での CO₂ レーザ溶接時のポロシティ低減効果

第 5 章では、高出力 CO₂ レーザ溶接時におけるアルミニウム合金またはステンレス鋼を N₂ ガスでシールドした場合、いずれもポロシティが抑制されることがわかった。しかし、200 f/s の撮影による X 線リアルタイム観察からは、キーホール先端部から気泡の発生がないことが確認されたが、その抑制効果の詳細は不明であった。そこで、本節では、CO₂ レーザ溶接時のキーホール挙動と噴出プラズマ／プルームの同期観察を 1000 または 1125 f/s で行い、N₂ ガスでポロシティが減少するメカニズムについて検討した。なお、ポロシティを多く発生する He ガスシールド時のキーホール挙動とプラズマ挙動の同期観察も行い、N₂ ガスシールド時の挙動と比較した。

まず、多数のポロシティの生成が確認される He ガスシールド時のキーホール挙動とプラズマ挙動を観察した。オーステナイト系ステンレス鋼 Type 304 における同期観察の結果を **Fig. 6.14** に示す。He ガスの場合、キーホールは常に開口したまま、膨張・収縮し、キーホール口からプラズマ／プルームが常に変動しながら噴出していることが確認される。

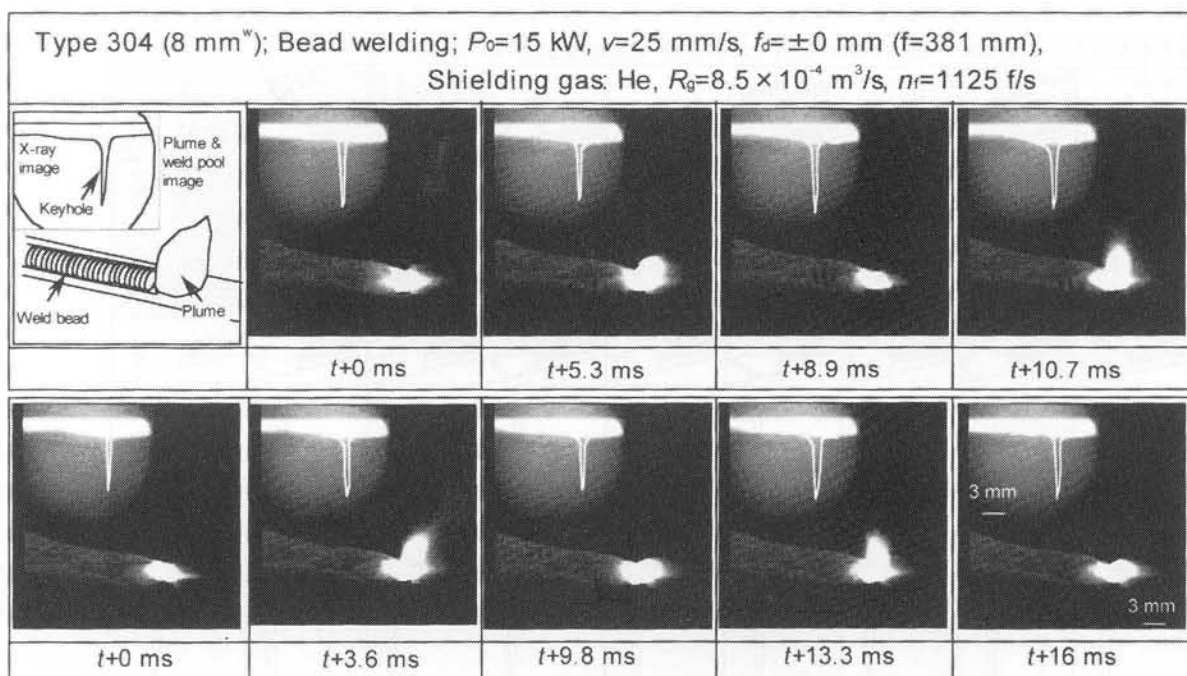


Fig. 6.14 Simultaneous high-speed observation of plasma and keyhole behavior during CO₂ laser welding of Type 304 in He shielding gas.

キーホールのイメージが写真上ではやや不鮮明なので、キーホール形状とプラズマ形状をトレースし、模式図的にまとめたものを **Fig. 6.15** に示す。この図より、プラズマとキーホール挙動には関連があることが推察される。サイズの大きな金属プラズマが連続的に点火している部分 ($t+5.4 \sim t+7.2$ ms) では、キーホールの深さと太さが次第に浅く小さくなっている。これは、キーホール開口部に生成しているプラズマが大きいため、レーザエネルギーを多く吸収し、キーホール内に届くレーザエネルギーが小さくなるためと考えられる。一方、小さいプラズマが急激に大きくなる瞬間 ($t+9 \sim t+9.9$ ms) では、キーホールは急激に大きく太くなっていることが確認される。これは、キーホールの開口部に生成しているプラズマが小さい場合、プラズマによるレーザ吸収があまり起こらず、キーホール内で激しい蒸発を起こり、キーホールを深く太くしていくためと考えられ、激しい蒸発によって吹き上げた金属プラズマの増大とキーホールの伸張がほぼ同時に観察されたためと考えられる。

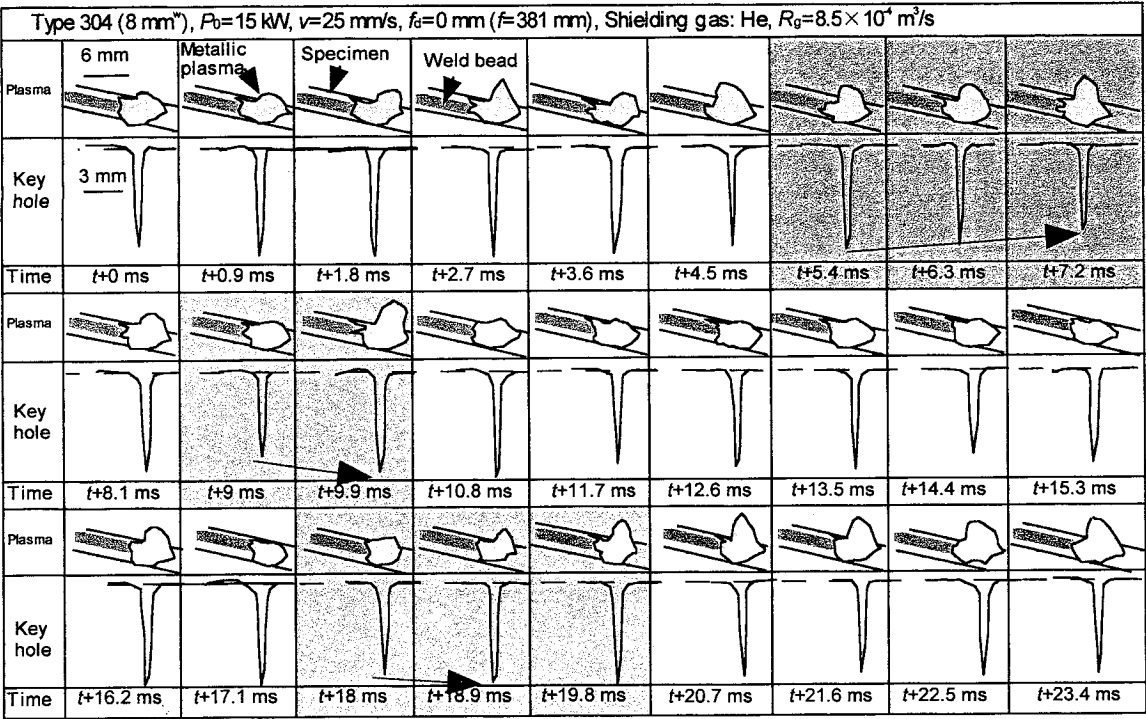


Fig. 6.15 Schematic drawing of plasma and keyhole shape during CO₂ laser welding of Type 304 in He shielding gas, showing relationship between plasma and keyhole shapes.

この観察結果より、ステンレス鋼における He ガスシールド時のキーホール挙動とプラズマ挙動には密接な関連があるものと考えられる。同様な観察をアルミニウム合金および炭素鋼においても行ったが、He シールドガスのキーホール挙動とプラズマ挙動の関係はステンレス鋼の場合と同様であった。

以上の結果より、He ガスシールド時のプラズマとキーホールの挙動は、いずれの合金の場合においても密接な関係があり、キーホールは常に形成されており、膨張・収縮の変動をしていることがわかった。

次に、ポロシティが抑制される N₂ シールドガス時のキーホール挙動とポロシティ生成挙動を観察した写真を **Fig. 6.16** に示す。

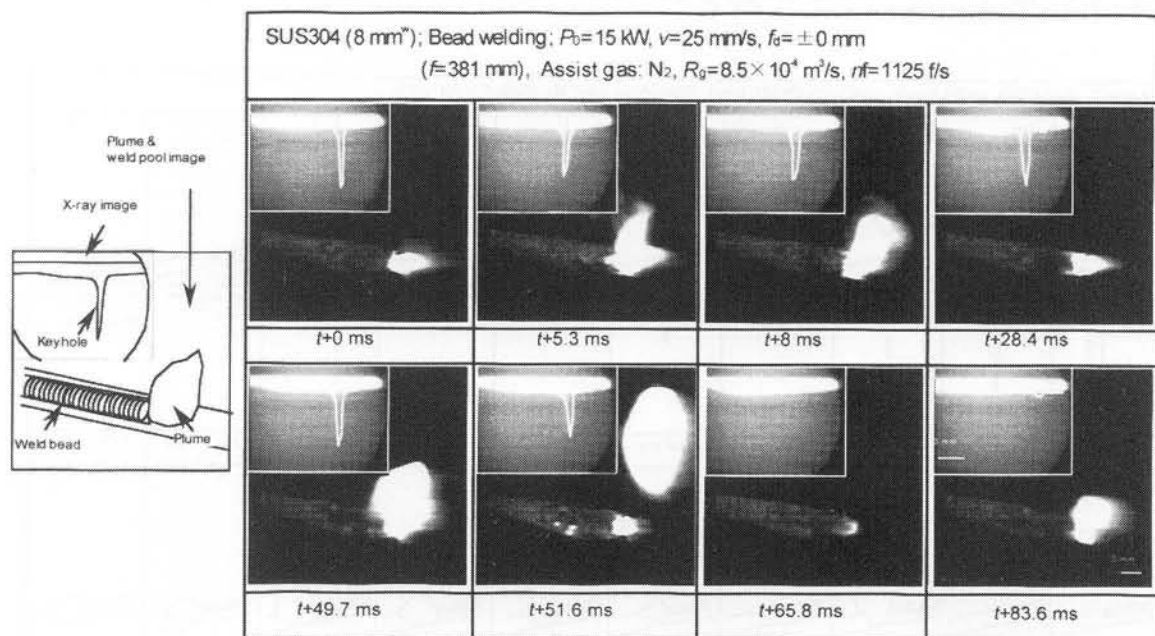


Fig. 6.16 Simultaneous high-speed observation of keyhole and plasma behavior during high power CO₂ laser welding of Type 304 steel using nitrogen gas.

窒素ガスシールドでは、巨大な窒素プラズマが周期的にキーホール上空に生成し、このプラズマの生成時にはキーホールが消滅することが観察される。そこで、このプラズマの挙動とキーホールの挙動を明確にするため、各瞬間におけるプラズマの形状およびキーホールの形状をトレースしてまとめた結果を **Fig. 6.17** に示す。試料表面に金属プラズマが生成しているときは、キーホールが深く生成している。一方、窒素プラズマを点火し、その窒素プラズマが試料表面から離脱して、上方へ浮上していき、巨大化していくと、キーホールが消滅していくことがわかる。なお、このときのキーホールの消滅速度は 1.6 m/s であり、第 3 章で検討した単パルススポット溶接時のキーホールの消滅速度(約 1.2~2.5 m/s)とほぼ同等であることが確認された。窒素プラズマは、逆制動放射によりレーザエネルギーを吸収し、また、屈折作用によってパワー密度の低下を引き起こし、試料表面に到達するレーザのパワーとパワー密度を次第に低減させていることが考えられる。そして、キーホールの形成していない状態は窒素プラズマが消滅する時間まで継続しており、窒素プラズマが消滅し、試料表面にレーザが到達するようになると、まず、はじめに金属蒸気プラズマ/プルームが発

生し、その後キーホールが形成されていくことが明らかになった。

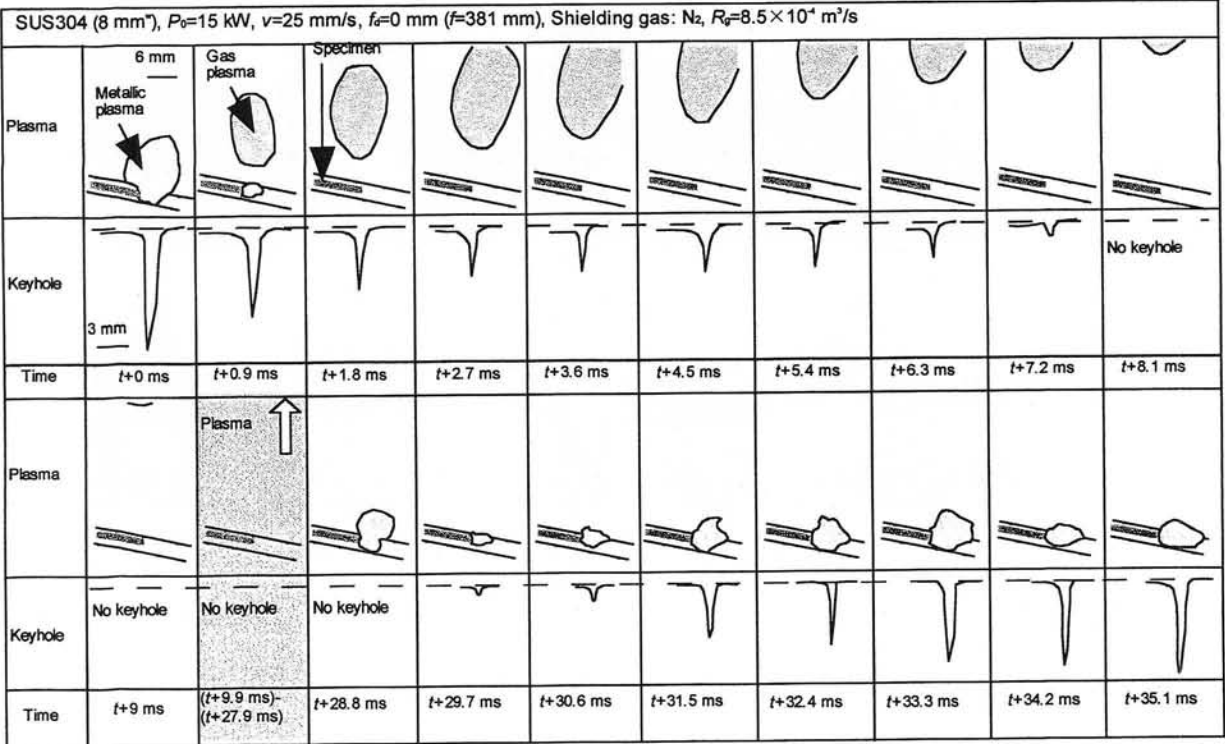


Fig. 6.17 Schematic drawing of plasma shape and keyhole geometry during CO₂ laser welding of Type 304 steel, showing relationship between keyhole and plasma behavior.

模式図および同期観察では、窒素プラズマの挙動が画面からはみだしていて、はっきりとわからないため、窒素プラズマの挙動を撮影し、窒素プラズマの消滅と金属プラズマの噴出の関係を確かめた。その結果を **Fig. 6.18** に示す

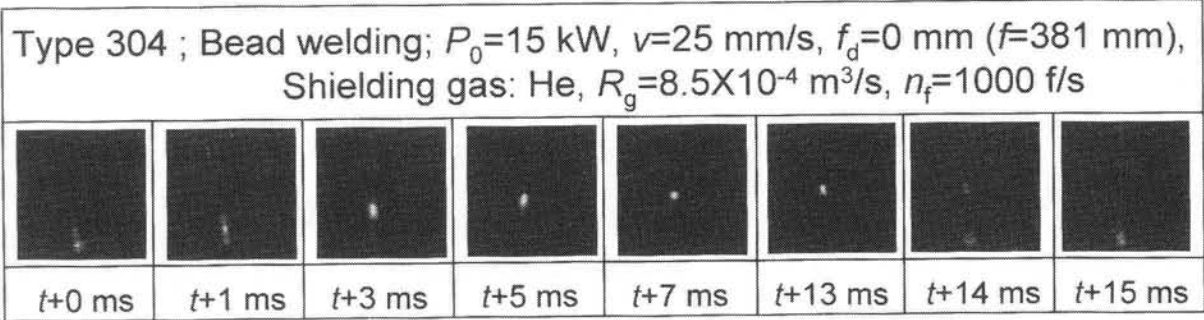


Fig. 6.18 High speed observation of plasma behavior, showing relationship between N-plasma and metallic plasma.

この写真より、窒素プラズマは次第に成長していき、ある高さに達すると小さく収縮していくことがわかる。この間、試料表面における金属プラズマの生成は確認されないが、窒素プラズマがなくなる前に試料表面に金属プラズマが観察され、次の瞬間には窒素プラズマが消えて金属プラズマだけになっている。この結果より、金属プラズマの噴出とキーホールの再生開始は窒素プラズマの消滅よりも約 1 ms 早く始まることが確認された。

これと同様な実験をアルミニウム合金、炭素鋼でも行ったが、同様なプラズマおよびキーホール挙動が確認された。しかし、窒素プラズマの生成周期は材料によって異なっていた。そこで、各材料における窒素プラズマの周期について計測した結果を **Table 6.3** に示す。

Table 6.3 Summary of observation duration of metallic plasma and N-plasma, frequency and duty of plasma behavior in aluminum alloy, stainless steel and carbon steel.

Materials	Duration	Metallic plasma duration	Nitrogen plasma duration	Frequency	Duty cycle
A5083	24 ms	13 ms	11 ms	40 Hz	52 %
Type 304	78 ms	56 ms	22 ms	14 Hz	78 %
Carbon steel	337 ms	298 ms	39 ms	3 Hz	91 %

この表より、材料によって窒素プラズマの周期やデューティが異なることがわかる。そして、窒素プラズマの周期が比較的速いアルミニウム合金やステンレス鋼では、キーホールが窒素プラズマの生成によって周期的に生成／消滅を繰り返し、その溶接現象はパルス変調のレーザ溶接時と類似であることが確認された。この結果、これらの合金では、キーホールから気泡を発生する前にキーホールが消滅するためポロシティが劇的に抑制されているものと考えられる。また、キーホールの消滅過程も融液が多く、急激ではないため、ポロシティとして残りにくいものと推察される。一方、炭素鋼では、ポロシティが若干生成

していたが、窒素プラズマの生成周期は遅く、デューティも非常に長い。炭素鋼の場合も窒素プラズマの生成中はキーホールが消滅するが、デューティが長いために、キーホールの開いている時間は他の材料に比べて非常に長い。その結果、Nガス中の炭素鋼レーザー溶接でポロシティが完全に抑制されないのは、レーザーとキーホール先端部での相互作用時間がCWレーザー溶接時のように長くなり、Heガスシールドの場合のようにキーホール先端から気泡を生成するためと考えられる。

次に、窒素プラズマの挙動とレーザー出力との関係を調べるために、レーザー出力を5、15および30kWと変化させ、窒素プラズマの飛距離および窒素プラズマの周期についてステンレス鋼で検討を試みた。プラズマの飛距離および周期についてまとめた表をTable 6.4に示す。

Table 6.4 Summary of plasma frequency, duty, N-plasma flight distance and moving speed in stainless steel, showing effect of laser power on plasma behavior

Laser Power (kW)	Plasma frequency (Hz)	Duty (%)	N-plasma flight distance (mm)	Moving velocity of N-plasma (m/s)
5	58.2	64.8	31	9.9
15	73.1	64.4	70	20.9
30	137.7	44	99.6	34.7

レーザーの出力によってNプラズマの周期が異なることが観察され、プラズマの飛距離も出力によって違いがあることが確認された。そこで、各出力においてプラズマの消えた位置でのレーザーのパワー密度を計算した。その結果、5kWでは0.75kW/mm²と高く、15kWおよび30kWではそれぞれ0.11kW/mm²および0.17kW/mm²と低かった。したがって、高出力の場合、パワー密度が0.1kW/mm²とほぼ同等な高さまで上昇することが推察される。

次に、レーザーの照射方向を水平に変更し、Nプラズマの飛行方向について検討した。レーザー出力が5、15および30kW時のNプラズマの挙動を観察した結

果を Fig. 6.19 に示す。レーザは写真の左から照射しているが、照射している方向へプラズマが移動していることが確認される。また、水平照射においては、レーザ出力が 15 kW と 30 kW では N プラズマが観察され、プラズマの移動距離は垂直入射の場合とほぼ同等であった。なお、水平照射の 5 kW では N プラズマの生成は観察されなかった。

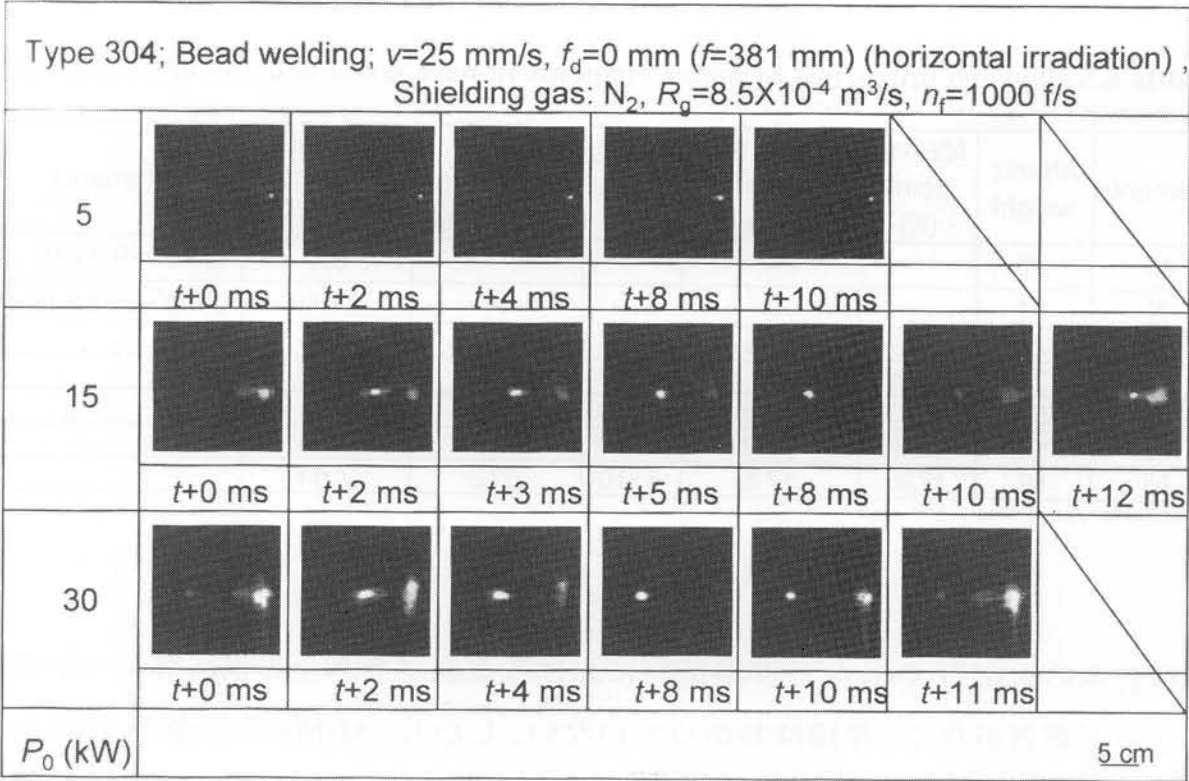


Fig. 6.19 High speed observation of N-plasma behavior during CO₂ laser welding performed at 5, 15 and 30 kW in horizontal direction, showing N-plasma movement and its direction.

そこで、レーザの照射方向とプラズマの飛行方向についてさらに検討するため、レーザ出力を 15 kW として、試料の斜め 45 度上方から照射し、N プラズマの飛行方向を観察した。45 度上方からの照射においても、N プラズマはレーザの照射されている方向へ移動しており、移動距離は垂直照射、水平照射の場合と比べてほとんど差がなかった。これらの結果より、N プラズマは自らの浮力によって移動するのではなく、レーザの光源のほうへ移動しており、レーザのパワー

密度が 0.1 kW/mm² 以下になるところまで N プラズマの電離している位置がレーザから熱エネルギーを吸収することによって移動しているものと考えられる。

以上の結果において、プラズマの周期が材料によって違う点についての詳細は不明である。しかし、その原因は金属プラズマによる影響と考えられる。そこで、**Table 6.5** に窒素と主な金属元素の電離電圧、質量、蒸発潜熱等の物性値を記す。

Table 6.5 Physical properties of major elements in base metal and shielding gas used.

Elements	Atomic weight	Melting point (K)	Heat of fusion (10 ⁻³ J/mol)	Boiling point (K)	Heat of evaporation (10 ⁻³ J/mol)	Ionization potential (eV)	Remarks
N ₂	28	-	-	-	-	9.1	N ₂ →2N-9.1 eV
N	14	-	-	-	-	14.48	N→N ⁺ +e ⁻ -14.48 eV
Mg	24	932	8.96	1376	128.7	7.61	
Al	27	933	8.4	2750	293.8	5.96	
Cr	52	2163	13.8	2933	349	6.74	
Fe	56	1809	13.8	3160	351.2	7.83	
Ni	59	1726	17.5	3110	372	7.61	

各種合金の大出力 CO₂ レーザ溶接時における金属プラズマの構成等についてはほとんど報告がなく、詳細はわかっていない。しかし、Al-Mg 系合金の YAG レーザ溶接時における誘起プラズマ／プルームの分光学的研究からプラズマ／プルームの組成は母材成分とは異なり、蒸発温度および潜熱の低い Mg が高濃度で存在することが明らかにされている^{61, 62)}。このことから A5083 では、Mg が金属プラズマの中で重要な役割を果たしていると推察される。この元素は、他の合金元素に比べて蒸発しやすく、レーザ照射によってまず蒸発し、レーザによって電離する。これに続いて、他の元素も連続的に電離状態になると考えられる。一方、窒素分子は原子に解離した後に電離するために、プラズマを生成するには大きなエネルギーを要し、このために窒素分子がレーザによってブレイクダウンするのではなく、先に電離した金属プラズマから供給される電子によって窒素がプラズマ化するものと考えられる。

以上の結果より、N₂ シールドガス中での高出力 CO₂ レーザ溶接時のポロシティ

低減機構について検討した結果、次のようなことが確認された。

1. N_2 ガス中のレーザ溶接でポロシティが抑制されるのは、周期的に生じる N プラズマによってレーザが吸収・散乱され、キーホールが維持できるほどのレーザエネルギーが試料表面に到達しなくなるためにキーホールが閉塞し、キーホールがパルス変調型レーザ溶接と同様の挙動を示し、キーホール先端部からの気泡の発生がないためであることが推察された。
2. N プラズマの生成周期は、溶接材料によって異なり、周期の長いものは、キーホールの開口時間が長く、不安定になったキーホールの先端部から気泡を生じてポロシティを生成しやすいことがわかった。
3. N プラズマは特定のパワー密度の高さまで飛行し、飛行方向はレーザの照射方向である。このことから、N プラズマの電離している位置はレーザから熱エネルギーを吸収することによって移動することが考えられる。

以上の結果より、CW の高パワー CO_2 レーザ装置では、レーザとシールドガスの相互作用により、パルス化が可能であり、ポロシティの低減・防止が可能であることがわかった。

6.5 結言

本章で得られた高出力レーザ溶接時のポロシティ低減法に関する結果をまとめると、以下の通りである。

- 1) ステンレス鋼およびアルミニウム合金の貫通レーザ溶接では、ポロシティが劇的に減少することが確認された。それは、キーホール先端部がなく、底部からの気泡の発生がないためであることがわかった。
- 2) ステンレス鋼およびアルミニウム合金の部分溶込みレーザ溶接時には、ビームを傾ける前進溶接を行うことにより、同出力の垂直入射に比べて、溶込み深さは若干浅くなるが、ポロシティを低減することが可能であった。これは、前進溶接時には、キーホールが斜めに形成され、キーホール先端部が溶接方向に対して後方へ曲がりにくいので、キーホール先端部での気泡の生成が起りにくくなっているためであろう。

- 3) 後進溶接では、後ろ向きに曲がったキーホールが形成し、気泡がより多く発生したため、より多くのポロシティが残留した。したがって、キーホールの先端部での蒸発プルームの方向を制御することがポロシティの生成と防止に重要であり、前進溶接がポロシティの低減に有効であった。
- 4) 前進溶接は溶接速度が速い場合でも有効な方法であることが確認された。
- 5) ツインビームレーザ溶接時のキーホールは、溶接方向に対する直列配置(Inline)の場合、溶接方向へ広く開き、2本のビーム間隔によっても開口部の長さが違うことが確認された。一方、並列配置(Cross)の場合、ビーム間隔によってキーホール形状が異なることが観察された。
- 6) ツインビーム溶接時のキーホール形状やキーホールの安定性は溶接時のビーム配置やレーザ出力によって様々であった。しかし、ポロシティの生成挙動は、基本的にはシングルビームのポロシティ生成機構と同様であり、キーホール先端部で気泡を生成し、この気泡が凝固壁にトラップされてポロシティが残留した。
- 7) ツインビーム溶接ではシングルビームに比べてポロシティの生成が少なく、ポロシティ抑制に効果的な条件があった。レーザ出力が均等に分布している2+2 kWでは、ファイバー間隔が狭い0.72 mmのものはポロシティが多く、ファイバー間隔の広い1.2や2.0 mmではポロシティが減少した。しかし、ビームの並列配置と直列配置の間でポロシティ数に大差はなかった。
- 8) 3+1 kWのようなレーザ出力の偏った照射の場合は、2+2 kWの場合に比べてポロシティ数が増加した。ポロシティはビームの間隔1.2 mmが最も少なく、0.72 mmと2.0 mmでは多かった。また、並列配置よりも直列配置の方が、ポロシティが抑制されていることも確認された。
- 9) 適正なビーム間隔でのツインビーム照射では、キーホールが広く開きおり、内部の蒸発圧力が外部へ効率よく逃がされるため、ポロシティが抑制されると考えられる。
- 10) パルス変調レーザで、周波数とデューティを適切にコントロールした照射条件では、ポロシティが劇的に低減した。
- 11) 適切に制御されたパルス変調溶接時のキーホール挙動は、キーホール形成と

消滅を周期的に繰り返しており、キーホール先端部から気泡を生成する前にキーホールが消滅するので、気泡を生成せず、ポロシティを抑制していることが判明した。また、キーホールの消滅速度は単パルス照射のスポット溶接の場合より遅く、気泡の残留もせずに閉じたが、気泡が残留しても次のキーホールで再度消滅させることが可能であることが観察された。

- 12) N_2 シールドガス中での高出力 CO_2 レーザ溶接の場合、試料表面に金属プラズマのみが生成し、N プラズマが生成していないときは、キーホールが深く生成しているが、N プラズマがキーホール上空に生成するとキーホールが収縮し、やがて消滅するパルス変調型の溶込み挙動が観察された。なお、キーホールの閉塞速度は、 1.6 m/s とパルススポット溶接時と同等であることが確認された。そして、キーホールの消滅した状態は窒素プラズマが十分小さくなるか、もしくは消滅するまで継続し、試料表面にレーザが到達すると、まず、金属蒸気が溶融池表面に発生した後にキーホールが形成することが明らかになった。
- 13) 窒素プラズマの生成によるキーホールのパルスのな挙動は、アルミニウム合金、ステンレス鋼および炭素鋼で同様であったが、窒素プラズマの生成周期は材料によって異なることが確認された。
- 14) ステンレス鋼やアルミニウム合金では、窒素プラズマによるキーホールのパルスの繰り返し数が速く、ポロシティがほぼ完全に抑制された。一方、周期が遅い炭素鋼の場合は、キーホールの開いている時間が非常に長いため、キーホールが開口中に先端から気泡を生成する場合があります、ポロシティが若干残留したと考えられる。
- 15) 窒素プラズマの発生周期は、レーザ出力によって異なり、出力が高いほど速かった。
- 16) 窒素プラズマは自らの浮力によって移動していたのではなく、レーザの光源の方へ移動していることが観測された。そして、レーザのパワー密度が 0.1 kW/mm^2 程度の位置まで移動していた。

第 7 章 総括および結論

本研究は、レーザ溶接時に最も発生しやすく、早急な解決が要望されているポロシティの形成に関して、その生成機構の解明と低減法の開発について実験的研究を行ったものである。特に、本研究では、マイクロフォーカス X 線透視映像システムを活用して、連続およびパルス発振の YAG レーザまたは CO₂ レーザ溶接時のキーホール挙動や気泡およびポロシティの生成状況をリアルタイム観察した。また、X 線透視観察法では、通常、観察が困難な溶融池形状や溶融池内の対流・湯流れについても密度差の異なる金属を利用して観察した。さらに、材料学的な分析も行い、ポロシティの生成機構について考察した。これらの結果、得られた多くの知見をもとに、ポロシティ低減に有効と思われる種々の方法でレーザ溶接を行い、ポロシティ低減に対する各種方法の有効性とその理由について詳細な検討を加えた。

本研究で得られた結果は各章で詳述しているが、ここでは、主要な結果を要約する。

第 1 章は、本研究の背景および研究の必要性、本論文の構成についてまとめた。

第 2 章は、本研究で用いたレーザ装置、実験機器の紹介および実験方法についてまとめた。

第 3 章は、パルススポット溶接時のキーホール挙動とポロシティ生成挙動を明確にし、ポロシティ抑制に及ぼすパルス波形制御の効果を明示した。

まず、矩形波のパルス YAG レーザによるスポット溶接時のキーホール挙動およびポロシティ生成挙動について、次のことが明らかになった。

- 1) キーホールの生成はレーザの照射から 2~3 ms 遅れて始まった。そのドリリング速度は、平均で約 0.5 m/s、瞬間最大速度でおよそ 1.2 m/s であった。
- 2) キーホールがある一定の深さに達するとキーホールはわずかに深くなったり、浅くなったりして、膨張・収縮を繰り返すことが確認された。

- 3) キーホールはレーザの照射終了から1~2 ms遅れて消滅することが確認され、キーホールの閉塞速度は約 1.2~2.5 m/s であり、ドリリング速度よりも速かった。
- 4) パルスレーザによるスポット溶接時におけるポロシティは、溶融金属部中間部にできるものと底部にできるものの2つのタイプが確認された。
- 5) 溶接金属部中間部にできるポロシティの生成機構として、レーザ照射終了時に深いキーホールが形成された状態でレーザが終了するため、キーホールが完全に閉塞する前に溶融池表面部が先に閉塞し、キーホールであった一部分が溶融池内に取り残されてポロシティとなることが確認された。
- 6) 溶接金属部底部のポロシティは、底部に非常に深く侵入したときのキーホール先端部が取り残されて残留してものであることが明らかになった。

次に、ポロシティ抑制に及ぼすパルス波形制御の効果を検討したところ、次のことが明らかになった。

- 7) ポロシティ低減に有効であるといわれるテイリング波や鋸刃波を照射したところ、ポロシティを完全に抑制できなかった。その理由は、レーザ照射終了時に深いキーホールが形成されており、矩形波パルスレーザ照射のときと同様なメカニズムでポロシティが残留したためであると考えられる。
- 8) 鋸刃波を改良して照射したところ、ポロシティが抑制された。このときのレーザ照射終了時のキーホールは浅いものになっており、パルスレーザスポット溶接時におけるポロシティ低減にはレーザ照射終了時に浅いキーホールを形成するような波形制御を行うことが有効であると考えられる。

第4章は、高出力 CW YAG レーザ溶接時のキーホール挙動およびポロシティ生成挙動について検討したものであり、主な結論は次の通りである。

レーザ出力やシールドガス、溶接速度などのパラメーターが溶接結果に及ぼす影響について次のことが確認された。

CW 高パワーYAG レーザ溶接時のキーホール挙動やポロシティの生成機構に関連して、得られた主な結論は以下のとおりである。

- 1) 溶込み深さは、レーザの出力が高くなるほど、深くなるが、特に、ある値を境に熱伝導型から深溶込み型の溶接部に変化し、急激に深くなった。溶込み深さは、溶接速度を増加すると浅くなった。また、溶込み深さは、シールドガスの種類にあまり影響されず、ほぼ同程度であった。
- 2) 深溶込み溶接時にポロシティが多く生成していることが確認された。
- 3) ステンレス鋼、アルミニウム合金とも、溶接速度が速くなるに従って、ポロシティが小型化することも確認された。そして、ステンレス鋼の高速度溶接部では、ポロシティが抑制できることが判明した。
- 4) アルミニウム合金の場合、いずれの溶接速度でも、気泡はキーホール先端部から生成するが、溶接速度が増加するほど、そのサイズは小型になった。また、生成した気泡のほとんどはポロシティとして残留することが観察された。
- 5) ステンレス鋼の高速溶接の場合、キーホールは安定で、その先端部から気泡がほとんど発生しにくくなったため、ポロシティが形成しないということが判明した。
- 6) ポロシティは、アルミニウム合金の場合シールドガスによって抑制できなかったが、ステンレス鋼では窒素ガスの場合に抑制された。この理由は、キーホールは安定であり、その先端部から気泡が発生しないためであることがわかった。
- 7) 各種シールドガス中での溶接時には、キーホールは激しく膨張・収縮し、その深さや太さが大きく変化した。不活性ガス中におけるステンレス鋼およびアルミニウム合金のレーザ溶接時には、キーホール先端部から多くの気泡が発生し、その気泡が溶融金属部内を広範囲に移動するが、凝固壁にトラップされた場合にポロシティとして残留し、トラップされない場合はそのまま流動を続けたり、溶融池表面から外部へ脱出して消滅するときがあることも観察された。
- 8) W 粒子は、気泡や溶融金属に比べてはるかに重いにもかかわらず、その巡回軌跡はキーホール先端部から発生する気泡の動きとよく似ており、気泡の移動速度とも非常に近いことが確認された。この結果より、気泡の溶融池内の移動は気泡自身の浮力によるものではなく、溶融池内の湯流れによって輸

送されていることが明白となった。

- 9) A5083 および SUS304 とも、溶融池内には、キーホール先端部から溶融池後壁に沿って W 粒子が上昇し、溶融池内を大きく何周も旋回する流れがあることが確認された。この最大流速はキーホール先端部から溶融池後壁に沿って上昇する時に観測され、A5083 の場合は約 0.4~0.5 m/s、SUS304 では約 0.4~1.2 m/s と非常に高速であった。
- 10) キーホール先端部を起点とする溶融池内を大きく旋回する流れは、キーホール先端部での激しい蒸発がキーホール底部を押し出す時の反力（反跳力）とその蒸発物質がキーホールの底部後方の溶融池を押す圧力によって生じているものと考えられる。
- 11) A5083 レーザ溶接金属部のポロシティ内壁には Mg と O を多く含んだ白い膜状の酸化物が確認され、キーホールから発生した気泡内には金属蒸気が含まれていることが推察された。
- 12) ポロシティ内にはシールドガスが巻き込まれていることが確認された。なお、水素については材料内からの拡散水素であろうと考えられる。
- 13) 本観察実験より、高出力 YAG レーザ溶接時におけるポロシティの生成機構についてキーホール挙動や溶融池の湯流れとの関連性から解明した。

第 5 章は、高出力 CO₂ レーザ溶接時のキーホール挙動や気泡およびポロシティ生成状況について、X 線透視法で観察した。その主要な結果は以下の通りである。

- 1) He シールドガス中において、レーザパワー 10~40 kW で A5083 および SUS 304 の溶接を行った結果、溶込み深さは、いずれもパワーの増加に従って、約 10~25 mm にほぼ比例的に増加した。
- 2) シールドガスの種類による溶込み特性を検討したところ、ステンレス鋼もアルミニウム合金も He ガスが最も深く、He-Ar 混合では Ar の割合が大きくなるほど溶込み深さが浅くなり、Ar ではほとんど溶けなかった。
- 3) ステンレス鋼およびアルミニウム合金においても、He でも He-Ar でも溶接金属部内にポロシティの存在が確認され、これらのガスがポロシティ低減に

効果的でないと判断された。N₂ ガスの場合、レーザ出力 10～20 kW で得られた深溶込み溶接部でも、ポロシティは確認されなかった。

- 4) アルミニウム合金の窒素ガスシールドの場合、溶接金属部全域にわたって AlN が存在していることが光学顕微鏡観察で確認された。
- 5) アルミニウム合金のポロシティは、生成位置によって形状が異なることが確認され、溶融池上部では、球形であり、溶接金属部中腹では楕円形、溶融池底部には針状であった。また、アルミニウム合金における針状ポロシティは、スポット溶接時に溶接金属部の底部で観察されるポロシティの生成状況と類似であり、キーホールが深く侵入したが、その先端部が取り残されて凝固したと考えられる。一方、ステンレス鋼の場合、ポロシティは溶接金属部底部近傍に多く、形状も球形のものしか観察されなかった。
- 6) ステンレス鋼およびアルミニウム合金とも、キーホールは激しく膨張・収縮をしており、キーホール先端部が溶接方向に対してやや後方に曲がる場合があり、キーホール先端部前壁で起こる激しい蒸発によって気泡が多く発生する様子が観察され、凝固壁でトラップされた気泡がポロシティとして残留することが確認された。
- 7) アルミニウム合金の場合は、気泡が溶融池内を広範囲に移動し、溶融池内で他の気泡と合体したり、溶融池表面まで移動した気泡は消滅することも確認された。
- 8) ステンレス鋼およびアルミニウム合金での主なポロシティはキーホール先端部で生成した気泡が凝固壁でトラップされて残留したものであり、一部、キーホール中間部から気泡が形成し、ポロシティとして残留する場合もあることが観察された。
- 9) アルミニウム合金での楕円形および球形のポロシティは、いずれもキーホール先端部で生成した気泡が、比較的溶融池深部で側面から凝固してくる界面に押されて生成したためおよび溶融池上部まで移動してきた後に凝固が起こったためと考えられる。
- 10) ステンレス鋼での気泡は、溶融池内をあまり広範囲に移動せず、溶融池底部近傍で凝固壁にトラップされてポロシティとなり、気泡が溶融池表面から外

部へ脱出しない場合が多く、この点はアルミニウム合金の気泡の動きと大きく異なることが確認された。

- 11) ステンレス鋼とアルミニウム合金とも、He や He-Ar 混合ガスの場合にはキーホール先端部から多数の気泡を生成していたが、N₂ ガスの場合、先端部からの気泡の発生がないため、ポロシティが生成されにくいことが観察された。
- 12) レーザ溶接時の溶融池形状は、溶接材料より密度が高く、融点が同等の金属を用いることにより可能であり、その結果、表面が広く、レーザ照射位置近傍が非常に深くなっている状況が観察可能であった。
- 13) 溶融池内には、種々の流れのパターンが定常的ではなく、時々刻々変化しながら起こっている様子が観察された。その主な湯流れは、
 - ・ 溶融池表面で、キーホールを迂回して後方へ向かう流れ
 - ・ キーホール口から上昇し、溶融池後方への流れ
 - ・ キーホール先端部近傍から溶融池の底部に沿う後方流れ
- 14) アルミニウム合金の溶融池内の湯流れは、キーホール先端部から溶融池後壁沿いに上昇するときに、最大約 0.4 m/s と高速であった。一方、ステンレス鋼での湯流れは、溶融池表面近傍で後方に向かって流れるとき、最大 0.3 m/s と高速であることが実測された。
- 15) 気泡と W 粒子の移動は良く一致していた。このことより溶融池内の気泡の移動は、自らの浮力によるものではなく、溶融池内の湯流れによって輸送されていることが明らかになった。
- 16) ポロシティ内壁には蒸発物質からなる酸化物や融液侵入の痕跡が認められた。また、シールドガスが主に混入されていた。したがって、ポロシティ生成の原因であるキーホールからの気泡の発生時には、多量の金属蒸気と若干のシールドガス成分が含有され、一部、微量の大気成分が巻き込まれる場合があることが推察された。
- 17) ステンレス鋼およびアルミニウム合金の CO₂ レーザ溶接時のポロシティの生成機構がキーホール挙動や気泡の発生と湯流れから理解された。

第 6 章では、連続発振の高出力 YAG レーザおよび CO₂ レーザ溶接時のポロシ

ティ低減法とその理由について明らかにしている。

- 1) 貫通レーザ溶接では、ポロシティが劇的に減少することが確認された。それは、キーホール先端部がなく、底部からの気泡の発生がないためであることがわかった。
- 2) 部分溶込みレーザ溶接時には、ビームを傾ける前進溶接を行うことにより、ポロシティを低減することが可能であった。これは、前進溶接時には、キーホールが斜めに形成され、キーホール先端部が溶接方向に対して後方へ曲がりにくいので、キーホール先端部での気泡の生成が起りにくくなっているためであろうと推察された。一方、後進溶接では、後ろ向きに曲がったキーホールが形成し、気泡がより多く発生したため、より多くのポロシティが残留した。したがって、キーホールの先端部での蒸発プルームの方向を制御することがポロシティの生成と防止に重要であり、前進溶接がポロシティの低減に有効であることが判明した。前進溶接は溶接速度が速い場合でも有効な方法であることが確認された。
- 3) ツインビームレーザ溶接時のキーホールは、直列配置(Inline)と並列配置(Cross)の場合とも、ビーム間隔によってキーホール形状が異なることが観察された。ツインビームレーザ溶接時のキーホール形状やキーホールの安定性は溶接時のビーム配置やレーザ出力によって様々であった。
- 4) ツインビームレーザ溶接ではシングルビームに比べてポロシティの生成が少なく、ポロシティ抑制に効果的な条件があった。しかし、ポロシティの生成挙動は、基本的にはシングルビームのポロシティ生成機構と同様であり、キーホール先端部で気泡を生成し、この気泡が凝固壁にトラップされてポロシティが残留した。適正なビーム間隔でのツインビーム照射では、キーホールが広く開いおり、内部の蒸発圧力が外部へ効率よく逃がされるため、ポロシティが抑制されると考えられる。
- 5) パルス変調レーザで、周波数とデューティを適切にコントロールした照射条件では、ポロシティが劇的に低減した。
- 6) 適切に制御されたパルス変調溶接時のキーホール挙動は、キーホール形成と消滅を周期的に繰り返しており、キーホールの先端部から気泡を生成する前

にキーホールが消滅するので、気泡を生成せず、ポロシティを抑制していることが判明した。また、キーホールの消滅速度は単パルスレーザ照射のスポット溶接の場合より若干遅く、気泡が残留せずに閉じることが観察された。

- 7) N_2 シールドガス中での高出力 CO_2 レーザ溶接の場合、試料表面に金属プラズマのみが生成し、N プラズマが生成していないときは、キーホールが深く生成しているが、N プラズマがキーホール上空に生成するとキーホールが収縮し、やがて消滅するパルス変調型の溶込み挙動が観察された。キーホールの消滅した状態は窒素プラズマが十分小さくほぼ消滅するまで継続し、試料表面にレーザが到達すると、まず、金属蒸気が熔融池表面に発生した後にキーホールが形成することが明らかになった。
- 8) N プラズマの生成によるキーホールのパルスの挙動は、アルミニウム合金、ステンレス鋼および炭素鋼で同様であったが、窒素プラズマの生成周期は材料によって異なることが確認された。ステンレス鋼やアルミニウム合金では、窒素プラズマによるキーホールのパルスの繰返し数が速く、ポロシティがほぼ完全に抑制された。一方、周期が遅い炭素鋼の場合は、キーホールの開いている時間が非常に長いため、キーホールが開口中に先端から気泡を生成する場合があります、ポロシティが若干残留したと考えられる。
- 9) 窒素プラズマの発生周期は、レーザ出力によって異なり、出力が高いほど速かった。
- 10) 窒素プラズマは自らの浮力によって移動していたのではなく、レーザの光源の方へ移動していることが観測された。そして、レーザのパワー密度が 0.1 kW/mm^2 程度の位置まで移動していた。

謝辞

本研究は、大阪大学接合科学研究所 松縄朗教授の御指導と御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申し上げます。

また、本論文の完成に当たって、貴重なご意見を頂いた大阪大学工学部機械物理工学科の花崎伸作教授、大阪大学工学部生産科学工学科の宮本勇教授、大阪大学接合科学研究所の片山聖二助教授に厚く御礼申し上げます。

更に、本研究の遂行と論文作成にあたり、終始懇切丁寧な御指導と御鞭撻を頂いた大阪大学接合科学研究所 片山聖二助教授に心から厚く御礼申し上げます。そして、多くの有益な御意見や御討論を頂いた大阪大学先端科学技術研究所 竹本正教授に心より感謝致します。

一方、本研究を進めるにあたり、大阪大学接合科学研究所 水谷正海技官には実験に際して多大なご協力を頂き、ここに感謝の意を表します。

また、高出力 CO₂ レーザの使用に際しては、近畿高エネルギー加工技術研究所(AMPI)の近藤康夫氏、林智隆氏、松林万騎氏、松本敏史氏(現：川崎重工業㈱)、福田直晃氏(現：日立造船㈱)、鷹石純氏(現：川崎重工業㈱)、ならびにレーザー応用工学研究所(ALEC)の井上尚志氏、渡辺眞生氏(現：三菱重工業㈱)、中林督博氏(現：川崎重工業㈱)など関係各位から多大なご協力を頂き、ここに感謝の意を表します。

一方、ツインビーム YAG レーザの使用および研究に際しては、日産自動車材料研究所の柴田公博氏、坂元宏規氏、岩瀬孝邦氏や、ドイツの Stuttgart 大学の Prof. Friedrich Dausinger, Mr. Bernd Hohenberger, Mr. Matthias G. Mueller など関係各位に惜しめない協力と貴重な御意見・御鞭撻を頂き、ここに心から感謝致します。

そして、レーザ溶接現象の観察実験遂行に際して、多大なご協力を頂いた島津製作所㈱、nac㈱、住友重機械㈱、NEC㈱、ミヤチテクノス㈱の関係各位に感謝致します。

その他実験の遂行において多大なご協力を頂いた方々として、接合科学研究所の松縄研究室を卒業した金鐘道博士(現：韓国海洋大学校)、田中幸治氏(現：

日産自動車(株)、北原憲三氏(現：西部ガス(株))、吉田大輔氏(現：マツダ(株))、木下直樹氏(現：ROAM(株))、博士後期課程 2 年次の文鍾賢氏、博士前期課程 2 年次の小林良弘氏、竹本雅春氏、博士前期課程 1 年次の森田美知太郎氏、内藤恭章氏など多くの方に惜しみない支援を頂き、ここに心から感謝致します。

本研究は通産省工技院プロジェクト「フォトン計測・加工技術開発」および、IMS プロジェクト「Self-Tuning and User-Indipendent Laser Material Processing Units」の一環として行われたものであり、ここに関係各位へ感謝の意を表します。

最後になりましたが、私の研究に対し大いなる理解を示し、日常生活を常に支えつづけてくれた私の父母、兄弟に心より感謝致します。

参考文献

- 1) D. M. Rosseler: "An Introduction to the Laser Processing of Materials", The Industrial Laser Annual Hand book, (1986) 16
- 2) 高橋 英生, 市古 修身: "鉄鋼業におけるレーザの利用", 鉄と鋼, 71-14 (1985) 28
- 3) 宮崎 俊行, 宮沢 肇, 村川 正夫, 吉岡 俊朗: "レーザ加工技術", 産業図書 (1991) 第4章
- 4) 池田, 藤田ら: "レーザプロセス技術ハンドブック", 朝倉書店 (1992)
- 5) 辻 正和: "最大出力 60 kW CO₂ レーザの実用化と高出力 CO₂ レーザアプリケーションの近況", 第46回レーザ熱加工研究会資料集－創立20周年記念大会－, (1999) 51-60
- 6) N. Fukuda, T. Matsumoto, Y. Kondo, A. Ohmori, K. Inoue and Y. Arata: "Study on High Quality Welding of Thick Plates with a 50 kW CO₂ Laser Processing System", Proc. of ICALEO '97, Vol. 83, Part 2, (1997) E11-E20
- 7) 金沢 祐孝, 西見 昭浩, 上原 実, 中島 審也: "4 kW YAG レーザとその加工特性", 第44回レーザ熱加工研究会, (1998) 51-60
- 8) H. Miura, S. Fujinaga, T. Narikiyo and A. Ohmori: "Study on Enhancing Methods to 5.5 kW Total Average Power by Combining YAG Laser Beam and Their Material Processing Characteristics, Proc. of ICALEO '97, Vol. 83, Part 1, (1997), A226-A235
- 9) T. Ishide, M. Nakayama, Y. Shimokusu, T. Nagashima, K. Okimura and O. Kohanawa: "High Power YAG Laser Application for Heavy Components", Proc. of Nolamp Conference, (1999), 482-490
- 10) 応和 俊雄ら: "ステンレス鋼の溶接の実際", 産報出版 (1984)
- 11) A. Matsunawa: "Defect Formation Mechanism in Laser Welding and Their Suppression Methods", Proc. of ICALEO '94, Vol. 79, (1994), 203-209
- 12) A. Matsunawa, J. D. Kim and S. Katayama: "Porosity Formation in Laser Welding –Mechanism and Suppression Methods–" Proc. of ICALEO '97 Vol. 83, Part 2, (1997), G73-82
- 13) 片山 聖二, 小島 敬士, 松縄 朗: "アルミニウム合金のレーザ溶接性(第2

- 報)ー溶接欠陥の発生とその原因ー”, 軽金属溶接, Vol. 36, No. 1, (1998), 3-21
- 14) S. Katayama, Y. Yamaguchi, M. Mizutani and A. Matsunawa: “Evaluation of Mechanical Properties of Laser Welded Aluminum Alloy”, Proc. of ICALEO '97, Vol. 83, Part 2, (1997), G93-G102
 - 15) A. MATSUNAWA, S. KATAYAMA, M. MIZUTANI, H. IKEDA and K. NISHIZAWA: “FUSION AND SOLIDIFICATION CHARACTERISTICS IN PULSE-SHAPED YAG LASER WELDING”, 5th CISFFEL, (1993), 219 - 226.
 - 16) 富井 洋一, 水野 政夫: “アルミニウム溶接部における水素とガス欠陥”, 軽金属, Vol. 36, No. 10, (1986), 660-672
 - 17) R. P. Martukaniz, D. J. Smith: “Laser beam welding of aluminum alloys”, Proceeding Sixth International Conference on Aluminum Weldments, April 3-5, (1995), 309 - 323
 - 18) I. Miyamoto, H. Maruo and Y. Arata: “The Role of Assist gas in CO₂ Laser Welding”, Proc. of ICALEO '84, Vol. 44, (1984), 68 - 75
 - 19) 片山 聖二: “アルミニウム合金のレーザー溶接におけるポロシティおよび凝固割れの発生機構と抑制策”, (社) 軽金属溶接構造協会, (1995), 65-78
 - 20) Y. Arata, E. Abe and M. Fujisawa: “A Study on Dynamic Behaviours of Electron Beam Weldments”, Transaction of JWRI, Vol. 5, No.1, (1976), 1-9
 - 21) Y. Arata, N. Abe, and S. Yamamoto: “Tandem Electron Beam Welding (Report 3) -Analysis of Front Wl of Beam Hole by Beam Hole X-ray Observation Method”, Transaction of JWRI, Vol. 9, No. 1, (1980), 1-10
 - 22) Y. Arata, N. Abe and T. Oda: “Fundamental Phenomina in High Power CO₂ Laser Welding (Report I)”, Transaction of JWRI, Vol. 14, No. 1 (1985), 5-11
 - 23) Y. Arata, N. Abe and T. Oda: “Fundamental Phenomina in High Power CO₂ Laser Welding (Report II)”, Transaction of JWRI, Vol. 14, No. 2 (1985), 17-22
 - 24) 片山 聖二, 金 鍾道, 松縄 朗, 須貝 裕之: “レーザ溶接時の欠陥生成機構の解明と防止(第2報)ーX線透過映像法による欠陥生成挙動のリアルタイム観察ー”, 溶接学会全国大会公演概要集 第59集, (1996), 78-79
 - 25) 伊藤 芳浩, 今井 応介, 加賀田 誠, 富岡 智, 榎戸 武揚: “磁場効果を考

- 慮する超高速カメラのシャッタリング方式の研究”，高速度撮影とフォトリソグラフィに関する総合シンポジウム 1999 公演論文集，(1999)，199-202
- 26) 瀬渡 直樹，金 鍾道，片山 聖二，松縄 朗：“X線透過映像法によるポロシティ生成挙動のリアルタイム観察—レーザ溶接時の欠陥生成機構の解明と防止(第3報)—”，溶接学会全国大会講演概要集 第60集，(1997)，74-75
- 27) 瀬渡 直樹，片山 聖二，松縄 朗：“アルミニウム合金レーザ溶接時のポロシティ生成機構の解明とその抑制法”，溶接学会論文集，Vol. 18, No. 2, (2000)，243-255
- 28) 片山 聖二，瀬渡 直樹，金 鍾道，松縄 朗：“アルミニウム合金におけるポロシティ生成挙動のリアルタイム観察—レーザ溶接時の欠陥生成機構の解明と防止(第4報)—”，溶接学会全国大会講演概要集 第61集，(1997)，372-373
- 29) 片山 聖二，瀬渡 直樹，金 鍾道，松縄 朗：“X線透過映像法によるキーホールレーザ溶接現象の観察—湯流れの可視化—”，溶接学会全国大会講演概要集 第62集，(1998)，108-109
- 30) 瀬渡 直樹，水谷 正海，片山 聖二，松縄 朗：“レーザ溶接時におけるキーホール挙動とプラズマ挙動の相関”，溶接学会全国大会講演概要集 第63集，(1998)，220-221
- 31) 瀬渡 直樹，片山 聖二，松縄 朗：“レーザ溶接現象の高速観察—湯流れ現象の高速観察—”，溶接学会全国大会講演概要集 第64集，(1999)，32-33
- 32) 瀬渡 直樹，片山 聖二，松縄 朗：“高出力 YAG レーザ溶接時のポロシティ生成機構の解明”，溶接学会全国大会講演概要集 第65集，(1999)，242-243
- 33) 瀬渡 直樹，水谷 正海，後藤 道夫，片山 聖二，松縄 朗：“レーザ溶接時のキーホール挙動の解明”，溶接学会全国大会講演概要集 第67集，(2000)，88-89
- 34) Metals Handbook, Vol. 6, “Laser Beam Welding”, (ed.) ASM committee on Laser Beam Welding, (1986), 647-671
- 35) 川口 聖一：“ステンレス鋼のレーザ溶接金属の品質”，溶接学会誌，Vol. 68, No. 6, (1999)，32-36
- 36) K. Behler, E. Beyer and R. Schafer: “Laser Welding of Aluminum and Aluminum Alloys”, Welding Journal, (1983), 249-258

- 37) D. W. Moon and E. A. Metzbower: “Laser Beam Welding of Aluminum Alloy 5456”, Welding Journal, (1983), 53-58
- 38) M. J. Cieslak and P. W. Fuerschback: “On the Weldability, Composition, and Hardness of Pulsed and Continuous Nd:YAG Laser Welds in Aluminum Alloys 6061, 5456, and 5086”, Metallurgical Transactions B, Vol. 19B, (1988), 319-328
- 39) 片山 聖二, Carl D. Lundin : “アルミニウム合金 5456 のレーザー溶接—アルミニウム合金のレーザー溶接性(第 1 報)—”, 軽金属溶接, Vol. 29, No. 7, (1991), 295-307
- 40) 片山 聖二 : “アルミニウム合金のレーザ溶接”, ‘92 最新ハイテク加工ハンドブック, テック出版, (1992), 22-29
- 41) I. Miyamoto, M. Kutsuna, and J. Suzuki: “Laser welding of A5083 Aluminum Alloy”, Proc. of 5th Symposium of the Japan Welding Society (SJWS), (1990), 23-28
- 42) P. A. Molian and T. S. Srivatsan: “Weldability of Al-Li-Cu alloy 2090-T8E41”, ALUMINIUM, 66, (1990), 1, 69-71
- 43) B. Hohenberger, C. L. Chang, C. Schinzel, F. Dausinger and H. Hugel: “Laser Welding with Nd:YAG-Multi-Beam Technique”, Proc. of ICALEO’99, Vol. 87, Part 2, (1999), D167 - D176
- 44) 香坂 秀一 : “レーザ凝固特性および溶接欠陥の発生・防止に及ぼすパルス波形の影響”, 大阪大学生産加工工学専攻修士論文, (1993)
- 45) 池田 治彦 : “波形制御型パルスレーザによるアルミニウム合金の溶接欠陥防止”, 大阪大学生産加工工学専攻修士論文, (1994)
- 46) 金 鍾道 : “レーザ溶接現象の時間・空間分解能計測と欠陥生成機構および防止法に関する研究”, 大阪大学生産加工工学専攻博士論文, (1997)
- 47) 田中 幸治 : “微小重力下におけるパルス YAG レーザ溶接”, 大阪大学機械物理工学専攻修士論文, (1999)
- 48) 山口 康啓 : “アルミニウム合金レーザ溶接部の機械的特性の評価”, 大阪大学生産加工工学専攻修士論文, (1996)
- 49) 片山 聖二, 吉田 大輔, 松縄 朗 : “レーザ溶接性に及ぼす窒素ガスの影響”, 溶接学会全国大会公演概要集 第 65 集, No. 65, (1999), 42-43

- 50) C. P. Heiple and J. R. Roper: "Effect of Selenium on GTAW Fusion Zone Geometry", *Welding Journal*, 60-81, (1987), 143s-145s
- 51) 松縄 朗: "アーク溶接におけるマランゴニ効果", *まてりあ*, 34-4, (1995), 412 - 419
- 52) 黄地 尚義, 三宅 厚司, 田村 雅貴, 井上 裕司, 西田公行: "アーク溶接現象に及ぼす微量元素の影響", *溶接学会論文集*, 8-1, (1990), 54 - 58
- 53) 松縄 朗, 横谷 真一郎: "溶融池における流動機構と溶け込み形状 (数値計算によるシミュレーション)", *溶接学会論文集*, 4-1, (1986), 253 - 256
- 54) M. Kern, P. Berger and H. Hugel: "Magneto-Fluid Dynamic Control of Seam Quality in CO₂ Laser Beam Welding magnetically supported laser beam welding features increased process stability", *Welding Journal*, 79-3, (2000), 72s - 78s
- 55) T. Fuhdrich, P. Berger and H. Hugel: "Marangony Effect in Deep Penetration Laser Welding of Steel", *Proc. of ICALEO'99*, Vol. 87, Part 2, (1999), E166 - E175
- 56) 竹内 : "金属レーザガス切断に関する基礎的研究", 大阪大学学位論文, (1980)
- 57) Y. ARATA, N. ABE and S. YAMAMOTO: "Tandem Electron Beam Welding (Report III), - Analysis of Front Wall of Beam Hole by Beam hole X-ray Observation -, *Transaction of JWRI*, Vol. 9, No. 1, (1980), 1 - 10
- 58) A. Matsunawa, J. D. KIM, S. KATAYAMA and V. V. SEMAK: "Experimental Studies on Keyhole Dynamics in Laser Welding", *Proc. of ICALEO '96*, Vol. 81, (1996), B59 - B65
- 59) T. Iwase, H. Sakamoto and K. Shibata: "Dual focus technique for high-power Nd: YAG laser welding of aluminum alloys", *Proceedings of SPIE, High-Power Lasers in Manufacturing*, Vol. 3888, (1999), 348-358
- 60) 浜田 省吾: "各種アルミニウム合金薄板の YAG レーザ溶接性", 大阪大学生産加工工学専攻修士論文, (1995)
- 61) 松縄 朗, 金 鍾道, 片山 聖二, 竹本 正: 「レーザ溶接における誘起プラズマの分光学的特性」, *レーザー研究*, Vol. 24, No. 6 (1996), pp. 679-688.

- 62) 金 鍾道, 片山 聖二, 水谷 正海, 松縄 朗 : 「レーザー溶接における蒸発・凝縮粒子の構造とプルームの特性」, レーザー研究, Vol. 24, No. 9 (1996), pp. 996-1005

本論文に関連した発表論文

投稿論文

1. “アルミニウム合金レーザ溶接時のポロシティ生成機構の解明とその抑制法”、溶接学会論文集、No. 2、Vol. 18、2000、243～255
瀬渡 直樹、片山 聖二、松縄 朗
2. “High-Speed Simultaneous Observation of Plasma and Keyhole Behavior during High Power CO₂ Laser Welding: Effect of Shielding Gas on Porosity Formation”, Journal of Laser Application, Vol. 12, No. 6, December, (2000), 245-250
Naoki SETO, Seiji KATAYAMA and Akira MATSUNAWA
3. “ステンレス鋼 CO₂ レーザ溶接時のポロシティ生成機構の解明と低減法”、
(溶接学会に現在投稿中)
瀬渡 直樹、片山 聖二、松縄 朗

その他の論文

4. “Relationship between Plasma and Keyhole Behavior during CO₂ Laser Welding”, Proceeding of SPIE , High-Power Lasers in Manufacturing, Vol. 3888, 61～68
Naoki Seto, Seiji Katayama, Masami Mizutani and Akira Matsunawa
5. “High-Speed Simultaneous Observation of Plasma and Keyhole Behavior during High Power CO₂ Laser Welding -Effect of Shielding Gas on Porosity Formation-”, Proceedings of ICALEO '99, Vol. 87 Part 2, E-19～27
Naoki SETO, Seiji KATAYAMA and Akira MATSUNAWA
6. “Formation Mechanism and Reduction Method of Porosity in Laser Welding of Stainless Steel”, Proceedings of ICALEO '97, Vol. 83, Part 2, G-83～92
Seiji KATAYAMA, **Naoki SETO**, Jong-Do KIM and Akira MATSUNAWA
7. “Formation Mechanism and Suppression Procedure of Porosity in High Power Laser Welding of Aluminum Alloys”, Proceedings of ICALEO '98, Vol. 85, Part 1, C-24～33
Seiji KATAYAMA, **Naoki SETO**, Jong-Do KIM and Akira MATSUNAWA
8. “Liquid Motion in Keyhole Laser Welding”, Proceedings of ICALEO '98, Vol. 85,

Part 2, G-151~160

Akira Matsunawa, **Naoki Seto**, Masami Mizutani and Seiji Katayama

9. "Porosity Formation and Solidification Cracking in Laser Welding", Proceedings of the Taiwan International Welding Conference '98, 47~57

Akira Matsunawa, Jong-Do Kim, **Naoki Seto**, Masami Mizutani and Seiji Katayama

10. "X-ray observation of keyhole dynamics in high power laser welding", International Welding Conference (IWC '99) on Welding & Allied Technology "Challenges in 21st Century" Conference Proceedings Vol. 1, 46~53

Akira Matsunawa, **Naoki Seto**, Masami Mizutani and Seiji Katayama

11. "Effect of Nitrogen on Laser Weldability of Aluminum Alloys", Documents of IIW 99, IX-1949-99

Seiji KATAYAMA, **Naoki SETO**, Jong-Do KIM and Akira MATSUNAWA

12. "Effect of Shielding Gas on Porosity Formation in High Power CO₂ Laser Welding", Documents of IIW 99, IV-753-99

Akira Matsunawa, **Naoki Seto**, Masami Mizutani and Seiji Katayama

13. "Dynamics keyhole and Molten Pool in Laser Welding", Documents of IIW 99, IV-751-99

Akira Matsunawa, Jong-Do Kim, **Naoki Seto**, Masami Mizutani and Seiji Katayama

14. "Dynamics of Keyhole and Molten Pool in High Power CO₂ Laser Welding", Proceeding of SPIE, High-Power Lasers in Manufacturing Vol. 3888, 34~45

Akira Matsunawa, **Naoki Seto**, Jong-Do Kim, Masami Mizutani and Seiji Katayama

15. "Formation Mechanism of Porosity in High Power YAG Laser Welding", Proceedings of ICALEO 2000, Vol. 89, C-16~25

Seiji KATAYAMA, **Naoki SETO**, Masami MIZUTANI and Akira MATSUNAWA

16. "Real Time Observation of Dual Focus Beam Welding of Aluminum Alloys", Proceedings of ICALEO 2000, Vol. 89, C-26~34

Takakuni Iwase, Kimihiro Shibata, Hiroki Sakamoto, Friedrich Dausinger, Bernd

Hohenberger, Matthias Mueller, Akira Matsunawa and **Naoki Seto**

17. “高出力炭酸ガスレーザー溶接現象の解明—シールドガスとポロシティ欠陥生成との関係—”、レーザー研究、Vol. 28、No. 11、745-749
松縄 朗、瀬渡 直樹、片山 聖二
18. “X線透過法によるレーザ溶接時のキーホール現象とポロシティ生成挙動の観察”、第44回レーザ熱加工研究会論文集、7～14
瀬渡 直樹、金 鍾道、水谷 正海、片山 聖二、松縄 朗
19. “プラズマ挙動とキーホール挙動の相関”、第49回レーザ熱加工研究会論文集、36～41
瀬渡 直樹、片山 聖二、松縄 朗